AMA

شرکت صنعتی آما

AMA Industrial Co.

IWNT

انجمن غیرمخرب ایران

The Iranian Institute of
Welding & Non Destructive Testing

# مجموعه مقالات

## هشتمین کنفرانس بین المللی جوشکاری و آزمایش های غیرمخرب

## بیست و ششمین کنفرانس ملی جوش و بازرسی
## پانزدهمین کنفرانس ملی آزمایش های غیرمخرب
## و چهارمین کنفرانس ملی ساخت افزایشی

ICW

CNDT
CWI

DT

۲۰ و ۲۱ بهمن ماه سال ۱۴۰۴


تهیه و تنظیم:

دکتر مسعود عطاپور - دکتر علی مالکی

# مجموعه مقالات

## هشتمین کنفرانس بین‌المللی جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب
## بیست و ششمین کنفرانس ملی جوش و بازرسی
## پانزدهمین کنفرانس ملی آزمایش‌های غیرمخرب
## و چهارمین کنفرانس ملی ساخت افزایشی

**20 و 21 بهمن ماه سال 1404**

**تهران – هتل المپیک**

**برگزارکنندگان**

IWNT

انجمن جوشکاری و آزمایشهای غیرمخرب ایران

The Iranian Institute of
Welding & Non Destructive Testing

AMA

شرکت صنعتی آما

AMA Industrial Co.

**تهیه و تنظیم** : **دکتر مسعود عطاپور– دکتر علی مالکی**
**مدیر تولید و صفحه آرایی** : **دکتر نازیلا ادب آوازه**
**سال نشر** : 1404

## پیام ریاست کنفرانس

سپاس بیکران خداوند متعال را که به ما توفیق داد تا هشتمین کنفرانس بین‌المللی جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب، بیست و ششمین کنفرانس ملی جوش و بازرسی، پانزدهمین کنفرانس ملی آزمایش‌های غیرمخرب و چهارمین کنفرانس ملی ساخت افزایشی را با همکاری شرکت صنعتی آما در تهران برگزار کنیم.

انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران، طی 46 سال توانسته جوش را از تک جنبه مهارتی که محور اصلی آن جوشکار درنظر گرفته می‌شود، به جوشکاری با جنبه‌های متعدد و گستره مهارتی، هنری، علمی، پژوهشی، فناوری،اقتصادی و... با دامنه شمول و حوزه دید بسیار وسیع‌تر که طیف گسترده‌ای از جوشکاران، مربیان جوشکاری، هماهنگ‌کنندگان جوشکاری، کنترل‌کنندگان کیفیت جوش، بازرسان جوش، بازرسان آزمایش‌های غیرمخرب، مهندسان جوش، اساتید جوشکاری، پژوهشگران جوشکاری دارای تحصیلات ابتدایی، متوسطه، کاردانی، کارشناسی، کارشناسی ارشد و دکتری را شامل می‌شود، برساند.

جوشکاری از طرفی دیگر تمامی فناوری‌ها و صنایع مورد نیاز برای ساخت دستگاه‌ها و تجهیزات جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب، تولید و مواد مصرفی جوشکاری و نرم‌افزارهای پرکاربرد این رشته و موارد دیگر را شامل می‌شود.

نقش‌آفرینان انجمن در این طرح اساتید محترم دانشگاه‌ها، پژوهشگران محترم مراکز پژوهشی، مدیران محترم صنایع و متخصصان محترم این رشته‌ها هستند که برای یکایکشان ادای احترام و پیام قدردانی و آرزوی موفقیت داریم.

به یاری خداوند متعال و همکاری نقش‌آفرینان صنعت و دانشگاه مصمم هستیم طرح جوشکاری، بازرسی، آزمایش‌های غیرمخرب و ساخت افزایشی را به سطح شایسته برسانیم.

از شرکت صنعتی آما که همکاری با این کنفرانس را به شایستگی برعهده گرفته است، صمیمانه تشکر و قدردانی می‌کنیم.

از دبیران محترم علمی و اجرایی که یاران همراه انجمن در برگزاری این کنفرانس‌ها هستند، از اعضای هیئت مدیره انجمن، داوران محترم مقالات و مسابقات، اعضای محترم کمیته علمی کنفرانس، ارائه‌دهندگان مقالات، طرح پژوهشی، پایان‌نامه، کتاب، اختراع و ابتکارات، آثار هنری، برگزارکنندگان کارگاه‌های آموزشی و شرکت‌های حاضر در نمایشگاه جانبی سپاسگزاری می نماییم.

عبدالوهاب ادب آوازه

رییس کنفرانس

رییس انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران

بهمن 1404

## بیانیه شرکت صنعتی آما

با گسترش صنایع راهبردی کشور، به ویژه در حوزه‌های نفت، گاز، پتروشیمی، نیروگاهی و صنایع سنگین، نقش فناوری اتصال و به ویژه جوشکاری در تضمین کیفیت و ایمنی سازه‌ها بیش از هر زمان دیگر اهمیت یافته است. امروزه رشد کیفی و کمی مهندسی جوش در کشور حاصل هم افزایی میان دانشگاه‌ها، پژوهشگران و صنایع کشور است؛ بستری که موجب ارتقا و تقویت کیفی زیرساخت‌های فنی صنعت جوش شده است که در این میان نقش بی‌بدیل کنفرانس‌های جوش نیز بایستی مورد توجه قرار گیرد.

شرکت صنعتی آما در کنار تولید، همواره در توسعه دانش بومی نیز پیشگام بوده است و در این راستا دوره‌های تخصصی جوش نیز برای دانشجویان و مهندسین صنایع مختلف برگزار می‌نماید و مشارکت فعال این شرکت در پروژه‌های تحقیقاتی و پایان نامه‌های کارشناسی ارشد و دکتری در دانشگاه‌های معتبر کشور موجب شده تعداد قابل توجهی از پایان نامه‌ها و مطالعات دانشگاهی در حوزه مهندسی جوش با همکاری مستقیم این شرکت شکل گیرد.

امروزه با افتخار می توان گفت که دانش، تجربه و توان مهندسین و محققین ایرانی در حوزه جوشکاری از جایگاه بالایی برخوردار بوده و پیشرفت‌های کنونی نیز حاصل تلاش مستمر متخصصین و صنعتگران کشور و همکاری موثر میان دانشگاه و صنعت است.

حمایت از کنفرانس‌های جوشکاری در راستای همسویی با مسئولیت اجتماعی و علمی شرکت صنعتی آما بوده و امیدواریم برگزاری این کنفرانس موجب افزایش همکاری و همگرایی محققین و صنعتگران کشور در راستای حل چالش‌های موجود در صنعت جوش باشد.

بهمن ماه 1404

عباس علی مددی

مدیرعامل و عضو هیئت مدیره شرکت صنعتی آما

## پیش‌گفتار

با افتخار و مسرت، گردآوری مجموعه مقالات «هشتمین کنفرانس بین‌المللی جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب»، «بیست و ششمین کنفرانس ملی جوش و بازرسی»، «پانزدهمین کنفرانس ملی آزمایش‌های غیرمخرب» و «چهارمین کنفرانس ملی ساخت افزایشی» (ICWNDT2026) را به جامعه مهندسی، پژوهشگران و صنعتگران ارجمند تقدیم می‌کنیم. این رویداد علمی-صنعتی، حاصل همکاری سازنده انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران و شرکت صنعتی آما می‌باشد که در هتل المپیک تهران میزبان اندیشمندان، صاحبنظران و متخصصان داخلی و بین‌المللی است.

امروزه صنایع و زیرساخت‌های حیاتی هر کشور، از انرژی و نفت و گاز تا حمل و نقل، ساخت‌وساز و فناوری‌های پیشرفته، به شدت وابسته به کیفیت، امنیت و قابلیت اطمینان اتصالات و قطعات هستند. در این میان، فناوری جوشکاری به عنوان ستون فقرات ساخت و تولید و علم آزمایش‌های غیرمخرب به عنوان چشمان بیدار تضمین کیفیت و سلامت فنی، نقش بی‌بدیلی ایفا می‌کنند. همچنین، ظهور فناوری‌های نوینی مانند ساخت افزایشی که انقلابی در مفاهیم طراحی و تولید ایجاد کرده، افق‌های جدیدی را در تلفیق با روش‌های سنتی گشوده است. کنفرانس حاضر با تلفیق این عرصه‌های کلیدی، در پی ایجاد پلی میان پژوهش‌های بنیادین، توسعه فناوری‌های کاربردی و نیازهای ملموس صنعت است.

مجموعه حاضر، گزیده‌ای از پژوهش‌های منتخب است که پس از فرایند دقیق داوری توسط کمیته علمی کنفرانس، پذیرفته و تنظیم شده‌اند. این مقالات طیف گسترده‌ای از موضوعات را پوشش می‌دهند: از نوآوری در فرایندهای جوشکاری پیشرفته و متالورژی جوش، تا توسعه روش‌های نوین آزمایش غیرمخرب. همچنین، کاربردهای ساخت افزایشی در تولید قطعات پیچیده و چالش‌های کنترل کیفیت و بازرسی این قطعات، از دیگر محورهای شاخص این مجموعه است.

هدف این کنفرانس، فراتر از ارائه دستاوردهای پژوهشی، ایجاد فضایی برای تبادل نظر، گفت‌وگوی علمی و هم‌افزایی میان دانشگاهیان، محققان مراکز پژوهشی و مهندسان و مدیران صنعتی است. بی‌تردید، هم‌گرایی این سه حوزه «جوش»، «بازرسی» و «ساخت افزایشی» نه تنها به ارتقای ایمنی و کارایی سازه‌ها می‌انجامد، که در نهایت منجر به افزایش بهره‌وری، کاهش هزینه‌های عمرانی و حرکت در مسیر تحقق اقتصاد مقاومتی و صنعتی خودکفا خواهد شد.

در پایان، بر خود فرض می‌دانیم از کلیه نویسندگان مقالات، داوران محترم که با دقت و حوصله به ارزیابی آثار پرداختند، اعضای کمیته‌های علمی و اجرایی کنفرانس و به ویژه انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران و شرکت صنعتی آما که با حمایت بی‌دریغ خود زمینه برگزاری این رویداد را فراهم آوردند، صمیمانه سپاسگزاری کنیم. امیدواریم این مجموعه، منبعی ارزشمند برای پژوهشگران و مهندسان باشد و گامی هرچند کوچک در راه پیشبرد مرزهای دانش و فناوری در این عرصه‌های حیاتی بردارد.

دکتر مسعود عطاپور- دکتر علی مالکی

دبیران علمی کنفرانس

## شورای عالی سیاست‌گذاری کنفرانس

1 **مهندس عبدالوهاب ادب آوازه**
ریاست محترم انجمن جوشکاری و آزمایش های غیرمخرب ایران

1 **دکتر مسعود عطاپور**
دبیرعلمی کنفرانس

1 **دکتر علی مالکی**
دبیرعلمی کنفرانس

1 **دکتر نازیلا ادب آوازه**
دبیر اجرایی کنفرانس

1 **دکتر هدی عابدی**
دبیر اجرایی کنفرانس

## هیات داوران

| | |
|---|---|
| دکتر احمدعلی آماده | دانشگاه تهران |
| دکتر علیرضا ابراهیمی | دانشگاه صنعتی امیرکبیر |
| دکتر مهدی احمدی نجف آبادی | دانشگاه صنعتی امیرکبیر |
| مهندس عبدالوهاب ادب آوازه | انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیر مخرب ایران |
| دکتر عبدالمجید اسلامی | دانشگاه صنعتی اصفهان |
| دکتر رضا اسلامی فارسانی | دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی |
| دکتر سعید اصغری | پژوهشگاه فضایی ایران |
| دکتر وحید اصفهانی یگانه | پژوهشگاه فضایی ایران |
| دکتر محمد اکبری | دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد |
| دکتر علی اصغر اکبری موسوی | دانشگاه تهران |
| دکتر علی اکبر اکرامی | دانشگاه صنعتی شریف |
| دکتر حمید امیدوار | دانشگاه صنعتی امیرکبیر |
| مهندس سید رضا امیرآبادی زاده | شرکت صنعتی آما |

| | |
|---|---|
| مهندس رضا ایمانیان نجف آبادی | انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیر مخرب ایران |
| دکتر رضا بختیاری | دانشگاه رازی کرمانشاه |
| دکتر محسن بدرالسمای | دانشگاه صنعتی اصفهان |
| دکتر سید مسعود برکت | دانشگاه صنعتی مالک اشتر |
| دکترعباس بهرامی | دانشگاه صنعتی اصفهان |
| دکتر بهروز بیدختی | دانشگاه فردوسی مشهد |
| دکتر محمدرضا پاک منش | پژوهشگاه فضایی ایران |
| دکتر مجید پورانوری | دانشگاه صنعتی شریف |
| مهندس حسین پوری رحیم | سازمان ملی استاندارد ایران |
| مهندس احمد تحویلیان | سازمان صنایع هوایی |
| دکتر حامد ثابت | دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج |
| دکتر محمد چیانی | پژوهشگاه فضایی ایران |
| دکتر ایمان حاجیان‌نیا | شرکت فولاد مبارکه اصفهان |
| دکتر ابراهیم حشمت دهکردی | سازمان انرژی اتمی ایران |
| دکتر اکبر حیدرزاده | دانشگاه شهید مدنی آذربایجان |
| دکتر حمید خرسند | دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی |
| دکتر فرزاد خدابخشی | دانشگاه تهران |
| دکتر شهرام رایگان | دانشگاه تهران |
| دکتر کامران دهقانی | دانشگاه صنعتی امیرکبیر |
| دکتر رضا دهملایی | دانشگاه شهید چمران اهواز |
| مهندس اسماعیل رحیمی | شرکت صنعتی آما |
| دکتر مهدی رفیعی | دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد |
| دکتر مهدی رفیعایی | دانشگاه صنعتی اصفهان |
| دکتر اسلام رنجبر نوده | دانشگاه صنعتی امیرکبیر |
| دکتر توحید سعید | دانشگاه صنعتی سهند تبریز |
| دکتر عبدالرضا سلطانی پور | دانشگاه صنعتی مالک اشتر |
| مهندس جلال شبان طاهری | شرکت صنایع هواپیماسازی ایران (هسا) |

| | |
|---|---|
| دکتر مرتضی شمعانیان | دانشگاه صنعتی اصفهان |
| دکتر محمدعلی صائیمی صدیق | دانشگاه شهید مدنی آذربایجان |
| دکتر حسن عبداله پور | دانشگاه سمنان |
| دکتر محمد عرفان منش | دانشگاه صنعتی مالک اشتر |
| دکتر علی عسکری | دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج |
| دکتر مسعود عطاپور | دانشگاه صنعتی اصفهان |
| دکتر قاسم عظیمی رویین | دانشگاه صنعتی اصفهان |
| دکتر سید رضا علمی حسینی | دانشگاه علم و صنعت |
| دکتر محمدرضا محمد علیها | دانشگاه علم و صنعت |
| دکتر علی فرزادی | دانشگاه صنعتی امیرکبیر |
| دکتر محمد رضا فروزان | دانشگاه صنعتی اصفهان |
| دکتر غلامحسین فرهی | دانشگاه صنعتی شریف |
| دکتر فرشید کاشانی بزرگ | دانشگاه تهران |
| دکتر مسعود کثیری | دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد |
| دکتر امیرحسین کوکبی | دانشگاه صنعتی شریف |
| دکتر مسعود گودرزی | دانشگاه علم و صنعت ایران |
| دکتر فرشید مالک قایینی | دانشگاه تربیت مدرس |
| دکتر علی مالکی | دانشگاه صنعتی اصفهان |
| دکتر رضا محمودی | دانشگاه تهران |
| دکتر حسین مستعان | دانشگاه اراک |
| دکتر مسعود مصلایی پور | دانشگاه یزد |
| دکتر مهدی مقیمی | دانشگاه علم و صنعت |
| دکتر حمید منتظرالقائم | دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد |
| دکتر حجت اله منصوری | دانشگاه صنعتی مالک اشتر |
| دکتر مجتبی موحدی | دانشگاه صنعتی شریف |
| دکتر محمدرضا موحدی | دانشگاه صنعتی شریف |
| دکتر امیرحسین میثمی | دانشگاه صنعتی اصفهان |

| | |
|---|---|
| دکتر سید محمد حسین میرباقری | دانشگاه صنعتی امیرکبیر |
| دکتر حسین مصلی نژاد | اداره کل آموزش فنی و حرفه ای استان اصفهان |
| دکتر محمد حسین مصلی نژاد | دانشگاه صنعتی اصفهان |
| دکتر سید احسان میرصالحی | دانشگاه صنعتی امیرکبیر |
| دکتر علیرضا نصر اصفهانی | دانشگاه صنعتی مالک اشتر |
| دکتر مهدی ملکان | دانشگاه تهران |
| دکتر همام نفاخ موسوی | دانشگاه تربیت مدرس |
| دکتر ابوالقاسم نورمحمدی | دانشگاه اصفهان |
| دکتر بهزاد نیرومند | دانشگاه صنعتی اصفهان |
| دکتر محمود نیلی احمدآبادی | دانشگاه تهران |
| دکتر علی محمد هادیان | دانشگاه تهران |
| دکتر مجید هاشم زاده | دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد |
| دکتر محمد یوسفیه | دانشگاه سمنان |

## فهرست مطالب


**ارزیابی ریسک آزمایش‌های غیرمخرب در خطوط تولید هوشمند با رویکرد ماتریس ریسک وHAZOP** 1

نازیلا ادب آوازه، مهدی رفیعی

**تحلیل داده‌محور عدم تطابق کالا در پروژه‌های نفت، گاز و پتروشیمی:مطالعه موردی بازرسی کالا در مقصد** 12

نازیلا ادب آوازه، احمدرضا وکیلی

**بررسی ریز ساختار و خواص مکانیکی جوش نقطه ای مقاومتی فولاد IF با لایه میانی پودرکربن** 19

امیرحسین انصاری، حسین عابدی چرمهینی، مسعود عطاپور

**مروری بر جوشکاری انفجاری مس به فلزات ناهمجنس: پدیده‌های فصل‌مشترک، اثرات عملیات حرارتی و رفتارهای خوردگی و مکانیکی** 28

حمید بختیاری، محمد رضا خانزاده، علی بختیاری

**تشخیص خودکار عیوب جوشکاری با استفاده از YOLOv8 برای بازرسی بلادرنگ** 36

امیر بیژه، سید محمد مهدی زمانی، اسلام رنجبر نوده

**تاثیر قوس دوار بر ریزساختار و خواص مکانیکی روکش ضد سایش ایجاد شده با جوشکاری الکترود دستی** 45

علیرضا بیگ وردی، حبیب حامد زرگری

**ارزیابی عیوب جوش در اتوکلاو صنعتی تحت فشار و بهبود کیفیت آن بر اساس نتایج آزمون‌های NDT** 52

محمدرضا پاک‌منش، حمید مسفروش، بهنام نکویی، محمدرضا فاضل‌پرور، سعید اصغری

**تاثیر عملیات حرارتی دو مرحله‌ای بر مقاومت به خوردگی بین‌دانه‌ای فولاد زنگ‌نزن AISI 321 جوشکاری شده برای سرویس در دمای بالا (راکتور)** 62
حسین جعفری، حسن سرزعیم

**بررسی خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم-منیزیوم جوشکاری شده با فرایندهای ذوبی و حالت جامد** 76
میثم جلالوند، علی نعمتی‌مفرح

**بررسی ناهمترازی جوش در مخازن و لوله های تحت فشار با رویکرد ارزیابی های صلاحیت سرویس دهی بر اساس استاندارد API 579-1/ASME FFS-1** 83
محمد مبین جواهری، فرزاد پهنانه، شهاب الدین زنگنه

**بررسی تأثیر لایه بافر ER430 بر رقت کروم، خواص مکانیکی و ریزساختار در جوشکاری پوششی ER410NiMo بر روی فولاد کربنی** 101
احسان حاتمی، علی غلامی

**بازرسی جوش و فرایند ساخت پل جرثقیل سقفی 32 تنی در صنایع سنگین** 113
ایمان حاجیان نیا، احمد رضا آقایی، روح الله معصومی، مصطفی شکرچی زاده

**بازرسی و تعمیر ترک در پاتیل ذوب شرکت فولاد رویکردی جامع مبتنی بر روش‌های غیرمخرب** 123
ایمان حاجیان نیا، جمشید علی بابایی شهرکی، اسماعیل کاویانی بروجنی، زهرا هاشمی

**بهینه‌سازی پوشش‌های سرمتی WC-12Co-4Cr ایجاد شده برروی زیر لایه مس به روش HVOF و ذوب مجدد لیزر** 130
محمد حدیدی، علیرضا نصراصفهانی، محمدرضا دهنوی، محمد عرفان‌منش

**بررسی ریز ساختاری و ارزیابی خواص سطحی و سختی در قطعات اینکونل 718 ساخته شده به روش ذوب انتخابی لیزر SLM با اعمال عملیات حرارتی** 131
سیدمهدی حسینی‌کاشانی، سیدمسعود برکت، محمدعرفان‌منش، جعفراسکندری‌جم

**بررسی اثر فرایندهای جوشکاریSMAW و GTAW بر روی رقت آهن در روکش کاری آلیاژInconel 625 بر روی فولاد کم آلیاژ ASME SA387** 141
مجید حقیقی بروجنی، ایمان محمدی، علیرضا نوری، علی بغدادی، حسین مستعان، فردین نعمت زاده

**بررسی اثر ولتاژ و شدت جریان بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال فولاد دوفازی 2205 به روش GTAW** 151
میثم حیدریان، اشکان محمدی، محمد کیان وجدان‌پاک

**تحلیل اثر به‌کارگیری مدیریت دانش بر مدیریت ریسک کیفیت جوش و ارتقای اثربخشی بازرسی جوش در پروژه‌های نفت، گاز و پتروشیمی** 158
محراب درخشان

**جوشکاری لیزری کلاف های فولادی با لیزر فیبر 10 کیلووات** 169
محمدحسین رحیمی، محمدجواد سبحانی، علی چهرقانی، مهدی شجاعی، رضا آزموده، سیف ا... اسدالهی

**مروری بر پیشرفت‌های جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی در زمینه اتصال آلیاژهای آلومینیوم** 178
عباس روستایی، ایمان حاجیان نیا

**جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای استلایت دوام ابزار و یکپارچگی متالورژیکی** 188
عباس روستایی، ایمان حاجیان نیا

**بررسی سختی پوشش کامپوزیتی ایجاد شده بر روی فولاد زنگ نزن 309 به روش روکش‌کاری لیزری** 194
اسماعیل زراعتی زردخونی، احمد منشی، مهدی عزیزیه

**تاثیر فرایند ذوب قوسی در خلاء و آسیا دیسکی بر مشخصه‌یابی پودر آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi با هدف روکش‌کاری لیزری** 202
علیرضا زینعلی، حمید خرسند، آیدا اسعدی زهرائی، آرمان ربیعی‌فر

**شبیه‌سازی ترمودینامیکی فرایند جوشکاری اکتیو تیگ روی فولاد زنگ نزن 316 کم‌کربن** 216
علی ساجی، علیرضا ابراهیمی

**ارزیابی ریزساختار و ریز سختی جوش لیزری فولاد کم آلیاژ کُرم – مولیبدن** 226
مهدی شجاعی، علی چهرقانی، محمدجواد سبحانی، محمدحسین رحیمی، رضا آزموده، سیف‌ا... اسدالهی

**تحلیل اثر چیدمان تیوب‌ها و توالی جوش آن‌ها بر توزیع تنش‌های پسماند و یکپارچگی اتصال تیوب به تیوب شیت مبدل‌های حرارتی پوسته و لوله با استفاده از شبیه‌سازی المان محدود** 235
رضا شیبانی، امین ربیعی‌زاده، رضا جاهدی ، مهرداد محمدی

**بررسی مشخصات ساختاری و خواص مکانیکی اتصال همسان سوپرآلیاژ پایه نیکل به‌روش جوشکاری لیزر** 249
مجید شیرین آبادی فراهانی، اشکان محمدی، علی کفلو

**کاربرد هوش مصنوعی در بهینه‌سازی و کنترل کیفیت فرایندهای جوشکاری: مروری بر پیشرفت‌ها و چالش‌ها** 259
مجتبی صادقی

**مروری بر سازوکارهای تشکیل تخلخل در قطعات تولید شده آلیاژهای آلومینیوم به روش ساخت افزایشی سیم و قوس** 265
وحید ضیائی لاله، حبیب حامدزرگری

**تاثیر افزودن سیم سرد آلیاژ آلومینیوم 4043 بر ریزساختار و خواص مکانیکی دیوار نازک فولاد زنگ نزن آستنیتی 316L تولید شده به روش ساخت افزایشی سیم و قوس** 276
وحید ضیائی لاله، جمال سرتیبی، حبیب حامدزرگری

**بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی دیوار نازک فولاد زنگ نزن آستنیتی 316L تولید شده به روش ساخت افزایشی سیم و قوس** 286
وحید ضیائی لاله، حبیب حامدزرگری، جمال سرتیبی

**تاثیر عملیات لیزرسطحی بر خواص ساختاری و مکانیکی فلز شیشه‌ای حجیم Zr65Cu15Ti13Ni7** 294
سید حسینعلی طبیبیان، مجید طاووسی، علیرضا نصراصفهانی، محمد عرفان منش

**رویکردی جدید برای اصلاح سطح و بهبود خواص مکانیکی اتصالات آلومینیوم ایجاد شده توسط فرایند قوسی تنگستن-گاز محافظ (GTAW)** 295
مهسا عرب‌بیگی، قاسم عظیمی‌روئین

**ساخت افزایشی سوپر آلیاژهای نسوز** 306
محمد عرفان منش

**بهبود داکتیلیتی آلیاژ ریختگی آلومینیوم A206 با استفاده از فرایند اصطکاکی همزدنی** 307
مرتضی عزتی، مجید پورانوری

**بررسی خواص ریزساختاری و مکانیکی اتصال غیرمشابه فولاد AISI1035 و چدن سفید پُرکروم با فرایند ریخته‌گری مرکب** 317
رضا عزیزی همامی، مسعود کثیری عسگرانی، علیرضا اعلایی، مجتبی نعل‌چیان

**افق‌های نوین در ساخت افزایشی قطعات سرامیکی بر پایه اکستروژن مواد** 335
علی عسکری

**حسگرهای نانوساختار و روش‌های نوین آزمون غیرمخرب در جوش‌های نانومهندسی‌شده (با تکیه بر انقلاب مواد هوشمند)** 336
علی اصغر عظیم وند

**مروری بر پیش‌بینی و شناسایی هوشمند عیوب جوش با استفاده از یادگیری عمیق: گذر از بازرسی سنتی به سیستم‌های خودکار مبتنی بر داده** 343
علی اصغر عظیم وند

**فرایند جوشکاری آلیاژ پایه تیتانیوم Ti-6Al-4V به روش تیگ پالسی و بررسی ریزساختار و پارامترهای بهینه فرایند جوش** 350
سید عرفان عقیلی، سید مهدی رفیعائی، غلامحسین اسلامی ورنامخواستی

**تاثیر وجود لایه میانی نیکل- فسفر الکترولس و ضخامت آن، بر ریزساختار و عملکرد مکانیکی اتصالات غیرمشابه آلومینیوم-مس در جوشکاری اولتراسونیک** 359
حجت‌اله کارگران، قاسم عظیمی‌رویین، امین‌اله محمدی

**مروری بر پایش حوضچه مذاب در فرایندهای DED-Metal از طریق کنترل سیستم حلقه بسته و هوش‌مصنوعی** 374
محمد گواهیان جهرمی، محمد عرفان منش

**تاثیر زمان جوشکاری و فشار در اتصال فراصوتی آلومینیم به مس و بهینه سازی فرایند با طراح آزمایش (DoE)** 388
علی مجاورپور، توحید سعید، فرید بشیرزاده

**بررسی اثر فاصله توقف و مقدار بار انفجاری بر فصل مشترک و خواص مکانیکی اتصال غیرهمجنس فسفر برنز و فولاد St37 با استفاده از فرایند جوشکاری انفجاری** 399
ابراهیم محمدی، سید علی اصغر اکبری موسوی

**تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی اتصال غیرهم‌جنس اینکونل Ti–Al/718 به‌روش فاز مایع گذرا (TLP) با لایه‌میانی آلیاژ آنتروپی بالا Fe-35Ni-6Nb-21Cr-33Ti5** 410
اشکان محمدی، مجید شیرین‌آبادی فراهانی، علی کفلو

**بررسی مواد و بهینه‌سازی طراحی قطعات هوافضا با فناوری ساخت افزایشی** 419
حمید مسفروش، محمدرضا پاکمنش، محمدرضا فاضل پرور

**تشخیص هوشمند عیوب جوش خط لوله با YOLO v11 و پیش پردازش با فیلتر گوشین و روش حذف زمینه** 431
امیر موافقی، علی مرتضایی،،عفت یاحقی، علی کشاورز نسب

**بررسی پایداری ابعادی قطعات PLA در فرایند ساخت افزایشی FDM: ارزیابی دماهای نازل و بستر و فرایندهای پس‌پردازش حرارتی** 442
مصطفی نایب، رضا قنواتی، عسل حسینی منزه، روح الله سرفراز

**ارزیابی عملکرد جوشکاری اغتشاشی اصطکاکی به کمک حرارت برای مخلوط‌های HDPE/ABS: اثر شکل پین ابزار بر استحکام اتصال** 449
محمد نخعی، امیر مصطفی پور اصل، رضا نجار

**تلفیق متالوگرافی و آزمون‌های غیرمخرب برای تشخیص ناخالصی‌های غیر فلزی در لوله‌های API 5L Grade B با جوش مقاومت الکتریکی فرکانس بالا (ERW/HFW)** 461
علیرضا نصر اصفهانی،سید مهدی آباد ، مسعود شاهی، زهرا بدیعی

**Risk Assessment of Non-Destructive Testing in Smart Production Lines Using Risk Matrix and HAZOP Approach** 462
Nazila Adabavazeh, Mehdi Rafie

**Data-Driven Analysis of Material Non-Conformities in Oil, Gas, and Petrochemical Projects: A Case Study of Destination Inspection** 463
Nazila Adabavazeh, Ahmad Reza Vakili

**Investigation of the microstructure and mechanical properties of resistance spot welds in IF steel with a carbon powder interlayer** 464
Amir Hossein Ansari, Hossein Abedi Chermahini, Masoud Atapour

**A novel approach to surface modification and improve of mechanical properties of AA1050 joints fabricated by GTAW** 465
Mahsa Arabbeygi, Ghasem Azimiroeen

**Challenges in Weldability of Advanced High Strength Automotive Steels during Resistance Spot Welding** 466
Amirabbas Atarod, Rouholah Ashiri

**Nanostructured Sensors and Novel Non-Destructive Testing Methods in Nano-Engineered Welds (Relying on the Smart Materials Revolution)** 477
Ali Asghar Azimvand

**A Review on Prediction and Intelligent Detection of Weld Defects Using Deep Learning: Transition from Traditional Inspection to Data-Driven Automated Systems** 478
Ali Asghar Azimvand

**Investigation of the Microstructural and Mechanical Properties of a Dissimilar Joint between AISI 1035 Steel and High-Chromium White Cast Iron Produced by the Compound Casting Process** 479
Reza Azizi Hamami, Masoud Kasiri-Asgarani, Alireza Alaei, Mojtaba Naalchian

**A Review on Explosive Welding of Copper to Dissimilar Metals: Interfacial Phenomena, Post-Heat Treatment Effects, and Corrosion/Mechanical Behaviors** 480
Hamid Bakhtiari, Mohammadreza Khanzadeh, Ali Bakhtiari

**Effect of Rotating Arc on the Microstructure and Mechanical Properties of the Anti-Wear Cladding Using Shielded Metal Arc Welding** 481
Alireza Bigverdi, Habib Hamed Zargari

**Automatic Weld Defect Detection Using YOLOv8 for Real-Time Inspection** 482
Amir Bizheh, Seyed Mohammad Mahdi Zamani, Islam Ranjbarnoodeh

**Analyzing the Impact of Knowledge Management Implementation on Welding Quality Risk Management and the Enhancement of Weld Inspection Effectiveness in Oil, Gas, and Petrochemical Projects** 483
Mehrab Derakhshan

**Ductility improvement of A206 aluminum cast alloy by friction stir processing** 484
Morteza Ezati, Majid Pouranvari

**Influence of TIG-WAAM Process Parameters on Delta Ferrite Morphology and Mechanical Response in AM-316 Stainless Steel** 485
Ali Fakharian, Mohammad Yousefieh, Majid Mohammadi, Hananeh Najafi Javid

**A Comprehensive Review of Additive Manufacturing Methods Used in Industry** 498
Mohammad Farahi, Amir Reza Gahremani, Amir Hossein Azizkhani, Amir Mahdi Ebrahimi, Omid Ashkani

**A Review of Molten Pool Monitoring in Metal Directed Energy Deposition (DED) Processes via Closed-Loop Control and Artificial Intelligence** 511
Mohammad Gavahian Jahromi, Mohammad Erfanmanesh

**Bibliometric Analysis of emerging trends in Wire Arc Additive Manufacturing** 512
Jeiran Ghojavand, Eslam Ranjbarnoodeh

**Microstructural Evolution during Gas Metal Arc Welding of Cantor CoCrFeMnNi High Entropy Alloy and 304 Austenitic Stainless Steel** 524
Farzad Habibi, Yousef Ahmadkhabpour, Habib Hamed Zargari, Parvaneh Farshbaf

**Investigation of the Effects of SMAW and GTAW Welding Processes on Iron Dilution in Inconel 625 Cladding on ASME SA387 Low-Alloy Steel** 533
Majid Haghighi Borujeni ,Iman Mohammadi, Alireza Nouri, Ali Baghdadi, Hossein Mostaan, Fardin Nematzadeh

**Research on AI-Driven Modeling and Real-Time Control for Enhancing Additive Manufacturing Process Quality** 534
Kianoush Haghsefat, Kai Zhang , Tingting Liu

**Investigation of ER430 Buffer Layer Effects on Chromium Dilution, Mechanical Properties, and Microstructure in ER410NiMo Weld Overlay on Carbon Steel** 541
Ehsan Hatami, Ali Gholami

**Investigation of the Effect of Voltage and Current on the Microstructure and Mechanical Properties of 2205 Duplex Steel Joints Fabricated by GTAW** 542
Meysam Heydarian, Ashkan Mohammadi, Mohammad Kian Vojdanpak

**Microstructural Investigation and Evaluation of Surface Properties and Hardness in Inconel 718 Parts Fabricated by Selective Laser Melting (SLM) with Heat Treatment Application** 543
Seyed Mahdi Hosseini Kashani, Seyed Masoud Barekat, Mohammad Erfanmanesh, Jafar Skandari jam

**Influence of heat treatment on the intergranular corrosion resistance of the AISI 321 welded for high temperature service** 544
Hossein Jafari, Hassan Sarzaeem

**Investigation of mechanical properties of welded Al-Mg with fusion and solid-state welding process** 545
Meysam Jalalvand, Ali Nemati Mofarrah

**Evaluation of Weld Misalignment in Pressure Vessels and Pipelines Based on Fitness-for-Service Assessments in Accordance with API 579-1/ASME FFS-1** 546
Mohammad Mobin Javaheri, Farzad Pahnaneh, Shahab Zangeneh

**Effect of the Presence and Thickness of Ni–P Interlayer on the Microstructure and Mechanical Performance of Dissimilar Aluminum–Copper Joints in Ultrasonic Welding** 547
Hojatollah Kargaran, Ghasem Azimiroeen, Aminollah Mohammadi

**Investigation of Materials and Design Optimization of Aerospace Components Using Additive Manufacturing** 548
H.Mesforoush, M.R. Pakmanesh, M.R.Fazelparvar

**Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Dissimilar Inconel 718/Ti–Al Joints Produced by the Transient Liquid Phase (TLP) Bonding Process Using a 5Fe–35Ni–6Nb–21Cr–33Ti High-Entropy Alloy Interlayer** 549
Ashkan Mohammadi, Majid Shirin abadi Farahani, Ali Kaflou

**Investigation of the effect of stand-off distance and explosive charge on the interface and mechanical properties of dissimilar joining of phosphorus bronze to St37 steel using explosive welding** 550
Ebrahim Mohammadi, S. A. A. Akbari Musavi

**Effect of welding time and pressure in ultrasonic welding of aluminum to copper and process optimization using design of experiments (DoE)** 551
Ali Mojaverpour, Tohid Saeid, Farid Bashirzadeh

**Automatic weld defect detection of pipes with YOLO v11 and preprocessing with Gaussian filter and background removal Method** 552
Amir Movafeghi, Ali Mortezaee, Effat Yahaghi, Amir-Ahmad Shojaii, Ali Keshavarz Nasab

**Evaluation of Heat-Assisted Friction Stir Welding Performance for HDPE/ABS Blends: Effect of Tool Pin Geometry on Joint Strength** 553
Mohammad Nakhaee, Amir Mostafapour, Reza Najjar

**Dimensional Stability of PLA Parts in FDM Additive Manufacturing Process: Assessment of Nozzle and Bed Temperatures and Thermal Post-processing** 554
Mostafa Nayeb, Reza Ghanavati, Asal Hosseini Monazzah, Roohollah Sarfaraz

**Degradation Analysis of Copper Electrodes in Resistance Spot Welding of Automotive Steels** 555
Rasoul Nejad Heidari, Hossein Abedi Chermahini , Masoud Atapour

**A Review on the Manufacturing and Coating Techniques of Novel High-Entropy Alloys** 556
Ali Ostad Akbarian Azar, Hamid Khorsand

**Evaluation of welding defects in industrial pressure autoclaves and quality improvement based on NDT test results** 557
M.R. Pakmanesh, H. Mesforoush, B Nekouei, M.R. Fazelparvar, S. Asghari

**10 kW Fiber Laser Welding of Steel Coils** 558
Mohammad Hosein Rahimi, Mohammad Javad Sobhani, Ali Chehrghani, Mahdi Shojaee, Reza Azmoodeh, Saifullah Asadollahi

**Design of an Energy Absorbing Structure Inspired by Butterfly Shape and Fabrication Using 3D-Printing with PLA and ABS Materials: A Numerical Study** 559
Mahdi Rashidi Noshahr, Hadi Safi Valilu, Mohammad Ali Saeimi Sadigh, Moosa Sajed

**Application of Artificial Intelligence in Optimization and Quality Control of Welding Processes: A Review of Recent Advances and Challenges** 573
Mojtaba Sadeghi

**Investigation of Energy Absorption Performance of Lattice Hybrid Structure Combining Hexagonal Honeycomb and Expansion Tube Mechanism: A Numerical Study** 574
Mohammad Ali Saeimi Sadigh, Hadi Safi Valilu, Mahdi Rashidi Noshahr, Moosa Sajed

**Thermodynamic Simulation of the Active TIG Welding Process on Low-Carbon 316 Stainless Steel** 586
Ali Saji, Alireza Ebrahimi

**Investigation of Welding of Advanced High‑Strength Steel Sheets Used in Automobile Bodies** 587
Sharareh Shahrudi, Hamid Khorsand

**Investigation of structural characteristics and mechanical properties of similar joint of nickel-base superalloy by laser welding** 588
Majid Shirin Abadi Farahani, Ashkan Mohammadi, Ali Kaflou

**Evaluation of the Microstructure and Microhardness of Laser Welded Low-Alloy Chromium-Molybdenum Steel** 589
Mahdi Shojaee, Ali Chehreghani, Mohammad Javad Sobhani, Mohammad Hosein Rahimi, Reza Azmodeh, Saifullah Asadollahi

**Effects of Thermal History on Solidification Structure, δ-Ferrite Retention, and Microhardness Gradients in WAAM-Fabricated 316L Stainless Steel** 590
Mohammad Amin Zarei Sahamie, Saeed G. Shanestari, Hamidreza Abedi

**Influence of Vacuum Arc Melting and Disc Milling on the Characterization of AlCoCrFeNi High-Entropy Alloy Powder for Laser Cladding Applications** 602
Alireza Zeinali, Hamid Khorsand, Ayda Asaadi Zahraei, Arman Rabieifar

**Investigation of the Hardness of a Composite Cladding on 309 Stainless Steel by Laser Cladding** 603
Esmaeil Zeraati Zardkhooni, Ahmad Monshi, Mehdi Azizieh

**A Review of the Mechanisms of Porosity Formation in Aluminum Alloy Parts Produced via Wire Arc Additive Manufacturing** 604
Vahid Ziaei Laleh, Habib Hamed Zargari

**Investigation of the microstructure and mechanical properties of thin-walled austenitic stainless steel 316L produced via wire arc additive manufacturing** 605
Vahid Ziaei Laleh, Habib Hamed Zargari, Jamal Sartibi

**Effect of adding cold wire of aluminum alloy 4043 on the microstructure and mechanical properties of thin-walled austenitic stainless steel 316L produced via wire arc additive manufacturing** 606
Vahid Ziaei Laleh, Jamal Sartibi, Habib Hamed Zargari

# ارزیابی ریسک آزمایش‌های غیرمخرب در خطوط تولید هوشمند با رویکرد ماتریس ریسک و HAZOP

**نازیلا ادب آوازه[۱]، مهدی رفیعی[۲*]**

[۱] گروه مهندسی صنایع، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران، n.adabavazeh@iau.ac.ir

[۲*] دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران،m.rafiei@iau.ac.ir

## چکیده

در صنایع جوش و سازه‌های فلزی، کیفیت و ایمنی قطعات، نقش تعیین‌کننده‌ای در عملکرد نهایی تجهیزات دارد. آزمایش‌های غیرمخرب به‌عنوان بخش اساسی نظام بازرسی فنی، ابزاری کارامد برای شناسایی ناپیوستگی‌ها و عیوب پنهان بدون آسیب به قطعه محسوب می‌شوند. با گسترش فناوری‌های هوشمند و پیاده‌سازی اصول صنعت چهارم، روش‌های سنتی بازرسی نیازمند بازنگری و ارزیابی ریسک سیستماتیک هستند تا اطمینان از دقت، قابلیت تکرار و انطباق با استانداردهای بین‌المللی حاصل شود. در این پژوهش، ریسک‌های بالقوه در فرایندهای آزمایش‌های غیرمخرب «فراصوتی، پرتونگاری، مایع نافذ، ذرات مغناطیسی» شناسایی و تحلیل شده‌اند. رویکرد ارزیابی بر پایه استانداردها طراحی و شدت، احتمال و پیامد هر ریسک با استفاده از ماتریس ریسک و مدل HAZOP تعیین گردید. نتایج نشان داد بیشترین ریسک‌ها به «خطای انسانی، شرایط محیطی و نقص تجهیزات» مربوط می‌شوند که با استقرار نظام مدیریت کیفیت مطابق با ISO 9001 و آموزش مستمر بازرسان قابل کنترل است. چارچوب پیشنهادی ارائه شده برای مدیریت ریسک در فرایندهای NDT، می‌تواند به ارتقای قابلیت اطمینان، کاهش خطاهای انسانی و افزایش ایمنی در صنعت جوش منجر شود.

**کلمات کلیدی:** ریسک، آزمایش‌های غیرمخرب، تولید هوشمند، ماتریس ریسک، HAZOP.

## ۱- مقدمه

تضمین ایمنی و قابلیت اطمینان سازه‌ها در صنایع مختلف، از اهمیت حیاتی برخوردار است. بازرسی مبتنی بر ریسک به عنوان رویکردی نوین، در حال تبدیل شدن به استانداردی صنعتی برای مدیریت یکپارچگی تجهیزات است. هدف اصلی این روش، تعیین احتمال وقوع خرابی و پیامدهای ناشی از آن است تا بتوان با ترکیب احتمال و پیامدهای احتمالی، میزان ریسک یک فرایند یا سازه را به صورت کمی ارزیابی نمود. در این میان، آزمایش‌های غیرمخرب یکی از مهمترین ابزارها برای ارزیابی وضعیت تجهیزات، شناسایی عیوب و محاسبه قابلیت اطمینان سازه‌ها به شمار می‌روند.آزمایش‌های غیرمخرب برای تشخیص ترک‌ها، ناپیوستگی‌ها و سایر نقص‌ها استفاده می‌شوند. احتمال تشخیص به نوع روش آزمایش‌های غیرمخرب مورد استفاده، دقت تجهیزات و مهارت بازرس‌ها بستگی دارد. اطلاعات حاصل از این آزمایش‌ها، امکان پیش‌بینی عمر باقیمانده سازه و برنامه‌ریزی نگهداری پیشگیرانه را فراهم می‌کند [۱].

آزمایش‌های غیرمخرب نقش حیاتی در تضمین یکپارچگی ساختاری و ایمنی سیستم‌های حیاتی در خطوط تولید پیشرفته دارند و با شناسایی زودهنگام نقص‌ها از بروز خرابی‌های زودرس جلوگیری می‌کنند [۲]. این نقص‌ها می‌توانند در مراحل مختلف تولید یا در طول عمر مفید سازه به دلیل محدودیت فناوری، اجرای نادرست جوش، خستگی، ضربه‌های مکانیکی یا شرایط محیطی ایجاد شوند و عملکرد سازه را بطور چشمگیری کاهش دهند [۳]. از این‌رو انجام صحیح این آزمایش‌ها توسط بازرس‌های واجد صلاحیت، برای جلوگیری از تفسیر نادرست داده‌ها و کاهش خطاهای انسانی ضروری است [۴].

با پیشرفت فناوری و ظهور مواد مهندسی شده با معماری‌های پیچیده‌تر، روش‌های سنتی NDT با محدودیت‌هایی در حساسیت، دقت و قابلیت اطمینان مواجه شده‌اند. ظهور مواد مرکب، ساختارهای چندلایه و فناوری‌های جوش پیشرفته، نیاز به بازرسی‌های دقیق‌تر و تحلیل ریسک جامع‌تر را افزایش داده است [۵].

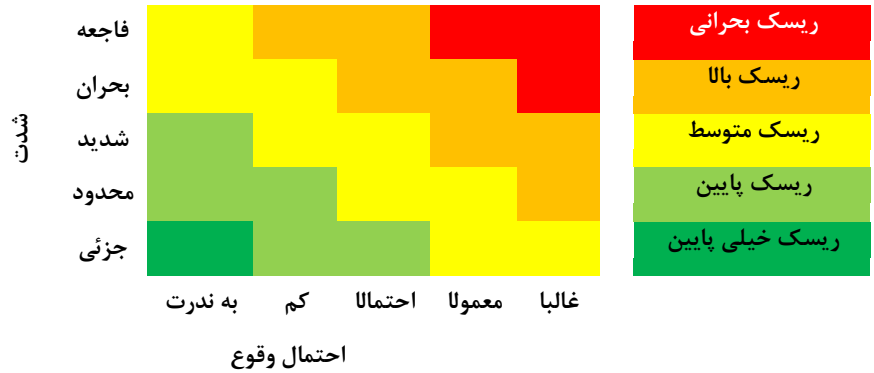
با توسعه فناوری‌های دیجیتال و ظهور صنعت ۴/۰[1]، آزمایش‌های غیرمخرب نیز به سمت خودکارسازی، تحلیل داده‌محور و هوشمندسازی پیش می‌روند. در چنین محیطی، ارزیابی ریسک به‌صورت پویا و هوشمند اهمیت دوچندان می‌یابد؛ زیرا ارتباط میان تجهیزات، حسگرها و داده‌های بلادرنگ، نیازمند مدلی دقیق برای پایش و تصمیم‌گیری ایمن است.

ارزیابی ریسک فرایند سیستماتیکی است که درک علل و پیامد احتمالی حوادث را با کمک ماتریس ارزیابی ریسک به صورت بصری فراهم می‌کند. ماتریس ارزیابی ریسک دوبعدی به طور گسترده برای تعریف سطوح مختلف ریسک استفاده می‌شود. ماتریس ریسک می‌تواند تاثیر قابل توجهی بر تخمین ریسک و تصمیم‌های مدیریت ایمنی داشته باشد [۶]. استفاده از ماتریس ریسک در فرایندهای بازرسی باعث می‌شود تصمیم‌گیری‌ها درباره اقدامات کنترلی، تخصیص منابع و بهبود ایمنی مبتنی بر داده و تحلیل علمی باشد.

برای تحلیل دقیق‌تر ریسک‌های بحرانی و شناسایی علل ریشه‌ای و پیامدهای احتمالی عملیات، از روش مطالعه مخاطرات و قابلیت بهره‌برداری[2] نیز استفاده می‌شود. HAZOP به عنوان یک ابزار تیمی، امکان بررسی ترکیب عوامل انسانی، تجهیزات و شرایط محیطی را فراهم کرده و پایه‌ای برای طراحی اقدامات پیشگیرانه و کاهش ریسک ارائه می‌دهد. این پژوهش با هدف توسعه چارچوب ارزیابی ریسک فرایندهای آزمایش‌های غیرمخرب انجام شده است تا ضمن بهبود کیفیت بازرسی و افزایش قابلیت اطمینان تجهیزات، هزینه‌های توقف تولید و خطرات ناشی از خرابی را نیز کاهش دهد.

## ۲- روش‌شناسی

این مطالعه از نوع تحلیلی-توصیفی و مقطعی می‌باشد. جامعه آماری پژوهش شامل تجهیزات، اپراتورها و بخش‌های فعال در فرایندهای آزمایش‌های غیرمخرب در خطوط تولید هوشمند می‌باشد. داده‌ها در دوره زمانی پاییز ۱۴۰۴ شامل ریسک‌های روش‌های NDT نظیر «فراصوتی، رادیوگرافی، ذرات مغناطیسی، مایع نافذ» جمع‌آوری شده است. در گام اول، تمام ریسک‌های مرتبط با تجهیزات، اپراتور، محیط و در صورت وجود ریسک‌های فناوری و هوشمند شناسایی شده است. سپس با استفاده از ماتریس ریسک استاندارد، ریسک‌ها ارزیابی و اولویت‌بندی گردیده تا ریسک‌های بحرانی مشخص شوند. در گام دوم، برای تحلیل دقیق‌تر ریسک‌های با اولویت بالا، HAZOP توسط کارشناس خبره اجرا شده است تا علل ریشه‌ای، پیامدهای احتمالی و تعاملات عملیاتی هر ریسک شناسایی شود. داده‌های جمع‌آوری شده مبتنی بر مستندات استانداردهای بین‌المللی و دستورالعمل‌های داخلی بوده است. نتایج این مطالعه، پایه‌ای برای طراحی اقدامات پیشگیرانه و کاهش ریسک، بهبود ایمنی، کیفیت و قابلیت اطمینان فرایندهای NDT در خطوط تولید فراهم می‌نماید و امکان شناسایی نقاط ضعف و بهینه‌سازی فرایندها را فراهم می‌نماید. ماتریس ریسک مورد استفاده در پژوهش که از ترکیب سطوح احتمال وقوع و پیامد ریسک محاسبه شده است مطابق با جدول(۱) و شکل (۱) است.




**شکل (۱).** ماتریس تجزیه و تحلیل ریسک [۷]

1 - Industry 4.0
2- Hazard and Operability Study (HAZOP)

**جدول (۱)**. سطوح احتمال وقوع و پیامد ریسک [۷]

| احتمال وقوع ریسک | |
|---|---|
| ردیف | سطح |
| ۱ | به ندرت |
| ۲ | احتمال کم |
| ۳ | احتمالا |
| ۴ | معمولا |
| ۵ | غالبا |

| پیامد ریسک | |
|---|---|
| ردیف | سطح |
| ۱ | جزئی (بدون اثر بر عملکرد) |
| ۲ | متوسط (نیاز به تعمیر کم) |
| ۳ | شدید (توقف جزئی خط تولید) |
| ۴ | بحرانی (خرابی عمده یا توقف تولید) |
| ۵ | تهدید سلامت/خسارت فاجعه‌آمیز |

## ۳-یافته‌ها

ارزیابی ریسک در آزمایش‌های غیرمخرب، فرایندی نظام‌مند برای شناسایی، تحلیل و اولویت‌بندی خطرات بالقوه در حین انجام بازرسی‌ها است. هدف از این ارزیابی، کاهش احتمال بروز خطا در تشخیص عیوب، افزایش قابلیت اطمینان نتایج و ارتقای سطح ایمنی و کیفیت در فرایندهای بازرسی فنی می‌باشد. هر یک از روش‌های آزمایش‌های غیرمخرب دارای ویژگی‌ها، محدودیت‌ها و ریسک‌های خاص خود هستند که بسته به نوع ماده، شرایط کاری، تجهیزات و مهارت اپراتور می‌توانند بر دقت نتایج تأثیرگذار باشند. ارزیابی ریسک هر روش بر اساس «شدت، احتمال وقوع و سطح ریسک» در ادامه به تفکیک ارائه شده است.

### ۳-۱-آزمایش فراصوتی

آزمایش فراصوتی یکی از پرکاربردترین روش‌ها در تشخیص عیوب داخلی جوش و فلزات در صنایع مختلف است. جدول (۲) ارزیابی ریسک روش آزمایش فراصوتی را بر اساس شدت، احتمال وقوع و سطح ریسک نشان می‌دهد.

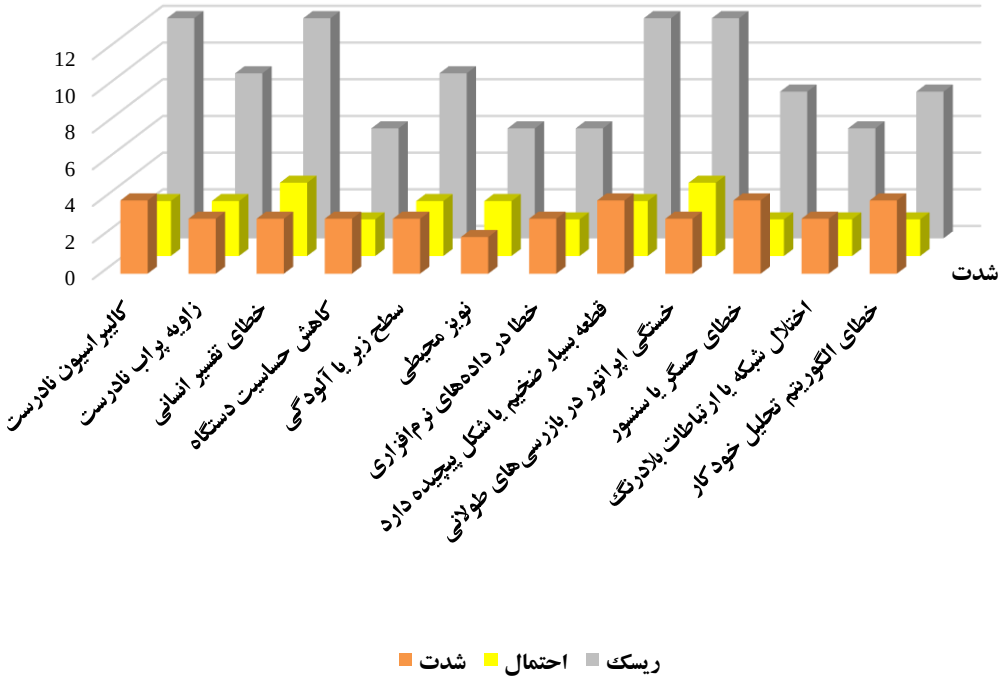
**جدول (۲)**. ارزیابی ریسک روش آزمایش فراصوتی

| ردیف | ریسک | علت وقوع | شدت | احتمال | ریسک | استناد از |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | | **فراصوتی(UT)** | | | | |
| ۱ | کالیبراسیون نادرست | تنظیم اشتباه یا کالیبره نکردن دستگاه | ۴ | ۳ | ۱۲ | [8] |
| ۲ | زاویه پراب نادرست | بی‌دقتی در نصب حسگر | ۳ | ۳ | ۹ | [8] |
| ۳ | خطای تفسیر انسانی | تجربه کم، خستگی | ۳ | ۴ | ۱۲ | [9] |
| ۴ | کاهش حساسیت دستگاه | دمای زیاد یا خرابی داخلی | ۳ | ۲ | ۶ | [10] |
| ۵ | سطح زبر یا آلوده | چربی،زنگ‌زدگی یا رنگ | ۳ | ۳ | ۹ | [8] |
| ۶ | نویز محیطی | ماشین‌آلات مجاور، کابل‌های نامناسب | ۲ | ۳ | ۶ | [10] |
| ۷ | خطا در داده‌های نرم‌افزاری | خرابی نرم‌افزار یا سیستم ذخیره‌سازی | ۳ | ۲ | ۶ | [11] |
| ۸ | قطعه بسیار ضخیم است یا شکل پیچیده دارد | محدودیت نفوذ امواج | ۴ | ۳ | ۱۲ | [8] |
| ۹ | خستگی اپراتور در بازرسی‌های طولانی | فشار کاری بالا، شیفت طولانی | ۳ | ۴ | ۱۲ | [9] |
| ۱۰ | **خطای سنسور** | خرابی یا عدم کالیبراسیون حسگرهای هوشمند | ۴ | ۲ | ۸ | [12] |
| ۱۱ | **اختلال شبکه یا ارتباطات بلادرنگ** | عدم انتقال داده سنسورها به سیستم تحلیل | ۳ | ۲ | ۶ | |
| ۱۲ | **خطای الگوریتم تحلیل خودکار** | تشخیص اشتباه نرم‌افزار هوشمند | ۴ | ۲ | ۸ | |

نتایج این روش به‌طور مستقیم تحت تأثیر ریسک‌های مرتبط با کالیبراسیون تجهیزات، تفسیر انسانی، خستگی اپراتور در بازرسی‌های طولانی، شرایط سطح، تنظیمات پراب و محدودیت‌های هندسی قطعه قرار دارد. عوامل انسانی مانند خستگی اپراتور و تجربه ناکافی نیز سهم قابل‌توجهی در افزایش احتمال خطا دارند که مطابق با الزامات استاندارد ISO 9712 [9] باید مدیریت و کنترل شوند. بروز خطا در هر یک از این موارد می‌تواند منجر به عدم تشخیص ناپیوستگی‌های بحرانی یا تشخیص اشتباه عیوب شود. همچنین در سیستم‌های UT

دیجیتال، عملکرد نرم‌افزار، پایداری سنسورها و صحت الگوریتم‌های تحلیل خودکار نقش مهمی در حفظ کیفیت نتایج دارند. بنابراین، جهت کاهش سطح ریسک در آزمایش UT، اجرای اقدامات کلیدی مانند کالیبراسیون منظم، آموزش و صلاحیت‌سنجی دقیق پرسنل، آماده‌سازی صحیح سطح، کنترل شرایط محیطی، نظارت بر عملکرد تجهیزات دیجیتال و انجام بازبینی‌های دوره‌ای ضروری است. رعایت این موارد موجب افزایش قابلیت اطمینان و صحت ارزیابی عیوب در فرایند بازرسی می‌شود.

در روش فراصوتی، ریسک‌ها عمدتاً ناشی از خطای انسانی و تنظیمات پروب هستند. با توجه به شدت و احتمال ریسک‌ها، نمودار ریسک (شکل۲) نشان می‌دهد که مواردی مانند کالیبراسیون نادرست، خطای تفسیر و خستگی اپراتور در زمره ریسک‌های بحرانی قرار دارند. برای این دسته از ریسک‌ها، تحلیل HAZOP انجام شد تا علت‌ها، پیامدها و اقدامات کنترلی بررسی شوند. جدول (۳) تحلیل HAZOP ریسک‌های روش آزمایش فراصوتی را مورد بررسی قرار می‌دهد.




**شکل (۲)**. نمودار ارزیابی ریسک آزمایش فراصوتی

روش HAZOP یک ابزار سیستماتیک برای شناسایی انحرافات احتمالی از شرایط مطلوب فرایند است. در این روش، هر گره[3] که نمایانگر یک بخش مشخص از فرایند است انتخاب شده و با استفاده از واژگان راهنما[4] مانند کاهش/افزایش (More/Less) ، عدم انجام (No)، معکوس (Reverse) و بخشی از (Part of)، انحرافات[5] احتمالی تحلیل می‌شود. سپس برای هر انحراف، علت‌های ممکن، پیامدها و اقدامات اصلاحی یا پیشگیرانه/توصیه[6] تعیین می‌گردد. این ساختار باعث می‌شود ریشه خطاها و اثرات آن‌ها به‌صورت شفاف و قابل ردیابی مطابق با جدول (۳) مشخص شود. در این مطالعه، گره‌های HAZOP بر اساس مراحل اصلی فرایندهای NDT شامل «تجهیزات»، «فرایند بازرسی» و «شرایط محیطی» تعریف شده‌اند. عوامل انسانی (مانند اپراتور) یا عناصر مدیریتی به‌عنوان گره مستقل در HAZOP در نظر گرفته نمی‌شوند و نقش آن‌ها تنها در بخش «علت انحراف» یا «اقدام کنترلی» ثبت شده است.

3- Node
4- Guide Words
5- Deviation
6- Control Measures / Recommendations

**جدول (۳).** HAZOP برای ازمایش فراصوتی

| ردیف | گره | واژه راهنما | انحراف | علت احتمالی | پیامد | اقدامات کنترلی/توصیه |
|---|---|---|---|---|---|---|
| ۱ | مرحله کالیبراسیون دستگاه | Less / No | کالیبراسیون ناقص یا انجام نشده | بی‌توجهی، کمبود تجربه، نبود دستورالعمل | قرائت اشتباه، از دست رفتن عیوب | کالیبراسیون دوره‌ای، چک لیست پیش از کار |
| ۲ | مرحله تنظیم پراب | Less | زاویه یا تماس ناکافی پروب | نصب نادرست، سطح نامناسب | عدم تشخیص ترک‌های بحرانی | استفاده از نگهدارنده، آموزش تنظیم |
| ۳ | مرحله تفسیر سیگنال | More / Wrong | خطای تفسیر انسانی | تجربه کم، خستگی | Accept/Reject اشتباه | بازبینی نتایج، آزمون دومرکز |
| ۴ | تجهیزات الکترونیکی | Less | کاهش حساسیت | خرابی داخلی، دمای زیاد | کاهش دامنه سیگنال و خطای تشخیص | تعمیرات دوره‌ای، کنترل دما |
| ۵ | سطح قطعه | Part of | آماده‌سازی ناقص سطح | زنگ، چربی، زبری | تضعیف امواج، اکوی کاذب | آماده‌سازی سطح، تمیزکاری |
| ۶ | محیط کار | More | نویز الکترومغناطیسی بالا | ماشین‌آلات مجاور، کابل‌های نامناسب | سیگنال کاذب، تداخل | جداسازی کابل، ارزیابی محیط |
| ۷ | نرم‌افزار دستگاه | Wrong | داده اشتباه/خرابی حافظه | خطای نرم‌افزار | فایل اشتباه، تحلیل غلط | تست نرم‌افزار، بکاپ‌گیری |
| ۸ | قطعه مورد آزمون | Less | نفوذ ناکافی امواج در قطعات ضخیم | محدودیت هندسی | عدم تشخیص عیوب عمقی | انتخاب پروب دیگر، زاویه مناسب |
| ۹ | اپراتور | More | خستگی و خطای انسانی | فشار کاری بالا، شیفت طولانی | تفسیر اشتباه نتایج | تقسیم شیفت، استراحت کافی |
| ۱۰ | سنسورهای هوشمند | Wrong | خروجی اشتباه حسگر | خرابی، کالیبره نبودن | داده غلط و تحلیل خطا | تست سنسور، کالیبراسیون |
| ۱۱ | شبکه و انتقال داده | No | عدم ارسال داده بلادرنگ | اختلال شبکه | از دست رفتن داده | پایش شبکه، تجهیزات پایدار |
| ۱۲ | الگوریتم هوشمند | Wrong | تشخیص اشتباه نرم‌افزار | ضعف الگوریتم | False Alarm یا Missed Defect | اعتبارسنجی الگوریتم، بازبینی انسانی |

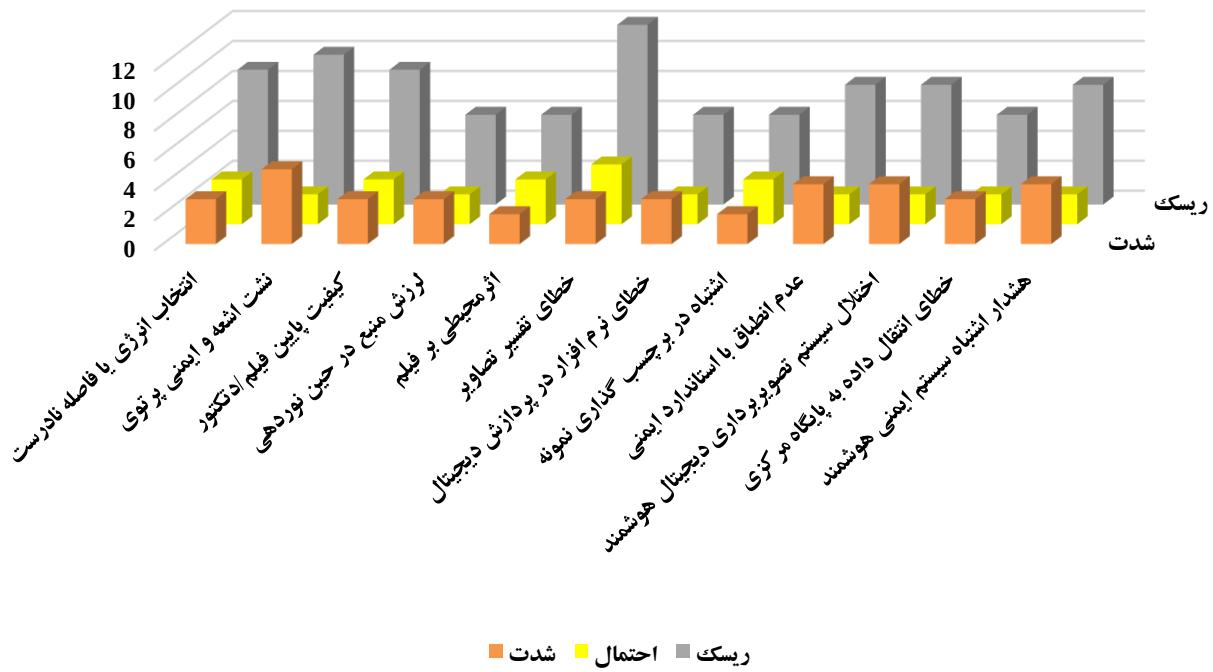
### ۳-۲- آزمایش رادیوگرافی

در ارزیابی ریسک روش رادیوگرافی صنعتی، ریسک‌های مرتبط با ایمنی پرتویی و پارامترهای کنترلی تابش بالاترین اهمیت را دارند. در جدول(۴) و شکل(۳) ریسک‌های این روش بررسی و ارزیابی شده است.

**جدول (۴).** ارزیابی ریسک روش آزمایش رادیوگرافی

| ردیف | ریسک | علت وقوع | شدت | احتمال | ریسک | استناد از |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | | **رادیوگرافی(RT)** | | | | |
| ۱ | انتخاب انرژی یا فاصله نادرست | تجربه کم یا نبود دستورالعمل | ۳ | ۳ | ۹ | [13] |
| ۲ | نشت اشعه و ایمنی پرتوی | خرابی حفاظ یا خطای انسانی | ۵ | ۲ | ۱۰ | [14] |
| ۳ | کیفیت پایین فیلم/دتکتور | تنظیم نادرست دستگاه | ۳ | ۳ | ۹ | [15] |
| ۴ | لرزش منبع در حین نوردهی | حرکت دستگاه یا قطعه | ۳ | ۲ | ۶ | [13, 16] |
| ۵ | اثرمحیطی بر فیلم | شرایط محیطی نامناسب | ۲ | ۳ | ۶ | [13] |
| ۶ | خطای تفسیر تصاویر | خطای انسانی در تفسیر | ۳ | ۴ | ۱۲ | [13] |
| ۷ | خطای نرم افزار تحلیل دیجیتال | خطای برنامه یا سیستم | ۳ | ۲ | ۶ | [17, 18] |
| ۸ | اشتباه در برچسب گذاری نمونه | بی‌دقتی اپراتور | ۲ | ۳ | ۶ | [9] |
| ۹ | عدم انطباق با استاندارد ایمنی | ناآگاهی از دستورالعمل | ۴ | ۲ | ۸ | |
| ۱۰ | **اختلال سیستم تصویربرداری دیجیتال هوشمند** | خطای نرم‌افزار پردازش خودکار تصاویر | ۴ | ۲ | ۸ | [19, 20] |
| ۱۱ | **خطای انتقال داده به پایگاه مرکزی** | عدم دریافت اطلاعات از سنسور به سرور | ۳ | ۲ | ۶ | [21] |
| ۱۲ | **هشدار اشتباه سیستم ایمنی هوشمند** | هشدار نادرست سیستم ایمنی پرتویی خودکار | ۴ | ۲ | ۸ | |

**خطای تفسیر تصاویر، نشت اشعه، انتخاب نادرست انرژی و فاصله منبع و کیفیت پایین فیلم/دتکتور** از مهم‌ترین خطرات شناسایی‌شده هستند که می‌توانند به نتایج اشتباه، تکرار آزمایش و حتی تهدید سلامت اپراتور منجر شوند. همچنین خطاهای مرتبط با انتقال داده، شرایط محیطی و برچسب‌گذاری نمونه از ریسک‌های متوسط محسوب می‌شوند که در صورت عدم مدیریت مناسب، افزایش عدم‌قطعیت در تشخیص عیوب را به همراه دارند. نتایج نشان می‌دهد اجرای دقیق استانداردهای فنی و ایمنی ([13,15] ISO 17636، [14] ISO 3999، [18,19] ISO 16371 و غیره)، همراه با آموزش مستمر اپراتور و پایش تجهیزات، مؤثرترین راهکار برای کاهش احتمال و شدت ریسک‌ها است. در مجموع، کنترل صحیح شرایط تابش، ایمنی پرتویی و مدیریت داده‌های دیجیتال سه محور اصلی کاهش ریسک در روش رادیوگرافی صنعتی را تشکیل می‌دهند.




**شکل (۳)**. نمودار ارزیابی ریسک آزمایش رادیوگرافی

تحلیل خطر و عملیاتی روش آزمایش رادیوگرافی در جدول(۵) قابل مشاهده است.

**جدول (۵)**. HAZOP برای آزمایش رادیوگرافی

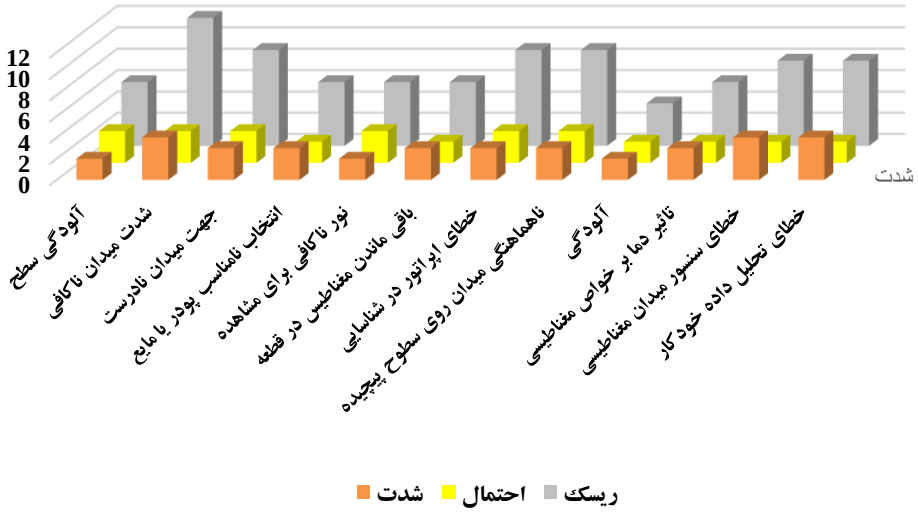
| ردیف | گره | واژه راهنما | انحراف | علت احتمالی | اثر/پیامد | اقدامات کنترلی/توصیه |
|---|---|---|---|---|---|---|
| ۱ | تنظیم انرژی/فاصله | Wrong | انتخاب انرژی یا فاصله نامناسب | تجربه کم، عدم رعایت دستورالعمل | تصویر کم کیفیت، عدم تشخیص عیوب | آموزش اپراتور، دستورالعمل دقیق |
| ۲ | سیستم حفاظ پرتویی | Less | کاهش حفاظ یا نشت اشعه | خرابی حفاظ، خطای انسانی | آسیب پرتویی، خطر ایمنی | تست حفاظ، دزیمتر، آموزش ایمنی |
| ۳ | فیلم/دتکتور | Less | حساسیت کم یا تنظیم نادرست | خرابی دستگاه، آلودگی | تصویر تار یا کم کنتراست | کالیبراسیون و تست کیفیت |
| ۴ | مرحله نوردهی | Reverse | حرکت منبع یا قطعه | لرزش دستگاه | محوشدگی تصویر | تثبیت دستگاه، پایه مقاوم |
| ۵ | شرایط محیطی | More | اثر رطوبت/دما بر فیلم | کنترل ناکافی | افت کیفیت فیلم | کنترل محیط، اتاق تاریک استاندارد |
| ۶ | تفسیر تصاویر | Wrong | تفسیر نادرست عیوب | خستگی، تجربه کم | قبول قطعه معیوب | آموزش، بازبینی دومرحله‌ای |
| ۷ | نرم‌افزار دیجیتال | Wrong | خطای پردازش تصویر | باگ نرم‌افزار | تولید تصویر اشتباه | اعتبارسنجی نرم‌افزار، بکاپ |
| ۸ | برچسب‌گذاری | No | عدم درج برچسب یا اشتباه | بی‌دقتی اپراتور | اشتباه در نسبت دادن عیب به قطعه | سیستم رهگیری دیجیتال |
| ۹ | دستورالعمل ایمنی | Less | رعایت نشدن آیین‌نامه | ناآگاهی | خطر پرتوی | آموزش ایمنی، نظارت |
| ۱۰ | تصویربرداری دیجیتال | Wrong | اختلال سیستم هوشمند | خرابی الگوریتم، بدافزار | تشخیص اشتباه | تست دوره‌ای |
| ۱۱ | شبکه داده | No | قطع ارتباط با سرور | نقص شبکه | عدم ذخیره داده | مانیتورینگ شبکه |
| ۱۲ | سیستم هشدار پرتویی | Wrong | هشدار اشتباه یا عدم هشدار | خرابی سنسور | توقف بی‌مورد یا بی‌خطر شدن فرایند | تست دوره‌ای سیستم ایمنی |

### ۳-۳-روش آزمایش ذرات مغناطیسی

در ارزیابی ریسک روش ذرات مغناطیسی، بیشترین عوامل خطا به پارامترهای میدان و عملکرد اپراتور مربوط می‌شوند که در استانداردها نیز به‌عنوان نقاط بحرانی تأکید شده‌اند. ریسک‌های شناسایی شده این روش در جدول(۶) و شکل(۴) ارائه شده است.

**جدول (۶)**. ارزیابی ریسک روش ازمایش ذرات مغناطیسی

| ردیف | ریسک | علت وقوع | شدت | احتمال | ریسک | استناد از |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | | ذرات مغناطیسی(MT) | | | | |
| ۱ | آلودگی سطح | گرد و غبار یا رنگ | ۲ | ۳ | ۶ | [22] |
| ۲ | شدت میدان ناکافی | دستگاه تنظیم نشده | ۴ | ۳ | ۱۲ | [23] |
| ۳ | جهت میدان نادرست | بی‌توجهی اپراتور | ۳ | ۳ | ۹ | |
| ۴ | انتخاب نامناسب پودر یا مایع | آلودگی مایع یا پودر | ۳ | ۲ | ۶ | [24] |
| ۵ | نور ناکافی برای مشاهده | محیط تاریک یا کم نور | ۲ | ۳ | ۶ | [25] |
| ۶ | باقی ماندن مغناطیس در قطعه | حذف مغناطیس انجام نشده | ۳ | ۲ | ۶ | [23] |
| ۷ | خطای اپراتور در شناسایی | تجربه کم | ۳ | ۳ | ۹ | [9] |
| ۸ | ناهماهنگی میدان روی سطوح پیچیده | میدان یکنواخت نیست | ۳ | ۳ | ۹ | [23] |
| ۹ | آلودگی | نگهداری نادرست | ۲ | ۲ | ۴ | [25] |
| ۱۰ | **تاثیر دما بر خواص مغناطیسی** | تاثیر دما بر مغناطیس | ۳ | ۲ | ۶ | |
| ۱۱ | **خطای سنسور میدان مغناطیسی** | خرابی حسگر کنترل شدت و جهت میدان | ۴ | ۲ | ۸ | [23] |
| ۱۲ | **خطای تحلیل داده خودکار** | تشخیص اشتباه نقص توسط سیستم هوشمند | ۴ | ۲ | ۸ | |




**شکل (۴)**. نمودار ارزیابی ریسک آزمایش ذرات مغناطیسی

بررسی جدول نشان می‌دهد ریسک‌هایی مانند **«شدت میدان ناکافی، جهت میدان نادرست، خطای اپراتور، ناهماهنگی میدان روی سطح پیچیده»** به‌دلیل ارتباط مستقیم با شناسایی عیوب، اثرگذاری بیشتری بر عدم شناسایی عیب داشته و بنابراین کنترل‌های دقیق‌تری می‌طلبند. **نقش اپراتور** در کیفیت نتایج بسیار برجسته است و استنادات مانند [9] ISO 9712 و [32] EN 4179 به‌خوبی نشان می‌دهند که سطح مهارت می‌تواند تفاوت چشمگیری در دقت تشخیص ایجاد کند. ریسک‌های نوظهور مثل خطای تحلیل خودکار نرم‌افزار NDT نیز اهمیت روزافزونی دارند، زیرا اتوماسیون بدون اعتبارسنجی می‌تواند باعث خطاهای نوع جدید شود. از سوی دیگر، مواردی مانند آلودگی سطح یا آلوده مواد مصرفی اگرچه شدت کمتری دارند، اما در صورت تکرار، قابلیت اعتماد فرایند را کاهش می‌دهند. در مجموع، ترکیب کنترل‌های فنی (میدان، نور، تجهیزات) و کنترل‌های انسانی (آموزش، صلاحیت، بازبینی) می‌تواند ریسک روش MT را به‌طور مؤثر مدیریت و نتایج پایدار و قابل اتکا ایجاد کند. در ادامه، جدول(۷) HAZOP ارزیابی ریسک روش ذرات مغناطیسی را نشان می‌دهد.

**جدول (۷).** HAZOP برای ازمایش ذرات مغناطیسی

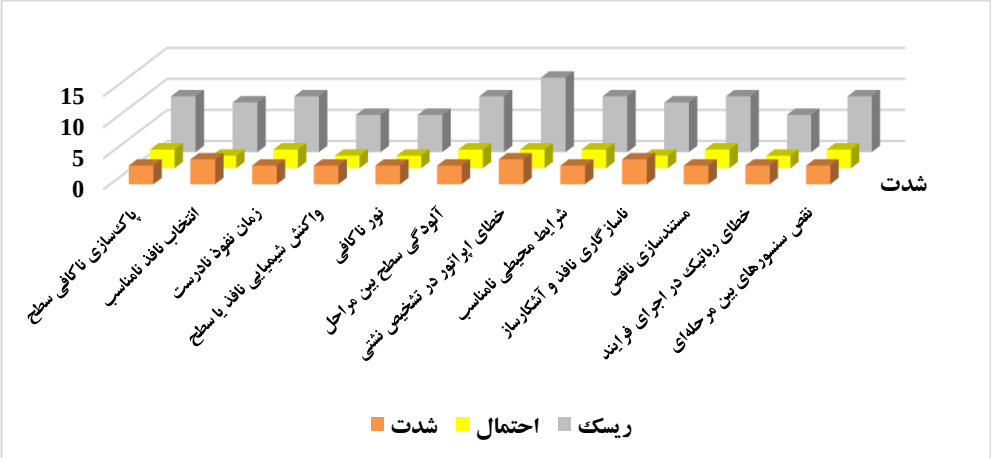
| ردیف | گره | واژه راهنما | انحراف | علت احتمالی | اثر/پیامد | اقدامات کنترلی/توصیه |
|---|---|---|---|---|---|---|
| ۱ | سطح قطعه | Part of | سطح نامناسب/آلوده | چربی، گرد و غبار، رنگ | کاهش حساسیت آشکارسازی | تمیزکاری و آماده سازی کامل |
| ۲ | شدت میدان | Less | میدان ناکافی | تنظیم نادرست، خرابی دستگاه | عدم آشکارسازی ترک | کالیبراسیون میدان |
| ۳ | جهت میدان | Wrong | جهت‌دهی نادرست | عدم توجه اپراتور | مخفی شدن عیوب عرضی | آموزش اپراتور |
| ۴ | مواد مصرفی | Wrong | پودر/مایع نامناسب | آلودگی یا انتخاب غلط | ردگیری ناقص ترک‌ها | کنترل کیفیت مواد |
| ۵ | نور محیط | Less | نورناکافی | محیط تاریک | اختلال در مشاهده الگو | نور استاندارد مطابق ISO 3059 |
| ۶ | حذف مغناطیس | No | عدم دمگنتایز | بی‌توجهی | مغناطیس باقیمانده | اجرای دمگنتایز کامل |
| ۷ | تشخیص بصری | Wrong | خطای اپراتور | تجربه کم | پذیرش ترک سطحی | بازبینی دوم |
| ۸ | سطوح پیچیده | Part of | میدان غیریکنواخت | هندسه مشکل | عدم مشاهده ترک | اعمال چندجهته میدان |
| ۹ | نظافت تجهیزات | Less | آلودگی تجهیزات | نگهداری ضعیف | نتایج متغیر | نظافت/نگهداری دوره‌ای |
| ۱۰ | دما | More | دمای زیاد | محیط یا قطعه داغ | تغییر رفتار مغناطیسی | کنترل دما قبل آزمون |
| ۱۱ | سنسور میدان | Wrong | داده اشتباه | خرابی سنسور | میدان نامناسب | تست و تعویض سنسور |
| ۱۲ | تحلیل خودکار | Wrong | تشخیص اشتباه سیستم | خطای الگوریتم | هشدار غلط/ تشخیص ندادن عیب | اعتبارسنجی و بازبینی انسانی |

### ۳-۴-آزمایش مایع نافذ

ریسک‌های روش آزمایش مایع نافذ در شکل(۵) و جدول(۸) مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفته است.

**جدول (۸).** ارزیابی ریسک روش آزمایش مایع نافذ

| ردیف | ریسک | علت وقوع | شدت | احتمال | ریسک | استناد از |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | | **مایع نافذ(PT)** | | | | |
| ۱ | پاک‌سازی ناکافی سطح | آلودگی یا چربی باقیمانده | ۳ | ۳ | ۹ | [26] |
| ۲ | انتخاب نافذ نامناسب | نوع فلز یا رنگ سطح متفاوت | ۴ | ۲ | ۸ | [27] |
| ۳ | زمان نفوذ نادرست | بی‌توجهی اپراتور | ۳ | ۳ | ۹ | [28] |
| ۴ | واکنش شیمیایی نافذ یا سطح | ناسازگاری مواد | ۳ | ۲ | ۶ | [27] |
| ۵ | نور ناکافی | محیط تاریک | ۳ | ۲ | ۶ | [29] |
| ۶ | آلودگی سطح بین مراحل | حمل نادرست قطعات | ۳ | ۳ | ۹ | [26] |
| ۷ | خطای اپراتور در تشخیص نشتی | بی دقتی یا خستگی | ۴ | ۳ | ۱۲ | [9] |
| ۸ | شرایط محیطی نامناسب | تاثیر بر عملکرد مایع | ۳ | ۳ | ۹ | [29] |
| ۹ | ناسازگاری نافذ و آشکارساز | استفاده از مواد اشتباه | ۴ | ۲ | ۸ | [30] |
| ۱۰ | مستندسازی ناقص | نداشتن کنترل کیفی | ۳ | ۳ | ۹ | [31] |
| ۱۱ | **خطای سیستم خودکار در اجرای فرایندPT** | خطا در مقدار یا زمان تزریق مایع | ۳ | ۲ | ۶ | [28] |
| ۱۲ | **نقص سنسورهای بین مرحله‌ای** | تشخیص اشتباه تمیزی سطح توسط حسگر | ۳ | ۳ | ۹ | [26] |




**شکل (۵).** نمودار ارزیابی ریسک آزمایش مایع نافذ

**خطای اپراتور** در تشخیص نشتی یا خستگی وی می‌تواند منجر به ثبت نتایج اشتباه و پذیرش قطعات معیوب شود، بنابراین آموزش و نظارت مستمر ضروری است. **آلودگی سطح** بین مراحل یا واکنش شیمیایی ناخواسته با مواد سطحی ممکن است اثر نافذ را کاهش دهد و نیاز به کنترل دقیق فرایند دارد. **مستندسازی ناقص** یا عدم ثبت دقیق داده‌ها ردیابی عیوب و اقدامات اصلاحی را دشوار می‌کند و خطرات احتمالی برای ایمنی و کیفیت ایجاد می‌کند. در صورت **انتخاب نافذ نامناسب یا ناسازگاری بین نافذ و آشکارساز**، ترک‌ها و عیوب ممکن است به‌طور کامل آشکار نشوند و نتایج آزمایش قابل اعتماد نخواهد بود. همچنین، نور ناکافی یا شرایط محیطی نامطلوب می‌تواند تشخیص عیوب سطح را دچار خطا کند و دقت بازرسی را کاهش دهد. استفاده از تجهیزات خودکار و سنسورهای کنترل کیفیت، همراه با نگهداری منظم، می‌تواند ریسک خطاهای مکانیکی و سیستم خودکار را کاهش دهد و اطمینان از دقت آزمایش را افزایش دهد. در ادامه، جدول(۹) ارزیابی HAZOP آزمایش مایع نافذ را نشان می‌دهد.

**جدول (۹).** HAZOP برای آزمایش مایع نافذ

| ردیف | گره | واژه راهنما | انحراف | علت احتمالی | اثر/پیامد | اقدامات کنترلی/توصیه |
|---|---|---|---|---|---|---|
| ۱ | آماده‌سازی سطح | Less | تمیزکاری ناکافی | چربی/آلودگی باقیمانده | عدم نفوذ مایع نافذ | تمیزکاری استاندارد |
| ۲ | انتخاب نافذ | Wrong | نافذ نامناسب | ناسازگاری با جنس قطعه | کاهش حساسیت | انتخاب ماده سازگار |
| ۳ | زمان نافذ | Less/More | زمان نفوذ اشتباه | بی‌توجهی اپراتور | نفوذ ناقص یا پخش بیش از حد | رعایت زمان استاندارد |
| ۴ | واکنش شیمیایی | Wrong | ناسازگاری نافذ و سطح | ماده نامناسب | لکه یا تداخل در تصاویر | تست سازگاری قبل کار |
| ۵ | نور | Less | نور ناکافی | محیط تاریک | مشاهده ناقص نشر | نور UV/سفید استاندارد |
| ۶ | حمل قطعه | Part of | آلودگی بین مراحل | حمل نادرست | تخریب الگوی ترک | کنترل حمل و نقل |
| ۷ | تشخیص نهایی | Wrong | خطای اپراتور | خستگی، تجربه کم | گزارش غلط | بازبینی توسط نفر دوم |
| ۸ | شرایط محیط | More | دما/رطوبت نامناسب | محیط غیرکنترل شده | اختلال عملکرد نافذ | کنترل محیط مطابق استاندارد |
| ۹ | سازگاری نافذ/آشکارساز | Wrong | عدم سازگاری مواد | انتخاب غلط | خطای انتشار ترک | استفاده از ست سازگار |
| ۱۰ | مستندسازی | No | ثبت ناقص داده‌ها | بی‌دقتی | ردیابی ناقص نتایج | فرم استاندارد گزارش |
| ۱۱ | ربات تزریق | Less/Wrong | تزریق نادرست | خطای ربات | نفوذ اشتباه | تست و کالیبراسیون ربات |
| ۱۲ | سنسور تمیزی سطح | Wrong | تشخیص اشتباه | خرابی حسگر | اجرای مرحله بعد بدون تمیزی | تست سنسور و تعویض |

بررسی ریسک در تمامی روش‌های آزمایش‌های غیرمخرب نشان داد:

- در همه روش‌های آزمایش غیرمخرب، دو عامل اصلی «**خطای انسانی و نقص تجهیزات**» بیشترین تأثیر را در افزایش ریسک داشتند.
- در روش فراصوتی، **خطای تفسیر و کالیبراسیون نادرست** دستگاه بیشترین تأثیر را دارند.
- در رادیوگرافی، **خطای تفسیر تصاویر و نشت اشعه و ایمنی پرتوی** اهمیت فراوان دارد.
- در روش ذرات مغناطیسی **شدت میدان ناکافی، جهت میدان نادرست، خطای اپراتور در شناسایی، ناهماهنگی میدان روی سطوح پیچیده** دارای بیشترین تاثیر هستند.
- در روش مایع نافذ، **خطای اپراتور در تشخیص نشتی**، دارای بیشترین اهمیت است.
- **کنترل منظم تجهیزات، آموزش مستمر بازرسان و رعایت استانداردها** باعث کاهش قابل توجه ریسک‌ها می‌شود.
- استفاده از **فناوری‌های هوشمند و سامانه‌های پایش بلادرنگ** می‌تواند ایمنی و دقت در محیط‌های تولید هوشمند را ارتقا دهد.

## ۴-نتیجه گیری

ارزیابی ریسک آزمایش‌های غیرمخرب (NDT) در خطوط تولید هوشمند با استفاده از ماتریس ریسک و روش HAZOP نشان داد که در آزمایش فراصوتی(UT) ، عوامل انسانی مانند خطای تفسیر و خستگی اپراتور و همچنین کالیبراسیون نادرست دستگاه، بیشترین تأثیر را بر دقت بازرسی دارند. در روش رادیوگرافی(RT) ، ایمنی پرتویی، کیفیت تجهیزات تصویربرداری و تنظیمات منبع تابش از مهم‌ترین ریسک‌ها محسوب می‌شوند. برای آزمایش ذرات مغناطیسی(MT) ، شدت و جهت میدان و عملکرد اپراتور، محور اصلی ریسک‌ها را تشکیل

می‌دهند. در آزمایش مایع نافذ(PT) ، انتخاب نافذ مناسب، شرایط محیطی و خطای اپراتور مهم‌ترین عوامل اثرگذار بر صحت نتایج هستند. بررسی‌های انجام‌شده نشان می‌دهد که در همه روش‌های آزمایش غیرمخرب، دو عامل اصلی **«خطای انسانی و نقص تجهیزات»** بیشترین تأثیر را در افزایش ریسک دارند. استفاده از فناوری‌های هوشمند، سامانه‌های پایش بلادرنگ و آموزش مستمر بازرسان می‌تواند به کاهش قابل توجه این ریسک‌ها در محیط‌های تولید هوشمند منجر شود.

استفاده از HAZOP امکان شناسایی علت‌ها، پیامدها و اقدامات کنترلی را فراهم می‌کند و راهکارهای پیشگیرانه و اصلاحی را پیشنهاد می‌دهد. ترکیب ماتریس ریسک وHAZOP، تحلیل جامعی از شدت، احتمال و سطح ریسک ارائه می‌کند و امکان اولویت‌بندی اقدامات کنترل را فراهم می‌سازد. کنترل فنی تجهیزات، آموزش و صلاحیت اپراتورها، و پایش مستمر فرایندها، مؤثرترین راهکار کاهش ریسک‌ها هستند. این رویکرد موجب افزایش قابلیت اطمینان، دقت بازرسی و ایمنی در خطوط تولید هوشمند می‌شود. در نهایت، استفاده همزمان از ماتریس ریسک وHAZOP، چارچوبی سیستماتیک برای مدیریت ریسک‌های NDT فراهم کرده و امکان بهبود مستمر فرایندهای بازرسی را تضمین می‌کند.

## منابع

1-Van den Abeele, F., & Goes, P. (2012). Non-destructive testing techniques for risk-based inspection. International Journal of Sustainable Construction & Design, 2, 161–171.
https://doi.org/10.21825/scad.v2i2.20512
2-Gupta, M., Khan, M., Butola, R., & Singari, R. (2021). Advances in applications of non-destructive testing (NDT): A review. Advances in Materials and Processing Technologies, 8, 1–22.
https://doi.org/10.1080/2374068X.2021.1909332
3-Dekis, M., Tawfik, M., Egiza, M., & Dewidar, M. (2025). Challenges and developments in wire arc additive manufacturing of steel: A review. Results in Engineering, 26, Article 104657.
https://doi.org/10.1016/j.rineng.2025.104657
4-Hardy, T., Arora, A., Pawlak-Kruczek, H., Rafajłowicz, W., Wietrzych, J., Niedźwiecki, Ł., Vishwajeet, & Mościcki, K. (2021). Non-destructive diagnostic methods for fire-side corrosion risk assessment of industrial scale boilers burning low quality solid biofuels: A mini review. Energies, 14(21), 7132.
https://doi.org/10.3390/en14217132
5-Abdollahi-Mamoudan, F., Ibarra-Castanedo, C., & Maldague, X. P. V. (2025). Non-destructive testing and evaluation of hybrid and advanced structures: A comprehensive review of methods, applications, and emerging trends. Sensors, 25(12), 3635.
https://doi.org/10.3390/s25123635
۶-محمدیان، م.، احمدی، ع.، یاسری، م.، و کریمی، ع. (۱۴۰۳). کاربرد رویکرد ماتریس ریسک سه‌بعدی به‌منظور ارزیابی ریسک آسیب‌های شغلی در یک صنعت خودروسازی. فصلنامه بهداشت و ایمنی کار، ۱۴(۲)، ۳۱۶–۳۳۳.
۷-ظفری، ح.، و زربین، ج. (۱۳۹۹). شناسایی و اولویت‌بندی مخاطرات و تهدیدات مبتنی بر الگوی ماتریس ریسک. فصلنامه دانش پیشگیری و مدیریت بحران، ۱۰(۱)، ۲۳–۳۷.
8-ISO 17640:2018- Non-destructive testing of welds — Ultrasonic testing — Techniques, testing levels, and assessment.
9-ISO 9712:2021- Non-destructive testing — Qualification and certification of NDT personnel.
10-ISO 22232-1:2020- Non-destructive testing — Characterization and verification of ultrasonic test equipment, Part 1: Instruments.
11-ISO 23279:2017-Non-destructive testing of welds — Ultrasonic testing — Characterization of discontinuities in welds.
12-ISO 22232-2:2020-Non-destructive testing — Characterization and verification of ultrasonic test equipment, Part 2: Probes.
13- ISO 17636-1:2022 Non-destructive testing of welds — Radiographic testing, Part 1: X- and gamma-ray techniques with film.
14- ISO 3999:2004 Radiation protection — Apparatus for industrial gamma radiography — Specifications for performance, design and tests.
15-ISO 17636-2:2022 Non-destructive testing of welds — Radiographic testing, Part 2: X- and gamma-ray techniques with digital detectors.

16- ASTM E94/E94M-17:2022-Standard Guide for Radiographic Examination Using Industrial Radiographic Film.
17- ASTM E2737-10(2018)-Standard Practice for Digital Detector Array Performance Evaluation and Long-Term Stability.
18-ISO 16371-1:2011 Non-destructive testing — Industrial computed radiography with storage phosphor imaging plates, Part 1: Classification of systems.
19-ISO 16371-2:2017 Non-destructive testing — Industrial computed radiography with storage phosphor imaging platesPart 2: General principles for testing of metallic materials using X-rays and gamma rays.
20- ASTM E2698-18e1:2018-Standard Practice for Radiographic Examination Using Digital Detector Arrays.
21-ISO 19232-5:2018 Non-destructive testing — Image quality of radiographs, Part 5: Determination of the image unsharpness and basic spatial resolution value using duplex wire-type image quality indicators.
22- ISO 9934-1:2016 Non-destructive testing — Magnetic particle testing, Part 1: General principles.
23-ISO 9934-3:2015 Non-destructive testing — Magnetic particle testing, Part 3: Equipment.
24- ISO 9934-2:2015 Non-destructive testing — Magnetic particle testing, Part 2: Detection media.
25- ASTM E1444/E1444M-22a:2025-Standard Practice for Magnetic Particle Testing for Aerospace
26- ISO 3452-1:2021 Non-destructive testing — Penetrant testing, Part 1: General principles
27-ISO 3452-2:2021 Non-destructive testing — Penetrant testing, Part 2: Testing of penetrant materials
28-ISO 3452-5:2008- Non-destructive testing — Penetrant testing, Part 5: Penetrant testing at temperatures higher than 50 degrees C.
29-ISO 3059:2012 Non-destructive testing — Penetrant testing and magnetic particle testing — Viewing conditions.
30-ISO 3452-6:2008 Non-destructive testing — Penetrant testing, Part 6: Penetrant testing at temperatures lower than 10 degrees C.
31- ISO 19011:2018 Guidelines for auditing management systems.
32-BS EN 4179:2021 - Aerospace series. Qualification and approval of personnel for non-destructive testing.

# تحلیل داده‌محور عدم تطابق کالا در پروژه‌های نفت، گاز و پتروشیمی: مطالعه موردی بازرسی کالا در مقصد

**نازیلا ادب آوازه[۱]، احمدرضا وکیلی[۲]**

[۱]دکتری مهندسی صنایع، گروه مهندسی صنایع، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران، n.adabavazeh@iau.ac.ir

[۲]رییس بازرسی فنی شرکت توسعه انرژی سپاهان ایرانیان، ar.vakily@gmail.com

**چکیده**

عدم‌تطابق کالا که عموما شامل موارد OSID می‌شود، یکی از مخاطرات اقتصادی و عملیاتی مهم در پروژه‌های صنعتی است که می‌تواند منجر به خسارت‌های مالی و اختلال در عملکرد پروژه شود. این پژوهش با رویکرد کاربردی و مطالعه موردی، با تمرکز بر بازرسی کالا در مقصد، انواع عدم تطابق کالا شامل Overage، Shortage، Incorrect و Damage را در بخش‌های مختلف پروژه‌های نفت، گاز و پتروشیمی تحلیل کرده است. داده‌های واقعی بازرسی شامل مشخصات فنی، تعداد و وضعیت کالاها جمع‌آوری و با استفاده از تحلیل توصیفی–تحلیلی بررسی شدند. یافته‌ها نشان دادند که بیشترین مشکلات مرتبط با ضعف در لجستیک و کنترل سفارشات بوده و برخی خطاها ناشی از نقص در مدارک فنی، برچسب‌گذاری یا حمل‌ونقل نامناسب هستند. این پژوهش با ارائه یک رویکرد داده‌محور، امکان شناسایی نقاط پرریسک، اولویت‌بندی اقدامات اصلاحی و بهبود فرایندهای بازرسی و کنترل کیفیت را فراهم می‌آورد. نتایج می‌تواند به کاهش مخاطرات اقتصادی، افزایش انطباق کالا با قرارداد و ارتقای عملکرد پروژه‌های مشابه کمک کند.

**کلمات کلیدی:** OSID، عدم تطابق کالا، بازرسی کالا، پروژه‌های صنعتی، کنترل کیفیت، داده‌محور.

## ۱-مقدمه

معاملات زیادی در طول روز انجام می‌شود که بخشی از آن‌ها به درستی اجرا نمی‌شوند. عدم انطباق کالا در معاملات می‌تواند منجر به خسارت و زیان اقتصادی گردد و همواره یکی از مخاطرات اقتصادی و مالی محسوب می‌شود [۱]. تطابق کالا به دلیل تأثیر مستقیم بر عملکرد و نتایج پروژه اهمیت ویژه‌ای دارد [۲]. معیار ارزیابی، نوعی انطباق است که موضوع آن تطابق کالا با قرارداد بوده و نقش محوری در معاملات ایفا می‌کند و شامل سه بخش است: مطابقت کالا با قرارداد، مطابقت کالا با هدف مورد توافق و تسلیم کالا با کلیه الزامات و دستورالعمل‌های قرارداد [۳].

روند بازرسی کالا بسته به نوع کالا و ماهیت صنعت متفاوت است. در صنایع نفت، گاز و پتروشیمی، مطابق قرارداد فی‌مابین کارفرما و پیمانکار، تأمین یا ساخت کالاهای پروژه از جمله مخازن تحت فشار، لوله‌ها، شیرآلات، پمپ‌ها، کمپرسورها، تجهیزات الکترونیکی و ابزار دقیق به عهده پیمانکاران یا تأمین‌کنندگان معتبر درج شده در AVL است. پس از نهایی‌سازی مدارک فنی، مدرک ITP برای هر کالا تدوین و تأیید می‌شود. این مدرک مسئولیت هر یک از ارکان پروژه را از آغاز فرایند تا تحویل نهایی مشخص کرده و سطوح، نوع بازرسی، نقاط کنترل، الزامات فنی و معیارهای پذیرش را دقیقاً تعیین می‌کند.

در صورت مشاهده هرگونه مغایرت، پیمانکار موظف به رفع آن بوده و تنها کالاهای تأیید شده مطابق الزامات فنی اجازه ارسال به محل پروژه را دارند. پس از ارسال کالا، در محل پروژه کالا در وضعیت قرنطینه قرار گرفته و بازرسی پس از بازگشایی بسته‌بندی کالا Opening Package Inspection (OPI) انجام می‌شود. این بازرسی شامل کنترل ظاهری، بررسی آسیب‌های احتمالی، تطابق کالا با مشخصات و کنترل برچسب‌ها و علامت‌گذاری است. انواع عدم تطابق در گزارش‌ها شامل Overage (O)، Shortage (S)، Incorrect (I) و

Damage (D) می‌باشد. مدارک مربوط شامل فرم دریافت کالا، Packing List، فرم تایید بازرسی Inspection Release Note (IRN)، فرم OPI، گزارش بازرسی متریال در مقصد Material Inspection Report (MIR)، فرم رسید کالا Material Receipt Sheet (MRS) و OSID بررسی می‌شوند.

اگرچه مطالعات متعددی به استانداردها، رویه‌های بازرسی و نقش اسناد کنترل کیفیت مانند ITP پرداخته‌اند، اما پژوهش نظام‌مندی که داده‌های واقعی بازرسی را برای تحلیل الگوهای عدم تطابق و پشتیبانی تصمیم‌گیری مدیریتی به کار ببرد، هنوز محدود است. در این پژوهش، تمرکز بر بازرسی کالا در مقصد در یکی از سایت‌های پتروشیمی در جنوب کشور می‌باشد. در این سایت، نمونه‌هایی از عدم تطابق کالا به‌صورت OSID تحلیل شده و شامل بررسی نوع عدم تطابق، مراحل ثبت OSID، اقدامات اصلاحی پیمانکار و تأثیر آن بر روند پروژه است. نتایج این تحقیق می‌تواند به بهبود فرایندهای بازرسی، کاهش مخاطرات اقتصادی و افزایش تطابق کالا در پروژه‌های مشابه کمک کند.

## ۲-روش‌شناسی پژوهش

این پژوهش از نظر هدف کاربردی و از نظر ماهیت توصیفی–تحلیلی است و به صورت مطالعه موردی انجام شده است. تمرکز آن بر بازرسی کالا در مقصد در پروژه‌های نفت، گاز و پتروشیمی می‌باشد. داده‌های مورد استفاده از گزارش‌های واقعی بازرسی کالا جمع‌آوری شده‌اند و شامل اطلاعات مربوط به نوع کالا، مقدار تحویلی، مقدار مورد نیاز، نوع عدم تطابق و توضیحات کیفی هستند. ابتدا داده‌ها بر اساس نوع کالا و دسته‌بندی OSID شامل Overage، Shortage، Incorrect و Damage طبقه‌بندی شدند. سپس تحلیل کیفی داده‌ها برای شناسایی الگوهای تکرارشونده عدم تطابق انجام گرفت. جداول بازرسی به‌عنوان واحد تحلیل استفاده شده و فراوانی و ماهیت خطاها در هر بخش بررسی شد. در ادامه، ارتباط بین نوع کالا و نوع عدم تطابق مورد تحلیل قرار گرفت و نتایج به صورت توصیفی–تحلیلی تفسیر شد. بر اساس این تحلیل، پیشنهادهایی جهت بهبود فرایند بازرسی، کاهش عدم تطابق‌ها و توسعه سیستم‌های تصمیم‌یار داده‌محور ارائه شد. این روش‌شناسی امکان استفاده از داده‌های موجود پروژه بدون نیاز به مدل‌سازی پیچیده را فراهم می‌کند و می‌تواند به بهبود کیفیت و مدیریت مخاطرات اقتصادی در پروژه‌های صنعتی کمک کند.

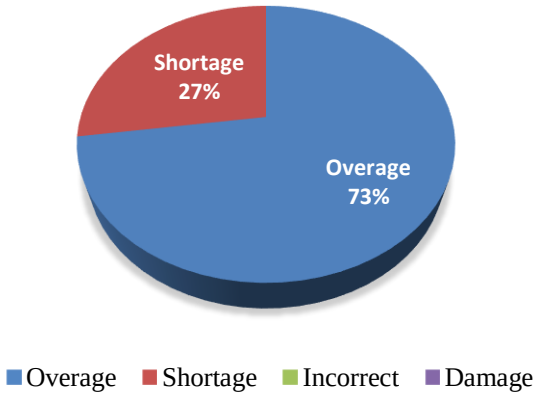
## ۳-یافته‌ها

در این پژوهش، تمرکز بر بازرسی کالا در مقصد در بخش‌های مختلف پروژه از جمله سیستم لوله‌کشی، سازه‌های فلزی، تجهیزات الکترونیکی، تجهیزات ایمنی و مواد مصرفی جوشکاری است. نمونه‌هایی از عدم تطابق کالا به‌صورت OSID تحلیل شده و شامل بررسی نوع عدم تطابق، مراحل ثبت OSID، اقدامات اصلاحی پیمانکار و تأثیر آن بر روند پروژه می‌باشد. جدول (۱) نمونه‌ای از عدم تطابق‌های شناسایی‌شده در بخش سیستم لوله‌کشی را نشان می‌دهد که شامل چهار نوع OSID یعنی Overage، Shortage، Incorrect و Damage است.

**جدول(۱).** بازرسی کالا در مقصد - سیستم لوله‌کشی.

| Row | Description | OSID Type | Required | Delivered | Deviation | Remark |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | FLANGE 4", WN, 150#, RF, SCH. STD | Overage | 60 | 68 | 8 | |
| 2 | FLANGE 2 1/2", WN, 600#, RF, SCH. STD | Shortage | 17 | 21 | 3 | |
| 3 | 10" PIPE, SMLS, BW, SCH. 30 | Incorrect | 12 | 12 | - | لوله با Sch40 به جای Sch30 ارسال شده است |
| 4 | 8 "PIPE, SMLS, BW, SCH. STD | Damage | 6 | 6 | - | دو سر لوله به اندازه ۴۰ سانتیمتر Damage شده است. |

بیشترین موارد عدم تطابق مربوط به Overage و Shortage بوده که نشان‌دهنده ضعف در فرایند لجستیک و کنترل سفارشات در مبدا است. وجود Incorrect در مشخصات فنی، مانند اختلاف Schedule لوله، بیانگر نقص در تطابق مدارک فنی با سفارش خرید است. همچنین، Damage مشاهده‌شده در حین حمل‌ونقل، ضعف در بسته‌بندی یا روش‌های جابجایی را نشان می‌دهد. تحلیل کیفی این جدول نشان می‌دهد که بخش عمده‌ای از مشکلات قبل از ورود کالا به سایت پروژه قابل پیشگیری بوده است. نمایش سهم هر نوع عدم تطابق در کل داده‌ها در شکل(۱) ارائه شده است. داده‌های بدست آمده می‌توانند به‌عنوان ورودی یک سیستم تصمیم‌یار برای شناسایی نقاط پرریسک زنجیره تأمین و بهبود فرایندهای کنترل کیفیت استفاده شوند.

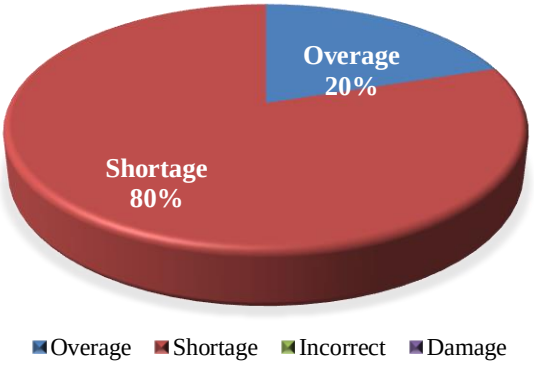



**شکل(۱).** نمودار پی چارت بازرسی کالا در مقصد- سیستم لوله‌کشی.

در جدول (۲) و شکل(۲)، نمونه‌هایی از عدم‌تطابق‌ها در اقلام سازه‌ای و اتصالات ارائه شده است.

**جدول(۲).** بازرسی کالا در مقصد – سازه‌های فلزی.

| Row | Description | OSID Type | Required | Delivered | Deviation | Remark |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | Bolt M 16x60 | Overage | 98 | 103 | 5 | - |
| 2 | Heavy Hex Bolt EN14399-4, A490-10.9 M27, L 170, Pitch 3 | Shortage | 220 | 200 | 20 | - |
| 3 | Stair & Hand Rail | Incorrect | 10 | 10 | - | ضخامت رنگ برخی از قسمت های هندریل‌ها پایین بود |
| 4 | H- Beam | Damage | 18 | 18 | - | قسمتی از قطعه دچار پیچیدگی شده است. |



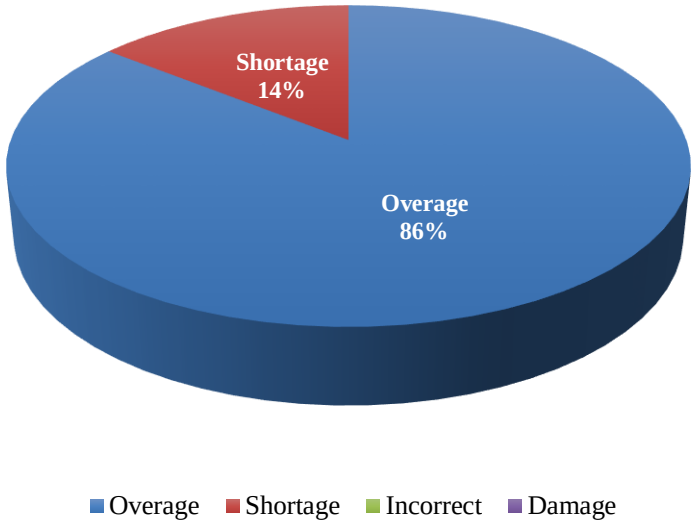

**شکل(۲).** نمودار پی چارت بازرسی کالا در مقصد- سازه فلزی.

در این جدول، عدم‌تطابق‌ها عمدتاً در اقلام سازه‌ای و اتصالات مشاهده می‌شود. موارد Shortage و Overage بیانگر ضعف در کنترل موجودی و عدم تطابق بین سفارش و تحویل واقعی است. Incorrect در ضخامت رنگ هندریل‌ها نشان‌دهنده ضعف در کنترل کیفیت فرایند پوشش‌دهی در کارخانه سازنده می‌باشد. Damage در تیرهای H-Beam نیز به احتمال زیاد ناشی از حمل‌ونقل نامناسب یا انبارش غیراصولی است. تحلیل این داده‌ها نشان می‌دهد که عدم‌تطابق‌ها هم جنبه کمی و هم جنبه کیفی دارند. این جدول می‌تواند مبنای دسته‌بندی تأمین‌کنندگان بر اساس نوع خطا و میزان ریسک آن‌ها باشد.

در جدول(۳) و شکل(۳) نتایج بازرسی کالا در مقصد تجهیزات الکترونیکی قابل مشاهده است.

**جدول(۳).** بازرسی کالا در مقصد – تجهیزات الکترونیکی.

| Row | Description | OSID Type | Required | Delivered | Deviation | Remark |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 65gr General Purpose Welding Powder | Overage | 24 | 30 | 6 | - |
| 2 | Tinned 20*3mm Cross Tape Connection Clamp | Shortage | 9 | 8 | 1 | - |
| 3 | MV 1x500 RM / 35 mm² C2 --- 12/20 (24) kV | Incorrect | 773m | 773m | - | مشخصات بر روی پلاک قرقره کابل به اشتباه درج شده است. |
| 4 | 'Special Concrete Inspection 400x400x600mm Pit | Damage | 60 | 60 | - | دو عدد Pit هنگام حمل شکسته شده است. |



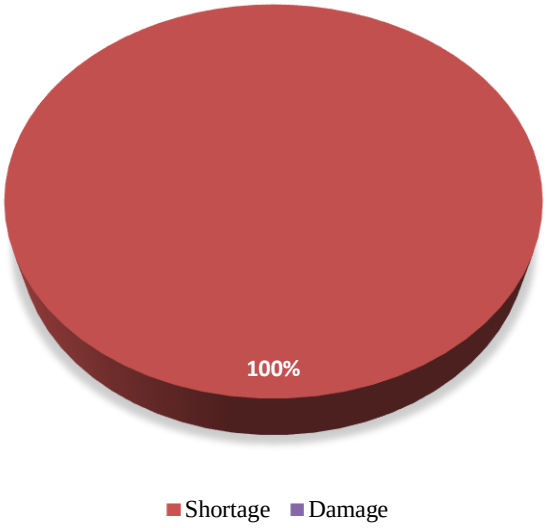

**شکل(۳).** نمودار پی چارت بازرسی کالا در مقصد- تجهیزات الکترونیکی.

نتایج، بیانگر حساسیت بالای تجهیزات الکترونیکی به خطاهای حمل، برچسب‌گذاری و مشخصات فنی است. Incorrect در مشخصات درج‌شده روی پلاک کابل‌ها می‌تواند منجر به خطاهای جدی در نصب و بهره‌برداری شود. Damage ثبت‌شده در قطعات بتنی و تجهیزات جانبی نشان‌دهنده ضعف در محافظت فیزیکی اقلام حساس است. Shortage در برخی اقلام نیز بیانگر ناهماهنگی بین واحد تدارکات و تأمین‌کننده است. تحلیل این جدول اهمیت کنترل دقیق‌تر اقلام حساس و استفاده از رویه‌های سخت‌گیرانه‌تر بازرسی را نشان می‌دهد.

جدول(۴) و شکل(۴) نتایج بازرسی کالا در مقصد- تجهیزات ایمنی را نشان می‌دهد.

**جدول(۴).** بازرسی کالا در مقصد – تجهیزات ایمنی.

| Row | Description | OSID Type | Required | Delivered | Deviation | Remark |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | Foam Extinguishing system | Non | 45 | 45 | 0 | - |
| 2 | Sunshade For Wheeled Dry Chemical Extinguisher | Shortage | 20 | 15 | 5 | - |
| 3 | Safety Showers & Eyewashes | Non | 2 | 2 | - | - |
| 4 | IG55 Cylinder 140 Lit | Damage | 140 | 140 | - | رنگ برخی از کپسول ها هنگام حمل دچار آسیب شده است. |



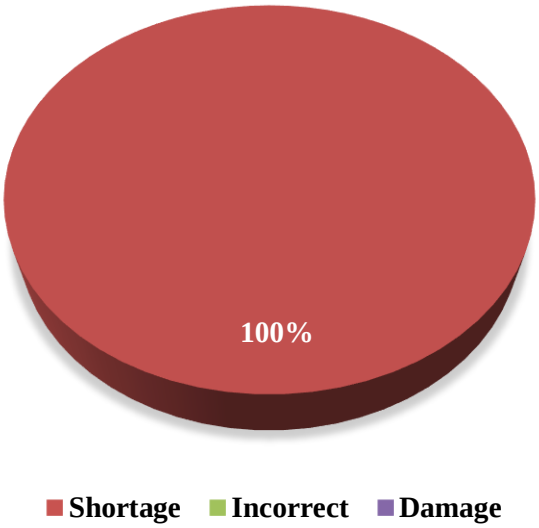

**شکل(۴).** نمودار پی چارت بازرسی کالا در مقصد- تجهیزات ایمنی.

در جدول(۴) و شکل(۴) تمرکز اصلی بر تجهیزات ایمنی است که حساسیت عملکردی بالایی دارند. وجود Damage در سیلندرهای IG55 می‌تواند پیامدهای ایمنی جدی در پروژه ایجاد کند. Shortage در تجهیزات جانبی مانند سایه‌بان کپسول‌ها نشان می‌دهد که اقلام مکمل معمولاً کمتر مورد توجه قرار می‌گیرند. عدم تطابق ظاهری مانند آسیب رنگ نیز اگرچه کیفی به نظر می‌رسد، اما می‌تواند نشان‌دهنده شرایط نامناسب حمل‌ونقل باشد. تحلیل این جدول بیانگر آن است که حتی در صورت تطابق تعداد، کیفیت ظاهری و عملکردی تجهیزات ایمنی باید به‌دقت کنترل شود.

جدول (۵) و شکل(۵) نتایج بازرسی کالا در مقصد – مواد مصرفی جوشکاری را نشان می‌دهد.

**جدول(۵).** بازرسی کالا در مقصد – مواد مصرفی جوشکاری.

| Row | Description | OSID Type | Required | Delivered | Deviation | Remark |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | E 7018 Φ3.25, Φ4.0 | Non | 100 Pack | 100 Pack | 0 | - |
| 2 | ER 70S-6 | Shortage | 35 Pack | 33 Pack | 2 | - |
| 3 | E 7018-1 GH4 | Incorrect | 15 Pack | 15 Pack | - | 10 Pack به اشتباه E 7018-1 ارسال شده است. |
| 4 | E 7018 Φ3.25, Φ4.0 | Damage | 100 Pack | 100 Pack | - | بسته‌بندی یک Pack در حین جابه جایی دچار آسیب شده است |




شکل(۵). نمودار پی چارت بازرسی کالا در مقصد- مواد مصرفی جوشکاری.

این جدول نشان‌دهنده عدم‌تطابق‌های متداول در مواد مصرفی است که اغلب در پروژه‌ها کم‌اهمیت تلقی می‌شوند. Shortage و incorrect در الکترودهای جوشکاری می‌تواند مستقیماً بر کیفیت اتصالات تأثیر بگذارد. Damage در بسته‌بندی نیز نشان‌دهنده ضعف در جابجایی و انبارداری است. تحلیل این داده‌ها نشان می‌دهد که مواد مصرفی نیز باید به‌عنوان اقلام بحرانی کیفیت در نظر گرفته شوند. این جدول قابلیت استفاده برای تحلیل الگوهای تکرارشونده خطا در مواد مصرفی را دارد.

## ۴-نتیجه‌گیری

در این پژوهش، با تمرکز بر بازرسی کالا در مقصد در پروژه‌های نفت، گاز و پتروشیمی، انواع عدم تطابق کالا شامل Overage، Shortage، Incorrect و Damage در بخش‌های مختلف پروژه از جمله سیستم لوله‌کشی، سازه‌های فلزی، تجهیزات الکترونیکی، تجهیزات ایمنی و مواد مصرفی جوشکاری تحلیل شد.

یافته‌ها نشان دادند که بیشترین مشکلات مرتبط با Overage و Shortage هستند که ضعف در فرایند لجستیک، کنترل سفارشات و هماهنگی بین واحد تدارکات و تأمین‌کننده را نشان می‌دهد. Incorrect در مشخصات فنی و برچسب‌گذاری اقلام حساس، نقص در تطابق مدارک فنی با سفارش خرید و احتمال بروز خطاهای نصب و بهره‌برداری را مشخص کرد. همچنین، موارد Damage در تمامی بخش‌ها، ناشی از ضعف در بسته‌بندی، حمل‌ونقل و انبارداری بود.

مزیت اصلی این پژوهش، ارائه یک رویکرد داده‌محور برای تحلیل OSID است که امکان شناسایی الگوهای تکرارشونده خطا و اولویت‌بندی اقدامات اصلاحی را فراهم می‌کند. این روش به بهبود کیفیت کنترل کالا، کاهش مخاطرات اقتصادی و افزایش انطباق کالا با قرارداد در پروژه‌های صنعتی کمک می‌کند.

محدودیت‌های پژوهش شامل تمرکز بر یک سایت پروژه و استفاده از داده‌های موجود بدون مدل‌سازی پیش‌بینی هستند که می‌تواند نتایج را برای سایر پروژه‌ها کمی محدود کند. براساس نتایج، توصیه می‌شود:

- توسعه و پیاده‌سازی سیستم‌های تصمیم‌یار داده‌محور برای شناسایی نقاط پرریسک زنجیره تأمین.
- بهبود رویه‌های کنترل کیفیت، بسته‌بندی و حمل‌ونقل به ویژه برای اقلام حساس و تجهیزات بحرانی.

- تمرکز بر تحلیل داده‌های بازرسی برای کاهش عدم تطابق در سفارشات و پیشگیری از آسیب‌های احتمالی قبل از ورود کالا به پروژه.
- گسترش مطالعه به پروژه‌های دیگر برای تعمیم یافته‌ها و استفاده از مدل‌های پیش‌بینی مبتنی بر داده.

این مطالعه نشان داد که استفاده از داده‌های واقعی بازرسی، می‌تواند فرایندهای مدیریتی و عملیاتی پروژه‌های صنعتی را هوشمندتر، امن‌تر و اقتصادی‌تر کند.

## منابع

1-Ebrahimi, K. , Arfania, B. and Alboyeh, A. (2023). Analyzing the nature and hazards effects of product non-conformity (based on Iranian law and international documents). Environmental Management Hazards, 10(2), 153-164. doi: 10.22059/jhsci.2023.363414.789

2-Zolfagharian, M., Hajihasani, S., & Amadeh, H. (2024). Exploring the causes of inconsistency between development plan and annual budget laws: using DEMATEL and causal loop diagrams. Budget and Finance Strategic Research, 5(2), 77-104.

3-Ramzanzadeh Badeli, O. , Taghipour darzi naghibi, M. H. and soleimani andarvar, A. (2024). A Comparative Study of the Right of Termination Due to Material Non-Conformity of the Goods in the 1980 Vienna Convention, the Directive 2019 of the European Union and Iranian Law. Jurisprudence and Islamic Law, 15(37), 161-196. doi: 10.22034/law.2025.56573.3272

# بررسی ریز ساختار و خواص مکانیکی جوش نقطه ای مقاومتی فولاد IF با لایه میانی پودرکربن

امیرحسین انصاری*[1]، حسین عابدی چرمهینی[2]، مسعود عطاپور[3]
[1*]دانشجوی کارشناسی، دانشگاه صنعتی اصفهان، a.ansari@ma.iut.ac.ir
[2]دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی اصفهان، abedi.h@ma.iut.ac.ir
[3]استاد، دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان، m.atapour@iut.ac.ir

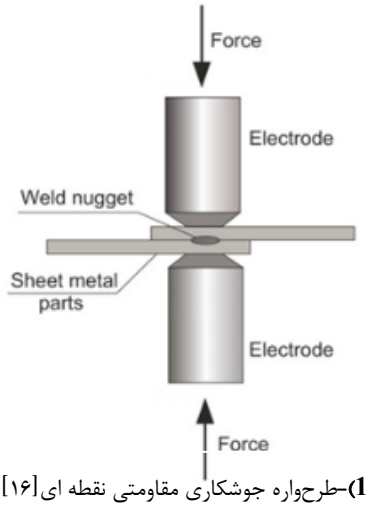
## چکیده

**در این پژوهش تاثیر افزودن پودر کربن به عنوان لایه میانی بر خواص مکانیکی و ریزساختار جوش نقطه‌ای مقاومتی فولاد خودرو IF بررسی شد. برای این منظور، ابتدا چهار نمونه با مقادیر مختلف کربن (0.5، 1، 2 و 3 میلی‌گرم) و یک نمونه فاقد کربن با پارامترهای یکسان جوشکاری شد. نمونه‌ها ابتدا تحت آزمون استحکام کششی برشی قرار گرفتند و نمونه‌ای که حاوی 0.5 میلی‌گرم پودرکربن بود، بیشترین استحکام را داشت. در ادامه سایر بررسی‌ها روی این نمونه و نمونه‌ای که فاقد پودر کربن بود انجام شد. ریزساختار نمونه حاوی کربن بیانگر وجود مقدار قابل توجهی مارتنزیت تشکیل شده در فلز جوش نسبت به نمونه فاقد پودر کربن بود. این موضوع باعث شد تا استحکام و سختی در این نمونه به ترتیب حدود 25% و 65% افزایش یابد. همچنین حضور کربن در ناحیه‌ی اتصال باعث افزایش مقاومت شد و در نتیجه حرارت ورودی افزایش یافت. همین موضوع باعث افزایش چشمگیر قطر نقطه جوش، در نمونه‌های حاوی لایه میانی پودرکربن شد.**

**کلمات کلیدی: جوش نقطه‌ای مقاومتی، فولاد IF، لایه میانی پودرکربن**

## مقدمه

یکی از فرآیندهای جوشکاری، جوش نقطه‌ای مقاومتی است که دراتصال ورق های نازک فولادی در خودروسازی کاربرد زیادی دارد. دلیل محبوبیت این فرآیند، سرعت بالا، آسان بودن روش و استفاده از ربات‌هایی است که این روش را سریع‌تر و دقیق‌تر می‌کنند[۱،۲]. در این فرآیند، گرمای ایجاد شده به دلیل مقاومت الکتریکی بین ورق‌ها در برابر جریان اعمال شده توسط دو الکترود مسی آلیاژی، باعث ذوب یک نقطه می‌شود. این فشار اعمالی توسط الکترودها باعث فشرده شدن متمرکز ورق‌ها شده و باعث ایجاد اتصال در آن نقطه می‌شود که طرحواره آن در شکل(۱) قابل مشاهده است [۳]. پارامترهای جوشکاری تعیین کننده اندازه نقطه جوش، ریزساختار و خواص نهایی جوش هستند. این پارامتر ها روی مقاومت اتصال و نحوه شکست آن‌ها تاثیرگذارند[۵،۴]. بنابراین ویژگی هایی نظیر قطر نقطه جوش، استحکام، سختی و توزیع آن و نحوه تغییر حالت شکست اهمیت زیادی دارند، زیرا به‌طور مستقیم بر ایمنی در تصادفات و دوام طولانی‌مدت قطعات تأثیر می‌گذارند[۷،۶،۵].




**شکل(1)**-طرحواره جوشکاری مقاومتی نقطه ای[۱۶]

فولادهای عاری از بین نشین (IF)، دارای مقادیر بسیار پایین کربن و عناصر آلیاژی مانند تیتانیوم و نئوبیوم هستند که با عناصر بین نشین موجود در این فولاد ترکیب شده و کاربید و نتیرید تشکیل می‌دهند[۸]. درصد پایین کربن باعث می‌شود فلز پایه نسبتاً نرم باشد، اما در طول جوش نقطه‌ای مقاومتی، سختی قابل توجهی در ناحیه جوش و منطقه تحت تأثیر حرارت ایجاد می‌شود. بنابراین، پارامترهای فرآیند جوش باید با دقت تنظیم شوند تا اندازه نقطه جوش مناسب به دست‌آید و از ایجاد فرورفتگی بیش از حد جلوگیری شود[۹،۵،۴]. مطالعات اخیر روی فولادهای IF و اتصالات غیرهمجنس مبتنی بر IF نشان داده‌اند که جریان جوش و نیروی الکترود به شدت بر شکل نقطه جوش، توزیع سختی و عملکرد کششی برشی اتصالات و جذب انرژی تأثیر می‌گذارند[۷،۴].

برای بهبود عملکرد اتصالات و رفع محدودیت‌های متالورژیکی، استفاده از لایه‌های میانی به‌عنوان یک راهکار مؤثر در اتصالات مشابه و غیرهمجنس جوش نقطه‌ای مقاومتی مطرح شده است. داس و همکاران تاثیر لایه های میانی فلزی (مانند: روی، نیکل، مس، آلیاژهای آلومینیوم Al-Mg و فولاد زنگ نزن304) و هم لایه‌های میانی کربنی (مانند: گرافن و نانولوله‌های کربنی) بررسی کردند و نتایج نشان داد که این لایه‌ها ریزساختار نقطه جوش را تحت تأثیر قرار می‌دهند و با افزودن لایه میانی مناسب به همراه پارامتر جوشکاری بهینه، کیفیت اتصال افزایش می‌یابد[۱۰]. همچنین لیو و ژانگ پژوهشی درباره جوشکاری مقاومتی فولاد- تیتانیوم به همراه لایه میانی انجام دادند و نتایج نشان‌داد افزودن لایه میانی مس، نیکل و نقره باعث افزایش استحکام اتصال می‌شود[۱۱]. داریا و همکاران متوجه شدند که در جوشکاری مقاومتی دو ورق فولادی کم کربن، افزودن لایه میانی فولاد زنگ نزن در مقایسه با مس بهتر است زیرا نسبت LTW در نمونه های حاوی فولاد زنگ نزن بهتر بوده است[۱].

داس و همکاران در پژوهش‌هایی نشان دادند که در جوشکاری مقاومتی دو ورق AISI1008Steel/Al-1100، افزودن لایه‌ای میانی از گرافن نانوپلیت (GPNs) میتواند استحکام را تا حدود 124% افزایش دهد و همچنین افزودن نانولوله های کربنی به عنوان لایه میانی در جوشکاری مقاومتی دو ورق فولادیAISI1008، به دلیل مکانیزم هایی مانند تجمع نابجایی‌ها، استحکام در نقطه جوش را 45% افزایش می‌دهد[۱۲،۱۳].

این نتایج نشان می‌دهند که استفاده از لایه‌های کربنی در اتصالات جوش نقطه‌ای مقاومتی فولاد IF در صنعت خودرو می‌تواند یک راهکار امیدوارکننده باشد. این لایه‌ها می‌توانند به بهینه‌سازی ریزساختار نقطه جوش، افزایش سختی و ارتقای ظرفیت تحمل بار اتصال جوش کمک کنند و همچنین با خطوط تولید جوش نقطه‌ای صنعتی موجود سازگاری دارند.

## مواد و روش

در این پژوهش از ورق‌های فولادی IF با ضخامت نیم میلی‌متر استفاده شد. این ورق‌ها با طول 100 و عرض 20 میلی‌متر تهیه شدند. سپس بین ورق‌ها مقادیر مختلف پودر کربن با اندازه ذرات 45µm قرار داده شد. مقادیر کربن به صورت 0.5، 1، 2 و3 میلی گرم بودند و در مساحتی دایره‌ای شکل به قطر4mm در بین ورق‌ها و درمحلی که قرار بود جوشکاری شود قرارداده شد و سپس جوشکاری انجام شد. جدول نامگذاری نمونه‌ها در جدول (1) مشخص شده است. اندازه همپوشانی ورق ها 25 میلی‌متر بود. پارامترهای جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای مورد استفاده، در جدول (2) قابل مشاهده است.

**جدول(1)**.نام گذاری نمونه ها

| نام نمونه | A0 | A0.5 | A1 | A2 | A3 |
|---|---|---|---|---|---|
| جرم کربن | 0 | 0.5mg | 1mg | 2mg | 3mg |

**جدول(2)**.پارامترهای جوشکاری

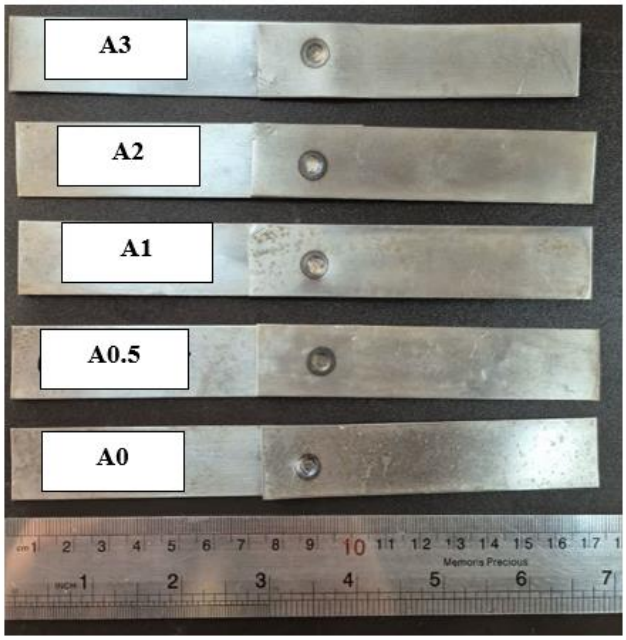
| پارامتر | نیروی الکترود | PRSQ | SQ | Welding time | جریان | زمان نگهداری | Cooling time |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| مقدار | 306kgf | 25سیکل | 25سیکل | 15سیکل | 8kA | 20سیکل | 20 سیکل |

برای سنجش استحکام کششی برشی، نمونه ها طبق استاندارد ASTM E8M در دستگاه کشش یونیورسال، با نرخ کرنش 10میلی‌متربردقیقه تحت کشش قرارداده شدند.

برای بررسی ساختار، سطح نمونه ها از سنباده80 تا 2500 سنباده زده شد و سپس با محلول آلومینا پولیش داده شد. برای مشخص شدن ساختار، نمونه ها در محلول نایتال 2% به مدت 15 ثانیه اچ شد و سپس توسط اتانول سطح آن‌ها تمیز شد تا آماده عکس برداری توسط میکروسکوپ بشود. تصویرساختار نمونه ها توسط میکروسکوپ نوری NIKON OPHTIPHOTE300 گرفته شد.

برای اندازه‌گیری ریزسختی از دستگاه میکروهاردنس تست کوپا-مدلMH3استفاده شد. نیروی الکترود 100 گرم و زمان نشست10ثانیه قراردادهشد و سختی‌های اندازه گیری شده طبقHV0.1 است. برای سختی سنجی، سختی نمونه ها چندمرتبه در ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) و نقطه جوش اندازه گیری شد و سختی میانگین در هر منطقه محاسبه شد.

برای اندازه گیری قطر نقطه جوش از نرم افزار Imagej استفاده شد. قطر نقطه جوش هر نمونه 3 مرتبه اندازه گیری شد و نتیجه آن به صورت قطرمیانگین به‌همراه انحراف معیار محاسبه شد.

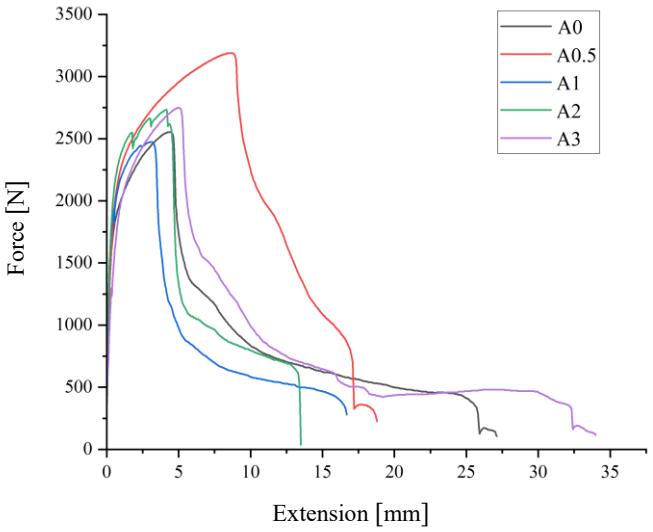



**شکل(2)**-تصویر نمونه‌های جوشکاری شده

## نتایج و بحث

### 1-استحکام کششی برشی

نتایج تست استحکام کششی برشی در شکل (3) نشان داده شده است. همانطور که مشخص است نمونه A0.5 دارای بیشترین استحکام کششی برشی نسبت به سایر نمونه ها می‌باشد که به دلیل حجم مناسب مارتنزیت نسبت به سایر نمونه ها می باشد که در شکل (6) مشخص شده است. نمونه A0 که مقدار مارتنزیت آن کمتر بود استحکام پایین تری از خود نشان داده است. در نمونه های A1 و A2 و A3 با وجود اینکه مقدار کربن در لایه میانی افزایش یافته است، اما احتمالا به دلیل جدایش فازی کربن و تشکیل فازهای ترد در این نمونه ها، استحکام کششی برشی آن‌ها پایین بوده است. بنابراین با افزودن لایه میانی کربن به مقدار0.5 میلی گرم، استحکام نسبت به نمونه فاقد لایه میانی پودر کربن، حدود 25 درصد افزایش یافته است. به‌همین دلیل نمونه A0.5 و نمونه A0 در تست‌های بعدی بررسی شد تا تاثیر افزودن لایه میانی پودرکربن روی ساختار و سختی بررسی شود.

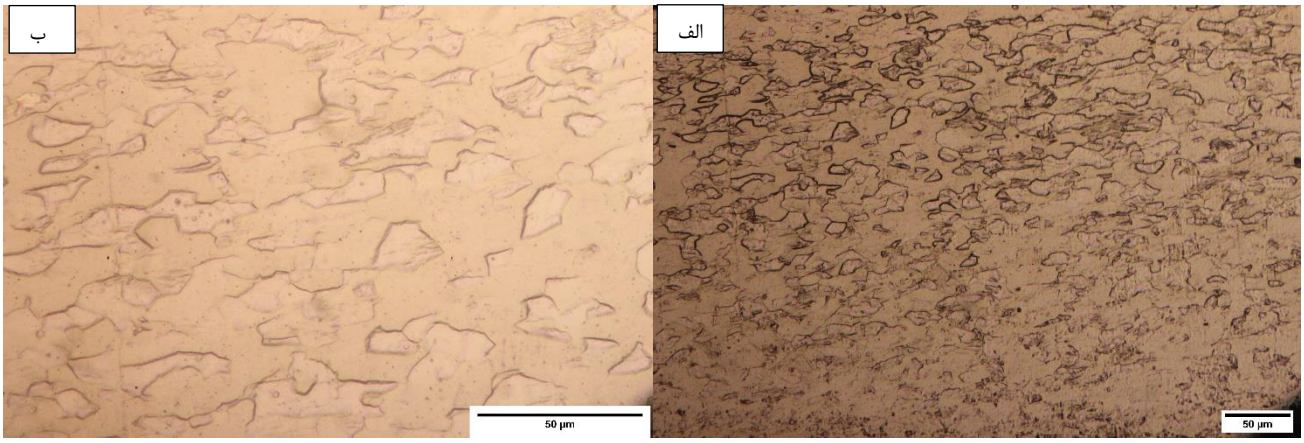



**شکل(3)**-نمودار نیرو-جابه‌جایی نمونه‌های جوشکاری شده

## 2-ریزساختارفلز پایه، ناحیه متأثر از حرارت و فلز جوش

از آنجایی که جنس هر دو ورق یکسان بود، ریز ساختار مشابهی در دو فلز پایه که از جنس فولاد عاری ازبین نشین (IF) بـود، مشـاهده شـد کـه در شکل(4) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ساختار مورد نظر از دانه های هم محور فریتی با اندازه های تقریبـا مشـابه امـا شـکل نامنظم تشکیل شده است. قطر متوسط دانه ها $25 \pm 9\mu m$ می‌باشد.

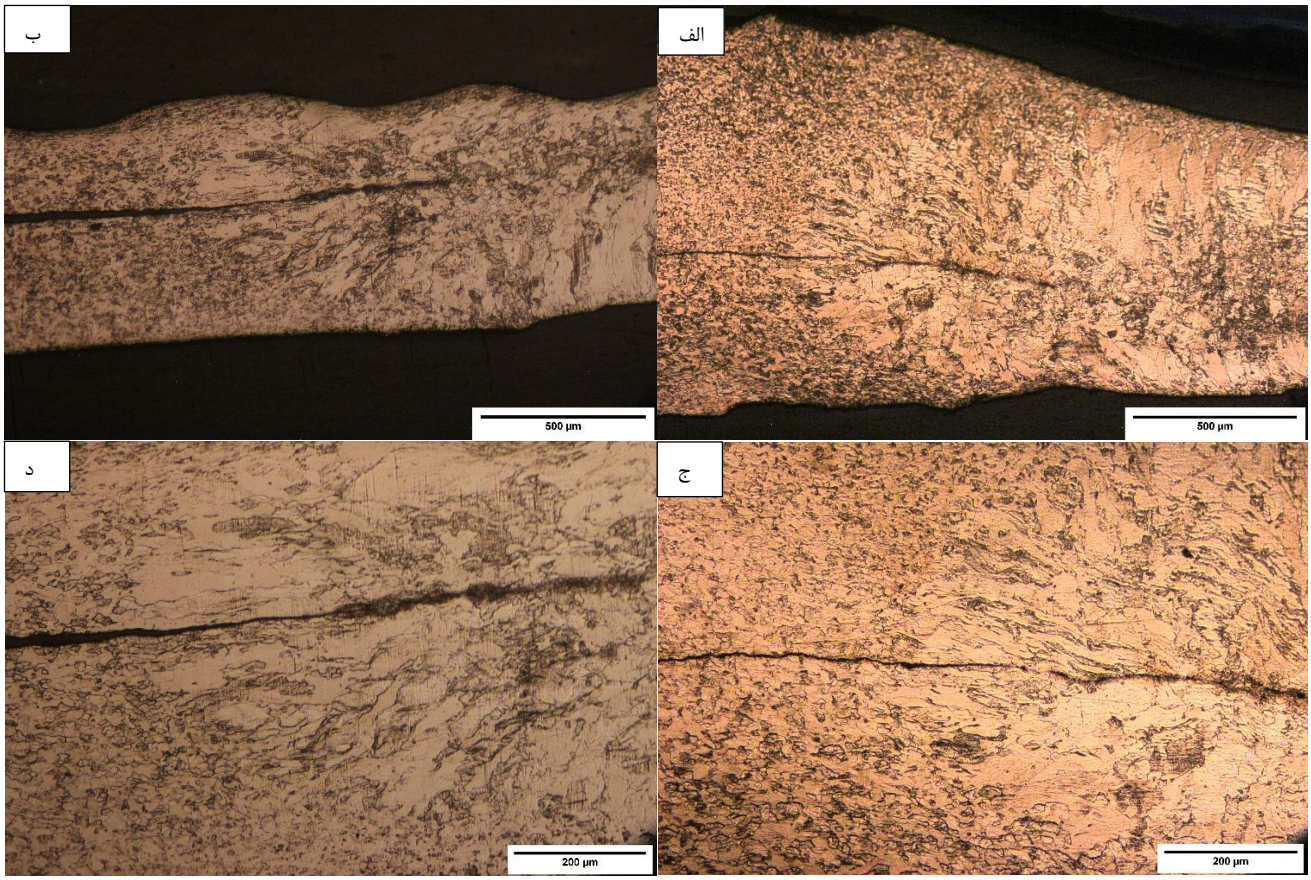
در این فولاد درصدکربن بسیار پایین است و قابلیت شکل پذیری و انعطاف پذیری بالایی دارند اما درمقابل استحکام آن‌ها پایین است. وجود عناصر آلیاژی مثل نئوبیوم و تیتانیوم از بین نشین شدن عناصری مثل کربن و نیتروژن جلوگیری می‌کنند و کاربید هایی مانند TiC و TiN تشکیل می‌دهند. بنابراین فاز فریت عاری از کربن بین نشین خواهد و به همین دلیل است که در دیاگرام این فولاد، ناحیه دوفازی آستنیت- فریت بسیار کوچک می‌باشد[۱۴].




**شکل(4)**-تصویر ریز ساختار فلز پایه (فولاد IF) الف)در بزرگنمایی 200 برابر ب) بزرگنمایی500 برابر

در شکل (5) در هر 2 نمونه منطقه متأثر از حرارت در تصویرنشان داده شده است. در این ناحیه به دلیل افزایش دما و وجود گرادیان دمایی از سمت نقطه جوش، دانه های درشت که در راستای انتقال حرارت کشیده شده اند، قابل مشاهده است. سمت راست تصویر،در منطقه متأثر از حرارت نزدیک نقطه جوش، دانه ها درشت تر از فلز جوش هستند و وقتی به سمت چپ تصویر حرکت کنیم، در نزدیکی فلز پایه، دانه ها کشیده می‌شوند و شکل ستونی به خود می‌گیرند.

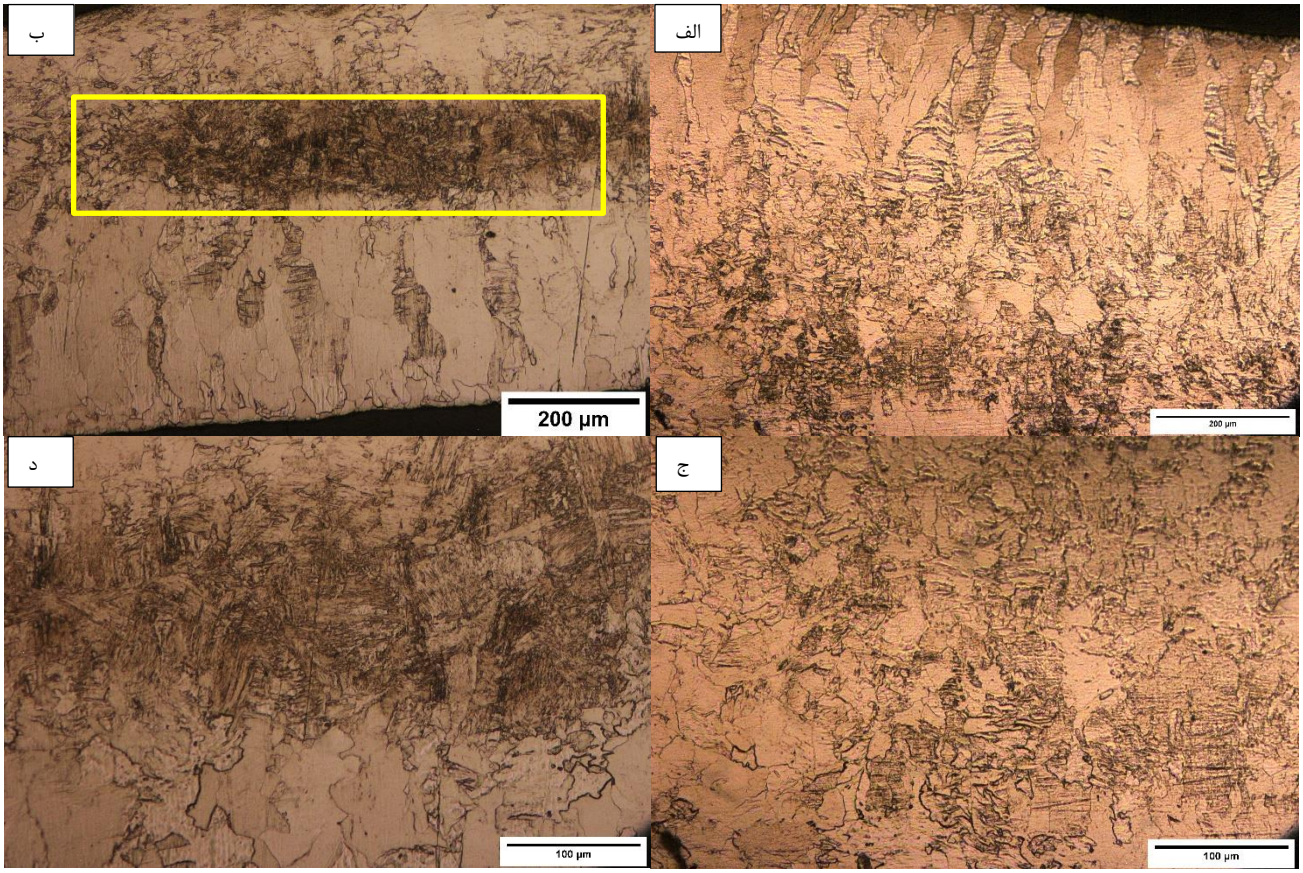
نتایج هم بر این موضوع دلالت دارد که ضعف موجود در این جوش ها، به دلیل تبلور مجدد در حضور گرادیان دما می باشد که یک ساختار با دانه های درشت و کشیده ایجاد می‌کند که به شدت به ترک حساس است و چقرمگی پایینی دارد[۱۴].



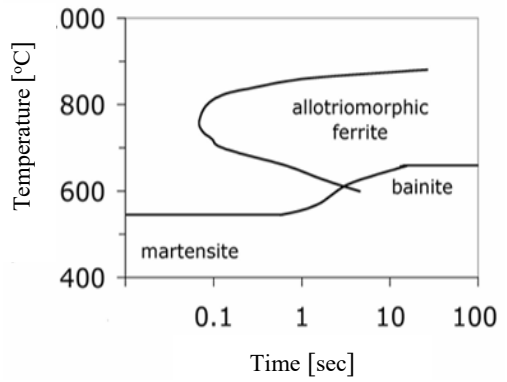

**شکل(5)**-تصویر ساختار ناحیه متأثر از حرارت نمونه‌ها الف) نمونه A0 در بزرگنمایی 50 برابر ب) نمونه A0.5 بزرگنمایی 50 برابر ج) نمونه A0 بزرگنمایی 100 برابر د) نمونه A0.5 بزرگنمایی 100 برابر

شکل (6) تصویری از ساختار فلز جوش را نشان می‌دهد. در نمونه A0 که فاقد لایه میانی کربن است، ساختار فلز جوش ترکیبی از دانه های ریز هم محور و مقدار کمی مارتنزیت می باشد. به طور کلی طبق دیاگرام TTT برای فولاد های IF که در شکل (7) قابل مشاهده است، به دلیل سرعت زیاد سرد شدن در این جوش ها، ساختار حاصل ترکیبی از دانه های ریز هم محور فریت آلترومورفیک و مقدار کمی مارتنزیت می باشد. تشکیل ساختار بینیت به دلیل اینکه نیاز به زمان طولانی برای تشکیل دارد، در فلز جوش این ورق ها مشاهده نمی‌شود[۱۴].

در شکل (6 ب) نمونه A0.5 در بزرگنمایی 100 برابر نشان داده شده‌است که در منطقه زرد رنگ مشخص شده به طور واضح ساختار مارتنزیت ایجاد شده در مرکز فلز جوش قابل مشاهده است. در این ناحیه به دلیل وجود لایه میانی کربن، سختی پذیری به طور قابل توجهی افزایش یافته است. در این نمونه حجم مارتنزیت ایجاد شده بسیار بیشتر از نمونه A0 که فاقد لایه میانی کربن بوده است، می‌باشد و نتایج تست ریز سختی هم این موضوع تایید می‌کند.




**شکل(6)** -تصویر ساختار فلز جوش نمونه ها، الف) نمونه A0 در بزرگنمایی 100 برابر ب) نمونه A0.5 بزرگنمایی 100 برابر
ج) نمونه A0 بزرگنمایی 200 برابر د) نمونه A0.5 بزرگنمایی 200 برابر

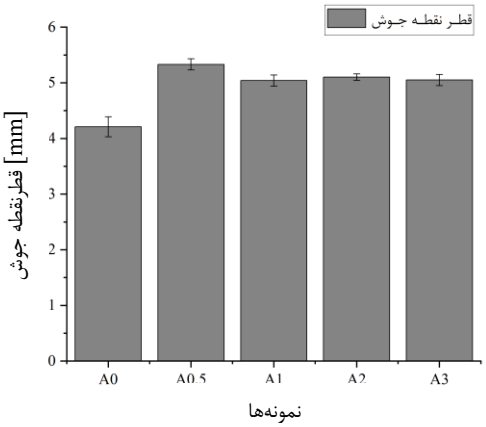



**شکل(7)** -دیاگرام TTT برای فولادهای IF [۱۴]

## 3-ریز سختی و قطر نقطه جوش

$$Q = RI^2t \quad (1)$$

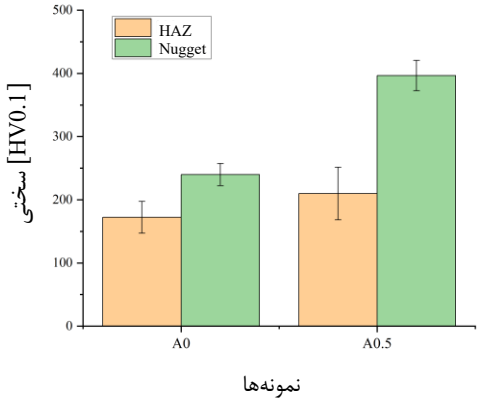
طبق رابطه (1)، با افزایش مقاومت حرارت ورودی افزایش می‌یابد. در نتیجه ناحیه ذوب بزرگ تر خواهد بود و قطر نقطه جوش (nugget) افزایش پیدا می‌کند[۱۵]. افزودن پودر کربن بین دو ورق فولادی، مقاومت الکتریکی را افزایش می‌دهد به همین دلیل است که در شکل(8)، با افزودن پودرکربن، قطر نقطه جوش افزایش یافته است.




**شکل(8)–**اندازه قطر جوش هر نمونه

با توجه به سختی های اندازه گیری شده از نمونه‌ها که در شکل (9) قابل مشاهده است، در هر دو نمونه تفاوت چشم گیری در سختی ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) در دو نمونه دیده نمی شود. منطقه متأثر از حرارت در هر دو نمونه با توجه به شکل شامل دانه های درشت و ستونی هستند و نشانه هایی از فاز های سخت مثل ماتنزیت و بینیت وجود ندارد، به همین دلیل سختی در این ناحیه کمتر از فلز جوش می‌باشد. در ناحیه فلز جوش تفاوت محسوسی در سختی دو نمونه دیده می‌شود. در نمونه A0.5 دانه های ریز هم محور همچنان وجود دارد اما به دلیل وجود لایه میانی کربن، مقدار مارتنزیت تشکیل شده به طور قابل توجهی افزایش یافته است و همین موضوع باعث شده سختی آن به حدود 397 HV0.1 برسد. بنابراین سختی در نمونه A0.5 نسبت به نمونهA0 حدود 65 درصد افزایش یافته است.

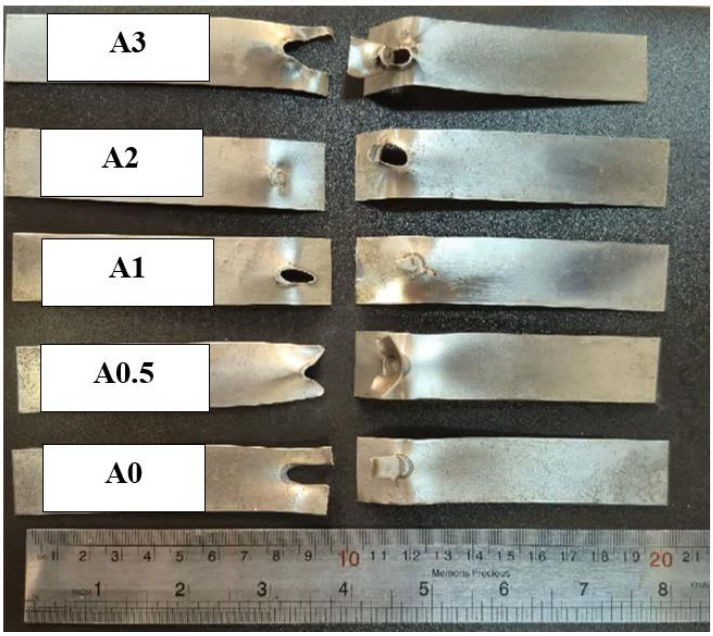
به طور کلی هرچه از سمت فلز جوش به سمت فلز پایه حرکت کنیم، به دلیل کاهش مقدار مارتنزیت، سختی کاهش می‌یابد و جود همزمان دانه های ریز هم محور و مارتنزیت، ترکیب مناسبی از استحکام و چقرمگی به ما ارائه می‌دهد[۱۵،۱۴].




**شکل(9)–**نمودار سختی نمونه A0 و A0.5 در منطقه HAZ و Nugget

## 4-تحلیل شکست

شکل(10) تصویر شکست نمونه هارا نشان می‌دهد. شکست نمونه A1 و A2 از نوع محیطی بوده است که ناشی از رشد ترک از نقطه جوش درون ورق می‌باشد. نمونه A0.5 نمونه ای است که نقطه جوش آن هیچ عیبی نداشته و از سمت ورق دچار پارگی شده است که نشان دهنده استحکام بالای جوش در این نمونه می‌باشد[۲].




**شکل(10)**–تصویر نمونه‌های جوشکاری شده پس از تست کشش

## نتیجه گیری

در این پژوهش، تاثیر افزودن لایه میانی کربن بر ریزساختار و خواص مکانیکی برای جوش مقاومت نقطه ای دو ورق همجنس IF بررسی شد و نتایج به این صورت می باشد:

ریز ساختار فولاد IF از دانه‌های ریز هم محور فریتی تشکیل شده است که باعث می‌شود سختی و استحکام پایین اما قابلیت شکل پذیری بالایی داشته باشد. در ناحیه متأثر از حرارت، ساختار هر دو نمونه از دانه‌های درشت و ستونی تشکیل شده بود و تفاوت محسوسی در ریز ساختار این دو نمونه در این ناحیه مشاهده نشد. ریز ساختار فلز جوش در نمونه فاقد لایه میانی کربن شامل دانه های ریز هم محور و مقدار کمی مارتنزیت بود و استحکام پایین تری داشت. با افزودن لایه میانی کربن به مقدار 0.5 میلی گرم، سختی‌پذیری به‌طور قابل توجهی افزایش یافت و مارتنزیت بیشتری در ساختار فلز جوش تشکیل شد. این موضوع باعث شد تا استحکام کششی برشی حدود 25% افزایش یابد. همچنین با افزایش مقدار مارتنزیت تشکیل شده در فلز جوش به‌دلیل افزودن پودر کربن، سختی در این ناحیه حدود 65% افزایش یافته است.

## منابع

[1]. V. Dharaiya, A. Panchal, and G. D. Acharya, “Investigating feasibility of interlayers in Resistance Spot Welding of low-carbon steel sheets,” *SN Appl Sci*, vol. 3, no. 8, Aug. 2021.

[2]. A. R. Nazari, A. Taherizadeh, and M. Atapour, "Investigating microstructure and mechanical properties of dissimilar resistance spot welding of AISI 430 to S500 MC", Journal of Welding Science and Technology of Iran vol. 10, no. 1, p. 2024.
[3]. P. Khandelwal, S. Ajit Varagiri, T. Singh Rathore, and S. Prashad Sharma, "Experimental Investigation of Resistance Spot Welding of IF Steel Sheets," *International Research Journal of Engineering and Technology*, 2022, [Online].
[4]. A. Sharma, K. Kumawat, P. S. Birda, and J. Kar, "Influence of RSW Process Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Interstitial Free Steel Joints," *J Mater Eng Perform*, vol. 34, pp. 14034–14042, 2024.
[5]. S. Rao, R. Chhibber, K. Arora, and M. Shome, "Resistance spot welding of galvannealed high strength interstitial free steel," *J Mater Process Technol*, vol. 246, pp. 252–261, 2017.
[6]. A. Chabok, E. Aa, and Y. Pei, "A study on the effect of chemical composition on the microstructural characteristics and mechanical performance of DP1000 resistance spot welds," *Materials Science and Engineering: A*, p., 2020.
[7]. F. Yaghoobi, R. Jamaati, and H. Aval, "Resistance spot welding of high-strength DP steel and nano/ultrafine-grained IF steel sheets," *Mater Chem Phys*, p., 2022.
[8]. G. Mukhopadhyay, S. Bhattacharya, and K. K. Ray, "Strength assessment of spot-welded sheets of interstitial free steels," *J Mater Process Technol*, vol. 209, no. 4, pp. 1995–2007, 2009.
[9]. G. Janardhan, G. Mukhopadhyay, K. Kishore, and K. Dutta, "Resistance Spot Welding of Dissimilar Interstitial-Free and High-Strength Low-Alloy Steels," *J Mater Eng Perform*, vol. 29, pp. 3383–3394, 2020.
[10]. T. Das and J. Paul, "Interlayers in Resistance Spot-Welded Lap Joints: A Critical Review," *Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 10, pp. 3–24, 2021.
[11]. Y. Liu and C. Zhang, "Effects of Interlayer on the Microstructure and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded Titanium/Steel Joints: A Short Review," *Metals (Basel)*, p., 2024.
[12]. T. Das, R. Das, and J. Paul, "Resistance spot welding of dissimilar AISI-1008 steel/Al-1100 alloy lap joints with a graphene interlayer," *J Manuf Process*, vol. 53, pp. 260–274, 2020.
[13]. T. Das, S. Rawal, S. Panda, and J. Paul, "Resistance spot-welding of AISI-1008 steel joints with MWCNT coating interlayer," *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 36, pp. 448–456, 2020.
[14]. H. K. D. H. Bhadeshia, "Phase Transformations during Spot Welding of Interstitial-Free Steel."
[15]. F. Yaghoobi, R. Jamaati, and H. Jamshidi Aval, "Microstructure and strength analysis of dissimilar resistance welds between interstitial free (IF) steel and low carbon steel," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 38, pp. 1911–1920, Sep. 2025.
[16]. J. Niemiro-Maźniak, "The Effect OF The Resistance Spot Welding Current on Weld Quality And Joint Strength," *Zeszyty Naukowe Politechniki Częstochowskiej. Budownictwo*, vol. 176, no. 26, pp. 114–119, Jan. 2021.

# مروری بر جوشکاری انفجاری مس به فلزات ناهمجنس: پدیده‌های فصل‌مشترک، اثرات عملیات حرارتی و رفتارهای خوردگی و مکانیکی

**حمید بختیاری*[1]، محمد رضا خانزاده[2]،علی بختیاری[3]**

[1]* دکترا، پژوهشگاه مواد و انرژی، پژوهشکده سرامیک، کرج، ایران: H.bakhtiari@merc.ac.ir

[2] دانشکده فنی و مهندسی، واحد خمینی شهر، دانشگاه آزاد اسلامی، اصفهان، ایران Khanzadeh@iau.ac.ir

[3] کارشناسی ارشد، دانشکده فنی مهندسی، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه اراک، اراک، ایران bakhtiari.ali99@gmail.com

## چکیده

جوشکاری انفجاری به‌عنوان یکی از مهم‌ترین روش‌های اتصال حالت‌جامد برای ایجاد پیوندهای ناهمجنس، در سال‌های اخیر نقش اساسی در تولید کامپوزیت‌های چندلایه، مبدل‌های حرارتی، اتصالات انتقال برق و کاربردهای صنایع شیمیایی پیدا کرده است. در میان ترکیبات مختلف، اتصال‌های مبتنی بر مس به دلیل رسانایی الکتریکی بالا، پایداری شیمیایی و نیاز در صنایع انرژی و الکترونیک، توجه ویژه‌ای یافته‌اند. این مقاله مروری با تمرکز بر مجموعه مطالعات انجام‌شده توسط نویسنده و مقایسه آن با نتایج پژوهشگران دیگر، به بررسی همه‌جانبه رفتار فصل مشترک، تشکیل ترکیبات بین‌فلزی، اثر عملیات حرارتی، و عملکرد مکانیکی و خوردگی اتصالات Cu/X پرداخته است. نتایج نشان می‌دهد که مورفولوژی موجی، تشکیل ناحیه جت‌زدایی و میزان ذوب موضعی تعیین‌کننده کیفیت اتصال هستند. همچنین عملیات حرارتی می‌تواند بسته به جنس لایه مقابل (Al، SS304، AISI 410) باعث رشد فازهای ترد بین‌فلزی شود یا رفتار خوردگی را به‌طور جدی تغییر دهد. در نهایت، با مرور تحقیقات کلیدی، مسیرهای آینده برای بهینه‌سازی شرایط جوشکاری و کنترل ساختار بین‌فلزی ارائه شده است.

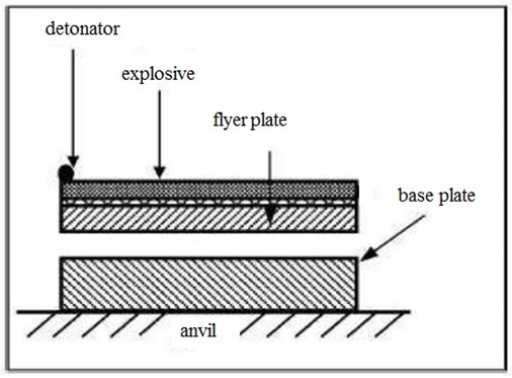
**کلمات کلیدی:** جوشکاری انفجاری، اتصالات ناهمجنس پایه‌مس، ترکیبات بین‌فلزی، مورفولوژی فصل مشترک، عملیات حرارتی، رفتار خوردگی.

## ۱- مقدمه

جوشکاری انفجاری (EXW)[1] یکی از مؤثرترین روش‌های اتصال حالت‌جامد برای پیوند دادن فلزات ناهمجنس است. همانطور که در شکل (۱) نشان داده شده است، این فرایند بر اساس برخورد بسیار سریع یک ورق پرنده[2] با ورق ثابت[3] تحت اثر موج ضربه ناشی از انفجار عمل می‌کند. سرعت برخورد در این فرایند معمولاً در محدوده چند هزار متر بر ثانیه قرار دارد و زاویه برخورد به‌طور دقیق تنظیم می‌شود تا پیوند فلزی قوی در فصل مشترک، بدون ایجاد ذوب گسترده در ناحیه اتصال شکل گیرد [۱]. این ویژگی، EXW را به روشی ممتاز برای اتصال فلزاتی با اختلاف نقطه ذوب، خواص مکانیکی و رفتارهای فیزیکی شدیداً متفاوت تبدیل کرده است. با افزایش نیاز صنایع مدرن به مواد چندلایه، از جمله در پتروشیمی، هوافضا، تولید انرژی و سیستم‌های انتقال حرارت، توجه ویژه‌ای به اتصال‌های مبتنی بر مس و آلیاژهای آن جلب شده است [۲]. مس به‌دلیل رسانایی الکتریکی بالا، پایداری شیمیایی مناسب و قابلیت انتقال حرارت مؤثر، فلز ایده‌آلی برای این کاربردهاست. با این حال، اتصال مس به فلزاتی مانند آلومینیوم، فولادهای زنگ‌نزن و آلیاژهای نیکل در روش‌های ذوبی متداول با چالش‌هایی نظیر تشکیل ترکیبات بین‌فلزی ترد، ترک‌های حرارتی و ناپیوستگی همراه است [۳]. جوشکاری انفجاری، به‌عنوان یک فرایند حالت‌جامد، این محدودیت‌ها را برطرف کرده و در دهه گذشته به راهکار صنعتی اصلی برای تولید اتصالات Cu/X تبدیل شده است [۴].

تحقیقات مروری اخیر نشان می‌دهند که تمرکز مطالعات از بررسی‌های کیفی اتصال به سمت تحلیل‌های دقیق ریزساختاری، رفتار بین‌فلزی، اثرات عملیات حرارتی و توسعه مدل‌های کمی پیش‌بینی‌گر تغییر یافته است [۸-۵]. یکی از مفاهیم کلیدی در این حوزه، پنجرهٔ جوش‌پذیری[4] است که به‌عنوان چارچوبی تحلیلی برای تعیین محدوده پارامتری مناسب جهت ایجاد اتصال سالم معرفی شده و از بروز تخلخل، ذوب موضعی و تشکیل فازهای بین‌فلزی ناخواسته جلوگیری می‌کند [۸].

[1] Explosive Welding (EXW)
[2] flyer plate
[3] base plate
[4] Weldability Window



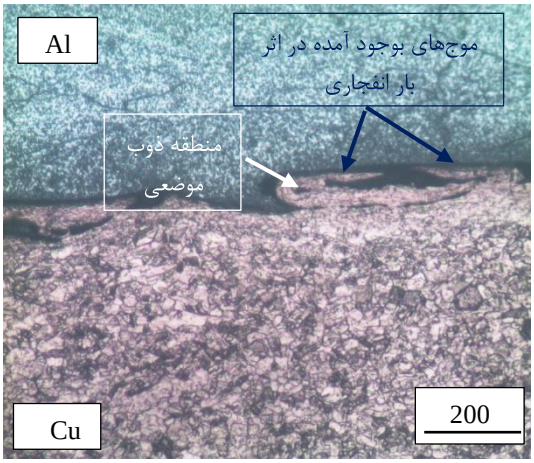

**شکل (۱)**. شماتیک فرایند برخورد فلز پرنده با فلز پایه [۸].

## ۲. اصول جوشکاری انفجاری

### ۱.۲. مکانیزم برخورد و ایجاد پیوند

در فرایند EXW، قطعه پرنده با کمک ماده منفجره شتاب گرفته و با زاویه و سرعت مشخص به قطعه پایه برخورد می‌کند. دو پارامتر کلیدی در این فرایند عبارتند از سرعت برخورد ($V_c$) و زاویه برخورد ($\beta$) که تعیین‌کننده شکل‌گیری موج اتصال، میزان پاک‌سازی سطح و کیفیت پیوند هستند. بازه بهینه سرعت برخورد معمولاً بین ۲۰۰۰–۳۵۰۰ m/s گزارش شده است، که کمتر از آن پیوند ناقص و بدون موج ایجاد می‌شود و بالاتر از آن احتمال ذوب موضعی و ناپیوستگی افزایش می‌یابد [۸].

پدیده مهم دیگری که در EXW رخ می‌دهد، پاک‌سازی سطحی توسط جت فلزی[5] است. این جت مواد اکسیدی و آلودگی‌های سطحی را به بیرون پرتاب کرده و سطحی تازه برای پیوند اتمی ایجاد می‌کند. این پدیده از دیدگاه پنجره جوش‌پذیری اهمیت بالایی دارد، زیرا کاهش شدت جت می‌تواند منجر به اتصال ناقص و افزایش نواحی جداشدگی شود. شکل (۲) موج های ایجاد شده در اثر برخود اتصال و منطقه ذوب موضعی را نشان می دهد.

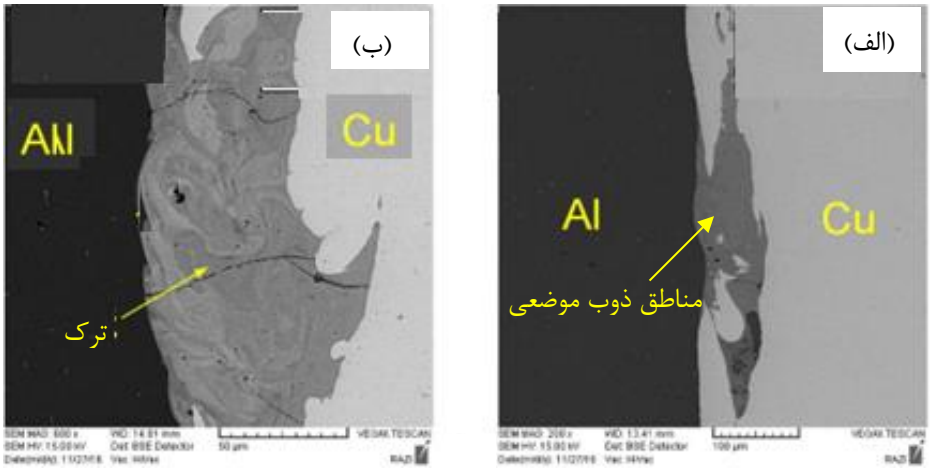



**شکل (۲)**. ریزساختار میکروسکوپ نوری جوشکاری انفجاری شده آلومینوم/مس [۲].

[5] jetting

### ۲.۲. فرایند موجی‌شدن و مورفولوژی فصل مشترک

یکی از ویژگی‌های متمایز EXW، شکل‌گیری موجهای سینوسی در فصل مشترک است. شکل، دامنه و طول موجها به سرعت و زاویه برخورد، ضخامت ورق‌ها و جنس مواد بستگی دارد. بر اساس مطالعات بختیاری و خانزاده[۹]، موجها زمانی تشکیل می‌شوند که سرعت و زاویه برخورد به حد بحرانی برسند. در سرعت‌های پایین اتصال صاف شکل می‌گیرد و استحکام کمتری دارد، در حالی که در سرعت‌های بالاتر، موجها خشن شده و ممکن است ذوب موضعی در نوک موج رخ دهد. رفتار اتصال‌ها بسته به ترکیب مواد متفاوت است. در شکل (۳) تصاویر موج های ایجاد شده در راستای طولی اتصال (Al 1050/Cu) نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می شود فصل مشترک اتصال در این حالت به صورت موجی است. در فصل مشترک اتصال هنگام اتصال لایه ذوب موضعی گسترده‌ای ایجاد شده است و این به دلیل داشتن فاصله توقف بالا و بیشتر بودن اختلاف چگالی هر دو آلیاژ در فصل مشترک است (شکل ۳-الف). در اتصال انفجاری مس–آلومینیوم به‌دلیل اختلاف خواص دو فلز و تشکیل لایه‌های نازک بین‌فلزی شکننده، تمرکز تنش در فصل مشترک رخ داده و ریزترک‌هایی در امتداد موجهای اتصال ایجاد می‌شود. این عدم‌تطابق کرنشی به‌ویژه هنگام سردشدن پس از انفجار روند گسیختگی موضعی را تشدید می‌کند. همان‌طور که در شکل ۳-ب نشان داده شده، ترک‌های باریک و ممتد در امتداد لایه‌های IMC مشاهده می‌شوند [ ۸ ] .




**شکل (۳)**. ریزساختار میکروسکوپ الکترونی از مناطق ذوب موضعی (الف) و ایجاد ترک (ب) در جوشکاری انفجاری شده آلومینیوم/مس [۸].

### ۳.۲. ذوب موضعی و تشکیل ترکیبات بین‌فلزی

اگرچه EXW یک فرایند حالت‌جامد است، اما در شرایط برخورد شدید امکان ذوب موضعی وجود دارد. در Cu–Al، این ذوب موضعی می‌تواند منجر به تشکیل ترکیبات بین فلزی (IMC) مانند AlCu، $Al_2Cu$ و $Al_4Cu_9$ شود. در Cu–St، ذوب محدودتر است، اما در عملیات حرارتی رشد قابل توجهی دارد. کنترل نسبت مواد منفجره و فاصله توقف[6] یکی از راه‌های مؤثر برای جلوگیری از رشد IMC و تضمین اتصال پایدار است [۸].

[6] Stand-off

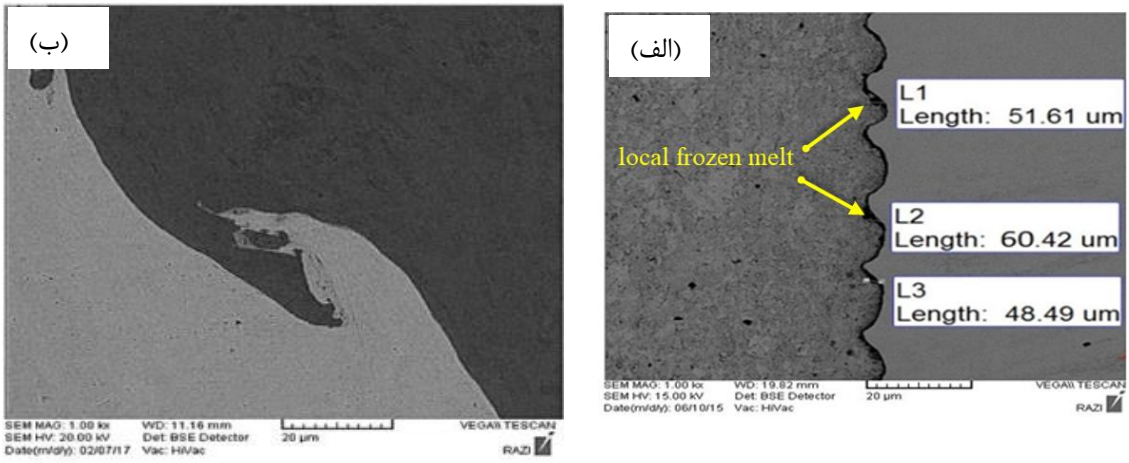
## ۳. ریزساختار و رفتار فازهای بین‌فلزی در اتصالات انفجاری Cu–Al و Cu–St

ریزساختار اتصالات انفجاری مبتنی بر مس تحت تأثیر سرعت و زاویه برخورد، ضخامت ورق‌ها، جنس مواد و شرایط سطحی شکل می‌گیرد. برخورد با سرعت بسیار بالا موجب تغییر شکل پلاستیک شدید در ناحیه فصل مشترک و تشکیل ساختار موجی مشخص می‌شود. در سیستم‌های Cu–Al، گزارش‌ها نشان می‌دهند که دامنه و طول موج‌ها به انرژی برخورد و مقدار فاصله توقف وابسته است[ ۸]. این موج‌ها نتیجه ناپایداری هیدرودینامیکی لحظه برخورد هستند و به‌عنوان شاخص کیفیت اتصال در نظر گرفته می‌شوند. در انرژی بالاتر، کنده‌شدگی‌های میکروسکوپی ناشی از جت شدید در کف موج مشاهده می‌شود که می‌تواند تأثیر قابل‌توجهی بر رفتار مکانیکی و خوردگی داشته باشد (شکل ۴-الف) [۳].

نتایج بختیاری و همکاران [۴] نشان می‌دهند که حتی در فرایند حالت‌جامد، فشار و دمای لحظه‌ای برخورد امکان نفوذ محدود اتم‌ها در مرز Cu–Al را فراهم می‌کند. این نفوذ، به‌ویژه در نوک موج‌ها که تنش و دمای موضعی بالاتر است، موجب شکل‌گیری لایه‌های بین‌فلزی نازک با ضخامت چند ده نانومتر می‌شود. این لایه‌ها در مراحل اولیه جوشکاری معمولاً نازک و پراکنده هستند، اما نقش مهمی در رفتار خوردگی و خواص مکانیکی نهایی دارند.

در مقابل، سیستم‌های Cu–St رفتار متفاوتی نشان می‌دهند. در اتصالات Cu/SS304 و Cu/AISI410، موج‌های فصل مشترک معمولاً منظم‌تر و با دامنه کمتر تشکیل می‌شوند (شکل ۴-ب) [۵و ۶]. به دلیل ناسازگاری ترمودینامیکی و نفوذپذیری پایین Cu و Fe، تشکیل فازهای بین‌فلزی در حالت اولیه جوشکاری محدود بوده و ناحیه تغییر شکل عمدتاً در سمت مس متمرکز می‌شود. این پدیده موجب حفظ پایداری ریزساختار و کاهش احتمال تشکیل IMC ترد می‌گردد، که از نظر مکانیکی و خوردگی مزیت محسوب می‌شود.

این نتایج نشان می‌دهد که ماهیت فازی و مورفولوژی فصل‌مشترک در اتصالات Cu–Al و Cu–Steel کاملاً متفاوت است و همین تفاوت تعیین‌کننده رفتار مکانیکی و خوردگی آن‌ها در مراحل بعدی است. بنابراین در بخش بعد، به‌صورت اختصاصی به اثر عملیات حرارتی بر رشد فازهای بین‌فلزی و تغییر ریزساختار در این دو سیستم خواهیم پرداخت.




**شکل (۴)**. تصویر SEM یا میکروگراف موج‌های سینوسی ، الف: اتصال Cu–Al [۳] – ب: اتصال Cu–St [۶].

## ۴. اثر عملیات حرارتی بر تحول فازی و مورفولوژی فصل مشترک

عملیات حرارتی پس از جوشکاری انفجاری تأثیر قابل‌توجهی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصالات ناهمجنس دارد، اما ماهیت این تأثیرات بسته به ترکیب فلزی متفاوت است.

در اتصالات مس–آلومینیوم، حرارت‌دهی منجر به رشد IMC می‌شود. ضخامت این لایه‌ها با افزایش دما و مدت زمان عملیات حرارتی افزایش می‌یابد و تنوع ترکیبات شامل AlCu، $Al_2Cu$، $Al_3Cu$ و $Al_3Cu_2$ تغییر می‌کند. افزایش ضخامت لایه‌های IMC باعث کاهش مقاومت برشی و کاهش سختی موضعی در فصل مشترک می‌شود. با این حال، این رشد کنترل‌شده لایه‌ها می‌تواند لایه‌های شکننده را به حالت نسبتاً نرم‌تر و مقاوم‌تر تبدیل کند، اما در عین حال استحکام کلی اتصال کاهش می‌یابد [۷].

یافته‌های فوق نشان می‌دهد که عملیات حرارتی در سیستم Cu–Al نقش تعیین‌کننده‌ای در رشد فازهای ترد بین‌فلزی و افت خواص مکانیکی دارد و رفتار این سیستم را به‌شدت نسبت به حرارت‌دهی حساس می‌کند. بنابراین در ادامه، به بررسی اثر عملیات حرارتی در اتصالات Cu–St می‌پردازیم تا تفاوت بنیادی دو سیستم از نظر تحول فازی و پایداری حرارتی روشن شود.

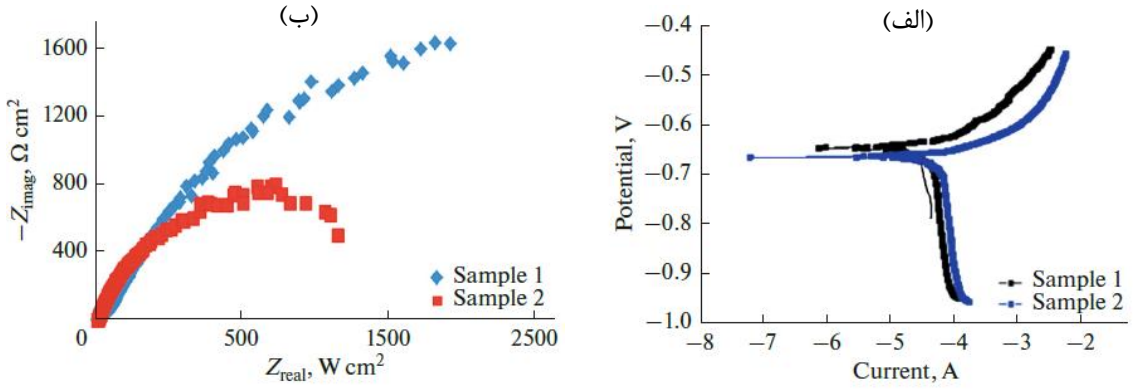
در اتصالات مس–فولاد، عملیات حرارتی نیز رشد لایه‌های IMC و نفوذ عناصر را تشدید می‌کند، اما تأثیرات مکانیکی و ریزساختاری کمی متفاوت است. با افزایش دما و زمان حرارت‌دهی، موج‌های فصل مشترک از حالت ساده به موجی و حتی گردابه‌ای تبدیل می‌شوند و لایه‌های ذوب موضعی به پیوندهای یکپارچه تغییر شکل می‌دهند. این فرآیند باعث کاهش سختی موضعی و تمرکز تنش در فصل مشترک می‌شود و مقاومت مکانیکی اتصال را کاهش می‌دهد. در عین حال، رشد کنترل‌شده لایه‌های IMC می‌تواند یکنواختی ریزساختار را بهبود بخشد و توزیع تنش را نسبتاً متعادل کند [۳ و ۸].

به طور کلی، شباهت اصلی هر دو سیستم این است که افزایش دما و زمان عملیات حرارتی باعث رشد لایه‌های IMC و کاهش سختی موضعی می‌شود. تفاوت کلیدی در نوع و پراکندگی ترکیبات بین‌فلزی است: در مس–آلومینیوم، ترکیبات متنوع Al–Cu شکل می‌گیرند و کاهش استحکام برشی محسوس است، در حالی که در مس–فولاد، رشد لایه‌ها با تغییر شکل موج و افزایش تمرکز تنش همراه بوده و کاهش مقاومت مکانیکی بیشتر ناشی از تمرکز تنش و تغییرات موضعی است.

این نتایج نشان می‌دهد که در اتصال‌های Cu–St، عملیات حرارتی بیش از آنکه موجب رشد گسترده فازهای ترد شود، بر کاهش تنش‌های پسماند و برهم‌کنش‌های نفوذی محدود اثرگذار است و رفتار آن با سیستم Cu–Al تفاوت بنیادی دارد. ازاین‌رو در بخش بعد، بررسی می‌کنیم که چگونه این تفاوت‌های ریزساختاری بر رفتار خوردگی و پایداری الکتروشیمیایی اتصال‌های Cu–X اثر می‌گذارد.

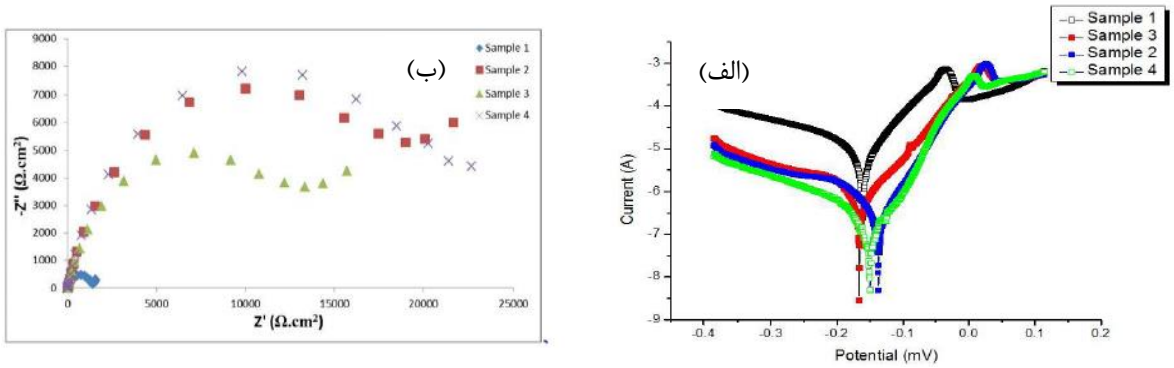
## ۵. رفتار خوردگی و نقش فصل مشترک در عملکرد الکتروشیمیایی

رفتار خوردگی اتصالات انفجاری ناهمجنس، به‌ویژه در سیستم‌های Cu–Al و Cu–St، ارتباط مستقیمی با پارامترهای فرآیندی از جمله بار انفجاری، فاصله توقف و هندسه موج اتصال دارد. تغییر در این متغیرها میزان تغییر شکل پلاستیک و ضخامت لایه ذوب موضعی را تعیین می‌کند و این دو عامل، شدت پیل‌سازی گالوانیکی در فصل مشترک را کنترل می‌نمایند. همان‌گونه که در شکل (۵) نشان داده می‌شود، افزایش انرژی برخورد معمولاً موجب پیچیده‌تر شدن موج اتصال و افزایش اختلاط بین‌فلزی می‌شود، که این امر بر پایداری الکتروشیمیایی اثرگذار است. در اتصالات Cu–Al، افزایش بار انفجاری باعث گذار مورفولوژی فصل مشترک از موج‌های منظم به ساختارهای موجی–گردابه‌ای همراه با افزایش لایه ذوب می‌شود. نتایج آزمون های پلاریزاسیون و EIS نشان داده‌اند که نمونه‌های با بار انفجاری بالاتر، کمترین مقاومت پلاریزاسیون و بالاترین نرخ خوردگی را دارند [۸].




**شکل (۵).** الف: نمودار پلاریزاسیون تافل، و ب: منحنی‌های نایکوئیست نمونه‌ها جوشکاری انفجاری مس-آلومینیوم. (ضخامت بار انفجاری برای نمونه های ۱ و ۲ به ترتیب ۶۰ و ۸۰ میکرومتر است.) [۸].

در اتصالات Cu–St نیز رفتار مشابهی گزارش شده است (شکل۶). افزایش کنترل‌شده فاصله توقف می‌تواند موجب شکل‌گیری موج‌های پایدارتر و یکنواخت‌تر شود و بنابراین مقاومت خوردگی افزایش می‌یابد [۱۰].




**شکل (۶)**. الف: نمودار پلاریزاسیون تافل، و ب: منحنی‌های نایکوئیِ
نمونه های ۱ تا ۴ به ترتیب ۴۶ ، ۶۳، ۷۹ و ۷۹میکرومتر است.) [۱۰].

بررسی‌های ریزساختاری و الکتروشیمیایی نشان می‌دهد که عملیات حرارتی پس از جوشکاری تأثیر مستقیم و اساسی بر پایداری خوردگی اتصال Cu/SS304دارد. با افزایش شدت عملیات حرارتی اعم از دما و زمان مکانیزم نفوذ فعال شده و رشد تدریجی ترکیبات بین‌فلزی در فصل مشترک رخ می‌دهد؛ پدیده‌ای که همراه با افزایش ضخامت لایه ذوب موضعی و تغییر در درصد اتمی عناصر مشاهده می‌شود. شدت بیشتر عملیات حرارتی موجب یکنواخت‌تر شدن ترکیب شیمیایی در ناحیه اتصال و کاهش تغییرات ناگهانی غلظت شده و در نتیجه اثرات پیل گالوانیکی کاهش می‌یابد و مقاومت به خوردگی بهبود پیدا می‌کند. تحلیل‌های امپدانس نیز نشان می‌دهد که نمونه‌های تحت عملیات حرارتی شدیدتر، عدد n بالاتر و مقاومت انتقال بار بیشتری داشته و رفتار پایاتری در برابر خوردگی بروز می‌دهند. افزون بر این، شرایط اولیه جوش انفجاری مانند ضخامت بار و فاصله توقف می‌تواند بر میزان نفوذ عناصر در حین عملیات حرارتی اثر گذاشته و روند کاهش حساسیت گالوانیکی را تسهیل کند. مجموع این تحولات نشان می‌دهد که عملیات حرارتی کنترل‌شده، از طریق کاهش ناهمگنی شیمیایی و پایداری بیشتر فازهای بین‌فلزی، می‌تواند به‌طور مؤثری ویژگی‌های خوردگی اتصال‌های Cu/SS را بهبود بخشد[ ۱۰ و ۱۱].

بررسی رفتار خوردگی در اتصال‌های ناهمجنس نشان می‌دهد که زوج مس–فولاد و مس–آلومینیوم از نظر مکانیسم و شدت تخریب الکتروشیمیایی تفاوت‌های قابل توجهی دارند. در اتصال مس–فولاد، اختلاف پتانسیل گالوانیکی نسبتاً متوسط بوده و فولاد به‌عنوان فلز فعال‌تر نقش آند را ایفا می‌کند. در نتیجه، نرخ خوردگی بیشتر در ناحیهٔ فولاد و ناحیهٔ بین‌فلزی نزدیک به آن مشاهده می‌شود؛ با این حال، تشکیل لایه‌های اکسیدی پایدار روی مس تا حدی از گسترش سلول گالوانیکی جلوگیری می‌کند. این رفتار معمولاً به ایجاد حفرات موضعی و کاهش یکنواخت ضخامت در فولاد منجر می‌شود. در مقابل، زوج مس–آلومینیوم به دلیل اختلاف پتانسیل بسیار بیشتر، مستعد ایجاد سلول‌های گالوانیکی قوی‌تر است. آلومینیوم با پتانسیل آندی بالا دچار انحلال سریع‌تری شده و ناحیه اتصال به‌ویژه در حضور لایه‌های بین‌فلزی Al–Cu (مانند θ و η) حساسیت بیشتری به ترک‌خوردگی و حفره‌ای شدن دارد. همچنین طبیعت ناپایدار فیلم اکسیدی در محیط‌های کلریدی باعث تسریع تخریب آلومینیوم می‌شود. در مجموع، شدت خوردگی گالوانیکی در اتصال مس–آلومینیوم معمولاً بیشتر از مس–فولاد ارزیابی می‌شود و کنترل آن نیازمند مدیریت دقیق ساختار بین‌فلزی و جلوگیری از تمرکز تنش و ناپیوستگی‌های سطحی است.

مجموعه تحلیل‌های ارائه‌شده نشان می‌دهد که رفتار خوردگی در اتصالات Cu–Al و Cu–St به‌شدت تحت تأثیر ساختارشناسی فصل‌مشترک، حضور IMCها و شدت اختلاط بین‌فلزی است و این عوامل تعیین‌کننده عملکرد نهایی اتصال در محیط‌های کلریدی هستند.

## ۶. نتیجه گیری

جوشکاری انفجاری به‌عنوان یک فرایند حالت‌جامد کارآمد، امکان ایجاد اتصالات ناهمجنس مبتنی بر مس را با حداقل ذوب موضعی و بیشترین چسبندگی متالورژیکی فراهم می‌کند. مرور پژوهش‌های انجام‌شده در این مقاله شامل تحقیقات نویسنده و مطالعات معتبر داخلی و بین‌المللی نشان

می‌دهد که رفتار فصل‌مشترک در اتصالات Cu–X به‌شدت تحت تأثیر شدت برخورد، مورفولوژی موج اتصال، وقوع جت‌زدایی و میزان تشکیل لایه‌های بین‌فلزی است.

در سیستم Cu–Al، رشد سریع IMCها، وجود لایه‌های مذاب موضعی و اختلاف پتانسیل زیاد میان دو فلز، حساسیت اتصال را نسبت به تردی و خوردگی گالوانیکی افزایش می‌دهد. در مقابل، اتصالات Cu–Steel به‌دلیل نفوذپذیری محدود عناصر و پایداری بیشتر فصل‌مشترک، رفتار مکانیکی و الکتروشیمیایی مناسب‌تری نشان می‌دهند و تنها در حرارت‌دهی‌های طولانی امکان شکل‌گیری لایه‌های واکنشی در آن‌ها افزایش می‌یابد.

ارزیابی اثر عملیات حرارتی نیز بیانگر آن است که حرارت‌دهی در اتصال‌های مس–آلومینیوم به رشد محسوس IMCهای ترد، کاهش استحکام برشی و تشدید رفتار خوردگی منجر می‌شود؛ در حالی‌که در سیستم‌های مس–فولاد، عملیات حرارتی باعث کاهش تنش‌های پسماند و نرم‌شدن ناحیه تغییرشکل‌یافته می‌شود و تنها در دماهای بالا رشد لایه‌های نفوذی و افت مکانیکی مشاهده می‌گردد. این تفاوت رفتاری، اهمیت ترکیب شیمیایی و سازوکار نفوذ را در طراحی اتصالات Cu–X برجسته می‌سازد.

در مجموع، یافته‌ها تأکید می‌کنند که انتخاب بهینه پارامترهای جوشکاری شامل بار انفجاری، فاصله توقف، زاویه برخورد و سرعت صفحه پرنده باید به‌گونه‌ای باشد که ضمن تضمین موج‌سازی پایدار، از تشکیل لایه‌های ذوبی ناهمگن و رشد کنترل‌نشده فازهای بین‌فلزی جلوگیری شود. همچنین ضرورت دارد در آینده مدل‌های پیش‌بینی‌گر دقیق‌تری برای تحلیل رشد IMCها، رفتار خوردگی گالوانیکی و تأثیر عملیات حرارتی توسعه یابد تا امکان طراحی اتصالات چندلایه مبتنی بر مس با عملکرد پایدارتر فراهم گردد.

## مراجع

[۱] احمدی، میثم؛ احمدی، حمیدرضا؛ خانزاده، محمدرضا؛ بختیاری، حمید. «ارزیابی تأثیر متغیرهای اتصال اصطکاکی اغتشاشی Al ۱۰۵۰ و مس بر خواص اتصال». کنفرانس ملی جوش، دانشگاه صنعتی مالک‌اشتر، اصفهان، زمستان ۱۴۰۱.

[۲] خانزاده، محمدرضا؛ بختیاری، حمید؛ جمالی، حسن. «بررسی تأثیر نورد بر خواص متالورژیکی اتصال انفجاری ورق‌های مس–آلومینیوم». کنفرانس ملی جوش، دانشگاه صنعتی مالک‌اشتر، تهران، زمستان ۱۴۰۳.

[3] Padash, E., Khanzadeh, M., Bakhtiari, H., Bakhtiari, Z., Shajari, Y., & Seyedraoufi, Z. (2021). “Effect of heat treatment duration on interface characteristics of explosively bonded Cu/SS-304 plates.” *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 10(1), 74–85.

[4] Bakhtiari, H., Abbasi, H., Sabet, H., Khanzadeh, M. R., & Farvizi, M. (2022). “Investigation on the Effects of Explosive Welding Parameters on the Mechanical Properties and Electrical Conductivity of Al-Cu Bimetal.” *Journal of Environmental Friendly Materials*, 6(2), 31–37.

[۵] ابراهیمی اکبرآبادی، علی؛ سعادت، عباس؛ خانزاده، محمدرضا؛ بختیاری، حمید. «بررسی تأثیر عملیات حرارتی پس از جوشکاری بر خواص خوردگی فصل مشترک اتصال انفجاری ورق‌های Cu/SS304». مجله فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، بهار ۱۴۰۲.

[6] Najafi, S., Khanzadeh, M. R., Bakhtiari, H., Seyedraoufi, Z. S., & Shajari, Y. (2020). “Electrochemical investigation of dissimilar joint of pure Cu to AISI 410 martensitic stainless steel fabricated by explosive welding.” *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 56(6), 675–683.

[7[ Shiran, M. K. G., Khalaj, G., Pouraliakbar, H., Jandaghi, M. R., Dehnavi, A. S., & Bakhtiari, H. (2018). “Multilayer Cu/Al/Cu explosive welded joints: Characterizing heat treatment effect on the interface microstructure and mechanical properties.” *Journal of Manufacturing Processes*, 35, 657–663.

[8] Nazeri, J., Khanzadeh, M. R., Bakhtiari, H., & Seyedraoufi, Z. S. (2024). “Investigating the Effect of Explosive Welding Variables on the Corrosion Behavior of Copper–Aluminum–Copper in the Salt Environment.” *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 60(5), 698–705.

[۹] بختیاری، حمید؛ خانزاده، محمدرضا. «تأثیر خواص فیزیکی و مکانیکی صفحات پایه و پرنده در شکل فصل مشترک جوش‌های انفجاری». مجله فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، بهار ۱۴۰۴.

[10] Peykari, R., Khanzadeh, M. R., & Bakhtiari, H. (2025). “The effect of explosive welding variables on corrosion behavior of 304 stainless steel–copper joint in 3.5% NaCl solution concentration environment.” Journal of Simulation and Analysis of Novel Technologies in Mechanical Engineering 14 (2022) 0025~0036.

[11] Jandaghi, M. R., Saboori, A., Khalaj, G., & Khanzadeh Ghareh Shiran, M. (2020). “Microstructural evolutions and its impact on the corrosion behaviour of explosively welded Al/Cu bimetal.” *Metals*, 10(5), 634.

# تشخیص خودکار عیوب جوشکاری با استفاده از YOLOv8 برای بازرسی بلادرنگ

**امیر بیژه*[۱]، سید محمد مهدی زمانی[۲]، اسلام رنجبر نوده[۳]**

[۱*]دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد و متالورژی گرایش جوشکاری، دانشگاه صنعتی امیرکبیر؛ amirbizheh10@gmail.com

[۲]دانشجوی پسادکترا دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی امیرکبیر؛ smm.zamani@aut.ac.ir

[۳]عضو هیئت علمی دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر؛ islam_ranjbar@aut.ac.ir

## چکیده

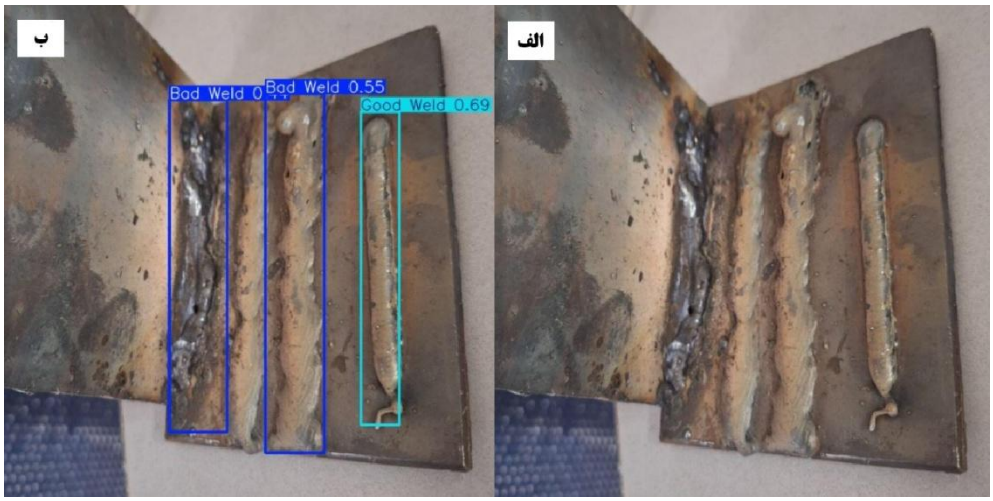
بازرسی چشمی جوش در بسیاری از خطوط تولید با محدودیت‌هایی مانند زمان‌بر بودن، وابستگی به مهارت بازرس و حساسیت به تغییرات نور و زاویه دید مواجه است. در این پژوهش، یک سامانه بینایی ماشین مبتنی بر یادگیری عمیق برای تشخیص خودکار کیفیت جوش و شناسایی عیوب، با استفاده از مدل‌های تشخیص شیء YOLO (Look Once You Only) توسعه داده شد. داده‌ها شامل تصاویر جوش برچسب‌گذاری شده در قالب YOLO بوده و مدل YOLOv8m روی تصاویر با اندازه ۶۴۰×۶۴۰ آموزش یافت. برای بهبود تعمیم‌پذیری، افزون بر مجموعه‌داده پایه، یک نسخه توسعه‌یافته با افزودن تصاویر مکمل و به‌کارگیری تقویت سازی‌های پیشرفته (از جمله تغییر HSV تصاویر، ترکیب چند تصویر با هم و MixUp) ایجاد شد. ارزیابی با معیارهای دقت، بازخوانی، F1 و mAP@0.5 روی مجموعه‌آزمون مستقل انجام گرفت. نتایج نشان داد نسخه توسعه‌یافته نسبت به نسخه پایه بهبود معناداری در mAP@0.5 (از ۶۶٪ به ۷۵٪) و بازخوانی (از ۶۱٪ به ۷۴٪) ایجاد کرده و درعین‌حال زمان تأخیر پیش‌بینی در حد چند ده میلی‌ثانیه باقی‌مانده است؛ بنابراین روش پیشنهادی قابلیت به‌کارگیری در سناریوهای بازرسی بلادرنگ جوش را دارد.

**کلمات کلیدی:** جوشکاری، تشخیص عیب، بینایی ماشین، یادگیری عمیق، YOLOv8، بازرسی بلادرنگ.

## مقدمه

کیفیت جوش یکی از پایه‌های اصلی قابلیت اطمینان و ایمنی در سازه‌ها و قطعات صنعتی است؛ زیرا نقص‌های سطحی و زیرسطحی جوش می‌توانند مقاومت، عمر خستگی و عملکرد قطعه را کاهش دهند و در صنایع حساس (مانند خودروسازی، هوافضا و ساخت‌وساز) هزینه‌های مستقیم و غیرمستقیم قابل‌توجهی ایجاد کنند. باوجود توسعه روش‌های مختلف آزمون‌های غیرمخرب، بازرسی دستی/چشمی هنوز در بسیاری از خطوط تولید رایج است؛ اما این روش به دلایلی مانند زمان‌بر بودن، وابستگی شدید به تجربه بازرس، خستگی انسانی و تغییرپذیری شرایط تصویربرداری و سطح جوش، همواره با خطای انسانی و نوسان کیفیت همراه است. علاوه بر این، تغییرات نور، زاویه دوربین و پرداخت سطح، قابلیت اتکای بازرسی را کاهش می‌دهد و ممکن است باعث عدم تشخیص عیب یا تشخیص کاذب شود [۱].

در سال‌های اخیر، رویکردهای بینایی ماشین و به‌ویژه یادگیری عمیق در مسائل تشخیص عیب صنعتی رشد چشمگیری داشته‌اند. در مسئله جوش، صرفاً دانستن اینکه ظاهر آن سالم است یا نه معمولاً کافی نیست؛ در عمل، لازم است ناحیه مشکل‌دار نیز مشخص شود تا قطعه از خط جدا شده و فرایند اصلاح انجام گیرد یا تنظیمات دستگاه جوش بر اساس نوع و محل عیب بهینه‌سازی شود. از این منظر، استفاده از مدل‌های تشخیص شیء نسبت به طبقه‌بندی ساده تصویر مزیت دارد؛ زیرا خروجی آن علاوه بر برچسب، شامل جعبه‌های مرزی عیب است و می‌تواند مستقیماً در سامانه‌های پایش خط تولید به کار رود. شکل (۱) نمونه ای از تصویر ورودی به مدل و خروجی حاصل از آن را نشان می‌دهد [۲].




**شکل (۱)- نمونه تصویر ورودی (الف) و نمونه خروجی (ب) مدل (Bounding Box + برچسب کلاس).**

هدف این پژوهش، توسعه یک چارچوب تشخیص بلادرنگ عیوب جوش مبتنی بر YOLOv8 است که تصاویر مهره جوش را در سه کلاس کاربردی جوش سالم، جوش نامطلوب، و عیب شناسایی کند. پروژه به‌صورت تجربی دو نسخه از مدل را مقایسه می‌کند: نسخه پایه که فقط بر داده اصلی آموزش می‌بینند، و نسخه توسعه‌یافته که از تقویت سازی‌های پیشرفته[1] روی داده‌های اولیه شامل تغییر HSV[2]، ترکیب چند تصویر با هم[3] و ترکیب خطی دو تصویر[4] بهره می‌گیرد تا در برابر نویز و تغییر شرایط تصویربرداری مقاوم‌تر شود. در نهایت عملکرد دو نسخه با معیارهای استاندارد تشخیص شیء و همچنین زمان تأخیر پیش‌بینی سنجیده می‌شود تا امکان استقرار صنعتی ارزیابی گردد.

## مواد و روش پژوهش

### ۱) داده‌ها، منابع و برچسب‌گذاری

مجموعه‌داده این پژوهش از دو بخش تشکیل شده است:

(۱) داده اصلی از مخزن Kaggle به آدرس [۳] و با عنوان «Welding Defect – Object Detection»، و (۲) یک مجموعه مکمل از تصاویر جوش که از منابع عمومی و بانک‌های تصویری صنعتی گردآوری و سپس با همان قالب برچسب‌گذاری شده است.

در نسخه پایه، تعداد کل تصاویر ۳۹۲۷ بوده و مطابق تقسیم‌بندی گزارش‌شده، مجموعه آموزش ۳۱۴۵ تصویر، اعتبارسنجی ۵۷۳ تصویر و آزمون ۲۰۹ تصویر است. فرمت برچسب‌ها مطابق استاندارد YOLO شامل شناسه کلاس و مختصات نرمال‌شده جعبه مرزی[5] است. کلاس‌ها به صورت زیر تعریف شدند:

- ۰: جوش سالم (Good weld)
- ۱: جوش نامطلوب (Bad weld)
- ۲: عیب (Defect)

در نسخه توسعه‌یافته، ۵۶۸۶ تصویر مکمل به هدف افزایش تنوع شرایط تصویربرداری (نور، زاویه، پرداخت سطح) اضافه شد تا تعمیم‌پذیری مدل به شرایط واقعی کارخانه بهتر شود. این داده‌ها به‌صورت دستی و با همان قالب YOLO برچسب‌گذاری شده‌اند تا امکان مقایسه کنترل‌شده بین نسخه‌ها فراهم گردد. شکل (۲) نمودار میله ای توزیع کلاس داده ها را در هر دو مجموعه داده نشان می دهد.

---

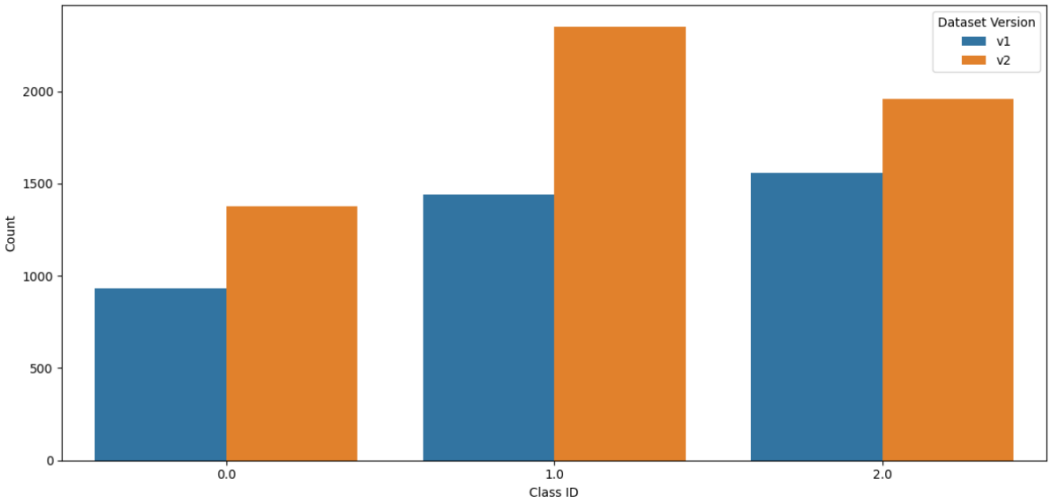
[1] Data augmentation

[2] فضای رنگی شامل فام، اشباع و روشنایی

[3] Mosaic

[4] MixUp

[5] Bounding Box




**شکل (۲)- نمودار توزیع کلاس‌ها و نمایش عدم‌توازن کلاس‌ها در مجموعه داده.**

## ۲) پیش‌پردازش و کنترل کیفیت داده

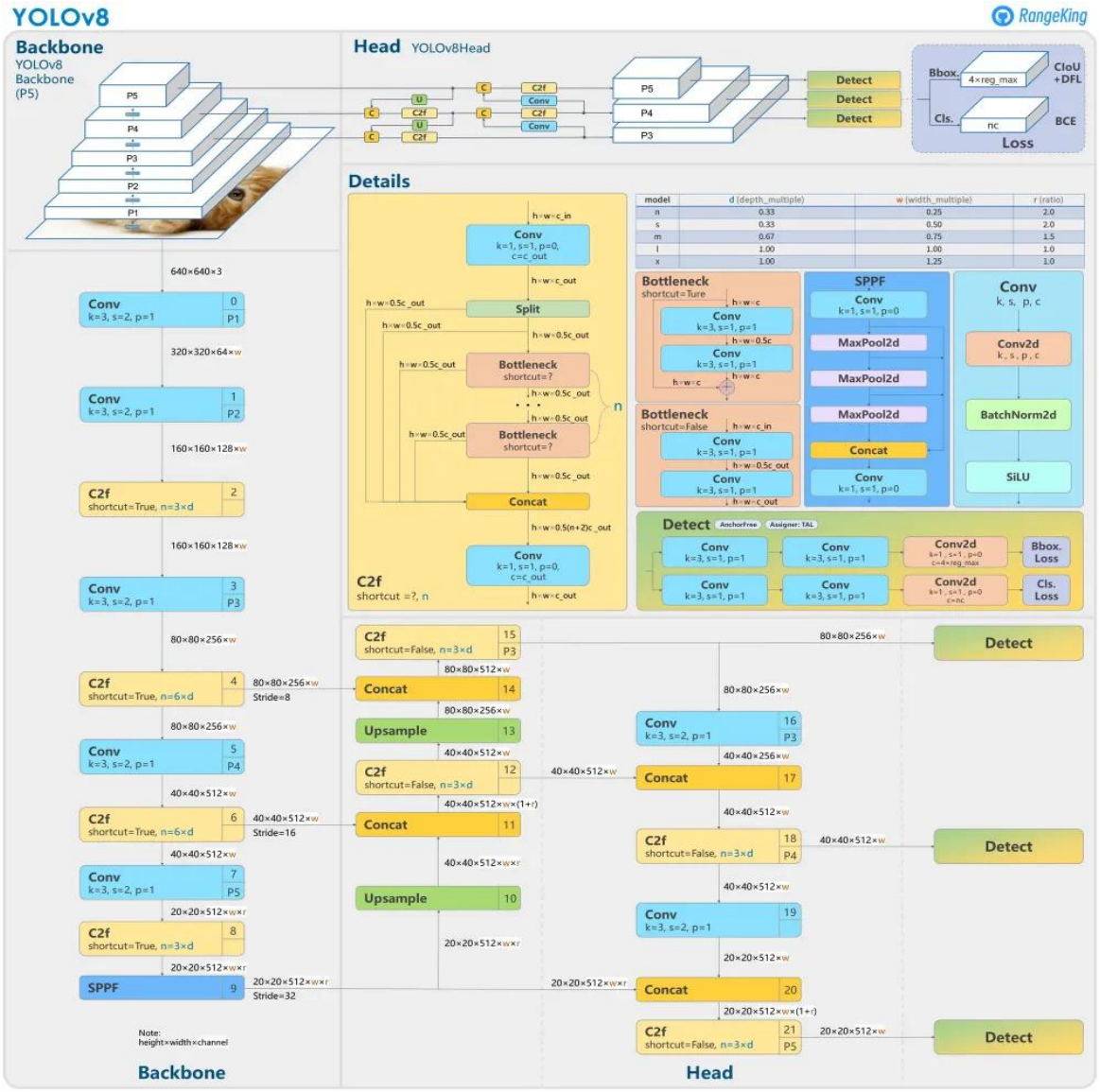
برای اطمینان از سازگاری داده‌ها با فرایند آموزش YOLOv8، ساختار پوشه‌ها استانداردسازی و فایل‌های پیکربندی data.yaml بازنویسی شدند تا مسیر پوشه‌های train، val و test به‌درستی به داده‌ها اشاره کنند. مدل با استفاده از فایل data.yaml به داده‌ها دسترسی پیدا می‌کند. همچنین نیاز است تصاویر همگی به ابعاد ۶۴۰× ۶۴۰ تغییر اندازه پیدا کنند. سپس مقادیر پیکسل های آنها به بازه [۰,۱] نرمال سازی شود.

## ۳) انتخاب مدل و معماری

در این پژوهش از خانواده YOLO برای تشخیص اشیا استفاده شد؛ زیرا کاربرد صنعتی جوش عموماً به‌سرعت بالا (برای بازرسی روی خط تولید) و درعین‌حال کاهش خطای False Negative نیاز دارد. بین انواع مدل‌های YOLO، مدل YOLOv8 به دلیل بهبود در ستون فقرات کانولوشنی، سرِ تفکیک‌شده[۶] برای جداسازی خطای طبقه‌بندی و مکان‌یابی و پشتیبانی مناسب برای خروجی گرفتن جهت استقرار مدل (مانند ONNX/TensorRT) انتخاب شد [۴].

در شکل (۳) معماری YOLOv8 نشان داده شده است که سه جزء اصلی دارد: ستون فقرات[۷] که وظیفه‌اش استخراج ویژگی‌های مهم از تصویر است و در این پروژه الگوهای بصری مهره جوش و نشانه‌های عیب را از روی بافت و شکل یاد می‌گیرد؛ گردن[۸] که ویژگی‌ها را در مقیاس‌های مختلف با هم ادغام می‌کند تا مدل بتواند هم عیب‌های کوچک (مثل تخلخل‌های ریز) و هم نواحی بزرگ‌تر جوش نامطلوب را با دقت بیشتری تشخیص دهد؛ و در نهایت سر[۹] که خروجی نهایی را تولید می‌کند و شامل تعیین کلاس (سالم/نامطلوب/عیب) و پیش‌بینی جعبه مرزی برای مشخص‌کردن محل دقیق عیب روی تصویر است [۴].

[6] Decoupled Head
[7] Backbone
[8] Neck
[9] Head




**شکل (۳) – شماتیک معماری YOLOv8 مورد استفاده در مقاله [۵].**

جهت جلوگیری از شلوغ‌شدن تصویر معماری مدل و همچنین نمایش کل ساختار در یک قاب، برخی از اجزا مدل در بلوک‌های متفاوت مانند C2f یا Conv جمع‌آوری و آن بلوک در جاهای مختلف مدل تکرار شده است. ساختار این بلوک‌ها در شکل (۳) مشخص است. در جدول (۱) نیز شرح مختصری از کاربرد این بلوک ها آورده شده است.

**جدول (۱). خلاصه اجزای معماری YOLOv8 و نقش هر جزء در مدل [۴]**

| برچسب | نقش در خط لوله |
|---|---|
| **CONV** | کاهش ابعاد ویژگی‌ها[10] همراه با استخراج ویژگی‌های سطح پایین از تصویر مهره جوش (لبه‌ها، بافت‌ها و کنتراست اولیه) |
| **C2F** | تقسیم نگاشت ویژگی، اعمال کانولوشن‌های متوالی و سپس الحاق[11]؛ بهبود جریان گرادیان با محاسبات کمتر و افزایش پایداری یادگیری در تشخیص نواحی جوش/عیب |
| **BOTTLENECK** | یادگیری نمایش‌های عمیق‌تر بدون محوشدن گرادیان؛ کمک به استخراج الگوهای پیچیده‌تر مرتبط باکیفیت جوش و عیوب سطحی |
| **SPPF** | تجمیع[12] چند مقیاسی و سپس الحاق؛ غنی‌سازی اطلاعات زمینه‌ای پیش از بخش گردن برای تمایز بهتر عیب از بافت‌های مشابه |
| **CONCAT / UPSAMPLE** | ادغام ویژگی‌های چند مقیاسی برای پوشش هم‌زمان عیوب کوچک (مثل تخلخل‌های ریز) و نواحی بزرگ‌تر نامطلوب در جوش |
| **DETECT** | تولید نمره کلاس در هر مکان، تخمین جابه‌جایی‌های جعبه مرزی و خروجی‌های مربوط به DFL[13] برای مکان‌یابی دقیق‌تر ناحیه عیب یا جوش |

## ۴) تنظیمات آموزش

دو اجرای آموزشی مستقل برای نسخه پایه و نسخه توسعه‌یافته انجام شد که هایپرپارامترهای یکسان داشتند و فقط داده ورودی متفاوت بود. تنظیمات کلیدی در جدول (۲) آمده است:

**جدول (۲). تنظیمات آموزش و توجیه انتخاب پارامترها**

| مورد | تنظیمات | منطق استفاده |
|---|---|---|
| **مدل** | yolov8m.pt (Ultralytics، آموزش‌دیده روی مجموعه‌داده COCO) | استخراج ویژگی‌های عمومیِ قوی و کمک به همگرایی سریع‌تر شبکه؛ به‌ویژه برای مجموعه‌داده‌های نسبتاً کوچک جوش، باعث رسیدن به عملکرد مناسب در کمتر از ۱۰۰ ایپاک می‌شود. |
| **حلگر** | SGD با lr=0.010، momentum=0.937، weight_decay=$5\times10^{-4}$ | مطابق تنظیمات پیشنهادی شرکت توسعه‌دهنده مدل؛ مومنتوم نوسانات گرادیان را هموار می‌کند و وزن‌کاهی ملایم از بیش‌برازش جلوگیری می‌کند. |
| **زمان‌بند[14] نرخ یادگیری** | گرم‌کردن خطی ۳ epoch → کاهش کسینوسی تا $lr_0\times0.01$ | جلوگیری از واگرایی در ابتدای آموزش و کاهش تدریجی نرخ یادگیری برای همگرایی دقیق‌تر در مراحل پایانی. |
| **BATCH/EPOCH** | 100 epoch، batch=16 (تصویر/هر GPU) | از نظر تجربی برای رسیدن به سکون mAP کافی است و هم‌زمان با محدودیت حافظه GPU (16GB) سازگار می‌ماند. |
| **اندازه تصویر** | ۶۴۰×۶۴۰ پیکسل | توازن بین توان تشخیص عیوب کوچک و محدودیت‌های استنتاج بلادرنگ. |
| **وزن‌های تابع زیان** | box=7.5، cls=0.5، dfl=1.5 | نسبت‌های پیش‌فرض شرکت توسعه دهنده مدل که بر مکان‌یابی دقیق‌تر جعبه‌ها تأکید دارد و در عین حال خطای طبقه‌بندی را نیز جریمه می‌کند؛ برای تعیین دقیق ناحیه عیب روی مهره جوش مفید است. |
| **حالت دقت محاسباتی** | دقت ترکیبی (AMP, fp16) | کاهش مصرف حافظه و افزایش سرعت آموزش (تقریباً در حد چند ده درصد) بدون افت محسوس کیفیت. |
| **سخت‌افزار** | NVIDIA T4 با حافظه 16GB | GPU ابری؛ کفایت برای آموزش YOLOv8m با ورودی ۶۴۰ و بچ ۱۶. |
| **اعتبارسنجی** | اعتبارسنجی در هر ایپاک روی مجموعه ثابت ۵۷۳ تصویری | بازخورد سریع از روند آموزش و امکان تشخیص علائم توقف زودهنگام (هرچند در این پروژه توقف زودهنگام فعال نشده است). |

[10] Downsampling
[11] Concatenate
[12] Pooling
[13] Distance Focal Loss
[14] Scheduler

### ۵) تقویت‌سازی داده‌ها

تقویت‌سازی داده‌ها میتواند نقش محوری در بهبود دقت مدل داشته باشد. به خصوص در این مسئله که تصاویر به‌شدت از تغییرات میدان دید، نور، انعکاس سطح و بافت فلز تأثیر می‌گیرد. همچنین در داده‌های واقعی معمولاً کلاس عیب نمونه‌های کم‌تری دارد (عدم‌توازن کلاس‌ها) که میتوان به این روش این عدم توازن را کاهش داد. در نسخه توسعه‌یافته مجموعه داده به روش ها زیر این قویت سازی انجام گرفته است:

- وارون‌سازی افقی[15]: از آنجا که بسیاری از الگوهای بصری جوش می‌توانند نسبت به چپ/راست متقارن باشند، وارون‌سازی افقی کمک می‌کند مدل وابسته به جهت‌گیری خاص در تصویر نشود [۶].
- تغییر مقیاس و و جابه‌جایی: تغییر مقیاس و جابه‌جایی تصادفی باعث می‌شود مدل نسبت به فاصله دوربین، زوم و محل قرارگیری مهره جوش در کادر مقاوم‌تر شود. این موضوع برای محیط کارخانه که کالیبراسیون ثابت نیست اهمیت دارد [۶].
- تغییرات تصادفی HSV: تغییرات فام، اشباع و روشنایی برای شبیه‌سازی تغییرات نور محیط و رنگ/درخشندگی سطح فلز به کار می‌رود.
- ترکیب چند تصویر: چهار تصویر در یک تصویر ترکیب می‌شوند؛ این کار عملاً زمینه‌ها و مقیاس‌های متنوع‌تری تولید می‌کند، تعداد اشیای قابل مشاهده در هر نمونه را بالا می‌برد و مدل را به دیدن هم‌زمان چند زمینه عادت می‌دهد. نتیجه عملی آن، افزایش مقاومت مدل در برابر تنوع بافت و پس‌زمینه و نیز کمک به یادگیری اشیای کوچک‌تر در مقیاس‌های متفاوت است [۷].
- ترکیب خطی دو تصویر: دو تصویر و برچسب‌ها با هم مخلوط می‌شوند و نمونه‌های بینابینی تولید می‌شود. ترکیب خطی دو تصویر غالباً باعث کاهش بیش‌برازش و نرم‌تر شدن مرز تصمیم می‌شود و به افزایش مؤثر اندازه مجموعه داده آموزش کمک می‌کند [۷].

## نتایج وبحث

### ۱) نتایج کمی و مقایسه نسخه ها

نتایج آزمون روی مجموعه مستقل ۲۰۹ تصویری نشان می‌دهد نسخه توسعه‌یافته نسبت به نسخه پایه هم در دقت کلی و هم در کشف عیوب بهتر عمل کرده است. اعداد نتایج آزمون مدل در جدول (۳) ارائه شده است.

**جدول (۳). جدول مقایسه عملکرد نسخه پایه و توسعه‌یافته روی مجموعه آزمون**

| مدل | mAP@0.5[16] | دقت[17] | بازخوانی[18] | F1 | تأخیر(ms) |
|---|---|---|---|---|---|
| نسخه ۱ (پایه) | ٪۶۶ | ٪۶۸ | ٪۶۱ | ٪۶۴ | ۴۱.۲ |
| نسخه ۲ (با داده‌ی بیشتر و تقویت‌سازی) | ٪۷۵ | ٪۷۱ | ٪۷۴ | ٪۷۲ | ۴۲.۶ |

تحلیل این اعداد چند نکته مهم را روشن می‌کند:

- افزایش بازخوانی نشان می‌دهد مدل نسخه توسعه‌یافته کمتر عیب را از دست می‌دهد. این دقیقاً همان جایی است که تقویت داده‌ها در مسائل صنعتی ارزش افزوده ایجاد می‌کند.
- دقت نیز افزایش داشته (٪۶۸→٪۷۱)؛ یعنی بهبود فقط با حساس‌تر شدن مدل حاصل نشده، بلکه مدل هم‌زمان در کاهش هشدار کاذب هم بهتر شده است.
- تأخیر تقریباً ثابت مانده. بنابراین افزایش دقت با هزینه زمانی ناچیز همراه بوده و مسیر استقرار بلادرنگ حفظ شده است.

اکنون میتوان نتیجه گرفت بهبود عملکرد نسخه ۲ به دلیل افزایش تنوع داده‌ها و به‌کارگیری تقویت‌سازی داده‌ها است؛ زیرا وقتی مدل فقط روی یک مجموعه محدود آموزش ببیند ممکن است به شرایط خاص همان داده‌ها (مثل نور، پس‌زمینه یا زاویه ثابت) وابسته شود. در نسخه ۲، تغییرات HSV باعث می‌شود مدل به‌جای اتکا به شدت نور، الگوهای ساختاری مهره جوش و ناحیه عیب را یاد بگیرد؛ ترکیب چند تصویر با ایجاد ترکیب‌های

[15] Horizontal Flip

[16] میانگین دقت متوسط در آستانه IoU = 0.5

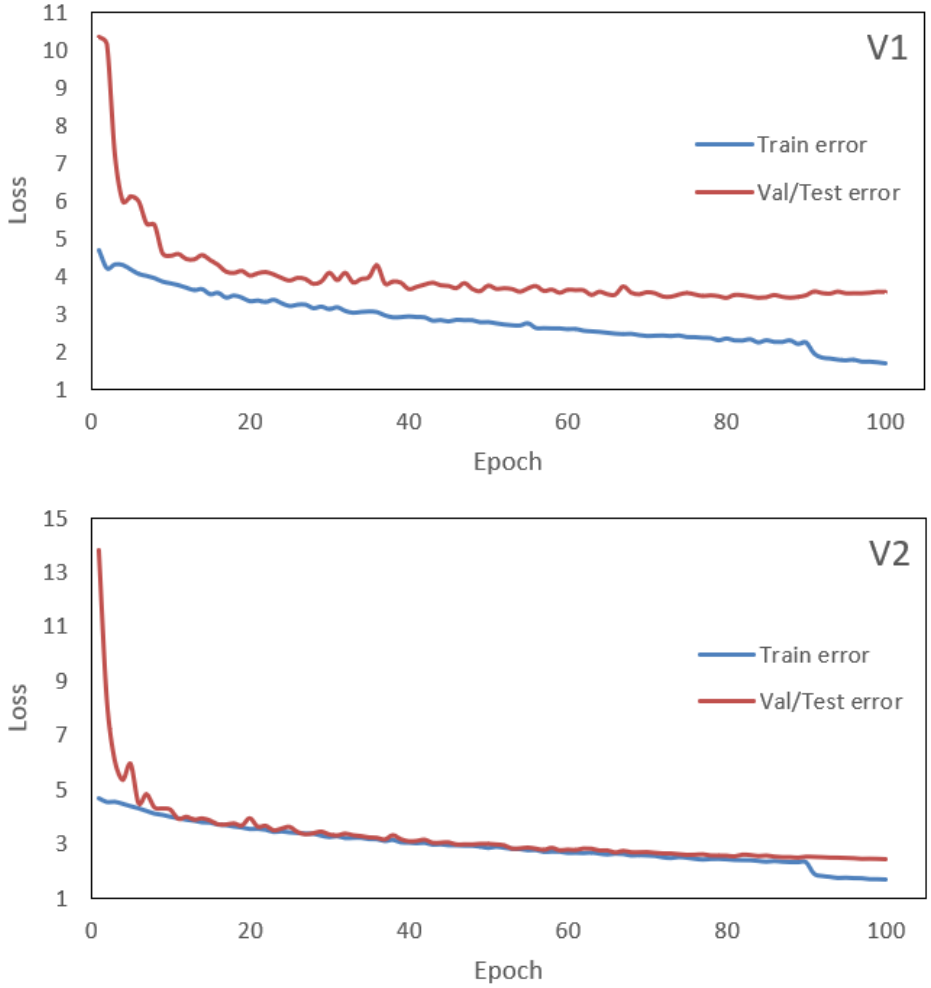
[17] Precision

[18] Recall

چندزمینه‌ای و چندمقیاسی، مقاومت مدل را نسبت به تغییر زمینه افزایش داده و به بهبود بازخوانی کمک می‌کند؛ و ترکیب خطی دو تصویر با تولید نمونه‌های ترکیبی، مرز تصمیم‌گیری را نرم‌تر کرده و احتمال بیش‌برازش روی نمونه‌های خاص را کاهش می‌دهد. علاوه بر این، با توجه به چالش عدم‌توازن کلاس‌ها (کمبود نمونه عیب)، تقویت‌سازی‌های قوی‌تر به افزایش نمونه‌های مؤثر و متوازن‌تر شدن داده‌های آموزشی مدل کمک کرده که با رشد بازخوانی در نسخه ۲ هم‌راستا است.

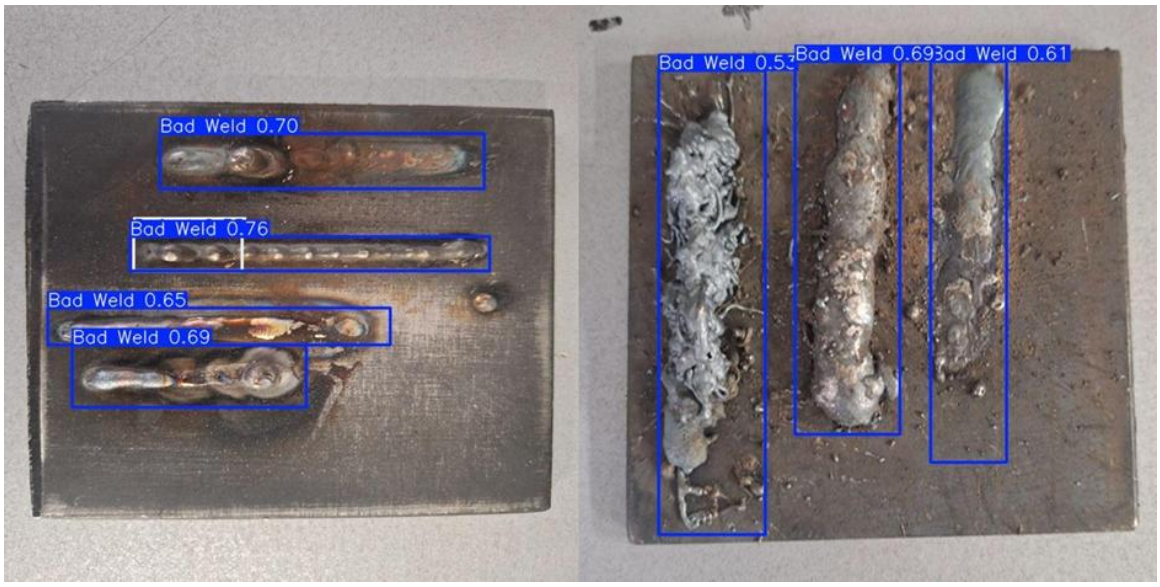
## ۲) ارزیابی کیفی، خطاهای محتمل و کنترل بیش‌برازش

برای بررسی بیش برازش، نمودار خطای مدل روی داده‌های آموزش و آزمون/اعتبارسنجی در هر epoch رسم شد. شکل ۴ این نمودار را نشان می‌دهد. همان‌طور که در هر دو نمودار معلوم است، خطای داده آموزش و اعتبارسنجی در تمام epoch ها روند نزولی خود را حفظ کرده و در نتیجه احتمال بیش برازش برای مدل منتفی هست.




**شکل (۴)- تصویر بالا، نمودار خطای آموزش و آزمون برای هر epoch روی مجموعه داده پایه و تصویر پایین روی مجموعه داده توسعه‌یافته.**

همچنین چند قطعه جوش در آزمایشگاه جوشکاری دانشکده مواد و متالورژی دانشگاه امیرکبیر تصویربرداری شده و مدل روی داده‌های دیده نشده تست شد. همان‌طور که در شکل (۵) مشخص است، مدل به خوبی پاس های جوش را تشخیص داده است. همچنین مشخص است تفکیک کیفیت جوش و عیب ها در تصاویر (۱) و (۵) نیز به درستی انجام شده است.




**شکل (۵)- نمونه تصاویر آزمایشگاهی و خروجی مدل آموزش‌دیده با مجموعه داده توسعه‌یافته.**

## ۳) کاربرد صنعتی و ارزش عملی

کاربرد هدف، استقرار سامانه در خطوط کنترل کیفیت به‌صورت روی‌خط است: نصب دوربین‌های رزولوشن بالا روی بازوی ربات یا ایستگاه ثابت و بررسی پیوسته مهره‌های جوش. با تشخیص بلادرنگ، سیستم می‌تواند بلافاصله قطعه معیوب را جدا کند، خط را متوقف کند یا آن را اصلاح نماید. علاوه بر این، ثبت تشخیص‌ها در کنار پارامترهای جوش (جریان، سرعت، دبی گاز و ...) می‌تواند به تحلیل علت ریشه‌ای و بهینه‌سازی فرایند کمک کند.

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

در این پژوهش، یک چارچوب تشخیص خودکار عیوب جوش مبتنی بر YOLOv8 برای کاربردهای بلادرنگ توسعه داده شد. داده‌ها در قالب مناسب برای مدل‌های YOLO و با سه کلاس سالم/نامطلوب/عیب سازمان‌دهی شد و دو نسخه از مدل با تنظیمات آموزشی یکسان اما با داده و تقویت سازی متفاوت آموزش دیدند.

نتایج نشان داد افزایش داده و به‌کارگیری تقویت سازی‌های پیشرفته منجر به بهبود واضح عملکرد شد: mAP@0.5 از ۶۶٪ به ۷۵٪ و بازخوانی از ۶۱٪ به ۷۴٪ افزایش یافت، در حالی که تاخیر تقریباً ثابت و در حد چند ده میلی‌ثانیه باقی ماند؛ بنابراین، روش پیشنهادی هم از نظر دقت و هم از نظر سرعت، قابلیت نزدیک شدن به نیازهای استقرار صنعتی را دارد.

از نظر فنی، مهم‌ترین نتیجه پروژه این است که در مسئله‌ای مانند جوش که هم عدم توازن کلاس و هم تغییر شرایط تصویربرداری رایج است، تقویت سازی داده‌ها صرفاً یک تکنیک تزیینی نیست، بلکه مستقیماً به افزایش نرخ کشف عیب (بازخوانی) و پایداری مدل کمک می‌کند. همچنین برای ادامه کار این پیشنهادها ارائه می‌شود: توسعه مجموعه‌داده با انواع جوش و عیوب نادر، مقایسه با آشکارسازهای جدیدتر، ترکیب با روش‌های تست غیرمخرب برای عیوب زیرسطحی و بهینه‌سازی مدل.

**مراجع**

1. Safhi, A.E.M., Keserle, G.C. and Blanchard, S.C., 2024. AI-driven non-destructive testing insights. Encyclopedia, 4(4), pp.1760-1769.

2. Wang, H., Lu, R. and Yu, D., 2022. Machine vision nondestructive inspection system Assisted by industrial IoT supervision mechanism. Mathematical Problems in Engineering, 2022(1), p.8449518.

3. https://www.kaggle.com/datasets/sukmaadhiwijaya/welding-defect-object-detection/data

4. Varghese, R. and Sambath, M., 2024, April. Yolov8: A novel object detection algorithm with enhanced performance and robustness. In 2024 International conference on advances in data engineering and intelligent computing systems (ADICS) (pp. 1-6). IEEE.

5. https://blog.roboflow.com/whats-new-in-yolov8

6. Kaur, P.; Khehra, B. S.; Mavi, E. B. S., "Data Augmentation for Object Detection: A Review," *Proceedings of the 2021 IEEE International Midwest Symposium on Circuits and Systems (MWSCAS)*, Lansing, MI, USA, Aug. 9–11, 2021, pp. 537–543.

7. Zhang, H.; Zhang, S.; Zou, R., "Select-Mosaic: Data Augmentation Method for Dense Small Object Scenes," *arXiv* preprint arXiv:2406.05412, Jun. 8, 2024. doi:10.48550/arXiv.2406.05412.

# تاثیر قوس دوار بر ریزساختار و خواص مکانیکی روکش ضد سایش ایجاد شده با جوشکاری الکترود دستی

علیرضا بیگ وردی[1]، حبیب حامد زرگری[2]*
[1]دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی سهند؛ a_bigverdi402@sut.ac.ir
[2]*استادیار، دانشگاه صنعتی سهند؛ hhamedzargari@sut.ac.ir

## چکیده

**در این پژوهش، تأثیر قوس دوار بر ریزساختار و خواص مکانیکی ناحیه ذوب شده در جوشکاری الکترود دستی مورد بررسی قرار گرفته است. به‌منظور ایجاد قوس دوار، الکترود جوشکاری حین فرآیند SMAW به‌وسیله یک موتور جریان مستقیم (DC) با سرعت چرخش ثابت ۱۸۰ دور بر دقیقه دوران یافته و عملیات جوشکاری توسط سیم جوش E10-UM-60R انجام شد. پس از انجام جوشکاری، نمونه‌ها برای بررسی ریزساختار تحت آزمون‌های متالوگرافی قرار گرفتند و توزیع سختی در ناحیه ذوب شده مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج حاصل نشان می‌دهد که اعمال قوس دوار موجب تغییر در مورفولوژی ریزساختار ناحیه ذوب شده است. آزمون سختی‌سنجی ویکرز نشان داد که استفاده از انبر چرخان در هر دو سطح جریان، منجر به افزایش محسوس سختی حداکثر تا ۱۲۰ ویکرز و توزیع یکنواخت تر آن در ناحیه ذوب شده نسبت به قوس معمول می‌شود.**

**کلمات کلیدی: قوس دوار؛ روکش‌کاری؛ الکترود دستی؛ سختی ناحیه ذوب.**

## مقدمه

جوشکاری قوس الکتریکی یکی از پرکاربردترین فرآیندهای اتصال در صنایع مختلف از جمله ساخت سازه‌های فلزی، صنایع نفت و گاز و تعمیرات صنعتی به شمار می‌رود. در میان روش‌های مختلف جوشکاری، استفاده از الکترود دستی(Shielded Metal Arc Welding) به دلیل سادگی تجهیزات، قابلیت اجرا در شرایط محیطی مختلف و هزینه نسبتاً پایین، همچنان جایگاه ویژه‌ای در کاربردهای صنعتی دارد. با این حال، کیفیت نهایی اتصال جوش در این فرآیند به‌شدت تحت تأثیر شرایط حرارتی، رفتار حوضچه مذاب و ریزساختار ناحیه ذوب قرار دارد که این عوامل به‌طور مستقیم بر خواص مکانیکی اتصال اثر می‌گذارند.

یکی از چالش‌های اساسی در جوشکاری الکترود دستی، عدم یکنواختی ریزساختار در ناحیه ذوب و ناحیه متأثر از حرارت است. سرد شدن غیریکنواخت، اختلاط محدود مذاب و تمرکز حرارتی قوس می‌تواند منجر به تشکیل ساختارهای ناهمگن و تغییرات نامطلوب در خواصی نظیر سختی شود. ازاین‌رو، بهبود رفتار حوضچه مذاب و کنترل بهتر قوس الکتریکی به‌عنوان راهکارهایی مؤثر برای ارتقای کیفیت جوش مورد توجه پژوهشگران قرار گرفته است. در سال‌های اخیر، استفاده از قوس دوار یا الکترود چرخان به‌عنوان روشی نوین برای افزایش اختلاط مذاب و توزیع یکنواخت‌تر حرارت در فرآیندهای مختلف جوشکاری مورد بررسی قرار گرفته است. Gupta و همکاران [1] اثر پارامترهای فرایند قوس دوار بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد AISI1020 را بررسی کردند و نتایج نشان داد که چرخش الکترود موجب افزایش یکنواختی ریزساختار و سختی می‌شود De Azevedo Junior و همکاران [2] نیز روش GMAW با الکترود دوار را به‌عنوان راهکاری پیشرفته برای بهبود عملکرد لایه‌های روکش معرفی کردند. تحقیقات Tyagi و همکاران [5] نشان می‌دهد که قوس دوار در جوشکاری آلیاژ AA8090–AA2050 باعث تغییر در ریزساختار ناحیه ذوب و خواص مکانیکی می‌شود. Silva و همکاران [6]، Gramajo و همکاران [7]، Câmpurean و همکاران [8] و Subramaniyan و همکاران [9] اثر تکنیک‌های چرخش الکترود و قوس دوار در فرایندهای SMAW و MAG را بر ریزساختار و توزیع سختی بررسی کرده‌اند. همچنین Li و همکاران [3] و Min و همکاران [4] به الگوریتم‌های پایش و استخراج ویژگی تصویر در جوشکاری با قوس دوار اشاره دارند که امکان کنترل دقیق‌تر فرایند را فراهم می‌کند. با وجود تحقیقات انجام‌شده، بیشتر مطالعات پیشین بر فرآیندهایی نظیر GMAW و MAG متمرکز بوده و بررسی سیستماتیک اثر قوس دوار در

جوشکاری الکترود دستی به‌صورت محدود انجام شده است. به‌ویژه تأثیر چرخش الکترود بر ریزساختار ناحیه ذوب و توزیع سختی در این فرآیند نیازمند بررسی دقیق‌تری است.

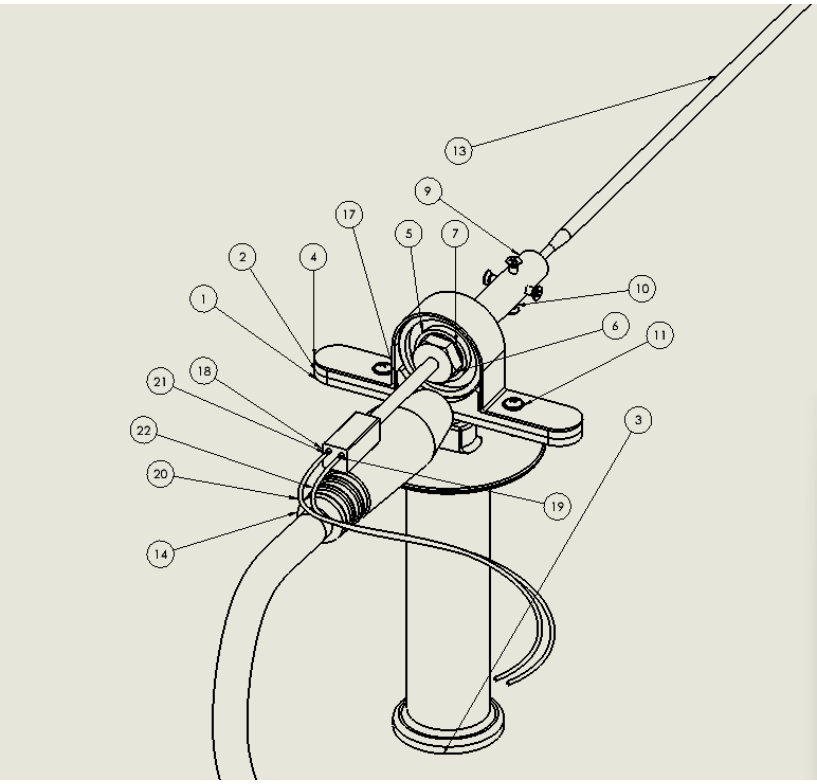
در این پژوهش، با هدف بررسی تأثیر قوس دوار بر ریزساختار و خواص مکانیکی ناحیه ذوب، فرآیند جوشکاری الکترود دستی با استفاده از الکترود E10-UM-60R انجام شده است. به‌منظور ایجاد قوس دوار، الکترود حین جوشکاری به‌وسیله یک موتور جریان مستقیم به چرخش درآمده و پس از انجام جوشکاری، ریزساختار ناحیه ذوب توسط آزمون‌های متالوگرافی و خواص مکانیکی آن با آزمون سختی مورد ارزیابی قرار گرفت.

## مواد و روش پژوهش

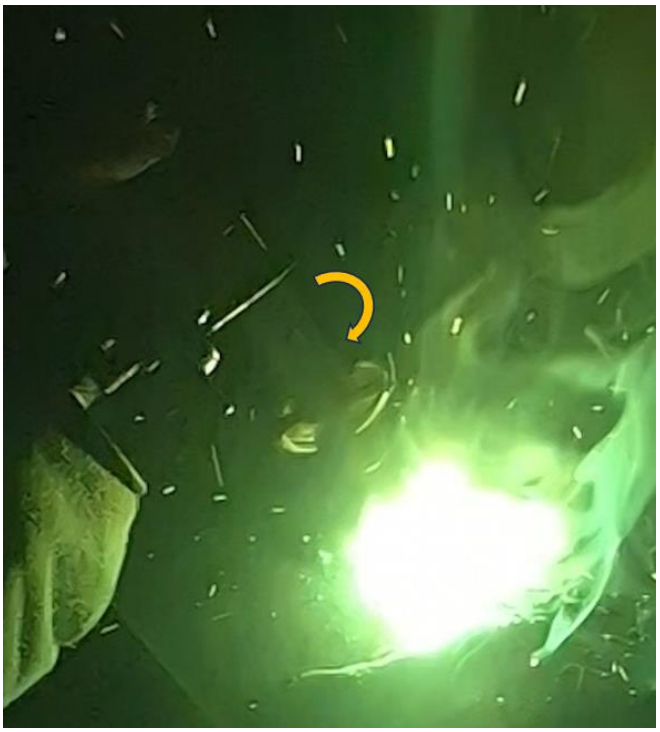
دستگاه قوس دوار شکل(۱) و شکل(۲) شامل یک موتور جریان مستقیم (DC) با سرعت چرخش ثابت ۱۸۰ دور بر دقیقه، بلبرینگ متصل به الکترود و یک شفت واسط از جنس ماده عایق الکتریکی بود. استفاده از شفت عایق به‌منظور جلوگیری از انتقال جریان الکتریکی از دستگاه جوش به موتور و پیشگیری از آسیب‌دیدگی آن انجام شد. بلبرینگ به‌گونه‌ای طراحی گردید که امکان چرخش آزاد الکترود حین انجام جوشکاری فراهم شود، در حالی که اتصال الکتریکی الکترود با دستگاه جوش حفظ می‌شود. اجزای تشکیل دهنده این انبر به جدول(۱) است:

**جدول(۱)- دسته بندی اجزای تشکیل دهنده انبرچرخان الکترود دستی**

| سیستم انبر | سیستم دوار | اتصالات ثانویه |
|---|---|---|
| ۱) بست فلزی زیرین | ۵) بلبرینگ فلزی | ۱۷) دو پیچ اتصال دهنده سه بست بالایی پلاستیکی و فلزی زیرین |
| ۲) بست پلاستیکی زیر بلبرینگ | ۶) پیچ فولادی | ۱۸) موتور DC |
| ۳) دستگیره پلاستیکی | ۷) مهره فولادی | ۱۹) اتصال سیم منفی موتور DC |
| ۴) بست فلزی بالای بلبرینگ | ۸) واشر های بین پیچ مهره و بلبرینگ فلزی | ۲۰) سیم مثبت موتور DC |
| ۱۱) دو پیچ اتصال دهنده سه بست بالایی پلاستیکی و فلزی زیرین | ۹) لوله مسی | ۲۱) اتصال سیم مثبت موتور DC |
| ۱۲) دو مهره اتصال دهنده سه بست بالایی پلاستیکی و فلزی زیرین | ۱۰) چهار پیچ برنجی متحرک متصل در لوله مسی | ۲۲) سیم منفی موتور DC |
| ۱۳) الکترود مصرفی | | ۲۳) موتور DC |
| ۱۴) کابل جریان الکتریسیته | | |
| ۱۵) روکش پلاستیکی نری اتصال به مبدل جوشکاری | | |
| ۱۶) اتصال نری به مبدل جوشکاری | | |




شکل(۱)- شماتیک اجزای تشکیل دهنده انبر جوشکاری چرخان الکترود دستی



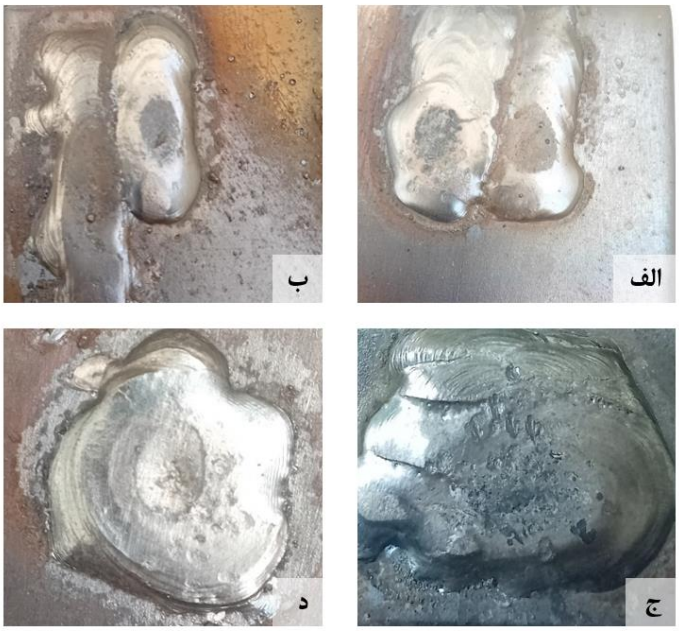
شکل(۲)- انبر چرخان الکترود دستی

فرآیند جوشکاری بر روی ورق‌های فولاد ساده‌کربنی با استفاده از الکترود E10-UM-60R حاوی ۲۵ درصد کروم و ۲/۳ درصد وزنی کربن انجام گرفت. برای بررسی اثر جریان جوشکاری، دو مقدار شدت جریان ۱۲۰ و ۱۴۰ آمپر انتخاب شد. ترکیب شیمیایی بر اساس اطلاعات درج شده کاتالوگ سازنده استخراج و در جدول(۲) ارائه شده است.

**جدول(۲) – مشخصات الکترود E10-UM-60R**

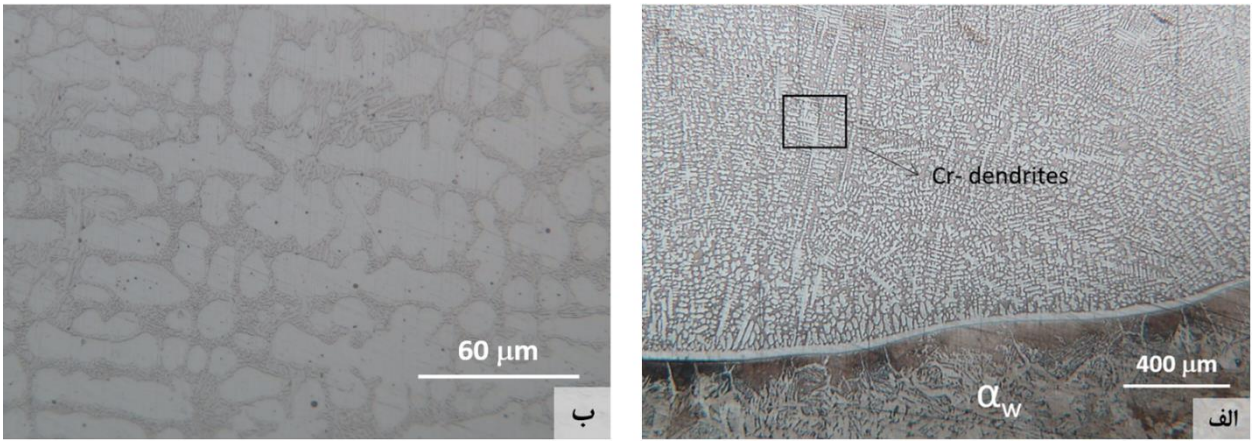
| مقدار | مشخصه |
|---|---|
| DIN 8555 – E10-UM-60R | استاندارد |
| ۳/۲۵ | قطر الکترود [میلیمتر] |
| بدون عملیات حرارتی | عملیات حرارتی |
| ۱۲۰-۱۴۰ | شدت جریان[آمپر] |
| DCEP | نوع جریان |

در مجموع، جوشکاری در دو حالت مختلف انجام شد: حالت مرجع با استفاده از انبر جوشکاری ثابت و حالت آزمایشی با استفاده از انبر جوشکاری چرخان. طبق شکل(۳) ترکیب شرایط مختلف جوشکاری منجر به تهیه ۴ نمونه جوشکاری شد.




**شکل(۳)– الف)۱۲۰ آمپر انبر ثابت ب) ۱۲۰ آمپر انبر چرخان ج) ۱۴۰ آمپر انبر ثابت د) ۱۴۰ آمپر انبر چرخان**

شکل(۴) تصویر سطح مقطع نمونه ی متالوگرافی شده ۱۲۰ آمپر حاصل از جوشکاری با انبر چرخشی، نشان دهنده ی رشد دندریت‌های غنی از کروم در منطقه ی جوشکاری و تشکیل فریت ویدمن اشتاتن در زیر خط جوش است.

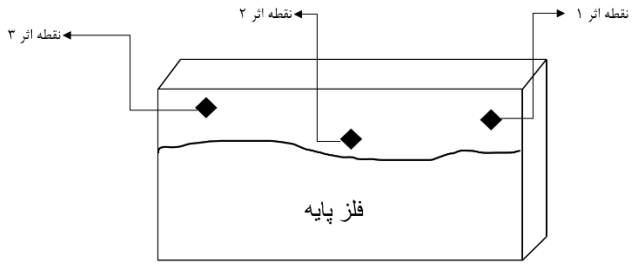



**شکل(۴)- الف) تصویر میکروسکوپ نوری سطح مقطع نمونه ۱۲۰ آمپر با بزرگ‌نمایی ۵۰ برابر ب) تصویر میکروسکوپ نوری سطح مقطع نمونه ۱۲۰ آمپر با بزرگ‌نمایی ۵۰۰ برابر**

پس از انجام عملیات جوشکاری، نمونه‌های تهیه شده جهت ارزیابی خواص مکانیکی مورد بررسی قرار گرفتند. آزمون سختی به‌منظور مقایسه رفتار ناحیه ذوب در نمونه‌های حاصل از انبر چرخان و انبر ثابت انجام شد. تمرکز اصلی آزمون سختی بر روی ناحیه ذوب بوده و مقادیر سختی اندازه‌گیری‌شده برای تحلیل میزان یکنواختی و تغییرات سختی در این ناحیه مورد استفاده قرار گرفت. نتایج حاصل از آزمون سختی سنجی ویکرز مبنای مقایسه تأثیر قوس دوار بر رفتار مکانیکی فلز جوش قرار گرفت.

## نتایج و بحث

در این پژوهش، اثر استفاده از قوس دوار در فرایند جوشکاری SMAW با الکترود E10-UM-60R بر سختی ناحیه ذوب مورد بررسی قرار گرفت. آزمون سختی‌سنجی ویکرز (HV) از هر نمونه در سه نقطه مختلف از ناحیه ذوب انجام شد تا یکنواختی و تغییرات موضعی سختی به‌طور دقیق ارزیابی شود. در مجموع از هر نمونه در سه نقطه سختی سنجی انجام شد طبق شکل(۵) که به ترتیب نقطه اثر ۱ در مرکز روکش، ۲ نزدیک به سطح و ۳ نزدیک به فلز پایه است.




**شکل(۵)- شماتیک نحوه ذوب از سطح مقطع و محل نقطه اثرهای فرو رونده سختی سنجی (نقطه اثر ۱، ۲ و ۳)**

نتایج آزمون سختی برای نمونه‌های جوشکاری‌شده با انبر ثابت در جریان ۱۲۰ آمپر به‌ترتیب ۴۱۶، ۴۳۵ و ۳۸۷ ویکرز را نشان می‌دهد. در مقابل، نمونه‌های جوشکاری‌شده با انبر چرخان در همین جریان، مقادیر سختی بالاتری معادل ۴۶۶، ۵۰۲ و ۵۰۴ ویکرز اندازه‌گیری شد. این افزایش سختی بیانگر تأثیر قابل‌توجه چرخش الکترود بر رفتار انجماد فلز مذاب و ریزساختار ناحیه ذوب است. در جریان ۱۴۰ آمپر نیز نمونه‌های جوشکاری‌شده با انبر ثابت مقادیر سختی ۴۴۰، ۳۲۰ و ۳۱۷ ویکرز را ثبت کردند که پراکندگی نسبتاً بالایی را نشان می‌دهد. در مقابل، استفاده از انبر چرخان در همین

جریان منجر به افزایش سختی و یکنواختی بیشتر شده و مقادیر ۴۶۲، ۴۷۲ و ۵۱۰ ویکرز به‌دست آمد. همچنین در جدول(۳) میانگین سختی سنجی نمونه ها گزارش شده.

**جدول(۳)- مقایسه ی نتایج سختی سنجی ویکرز [HV30]**

| میانگین سختی | جریان[A] | نوع انبر |
|---|---|---|
| ۴۱۳±۱۰ | ۱۲۰ | ثابت |
| ۴۹۱±۱۰ | ۱۲۰ | چرخان |
| ۳۵۹±۱۰ | ۱۴۰ | ثابت |
| ۴۸۱±۱۰ | ۱۴۰ | چرخان |

مقایسه کلی نتایج نشان می‌دهد که استفاده از قوس دوار، در هر دو سطح جریان، موجب افزایش محسوس سختی ناحیه ذوب نسبت به حالت انبر ثابت شده است. این پدیده را می‌توان به افزایش اختلاط مذاب در حوضچه جوش نسبت داد که در اثر چرخش الکترود با سرعت ثابت ۱۸۰ دور بر دقیقه ایجاد شده است. افزایش اختلاط مذاب منجر به توزیع یکنواخت‌تر عناصر آلیاژی، کاهش گرادیان حرارتی موضعی و در نهایت اصلاح ریزساختار ناحیه ذوب می‌شود.

بررسی نتایج نشان می‌دهد که افزایش جریان از ۱۲۰ به ۱۴۰ آمپر تأثیر چشمگیری بر افزایش سختی نداشته است. در واقع، عامل غالب در بهبود خواص سختی در این پژوهش، استفاده از قوس دوار بوده است و نه افزایش شدت جریان. این موضوع نشان می‌دهد که کنترل دینامیک حوضچه جوش از طریق چرخش الکترود می‌تواند مؤثرتر از افزایش ورودی حرارتی باشد. باید توجه داشت افزایش جریان می‌تواند سبب بهبود رقت و در نتیجه کاهش میزان کروم شود. با این پیش فرض امکان تاثیر منفی افزایش جریان بر بهبود ناشی از قوس دوار وجود دارد. کاهش پراکندگی مقادیر سختی در نمونه‌های انبر چرخان نسبت به نمونه‌های انبر ثابت، بیانگر یکنواخت‌تر شدن ریزساختار ناحیه ذوب در اثر اعمال قوس دوار است. این یکنواختی از نظر کاربردهای صنعتی اهمیت بالایی دارد، زیرا می‌تواند به بهبود خواص مکانیکی و منجربه کاهش تمرکز تنش حین سایش شود.

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

در این پژوهش، تأثیر استفاده از قوس دوار در فرایند جوشکاری الکترود دستی بر سختی ناحیه ذوب شده مورد بررسی قرار گرفت. بدین منظور، با طراحی و ساخت یک انبر چرخان و اعمال سرعت چرخش ثابت ۱۸۰ دور بر دقیقه، عملیات جوشکاری بر روی فولاد ساده‌کربنی ST37 و با الکترود E10-UM-60R در دو سطح جریان ۱۲۰ و ۱۴۰ آمپر انجام شد و نتایج با حالت انبر ثابت مقایسه گردید.

نتایج حاصل از آزمون سختی‌سنجی ویکرز نشان داد که استفاده از انبر چرخان در هر دو سطح جریان، منجر به افزایش محسوس و یکنواخت‌تر سختی ناحیه ذوب شده نسبت به انبر ثابت می‌شود. این موضوع بیانگر نقش مؤثر چرخش الکترود و ایجاد قوس دوار در بهبود اختلاط مذاب و اصلاح شرایط انجماد فلز جوش است. همچنین مشاهده شد که افزایش جریان از ۱۲۰ به ۱۴۰ آمپر تأثیر چشمگیری بر افزایش سختی نداشته و عامل غالب در تغییرات سختی، مکانیزم قوس دوار بوده است. به طور کلی می‌توان نتیجه گرفت که اعمال قوس دوار در جوشکاری الکترود دستی، بدون نیاز به افزایش جریان یا تغییرات پیچیده در پارامترهای الکتریکی، می‌تواند به بهبود خواص مکانیکی ناحیه ذوب شده منجر شود. این روش از نظر سادگی اجرا و هزینه پایین، پتانسیل مناسبی برای کاربردهای صنعتی و پژوهشی دارد.

در پایان، پیشنهاد می‌شود در تحقیقات آینده، تأثیر پارامترهایی نظیر سرعت‌های مختلف چرخش الکترود، بررسی ریزساختار به‌صورت دقیق‌تر و انجام آزمون‌های مکانیکی تکمیلی مانند ضربه و کشش، به منظور ارزیابی جامع‌تر عملکرد قوس دوار مورد مطالعه قرار گیرد.

## مراجع

1. Gupta, A., Yuvraj, N., & Kumar, V. (2024). Effect of process parameters of rotating arc welding on the microstructure and mechanical properties of AISI1020 steel.

2. de Azevedo Junior, R. O., Monteiro Costa, J. F., Yamada Magalhães, H. A., Jorge, J. C. F., de Souza, L. F. G., Mendes, M. C., & Costa, H. R. M. (2024). GMAW process with rotating electrode: an advanced alternative to improve cladding performance. Journal of Adhesion Science and Technology, 38(10), 1782-1793.

3. Li, W., Ji, Y., Wu, J., & Wang, J. (2015). A modified welding image feature extraction algorithm for rotating arc narrow gap MAG welding. Industrial Robot: An International Journal, 42(3), 222-227.

4. Min, D., Xin-hua, T., Feng-gui, L., & Shun, Y. (2011). Welding of quenched and tempered steels with high-spin arc narrow gap MAG system. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 55, 527-533.

5. Tyagi, Y., Siddiqui, S., Dindakurthi, S. S., & Madhavan, S. (2021). Rotating arc welding of AA8090–AA2050: microstructure and mechanical properties. Materials Science and Technology, 37(13), 1107-1116.
6. Silva, R. H. G. E., Schwedersky, M. B., Santos, A. G. M., & Okuyama, M. P. (2020). Effects of the rotating arc technique on the GMA welding process. Soldagem & Inspeção, 25, e2519.

7. Gramajo, J., Gualco, A., & Svoboda, H. G. (2024). Study of the rotating arc on the tribological behavior of hardbanding for oil drilling tubes. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology, 13506501241287587.

8. Câmpurean, A. M., Sîrbu, N. A., Verbiţchi, V., Duma, I., & Popescu, R. N. (2023, September). Experiments on Gas-Metal-Arc Welding (MAG) with Combined Spin-Arc and Weaving Facilities, for Interdisciplinary Applications. In Materials Science Forum (Vol. 1095, pp. 47-57). Trans Tech Publications Ltd.

9. Subramaniyan, I. K., Srividhya, P. K., & Kesavan, J. (2023). Study on mechanical and micro structural properties of spin arc welding in Hastelloy C-2000. Revista de Metalurgia, 59(4), e252-e252.

# ارزیابی عیوب جوش در اتوکلاو صنعتی تحت فشار و بهبود کیفیت آن بر اساس نتایج آزمون‌های NDT

**محمدرضا پاک‌منش[1*]، حمید مسفروش[2]، بهنام نکویی[3]، محمدرضا فاضل‌پرور[4]، سعید اصغری[5]**

[1*] هیات علمی، پژوهشکده مواد و انرژی پژوهشگاه فضایی ایران؛ mr.pakmanesh@isrc.ac.ir

[2] کارشناس محقق، پژوهشکده مواد و انرژی پژوهشگاه فضایی ایران؛ h.mesforoush@isrc.ac.ir

[3] کارشناس محقق، پژوهشکده مواد و انرژی پژوهشگاه فضایی ایران؛ b.nekouei@isrc.ac.ir

[4] کارشناس محقق، پژوهشکده مواد و انرژی پژوهشگاه فضایی ایران؛ mr.fazelparvar@isrc.ac.ir

[5] هیات علمی، پژوهشکده مواد و انرژی، پژوهشگاه فضایی ایران؛s.asghari@isrc.ac.ir

## چکیده

**در این پژوهش، فرآیند شناسایی، ارزیابی و ترمیم عیوب جوش در یک مخزن تحت فشار از نوع اتوکلاو صنعتیمورد بررسی قرار گرفت. در مراحل اولیه، کارشناسان ایمنی با انجام بازرسی چشمی (VT) وجود ناپیوستگی‌های سطحی در ناحیه جوش محیطی عدسی اتوکلاو را گزارش کردند. به‌منظور ارزیابی دقیق‌تر، آزمون رادیوگرافی صنعتی (RT) بر روی ناحیه جوش انجام شد که نتایج آن وجود چندین عیب داخلی از جمله تخلخل و عدم ذوب کامل (LOF) را نشان داد. با توجه به شدت عیوب، ناحیه معیوب به‌طور کامل برش خورده و مجدداً جوشکاری بر اساس دستورالعمل‌های استانداردASME Section VIII& IX انجام شد. پس از اتمام جوشکاری، آزمون RT مجدداً صورت گرفت که در برخی نواحی وجود عیوب جزئی مشاهده گردید؛ این نواحی توسط جوشکاراصلاح و بازپالایش شدند. در نهایت، برای تأیید کامل سلامت ناحیه ترمیم‌شده، آزمون التراسونیک (UT) زاویه‌ایبه‌عنوان روش ارزیابی نهایی انجام گرفت. نتایج این آزمونحاکی از حذف کامل ناپیوستگی‌ها و اطمینان از کیفیت مناسب جوش نهایی بود. این مطالعه ضمن در نظر گرفتن عوامل موثر بر کیفیت جوش،اهمیت اجرای مرحله‌ای بازرسی‌های غیرمخرب و انتخاب روش‌های مکمل RT و UT را در تضمین یکپارچگی سازه‌های فشاری نشان می‌دهد و می‌تواند به‌عنوان الگویی در فرآیند ترمیم و ارزیابی اتوکلاوهای صنعتی مورد استفاده قرار گیرد.**

**کلمات کلیدی: اتوکلاو تحت فشار، عیوب جوش، آزمون رادیوگرافی، آزمون آلتراسونیک، ترمیم جوش.**

## مقدمه

فرآیند جوشکاری یکی از پرکاربردترین و مهم‌ترین روش‌های اتصال دائم در صنایع فلزی به شمار می‌رود و امروزه در گستره‌ای وسیع از کاربردها، از ساخت تجهیزات سنگین و مخازن تحت فشار گرفته تا صنایع خودروسازی و هوافضا، مورد استفاده قرار می‌گیرد. هدف از جوشکاری ایجاد یک پیوند دائمی بین دو یا چند قطعه فلزی است، به‌گونه‌ای که ناحیه جوش از نظر خواص مکانیکی و متالورژیکی با فلز پایه سازگاری کامل داشته باشد. با این حال، فرآیند جوشکاری همواره با چالش‌هایی نظیر تمرکز حرارتی، تغییر فازهای ساختاری، تنش‌های پسماند و احتمال بروز ناپیوستگی‌ها همراه است. این عوامل در صورت کنترل‌نشدن می‌توانند منجر به افت استحکام، کاهش عمر کاری و در نهایت شکست سازه شوند[۱,۲] .

در میان کاربردهای گوناگون، جوشکاری در سیستم‌های تحت فشار از حساسیت ویژه‌ای برخوردار است. تجهیزات تحت فشار مانند بویلرها، مخازن ذخیره، مبدل‌های حرارتی و اتوکلاوها معمولاً در شرایط کاری شدید شامل فشارهای بالا، دمای زیاد و محیط‌های خورنده فعالیت می‌کنند. بروز هرگونه نقص یا ترک در این تجهیزات می‌تواند منجر به نشت، انفجار و خسارات جانی و مالی قابل‌توجه گردد. از این رو، کنترل کیفیت جوش در این‌گونه سازه‌ها نه‌تنها یک الزام فنی، بلکه یک ضرورت ایمنی است [۳].

انتخاب روش جوشکاری مناسب در ساخت یا تعمیر تجهیزات تحت فشار به عواملی مانند جنس فلز پایه، ضخامت، موقعیت جوش، و الزامات استاندارد بستگی دارد. در بین روش‌های مختلف، جوشکاری قوسی با الکترود دستی (SMAW)، جوشکاری قوسی تنگستن با گاز

محافظ(GTAW/TIG)، جوشکاری قوسی فلز با گاز محافظ (GMAW/MIG) و جوشکاری زیرپودری (SAW) بیشترین کاربرد را دارند.فرآیند SMAWبه دلیل سهولت در اجرا، قابلیت استفاده در شرایط میدانی و امکان کار در وضعیت‌های مختلف، معمولاً در تعمیرات و ساخت مخازن با ضخامت‌های متوسط استفاده می‌شود. در مقابل، روش GTAW به علت دقت بالا و کنترل حرارتی مناسب، در جوشکاری نواحی حساس مانند ریشه جوش و متریال‌های زنگ‌نزن کاربرد دارد. در پروژه‌های بزرگ صنعتی، به‌ویژه در ساخت تجهیزات سنگین، از فرآیند SAW به دلیل نرخ رسوب بالا و کیفیت یکنواخت استفاده می‌شود. انتخاب روش مناسب و اجرای صحیح آن تحت نظارت کدهای استاندارد، نقش مستقیمی در کاهش احتمال بروز عیوب جوش دارد [۴].

با وجود رعایت تمامی اصول جوشکاری، امکان ایجاد عیوب داخلی یا سطحی به‌صورت کامل قابل حذف نیست. عواملی مانند نوسان حرارتی، آلودگی سطحی، عدم تطابق فیلر با فلز پایه، یا خطای انسانی می‌توانند منجر به ایجاد ناپیوستگی‌هایی همچون تخلخل، آخال سرباره، ترک گرم یا سرد، نفوذ ناقص و ذوب ناقص شوند. در چنین شرایطی، استفاده از آزمون‌های غیرمخرب (NDT) برای تشخیص و ارزیابی این عیوب بدون آسیب به قطعه امری حیاتی است [۵].

بازرسی چشمی (VT) نخستین و ساده‌ترین روش NDT است که معمولاً در مراحل اولیه ساخت و پس از هر پاس جوش انجام می‌شود. در ادامه، آزمون‌های مایع نافذ (PT) و ذرات مغناطیسی (MT) برای شناسایی ترک‌ها و ناپیوستگی‌های سطحی به کار می‌روند. برای ارزیابی عیوب حجمی و زیرسطحی، روش‌های رادیوگرافی صنعتی (RT) و آلتراسونیک (UT) بیشترین دقت و کاربرد را دارند.در روشRT ، با استفاده از اشعه ایکس یا گاما از ناحیه جوش تصویربرداری شده و اختلاف چگالی ناشی از ناپیوستگی‌ها در فیلم آشکار می‌گردد. این روش برای شناسایی تخلخل‌ها و آخال‌های حجمی بسیار مؤثر است. در مقابل، روش UT مبتنی بر ارسال امواج فراصوت در قطعه است و با تحلیل بازتاب امواج، می‌توان ناپیوستگی‌های خطی و ترک‌ها را با دقت بالا شناسایی کرد. ترکیب این دو روش، تصویری کامل از سلامت جوش فراهم می‌کند و در صنایع حساس نظیر نیروگاه‌ها و پتروشیمی به‌صورت هم‌زمان مورد استفاده قرار می‌گیرد. با توجه به حساسیت بالای تجهیزات تحت فشار، به‌ویژه در محیط‌های کاری با فشار و دمای بالا، اجرای دقیق آزمون‌های غیرمخرب و پیروی از دستورالعمل‌های ASME اهمیت حیاتی دارد [۶].

استاندارد ASME Boiler and Pressure Vessel Code به‌عنوان معتبرترین مرجع بین‌المللی در طراحی، ساخت و بازرسی مخازن تحت فشار، مجموعه جامعی از الزامات ایمنی را در بخش‌های مختلف خود ارائه می‌دهد. مطابق ASME Section VIII, طراحی و ساخت مخازن تحت فشار باید با رعایت جزئیات دقیق هندسی، انتخاب متریال مناسب و اجرای جوشکاری استاندارد انجام شود. همچنین Section V روش‌های آزمون‌های غیرمخرب مانند رادیوگرافی و آلتراسونیک را برای کنترل کیفیت جوش تشریح کرده و Section IX الزامات مربوط به صلاحیت فرآیندهای جوشکاری (WPS, PQR) و جوشکاران را مشخص می‌کند. توجه هم‌زمان به این سه بخش، تضمین‌کنندهیکپارچگی مکانیکی، ایمنی عملیاتی و کیفیت ساخت مخازن تحت فشار محسوب می‌شود [۳-۴].

یکی از مهم‌ترین نواحی در ساخت مخازن تحت فشار، اتصال عدسی به بدنه است که از نظر تمرکز تنش و حساسیت ساختاری اهمیت ویژه‌ای دارد. در اتوکلاوهای صنعتی نیز عدسی توروسفریکال (Torispherical) به دلیل شکل هندسی خود معمولاً محل بیشترین تجمع تنش‌های ناشی از فشار داخلی و تغییرات دمایی است. کوچک‌ترین ضعف در جوش این ناحیه می‌تواند پیامدهای جدی نظیر تغییر شکل، نشتی،یا حتی شکست ناگهانی مخزن را به دنبال داشته باشد. به همین دلیل، استانداردهای ASME این ناحیه را ازجمله نقاط بازرسی بحرانی معرفی کرده و بر لزوم انجام آزمون‌های دقیق و چندمرحله‌ای برای تأیید کیفیت جوش آن تأکیددارند [۳].

در پروژه‌های تعمیراتی و ارزیابی سلامت تجهیزات تحت فشار، انتخاب صحیح روش‌های آزمون غیرمخرب (NDT) نقش بسیار کلیدی ایفا می‌کند. برخلاف شرایط ساخت اولیه، در تعمیرات معمولاً با محدودیت‌هایی نظیر دسترسی دشوار، ناپیوستگی‌های پیچیده، و احتمال وجود عیوب ترکیبی مواجه هستیم. از این‌رو ترکیب روش‌های مکمل مانند رادیوگرافی (RT) برای تشخیص عیوب حجمی و آلتراسونیک (UT) برای شناسایی عیوب مسطح، عنصری ضروری در کنترل ایمنی محسوب می‌شود. در صورتی که روش NDT با ماهیت عیبیا ساختار جوش متناسب نباشد، امکان عدم کشف نقص‌های بحرانی وجود دارد که می‌تواند خطرات جدی در بهره‌برداری ایجاد کند.

## موادوروشپژوهش

در مطالعه حاضر، تجهیز مورد بررسییک اتوکلاو صنعتیبه حجم حدودی ۴ متر مربع با بدنه‌ای از جنس ASTMA۲۸۳ به ضخامت ۶ میلیمتردر ناحیه پوسته و ۵ میلیمتر در عدسی از نوع عدسیTorisphericalبا فشار کاری ۵ بار می‌باشدکه در فرآیند پخت مواد کامپوزیتی مورد استفاده قرار می‌گیرد. علت توقف دستگاه، انجام بازرسی‌های دوره‌ای برای دریافت گواهی سلامت بوده است که طی آن شرکت ناظر وجود ناپیوستگی‌هایجوشی در

ناحیه اتصال عدسی به بدنه را گزارش کرده است. اهمیت این ناحیه و حساسیت عملکردی اتوکلاو، ضرورت انجام مراحل تکمیلی شامل RT، UT و نهایتاً تعمیر و بازجوشی را اجتناب‌ناپذیر کرد.

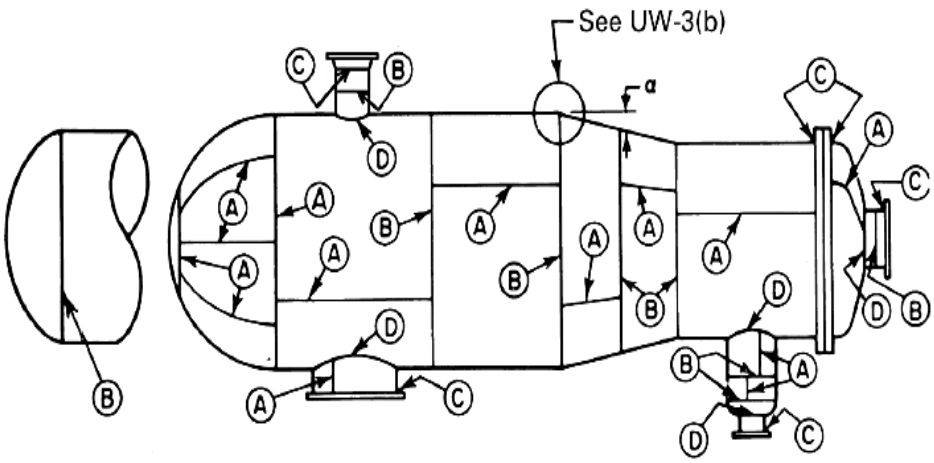
## نتایجوبحث

پس از دمونتاژ کامل اتوکلاو و جداسازی پوسته داخلی از محفظه اصلی، امکان دسترسی مستقیم به تمام خطوط جوش محیطی و طولی فراهم شد؛ موضوعی که در شکل‌هایشکل ۱شکل ۲قابل مشاهده است. در این مرحله، بازرسی اولیه را مطابق الزامات ASME Section V – Article 9 انجام شد.

**شکل 1: خطوط جوش محیطی اتوکلاو**

**شکل 2: خطوط جوش طولی اتوکلاو**

در جریان بازرسی چشمی، سطح جوش‌ها از نظر وجود ناپیوستگی‌های سطحی شامل بریدگی کناره، پاشش جوش و نامنظمی در شکل پاس‌ها به‌دقت بررسی شد. علاوه بر آن، یکنواختی توزیع پاس‌ها و کیفیت ذوب در لایه‌های سطحی ارزیابی گردید تا هرگونه نشانه‌ای از ضعف در نفوذ یا ذوب نامناسب شناسایی شود. کارشناسان همچنین به‌دنبال نشانه‌های تخلخل باز و ناپیوستگی‌های خطی سطحی بودند که می‌تواند نشان‌دهنده عیوب زیرسطحی جدی‌تر باشد. در نهایت، در نواحی مشکوک، کیفیت آماده‌سازی لبه‌ها و شرایط هندسی اتصال نیز به‌صورت دقیق کنترل شد تا عوامل احتمالی ایجاد نقص در فرآیند جوشکاری مشخص گردد.با توجه به اینکه بخش اتصال عدسی Torispherical به بدنه یکی از نواحی بحرانی در مخازن تحت فشار به شمار می‌رود، تصمیم بر آن شد که برای ارزیابی دقیق‌تر وضعیت داخلی جوش، آزمون رادیوگرافی به‌عنوان تست تکمیلی در دستور کار قرار گیرد. این تصمیم بر اساس الزامات ASME Section VIII, UW-11(a) و اصول انتخاب روش NDT مطابق ASME Section V, Article 1 اتخاذ گردید. به طور خلاصه می‌توان گفت بند UW-11(a)در بخش فرعی Welding (UW) از استاندارد ASME BPVC Section VIII Division 1الزامات مربوط به بازرسی‌های غیرمخربرا برای اتصالات جوشی مخازن تحت فشار تشریح می‌کند. این بند مشخص می‌کند که برای کدام دسته از اتصالات جوشی، انجام رادیوگرافی (RT) یا آزمون اولتراسونیک (UT) ضروری، اختیاری یا غیرضروری است. اهمیت این بند در آن است که میزان بازرسی‌های اجباری، به‌طور مستقیم بر ضریب کارایی اتصال یا همان (Joint Efficiency)و در نتیجه ضخامت طراحی پوسته و عدسی تأثیر می‌گذارد [۳]. طبقUW-11(a)، جوش‌های درز طولی در رده‌بندی Category A از حساسیت بالاتری برخوردار بوده و معمولاً نیازمند رادیوگرافی کامل هستند، در حالی که جوش‌های محیطی Category Bدر صورت تحقق شرایط مشخص‌شده (مانند ضخامت، فشار طراحی و روش ساخت)، ممکن است تحت رادیوگرافی کامل، موضعی یا عدم نیاز به RT قرار گیرند. بند مذکور همچنین بین گزینه‌های Full RT، Spot RT و بدون RT تمایز قائل شده و معیارهای مشخصی برای انتخاب هر یک ارائه می‌دهد.شایان ذکر است بند UW-3 در ASME Section VIII Division 1، اتصالات جوشی مورد استفاده در مخازن تحت فشار را به‌صورت ساختاری و عملکردی طبقه‌بندی می‌کند. هدف اصلی این بند، ایجاد یک چارچوب یکنواخت برای تعیین الزامات مربوط به نوع آزمون‌های غیرمخرب، سطوح بازرسی مورد نیاز و تاثیر اتصال در محاسبات ضخامت و تنش است.بر اساس این بند، تمامی اتصالات جوشی مطابق شکل۳در چهار دسته A، B، Cو D طبقه‌بندی می‌شوند که هر دسته بیانگر میزان مشارکت اتصال در تحمل تنش‌های اصلی مخزن است. اتصالات طولی در Category Aبالاترین سطح اهمیت را داشته و معمولاً نیازمند بیشترین سطح کنترل کیفی هستند. Category B تنش کمتری دارد ولی همچنان تأثیر مستقیم بر استحکام مخزن می‌گذارد. دسته‌های C و D بیشتر مربوط به اجزای فرعی مانند نازل‌ها و فلنج‌ها بوده و اهمیت تنشی کمتری دارند. این بند پایه اصلی بسیاری از الزامات دیگر در بخش‌هایUW-11 (آزمون رادیوگرافی)، UW-12 (کارایی اتصالات) و UG-27 (محاسبات ضخامت پوسته) است.




**شکل 3: شماتیک مربوط به محلCategories A, B, C, and D**در بند **UW-3** [۳].

به‌منظور ارزیابی دقیق وضعیت جوش‌های محیطی و طولی اتوکلاو، آزمون رادیوگرافی مطابق الزامات ASME Section V – Article 2انجام شد. پس از علامت‌گذاری کامل نواحی مورد آزمون(شکل‌هایشکل 4شکل ۵شکل ۶)، فیلم‌های رادیوگرافی در امتداد خطوط جوش نصب شدند. فرآیندی که در این تصاویر ثبت‌شده اند شامل چسباندن دقیق فیلم‌ها، تثبیت موقعیت آن‌ها و آماده‌سازی برای پرتودهی می‌باشد [۶,۷].

**شکل 4: علامت گذاری خطوط جوش محیطی عدسی انتهایی اتوکلاو**

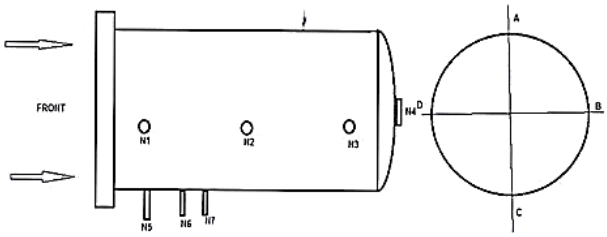
**شکل 5: علامت گذاری خطوط طولی جوش محفظه اصلی اتوکلاو**

**شکل 6: فرآیند چسباندن فیلم‌های رادیوگرافی.**

در انتخاب منبع پرتوزا، فاصله کانونی–فیلم و نحوه انجام تصویربرداری، تمامی الزامات استانداردی شامل بندهای T-222تا T-226 برای انتخاب منبع و کنترل فاصله، T-274برای نحوه قرارگیری فیلم و T-277برای تعیین نوع و محل قرارگیری شاخص حساسیت (IQI) رعایت شد. پس از پرتودهی و انجام پردازش فیلم طبق بند T-280، کیفیت چگالی و وضوح تصویر نیز مطابق بند T-291ارزیابی شد تا شرایط لازم برای تحلیل دقیق فراهم گردد [۶]. برای ارزیابی سلامت جوش‌ها، فیلم‌های تأییدشده بر اساس معیارهای پذیرش و رد تعریف‌شده در ASME Section VIII, Division 1 – UW-51و Mandatory Appendix 12بررسی شدند. مطابق این بند، وجود ترک در هر اندازه، عدم ذوب و نفوذ ناقص،

تخلخل تجمعی، و سرباره‌محبوس در ابعاد بیش از حد مجاز، از جمله عیوبی هستند که به‌طور قطعی موجب رد اتصال جوشی می‌شوند. همچنین محدودیت‌های ابعادی مربوط به عیوب حجمی بر اساس Mandatory Appendix 4مورد توجه قرار گرفت؛ از جمله حداکثر طول تخلخل منفرد □حدود ۳ میلی‌متر□و مجموع طول عیوب در بازه ۱۲ برابر ضخامت جوش. علاوه بر این، طبق ضوابط ASME، هرگونه نشانه خطی صرف‌نظر از طول آن، غیرقابل‌قبول محسوب می‌شود [۳].

در مرحله نخست بررسی نتایج، اندازه‌گیری ضخامت بدنه و عدسی مطابق آنچه در شکل۷ارائه شده است، نشان داد که ضخامت پوسته در تمامی نقاط اندازه‌گیری‌شدهیکنواخت بوده و هیچ‌گونه نشانه‌ای از خوردگی، فرسایشیا کاهش ضخامت مشاهده نشد. این نتایج تأیید می‌کند که بدنه اصلی و عدسی از نظر سلامت متریالی فاقد مشکل بوده و چالش اصلی مربوط به کیفیت جوشکاری است، نه وضعیت ضخامت یایکپارچگی فلز پایه.




TEST SEQUENCE : ■INSERVICE □CONSTRUCTION □ROW MATERIAL
TEST SEQUENCE : □GRINDING □MACHINING ■BRUSHING

EQUIPMENT

| | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| Instrument Maker : | AMITARI | Type : | AT-140-T3 | Serial No : | NY-01-108 |
| Probe Maker : | Size : 10mm | Transducer : | T/R | Frequency : | 5 MHZ |
| Calibration Block : | Step Wedge | Couplant : | | | Poly Gell |

DESCRIPTION

| LOCATION | | Axis A(0°) | B(90°) | C(270°) | D(360°) | UNIT(mm) | Result | Remark |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Front Head | Point 1 | | | | | | Acc | |
| | Point 2 | | | | | | Acc | |
| | Point 3 | | | | | | Acc | |
| | Point 4 | | | | | | Acc | |
| | Point 5 | | | | | | | |
| Chamber | Point 1 | 5.05 | 5.04 | 5.08 | 5.03 | | Acc | |
| | Point 2 | 5.05 | 5.05 | 5.14 | 5.05 | | Acc | |
| | Point 3 | 5.06 | 5.06 | 5.06 | 5.05 | | Acc | |
| | Point 4 | 5.06 | 5.07 | 5.1 | 5.04 | | Acc | |
| | Point 5 | | | | | | | |
| | Point 6 | | | | | | | |
| | Point 7 | | | | | | | |
| Rear Head | Point 1 | 6.02 | 6 | 6.01 | 5.99 | | Acc | |
| | Point 2 | 5.15 | 5.94 | 6.01 | 6.05 | | Acc | |
| | Point 3 | | | | | | | |
| | Point 4 | | | | | | | |
| | Point 5 | | | | | | | |
| Nozzles | N1-1/2" | | | | | | Acc | |
| | N2-1/2" | | | | | | Acc | |
| | N3-1/2" | | | | | | Acc | |
| | N4 | | | | | | Acc | |
| | N5-2" | | | | | | Acc | |
| | N6-1" | | | | | | Acc | |
| | N7-1" | | | | | | Acc | |

**شکل7:بخشی از گزارش ضخامت سنجی**

تحلیل فیلم‌های رادیوگرافی ناحیه اتصال عدسی به بدنه، که در شکل‌هایشکل ۸ وشکل ۹نمایش داده شده‌اند، نشان داد که بخش‌هایی از جوش محیطی دارای عیب Lack of Fusion (LOF) هستند. این عیب به‌صورت خطوط تیره و ممتد در امتداد مرز ذوب ظاهر شده و بیانگر آن است که فلز جوش در این نواحی به‌طور کامل به فلز پایهیا پاس‌های قبلی متصل نشده است. طبق استاندارد ASME Section VIII, Division 1 بند UW-51 ، هرگونه نشانه LOF در هر اندازه‌ای از عیوب غیرقابل‌قبول بوده و باید به‌صورت قطعی رد شود. علت سخت‌گیری استاندارد در این خصوص، ماهیت خطی LOF است که آن را در زمره خطرناک‌ترین انواع ناپیوستگی‌ها قرار می‌دهد و احتمال رشد ترک و گسیختگی را در مخازن تحت فشار به‌شدت افزایش می‌دهد [۳,۸].

فرآیند بررسی همچنین نشان داد که در جدول ثبت شده در شکل ۹،چندین موقعیت محیطی در امتداد جوش اتصال عدسی دارای LOF هستند و این ناپیوستگی در طول قابل توجهی از محیط اتصال تکرار شده است. این موضوع احتمالاً ناشی از عواملی نظیر حرارت ناکافی، زاویه نامناسب تورچ، سرعت بیش از حد جوشکاری، آلودگی سطح یا آماده‌سازی نامناسب لبه بوده است. چنین شرایطی باعث می‌شود فلز جوش فرصت کافی برای ایجادذوب کامل و اتصال متالورژیکی مناسب با فلز پایه پیدا نکند. از آنجا که اتصال عدسی Torispherical به بدنه یکی از حساس‌ترین نواحی در مخازن تحت فشار است و بیشترین تمرکز تنش در این ناحیه رخ می‌دهد، وجود LOF می‌تواند موجب افت شدید مقاومت مکانیکی شده و حتی در فشارهای کاری پایین نیز خطر گسیختگی را افزایش دهد.

بررسی نهایی فیلم‌ها نشان داد که هرچند ضخامت بدنه اصلی بدون مشکل بوده، اما وجود LOF در نواحی متعدد از جوش محیطی موجب رد کامل جوش بر اساس استانداردهایASME Section VIII شده است. با توجه به اینکه عیوب مشاهده‌شده از نوع خطی و غیرقابل‌قبول بوده‌اند و هیچ

سطحی از LOF حتی در ابعاد کوچک قابل پذیرش نیست، نتیجه آزمون RT به‌صورت Reject اعلام شد. بر این اساس، ناحیه معیوب به‌طور کامل برش داده شد، لبه‌ها مطابق الزامات استانداردی مجدداً آماده‌سازی شدند، و فرآیند جوشکاری طبق WPS معتبر دوباره انجام گرفت. همچنینلازم گردید که پس از انجام جوشکاری اصلاحی، آزمون‌های نهایی NDT مجدداً اجرا شود تا سلامت اتصال به‌صورت کامل تأیید گردد.

**ترتیب اقدامات بازرسی**

| شرح | نتیجه بازرسی و اقدام | پذیرش | رد |
|---|---|---|---|
| جوشکاری ها | مطابق گزارش رادیو گرافی درز جوش محیطی دارای عیب می باشد. | | ✓ |
| خوردگی سطح داخلی پوسته | با توجه به نتیجه ضخامت سنجی خوردگی ندارد. | ✓ | |
| خوردگی سطح داخلی عدسی | با توجه به نتیجه ضخامت سنجی خوردگی ندارد. | ✓ | |
| اتصالات داخلی | مورد تایید است. | ✓ | |
| وضعیت رنگ داخلی | مورد تایید است. | ✓ | |
| وضعیت نازل ها و دریچه های ورودی | مورد تایید است. | ✓ | |
| شرایط اتصالات کوچک (تست چکش) | مورد تایید است. | ✓ | |
| شرایط خارجی مخزن | مورد تایید است. | ✓ | |
| وضعیت رنگ خارجی | مورد تایید است. | ✓ | |
| وضعیت پایه ها | مورد تایید است. | ✓ | |
| شیر اطمینان | | – | |
| فشار سنج | | – | |
| حداقل و حداکثر ضخامت پوسته | حداقل ۵ و حداکثر ۵.۱ میلیمتر است. | ✓ | |
| حداقل و حداکثر ضخامت عدسی | حداقل ۵.۹ و حداکثر ۶.۰۱ میلیمتر است. | ✓ | |
| آزمایش هیدرواستاتیک | انجام نشد. | ـــ | |

یادداشت : درز جوش محیطی در سگمنت عیب با روش مناسب تعمیر شود.

**شکل 8:بخشی از گزارش بازرسیفنی**

| اطلاعات اعلام شده توسط مشتری | | | | | | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ITEM NAME: AUTOCLAVE | | | | | ACC. CRITERIA : ASME SEC VIII STAN./PROCEDURE SPEC. NO : ASME SEC V | | | | | | SOURCE TYPE & SIZE : Ir192 (3 mm) | | |
| DWG NO :--- | | | | | FILM TYPE &SIZE: FUJI 50 (W=10) | | | | | | SOURCE ACTIVITY/KV: 23 Ci X-RAY mA: | | |
| PRODUCTION METHOD : WELDING PROCESS: SMAW | | | | | INTENSIFYING SCREEN : LEAD 0.004 " | | | | | | EXPOSURE TIME: --- | | |
| MATERIAL : C.S EDGE PREPARATION: V | | | | | DENSITY : 2.5~2.9 | | | | | | RT TECH. : SWSI | | |
| HEAT TREATMENT: - TEST SEQUENCE: IN SERVICE | | | | | I.Q.I: 10~16 Fe DIN SSWI : NO. 15 | | | | | | SFD (FFD) : 1/20D , 50 cm | | |
| | | | | | FILM PROCESS TYPE: MANUAL PROCESS TEMP.: 25°C | | | | | | POD: ave47% (refer to back of paper) | | |
| Row | Item Description | JOINT No. | Ref. Report No. | Film No. | Welder No | Pipe Dia. | Thk. (mm) | Discontinuity | | RESULT | | | | REMARKS |
| | | | | | | | | TYPE | LOCATION & SIZE | ACC. | R/P | R-R | R/S | |
| 1 | CAP TP SHELL CIRCUMFERENTIAL WELD | CW1 | - | 1×390 | - | - | 7.0 | LOF | cm 0~8 , 24~28 , 35~46 , 55~59 , 83~90 , 109~112 , 130~150 , 179~188 , 212~246 , 270~319 , 324~327 , 340~347 | - | √ | - | - | " |
| 2 | SHELL LONGITUDINAL WELD | LW1 | - | 5×40 | - | - | 7.0 | - | - | √ | - | - | - | " |
| 3 | | | | | | | | | | | | | | |
| 4 | | | | | | | | | | | | | | |
| 5 | | | | | | | | | | | | | | |
| 6 | | | | | | | | | | | | | | |

**شکل 9:بخشی از گزارش آزمون رادیوگرافی**

برای ترمیم نواحی دارای LOF از روش جوشکاری دستی با الکترود (SMAW) استفاده شد. این روش به دلیل قابلیت اجرا در شرایط محدود و کنترل آسان پاس‌های جوش برای سطوح ضخیم و حساس، انتخاب گردید. تمامی مراحل جوشکاری مطابق با Welding Procedure Specification (WPS)تأیید شده و الزامات ASME Section IXانجام شد. پارامترهای اصلی جوشکاری شامل جریان، ولتاژ، زاویه و سرعت حرکت الکترود، پیش‌گرم و پس‌گرم، و کنترل بین‌پاس (Interpass Cleaning) تعیین و رعایت شدند تا از ایجاد عیوبی نظیر عدم ذوب مناسب جلوگیری شود.شکل ۱۰ نمایی از فرآیند باز اصلاح جوش را نشان می¬دهد [۴].

با توجه به گستردگی نواحی دارایLOF، تصمیم بر آن شد که کلیه بخش‌های جوش حذف شوند. همچنین برای جلوگیری از تغییر شکل عدسی در صورت جداسازی کامل، عدسی ابتدا به چهار ربع تقسیم شد و فرآیند بازجوشی به صورت ضربدری انجام گرفت.یک ربع کامل از ناحیه جوش از داخل

و بیرون پاک‌سازی و بازجوشی شد و سپس ربع روبه‌روی آن به همان روش اصلاح گردید.این روش به حفظ هندسه عدسی و کاهش تنش‌های حرارتی کمک کرد و از تغییر شکل یا آسیب به سازه جلوگیری نمود.

**شکل10: فرآیند جوشکاری مجدد بر روی اتوکلاو**

پارامترهای اصلی جوشکاری مطابق WPS شامل جریان، ولتاژ، سرعت حرکت جوش، زاویه تورچ و الکترود و نوع گاز محافظ بود.کنترل بین‌پاس (Interpass)با تمیزکاری کامل انجام شد و پیش‌گرم و پس‌گرم مطابق WPS و ASME Section IX اعمال گردید تا تنش‌های حرارتی کاهش یابد و ترک‌خوردگی جلوگیری شود.پس از تکمیل فرآیند بازجوشی، آزمون‌های غیرمخرب شامل رادیوگرافی و آلتراسونیکبر روی نواحی اصلاح شده انجام شد. شایان ذکر است که با توجه به کد UW51-(a)(4) و UW51-(b)،امکان استفاده از آزمون آلتراسونیک برای ضخامت‌های مساوی و بالاتر از ۶ میلیمتر مطابق با قیود تعیین شده در Mandatory Appendix 12 و سایر بخش های کدهای ذکر شده از جمله در موارد تعمیر و اصلاح جوش وجود دارد. لذا مرحله سوم آزمون که شامل دو بخش جزیی بود توسط آزمون آلتراسونیک صورت پذیرفت. در نهایت نتایج نشان داد که جوش‌ها سالم و فاقد عیب هستند و نواحی اصلاح شده از لحاظ کیفیت جوش مورد تأیید می‌باشند[9].در مرحله پایانی، اتوکلاو رنگ‌آمیزی و قطعات جانبی دمونتاژ شده مجدداً نصب شدند. گواهی سلامت و تأیید صلاحیت نهایی توسط شرکت مجری بخش جوش، صادر گردید که تضمین‌کننده عملکرد ایمن و مطمئن این تجهیز است.

## نتیجه گیری و جمع بندی

نتایج این مطالعه نشان داد که ترکیب بازرسی مرحله‌ای و استفاده هدفمند از روش‌های مکمل آزمون‌های غیرمخرب برای ارزیابی اتصالات بحرانی در مخازن تحت فشار، نقش اساسی در تضمین سلامت سازه دارد. بازرسی چشمی اولیه نشانه‌هایی از ناپیوستگی سطحی را آشکار کرد، اما تنها پس از انجام رادیوگرافی بود که وجود عیوب خطی و خطرناک از نوع عدم ذوب (LOF) در بخش‌های متعددی از جوش اتصال عدسی Torispherical به بدنه تأیید شد. بر اساس الزامات ASME Section VIII، وجود چنین عیوب خطی غیرقابل‌قبول است و به همین دلیل فرآیند بازجوشی کامل مطابق استاندارد ASME Section IX در نظر گرفتن عوامل موثر بر کیفیت جوشانجام گرفت. نتایج آزمون‌های پس از تعمیر، شامل RT تکمیلی و UT نهایی، نشان داد که ناپیوستگی‌ها به‌طور کامل حذف شده و کیفیت جوش در تمامی نواحی مورد تأیید است. این پژوهش به‌خوبی نشان می‌دهد وجود حتی مقادیر محدود LOF که می‌تواند ریسک قابل‌توجهی در سازه‌های تحت فشار ایجاد کند با بهره‌گیری از یک رویکرد نظام‌مند شامل شناسایی، آماده‌سازی دقیق لبه‌ها، جوشکاری تحت شرایط کنترل شده و کنترل کیفی مرحله‌به‌مرحله می‌تواند یکپارچگی سازه را تامین کند.

**مراجع**

[1] Hellier, C. Handbook of Nondestructive Evaluation, McGraw-Hill Education, 2nd Edition, 2013.
[2] ASM International. Metals Handbook – Volume 17: Nondestructive Evaluation, ASM International, 2002.
[3] ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section VIII, Division 1 – Rules for Construction of Pressure Vessels, ASME, Latest Edition.
[4] ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section IX – Welding, Brazing, and Fusing Qualifications, ASME, Latest Edition.
[5] ISO 5817: Welding — Fusion-welded joints in steel — Quality Levels for Imperfections.
[6] ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section V – Nondestructive Examination, American Society of Mechanical Engineers, Latest Edition.
[7] ISO 17636-1: Non-destructive Testing of Welds – Radiographic Testing – Part 1: Film Techniques, International Organization for Standardization.
[8] R. S. Choudhury, “Detection and Characterization of Lack of Fusion Defects in Welded Joints Using Radiography and Ultrasonic Testing”, Journal of Materials Processing Technology, vol. 209, 2009.
[9] ISO 17640: Non-destructive Testing of Welds – Ultrasonic Testing Techniques, Testing Levels, and Assessment.

# تاثیر عملیات حرارتی دو مرحله‌ای بر مقاومت به خوردگی بین‌دانه‌ای فولاد زنگ‌نزن AISI 321 جوشکاری شده برای سرویس در دمای بالا (راکتور)

**حسین جعفری[1]، حسن سرزعیم[2]**

[1]دکترای مواد و متالوژی، شرکت مهندسی و ساخت چمان؛hja@chamaan.com

[2]کارشناس ارشد مهندسی بازرسی فنی، هواپیمایی جمهوری اسلامی ایران(هما) ؛ Sarzaeim@iranair.com

## چکیده

فولادهای زنگ نزن آستنیتی تثبیت شده به خاطر مقاومت به خوردگی بین دانه ای بالا و همچنین خواص مکانیکی خوب از جمله مقاومت به خزش و استحکام کششی مناسب و از طرفی به دلیل چقرمگی بالای فاز آستنیت و جذب انرژی بالای شکست در دماهای زیر صفر، کاربرد عمده ای در ساخت تجهیزات تحت فشار دما بالا و برودتی دارند. از جمله مصارف استراتژیک این نوع از فولادهای زنگ‌نزن، استفاده در ساخت اجزاء داخلی راکتورهای آب سبک و سنگین می باشد. از آنجا که فرایندهای جوشکاری باعث بوجود آمدن تنش های پسماند، فازهای ثانویه، تغییر حالت های فازی و عیوب ناشی از جوشکاری می شوند و ناحیه متاثر از حرارت نیز که در محدوده دمایی رسوب و انحلال کاربیدها و فازهای ثانویه حرارت می بیند باعث کاهش خواص اتصالات جوشکاری شده و به تبع آن کاهش عمر مفید منطقه جوش در مقایسه با فلز پایه می شوند.در این مقاله،خوردگی بین‌دانه‌ای در مقاطع جوشکاری شده فولاد زنگ نزن آستنیتیAISI321 را مورد بررسی قرار گرفت. به منظور بررسی حساسیت به خوردگی بین‌دانه‌ای از آزمایش اسید اگزالیک مطابق با استاندارد ASTM A262 و منحنی های پولاریزاسیون سیکلی که توسط دستگاه پتانسیو دینامی رسم شده بود استفاده شد.پس از جوشکاری، چندین عملیات پسگرم بر روی فولاد انجام شدو تاثیر آنها روی کاهش حساسیت به خوردگی بین دانه ای مورد مطالعه قرار گرفت.طبق بررسی‌ها در فولاد جوشکاری شده هنگامی که تحت عملیات محلول سازی در دمای 1050 درجه سانتیگراد به مدت 3 ساعت و پایدارسازی در دمای 900 درجه سانتیگراد به مدت 5 ساعت قرار گرفت، به دلیل انحلال فاز دلتا فریت و رسوبات مضر حین جوشکاری و همچنین رسوب حداکثری کاربید تیتانیوم ، بهبود مقاومت به خوردگی بین دانه ای در هر سه منطقه فلز پایه، فلز جوش و ناحیه متاثر از حرارت، رخ می‌دهد.

**کلمات کلیدی:** فولاد زنگ‌نزن؛ دما بالا ؛ راکتور ؛ انحلال کاربید ؛ خوردگی بین‌دانه‌ای ؛ رسوب کاربید تیتانیوم؛عملیات حرارتی

## 1. مقدمه

فولاد زنگ نزن آستنیتی یک آلیاژ آهن-کروم-نیکل، شامل 18-30 درصد وزنی کروم، 8-20 درصد وزنی نیکل، 0.03-0.1 درصد وزنی کربن می باشد. وجود چنین ترکیب شیمیایی باعث پایداری ساختار آستنیتی در دمای محیط می شود. این نوع فولادها به طور گسترده در صنایع مختلف از جمله صنایع غذایی، شیمیایی، دارویی و ساختمانی مورد استفاده قرار می گیرند. وجود مقادیر بالایی از کروم در این فولادها، باعث مقاومت عالی آنها در برابر خوردگی می شود. بطوریکه حتی این فولادها را می‌توان برای ساخت زیر دریایی هسته ای نیز استفاده کرد. با وجود این، حضور منطقه فقیر شده از کروم به دلیل رسوب کاربید کروم در مجاورت مرزدانه ها می تواند باعث حساس شدن فولادهای زنگ نزن آستنیتی شده و تمایل به خوردگی شدید بین دانه ای افزایش می یابد[1].

حداقل درصد کروم برای مقاومت به خوردگی 10.5 درصد وزنی است بنابراین اکثر فولادهای زنگ نزن حاوی 17-18 درصد وزنی کروم می باشند، زیرا پسیو شدن با حضور غلظت بالای 17 درصد وزنی، افزایش می یابد. با توجه به اینکه کروم پایدار کننده فریت است بنابراین نیکل برای پایدار کردن ساختار آستنیتی در تمام دماها به فولاد اضافه می شود. دیگر عناصر آلیاژی همانند مولیبدن، تیتانیوم و منگنز ممکن است برای بهبود خواص مکانیکی فولاد، در آلیاژ حضور داشته باشند. در فولادهای زنگ نزن آستنیتی پایدار شده نظیر 321 و 347 عناصری مانند تیتانیوم، نئوبیوم و تانتالیوم حضور دارند. انرژی آزاد منفی این عناصر برای تشکیل کاربیدهایشان بسیار بیشتر از کروم است. بنابراین حضور این عناصر منجر به ترکیب سریع آنها با کربن شده و در نتیجه کروم بصورت محلول جامد باقی می ماند [2].

### 1.1- حساسیت

حساسیت به مفهوم از بین رفتن مقاومت به خوردگی است. این پدیده در فولاد زنگ نزن آستنیتی که به آهستگی از دمای آنیل محلولی سرد شود یا اینکه دوباره در محدوده دمایی 500-800 درجه سانتیگراد گرم شود، ممکن است اتفاق بیفتد. حساسیت با رسوب کاربیدهای غنی از کروم همانند $M_{23}C_6$ یا $M_7C_3$ طی عملیات حرارتی معین در طول مرزدانه ها در ارتباط است. M نشان دهنده اتم های فلز (به طور عمده کروم) می باشد. در طی رسوب کاربید، کربن بین نشین می تواند سریعا به مرز دانه ها نفوذ کند[11]. بر خلاف کربن، عنصر کروم آهسته تر نفوذ کرده بنابراین با تشکیل کاربید کروم در مرزدانه ها در اطراف کاربیدها مناطق تخلیه شده از کروم تشکیل می شود.بنابراین فولاد دچار کمبود کروم در محل مرزدانه شده و به مدت طولانی نمی تواند در مقابل خوردگی مقاومت کند. در این حالت گفته می شود که فولاد حالت حساس شده دارد و خوردگی ایجاد شده از نوع بین دانه ای است.

طی فرایند جوشکاری، هنگامیکه مناطق نزدیک جوش در ناحیه متاثر از حرارت در محدوده دمایی حساس شدن گرم می شوند، فقیر شدن از کروم اتفاق خواهد افتاد و نمونه به حمله بین دانه ای حساس خواهد شد. این نوع خوردگی که به خاطر حساس شدن در طی جوشکاری رخ می دهد را پوسیدگی جوش گویند[3].

در فولادهای زنگ نزن آستنیتی پایدار شده،کاربیدهای تیتانیم و نئوبیوم در منطقه نزدیک به خط جوش حل شده و در طی پاس های بعدی جوشکاری و یا در طی تنش زدایی شرایط لازم برای تشکیل کاربید کروم در منطقه HAZ فراهم می شود. منطقه ای که رسوب کاربید کروم پس از جوشکاری فولادهای نوع 321 و 347 در آن دیده شده، بسیار نازک است. وجود منطقه ای باریک در مجاورت موضع جوش که درآن کاربید کروم تشکیل شده باعث ایجاد حساسیت در منطقه ای باریک و ایجاد نوع خاصی از خوردگی به نام خوردگی شیار چاقویی می‌شود[9].

با توجه به مشکلاتی که برای این نوع از فولاد زنگ نزن در حین جوشکاری و یا در زمان استفاده در دماهای بالا ( 500-800) اتفاق می افتد در این تحقیق سعی شده به کمک عملیات حرارتی دو مرحله ای از وقوع این مشکلات جلوگیری شود. در این تحقیق تاثیر دماها و زمان های مختلف در هر دو مرحله محلول سازی و پایدارسازی مورد بررسی قرار گرفت تا بهترین دما و زمان در هر دو مرحله که کمترین میزان رسوب کاربید کروم در مرزدانه و بیشترین رسوب کاربید تیتانیوم در فلز پایه و کاربید نئوبیوم در فلز جوش ایجاد کند بدست آید.

## 2. مواد و روش پژوهش

فلز پایه مورد استفاده در این تحقیق از ورق فولاد زنگ نزن آستنیتی نوع AISI 321 به ابعاد 6000×1500×15 میلیمتر ساخت کارخانه ایتالیایی S.A ACERINOX، در دو قطعه در ابعاد300×150 میلیمتر بریده شده است. ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی این ورق در جدول زیر آمده است.

**جدول (1)**- ترکیب شیمیایی فلز پایه (درصد وزنی)

| | C | Cr | Mn | N | Ni | P | S | Si | Ti Max |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| استاندارد | 0/08 | 17/19-00/00 | 2/0 | 0/10 | 9/12-00/00 | 0/045 | 0/03 | 0/75 | 0/7 |
| فلز پایه نمونه | 0/035 | 17/30 | 0/64 | 0/02 | 9/08 | 0/032 | 0/002 | 0/58 | 0/299 |

**جدول (2)**-خواص مکانیکی فلز پایه

| $R_p0/\%2$ $N/mm^2$ | $R_m/UTS$ $N/mm^2$ | HRB | ردیف |
|---|---|---|---|
| 205/00 | 515/00 | 95/00 | استاندارد |
| 321/05 | 587/08 | 87/00 | شماره ذوب 5BK6 |

قطعات بریده شده بوسیله سنگ کاری، پخ v در آن ها اعمال شد. (در نهایت 2 تست پلیت با پخ دو طرف v آماده جوشکاری شد).

دو فرآیند رایج و متداول جوشکاری در پروسه ساخت راکتورها، فرآیندهای جوشکاری GTAW و SMAW هستند. عملیات جوشکاری طبق WPS تهیه شده در حالت تخت 1G با استفاده از فرآیند SMAW و الکترود E347.16 انجام گرفت .پارامترهای جوشکاری به گونه‌ای انتخاب شد که حرارت ورودی حداقلی باشد تا از رسوب فازهای ثانویه جلوگیری شود.

### 1.2-آزمون غیر مخرب مایعات نافذ

پس از اتمام جوشکاری در یک طرف ورق (قبل از شروع پاس 5) جهت اطمینان از سالم بودن پاس ریشه، این منطقه توسط مایعات نافذ مورد بررسی قرار گرفت. پذیرش و یا عدم پذیرش عیوب در آن، مطابق با ASME Sec. VIII APP.8 انجام گرفت و هیچگونه عیبی در این مرحله شناسائی نشد.

### 2.2-آزمون غیر مخرب رادیوگرافی

پس از پایان فرآیند جوشکاری و انجام آزمون مایعات نافذ، جهت اطمینان از سالم بودن فلزجوش و مناطق مجاور در آن و عاری بودن آنها از عیوبی مانند ترک، آخال، حفرات، عدم نفوذ و عدم ذوب، نمونه ها تحت آزمون رادیوگرافی با رعایت کامل موارد مطرح شده در استاندارد Article 2و 4 ASME Sec VIII Div.1 انجام گرفت که هیچگونه عیوبی مشاهده نشد.

### 3.2-عملیات حرارتی پس گرمایی

پس از اطمینان از سالم بودن فلز جوش و ناحیه متاثر از حرارت آن توسط آزمون های غیر مخرب مایعات نافذ و رادیوگرافی، 12 قطعه در ابعاد 40×10×10 mm از ورق جوشکاری شده بریده شد به طوری که شامل هر سه منطقه فلز پایه، منطقه متاثر از حرارت و فلز جوش باشد.سپس تحت عملیات حرارتی در دماها و زمان های متفاوت قرار گرفتند تا بهترین دما و زمان عملیات حرارتی برای این نوع فولاد بدست آید.عملیات حرارتی اعمالی شامل دو مرحله است: مرحله اول عملیات حرارتی آنیل محلول سازی و مرحله دوم عملیات حرارتی پایدارسازی. پس از هر مرحله قطعات در آب خنک شدند تا ساختار همگنی بدست آید و از رسوبات مضر و ناخواسته جلوگیری شود.

**جدول (3)**-مراحل عملیات حرارتی محلول سازی

| نمونه | عملیات حرارتی محلول سازی | | | عملیات حرارتی حساس سازی | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | دما (°C) | زمان (h) | خنک کننده | دما (°C) | زمان (h) | خنک کننده |
| 1 | ——— | ——— | ——— | ——— | ——— | ——— |
| 2 | ——— | ——— | ——— | 675 | 5 | هوا |
| 3 | 1000 | 1 | آب | // | // | // |
| 4 | 1050 | // | // | // | // | // |
| 5 | 1100 | // | // | // | // | // |
| 6 | بهترین دما | 3 | // | // | // | // |
| 7 | // | 5 | // | // | // | // |

**جدول (4)**-مراحل عملیات حرارتی پایدار سازی

| نمونه | عملیات حرارتی پایدارسازی | | | عملیات حرارتی حساس سازی | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | دما (°C) | زمان (h) | خنک کننده | دما (°C) | زمان (h) | خنک کننده |
| 8 | 850 | 1 | آب | 675 | 5 | هوا |
| 9 | 900 | // | // | // | // | // |
| 10 | 950 | // | // | // | // | // |
| 11 | بهترین دما | 3 | // | // | // | // |
| 12 | // | 5 | // | // | // | // |

توضیح: نمونه 1 به عنوان نمونه خام و نمونه 2 به عنوان نمونه حساس شده جهت مقایسه مورد بررسی قرار گرفت. به منظور بررسی تاثیر دما و زمان عملیات های حرارتی انجام شده در جهت کاهش حساسیت به خوردگی بین دانه ای همه نمونه ها بعد از هر مرحله عملیات حرارتی اعمالی به

مدت 5 ساعت در دمای 675 درجه سانتیگراد حساس شدند. نمونه های 8 تا 12 ابتدا تحت بهترین دما و زمان بدست آمده از مرحله محلول سازی، عملیات حرارتی شده سپس تحت عملیات پایدارسازی قرار گرفتند.

### 4.2-بررسی ریز ساختار نمونه ها

هدف از بررسی ریزساختار، مشاهده انواع رسوبات بوجود آمده در حین جوشکاری از فرآیند SMAW و بعد از اعمال عملیات حرارتی و همچنین بررسی مورفولوژی و مقدار فاز دلتا فریت موجود در نمونه ها و مقایسه آن بعد از انجام عملیات حرارتی می باشد.

### 5.2-آزمایش اچ اسید اگزالیک

پس از عملیات حرارتی، نمونه ها می بایست برای تعیین حساسیت به حمله بین دانه ای بر طبق استاندارد ASTM A262-93 آماده شوند. آزمایش اچ اسید اگزالیک در واقع یک آزمایش سریع است که توسط یک اچ ساده می توان نمونه هایی که به حمله بین دانه ای -توسط رسوب کاربید کروم رخ می دهد- حساس نیستند را جدا نمود و بنابراین می توان گفت که آنها قابل پذیرش هستند.

### 6.2-تست الکتروشیمیایی باز فعال سازی پتانسیو دینامیک (DLEPR)

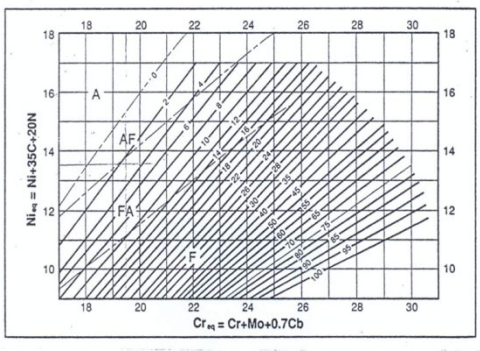
برای بررسی خصوصیات خوردگی فولادهای ضدزنگ و فلزات دیگر از دستگاه پتانسیو دینامیک استفاده می شود. توسط این دستگاه می توان منحنی پلاریزاسیون (نمودار پتانسیل بر حسب جریان) را در هر محیط برای هر فلز رسم کرد و از مقایسه این منحنی ها با یکدیگر میزان مقاومت به خوردگی در محیط مربوطه را تشخیص داد. هرگونه تغییری در ساختار آلیاژ از قبیل ایجاد فازهای مختلف، تغییر در دانه بندی، تغییر در ترکیب شیمیایی و غیره باعث ایجاد تغییرات پتانسیلی در قطعه شده، در نتیجه این منحنی ها تغییر می کند[13].

## 3. نتایج و بحث

پس از جوشکاری نمونه ها، با استفاده از ترکیب شیمیایی فلز پایه و الکترود مصرفی می توان درصد فازها را به کمک دیاگرام WRC محاسبه نمود:

$Cr_{eq}$ = % Cr + % MO + 0.7 % Nb

$Ni_{eq}$ = % Ni + 35 % C + 20 % N

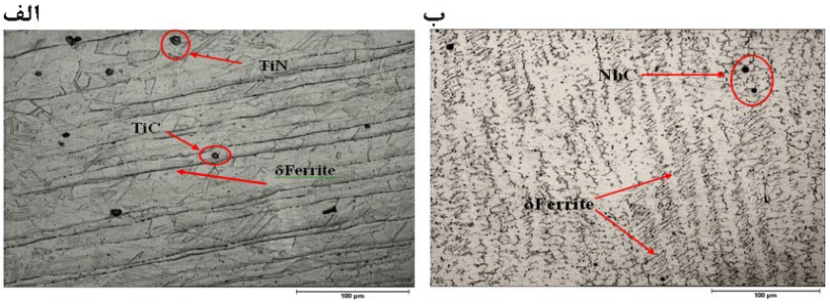



**نمودار (1)**- نمودار ساختاری WRC

برای فلز پایه مقادیر کروم معادل و نیکل معادل به ترتیب 17/3 و 11/04 است که از روی دیاگرام فوق دیده می شود که ساختار حاوی 3 درصد فاز دلتا فریت در زمینه آستنیتی می باشد و نحوه انجمادی آن به صورت FA می باشد و برای فلز جوش مقادیر کروم معادل و نیکل معادل به ترتیب در حدود 19/46 و 13/49 بدست آمد که با توجه به دیاگرام، ساختار حاوی 3/5 درصد فاز دلتا فریت در زمینه آستنیتی می باشد و نحوه انجمادی آن به صورت FA می‌باشد.

در تصاویر میکروسکوپی(شکل1-الف) نمونه خام دارای ساختار آستنیتی و بعضی مناطق دو قلویی شده ناشی از اعمال کار سرد (نورد) به همراه ذرات ریز و پراکنده کاربیدهای تیتانیوم در درون دانه ها و زمینه آستنیتی و ذرات خشن کربو نیترید تیتانیوم در زمینه آستنیتی است. این ذرات در اواخر پروسه انجماد به صورت یوتکتیکی و در لابه لایه شاخه های دندریتی تشکیل می شوند [6].

در تصویر میکروسکوپی شکل1-ب مورفولوژی فریت در فلز جوش از نوع فریت باریک (Lathy) و یا فریت تیغه ای که به دلیل نرخ سرمایش بالا باشد بوده در جهت دندریتها رسوب کرده است [1].




**شکل(1)-الف)** تصویر میکروسکوپ نوری از فلز پایه 321. دانه های آستنیت حاوی نواحی دو قلویی به همراه توزیع رشته های دلتا فریت و ذرات Ti(C,N)
**ب)** تصویر میکروسکوپ نوری از فلز جوش بدست آمده از الکترود E347. دلتا فریت تیغه ای شکل در زمینه آستنیتی

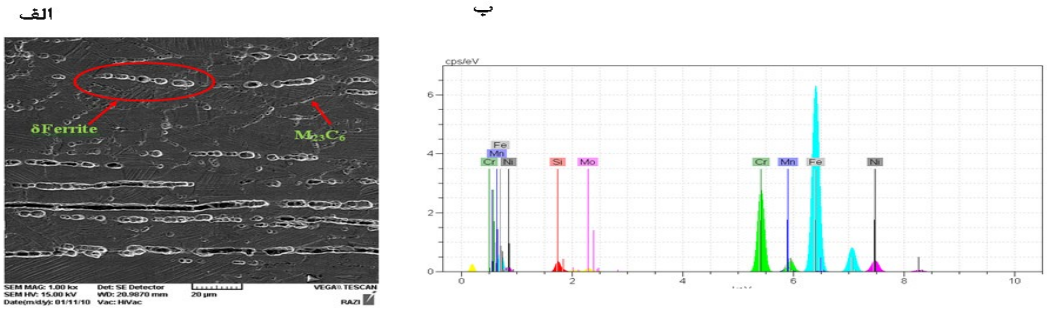
از آنجا که نسبت $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ برای الکترود مصرفی بیش از 1.5 می باشد، مسیر انجمادی آن طبق انتظار به صورت FA می باشد و به عبارت دیگر ابتدا فاز دلتا فریت اولیه منجمد خواهد شد و سپس از طریق یک واکنش پریتکتیکی-یوتکتیکی در انتهای انجماد، فاز آستنیت بوجود می آید.

$$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)per/eut \rightarrow F + A$$

- در ادامه سه منطقه فلز پایه، منطقه متأثر از حرارت و فلزجوش در دمای 675 سانتیگراد به مدت 5 ساعت تحت عملیات حساس سازی قرار دادیم. علت انتخاب این نمونه ها آن بوده که مستعد شدن به خوردگی بین دانه ای فولاد مصرفی بررسی شود.

### 1.3- فلز پایه

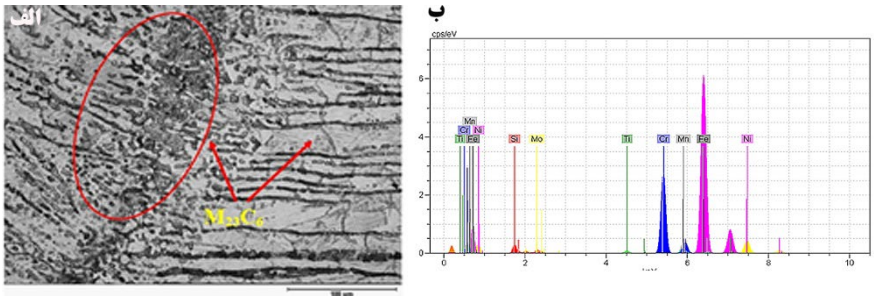
با بررسی ساختار حاصل، پس از عملیات حساس شدن و انجام اچ اسید اگزالیک مشاهده می‌شود که مرز دانه ها شدیداً پر رنگ شده‌اند که می توان گفت رسوب کاربیدها در این مناطق رخ داده است. از آنجا که مرزدانه ها تغییر کرده و بعضی از دانه ها توسط مرزهای به اصطلاح گودالی [5] احاطه شده است که این نوع ساختار نشان دهنده این است که فولاد مستعد به خوردگی بین دانه ای می باشد(شکل2-الف). بنابراین به نظر می رسد که فولاد مصرفی دارای کربن آزاد در ساختار بوده زیرا در اثر عملیات حرارتی حساس سازی در دمای 675 °C به علت وجود کروم کافی در ساختار کاربیدهای کروم در مرزدانه ها رسوب کرده اند. از طرفی تشکیل کاربیدهای نوع $M_{23}C_6$ می تواند ناشی از تجزیه دلتا فریت در حین پیری توسط واکنش یوتکتوئیدی به کاربیدهای نوع $M_{23}C_6$ و آستنیت ثانویه باشد که با توجه به تصویر مشخص است که دلتا فریت دچار انحلال شده است [7].
در تصویر میکروسکوپ الکترونی SEM از فلز پایه ، رسوبات کاربید کروم به وضوح در مرزدانه ها دیده می‌شوند از طرفی دلتا فریت نواری و کشیده که در فلز پایه قبل از حساس شدن وجود داشت به صورت منقطع و کوتاه دیده می شود که این نشان از انحلال دلتا فریت می باشد.
نتایج حاصل از EDS نشان می‌دهد که مقدار کروم در رسوبات ایجاد شده در مرزدانه بیشتر از نواحی مجاور است که این امر نشان دهنده فقیر شدن نواحی مجاور از کروم می باشد. همچنین با توجه به این نتایج می توان به طور قطع گفت رسوبات ایجاد شده در مرزدانه ها از نوع کاربیدهای کروم می باشد(شکل2-ب).




**شکل(2)-الف)** تصویر میکروسکوپ الکترونی از فلز پایه حساس شده. رسوب کاربید کروم در مرز دانه ها و انحلال دلتا فریت **ب)** نتایج EDS از رسوبات مرزدانه ای در فلز پایه

### 2.3-منطقه متأثر از حرارت

همانطور که در شکل زیر دیده می شود ساختار این ناحیه کاملاً گودالی شده است و تقریباً تمام دانه ها توسط این گودال ها احاطه شده‌اند و این ساختار نشان دهنده این است که فولاد مستعد به خوردگی بین دانه ای می باشد.در واقع به موازات مرز ذوب و در ناحیه متأثر از حرارت، حدود ⅔ از کاربیدهای تیتانیوم به خاطر رسیدن به درجه حرارت های بالا در حین جوشکاری حل می شوند و از آنجائیکه این منطقه نسبت به منطقه مجاور فلز پایه دارای حجم بسیار کمتری می باشد، سریع سرد شده و به دلیل نرخ سرد شدن سریع از محدوده دمائی رسوب کاربید تیتانیوم، در حین سرد شدن کاربید Ti مجدداً رسوب نکرده و اتم های کربن آزاد در این ناحیه باقی می‌ماند[14]. در هنگام حرارت دیدن مجدد فلز پایه در محدوده دمایی رسوب کاربید کروم به دلیل آنکه دما به اندازه کافی زیاد نیست، کاربید Cr در مرز دانه ها رسوب کرده و بنابراین این ناحیه به حمله خوردگی بین دانه ای حساس می شود [4].




**شکل (3)-الف)**تصویر میکروسکوپ نوری **ب)** نتایج EDS از رسوبات مرزدانه ای از منطقه HAZ حساس شده.
رسوب شدید کاربید کروم در این منطقه و ایجاد ساختار گودالی

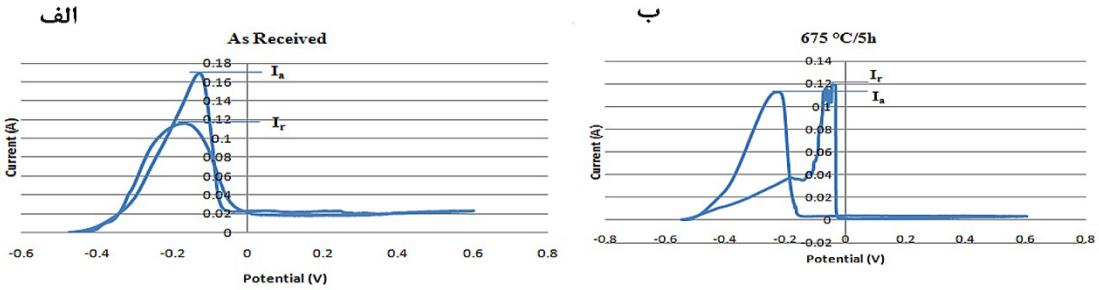
### 3.3-فلز جوش

رسوب کاربیدها تابع نفوذ کربن به محلهایی با غلظت بالای عناصر کاربیدزای قوی نظیر کروم و مولیبدن و نئوبیوم و غیره می باشد. بنابراین بالا رفتن دما و داشتن زمان کافی، هنگامی باعث راسب شدن کاربیدهای نوع $M_{23}C_6$ می شود که کربن آزاد در زمینه موجود باشد و تمامی آن صرف تشکیل کاربید با عناصر پایدار کننده نظیر نئوبیوم، تیتانیوم و تالیوم و غیره نشده باشد. بنابراین اگر مقدار کربن در فلز جوش بیش از 0/03 درصد وزنی و مقدار عناصر کاربیدزای قوی مانند نئوبیوم در جوش در مقدار کافی مناسب نباشد، راسب شدن کاربیدهای نوع $M_{23}C_6$ در حین پیری بسیار محتمل می باشد [7].

با توجه به مطالب گفته شده،بیشترین تغییرات متالورژیکی در نواحی منطقه متأثر از حرارت و فلز پایه ایجاد می شود. بخصوص ایجاد فازهای کاربیدی که مهمترین مسئله این نوع فولادها می باشد.

### 4.3- بررسی نتایج حاصل از تست پتانسیو دینامیک

نتایج حاصل از تست پتانسیو دینامیک برای نمونه خام (بدون عملیات حرارتی) و نمونه حساس شده به ترتیب در شکل 4 الف و ب آمده است. با توجه به نمودار می توان از نسبت $I_r/I_a$ درجه حساس شدن را برای دو نمونه بدست آورد که برای نمونه خام درجه حساس شدن 0/665 و برای نمونه حساس شده 1/053 بدست آمد.




**شکل (4)-الف)**منحنی حاصل از DLEPR نمونه بدون عملیات حرارتی **ب)** منحنی حاصل از DLEPR نمونه حساس شده

### 5.3- عملیات حرارتی دو مرحله ای

یکی از دلایل لزوم انجام عملیات حرارتی، شکسته شدن شبکه پیوسته دلتا فریت می باشد. تمامی استحاله های مربوط به راسب شدن کاربیدها و فاز سیگما بوسیله نفوذ کنترل می شود و شبکه پیوسته از فصل مشترک دو فاز دلتا فریت و آستنیت، مسیرهای آسانی جهت نفوذ می باشند که در نهایت منجر به تجزیه سریع دلتا فریت به فازهای ثانویه مخرب می شود. بعد از انجام عملیات حرارتی از آنجائیکه شبکه پیوسته از دلتا فریت شکسته خواهد شد، ادامه تغییر فاز از طریق نفوذ بوسیله زمینه کنترل خواهد شد و چون نفوذ از طریق زمینه به مراتب سخت تر و دشوارتر از نفوذ از طریق فصل مشترک دو فازی دلتا فریت-آستنیت می باشد مقدار تغییر فاز از دلتا فریت نیز کم خواهد شد. از طرفی، حفرات در فصل مشترک دو فاز دلتا فریت و آستنیت جوانه زنی می کند که عملیات حرارتی باعث به تأخیر انداختن تشکیل فاز مخرب سیگما شده و در نهایت محل های مناسب جوانه زنی حفرات کاهش پیدا کرده و به تبع آن افزایش مقاومت به خوردگی قطعات جوشکاری شده را به همراه دارد[6].

### 1.5.3-عملیات حرارتی محلول سازی

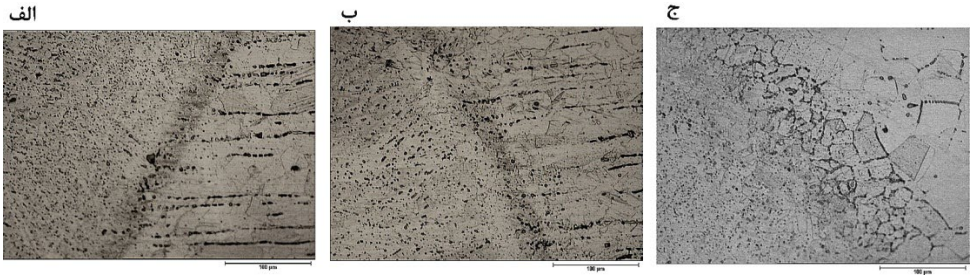
برای بررسی تأثیر عملیات حرارتی محلول سازی بر ریز ساختار فلز پایه و منطقه متاثر از حرارت، نتایج بدست آمده از مطالعات ریزساختاری نمونه ها با یکدیگر مقایسه گردید و اختلاف ریز ساختاری، نوع مورفولوژی فاز دلتا فریت و تغییرات دیگر ریز ساختاری ناشی از اعمال عملیات حرارتی مانند توزیع مجدد Ti در زمینه آستنیتی و راسب شدن کاربیدهای ثانویه TiC و $M_{23}C_6$ مورد بررسی قرار گرفت.

### 2.5.3-تأثیر دما بر عملیات حرارتی محلول سازی

در این مرحله سه نمونه به ترتیب در دماهای 1100-1050-1000 درجه سانتیگراد به مدت یک ساعت تحت عملیات حرارتی محلول سازی قرار داده شد تا بهترین دمای عملیات محلول سازی که کمترین رسوب کاربیدهای کروم و بیشترین رسوب کاربیدهای تیتانیوم را ایجاد کند بدست آید. هر سه نمونه پس از محلول سازی به مدت 5 ساعت در 675 °C حساس شدند و سپس در هوا سرد شدند. این عملیات بدین خاطر صورت گرفت که بتوان در واقع با این عملیات حساس سازی و مقایسه نتایج حاصل با نتایج حاصل از بخش قبل، تأثیر عملیات پسگرم و همچنین تأثیر این دماها بر کاهش حساسیت را بهتر بررسی کرد. بدین صورت که اگر در این دماها کاربیدهای تیتانیوم رسوب نکنند و کاربیدهای کروم و تیتانیوم و دلتا فریت نیز حل شوند بنابراین کربن بصورت آزاد در ساختار باقی می ماند که عملیات حساس سازی باعث تشکیل دوباره کاربیدهای کروم می شود. اما اگر در این دماها کاربیدهای تیتانیوم راسب شوند عملیات حرارتی در 675 °C تأثیری بر روی ساختار نخواهد داشت.

با توجه به تصاویر میکروسکوپی، نمونه ای که در 1100 درجه آنیل شده است در منطقه HAZ دارای ساختار گودالی می باشد و دو نمونه دیگر ساختار دوتایی را نشان می دهند که هیچ دانه ای به طور کامل با کاربید پوشانده نشده است. افزایش دانسیته حساسیت با افزایش دمای آنیل را این گونه می توان توضیح داد که با افزایش دما ترکیب کربن با تیتانیوم کاهش می یابد و همچنین باعث حل شدن بیشتر کاربیدهای تیتانیوم موجود در ساختار می شود. در نتیجه کربن به صورت آزاد در زمینه باقی مانده و در مرحله حساس سازی باعث رسوب کاربیدهای کروم و شکل گیری مناطق

تهی از کروم در امتداد مرزدانه ها می شود و نمونه هایی که در دماهای پایین تر عملیات حرارتی محلول سازی حرارت دیده بودند رسوب کمتری از کاربید کروم را نشان دادند. از طرفی رسوبات کاربید کروم در منطقه باریک در مجاورت موضع جوش در نمونه 1050 در جه نسبت به 1000 درجه کمتر است در نتیجه احتمال ایجاد نوع خاصی از خوردگی به نام خوردگی شیار چاقویی کمتر است.

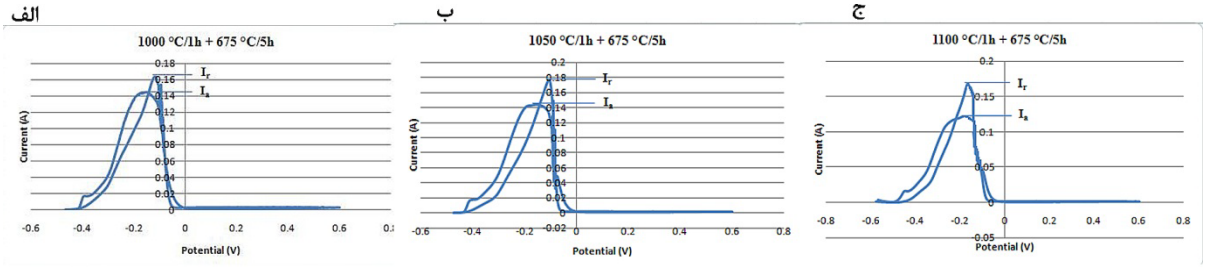



**شکل (5)** – **الف)**تصویر میکروسکوپ نوری از HAZ نمونه ای با عملیات حرارتی 1h + 675 °C 5h 1000 °C **ب)** 1050 °C **ج)** 1100 C°

با توجه به تصاویر از فلز پایه دیده می شود که هر سه نمونه ساختار دوتایی دارند زیرا در هر سه نمونه رسوبات مرزدانه ای مشاهده می شود ولی هیچ دانه ای به طور کامل احاطه نشده است. انحلال دلتا فریت در دمای 1100 °C بیشتر از دماهای دیگر بوده ولی اندازه دانه ها رشد کرده (دانه بندی درشت باعث کاهش استحکام کششی و تسلیم می شود [3]) و رسوباتی در مرزدانه ها ایجاد شده که نسبت به دو نمونه دیگر کاملاً پر رنگ تر و با پهنای زیاد است. با توجه به تصاویر میکروسکوپی، آنیل در دمای 1100 قابل قبول نمی باشد و از بین دو نمونه دیگر انتخاب بهترین دما کمی مشکل است ولی با توجه به اینکه میزان رسوبات کاربیدی در مرزدانه ها در نمونه ای که در 1050 درجه سانتیگراد عملیات حرارتی شده کمتر بوده و همچنین میزان بیشتری دلتا فریت در این دما دچار انحلال شده و مورفولوژی آن به صورت منقطع و ذرات ریز پراکنده نسبت به نمونه دیگر در آمده است این دما با توجه به بررسی های ریز ساختاری به عنوان بهترین دما انتخاب شد.

**شکل (6)**–**الف)**تصویر میکروسکوپ نوری از فلز پایه نمونه ای با عملیات حرارتی 1h + 675 °C 5h 1000 °C **ب)** 1050 °C **ج)** تصویر میکروسکوپ نوری از فلز پایه نمونه ای با عملیات حرارتی 1h + 675 °C 5h 1100 °C بزرگ شدن دانه ها و رسوب کاربید کروم به وضوح مشخص است

با بررسی نتایج حاصل از تست پتانسیو دینامیک برای این سه دما دیده می شود که این نتایج با نتایج حاصل از بررسی های ریز ساختاری مطابقت دارد. پس با توجه به نتایج این دو بررسی دمای 1050 درجه سانتیگراد به عنوان بهترین دما انتخاب شد.



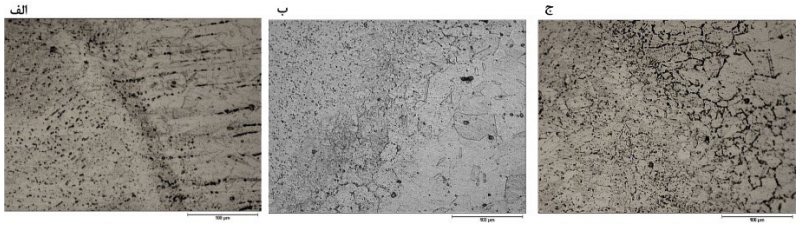

**شکل(7)الف)** منحنی حاصل از DLEPR نمونه آنیل شده در 1000 درجه **ب)** 1050 درجه **ج)** 1100 درجه

**جدول (5)**-درجه حساس شدن نمونه ها

| نمونه | درجه حساس شدن $I_r/I_a$ |
|---|---|
| 1000 °C/1h | 1/380 |
| 1050 °C/1h | 1/228 |
| 1100 °C/1h | 1/410 |

### 3.5.3-تأثیر زمان بر عملیات حرارتی محلول سازی

در مرحله قبل نمونه ای که 1050 °C به مدت یک ساعت عملیات حرارتی شده بود با توجه به نتایج بررسی های ریزساختاری و نتایج حاصل از تست پتانسیو دینامیک به عنوان بهترین دمای عملیات حرارتی محلول سازی انتخاب شد. در این مرحله تاثیر زمان بر روی این دما بررسی شد به این صورت که زمان از یک ساعت به سه و پنج ساعت افزایش داده شد. در تصاویر مشاهده شده از منطقه متأثر از حرارت این نمونه ها مشخص شد در همه نمونه ها کاربید کروم در اطراف دانه ها رسوب کرده ولی در نمونه ای با سه ساعت کمترین رسوب کاربید کروم در مرز دانه دیده می شود. با افزایش زمان به پنج ساعت مقدار رسوب بیشتر شده است به طوری که دانه ها توسط رسوبات کاربیدی احاطه شده اند و ساختار گودالی بوجود آمده است. از طرفی در نمونه با زمان 3 ساعت مشاهده می شود در این نمونه بر خلاف دو نمونه دیگر مرزدانه ای پر رنگ و با پهنای زیاد در ساختار دیده نمی شود.




**شکل (8) الف**)-تصویر میکروسکوپ نوری از HAZ نمونه ای با عملیات حرارتی 1h + 675 °C 5h + 1050 °C ب) 1050 °C 3h ج) 1050 °C 5h

ساختار حاصل از یک ساعت را می توان ساختار دوتایی در نظر گرفت زیرا دانه ای دیده نمی شود که به طور کامل با رسوبات مرزدانه ای احاطه شده باشد. پس افزایش زمان هم مانند افزایش دما باعث انحلال بیشتر دلتا فریت و کاربیدهای موجود می شود و از آنجا که سرعت رسوب کاربید تیتانیوم نسبت به سرعت انحلال دلتا فریت و حتی انحلال کاربید های تیتانیوم موجود کمتر است بنابراین مقدار کربن آزاد در زمینه افزایش می یابد که در مرحله حساس شدن باعث رسوب کاربید کروم می شود[10].

با توجه به تصاویری که از فلز پایه تهیه شده نیز این امر به وضوح مشخص است. این طور می توان بیان کرد که با افزایش زمان تا سه ساعت سرعت انحلال و سرعت رسوب تقریبا برابر است ولی با گذشت زمان عملاً انحلال با سرعت بالاتری صورت می گیرد ولی رسوب کاربیدهای تیتانیوم به کندی صورت می گیرد که نتیجه آن افزایش کربن آزاد در زمینه است. با توجه به نتایج بررسی های ریز ساختاری در این بخش می توان زمان سه ساعت را به عنوان بهترین زمان در نظر گرفت.

نتایج حاصل از تست پتانسیو دینامیک نیز مطابق با نتایج حاصل از بررسی های ریز ساختاری بدست آمد. با توجه به نتایج این بررسیها زمان سه ساعت به عنوان بهترین زمان انتخاب شد.در مجموع برای عملیات حرارتی محلول سازی این فولاد سیکل ریز پیشنهاد می شود.

*1050 °C/3h/WQ*

**جدول (6)**-درجه حساس شدن نمونه ها

| نمونه | درجه حساس شدن $I_r/I_a$ |
|---|---|
| 1050 °C/1h | 1/228 |
| 1050 °C/3h | 1/128 |
| 1050 °C/5h | 1/250 |

### 4.5.3-عملیات حرارتی پایدارسازی

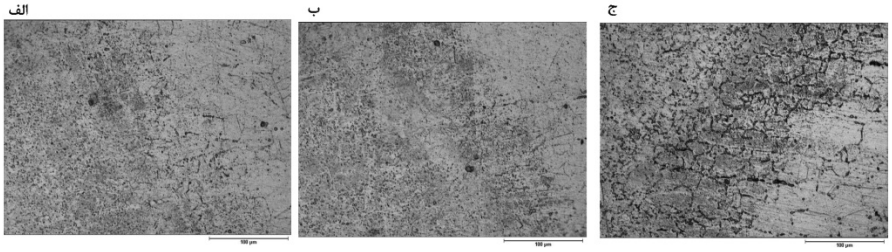
هدف از انجام عملیات حرارتی پایدارسازی رسوب هرچه بیشتری کاربید تیتانیوم است که در مرحله قبل امکان رسوب نداشته اند. در این مرحله تمامی نمونه هایی که قرار است عملیات حرارتی پایدارسازی در زمانها و دماهای متفاوت روی آنها صورت گیرد ابتدا در دمای 1050 درجه سانتیگراد به مدت 3 ساعت تحت عملیات محلول سازی قرار گرفتند ( بهترین شرایط بدست آمده از مرحله قبل).

برای بررسی تأثیر عملیات حرارتی پایدارسازی همانند مرحله قبل ریز ساختار فلز پایه و HAZ، نمونه ها با یکدیگر مقایسه گردید و اختلاف ریز ساختاری، نوع مورفولوژی فاز دلتا فریت و تغییرات دیگر ریز ساختاری ناشی از اعمال عملیات حرارتی مانند توزیع مجدد Ti در زمینه آستنیتی و راسب شدن کاربیدهای ثانویه TiC و $M_{23}C_6$ مورد بررسی قرار گرفت.

### 5.5.3-تأثیر دما بر عملیات حرارتی پایدار سازی

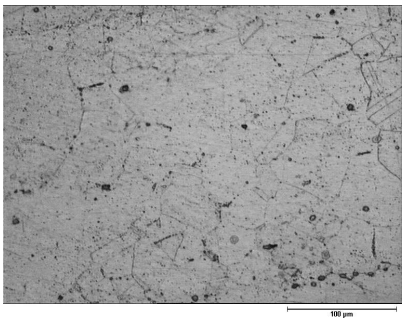
در این مرحله سه نمونه به ترتیب در دماهای 950-900-850 درجه سانتیگراد به مدت یک ساعت تحت عملیات حرارتی پایدار سازی قرار داده شد تا بهترین دمای عملیات پایدار سازی که کمترین رسوب کاربیدهای کروم و بیشترین رسوب کاربیدهای تیتانیوم را ایجاد کند بدست آید. هر سه نمونه پس از خروج از کوره در آب سرد شدند. هر سه نمونه پس از پایدار سازی به مدت 5 ساعت در 675 °C حساس شدند و سپس در هوا سرد شدند.

در تصاویر میکروسکوپی از ساختار HAZ بعد از عملیات پایدار سازی در دماهای 950-900-850 درجه سانتیگراد مشخص شد بالاترین دما بیشترین مقدار حساس شدن را دارد. با توجه به تصاویر، نمونه ای که در 950 درجه پایدار شده در منطقه HAZ دارای ساختار گودالی می باشد. افزایش دانسیته حساسیت با افزایش دما را نیز در اینجا این گونه می توان توضیح داد که افزایش دما باعث حل شدن کاربیدهای تیتانیوم موجود در ساختار که در مرحله پیش ایجاد شده بود و همچنین دلتا فریت باقیمانده از مرحله قبل می شود[15]. در نتیجه کربن به صورت آزاد در زمینه باقی مانده و در مرحله حساس سازی باعث رسوب کاربیدهای کروم و شکل گیری مناطق تهی از کروم در امتداد مرزدانه ها می شود و نمونه هایی که در دماهای پایین تر عملیات حرارتی پایدار سازی حرارت دیده بودند رسوب کمتری از کاربید کروم را نشان دادند. شاید به این دلیل باشد که در این دماها انحلال کاربید تیتانیوم غیر ممکن بوده و بالعکس رسوب کاربید تیتانیوم رخ داده. در نتیجه کمترین مقدار کربن آزاد را در شبکه دارند [8].




**شکل (9)-الف)** HAZ نمونه با عملیات حرارتی 1h 900 °C + 3h 1050 °C **ب)** 1h 900 °C + 3h °1050C **ج)** 1h 950 °C + 3h 1050 °C

با توجه به تصاویر از فلز پایه دیده می شود که رسوبات کاربید کروم در مرزدانه نمونه ای که در 950 درجه عملیات حرارتی شده همان طور که در تصویر دیده می شود ضخیم تر شده است .در نمونه عملیات حرارتی شده در 900 درجه، رسوبات $M_{23}C_6$ در مرزدانه نسبت به دو نمونه دیگر کمتر بوده و رسوبات TiC و Ti(C,N) نسبتا کمتر خشن شده اند و به طور یکنواخت در سرتاسر زمینه آستنیتی پراکنده شده اند. پس با توجه به مطالب بالا می توان دمای 900 را به عنوان بهترین دما در نظر گرفت.



**شکل (10)**-تصویر میکروسکوپ نوری از فلز پایه نمونه ای با عملیات حرارتی 1050 °C 3h + 900 °C 1h

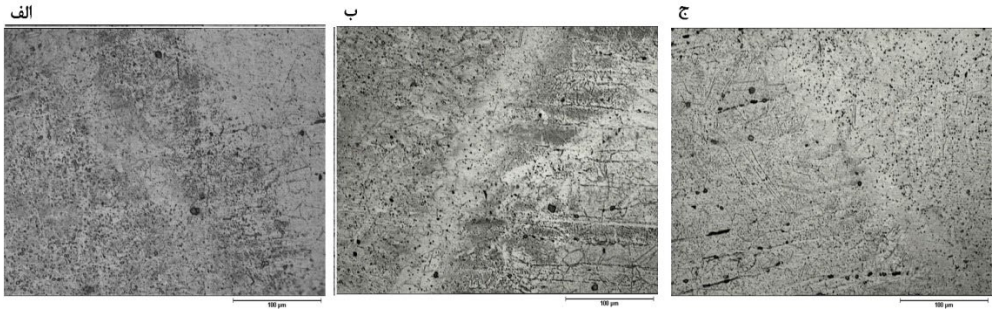
نتایج حاصل از تست پتانسیو دینامیک برای این سه دما با توجه به منحنی ها درجه حساس شدن نمونه ها در جدول 7 آمده است. بنابراین با توجه به نتایج حاصل از دو تست، دمای 900 درجه به عنوان بهترین دما انتخاب شد.

**جدول (7)**-درجه حساس شدن نمونه ها

| نمونه | درجه حساس شدن $I_r/I_a$ |
|---|---|
| 850 °C/1h | 1/000 |
| 900 °C/1h | 0/986 |
| 950 °C/1h | 1/080 |

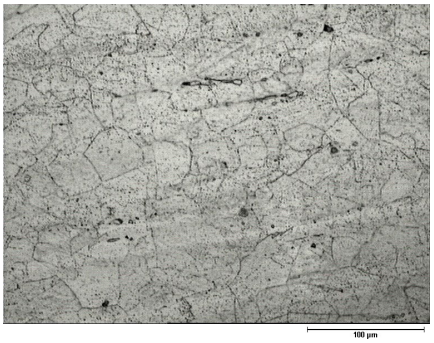
### 6.5.3-تأثیر زمان بر عملیات حرارتی پایدارسازی

در مرحله قبل نمونه ای که 900 °C به مدت یک ساعت عملیات حرارتی شده بود با توجه به نتایج بررسی های ریزساختاری و نتایج حاصل از تست پتانسیو دینامیک به عنوان بهترین دمای عملیات حرارتی پایدار سازی انتخاب شد. در این مرحله زمان از یک ساعت به سه و پنج ساعت افزایش داده شد. همانطور که از تصاویر منطقه متأثر از حرارت این نمونه ها مشخص است با افزایش زمان رسوب کاربید کروم در اطراف دانه ها به کمترین میزان رسیده است. از طرفی مشاهده می شود، با افزایش زمان مقدار دلتا فریت بیشتری در HAZ و اطراف آن حل شده است و رسوبات ریز و درشت کاربید تیتانیوم در ساختار بیشتر شده است. که این به علت آنست که در این دما امکان انحلال کاربیدهای تیتانیوم وجود نداشته ولی دلتا فریت در این دما همچنان دچار انحلال می شود که افزایش زمان باعث انحلال بیشتر دلتا فریت و رسوب هرچه بیشتر کاربید تیتانیوم می شود. پس در مرحله پایدارسازی افزایش زمان می تواند به عنوان عامل مفید عمل نموده و باعث افزایش مقاومت به خوردگی بین دانه ای شود.




**شکل (11)**-**الف)** تصویر میکروسکوپ نوری از HAZ نمونه ای با عملیات حرارتی 1050 °C 3h + 900 °C 1h **ب)** 1050 °C 3h + 900 °C 3h **ج)** 1050 °C 3h + 900 °C 5h

با توجه به تصاویر فلز پایه این سه نمونه باز به وضوح مشخص است که افزایش زمان در فلز پایه نیز باعث بهبود ریزساختار شده و دلتا فریت بیشتری حل و کاربیدهای Ti بیشتر و ریزتر در سرتاسر زمینه پخش شده است. باتوجه به بررسی های ریزساختاری مرحله پایدارسازی، می توان عملیات حرارتی در 900 ° C به مدت پنج ساعت را برای این مرحله پیشنهاد داد.



**شکل (12)**-تصویر میکروسکوپ نوری از فلز پایه نمونه ای با عملیات حرارتی 1050 °C 3h + 900 °C 5h

نتایج حاصل از تست پتانسیو دینامیک مطابق با نتایج حاصل از بررسی های ریز ساختاری بدست آمد. با توجه به نتایج این بررسیها زمان پنج ساعت به عنوان بهترین زمان انتخاب شد.

در مجموع برای عملیات حرارتی این فولاد سیکل ریز پیشنهاد می شود.

*+ 900 °C/5h/WQ 1050 °C/3h/WQ*

**جدول (8)**-جدول درجه حساس شدن نمونه ها

| نمونه | درجه حساس شدن $I_r/I_a$ |
|---|---|
| 900 °C/1h | 0/986 |
| 900 °C/3h | 0/960 |
| 900 °C/5h | 0/720 |

با توجه به درجه حساس شدن نمونه آخر که بهترین شرایط را از نظر حساس شدن دارد با نمونه های خام و حساس شده که قبلاً به آن اشاره شد می توان دریافت که سیکل عملیات حرارتی پیشنهادی در این بخش برای این نوع فولاد به میزان زیادی از درجه حساسیت این فولاد زنگ نزن کاسته و تقریباً به درجه حساس شدن نمونه خام رسانده است.

**جدول (9)**-درجه حساس شدن سه نمونه خام، حساس شده و عملیات حرارتی شده

| نمونه | درجه حساس شدن $I_r/I_a$ |
|---|---|
| خام | 0/665 |
| حساس شده | 1/053 |
| عملیات حرارتی شده | 0/720 |

### 7.5.3-بررسی تأثیر عملیات حرارتی بر مقدار دلتا فریت موجود در فلز پایه

نتایج بدست آمده از فریت سنجی مغناطیسی نشان می دهد، مقدار دلتا فریت از 2/9 درصد حجمی ( عدد فریت 2/9) به 0/9 درصد حجمی ( عدد فریت1) کاهش یافته است. به عبارت دیگر مقدار 2 درصد حجمی فاز دلتا فریت توسط عملیات حرارتی اعمالی، در زمینه آستنیتی حل شده است.

**جدول (10)**- مقدار دلتا فریت فلز پایه قبل و بعد از عملیات حرارتی

| درصد حجمی دلتا فریت | فلز پایه |
|---|---|
| 2/9 | بدون عملیات حرارتی |
| 0/9 | با اعمال عملیات حرارتی |

## 4. نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

در این مقاله تاثیر عملیات حرارتی دو مرحله ای (1- محلول سازی 2- پایدار سازی) بر ریزساختار و خواص خوردگی فلز پایه و فلزجوش حاصله از فرآیند SMAW مورد بررسی و مطالعه قرار گرفته است. نتایج بدست آمده نشان می دهند:

1. مورفولوژی فاز دلتا فریت بدست آمده از فرآیند SMAW از نوع فریت باریک و یا تیغه ای می باشد.
2. دلتا فریت با مورفولوژی باریک (تیغه ای) در حرارت ورودی پایین و نرخ سرمایش بالا (زمان لازم برای انجام استحاله نفوذی فریت به آستنیت، کمتر می باشد) در فلز جوش رسوب می کند.
3. افزایش دمای عملیات حرارتی و استفاده از دمای ماکسیمم در هر دو مرحله به عنوان عامل مخرب عمل می کند.
4. افزایش زمان در مرحله پایدارسازی باعث رسوب هرچه بهتر و بیشتر TiC و Ti(C,N) می شود.
5. عنصر Nb به صورت حل شده و با غلظت بالائی در فاز دلتا فریت وجود دارد که اعمال عملیات حرارتی باعث توزیع مجدد Nb در زمینه می شود که در مرحله بعدی عملیات حرارتی، مقدار بیشتری کاربید Nb ایجاد می شود و فولاد را پایدارتر می کند.
6. رسوب بیشتر ذرات ریز و پراکنده NbC و یا Nb(C,N) از نتایج مرحله دوم عملیات حرارتی پایدار سازی می باشد.
7. مورفولوژی فاز دلتا فریت موجود در فلز پایه، بعد از اعمال عملیات حرارتی و حل شدن 2 درصد حجمی از حالت رشته های کشیده شده در جهت نورد به صورت رشته های منقطع و کوتاه با ضخامت کمتر در آمده است.
8. با توجه به آنکه تمامی کربن آزاد موجود در زمینه به صورت TiC و یا Ti(C,N) در فلز پایه و به صورت NbC و یا Nb(C,N) در فلزجوش در آمده است، در حین سرویس تجهیزات جوشکاری شده در دماهای بالا، احتمال راسب شدن کاربید از نوع M23C6 (با توجه به کم بودن درصد C در فلز پایه و فلز جوش) وجود ندارد.
9. عملیات حرارتی مذکور از آنجا که احتمال راسب شدن رسوبات M23C6 و σ را به کمترین میزان خود می رساند، در نتیجه باعث افزایش طول عمر قطعات جوشکاری شده در اتمسفرهای خورنده می شود.
10. در منطقه HAZ که کاربیدهای Ti در زمینه آستنیتی حل می شوند توسط عملیات حرارتی، مجدداً این کاربیدها تشکیل شده و احتمال ترک خوردگی در این مناطق ( ترک خوردگی آزاد شدن تنشی) به شدت کاهش می یابد.
11. در نهایت سیکل عملیات حرارتی زیر برای فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI 321 پیشنهاد می شود.

*1050 °C/3h/WQ + 900 °C/5h/WQ*

## 5. مراجع:

1. C. lippold, J. Ktecki, 2005, Welding metallurgy and weldability of stainless steel.
2. J. Davis, 1996, ASM stainless steels speciality handbook.
3. A. Caster, K.cadent, 1975, Welding metallurgy of stainless steels.
4. J. Lancaster, 1999, Metallurgy of welding 6th edition.

5. American Society for Testing and Materials, 1989, Standard practices for Detecting to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels, ASTM A262-86
6. I. Hsuang Lo, 2003, Effect of heat treatment on the precipitation and pitting corrosion behavior of 347 ss weld overlay, Material science & engineering, A355.
7. K. Guan, X. Xu, 2005, Effect of aging at 700 $^{0}$C on precipitation and toughness of AISI 321 and AISI 347 austenitic stainless steel welds, nuclear engineering and design 235, 2485.
8. G.Silva, A. Souza, 2003, Microstructural and electrochemical characterization of the low temperature sensitization of AISI 321 stainless steel tube used in petroleum refining plants, materials science.
9. J. Erneman, M. Schwind, 2006, The Evolution of primary and secondary niobium carbonitrides in AISI 347 stainless steel during manufacturing and long term aging, acta materialia
10. R. Stoenescu, D. Gavillet, 2007, Welding-induced microstructure in austenitic stainless steels before and after neutron irradiation, Journal of nuclear materials 360, 186.
11. R.G. Thomas, 1978, The effect of delta ferrite on the creep rapture properties of austenitic weld metals, Welding jornal, 57 (3), 81S-86S.
12. F. liu, Y. Hwang, 2006, The effect of post weld heat treatment on the creep-fatigue behavior of gas tungsten Arc welded 308L stainless steel, Material science and engineering A 427. 35.
13. M. Schwind, J. Kallqvist, 2000, phase precipitation in stabilized austenitic stainless steels, Acta mater, 48, 2473.
14. F. liu, Y. Hwang, 2007, precipitation of phase and creep-fatigue behavior of 308L stainless steel, Material science and engineering.
15. A. Yae Kina, V.M. Souza, 2007, Influnce of Heat treatment on the intergranular corrosion resistance of the AISI 347 cast and weld metal for high temperature service, Materials processing technology.
16. F.B. Pickering, 1983, Physical metallurgy and design of steels, 2nd edition.
17. م. معینیان، کلید جوشکاری،1380
18. ا. منشی، انجماد فلزات، 1378

# بررسی خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم-منیزیوم جوشکاری شده با فرآیندهای ذوبی و حالت جامد

**میثم جلالوند*[1]، علی نعمتی‌مفرح[2]**

[1]*کارشناسی ارشد مهندسی هوافضا گرایش سازه، دانشگاه علوم و فنون هوایی شهید ستاری؛ m.jalalvand@mail.ir

[2]دانشجو دکتری مهندسی هوافضا گرایش پیشرانش، دانشگاه آزاد واحد علوم تحقیقات؛ nematimofarrah@gmail.com

## چکیده

آلومینیوم و آلیاژهای آن بویژه آلیاژ آلومینیوم-منیزیوم از دیرباز کاربرد گسترده‌ای در صنایع مختلف نظیر صنایع هوایی و دریایی به دلیل نسبت استحکام به وزن مطلوب، مقاومت خوردگی بالا و جوشکاری قابل قبول داشته است. روش‌های جوشکاری ذوبی و سنتی مثل جوشکاری قوسی تنگستن گازی[1] همیشه به دلیل دسترسی خوب و خواص مورد قبول، انتخاب شده است اما دچار چالش‌هایی مثل ساختار ناهمگن، اعوجاج حرارتی بالا و احتمال بالای ایجاد عیوب جوشکاری می‌شوند. از این رو روش‌های جوشکاری ذوبی پیشرفته مثل جوشکاری پرتو لیزری[2] توسعه یافته‌اند. این روش به دلیل تمرکز و چگالی بالای انرژی جوش عمیق‌تر و باریک‌تر را ایجاد می‌کند که این موضوع باعث کاهش اعوجاج حرارتی و عیوب جوشکاری نسبت به GTAW می‌شود اما همین امر باعث تبخیر شدید منیزیوم در حوضچه مذاب و در نتیجه تخلخل‌های گازی می‌شود. این چالش‌ها منجر به این شده است که برای جوشکاری این آلیاژها توجه خاصی به روش‌های جوشکاری حالت جامد بخصوص جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی[3] بشود. این روش با ساختار همگن و ریزدانه و ثابت نگه داشتن ترکیب شیمیایی جوش و همچنین حذف عیوب ناشی از انجماد و حساسیت به تمیزکاری سطوح جوشکاری خواص مکانیکی مطلوبی را حاصل می‌کند. در این پژوهش به مقایسه خواص مکانیکی بدست آمده از آزمون کشش عمود به جوش و تصاویر سطوح شکست میکروسکوپ الکترون روبشی[4] نمونه‌های جوشکاری شده با این سه روش پرداخته شده است. نتایج بدست آمده نشان داد که استحکام و انعطاف‌پذیری روش‌های ذوبی افت چشم‌گیری نسبت به فلز پایه داشته است که روش LBW با اختلاف کمی نسبت به GTAW وضعیت مطلوب‌تری داشته است. نمونه‌های FSW با اختلاف کمی نسبت به فلز پایه تنها ۱۰ و ۹ درصد کاهش استحکام و حتی افزایش ازدیاد طول را داشته است. عیوب جوشکاری و تخلخل‌های گازی در سطوح شکست در جوشکاری‌های ذوبی و همچنین شکست نرم با دیمپل‌های ریز در FSW در تصاویر سطوح شکست مشاهده شده است.

**کلمات کلیدی:** جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، جوشکاری پرتو لیزر، جوشکاری قوسی تنگستن گازی، خواص مکانیکی، سطح شکست

## ۱- مقدمه

آلیاژهای آلومینیوم-منیزیم (Al-Mg) به دلیل وزن کم، مقاومت در برابر خوردگی و قابلیت جوشکاری بالا، نقش مهمی در صنایع هوافضا، خودروسازی و دریایی ایفا می‌کنند. با این حال، جوشکاری این آلیاژها چالش‌هایی به‌ویژه در زمینه ریزساختار و خواص مکانیکی اتصالات جوش داده شده به همراه دارد. در این راستا، سه روش برجسته شامل جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی ، جوشکاری قوسی تنگستن گازی و جوشکاری پرتو لیزری به طور گسترده‌ای برای این آلیاژها مورد مطالعه قرار گرفته‌اند. در حالی که FSW به عنوان یک فرآیند حالت جامد، ریزساختارهای بهبود یافته ارائه می‌دهد و GTAW یک تکنیک ذوبی مقرون‌به‌صرفه اما با محدودیت‌هایی نظیر تخلخل است، روش LBW به دلیل چگالی انرژی بالا، سرعت زیاد و منطقه متأثر از حرارت بسیار باریک، توجه زیادی را به خود جلب کرده است[۱].

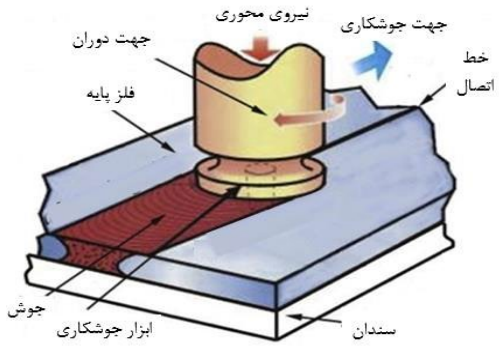
ایده اصلی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بسیار ساده می‌باشد وسیله دوار مصرف نشدنی به همراه یک پین مخصوص به داخل قطعه کار فرو می‌رود و در راستای خط اتصال حرکت می‌کند دو طرف قطعه کار در کنار هم محکم قرار داده می‌شود و پین وارد خط اتصال این دو می‌شود و همراه با چرخش طول خط اتصال را طی می‌کند در این فرایند پین دو عمل اصلی را انجام می‌دهد:

1- Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)
2- Laser Beam Welding (LBW)
3- Friction Stir Welding (FSW)
4- Scanning Electron Microscopy (SEM)

۱- گرم کردن قطعه توسط اصطکاک

۲- حرکت دادن مواد به منظور اتصال

گرما به کمک اصطکاک بین ابزار و قطعه کار و تغییر فرم پلاستیک قطعه ایجاد می‌شود حرارت متمرکز شده باعث نرم شدن مواد اطراف پین می‌شود و ترکیب حرکت دوار و طولی پین باعث حرکت مواد از جلوی پین به عقب پین می‌گردد. از طرفی شلدر که در بالای ناحیه خمیری قرار دارد با اعمال فشار بر روی مواد نرم شده امکان ایجاد اتصال میان دو فلز را به وجود می‌آورد. علت ساختار هندسی پین موادی که در اطراف پین حرکت می‌کنند به خوبی با یکدیگر ترکیب می‌شوند با توجه به اشکال هندسی متفاوتی که پین می‌تواند داشته باشد. جریان ماده در اطراف پین دارای پیچیدگی‌های خاص خود می‌باشد. در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی مواد در گرمای بالا تغییر شکل زیادی می‌دهند که موجب ایجاد ساختار ریز و دانه‌های هم محور می‌شود. این ساختار مناسب موجب خواص مکانیکی مطلوبی در اتصالات ایجاد شده توسط فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی نیز می‌شود[۲, ۳].




شکل(۱)- جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی[۲].

در مقابل روش‌های حالت جامد، جوشکاری پرتو لیزری (LBW) با تمرکز انرژی بر یک نقطه بسیار کوچک، ذوب سریع و عمیقی (Keyhole) ایجاد می‌کند که منجر به کاهش اعوجاج حرارتی نسبت به GTAW می‌شود. با این حال، در آلیاژهای Al-Mg، تبخیر عنصر منیزیم به دلیل نقطه جوش پایین و تشکیل تخلخل‌های ناشی از ناپایداری حوضچه مذاب، از چالش‌های اساسی این روش در مقایسه با روش عاری از ذوب FSW به شمار می‌آید[۴]. ما و میشرا[۵] مطالعات متعددی بر روی بهبود خواص مکانیکی اتصالات آلیاژهای سری 5xxx (Al-Mg) متمرکز شده‌اند. در بررسی‌های خود نشان دادند که در روش FSW، به دلیل پدیده تبلور مجدد دینامیکی در ناحیه اغتشاش (Stir Zone)، ساختار دانه‌بندی بسیار ریزی ایجاد می‌شود که استحکام تسلیم و مقاومت به ضربه را در مقایسه با روش‌های ذوبی به طور قابل توجهی افزایش می‌دهد. این در حالی است که در روش GTAW، به دلیل نرخ سرمایش پایین، رشد دانه‌ها در ناحیه متاثر از حرارت (HAZ) منجر به افت خواص مکانیکی و نرم‌شدگی اتصال می‌شود.روش FSWبه دلیل دمای پایین‌تر فرآیند، از افت شدید سختی در ناحیه متاثر از حرارت که در روش GTAW رایج است، جلوگیری می‌کند.

علاوه بر این، تقابل میان روش‌های ذوبی سنتی و پیشرفته (GTAW در مقابل LBW) تفاوت‌های چشمگیری را در توزیع انرژی نشان می‌دهد. بر اساس پژوهش مرادی و همکاران[۶]،LBW با ایجاد حوضچه مذاب باریک و عمیق (Keyhole)، اعوجاج حرارتی را به حداقل می‌رساند؛ اما شدت بالای پرتو لیزر می‌تواند منجر به تبخیر شدیدتر عنصر منیزیم در مقایسه با GTAW شود. تحقیقات کاشائف و همکاران[۷] نیز تایید می‌کند که اگرچه LBW سرعت تولید بالایی دارد، اما FSW با حفظ ترکیب شیمیایی پایه و حذف تخلخل‌های ناشی از انجماد، بالاترین راندمان اتصال را در میان این سه روش ارائه می‌دهد اگرچه محدودیت‌هایی در هندسه‌های پیچیده نسبت به روش‌های ذوبی دارد.

هدف این تحقیق، مقایسه سه‌جانبه و تحلیل نتایج مکانیکی فرآیندهای FSW، GTAW و LBW با تمرکز بر آزمون کشش عرضی و محل و سطوح شکست در آلیاژ Al-Mg سری ۵۷۵۴ است.

## ۲- مواد و روش پژوهش

در این پژوهش از ورق آلومینیوم Al5754 با ضخامت ۴ میلی‌متر با برش ابعادی ۴*۲۰ سانتی‌متر مربع و برای فرایندهای ذوبی از فیلر Al5183 با کد تولیدکننده(ESAB OK Tigrod 5183) استفاده شد. ترکیب شیمیایی ورق و فیلرمتال استفاده شده در جدول(۱) آورده شده است.

**جدول(۱)-ترکیب شیمیایی ورق و فیلر آلومینیومی استفاده شده.**

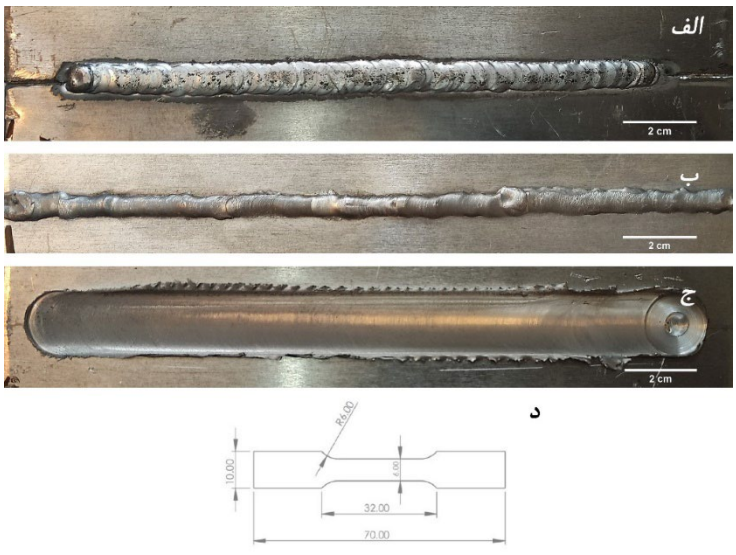
| عنصر | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Zn | Ti | Other Element |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ورق Al5754 | 0.4 | 0.4 | 0.1 | 0.5 | 2.6-3.6 | 0.3 | 0.2 | 0.15 | 0.1<Mn+Cr<0.6 |
| فیلر Al5183 | 0.04 | 0.13 | 0.01 | 0.65 | 4.9 | 0.08 | 0.01 | 0.1 | - |

برای فرایند از ابزار از جنس فولاد H13 عملیات حرارتی شده استفاده شد که طرح پین ابزار استفاده شده بصورت استوانه رزوه دار با قطر ۶ میلی‌متر و ارتفاع ۳/۷۵ میلی‌متر و قطر شانه هم ۱۶ میلی‌متر است. مشخصات فرایندهای جوشکاری‌های GTAW، LBW و FSW انجام شده نامگذاری نمونه‌ها در جدول(۲) قابل مشاهده است.

**جدول(۲)-مشخصات جوشکاری‌های انجام شده در پژوهش**

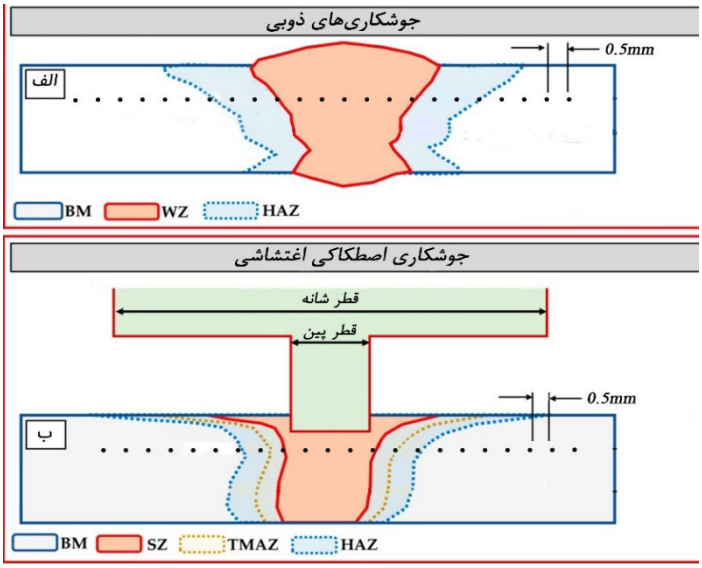
| مشخصات | GTAW | مشخصات | LBW | مشخصات | FSW(F1, F2) |
|---|---|---|---|---|---|
| فیلرمتال | 5183 | فیلرمتال | 5183 | جنس ابزار | H13 |
| قطر فیلر(mm) | 1.6 | قطر فیلر(mm) | 1.6 | قطر پین(mm) | 6 |
| جریان(A) | 130 | توان لیزر(KW) | 1.3 | قطر شانه(mm) | 16 |
| ولتاژ(V) | 18 | | | ارتفاع پین(mm) | 3.75 |
| سرعت جوشکاری(mm/min) | 160 | سرعت جوشکاری(mm/min) | 3000 | سرعت جوشکاری(mm/min) | 100 |
| گاز محافظ | Ar 99.99% | گاز محافظ | Ar 99.99% | سرعت چرخش(rpm) | F1=1000<br>F2=1500 |
| نرخ جریان گاز محافظ(L/min) | 10 | نرخ جریان گاز محافظ(L/min) | 10 | زاویه ابزار | 3° |

بعد از جوشکاری نمونه‌های مورد نظر شکل(۲) با مشخصات ذکر شده، نمونه‌ها ابتدا بریده شده و سپس توسط ماشینکاری نمونه ساب سایز آزمون کشش از آن استخراج شد.شماتیک و ابعاد نمونه کشش شکل(۲) قابل مشاهده است.




**شکل( ۲)-نمونه‌های جوشکاری شده الف)GTAW، ب)LBW، ج)FSW و د)شماتیک و ابعاد نمونه کشش استخراج شده.**

سطوح شکست نمونه‌های کشش بعد از آزمون و شکست توسط میکروسکوپ الکترونی(FE-SEM) برای تحلیل تصویربرداری شد. همچنین از سطح مقطع جوش نمونه‌ها پروفیل میکروسختی با بارگذاری ۱۰۰ گرم گرفته شد. شماتیک سطح مقطع جوش‌های انجام شده و نقاط پروفیل سختی در قابل شکل(۳) رویت است.




**شکل(۳)-شماتیک الف)جوشکاری های ذوبی ب)جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی و پروفیل سختی**

## ۳- نتایج و بحث

### استحکام کششی

نتایج آزمون کشش انجام شده در جدول(۳) قابل مشاهده است. همانطور که در بخش‌های قبلی اشاره شد، جوشکاری‌های ذوبی به دلیل ساختار ناهمگن و همچنین احتمال بالای ایجاد عیوب جوشکاری نظیر تخلخل، ترک و عدم ذوب در ناحیه جوش بخاطر حساسیت آلومینیوم به جوشکاری، افت شدید استحکام نهایی جوش نسبت به فلز پایه در نمونه‌های GTAW و LBW به همراه دارد که این مقدار به ترتیب ۲۶/۳٪ و ۲۴/۲٪ است. همچنین ناحیه شکست در هردو نمونه از ناحیه جوش بوده است. درست است که توان بالای لیزر باعث حوضچه مذاب باریک و عمیق به اصطلاح KeyHole می‌شود که در نتیجه اعوجاج حرارتی کمتر، کاهش احتمال عدم نفوذ و ذوب و در نهایت جوش تمیزتر و راندمان بالاتری را نسبت به قوس الکترود تنگستنی بهمراه دارد؛ اما تبخیر شدید منیزیوم حوضچه مذاب در این روش نشان می‌دهد خواص مکانیکی دو روش ذوبی مورد بحث اختلاف چندانی در این مورد با یکدیگر ندارند. تبخیر منیزیوم باعث بهم ریختن ترکیب شیمیایی و ایجاد ریز تخلخل‌های انجمادی می‌شود.

**جدول(۳)- نتایج آزمون کشش**

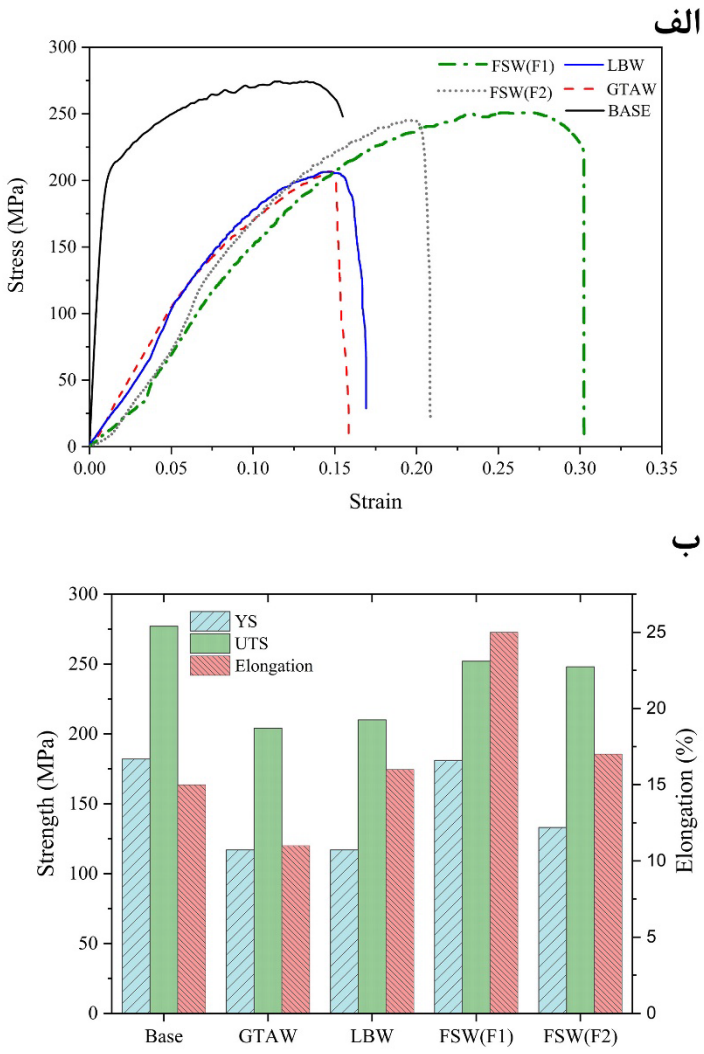
| نمونه | استحکام تسلیم(MPa) Ys | استحکام نهایی(MPa) UTS | ازدیاد طول(٪) | محل شکست |
|---|---|---|---|---|
| BASE | 182 | 277 | 15 | - |
| GTAW | 117 | 204 | 11 | جوش(FZ) |
| LBW | 117 | 210 | 16 | جوش(FZ) |
| FSW(F1) | 181 | 252 | 25 | ناحیه متاثر از حرارت(HAZ) |
| FSW(F2) | 133 | 248 | 17 | ناحیه متاثر از حرارت(HAZ) |

نتایج بدست آماده از آزمون کشش نشان می‌دهد برای نمونه های اصطکاکی اغتشاشی(F1 و F2) افت استحکام نسبت به فلز پایه به ترتیب با مقادیر ۲۵۲ و ۲۴۸ مگاپاسکال تنها ۹٪ و ۱۰٪ بوده که به مراتب از روش‌های ذوبی نتایج بهتری حاصل شده است. محل شکست این دو نمونه نیز از ناحیه متاثر از حرارت(HAZ) بوده که نشان می‌دهد استحکام خود جوش از فلز پایه بیشتر بوده است. این پدیده به علت ریزدانگی شدید در ناحیه جوش و مکانیزم استحکام بخشی از طریق رابطه هال-پچ توجیه می‌شود. انعطاف پذیری این دو نمونه نیز بهبود نسبی نسبت فلز پایه داشته است که علت آن ریزدانگی در ناحیه جوش و حذف نسبی اثر کار سرد فلز پایه نورد شده در نواحی کناری جوش، است[۸]. در رابطه (۱) k ثابت، d اندازه دانه و $\sigma_0$ استحکام اولیه فلز است.

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (۱)$$

کاهش جزئی استحکام نمونه F2 با سرعت چرخشی بالاتر نسبت به نمونه F1 نیز در این نتایج دیده می‌شود. با افزایش سرعت چرخشی عمل اختلاط و اصطکاک نیز افزایش می‌یابد و در نتیجه ریزدانگی بیشتر در ناحیه جوش می‌شود؛ اما این افزایش اصطکاک باعث افزایش حرارت ورودی به نواحی کناری جوش و در نتیجه حذف اثر کار سرد و رشد دانه‌ها در HAZ را به همراه دارد لذا سرعت چرخشی اثر دوگانه ای روی خواص مکانیکی جوش حاصله در ورق‌های کار شده مثل این مورد می‌گذارد و یافتن پارامتر بهینه در این موارد بسیار مهم است.

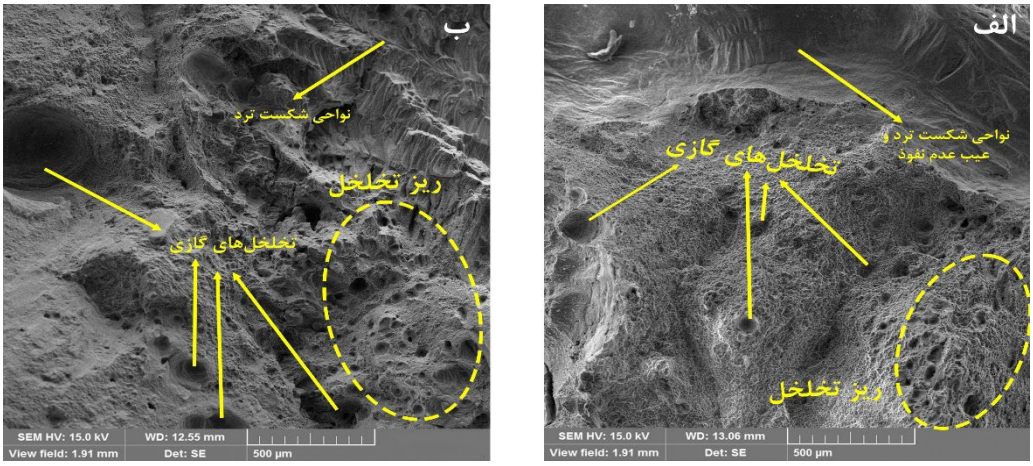
در نتیجه فرایند FSW با حفظ ترکیب شیمیایی پایه و حذف تخلخل‌های ناشی از انجماد، بالاترین راندمان اتصال را در میان این سه روش ارائه می‌دهد اگرچه محدودیت‌هایی در هندسه‌های پیچیده نسبت به روش‌های ذوبی دارد. نمودار و مقایسه نتایج حاصل از تست کشش را نشان می‌دهد.




**شکل(۴)-نتایج آزمون کشش: الف)نمودار تنش-کرنش نمونه‌های جوشکاری شده و فلز پایه و ب) نمودار میله‌ای تنش تسلیم، استحکام نهایی و درصد ازدیاد طول**

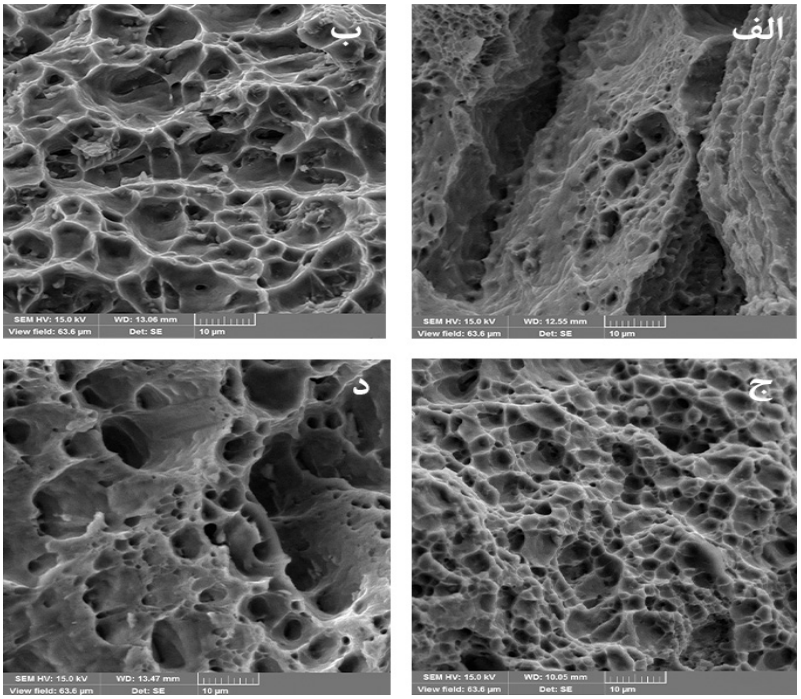
### سطوح شکست

تصاویر سطوح شکست توسط میکروسکوپ الکترون روبشی(SEM) نمونه‌های GTAW و LBW با بزرگنمایی کم در شکل(۵) آورده شده است. همانطور که مطابق قسمت‌های قبل پیش‌بینی می‌شد، اندازه‌های مختلف دیمپل‌ها و نواحی شکست تورقی یا کلیواژ نشان می‌دهد شکست در نمونه‌های ذوبی بصورت مختلط(نرم یا داکتیل و ترد یا بریتل) بوده است که سهم شکست ترد در نمونه GTAW به مراتب نسبت به LBW بیشتر است.. همچنین در این دو نمونه عیوب جوشکاری بخصوص تخلخل‌های گازی دیده می‌شود.




**شکل(۵)- تصاویر SEM از سطوح شکست نمونه: الف)GTAW ب)LBW**

در تصاویر SEM با بزرگنمایی بالا از سطوح شکست چهار نمونه‌ی جوشکاری شده قابل مشاهده است که نتایج آزمون کشش را تایید می‌کند. به وضوح مشخص است که نمونه F1 که بالاترین استحکام و انعطاف‌پذیری را بین همه نمونه‌ها داشته ریزترین دیمپل‌ها را نسبت به باقی نمونه‌ها داشته و در نتیجه شکست نرم‌تری را نیز تجربه کرده است. بطور کلی نمونه‌های FSW نسبت به نمونه‌های جوشکاری ذوبی سهم شکست نرم‌تر را داشته‌اند و در بین جوشکاری‌های ذوبی درLBW نسبت به GTAW دیمپل‌های ریزتری قابل مشاهده است. نتایج تصاویر سطوح شکست تطابق خوبی را با نتایج آزمون شکست داشته است.




**شکل(۶)-تصاویر بزرگنمایی بالای SEM نمونه:الف)GTAW ب)LBW ج)F1 د)F2**

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

- جوشکاری ورق Al5754 توسط سه فرایند GTAW، LBW و FSW با پارامترهای ذکر شده موفقیت آمیز بود.
- نتایج آزمون کشش نشان می‌دهد که نمونه‌های جوشکاری شده با روش اصطکاکی اغتشاشی نسبت به فرایندهای ذوبی خواص مکانیکی مطلوب‌تری داشته و با مقادیر ۲۵۲ و ۲۴۸ مگاپاسکال به ترتیب برای سرعت چرخشی ۱۰۰۰ و ۱۵۰۰ دور بردقیقه تنها ۹٪ و ۱۰٪ کاهش را نسبت به فلز پایه داشته است.
- در فرایند FSW با افزایش سرعت چرخشی اندازه دانه در ناحیه جوش کاهش می‌یابد؛ اما حرارت ورودی به سبب افزایش اصطکاک می‌تواند باعث حذف اثرات کار سرد و افزایش اندازه دانه در ناحیه متاثر از حرارت که منجر به کاهش استحکام می‌شود پس تعیین پارامتر سرعت چرخشی بهینه در قطعات کار شده امری ضروریست.
- در فرایند LBW به سبب تمرکز و چگالی انرژی بالا جوش باریک‌تر و تمیزتری و با اعوجاج حرارتی کمتر نسبت به جوشکاری ذوبی سنتی GTAW حاصل شد اما به دلیل تبخیر منیزیوم در ناحیه جوش و ایجاد تخلخل خواص مکانیکی بهبود چشمگیری نداشت.
- با بررسی سطوح شکست نمونه‌های جوشکاری شده با فرایند ذوبی مود شکست مختلط نرم و ترد دیده می‌شود؛ همچنین عیوب تخلخل و عدم نفوذ در تصاویر شکست آن‌ها مشهود است.
- نرم‌ترین مود شکست با ریزترین دیمپل‌ها مختص به نمونه‌های FSW بخصوص نمونه جوشکاری شده با سرعت چرخشی بهینه ۱۰۰۰ دور بر دقیقه می‌باشد.

## مراجع

[1] S. Katayama, *Fundamentals and details of laser welding*. Springer, 2020.
[2] G. K. Padhy, C. S. Wu, and S. Gao, “Friction stir based welding and processing technologies - processes, parameters, microstructures and applications: A review,” *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 34, no. 1, pp. 1–38, 2018, doi: https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.11.029.
[3] Y. B. Zhong, C. S. Wu, and G. K. Padhy, “Effect of ultrasonic vibration on welding load, temperature and material flow in friction stir welding,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 239, pp. 273–283, 2017, doi: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.08.025.
[4] Y. Huang, C. Shen, X. Ji, F. Li, Y. Zhang, and X. Hua, “Effects of Mg content on keyhole behaviour during deep penetration laser welding of Al-Mg alloys,” *Opt. Laser Technol.*, vol. 125, p. 106056, 2020, doi: https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106056.
[5] R. S. Mishra and Z. Y. Ma, “Friction stir welding and processing,” *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 50, no. 1, pp. 1–78, 2005, doi: https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001.
[6] M. Moradi, “Process and Outcome Comparison Between Laser , Tungsten Inert Gas ( TIG ) and Laser-TIG Hybrid Welding,” 2018.
[7] N. Kashaev, V. Ventzke, and G. Çam, “Prospects of laser beam welding and friction stir welding processes for aluminum airframe structural applications,” *J. Manuf. Process.*, vol. 36, pp. 571–600, 2018, doi: https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.10.005.
[8] C. J. Hsu, C. Y. Chang, P. W. Kao, N. J. Ho, and C. P. Chang, “Al–Al3Ti nanocomposites produced in situ by friction stir processing,” *Acta Mater.*, vol. 54, no. 19, pp. 5241–5249, 2006, doi: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.06.054.

# بررسی ناهمترازی جوش در مخازن و لوله های تحت فشار با رویکرد ارزیابی های صلاحیت سرویس دهی بر اساس استاندارد API 579-1/ASME FFS-1

**محمد مبین جواهری [۱]، فرزاد پهنانه *[۲]، شهاب الدین زنگنه[۳]**

[۱] دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشکده فنی مهندسی، دانشگاه رازی، کرمانشاه، ایران؛ mohammadmobinjavaheri@gmail.com

[۲*] دکتری مهندسی مواد و متالورژی، شرکت دانش بنیان فن فولاد سابین، کرمانشاه، ایران؛ farzad.pahnaneh@gmail.com

[۳] استادیار، گروه مهندسی مواد و نساجی، دانشکده فنی مهندسی، دانشگاه رازی، کرمانشاه، ایران؛ shzangeneh@razi.ac.ir

## چکیده

در این پژوهش به بررسی و ارزیابی هایFFS به منظور درک جامعی از قابلیت سرویس دهی مجدد تجهیزات آسیب دیده در صنایع نفت، گاز و پتروشیمی انجام گرفته است. یکی از مشکلاتی که صنایع نفت و گاز با آن مواجه است، بروز و ایجاد ناهمترازی جوش است که منجر به آسیب خستگی در تجهیزات تحت فشار می گردد. مخازن تحت فشار، مخازن ذخیره و سیستم های لوله کشی طی مدت طولانی سرویس دهی مستهلک می شوند، که این امر در نهایت یکپارچگی سیستم را تحت تأثیر قرار می دهد. در چنین شرایطی، اجرای ارزیابی های قابلیت سرویس دهی (Fitness For Service-FFS) جهت بررسی یکپارچگی ساختاری و افزایش عمر تجهیزات دارای نقص و تخمین عمر باقیمانده تجهیزات امری ضروری می باشد. در صورتی که تجهیز دارای ناهمترازی جوش یا اعوجاج پوسته باشد و این وضعیت همراه با ایجاد شیار یا عیوب شبه ترک باشد، لازم است برای تأیید قابلیت ادامه بهره‌برداری تجهیز، یک ارزیابی سطح ۳ انجام شود. در این شرایط، پایش در حین سرویس‌دهی معمولاً الزامی است. تجهیز دچار ناهمترازی جوش، اعوجاج از حالت دایره‌ای یا برآمدگی‌های موضعی شده است، که می‌توان از صفحات سخت‌کننده (Stiffening Plates) و وصله‌های همپوشان (Lap Patches) برای تقویت سازه استفاده کرد. انتخاب نوع تقویت به هندسه، شرایط دمایی و وضعیت بارگذاری تجهیز بستگی دارد. تقویت باید بر اساس اصول طراحی و تنش‌های مجاز تعریف‌شده در کد ساخت اولیه تجهیز انجام شود. رعایت این الزامات تضمین می‌کند که تقویت اعمال‌شده با ساختار اصلی سازه سازگار بوده و قابلیت ادامه بهره‌برداری ایمن تجهیز حفظ گردد. در بخش‌هایی از پوسته‌های استوانه‌ای که دچار اعوجاج از حالت دایره‌ای شده‌اند، می‌توان با استفاده از روش‌های مکانیکی، شکل آن‌ها را به محدوده تلرانس‌های ساخت اولیه یا به شکلی که تنش‌های موضعی را به حدود قابل پذیرش کاهش دهد، بازگرداند. استفاده از جک‌های هیدرولیکی در اصلاح شکل پوسته‌های استوانه‌ای سخت‌شده، نتایج موفقیت‌آمیزی داشته است. فرآیند شکل‌دهی باید تحت پایش و کنترل دقیق صورت گیرد تا احتمال آسیب به پوسته یا اتصالات جانبی به حداقل برسد. این روش امکان بازگرداندن هندسه سازه به شرایط قابل قبول را فراهم می‌کند و می‌تواند به‌عنوان یک راهکار عملی برای افزایش عمر باقی‌مانده و کاهش ریسک شکست مورد استفاده قرار گیرد. پایش در حین سرویس‌دهی یکی از ابزارهای کلیدی برای اطمینان از ایمنی، قابلیت بهره‌برداری و عمر باقی‌مانده تجهیزات تحت فشار است. این فرآیند شامل مجموعه‌ای از فعالیت‌ها و روش‌هاست که به‌طور مستمر یا دوره‌ای وضعیت تجهیز را در شرایط عملیاتی واقعی بررسی می‌کند. ارزیابی FFS انجام شده باعث صرفه جویی در هزینه ها و جلوگیری از تعمیرات غیر ضروری اجزاء، احتمال قطع ناگهانی در سیستم و اطمینان از ایمنی پرسنل واحد های صنعتی شده است.

**کلمات کلیدی:** ناهمترازی جوش؛ مخازن و لوله های تحت فشار؛ خستگی؛ ارزیابی های **FFS**

**مقدمه**

ارزیابی صلاحیت سرویس دهی (FFS)[1]، ارزیابی میزان بحرانی بودن عیوب مختلف و نیز تصمیم گیری در مورد ادامه سرویس دهی، تعدیل شرایط کاری، تعمیر و تعویض اجزاء معیوب را مشخص می کند. ارزیابی FFS منجر به جلوگیری از هزینه های غیر لازم برای تعمیر یا تعویض قطعات می گردد. شناخت عیوب ناشی از مکانیزم های تخریب در ارزیابی های FFS بسیار مورد اهمیت است. بنابراین بررسی مکانیزم های تخریب، شناسایی عوامل تاثیرگذار در ایجاد خسارات و روش های جلوگیری و کاهش تخریبات ناشی از آنها امری مهم می باشد. ادامه سرویس دهی همراه با اطمینان تجهیزاتی که در حین سرویس دچار استهلاک شده اند را FFS تعیین می کند. این امر باعث افزایش میزان امنیت در صنایع است. لوله ها و تجهیزات با افزایش عمر بهره برداری آنها به دلیل اثرات مخرب ناشی از شرایط کاری و عوامل محیطی دچار عیوب مختلف می شوند که تعمیر، جایگزینی و یا کاهش فشار بهره برداری آنها از دغدغه های شرکت های بهره برداری است. استفاده از روش تعمیر و یا جایگزینی خط لوله نیازمند ایجاد وقفه در سرویس دهی لوله و یا تجهیزات مربوطه است که معمولاً این توقف های پیش بینی نشده هزینه های زیادی را بر سیستم تحمیل می نمایند. همچنین تعمیر قسمت آسیب دیده نیازمند برنامه ریزی، تهیه مواد و اخذ مجوزهای لازم (مانند مجوز ایمنی) می باشد که یک فرآیند مستلزم زمان زیادی است و در اکثر موارد نمی توان به محض مشاهده عیب سریعاً نسبت به رفع آن اقدام نمود. یکی از تکنیک های مواجهه با این گونه مشکلات استفاده از روش ارزیابی FFS است. نحوه ارزیابی عیوب مختلف، پذیرش یا عدم پذیرش آنها از جمله خوردگی عمومی، خوردگی موضعی، خوردگی حفره ای، عیوب شبه ترک، ترک خوردگی هیدروژنی، جدالایگی ها، شکست ترد، ناهمترازی جوش و اعوجاج بدنه، خزش و خستگی برای سیستم لوله کشی، اجزاء تحت فشار و مخازن با ابعاد و اندازه عیوب براساس استاندارد API 579-1/ASME FFS-1 مورد بررسی قرار می گیرند. در این پژوهش به بررسی و واکاوی اثر اعواج و ناهمترازی جوش در صفحات تخت، پوسته‌های استوانه‌ای، مخروطی و کروی، و همچنین کلاهک های شکل‌داده شده پرداخته شده است[ ۱] .

هدف از ارزیابی FFS امکان سرویس دهی تجهیزات با وجود عیوب گزارش شده و یا عدم امکان سرویس دهی و در نتیجه تعویض و یا تعمیر آنها می باشد. در صورتیکه بر اساس نتایج ارزیابی، تجهیز بتواند بدون نیاز به تعمیر و یا جایگزینی حداقل تا دوره توقف پیش بینی شده بعدی به سرویس دهی ادامه دهد، صرفه جویی قابل ملاحظه ای در هزینه ها و زمان صورت خواهد پذیرفت. اما هرگونه ارزیابی جهت استفاده از تجهیز دارای عیب بایستی تضمین نماید که ایمنی تجهیز در محدوده قابل قبول قرار داشته و همچنین روش ارزیابی بایستی به روشنی بتواند عمر باقیمانده را با دقت قابل قبولی پیش بینی نماید[۱،۲].

هنگامی که یک نقص و یا عیوب متعدد در ساختار تجهیز یافت می شوند، برای ارزیابی وضعیت اجزای تحت فشار حاوی نقص یا آسیب، می توان از ارزیابی FFS استفاده کرد. نتیجه ارزیابی FFS تعیین می کند که آیا تجهیزات برای شرایط عملیاتی فعلی مناسب است یا خیر. پس با استفاده از استاندارد API 579-1/ASME FFS-1 ، تجهیزات می توانند به کار ادامه دهند، تعمیر و یا تعویض شوند. نقص های به وجود آمده در حین سرویس مانند خوردگی عمومی، حفره ای، ترک خوردگی ناشی از تنش (SSC)، ترک خوردگی هیدروژنی (HIC)و جدالایگی ها ممکن است ایجاد شوند یا در طی فرآیند جوشکاری نظیر تخلخل، ناخالصی ها، عدم نفوذ کافی، ترک خوردگی و جدایش میکرو یا ماکرو ایجاد شود. وجود نقص و عیب می تواند تمامیت مکانیکی اجزای تحت فشار را به خطر اندازد[ ۳] .

[1] Fitness For Service

(شکل ۱) عیوب و مکانیزم های تخریب قابل ارزیابی با **FFS** [۱].

استاندارد API 579-1/ASME FFS-1 سه سطح ارزیابی را برای بررسی عیوب مشاهده شده در تجهیزات پیشنهاد نموده است.

**- ارزیابی صلاحیت سرویس دهی (FFS) در سطح ۱**

این نوع ارزیابی فقط برای سازه های نوع A قابل اعمال می باشد و در ارزیابی با این سطح فقط بار ناشی از سیال داخلی در محاسبات در نظر گرفته می شود. در صورت وجود سایر بارها بایستی ارزیابی با سطوح بالاتر صورت پذیرد. در صورتیکه که تعداد زیادی از عیوب نزدیک به هم وجود داشته باشد و یا عمق قسمت های مختلف عیب باهم تفاوت داشته باشد، این نوع ارزیابی نتایج محتاطانه تری بدست داده و برای تخمین بهتر شرایط سازه نیازمند ارزیابی با سطوح بالاتر خواهد بود.

در صورتیکه اگر در این سطح عیب مورد تایید واقع نشد، یکی از تصمیم های ذیل اتخاذ می گردد[ ۱،۴].

- انجام تعمیر و بازیابی استحکام از دست رفته
- کاهش فشار و یا اعمال تغییرات لازم در دما و ادامه سرویس بهره برداری
- کاهش دوره زمانی بازرسی فنی آینده
- از سرویس خارج نمودن تجهیز
- ارزیابی سطح ۲ FFS

**- ارزیابی صلاحیت سرویس دهی (FFS) در سطح ۲**

در صورتیکه تفاوت در عمق قسمت های مختلف عیب وجود داشته باشد، بر اساس محاسبات این روش ارزیابی، تخمین دقیق تری از شرایط سازه به دست می آید. همچنین در این روش ارزیابی علاوه بر فشار ناشی از سیال داخل سازه، انواع دیگر بارهای موجود در منطقه تحت بررسی، همچون ممان خمشی نیز در محاسبات دخالت داده می شوند.

انجام در سطح ۲ بازرسی دقیق تر و اقتصادی تر می شود. داده های بیشتری نسبت به سطح یک مورد نیاز است. گاها مشخص کردن داده ها نیاز به زمان بیشتری دارد. محاسبات نیز نسبت به سطح ۱ پیچیده تر می باشد. اگر در این سطح نیز عیب مورد تایید واقع نشد، یکی از تصمیم های ذیل اتخاذ می شود.

- انجام تعمیر و بازیابی استحکام از دست رفته

- کاهش فشار و یا اعمال تغییرات لازم در دما و ادامه سرویس بهره برداری
- کاهش دوره زمانی بازرسی فنی آینده
- از سرویس خارج نمودن تجهیز
- استفاده از سطح ۳ ارزیابی FFS

**- ارزیابی صلاحیت سرویس دهی (FFS) در سطح ۳**

این نوع ارزیابی بیشتر در مواردی مورد استفاده قرار می گیرد که شکل هندسی سازه و یا عیوب پیچیده باشند. جزییات و اطلاعات مورد نیاز برای سطح ۳ نسبت به سطح ۲ بیشتر است. در این روش تحلیل و آنالیز تنش به روش های عددی (Numerical Method) مانند المان محدود (Finite Element) انجام می شود. سطح ۳ اغلب استفاده از محیط های نرم افزاری مانند آباکوس، انسیس و ... می باشد. مواردی که لازم است در ارزیابی FFS سطح ۳ در نظر گرفته شود:

باید گزارش جامع و کامل شامل موارد زیر برای تجهیزاتی که قرار است ارزیابی شوند، بدست آید. میزان اطلاعات مورد نیاز برای ارزیابی FFS، به طور کلی به مکانیزم خسارت و سطح ارزیابی بستگی دارد.

- اطلاعات مربوط به شرایط عملیاتی، که شامل فشار، دما و همچنین شرایط نامساعد عملیاتی می باشد، بایستی فراهم گردد. در برخی از موارد ممکن است یک نمودار توزیع داده مربوط به داده های عملیاتی شامل داده های فشار و دما در ارزیابی های FFSنیاز شود [۱،۵].
- مستندات مربوط به تغییرات عمده و مهم در شرایط سرویس دهی مثل تغییرات فشار، دما، نرخ خوردگی و محتوای سیال. همچنین شرایط مربوط به گذشته و آینده ی سرویس دهی باید مرور و مستندسازی شوند.
- دادهای مربوط به نصب تجهیز و خلاصه ایی از تمامی تغییرات و تعمیرات که شامل محاسبات الزامی، تغییرات مواد، و روش های تعمیر (مثل روش های عملیات حرارتی پس از جوشکاری) جزء موارد لازم برای بررسی FFS تلقی می شود. محاسبات باید میزان ضخامت جداره ی مورد نیاز و مقادیر مجاز برای بارهای مکمل مثل بارهای اعمالی در اثر وزش باد و وقوع زمین لرزه را شامل شود.
- گزارش های ثبت شده از هیدروتست هایی که به عنوان بخشی از تعمیرات اجرا شده اند به منظور دقیق FFS باید ارائه شود.
- داده های مربوط به نتایج آزمون های دوره ای که در زمان سرویس دهی صورت گرفته اند. این آزمون ها شامل اندازه گیری ضخامت و نتایج مربوط به آزمون های غیرمخرب می شوند که به منظور تعیین بی نقص بودن ساختار و تعیین نرخ خوردگی مورد استفاده قرار گرفته اند.
- گزارش های ثبت شده از تعمیرات داخلی، جوشکاری ها و تمامی اصلاحات داخلی انجام شده به منظور ارزیابی FFS باید به دقت تعریف شود.

اگر هندسه اتصال یک جزء (تجهیز) با وجود نواقص همچنان در محدوده تلرانس‌های ساخت اولیه باشد، معمولاً انجام یک ارزیابی سطح ۱ برای ناهمترازی جوش کافی است. با این حال، در برخی موارد نیاز به بررسی دقیق‌تر وجود دارد؛ مانند اجزایی که تحت بارگذاری چرخه‌ای قرار دارند یا اجزایی که دارای اعوجاج موضعی پوسته نظیر برآمدگی هستند[۶] .

**مواد و روش پژوهش**

دسته‌بندی‌های ناهم‌ترازی جوش در این بخش شامل موارد زیر است:

- جابجایی خط مرکزی
- ناهم‌ترازی زاویه‌ای
- ترکیب جابجایی خط مرکزی و ناهم‌ترازی زاویه‌ای در محل اتصال جوش‌های لب‌به‌لب

این دسته‌بندی‌ها برای اجزایی مانند صفحات تخت، پوسته‌های استوانه‌ای و پوسته‌های کروی مطرح می‌شوند.

**۲-۱- بررسی اعوجاج پوسته**

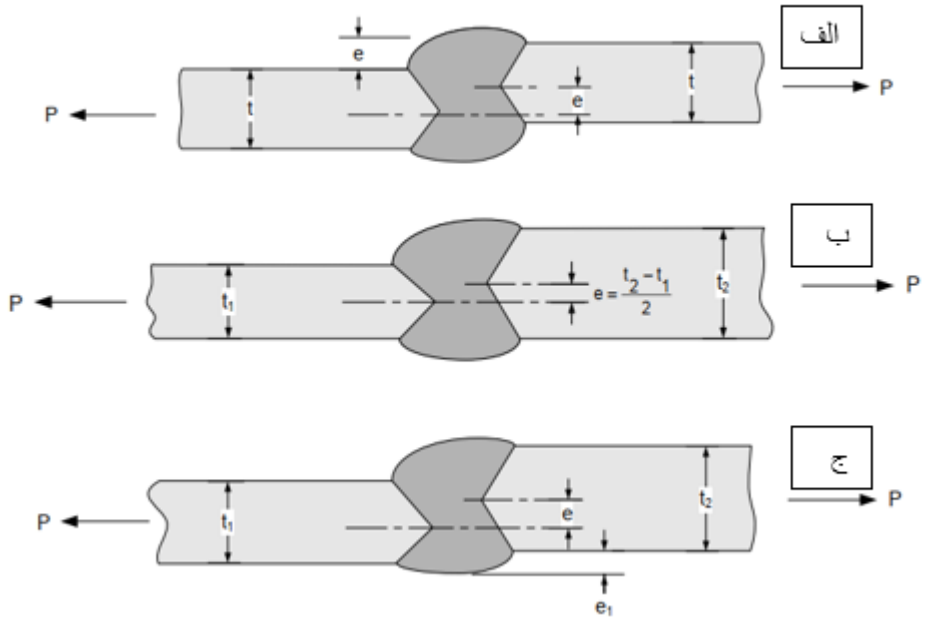
الف) اعوجاج کلی پوسته انحراف پوسته از هندسه ایده‌آل در راستای طولی و/یا محیطی که بیش از حدود مجاز تعیین‌شده در کد یا استاندارد مربوطه باشد. این نوع اعوجاج معمولاً تغییر شکل قابل‌توجهی در پوسته ایجاد می‌کند (مانند وجود چندین انحنای موضعی) و اغلب نیازمند ارزیابی سطح ۳ بر اساس روش‌های تحلیل عددی است.

ب) بیضوی‌شدن [2] انحراف مقطع عرضی یک پوسته استوانه‌ای یا خم لوله از هندسه دایره‌ای ایده‌آل. در پوسته‌های استوانه‌ای، بیضوی‌شدن در راستای طولی ثابت فرض می‌شود و در راستای محیطی می‌تواند به‌صورت کلی (شکل بیضی) یا با شکل‌های دلخواه رخ دهد. در زانویی لوله، بیضوی‌شدن در ناحیه میانی به‌صورت کلی (بیضی‌شکل) در نظر گرفته می‌شود، زمانی که میزان بیضوی‌شدن در انتها برابر یا بیشتر از ۵۰٪ مقدار میانی باشد[۸،۷].

ج) برآمدگی [3] انحراف رو به بیرون مقطع یک عضو پوسته از هندسه ایده‌آل که با شعاع‌های موضعی و گستره زاویه‌ای مشخص می‌شود. هندسه برآمدگی می‌تواند کروی یا استوانه‌ای باشد. نقاط تخت (شعاع انحنای بی‌نهایت) در دسته برآمدگی قرار نمی‌گیرند و به‌عنوان اعوجاج کلی پوسته طبقه‌بندی می‌شوند. اگر برآمدگی در محل یک تاول رخ دهد، باید از روش‌های تحلیل ارائه شده در بخش ۷ استاندارد API 579 برای ارزیابی استفاده شود.

**۲-۲- اندازه‌گیری ناهم‌ترازی شعاعی و زاویه‌ای در محل اتصال جوش**

برای استفاده از روش‌های ارزیابی مربوط به ناهم‌ترازی جوش، لازم است میزان ناهم‌ترازی شعاعی و زاویه‌ای در محل اتصال جوش اندازه‌گیری شود (شکل۲).




شکل۲. ناهمترازی جوش در اتصال لب به لب ورق های تخت، الف) ورق با ضخامت یکسان با سطح داخلی و خارجی غیر هم مرکز ،ب) ورق با ضخامت های متفاوت و هم مرکز در یک سطح، ج) ورق با ضخامت های متفاوت و غیر هم مرکز در هر دو سطح خارجی و داخلی[۱] .

[2] Out-of-roundness
[3] Bulge

الف) صفحات تخت:(Flat Plates)

تعیین این دو کمیت با دانستن ضخامت صفحات، وضعیت قرارگیری سطوح در محل جوش (برای مثال، هم‌ترازی سطوح داخلی)، بیشترین میزان جابجایی بین محورهای مرکزی صفحات در محل جوش و برای ناهم‌ترازی زاویه‌ای، ارتفاع و طول مؤثر که انحراف را مشخص می‌کنند، امکان‌پذیر است.

ب) پوسته‌های استوانه‌ای یا کروی:(Cylindrical or Spherical Shells)

- ناهم‌ترازی شعاعی با دانستن ضخامت صفحات و وضعیت قرارگیری سطوح در محل جوش (برای مثال، هم‌ترازی سطوح داخلی) تعیین می‌شود.

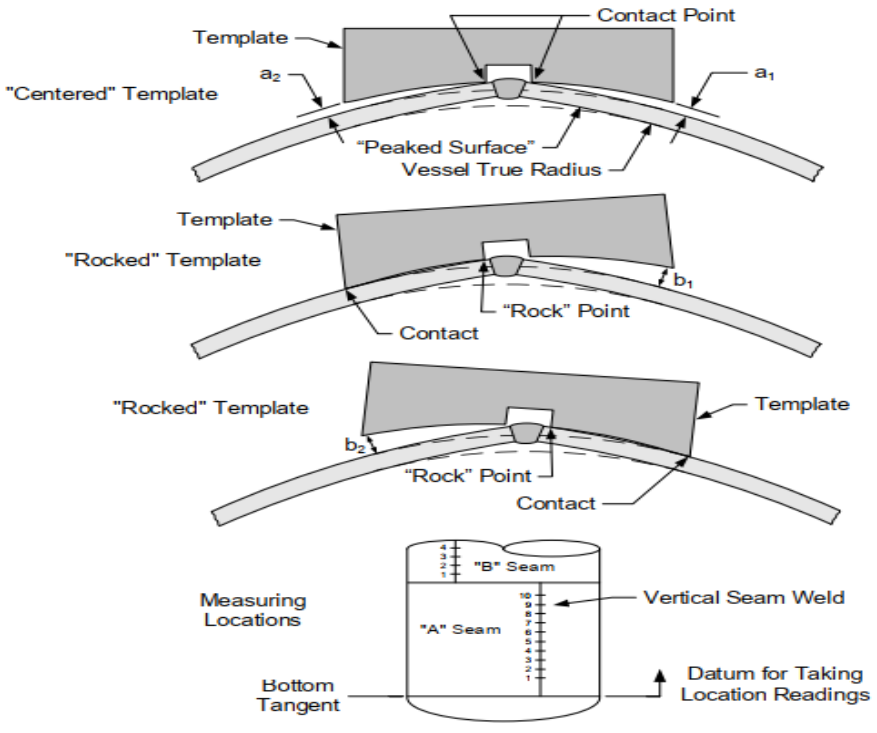
- ناهم‌ترازی زاویه‌ای در محل جوش با استفاده از یک قالب مطابق شکل ۳ مشخص می‌گردد.

- طول قوسی قالب باید فراتر از ناحیه تغییر شکل موضعی ناشی از ناهم‌ترازی زاویه‌ای (یا نقطه تماس مطابق شکل۳) امتداد یابد.

- قالب باید بر اساس شعاع داخلی یا خارجی استوانه، بسته به شرایط، تنظیم شود.

- قالب باید دارای شیار (Notch) باشد تا هیچ بخشی از آن با ناحیه تقویت جوش (Weld Cap) تماس نداشته باشد.

با استفاده از این روش، بیشترین میزان انحراف قابل محاسبه است و می‌توان از معادلات ارائه‌شده برای تعیین مقدار دقیق استفاده کرد.




شکل۳. روش اندازه‌گیری برای تعیین میزان پیک در یک پوسته [۱].

*استفاده از قالب مرکزی (Center Template):

$$\delta = \frac{(a_1 + a_2)}{2} \quad (۱)$$

*استفاده از قالب مایل (Rocked Template):

$$\delta = \frac{(b_1 + b_2)}{4} \quad (۲)$$

که در آن، $a_1$، $a_2$، $b_1$ و $b_2$ در شکل ۲ تعریف شده‌اند.

## نتایج و بحث

### اندازه‌گیری شعاع و انحراف از شعاع میانگین در پوسته‌های استوانه‌ای

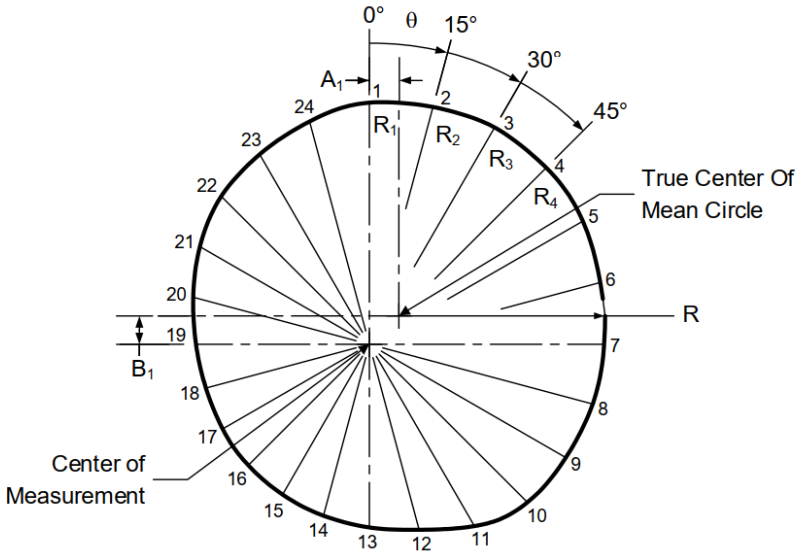
برای استفاده از روش‌های ارزیابی مربوط به بیضوی‌شدن محیطی[4] در پوسته‌های استوانه‌ای، لازم است شعاع و میزان انحراف آن از شعاع میانگین در نقاط مختلف پیرامون محیط اندازه‌گیری شود[۹].

الف) حالت بیضوی‌شدن کلی[5]

در این حالت، اندازه‌گیری بیشترین قطر، کمترین قطر و قطر میانگین ضروری است.

ب) حالت بیضوی‌شدن دلخواه[6]

برای اعمال روش‌های ارزیابی، باید شعاع استوانه در ایستگاه‌های مختلف پیرامون محیط با دقت اندازه‌گیری شود. اندازه‌گیری باید در تعداد زوجی از فواصل مساوی پیرامون محیط انجام گیرد تا پروفیل مقطع عرضی به‌طور کامل مشخص شود (مطابق شکل۴).



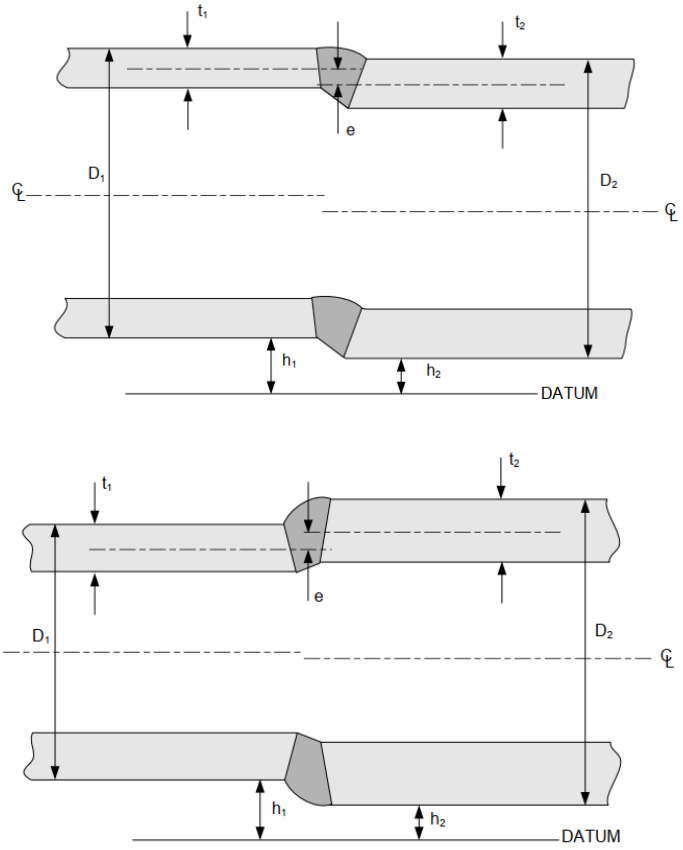

شکل۴. روش اندازه گیری غیر هم محور شدگی در استوانه [۱].

*حداقل تعداد نقاط اندازه‌گیری توصیه‌شده ۲۴ نقطه است.

*اگر دسترسی به داخل مخزن ممکن نباشد، باید از روش‌های جایگزین برای تعیین پروفیل مقطع استفاده شود:

[4] Circumferential Out-of-Roundness
[5] Global Out-of-Roundness
[6] Arbitrary Out-of-Roundness

- در مخازنی که دارای حلقه‌های تقویتی[7] هستند، می‌توان با قرار دادن تراز روی قطر خارجی حلقه‌ها و اندازه‌گیری میزان جابجایی شعاعی تا سطح تغییر شکل‌یافته، انحراف پوسته بین حلقه‌ها را تعیین کرد. این روش در صورتی دقیق است که حلقه‌ها خودشان به‌طور قابل‌توجهی بیضوی نشده باشند.
- در مخازنی بدون حلقه تقویتی، می‌توان از یک تراز عمودی یا شاقول (Plumb Line) در کنار پوسته استفاده کرد و میزان جابجایی شعاعی را اندازه گرفت (مطابق شکل۵).




شکل۵. ناهمترازی جوش و هم مرکز نبودن در اتصالات جوش محیطی بدنه استوانه. الف ) ناهمترازی جوش در ضخامت یکسان (D1 = D2) ب)ناهمترازی جوش در ضخامت غیر یکسان (D1 ≠ D2) [۱] .

۲- برای تعیین انحراف از دایره میانگین، اندازه‌گیری‌های شعاعی باید نسبت به شعاع میانگین و خطای ناشی از موقعیت مرکز اندازه‌گیری اصلاح شوند.
*اگر شعاع در $i$ نقطه گسسته پیرامون محیط قابل نمایش با سری فوریه (Fourier Series) مطابق معادله (۳) باشد، آنگاه شعاع در یک موقعیت زاویه‌ای $\theta$ با استفاده از معادله (۴) محاسبه می‌شود.

[7] Stiffening Rings

$$R_i = R_m + \sum_{n=1}^{N}\left( A_n \cos\left[\frac{2\pi(i-1)}{M}n\right] + B_n \sin\left[\frac{2\pi(i-1)}{M}n\right]\right) \quad (۳)$$

$$R(\theta) = R_m + A_1 \cos[\theta] + B_1 \sin[\theta] + \varepsilon \quad (۴)$$

۳- محاسبه شعاع اصلاح‌شده و انحراف از دایره میانگین

برای تعیین دقیق شکل مقطع پوسته‌های استوانه‌ای و اعمال روش‌های ارزیابی بیضوی‌شدن محیطی، لازم است شعاع اصلاح‌شده و میزان انحراف از دایره میانگین محاسبه شوند.

شعاع اصلاح‌شده : با استفاده از معادله (۵) محاسبه می‌شود. این معادله شعاع اندازه‌گیری‌شده را نسبت به شعاع میانگین و خطای ناشی از موقعیت مرکز اصلاح می‌کند.

انحراف از دایره میانگین :(Deviation from Mean Circle) با استفاده از معادله (۶) محاسبه می‌شود. این مقدار نشان‌دهنده میزان اختلاف شعاع در نقاط مختلف پیرامون محیط نسبت به شعاع میانگین است و شاخصی برای ارزیابی میزان بیضوی‌شدن پوسته محسوب می‌شود[۱۰] .

این دو معادله ابزار اصلی برای تبدیل داده‌های میدانی به مقادیر قابل استفاده در تحلیل صلاحیت سرویس‌دهی (FFS) هستند و امکان مقایسه دقیق بین شکل واقعی پوسته و شکل ایده‌آل دایره‌ای را فراهم می‌کنند.

$$R_i^c = R_i - A_1 \cos\left[\frac{2\pi(i-1)}{M}\right] - B_1 \sin\left[\frac{2\pi(i-1)}{M}\right] \quad (۵)$$

$$\varepsilon_i = R_i^c - R_m \quad (۶)$$

۴- محاسبه شعاع میانگین و ضرایب سری فوریه

شعاع میانگین :(Mean Radius) در معادله (۶) با استفاده از معادله (۷) محاسبه می‌شود. این مقدار مبنای مقایسه برای تعیین انحراف از دایره میانگین است.

ضرایب سری فوریه :(Fourier Series Coefficients) برای نمایش تغییرات شعاع در پیرامون محیط، ضرایب سری فوریه باید محاسبه شوند. این ضرایب را می‌توان با استفاده از معادلات (۸) و (۹) به دست آورد.

پارامترهای $M1$ و $B1$: در معادله (۵)، این دو پارامتر به‌ترتیب برابر با مقدار دوم جمله‌های سینوسی و کسینوسی از ضرایب محاسبه‌شده سری فوریه هستند. این مقادیر برای اصلاح شعاع و تعیین دقیق انحراف از دایره میانگین به کار می‌روند [۱۰،۱۱،۱] .

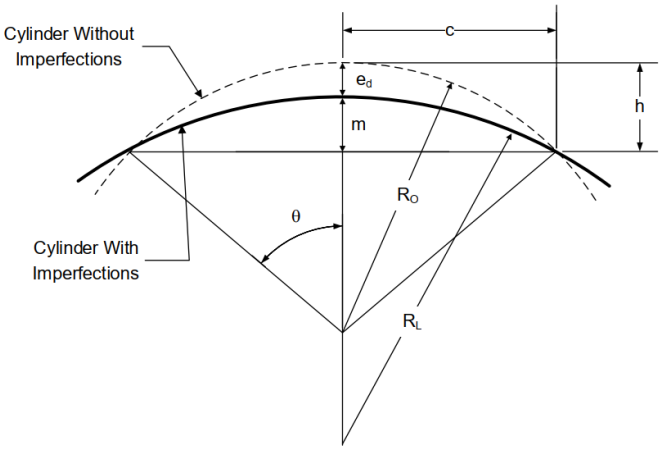
$$R_m = \frac{1}{M}\sum_{i=1}^{M} R_i \quad (۷)$$

$$A_n = \frac{2}{M}\sum_{i=1}^{M} R_i \cos\left[\frac{2\pi(i-1)}{M}n\right] \quad (۸)$$

$$B_n = \frac{2}{M}\sum_{i=1}^{M} R_i \sin\left[\frac{2\pi(i-1)}{M}n\right] \quad (۹)$$

برآورد شعاع موضعی $RL$ در پوسته‌های استوانه‌ای برای استفاده از روش‌های ارزیابی مربوط به ناهمگنی‌های موضعی در پوسته‌های استوانه‌ای تحت فشار خارجی، لازم است مقدار شعاع موضعی RL برآورد شود.

شعاع موضعی RL نشان‌دهنده شعاع در ناحیه‌ای است که دچار تغییر شکل یا اعوجاج شده است.
این مقدار مبنای اصلی برای تحلیل پایداری و ارزیابی صلاحیت سرویس‌دهی پوسته در برابر فشار خارجی محسوب می‌شود.
برآورد RL باید مطابق با راهنمایی‌های ارائه‌شده در شکل۵ انجام گیرد تا هندسه واقعی تغییر شکل‌یافته به‌طور دقیق مشخص شود.




$$\theta = \frac{90}{n} \quad (۱۰)$$

$$h = R_o\left(1-\cos[\theta]\right) \quad (۱۱)$$

$$c = R_o \sin[\theta] \quad (۱۲)$$

$$m = h - e_d \quad (۱۳)$$

$$R_L = \frac{m^2 + c^2}{2m} \quad (۱۴)$$

شکل ۶ . تعریف شعاع محلی مورد استفاده برای محاسبه فشار خارجی مجاز در یک پوسته استوانه‌ای با انحراف هندسی

**برآورد شعاع‌های موضعی برآمدگی و گستره زاویه‌ای آن**

برای استفاده از روش‌های ارزیابی مربوط به برآمدگی‌ها (Bulges) در پوسته‌های استوانه‌ای، لازم است موارد زیر مشخص شوند:

- شعاع‌های موضعی برآمدگی (Local Bulge Radii): اندازه‌گیری دقیق شعاع در ناحیه تغییر شکل‌یافته برای تعیین شدت برآمدگی ضروری است.
- گستره زاویه‌ای برآمدگی (Bulge Angular Extent): تعیین زاویه‌ای که برآمدگی در پیرامون پوسته گسترش یافته است، برای تحلیل هندسی و مکانیکی اهمیت دارد.

علاوه بر این، اگر برآمدگی ناشی از گرمایش موضعی باشد، باید موارد زیر نیز در نظر گرفته شوند:

*اندازه‌گیری سختی (Hardness Values): بررسی تغییرات سختی در ناحیه برآمدگی به‌عنوان شاخصی از تغییر خواص مکانیکی ماده.

*آزمون‌های میدانی (In-situ Testing): انجام آزمایش‌های تکمیلی در محل برای ارزیابی وضعیت ماده و تعیین میزان آسیب ناشی از گرمایش.

این داده‌ها پایه و اساس تحلیل قابلیت سرویس‌دهی (FFS) در شرایط وجود برآمدگی هستند و بدون آن‌ها امکان دستیابی به نتایج معتبر وجود ندارد.

**گذر از سطح ۱ به سطوح بالاتر ارزیابی**

اگر جزء یا تجهیز نتواند الزامات ارزیابی سطح ۱ را برآورده کند، لازم است تحلیل‌های پیشرفته‌تر انجام شود. در این حالت می‌توان از:

ارزیابی سطح ۲ :(Level 2 Assessment) برای بررسی دقیق‌تر یکپارچگی سازه‌ای در شرایطی مانند ناهم‌ترازی جوش یا اعوجاج پوسته.

ارزیابی سطح ۳ :(Level 3 Assessment) برای تحلیل‌های جامع‌تر شامل هندسه‌های پیچیده، بارگذاری‌های خاص و استفاده از روش‌های عددی و تحلیل تنش دقیق.

به این ترتیب، سطوح بالاتر ارزیابی امکان بررسی کامل‌تر و دقیق‌تر شرایط تجهیز را فراهم می‌کنند و اطمینان بیشتری از قابلیت سرویس‌دهی آن به دست می‌آید.

**ارزیابی سطح ۲(Level 2 Assessment)**

ارزیابی سطح ۲ روشی پیشرفته‌تر نسبت به سطح ۱ است و برای تجهیزاتی به کار می‌رود که دارای ناهم‌ترازی جوش یا اعوجاج پوسته (Out-of-Roundness)هستند. این سطح از ارزیابی امکان برآورد دقیق‌تر یکپارچگی سازه‌ای جزء یا تجهیز را فراهم می‌کند.

- ویژگی‌های اصلی ارزیابی سطح ۲ عبارت‌اند از:

*در نظر گرفتن فشار کاری و بارهای کمکی: این سطح می‌تواند علاوه بر فشار داخلی یا خارجی، اثر بارهای اضافی وارد بر تجهیز را نیز لحاظ کند.

*تحلیل هندسه‌های پیچیده: شامل اجزایی با ضخامت‌های متفاوت دیواره یا محل‌های مختلف جوش.

*انعطاف‌پذیری در کاربرد: ارزیابی سطح ۲ برای تجهیزاتی مناسب است که هندسه آن‌ها از حالت ایده‌آل خارج شده اما هنوز نیاز به تحلیل‌های بسیار پیچیده سطح ۳ ندارند.

*تعیین شرایط سرویس‌دهی ایمن: نتایج این سطح از ارزیابی می‌تواند مبنای تصمیم‌گیری برای ادامه بهره‌برداری یا نیاز به تعمیر باشد.

به این ترتیب، ارزیابی سطح ۲ یک پل میان بررسی‌های ساده سطح ۱ و تحلیل‌های جامع سطح ۳ محسوب می‌شود و برای بسیاری از تجهیزات صنعتی کاربردی و کافی است.

**رویه‌های ارزیابی سطح ۲(Level 2 Assessment Procedures)**

رویه‌های ارزیابی سطح ۲ شامل روش‌های محاسباتی برای بررسی ناهم‌ترازی جوش یا اعوجاج پوسته در اجزایی هستند که تحت فشار و بارهای کمکی قرار دارند.

این روش‌ها امکان تحلیل دقیق‌تر هندسه و شرایط بارگذاری تجهیز را فراهم می‌کنند.

در صورتی که نتایج به‌دست‌آمده با معیارهای پذیرش تعریف‌شده در این بخش مطابقت نداشته باشند، روش‌های محاسباتی ارائه‌شده می‌توانند برای بازارزیابی و تعیین صلاحیت جدید تجهیز(Rerating) مورد استفاده قرار گیرند.

به این ترتیب، ارزیابی سطح ۲ نه تنها وضعیت فعلی تجهیز را مشخص می‌کند، بلکه راهکاری برای ادامه بهره‌برداری ایمن یا تعیین نیاز به اقدامات اصلاحی ارائه می‌دهد[۱۲] .

شکل۷. تصاویر ماکروسکوپی از انواع ناهمترازی جوش

## مراحل ارزیابی خستگی

گام اول: تعیین نوع بارگذاری، تنش غشایی مرتبط و تعداد سیکل‌های بهره‌برداری.
در صورت وجود دامنه متغیر تنش غشایی، تعداد معادل سیکل‌ها باید از روش‌های ارائه‌شده در بخش ۱۴ استاندارد API 579 محاسبه می شود.
گام دوم: تعیین نسبت تنش خمشی القایی به تنش غشایی RB ناشی از ناهمترازی جوش، اعوجاج پوسته یا ترکیب آن‌ها.
گام سوم: با استفاده از تاریخچه بارگذاری و تنش غشایی از گام اول و پارامترهای RB از گام دوم، دامنه تنش برای تحلیل خستگی را با استفاده از جدول ۸.۱۲ محاسبه می شود.
گام چهارم: تعداد سیکل‌های مجاز را با استفاده از دامنه تنش محاسبه‌شده در گام سوم و روش‌های ارائه‌شده در بخش ۱۴ تعیین کنید.
گام پنجم: ارزیابی نتایج؛ اگر تعداد سیکل‌های مجاز برابر یا بیشتر از تعداد سیکل‌های بهره‌برداری باشد، آنگاه تجهیز در سطح ۲ قابل پذیرش خواهد بود.

جدول ۱ . داده های مورد نیاز برای ارزیابی خستگی در ناهمترازی جوش بر اساس استاندارد API 579 [۱]

| انواع ارزیابی خستگی | داده های تنشی |
|---|---|
| Elastic Stress Analysis using welded joint fatigue curves (see Part 14) | Flat Plate – Weld misalignment<br>$\Delta\sigma_m = \sigma_{ms}$<br>$\Delta\sigma_b = \sigma_{ms}\left(R_b^{pc} + R_b^{pa}\right)$<br>Cylinder, Circumferential Weld Joint – Weld misalignment<br>$\Delta\sigma_m = \sigma_m + \sigma_{ms}$<br>$\Delta\sigma_b = \sigma_m\left(R_b^{ccjc} + R_b^{ccja}\right) + \sigma_{ms}\left(R_{bs}^{ccjc} + R_{bs}^{ccja}\right)$<br>Cylinder, Longitudinal Weld Joint – Weld misalignment and out-of-roundness<br>$\Delta\sigma_m = \sigma_m$<br>$\Delta\sigma_b = \sigma_m\left(R_b^{cljc} + R_b^{clja} + R_b^{or}\right)$<br>Spheres, Circumferential Weld Joint – Weld misalignment<br>$\Delta\sigma_m = \sigma_m$<br>$\Delta\sigma_b = \sigma_m\left(R_b^{scjc} + R_b^{scja}\right)$ |
| Elastic Stress Analysis using smooth bar fatigue curves (see Part 14) | Flat Plate – Weld misalignment (See Note Below)<br>$\Delta S_P = \sigma_{ms}\left(1 + R_b^{pc} + R_b^{pa}\right)K_f$<br>Cylinder, Circumferential Weld Joint – Weld misalignment (See Note Below)<br>$\Delta S_P = \left[\sigma_m\left(1 + R_b^{ccjc} + R_b^{ccja}\right) + \sigma_{ms}\left(1 + R_{bs}^{ccjc} + R_{bs}^{ccja}\right)\right]K_f$<br>Cylinder, Longitudinal Weld Joint – Weld misalignment and out-of-roundness (See Note Below)<br>$\Delta S_P = \sigma_m\left(1 + R_b^{cljc} + R_b^{clja} + R_b^{or}\right)K_f$<br>Spheres, Circumferential Weld Joint – Weld misalignment (See Note Below)<br>$\Delta S_P = \sigma_m\left(1 + R_b^{scjc} + R_b^{scja}\right)K_f$ |

### ارزیابی عمر باقی‌مانده [8]

ارزیابی عمر باقی‌مانده یکی از مراحل کلیدی در تحلیل قابلیت ادامه بهره‌برداری تجهیزات تحت فشار و سازه‌های صنعتی است. هدف اصلی این ارزیابی، تعیین مدت زمان قابل اعتماد برای ادامه سرویس‌دهی تجهیز پیش از نیاز به تعمیر، تعویض یا خروج از سرویس می‌باشد[۱۳] .

مراحل اصلی ارزیابی عمر باقی‌مانده عبارتند از:

الف) جمع‌آوری داده‌های عملیاتی و بازرسی

شامل تاریخچه بارگذاری، فشار کاری، دما، سیکل‌های بهره‌برداری و نتایج آزمون‌های غیرمخرب.

ب) شناسایی مکانیزم‌های تخریب فعال

[8] Remaining Life Assessment

مانند خوردگی، خزش، خستگی، کمانش یا ترک ناشی از تنش‌های موضعی.

ج) تحلیل تنش و کرنش

با استفاده از روش‌های خطی یا غیرخطی (FEA) ، تحلیل خزش، تحلیل خستگی برای تعیین وضعیت فعلی تجهیز.

د) محاسبه نرخ پیشرفت تخریب

بر اساس داده‌های تجربی یا مدل‌های پیش‌بینی، میزان رشد ترک یا افزایش کرنش خزشی برآورد می‌شود.

هـ) تعیین عمر باقی‌مانده

با مقایسه وضعیت فعلی با حدود مجاز تعریف‌شده در استانداردها، مدت زمان باقی‌مانده برای بهره‌برداری ایمن مشخص می‌گردد.

و) تصمیم‌گیری مهندسی

در صورت کافی بودن عمر باقی‌مانده، تجهیز می‌تواند به بهره‌برداری ادامه دهد؛ در غیر این صورت باید تعمیر، تعویض یا ارزیابی سطح بالاتر انجام شود.

**ارزیابی عمر باقی‌مانده اجزای دارای ناهمترازی جوش**

ارزیابی عمر باقی‌مانده برای اجزایی که دچار ناهمترازی جوش یا اعوجاج پوسته هستند، معمولاً در یکی از سه دسته زیر قرار می‌گیرد:

الف) کاهش ضخامت فلز ناشی از محیط خورنده/ساینده:(Metal Loss)

*در این حالت، حفاظت کافی در برابر محیط خورنده یا ساینده از طریق تعیین یک مقدار مناسب برای مجاز خوردگی آینده (Corrosion Allowance) برقرار می‌شود.

*عمر باقی‌مانده به‌عنوان تابعی از زمان با استفاده از روش MAWP Approach ارائه‌شده در بخش ۴، بند ۴.۵.۲ قابل محاسبه است.

ب) بارگذاری چرخه‌ای:(Cyclic Loading)

*در ارزیابی سطح ۲، یک تحلیل خستگی برای ناهماهنگی جوش و اعوجاج از حالت دایره‌ای انجام می‌شود (مطابق بند ۸.۴.۳.۸ و بخش ۱۴).

*عمر باقی‌مانده با ترکیب نتایج این تحلیل و تاریخچه عملیاتی تجهیز تعیین می‌گردد.

ج) عملکرد در دمای بالا:(High Temperature Operation)

*در صورتی که تجهیز در محدوده خزش (Creep Regime) فعالیت کند، باید از روش‌های ارزیابی ارائه‌شده در بخش ۱۰ برای تعیین عمر باقی‌مانده استفاده شود.

**الزامات ارزیابی سطح ۳ (Level 3 Assessment)**

در صورتی که شرایط بهره‌برداری جزء (تجهیز) در هیچ‌یک از دسته‌های ذکرشده (کاهش ضخامت فلز، بارگذاری چرخه‌ای، یا عملکرد در دمای بالا) قرار نگیرد، لازم است یک تحلیل دقیق سطح ۳ انجام شود.

هدف اصلی این تحلیل، تعیین عمر باقی‌مانده تجهیز با در نظر گرفتن تمامی عوامل هندسی، مکانیکی و متریالی است که در ارزیابی‌های سطح پایین‌تر پوشش داده نشده‌اند[۱۴،۱۵،۱۶] .

ویژگی‌های ارزیابی سطح ۳ عبارتند از:

*استفاده از مدل‌سازی پیشرفته و تحلیل غیرخطی برای شبیه‌سازی رفتار واقعی تجهیز.

*در نظر گرفتن تعامل پیچیده بارگذاری‌ها، تغییرشکل‌ها و خواص ماده.

*ارائه نتایج با دقت بالا برای تصمیم‌گیری در خصوص ادامه بهره‌برداری، تعمیر یا تعویض تجهیز.

این سطح از ارزیابی معمولاً برای شرایط خاص و پیچیده‌ای به‌کار می‌رود که روش‌های ساده‌تر قادر به ارائه نتایج معتبر نیستند.

**نتیجه‌گیری و جمع‌بندی**

به‌طور معمول، ناهمترازی جوش و اعوجاج مطرح شده در این مقاله نیازمند پایش در حین سرویس‌دهی نیستند. با این حال، در شرایط خاص زیر پایش الزامی می‌شود:

- زمانی که تجهیز در معرض محیط به‌شدت خورنده یا ساینده قرار دارد و امکان برآورد دقیق مقدار مجاز خوردگی آینده (Future Corrosion Allowance) وجود ندارد.
- زمانی که تجهیز تحت بارگذاری چرخه‌ای (Cyclic Operation) قرار دارد و تاریخچه بارگذاری آن به‌طور کامل قابل تعیین نیست.

در چنین مواردی، پایش در سرویس‌دهی معمولاً شامل:

- بازرسی چشمی (Visual Inspection) در فواصل زمانی منظم.
- اندازه‌گیری‌های میدانی (Field Measurements) از میزان ناهمترازی جوش یا اعوجاج پوسته.
- نوع اندازه‌گیری‌های انجام شده بستگی به روش ارزیابی انتخاب شده دارد و باید مطابق با دستورالعمل‌های مربوطه صورت گیرد.
- در صورتی که تجهیز دارای ناهمترازی جوش یا اعوجاج پوسته باشد و این وضعیت همراه با ایجاد شیار یا عیوب شبه ترک (Groove-Like and Crack-Like Flaws) باشد، لازم است برای تأیید قابلیت ادامه بهره‌برداری تجهیز، یک ارزیابی سطح ۳ (Level 3 Assessment) انجام شود. در این شرایط، پایش در حین سرویس‌دهی (In-Service Monitoring) معمولاً الزامی است.

پایش شامل بازرسی‌های دوره‌ای و اندازه‌گیری‌های میدانی برای بررسی رشد یا تغییر شکل این نوع نقص‌ها می‌باشد. هدف اصلی پایش، اطمینان از آن است که نقص‌ها در محدوده مجاز باقی بمانند و منجر به شکست ناگهانی تجهیز نشوند.

این رویکرد امکان ادامه بهره‌برداری ایمن تجهیز را فراهم می‌کند، در حالی که وضعیت نقص‌ها به‌طور مستمر تحت کنترل قرار دارد.

مستندسازی بخش مهمی از فرآیند ارزیابی و پایش تجهیزات تحت فشار است و هدف آن ایجاد یک ثبت رسمی و قابل پیگیری از تمامی مراحل ارزیابی، تحلیل و اقدامات اصلاحی می‌باشد. این مستندات باید به‌گونه‌ای تهیه شوند که امکان بازبینی، ممیزی و تصمیم‌گیری مهندسی در آینده فراهم گردد. اهمیت مستندسازی: ایجاد شفافیت در فرآیند تصمیم‌گیری مهندسی، فراهم سازی مرجع معتبر برای ممیزی‌های داخلی و خارجی، کمک به مدیریت دارایی‌های صنعتی و افزایش قابلیت اطمینان تجهیز می باشد.

- شرح شرایط تجهیز: شامل مشخصات طراحی، تاریخچه بهره‌برداری، محیط کاری و بارگذاری‌ها.
- نتایج بازرسی و پایش: داده‌های حاصل از آزمون‌های غیرمخرب (NDT)، اندازه‌گیری‌های میدانی و پایش در محل.
- روش‌های تحلیل و ارزیابی: توضیح مدل‌سازی‌ها، فرضیات، سطح ارزیابی (Level 2 یا Level 3) و استانداردهای مورد استفاده.
- نتایج ارزیابی عمر باقی‌مانده: شامل محاسبات، نمودارها و مقایسه با حدود مجاز استانداردها.
- اقدامات اصلاحی (Remediation): شرح تعمیرات، تقویت یا تعویض انجام‌شده و دلایل انتخاب روش.
- برنامه پایش آینده: تعیین فواصل بازرسی، روش‌های پایش و معیارهای پذیرش.
-

در صورتی که نتایج ارزیابی نشان دهد جزء یا تجهیز شرایط لازم برای ادامه بهره‌برداری ایمن را ندارد، باید اقدامات اصلاحی مناسب انجام شود. این اقدامات می‌توانند شامل موارد زیر باشند[۱۷] :

- تعمیر [9] : اجرای عملیات جوشکاری، تعویض بخش‌های آسیب‌دیده یا اعمال پوشش‌های محافظ برای بازگرداندن قابلیت عملکرد تجهیز.
- تقویت[10] : استفاده از اجزای کمکی یا روش‌های مهندسی برای افزایش مقاومت سازه‌ای و کاهش تنش‌های بحرانی.
- تعویض [11] : در مواردی که آسیب شدید یا غیرقابل تعمیر باشد، تعویض کامل جزء یا تجهیز توصیه می‌شود.
- تغییر شرایط بهره‌برداری[12] : کاهش فشار کاری، دما یا سیکل‌های بارگذاری به‌منظور افزایش عمر باقی‌مانده تجهیز.
- پایش و بازرسی مستمر[13] : اجرای برنامه‌های پایش دوره‌ای و آزمون‌های غیرمخرب (NDT) برای اطمینان از عملکرد ایمن پس از اقدامات اصلاحی.

در مواردی که تجهیز دچار ناهمترازی جوش، اعوجاج از حالت دایره‌ای یا برآمدگی‌های موضعی باشد، می‌توان از صفحات سخت‌کننده (Stiffening Plates)و وصله‌های همپوشان (Lap Patches) برای تقویت سازه استفاده کرد. انتخاب نوع تقویت به هندسه، شرایط دمایی و وضعیت بارگذاری تجهیز بستگی دارد. تقویت باید بر اساس اصول طراحی و تنش‌های مجاز تعریف‌شده در کد ساخت اولیه تجهیز انجام شود. رعایت این الزامات تضمین می‌کند که تقویت اعمال‌شده با ساختار اصلی سازه سازگار بوده و قابلیت ادامه بهره‌برداری ایمن تجهیز حفظ گردد.

در بخش‌هایی از پوسته‌های استوانه‌ای که دچار اعوجاج از حالت دایره‌ای (Out-of-Roundness) شده‌اند، می‌توان با استفاده از روش‌های مکانیکی، شکل آن‌ها را به محدوده تلرانس‌های ساخت اولیه یا به شکلی که تنش‌های موضعی را به حدود قابل پذیرش کاهش دهد، بازگرداند. استفاده از جک‌های هیدرولیکی (Hydraulic Jacks) در اصلاح شکل پوسته‌های استوانه‌ای سخت‌شده، نتایج موفقیت‌آمیزی داشته است. فرآیند شکل‌دهی باید تحت پایش و کنترل دقیق صورت گیرد تا احتمال آسیب به پوسته یا اتصالات جانبی به حداقل برسد. این روش امکان بازگرداندن هندسه سازه به شرایط قابل قبول را فراهم می‌کند و می‌تواند به‌عنوان یک راهکار عملی برای افزایش عمر باقی‌مانده و کاهش ریسک شکست مورد استفاده قرار گیرد.

پایش در حین سرویس‌دهی[14] یکی از ابزارهای کلیدی برای اطمینان از ایمنی، قابلیت بهره‌برداری و عمر باقی‌مانده تجهیزات تحت فشار است. این فرآیند شامل مجموعه‌ای از فعالیت‌ها و روش‌هاست که به‌طور مستمر یا دوره‌ای وضعیت تجهیز را در شرایط عملیاتی واقعی بررسی می‌کند.

روش‌های مورد نظر جهت پایش تجهیزات در حین سرویس‌دهی به شرح ذیل می باشد:

* بازرسی‌های غیرمخرب (NDT) : شامل UT ، RT، PT و MT برای شناسایی ترک‌ها و نواقص سطحی یا زیرسطحی.
* پایش آنلاین (Online Monitoring): استفاده از سنسورها برای اندازه‌گیری فشار، دما، ارتعاش و تغییرشکل در زمان واقعی.
* اندازه‌گیری ضخامت دیواره: با استفاده از UT برای تعیین نرخ خوردگی و محاسبه عمر باقی‌مانده.
* پایش خزش و خستگی: از طریق اندازه‌گیری کرنش‌های تجمعی یا بررسی تاریخچه بارگذاری.
* بازرسی چشمی دوره‌ای: برای شناسایی تغییرشکل‌های موضعی، ناهماهنگی جوش یا برآمدگی‌ها.

نتایج پایش و داده‌های به‌دست‌آمده باید با حدود مجاز استانداردها مقایسه شوند. در صورت مشاهده انحراف از معیارهای ایمنی، اقدامات اصلاحی (Repair, Reinforcement, Replacement) باید در دستور کار قرار گیرد.

[9] Repair
[10] Reinforcement
[11] Replacement
[12] Operational Adjustment
[13] Monitoring & Inspection
[14] In-Service Monitoring

## مراجع

1. API 579-1/ASME FFS-1, Fitness-For-Service, 2021 Edition, Washington, D.C.: American Petroleum Institute, 2021.
2. D. A. Osage, P. Krishnaswamy, D. R. Stephens, et al., "Technologies for the Evaluation of Non-Crack-Like Flaws in Pressurized Components," WRC Bulletin 465, Welding Research Council, New York, NY, 2001.
3. J. L. Gonzalez-Velazquez, A Practical Approach to Fracture Mechanics, Elsevier Inc., Netherlands, 2020.
4. P. Peng, J. Liu, F. Huang, Q. Hu, C. Cao, and S. Hou, "Comparative study of non-metallic inclusions on the critical size for HIC initiation and its influence on hydrogen trapping," International Journal of Hydrogen Energy, vol. 45, no. 22, pp. 12616-12628, 2020.
5. C. F. Dong, Z. Y. Liu, X. G. Li, and Y. F. Cheng, "Effects of hydrogen-charging on the susceptibility of X100 pipeline steel to hydrogen-induced cracking," International journal of hydrogen energy, vol. 34, no. 24, pp. 9879-9884, 2009.
6. Z. Y. Liu, X. Z. Wang, C. W. Du, J. K. Li, and X. G. Li, "Effect of hydrogen-induced plasticity on the stress corrosion cracking of X70 pipeline steel in simulated soil environments," Materials Science and Engineering: A, vol. 658, pp. 348-354, 2016.
7. M. Elboujdaini, and R. Revie, "Metallurgical factors in stress corrosion cracking (SCC) and hydrogen-induced cracking (HIC)," Journal of solid state electrochemistry, vol. 13, pp. 1091-1099. 2009.
8. G. Domizzi, G. Anteri, & Ovejero-Garc, J, ”Influence of sulphur content and inclusion distribution on the hydrogen induced blister cracking in pressure vessel and pipeline steels" ,Corrosion Science, vol. 43, pp. 325-339. 2001.
9. API Specification 5L. Forty-Fifth Edition. Specification for Line Pipe. 2012.
10. M. Mohtadi-Bonab, J. Szpunar, & S. Razavi-Tousi, "A comparative study of hydrogen induced cracking behavior in API 5L X52 and X70 pipeline steels," Engineering failure analysis, vol. 33, pp. 163-175. 2013.
۱۱. فرزاد پهنانه، شهاب الدین زنگنه، فرید نعیمی، "یکپارچگی ساختاری در جهت حفظ دارایی های فیزیکی و تخمین عمرباقیمانده تجهیزات در صنایع نفت، گاز، پتروشیمی و نیروگاهی بر اساس ارزیابی های FFS " ششمین کنفرانس بین المللی و بیست و چهارمین کنفرانس ملی جوش و آزمایش های غیر مخرب، دانشگاه شهید مدنی آذربایجان، تبریز، ایران، بهمن ماه، ۱۴۰۲.
۱۲. فرزاد پهنانه، شهاب الدین زنگنه، فرید نعیمی، " مطالعه موردی، معرفی و کاربرد استاندارد API 579-1/ASME FFS-1در جهت حفظ دارایی های فیزیکی و تخمین عمرباقیمانده تجهیزات در صنایع نفت، گاز، پتروشیمی و نیروگاهی " ، دوازدهمین کنفرانس بین المللی مهندسی مواد و متالورژی، تهران، ایران، آذر ماه ، ۱۴۰۲.
13. B. Guo, & et al, "Effect of Finish Rolling Temperature on the Microstructure and Tensile Properties of Nb–Ti Microalloyed X52 Pipeline Steel". Metals, 6. 323. 2016.
14. I. Dey, & et al, "Effects of cooling rate and strain rate on phase transformation, microstructure and mechanical behaviour of thermomechanically processed pearlitic steel", Journal of Materials Research and Technology, 2685-2698. 2019.

15. F. Pahnaneh. Sh. Zangeneh. F. Naeimi "Microstructure Analysis and Fitness-for-Service Assessment of Hydrogen-Induced Cracking in an Amine Tower". J Fail. Anal. and Preven. 2024.
16. Sh. Zangeneha, and H. R. Lashgarib, "Fitness-For-Service Assessment of a Hydrogen-Induced Crack in An Inlet Gas Separator Pressure Vessel Using Computational Modelling", Engineering Failure Analysis ,Volume 160, June 2024.
17. F. Pahnaneh, Sh.Zangeneh, F.Naeimi,"Analysis of Hydrogen-Induced Cracking and Lamination in a Pipeline Steel Based on Fitness-For-Service Assessment", Journal of New Materials Summer, Volume13,Issue 48. 2022.

# بررسی تأثیر لایه بافر ER430 بر رقت کروم، خواص مکانیکی و ریزساختار در جوشکاری پوششی ER410NiMo بر روی فولاد کربنی

احسان حاتمی*[1]، علی غلامی[2]

[1]* کارشناسی ارشد، سرپرست واحد کنترل کیفیت، شرکت شیرسازی پتروفجرمرکزی؛ ehsanhatami1685@gmail.com
[2] کارشناسی، مدیر واحد طراحی و مهندسی، شرکت شیرسازی پتروفجرمرکزی؛ mahyar139565@gmail.com

## چکیده

جوشکاری پوششی با سیم‌جوش مارتنزیتی ER410NiMo بر روی فولادهای کربنی، روش متداول افزایش مقاومت سایشی و خوردگی تریم ولوها در صنایع نفت و گاز است؛ اما رقت شدید در مرز ذوب و امتزاج کنترل نشده مذاب با فولاد پایه A105 می‌تواند موجب افت کروم، تشکیل مارتنزیت کم‌کروم و کاهش سختی نهایی شود. در این پژوهش، به‌منظور کنترل رقت و بهبود رفتار متالورژیکی روکش، تأثیر به‌کارگیری یک لایه بافر فریتی ER430 در جوشکاری پوششی با سیم‌جوش ER410NiMo بر فولاد A105 بررسی شد. برای این منظور دو پیکربندی شامل نمونه بدون لایه بافر (دو پاس متوالی ER410NiMo بر روی A105) و نمونه دارای لایه بافر (پاس اول ER430 و پاس نهایی ER410NiMo) تحت شرایط حرارتی یکسان و مطابق راهنمای API RP 582 اجرا و با یکدیگر مقایسه شدند. ارزیابی‌های ماکروگرافی، متالوگرافی نوری، SEM، Line Scan، XRF و سختی‌سنجی میکروویکرز نشان داد حضور لایه بافر ER430 ضمن کاهش عمق نفوذ و پهنای منطقه ذوب، از افت شدید کروم در ناحیه رقت جلوگیری کرده، ساختار مارتنزیتی لایه نهایی را ریزتر و یکنواخت‌تر می‌کند و سختی و یکنواختی آن را در ضخامت روکش افزایش می‌دهد. بر این اساس، استفاده از لایه بافر ER430 در جوشکاری پوششی با سیم‌جوش ER410NiMo می‌تواند راهکاری عملی برای بهبود عملکرد تریم ولوهای فولاد کربنی تحت شرایط کاری سنگین باشد.

**کلمات کلیدی:** جوشکاری پوششی، افت کروم، سیم‌جوش ER410NiMo، فولاد کربنی A105، لایه بافر ER430.

## ۱- مقدمه

جوشکاری پوششی سخت با سیم‌جوش‌های مارتنزیتی خانواده ۴۱۰ و به ویژه ER410NiMo، یکی از مهم‌ترین راهکارها برای افزایش مقاومت سایشی و خوردگی سطوح آب‌بندی و تریم ولوها در سرویس‌های فشار و دمای متوسط تا نسبتاً بالا در صنایع نفت، گاز و پتروشیمی به‌شمار می‌آید [۱و۲]. ترکیب آلیاژی این سیم‌جوش‌ها با درصد کروم و نیکل کنترل‌شده، امکان تشکیل ساختار مارتنزیتی سخت‌کاری‌پذیر را فراهم می‌کند و در صورت طراحی صحیح روش جوشکاری، می‌تواند لایه‌ای با سختی بالا، چسبندگی مناسب و پایداری متالورژیکی قابل قبول ایجاد نماید [۱و۳]. با وجود این مزایا، اعمال مستقیم روکش ER410NiMo بر روی فولادهای کربنی کم‌آلیاژ نظیر A105، همواره با چالش رقت جوش همراه است. در این حالت، امتزاج مذاب فولاد پایه با مذاب سیم‌جوش، موجب کاهش غلظت کروم و نیکل در لایه اول، تغییر مسیر انجماد، تشکیل مارتنزیت کم‌کروم و در برخی موارد افزایش فریت دلتا در ناحیه مرز ذوب می‌شود که نتیجه آن کاهش سختی، افت یکنواختی ریزساختار و حساسیت بیشتر به سایش و ترک‌زایی است [۲و۵]. در تریم ولوها که تحت شرایط کاری سنگین، تغییرات فشار، ارتعاش و محیط‌های خورنده قرار دارند، این افت کیفیت متالورژیکی می‌تواند به‌طور مستقیم بر طول عمر و قابلیت اطمینان تجهیز اثر بگذارد [۵و۷]. برای کنترل رقت در روکش‌های مارتنزیتی، راهکارهایی مانند کاهش انرژی ورودی، تغییر الگوی پاس‌گذاری، انتخاب پارامترهای بهینه و استفاده از فرآیندهای جوشکاری پایدار پیشنهاد شده است [۴و۷]. با این حال، مطالعات متعددی نشان داده‌اند که استفاده از لایه‌های بافر فریتی یا زنگ‌نزن فریتی بین فولاد کربنی و روکش نهایی، مؤثرترین روش برای محدود کردن انتقال آهن از فلز پایه و پایدارسازی ترکیب شیمیایی لایه روکش است [۵و۶]. در این میان، سیم‌جوش فریتی ER430 به دلیل غلظت بالای کروم، رفتار فریتی پایدار و سازگاری متالورژیکی با فولادهای زنگ‌نزن مارتنزیتی، گزینه‌ای مناسب برای لایه بافر به‌حساب می‌آید [۹]. از سوی دیگر، اسناد فنی و استانداردهای صنعتی مانند API RP582-Annex B و الزامات مربوط به انتخاب تریم در API 600 نیز بر ضرورت کنترل رقت در روکش‌کاری شیرآلات، به‌ویژه هنگام استفاده از آلیاژهای مارتنزیتی بر روی فولادهای کربنی، تأکید دارند [۵]. پژوهش‌های اخیر در حوزه روکش‌کاری و کلدینگ نشان داده‌اند که طراحی صحیح توالی لایه‌ها، انتخاب جنس مناسب بافر و کنترل هندسه پاس‌ها، می‌تواند به‌طور هم‌زمان رقت، تنش‌های پسماند و ناهمگنی ساختاری را کاهش دهد و در نهایت منجر به عملکرد سرویس‌دهی پایدارتر شود [۳و۸].

با وجود گزارش‌های متعدد در زمینه روکش‌کاری فولادهای کربنی با فولادهای زنگ‌نزن و آلیاژهای مارتنزیتی، بسیاری از مطالعات تنها بر بخشی از رفتار پوشش مانند ریزساختار یا سختی تمرکز داشته‌اند و بررسی هم‌زمان ماکروساختار، ریزساختار نوری، ریزساختارSEM، توزیع عناصر Line Scan و XRF و سختی در نمونه‌های دارای بافر و بدون بافر، به‌ویژه در پیکربندی نزدیک به شرایط واقعی تریم ولو، محدود گزارش شده است [۱و۸]. در نتیجه، نیاز به یک تحلیل منسجم که اثر لایه بافر ER430 را بر رقت کروم، ریزساختار و خواص مکانیکی روکش ER410NiMo بر روی فولاد A105 به‌صورت مقایسه‌ای و کاربردی بررسی کند، همچنان محسوس است. در پژوهش حاضر، دو پیکربندی جوشکاری پوششی شامل نمونه بدون لایه بافر (روکش دوپاس با سیم‌جوش ER410NiMo بر روی A105) و نمونه دارای لایه بافر (یک پاس ER430 و یک پاس نهاییER410NiMo) تهیه شده و با استفاده از مجموعه‌ای از آزمون‌ها شامل ماکروگرافی، متالوگرافی نوری، SEM، Line Scan، XRF و سختی‌سنجی میکروویکرز، به‌صورت سیستماتیک با یکدیگر مقایسه شده‌اند تا تأثیر حضور لایه بافر ER430 بر رقت کروم، ریزساختار مارتنزیتی و توزیع سختی در ضخامت روکش، برای کاربرد در تریم ولوهای فولاد کربنی تحت شرایط کاری سنگین تبیین شود [۱و۶].

## ۲- مواد و روش پژوهش

### ۲-۱- مواد پایه و سیم‌جوش‌ها

فلز پایه مورد استفاده در این پژوهش فولاد کربنی A105 به‌شکل دیسک‌های ماشین‌کاری‌شده با قطر ۱۲۰ میلی‌متر و ضخامت ۳۰ میلی‌متر بود که به‌عنوان متریال رایج بدنه و اجزای تحت فشار در شیرآلات صنعتی مطابق API 600 شناخته می‌شود [۵]. ترکیب شیمیایی فلز پایه A105 در جدول (۱) ارائه شده است. برای جوشکاری پوششی سخت، از دو نوع سیم‌جوش استفاده شد:

- سیم‌جوش مارتنزیتی ER410NiMo به‌عنوان لایه روکش نهایی؛
- سیم‌جوش فریتی ER430 به‌عنوان لایه بافر بین فولاد A105 و روکش مارتنزیتی.

ترکیب شیمیایی سیم‌جوش‌ها نیز مطابق جدول (۱) ارائه شده است که ER410NiMo حاوی کروم و نیکل در محدوده مناسب برای تشکیل ساختار مارتنزیتی سخت‌کاری پذیر و ER430 حاوی درصد بالاتری کروم با ریزساختار فریتی پایدار است [۱و۹]. جدول (۲) به صورت خلاصه نقش هر ماده را در پیکربندی جوشکاری پوششی نشان می‌دهد.

**جدول (۱). آنالیز مواد مورد استفاده در پیکربندی جوشکاری پوششی**

| ردیف | متریال | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ۱ | فولاد کربنی A105 | 0.19 | 0.22 | 1.01 | 0.092 | 0.10 | 0.051 |
| ۲ | سیم‌جوش ER410NiMo | 0.020 | 0.32 | 0.38 | 12.12 | 4.20 | 0.420 |
| ۳ | سیم‌جوش ER430 | 0.062 | 0.48 | 1.30 | 16.8 | 0.094 | 0.0047 |

**جدول (۲). مواد مورد استفاده و نقش هر کدام در پیکربندی جوشکاری پوششی**

| ردیف | متریال | نوع | کاربرد |
|---|---|---|---|
| ۱ | فولاد A105 | فلز پایه | بدنه و زیرلایه روکش |
| ۲ | سیم‌جوش ER410NiMo | مارتنزیتی | لایه نهایی روکش سخت |
| ۳ | سیم‌جوش ER430 | فریتی | لایه بافر بین A105 و ER410NiMo |

### ۲-۲- پیکربندی‌های جوشکاری پوششی

برای ارزیابی اثر لایه بافر ER430، دو پیکربندی جوشکاری پوششی روی فولاد A105 طراحی و اجرا شد، در حالت اول (نمونه بدون لایه بافر) دو پاس متوالی جوشکاری پوششی با ضخامت هر کدام ۳ میلی متر با سیم‌جوش ER410NiMo مستقیماً بر سطح فولاد A105 اجرا شد. این پیکربندی معادل حالت متداول روکش‌کاری مستقیم مارتنزیتی روی فولاد کربنی است و به‌عنوان نمونه مرجع در نظر گرفته شد [۲]. در حالت دوم (نمونه دارای لایه بافر) ابتدا یک پاس جوشکاری پوششی به ضخامت ۳ میلی متر با سیم‌جوش فریتی ER430 به‌عنوان لایه بافر بر روی فولاد A105 اجرا و سپس یک

پاس نهایی به ضخامت ۳ میلی متر با سیم‌جوش ER410NiMo روی این لایه بافر اعمال شد. در هر دو نمونه، هندسه کلی سطح و ابعاد نهایی روکش به‌گونه‌ای انتخاب شد که امکان مقایسه مستقیم ماکروساختار، ریزساختار و سختی فراهم شود [۶و۹].

### ۲-۳- شرایط و پارامترهای جوشکاری

جوشکاری لایه بافر با فرآیند FCAW و جوشکاری لایه های مارتنزیتی با فرآیند GMAW انجام شد. برای کاهش تنش‌های حرارتی و کنترل رقت، در هر دو پیکربندی دمای پیش‌گرم ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و حداکثر دمای بین‌پاس ۳۱۵ درجه سانتی‌گراد مطابق توصیه‌های API RP 582 و ASME SEC VIII Div.1 Appendix R رعایت شد [۵]. پارامترهای اصلی WPS شامل نوع فرآیند، نوع سیم‌جوش، قطر سیم، گاز محافظ و الزامات حرارتی در جدول (۳) به‌صورت خلاصه ارائه شده‌اند. مقادیر جریان و ولتاژ در بازه‌های توصیه‌شده سازنده و مطابق WPS تأیید شده تنظیم شده‌اند تا اثر متغیرها به حداقل رسیده و تمرکز بر مقایسه «دارای بافر / بدون بافر» باشد [۱و۸].

**جدول (۳). خلاصه شرایط جوشکاری پوششی**

| ردیف | پیکربندی | فرآیند | سیم‌جوش | قطر سیم | گاز محافظ | جریان (A) | ولتاژ (V) | پیش‌گرم / بین‌پاس |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ۱ | بدون لایه بافر | GMAW | ER410NiMo | 1.2 mm | 82% $CO_2$ / 18% Ar | 240-220 | 28-26 | 315°C / 150°C |
| ۲ | لایه بافر | FCAW | ER430 | 1.6 mm | 82% $CO_2$ / 18% Ar | 230-200 | 27-24 | 315°C / 150°C |
| ۳ | لایه نهایی | GMAW | ER410NiMo | 1.2 mm | 82% $CO_2$ / 18% Ar | 260-230 | 29-27 | 315°C / 150°C |

### ۲-۴- آماده‌سازی متالوگرافی و ماکروگرافی

پس از اتمام جوشکاری، نمونه‌ها به‌صورت مقاطع طولی عمود بر جهت جوش برش‌کاری شدند. آماده‌سازی سطوح شامل سنگ‌زنی، سنباده‌زنی تدریجی تا گریدهای ریز و پولیش نهایی مطابق استاندارد ASTM E3 بود. برای مشاهده ماکروساختار، سطوح مقطع با محلول مناسب اچ شده و هندسه لایه روکش، عمق نفوذ، شکل و پهنای خط ذوب (Fusion Line) و عرض ناحیه HAZ در هر دو پیکربندی ثبت گردید [۲و۵]. متالوگرافی نوری با بزرگنمایی‌های مختلف برای بررسی ساختار مارتنزیتی، فریتی و منطقه بینابینی در لایه‌های روکش، HAZ و فلز پایه انجام شد.

### ۲-۵- میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)

ریزساختار لایه‌های روکش و منطقه مرز ذوب با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی شد. برای تحلیل توزیع عناصر کلیدی (به‌ویژه کروم و آهن)، در هر نمونه سه مسیر Line Scan در راستای روکش تعریف شد، به‌گونه‌ای که یک مسیر ازفلز پایه تا پاس اول، مسیر دوم از پاس اول تا پاس دوم و مسیر سوم از فلز پایه تا پاس نهایی (پاس دوم) عبور می‌کرد [۱و۴]. داده‌های Line به‌صورت پروفیل تغییرات نسبی عناصر بر حسب فاصله استخراج و برای شناسایی ناحیه رقت و افت کروم مورد استفاده قرار گرفت.

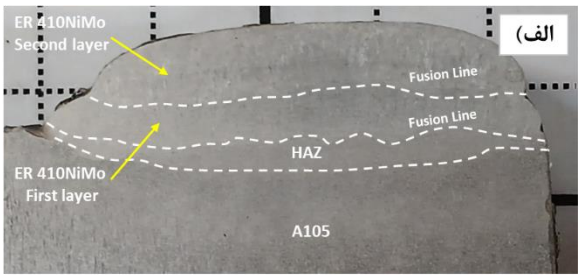
### ۲-۶- آنالیز XRF و سختی‌سنجی میکروویکرز

برای ارزیابی ترکیب شیمیایی میانگین لایه روکش نهایی در هر دو پیکربندی، از آنالیز XRF استفاده شد و غلظت عناصر اصلی از جمله Cr، Ni، Mo و Fe در سطح روکش اندازه‌گیری و مقایسه شد [۱و۳]. سختی‌سنجی میکروویکرز نیز برای بررسی توزیع سختی در ضخامت روکش، HAZ و فلز پایه انجام شد. آزمایش‌ها با بار و زمان ثابت طبق استانداردهای مرجع سختی‌سنجی میکرو نظیر ASTM E384 انجام و در هر ناحیه حداقل سه فرورفتگی ثبت و میانگین آن گزارش شد [۲و۷]. مسیر سختی‌سنجی به‌صورت عمود بر سطح و شامل پاس نهایی، لایه بافر یا پاس اول، ناحیه HAZ و بخش‌هایی از فلز پایه انتخاب شد تا امکان مقایسه مستقیم نمونه دارای بافر و بدون بافر فراهم شود.

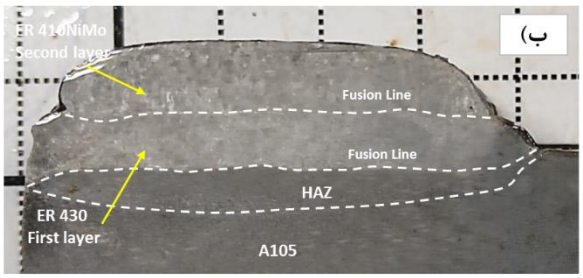
## ۳- نتایج و بحث

### ۳-۱- ماکروگرافی و رفتار رقت

در ماکروگرافی نمونه بدون لایه بافر شکل (۱-الف)، در هر دو مقطع، خط ذوب (Fusion Line) نسبتاً باز، با شکل موجدار و عمق نفوذ قابل توجه به داخل فولاد A105 مشاهده می‌شود. ضخامت لایه روکش نیز در امتداد مقطع یکنواخت نبوده و از نواحی نسبتاً نازک تا نواحی با ضخامت بیشتر تغییر می‌کند. در عین حال، سطح مقطع از نظر ماکروسکوپی عاری از ترک، حفره گازی و ناخالصی‌های درشت است و از نظر کیفیت کلی جوش قابل قبول ارزیابی می‌شود. هندسه خط ذوب و نفوذ زیاد در این نمونه، نشان‌دهنده رقت بالای لایه اول ER410NiMo با فولاد A105 است که انتظار می‌رود به افت کروم در ناحیه رقت منجر شود [۲و۵].




شکل (۱-الف).ماکروگرافی نمونه بدون بافر




شکل (۱-ب).ماکروگرافی نمونه دارای لایه بافرER430

در مقابل، شکل (۱-ب)، ماکروگرافی نمونه دارای لایه بافر ER430 را نمایش می‌دهد. در این نمونه، خط ذوب هموارتر، عمق نفوذ به فلز پایه کمتر و مرز بین لایه بافر و فلز پایه واضح‌تر است. شکل کلی حوضچه جوش پایدارتر و ضخامت لایه روکش مارتنزیتی نهایی یکنواخت‌تر به نظر می‌رسد. عرض HAZ نیز نسبت به نمونه بدون بافر محدودتر است. این تفاوت هندسی بین اشکال (۱-الف) و (۱-ب) نشان می‌دهد که لایه بافر ER430 توانسته است با کاهش نفوذ مؤثر مذاب مارتنزیتی به فولاد A105، رقت جوش را کنترل کرده و مرز ذوب را پایدارتر کند، رفتاری که با گزارش‌های مربوط به استفاده از لایه‌های بافر فریتی در روکش‌کاری فولادهای کربنی هم‌خوانی دارد [۴و۶]. به طور خلاصه، مقایسه ماکروساختار دو نمونه نشان می‌دهد که در نمونه بدون بافر، حجم بیشتری از فلز پایه در حوضچه جوش حل شده و در نتیجه رقت و احتمال افت کروم در لایه اول بیشتر است، در حالی که در نمونه دارای بافر، مرز ذوب فشرده‌تر و حجم اختلاط با فولاد A105 محدودتر شده است.

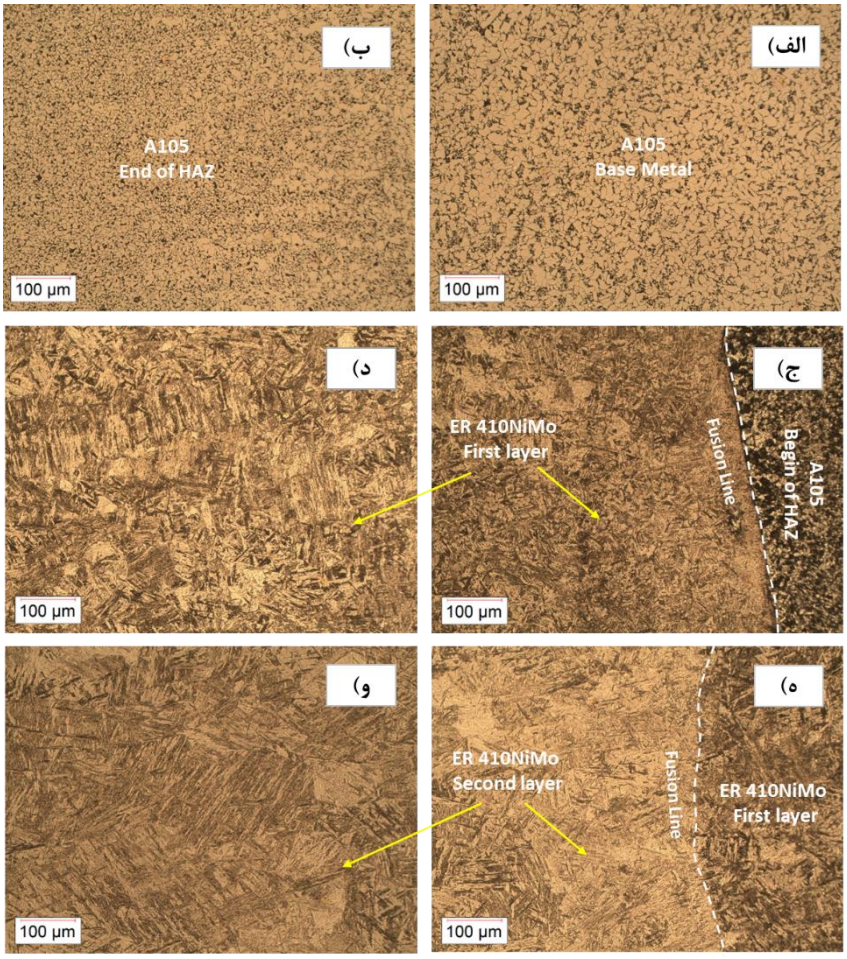
### ۳-۲- ریزساختار نوری در لایه روکش، ناحیه ذوب و HAZ

در این بخش، ریزساختار نوری دو پیکربندی جوشکاری پوششی شامل نمونه بدون لایه بافر و نمونه دارای لایه بافر ER430 بر اساس تصاویر شکل‌های ۲ و ۳ بررسی می‌شود تا تأثیر حضور لایه بافر بر تحول فازی در روکش مارتنزیتی، HAZ و مرزهای ذوب مشخص گردد [۱و۲].

#### نمونه بدون لایه بافر دو پاس ER410NiMo بر روی A105

ریزساختار نمونه بدون لایه بافر در نواحی مختلف مقطع در شکل (۲)، نشان داده شده است. در شکل (۲-الف)، ساختار فلز پایه A105 قبل از تأثیر حرارت جوش دارای زمینه فریت-پرلیت نسبتاً ریز و یکنواخت است. شکل (۲-ب)، انتهای ناحیه HAZ همین فولاد را نمایش می‌دهد که در آن رشد ملایم دانه‌ها و آغاز اثر سیکل حرارتی جوش مشاهده می‌شود و پهنای HAZ نسبتاً قابل توجه است [۲و۵]. در شکل (۲-ج)، مرز ذوب بین فولاد A105 و لایه اول روکش ER410NiMo (Fusion Line) و شروع HAZ نمایان است. در این ناحیه، ساختار از زمینه فریت–پرلیت فلز پایه به مارتنزیت درشت و ناهمگن در لایه اول روکش تغییر می‌کند و حضور نواحی روشن‌تر در زمینه مارتنزیتی می‌تواند نشانه تشکیل فازهای کم‌کروم یا دلتا–فریت در اثر رقت موضعی باشد [۲و۳]. شکل (۲-د) نمایی از ناحیه میانی لایه اول ER410NiMo را نشان می‌دهد که در آن بسته های مارتنزیت لَتی نسبتاً درشت با جهت‌گیری‌های مختلف تشکیل شده و مرز بسته‌ها چندان واضح نیست؛ این مورفولوژی بیانگر تشکیل مارتنزیت کافی، اما با ریزدانه‌گی محدود و ناهمگنی نسبتاً بالا است. در شکل (۲-ه)، مرز بین لایه اول و لایه دوم روکش مارتنزیتی نمایش داده شده و تغییر تدریجی اندازه و جهت‌گیری بسته‌های مارتنزیتی از لایه زیرین به لایه رویی قابل مشاهده است؛ این مرز دوم نیز به‌دلیل تفاوت ترکیب و شرایط انجماد دو پاس، ناحیه‌ای با ساختار

ناهمگون‌تر نسبت به ناحیه میانی پاس‌ها ایجاد کرده است. نهایتاً شکل (۲-و) ساختار ناحیه میانی پاس دوم ER410NiMo را نشان می‌دهد که در آن بسته‌های مارتنزیتی نسبتاً منظم‌تر و کشیده‌تر از لایه اول هستند، اما همچنان درشتی و ناهمگنی قابل ملاحظه‌ای در اندازه و جهت‌گیری بسته های مارتنزیت لَتی دیده می‌شود [۱و۳]. این مجموعه مشاهدات بیان می‌کند که در غیاب لایه بافر، رقت بالا و سیکل حرارتی نسبتاً شدید منجر به HAZ پهن، مرز ذوب ناهمگن و ساختار مارتنزیتی درشت در لایه‌های روکش شده است.

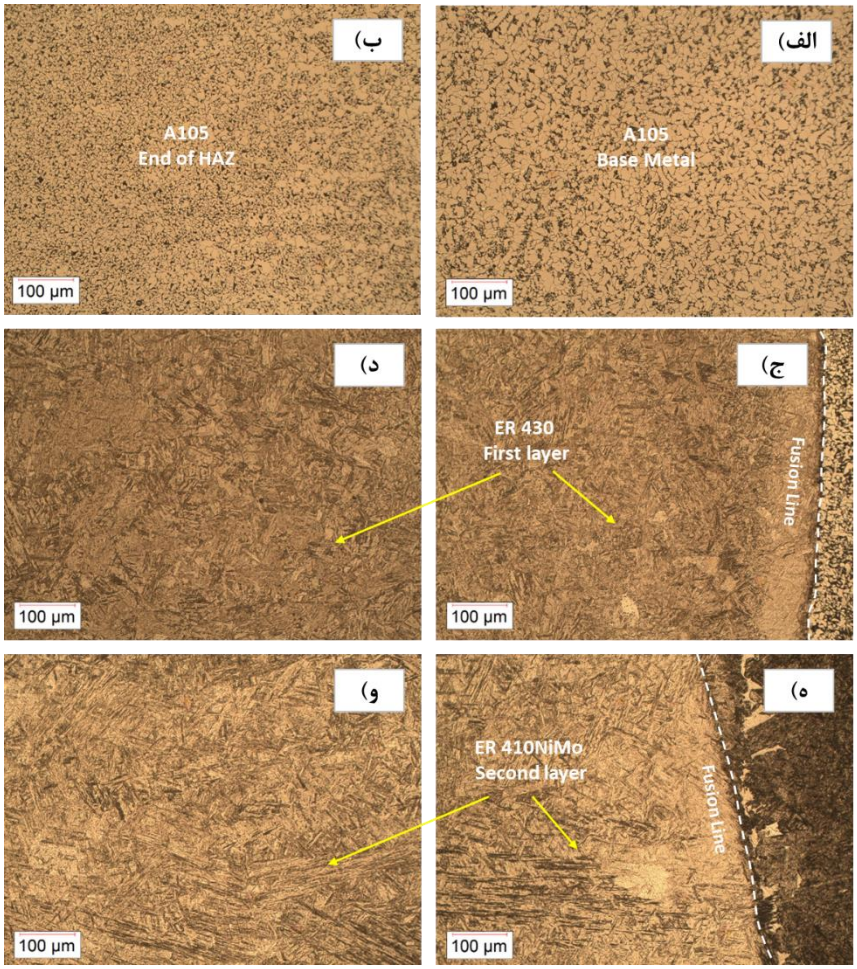



**شکل (۲).متالوگرافی ریزساختار نمونه بدون لایه بافر (دو پاس ER410NiMo بر روی A105)**

### نمونه دارای لایه بافر (یک پاس ER430 و یک پاس ER410NiMo) بر روی A105

ریزساختار نمونه دارای لایه بافر ER430 در نواحی مختلف مقطع در شکل (۳)، نشان داده شده است. در شکل (۳-الف)، ریزساختار فلز پایه A105 پیش از تأثیر حرارت جوش با زمینه فریت–پرلیت ریز و یکنواخت مشابه نمونه بدون بافر مشاهده می‌شود. شکل (۳-ب)، انتهای ناحیه HAZ فولاد A105 را نشان می‌دهد که در آن رشد دانه‌ها نسبت به فلز پایه ملایم‌تر بوده و پهنای HAZ نسبت به نمونه اول محدودتر است؛ این موضوع حاکی از آن است که حضور لایه بافر بخشی از انرژی حرارتی را جذب کرده و شدت سیکل حرارتی مؤثر بر فلز پایه را کاهش داده است [۵و۶]. شکل (۳-ج)، مرز ذوب بین فولاد A105 و لایه بافر ER430 را نمایش می‌دهد. این مرز به‌صورت نسبتاً باریک و منظم دیده می‌شود و ساختار لایه بافر عمدتاً فریتی با دانه‌های یکنواخت است که مانند یک زیرلایه متالورژیکی پایدار برای لایه مارتنزیتی بعدی عمل می‌کند [۶و۹]. در شکل (۳-د)، ناحیه میانی لایه بافر ER430 دیده می‌شود که در آن فریت با مورفولوژی نسبتاً هم‌جهت و بدون حضور فازهای ترد ناخواسته تشکیل شده است، این ریزساختار فریتی یکنواخت، محیط مناسبی برای رسوب لایه نهایی ER410NiMo فراهم کرده و از ایجاد نواحی پرتنش یا ترد در زیر روکش جلوگیری می‌کند. در شکل (۳-ه)، مرز بین لایه بافر ER430 و لایه نهایی ER410NiMo (Fusion Line) دوم مشاهده می‌شود. در سمت روکش نهایی، مارتنزیت ریز

و یکنواخت و در سمت بافر، فریت پایدار مشاهده می‌شود و بین این دو فاز، ناحیه گذار باریکی بدون ناپیوستگی یا فازهای کم‌کروم گسترده دیده می‌شود؛ این رفتار بیانگر سازگاری متالورژیکی مناسب بین ER430 و ER410NiMo و کنترل موفق رقت در این مرز است [۱و۶]. در نهایت، شکل (۳-و)، ساختار ناحیه میانی پاس دوم ER410NiMo در نمونه دارای بافر را نشان می‌دهد. در این ناحیه، بسته‌های مارتنزیتی به‌طور محسوسی ریزتر، هم‌جهت‌تر و یکنواخت‌تر از نمونه بدون بافر هستند و ناهمگنی اندازه و جهت‌گیری بسته‌های مارتنزیتی لَتی کاهش یافته است [۱و۳و۹].



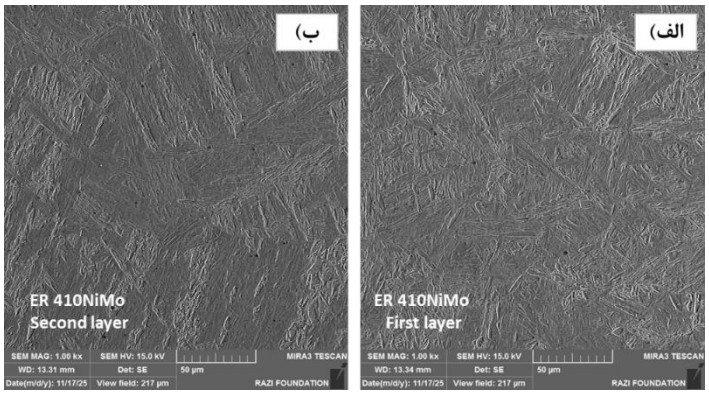

**شکل (۳).متالوگرافی ریزساختار نمونه دارای لایه بافر (یک پاس ER430 و یک پاس ER410NiMo بر روی A105)**

مقایسه مستقیم شکل‌های ۲ و ۳ نشان می‌دهد که حضور لایه بافر ER430 منجر به باریک شدن HAZ، منظم شدن مرزهای ذوب و ریزدانه شدن و همگن شدن ساختار مارتنزیتی در لایه نهایی ER410NiMo شده است، این تغییر ریزساختاری با نتایج Line Scan، XRF و سختی‌سنجی که نشان‌دهنده حفظ بهتر کروم و افزایش یکنواختی سختی در نمونه دارای بافر هستند، هم‌راستا بوده و نقش کلیدی لایه بافر در کنترل رقت و بهبود کیفیت متالورژیکی روکش را تأیید می‌کند [۱و۲و۵و۹].

### ۳-۳- ریزساختار SEM و رابطه آن با رقت

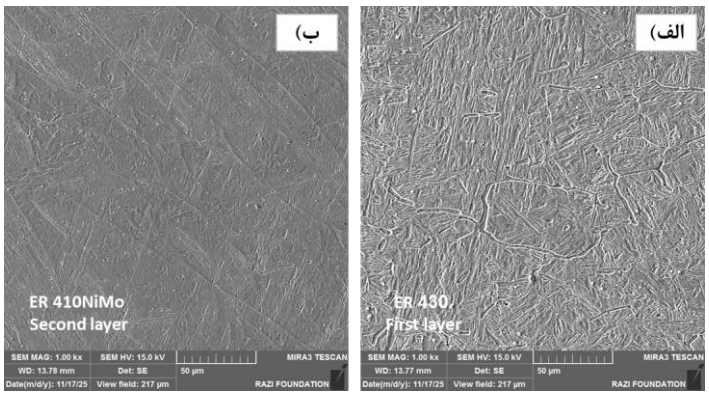
تصاویر SEM نمونه بدون لایه بافر در شکل‌های (۴-الف) و (۴-ب) ارائه شده‌اند. شکل (۴-الف) نمایی از مارتنزیت لَتی نسبتاً درشت را نشان می‌دهد که بسته‌های مارتنزیتی با ضخامت زیاد و مرزهای کمتر مشخص در آن دیده می‌شود. در شکل (۴-ب)، در ناحیه نزدیک به مرز ذوب، کنتراست تصویری ناهمگن‌تر است؛ نواحی تیره‌تر و روشن‌تر به‌طور متناوب ظاهر شده‌اند که این موضوع می‌تواند ناشی از تغییرات موضعی در غلظت کروم و عناصر آلیاژی،

و در نتیجه حاصل رقت موضعی متفاوت باشد. حضور چنین ساختاری معمولاً با کاهش چقرمگی و افزایش حساسیت به سایش و ترک‌زایی همراه است [۱و۳].




**شکل (۴).ریزساختار SEM نمونه بدون بافر الف) پاس اول ER410NiMo ب) پاس دوم ER410NiMo**

در نمونه دارای لایه بافر ER430، تصاویر SEM در شکل‌های (۵-الف) و (۵-ب) نشان‌دهنده ریزساختاری منظم‌تر هستند. شکل (۵-الف)، ساختار فریتی لایه بافر را با دانه‌هایی نسبتاً ستونی و هم‌جهت نشان می‌دهد که نقش زیرلایه‌ای پایدار برای لایه مارتنزیتی را ایفا می‌کند. در شکل (۵-ب)، مارتنزیت لایه نهایی ER410NiMo به‌صورت بسته‌های ریز، با ضخامت کمتر و مرزهای واضح‌تر مشاهده می‌شود و ناهمگنی کنتراست بسیار کمتر از نمونه بدون بافر است. این ریزساختار ریزدانه و یکنواخت، نتیجه ترکیب شیمیایی پایدارتر (به‌ویژه حفظ غلظت کروم) و شرایط انجماد کنترل‌شده‌تر در حضور لایه بافر ER430 است [۱و۲].



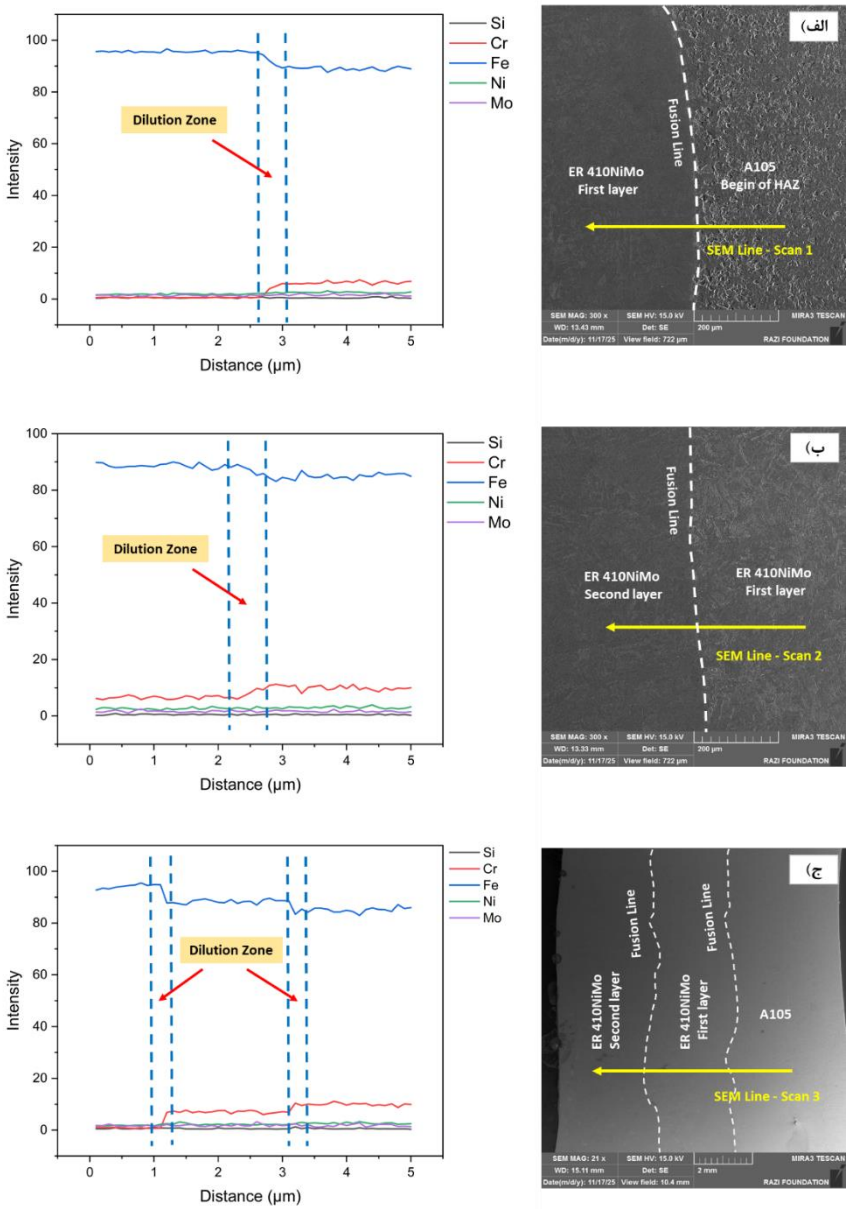

**شکل (۵).ریزساختار SEM نمونه دارای بافر الف) پاس اول ER430 ب) پاس دوم ER410NiMo**

بنابراین، مقایسه SEM دو نمونه نشان می‌دهد که لایه بافر ER430 نه‌تنها رقت را کاهش داده، بلکه با تثبیت ترکیب زیرلایه، به شکل‌گیری بسته‌های مارتنزیتی ریزتر و یکنواخت‌تر در لایه نهایی کمک کرده است.

### ۳-۴- نتایج SEM-Line Scan و تحلیل رقت کروم

نتایج این آزمون در سه موقعیت مختلف از مقطع جوشکاری پوششی نمونه بدون لایه بافر (دو پاس ER410NiMo روی فولاد A105) در شکل (۶) نشان داده شده است. شکل (۶-الف)، مسیر اسکن از فلز پایه A105 تا پاس اول ER410NiMo را در مجاورت مرز ذوب نمایش می‌دهد که در آن افت شدید کروم و افزایش هم‌زمان آهن در محدوده مشخص‌شده به‌عنوان Dilution Zone مشاهده می‌شود؛ رفتاری که ناشی از امتزاج زیاد مذاب ER410NiMo با فولاد A105 بوده و با پدیده رقت بالا در روکش‌های مارتنزیتی روی فولادهای کربنی مطابقت دارد [۲و۵]. شکل (۶-ب)، مسیر اسکن از پاس اول به پاس دوم را نشان می‌دهد که در آن همچنان کاهش کروم نسبت به مقدار اسمی سیم‌جوش دیده می‌شود و ناحیه رقت

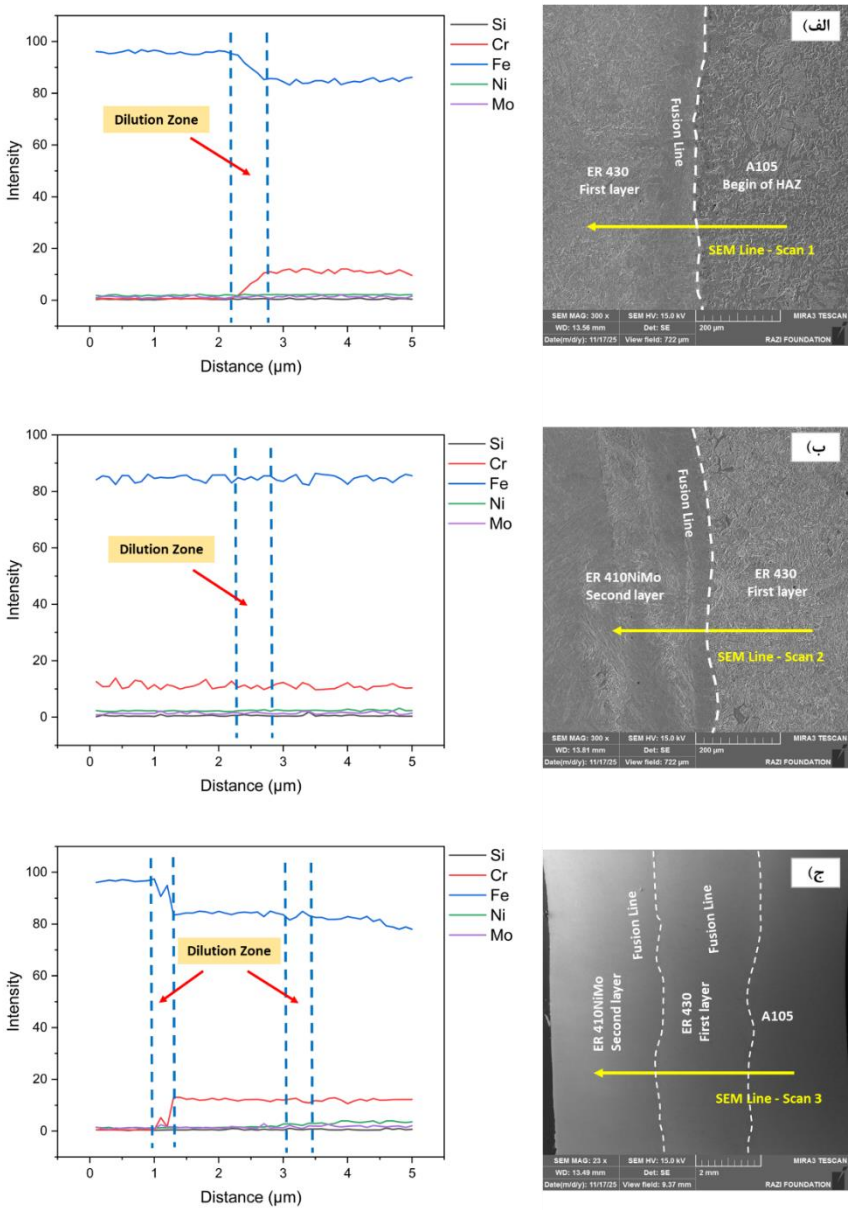
بیانگر انتقال شدید عناصر از لایه زیرین و تغییر ترکیب شیمیایی لایه دوم است؛ وضعیتی که به ناهمگنی ترکیب و تشکیل مارتنزیت درشت منجر می‌شود [۱و۳]. در شکل (۶-ج)، مسیر اسکن از فلز پایه تا پاس نهایی (پاس دوم) و عبور از ناحیه Fusion Line و HAZ نمایش داده شده است؛ جایی که بیشترین تغییرات عنصری رخ می‌دهد و افت کروم تا محدوده حدود ۶–۷ درصد وزنی همراه با افزایش آهن مشاهده می‌شود. این الگوی افت کروم تأیید می‌کند که در نبود لایه بافر، رقت بالا موجب تشکیل مارتنزیت کم‌کروم و کاهش سختی در حوالی خط ذوب می‌شود؛ موضوعی که در متون مرجع روکش‌کاری نیز گزارش شده است [۴و۶].




**شکل (۶).نتایج SEM-Line Scan و تحلیل رقت کروم در نمونه بدون بافر (دو پاس ER410NiMo بر روی A105)**

نتایج آزمون Line Scan در سه موقعیت مختلف در شکل (۷) از مقطع جوشکاری پوششی نمونه دارای لایه بافر ER430 بر فولاد A105 نشان می‌دهد. شکل (۷-الف)، مسیر اسکن از A105 به سمت لایه بافر ER430 را نمایش می‌دهد که در آن غلظت عناصر اصلی، به‌ویژه Cr و Fe، تغییرات بسیار ملایمی دارد. محدوده مشخص‌شده به‌عنوان Dilution Zone نشان می‌دهد که لایه بافر با داشتن کروم بالا، مانع از افت شدید کروم در ناحیه ذوب

شده و انتقال آهن از فلز پایه را به‌طور مؤثری محدود کرده است؛ رفتاری که با گزارش‌های پیشین درباره عملکرد بافرهای فریتی هم‌خوان است [۵و۶]. شکل (۷-ب)، مسیر اسکن از لایه بافر ER430 به سمت پاس نهایی ER410NiMo را نشان می‌دهد؛ در این ناحیه کاهش کروم نسبت به مقدار اسمی سیم‌جوش بسیار جزئی بوده و مقدار Cr در Dilution Zone در محدوده حدود ۱۰–۱۲ درصد وزنی باقی می‌ماند و تغییرات آهن نیز حداقلی است. این رفتار بیانگر رقت کنترل‌شده و ترکیب شیمیایی پایدار در این مرز است و در نهایت به یکنواختی بهتر ساختار مارتنزیتی لایه نهایی منجر می‌شود [۱و۲و۹]. شکل (۷-ج)، مسیر اسکن از فلز پایه A105، عبور از لایه بافر ER430 و رسیدن به پاس دوم ER410NiMo را در ناحیه نزدیک Fusion Line دوم نشان می‌دهد. در این مسیر، افت کروم تنها در یک محدوده بسیار باریک مشاهده شده و شدت آن نسبت به نمونه بدون بافر به‌طور محسوسی کمتر است. این پایداری ترکیب، از تشکیل مارتنزیت کم‌کروم و نواحی ناهمگن جلوگیری کرده و سبب بهبود سختی و همگن شدن ریزساختار روکش نهایی در حضور لایه ER430 می‌گردد [۴و۶و۹].




**شکل (۷).نتایج SEM-Line Scan و تحلیل رقت کروم در نمونه دارای لایه بافر (یک پاس ER430 و یک پاس ER410NiMo بر روی A105)**

این نتایج Line Scan به‌خوبی با مشاهدات ریزساختاری SEM و متالوگرافی نوری هم‌خوان است و نشان می‌دهد که تغییر از ساختار مارتنزیتی درشت و ناهمگن در نمونه بدون بافر به مارتنزیت ریز و یکنواخت در نمونه دارای بافر، به‌طور مستقیم با حفظ غلظت کروم در ناحیه رقت مرتبط است.

### ۳-۵- آنالیز XRF و تأیید ترکیب شیمیایی سطحی

نتایج آنالیز XRF برای عناصر اصلی روکش نهایی در نمونه‌های بدون بافر و دارای بافر به‌ترتیب در جدول (۴) نشان داده شده‌اند. اگرچه ترکیب اسمی سیم‌جوش ER410NiMo در هر دو نمونه یکسان است، اما به‌دلیل اختلاف رقت، میانگین غلظت کروم و نیکل در سطح روکش دو نمونه متفاوت به‌دست آمده است. در نمونه بدون بافر، کروم سطحی کمتر از مقدار مورد انتظار برای ترکیب اسمی سیم‌جوش است، در حالی که در نمونه دارای بافر، مقدار کروم به مقادیر نزدیک‌تر به ترکیب اسمی سیم‌جوش متمایل شده است و نیکل نیز افزایش جزئی نشان می‌دهد.

**جدول (۴).نتایج آنالیز XRF عناصر اصلی برای روکش نهایی در نمونه های بدون بافر و دارای بافر**

| Element | Weight % | | | |
|---|---|---|---|---|
| | Cr | Ni | Mo | Fe |
| نمونه بدون بافر | 10.47 | 3.11 | 0.39 | 84.45 |
| نمونه دارای بافر | 13.08 | 3.54 | 0.33 | 83.03 |

این اختلاف ترکیب را می‌توان به نتایج Line Scan مرتبط کرد، در نمونه بدون بافر، رقت بالاتر باعث کاهش میانگین کروم در سطح شده، در حالی که در نمونه دارای بافر، لایه ER430 با کروم بالا موجب جبران افت و تثبیت غلظت کروم در لایه نهایی شده است [۱و۴]. بنابراین، XRF به‌عنوان یک روش میانگین‌گیر سطحی، داده‌های موضعی Line Scan را از منظر ترکیب کلی سطح روکش نهایی تأیید می‌کند.

### ۳-۶- توزیع سختی میکروویکرز و ارتباط آن با ریزساختار

پروفیل سختی میکروویکرز برای نمونه بدون لایه بافر در جدول (۵) و برای نمونه دارای لایه بافر در جدول (۶) نشان داده شده است. در نمونه بدون بافر، سختی در پاس نهایی روکش مارتنزیتی در سطح نسبتاً بالا است، اما با نزدیک شدن به مرز ذوب و ناحیه رقت، کاهش قابل توجهی در مقادیر سختی مشاهده می‌شود و سختی HAZ و فلز پایه به‌طور محسوس پایین‌تر است. علاوه بر این، تغییرات سختی در امتداد ضخامت روکش و HAZ نسبتاً ناهمگن است. این رفتار با حضور مارتنزیت کم‌کروم و ساختار ناهمگن در مرز سازگار است [۲و۳].

**جدول (۵).نتایج پروفیل سختی میکروویکرز برای نمونه بدون لایه بافر**

| موقعیت سختی‌سنجی | نقطه ۱ | نقطه ۲ | نقطه ۳ | میانگین (HV) |
|---|---|---|---|---|
| پاس دوم جوش ER410NiMo | 340 | 345 | 342 | 342 |
| پاس اول جوش ER410NiMo | 338 | 341 | 336 | 338 |
| HAZ | 162 | 157 | 165 | 161 |
| فلز پایه | 156 | 158 | 148 | 154 |

در نمونه دارای لایه بافر ER430، پروفیل سختی جدول (۶) نشان می‌دهد که سختی لایه نهایی روکش مارتنزیتی در مقایسه با نمونه بدون بافر به‌طور محسوسی بالاتر است و نوسانات سختی در امتداد ضخامت روکش و HAZ کاهش یافته است. سختی در ناحیه‌ای که متناظر با لایه بافر و HAZ است نیز کمی بالاتر و یکنواخت‌تر از نمونه بدون بافر است.

**جدول (۶).نتایج پروفیل سختی میکروویکرز برای نمونه دارای لایه بافر**

| موقعیت سختی‌سنجی | نقطه ۱ | نقطه ۲ | نقطه ۳ | میانگین (HV) |
|---|---|---|---|---|
| پاس دوم جوش ER410NiMo | 365 | 364 | 370 | 366 |
| پاس اول جوش ER430 | 353 | 355 | 350 | 352 |
| HAZ | 192 | 196 | 191 | 193 |
| فلز پایه | 166 | 168 | 170 | 168 |

این افزایش سطح و یکنواختی سختی را می‌توان به دو عامل اصلی یعنی حفظ غلظت کروم در ناحیه رقت و لایه نهایی بر اساس نتایجLine Scan و XRF و ریزدانه شدن و همگن شدن مارتنزیت در حضور لایه بافر ER430، همان‌گونه که در تصاویر SEM مشاهده شد [۱و۷]. نسبت داد. به طور کلی، نتایج سختی‌سنجی نشان می‌دهد حضور لایه بافر ER430 نه‌تنها از افت سختی در مجاورت Fusion Line جلوگیری کرده، بلکه توزیع سختی را در کل ضخامت روکش و HAZ یکنواخت‌تر کرده است؛ موضوعی که برای عملکرد طولانی‌مدت تریم ولوهای تحت سایش و بارگذاری متناوب اهمیت حیاتی دارد [۲و۷].

## ۴- نتیجه گیری و جمع بندی

در این پژوهش، اثر به‌کارگیری لایه بافر فریتی ER430 در جوشکاری پوششی سخت با سیم‌جوش مارتنزیتی ER410NiMo بر روی فولاد کربنی A105 از طریق مقایسه دو پیکربندی «بدون لایه بافر» و «دارای لایه بافر» به‌صورت تجربی، ماکروسکوپی و میکروسکوپی بررسی شد. جمع‌بندی نتایج به صورت زیر است:

### ۴-۱- رفتار ماکروساختاری و رقت جوش

در نمونه بدون لایه بافر، عمق نفوذ و پهنای خط ذوب بیشتر بوده و شکل Fusion Line بیانگر رقت زیاد و اختلاط شدید مذاب فولاد A105 با سیم‌جوش ER410NiMo است. در نمونه دارای لایه بافر ER430، خط ذوب هموارتر، عمق نفوذ کمتر و HAZ محدودتر است که نشان‌دهنده کاهش رقت و پایداری بیشتر حوضچه جوش در حضور لایه بافر می‌باشد [۴و۶].

### ۴-۲- ریزساختار و تحول فازی

ریزساختار نوری و SEM در نمونه بدون بافر، تشکیل مارتنزیت لَتی درشت، ناهمگنی ساختاری در مجاورت Fusion Line و نواحی مشکوک به فریت دلتا یا مناطق کم‌کروم را نشان داد. در مقابل، در نمونه دارای بافر، لایه ER430 ساختار فریتی پایدار و لایه نهایی ER410NiMo مارتنزیتی ریز، یکنواخت و فاقد فازهای نامطلوب ارائه کرد که بیانگر نقش لایه بافر در تثبیت ترکیب شیمیایی، کنترل شرایط انجماد و ریزدانه شدن ساختار است [۱و۲و۹].

### ۴-۳- رقت کروم، ترکیب شیمیایی و سختی

نتایج Line Scan در نمونه بدون بافر نشان داد که در ناحیه رقت، غلظت کروم به حدود ۶–۷ درصد وزنی کاهش یافته و همزمان سهم آهن افزایش می‌یابد، در حالی‌که در نمونه دارای بافر، کروم حتی در نزدیک‌ترین ناحیه به مرز ذوب در محدوده ۱۰–۱۲ درصد وزنی باقی مانده است [۴و۶و۹]. نتایج XRF نیز میانگین کروم و نیکل بالاتر در سطح روکش نهایی نمونه دارای بافر را تأیید کرد که پیش‌شرط تشکیل مارتنزیت سخت‌کاری‌پذیر پایدار و بهبود رفتار سایشی و خوردگی است [۱و۳و۵]. پروفیل‌های سختی میکروویکرز نشان داد در نمونه بدون بافر، سختی نزدیک Fusion Line و HAZ افت محسوسی دارد و توزیع سختی ناهمگن است، در حالی که در نمونه دارای بافر، مقدار و یکنواختی سختی در لایه روکش و HAZ به طور معنی‌داری بهبود یافته است. نتیجه‌ای که با حفظ کروم و ریزدانه شدن مارتنزیت در حضور لایه ER430 هم‌خوان است [۲و۷و۸].

### ۴-۴- جمع‌بندی کاربردی و نوآوری پژوهش برای طراحی دستورالعمل جوشکاری تریم ولو

بر اساس نتایج این پژوهش، به‌کارگیری لایه بافر ER430 در جوشکاری پوششی ER410NiMo بر فولاد A105، راهکاری مؤثر برای:

- کاهش رقت و جلوگیری از افت کروم در ناحیه رقت،
- بهبود ریزساختار مارتنزیتی (ریزتر، یکنواخت‌تر و فاقد فازهای نامطلوب)،
- افزایش سطح و یکنواختی سختی در لایه روکش و HAZ،

و در نهایت ارتقای عملکرد روکش‌های مارتنزیتی در تریم ولوهای فولاد کربنی تحت شرایط کاری سنگین است. این رفتار با توصیه‌های پیوست B راهنمای API RP 582 درخصوص استفاده از لایه‌های بافر فریتی نظیر ۴۳۰ بر روی فولادهای کربنی برای کنترل رقت و حفظ عناصر آلیاژی سازگار است. از منظر نوآوری نیز این پژوهش دو جنبه متمایز دارد. نخست آن‌که، برخلاف بسیاری از مطالعات پیشین [۱-۹] که صرفاً بر یکی از جنبه‌های

ریزساختار، رقت یا سختی تمرکز داشته‌اند، در این کار اثر لایه بافر ER430 در پیکربندی نزدیک به شرایط واقعی تریم ولو به‌صورت هم‌زمان با استفاده از ماکروگرافی، متالوگرافی نوری، SEM، Line Scan، آنالیز XRF و پروفیل سختی میکروویکرز ارزیابی شده است. دوم آن‌که، نتایج به‌دست‌آمده مستقیماً به‌صورت یک پیشنهاد مشخص برای تدوین دستورالعمل جوشکاری (WPS) با پیکربندی A105/ER430/ER410NiMo، در انطباق با توصیه‌های پیوست B استاندارد API RP 582، ارائه شده و بدین ترتیب نقش یک پل روشن بین الزامات استانداردی و شرایط کارگاهی روکش‌کاری تریم ولو را ایفا می‌کند.

## ۵- مراجع

1.Abdian, K., et al., “Effect of Heat Treatment on Microstructure, Mechanical Properties, and Corrosion Performance of 410NiMo Super Martensitic Stainless Steel Cladded on 21CrMoV5-11 by Submerged Arc Welding Process,” *Arabian Journal for Science and Engineering*, Vol. 49, No. 2, 2023, pp. 1433–1446.

2.Bhaumik, S., et al., “Microstructural and Wear Properties of Annealed Medium Carbon Steel Plate (EN8) Cladded with Martensitic Stainless Steel (AISI 410),” *Metals*, Vol. 10, No. 7, 2020, p. 958.

3.Tenni, B., et al., “Shielding Gas and Inclusion Content Effects on Impact Toughness and Tensile Properties of 410NiMo Steel Welds,” *Welding Journal*, Vol. 100, No. 1, 2021, pp. 52–62.

4.Emami, M., and S. H. Elahi, “Controlling Dilution in Multilayer Welding for Additive Manufacturing,” *Archives of Metallurgy and Materials*, 2024, pp. 825–831.

5.Giudice, F., et al., “A Review on Metallurgical Issues in the Production and Welding Processes of Clad Steels,” *Materials*, Vol. 17, No. 17, 2024, p. 4420.

6.Han, K., et al., “Influence of Butter Layer Thickness on Microstructure and Mechanical Properties of Underwater Wet 16Mn/304L Dissimilar Welded Joint,” *Materials*, Vol. 16, No. 20, 2023, p. 6646.

7.Ma, Y., et al., “Influence of Overlay Welding Process on the Morphology, Microstructure, and Performance of the Overlay Layer,” *Metals*, Vol. 15, No. 9, 2025, p. 987.

8.Saffiudeen, M. F., et al., “Experimental Investigation on Stainless-Steel Weld Overlay on Carbon Steel Plates Using Different Electrodes,” *Arabian Journal for Science and Engineering*, 2024.

9.Shanmugasundar, G., et al., “Influence of Filler Material on the Microstructural and Mechanical Properties of 430 Ferritic Stainless Steel Weld Joints,” *Materials*, Vol. 16, No. 4, 2023, p. 1590.

10.Song, B., “Thermal Spray and Laser Cladding of Nickel-Chromium Coatings for High Temperature Applications,” Ph.D. Thesis, University of Nottingham, 2018.

# بازرسی جوش و فرآیند ساخت پل جرثقیل سقفی ۳۲ تنی در صنایع سنگین

**ایمان حاجیان نیا[۱]، احمد رضا آقایی[۲]، روح الله معصومی[۳]، مصطفی شکرچی زاده**

[۱]استادیار دانشکده شهید مهاجر، شرکت مهندسی فولاد مبارکه،

۲ مدیر پروژه نظارت ورق خودرو چهارمحال و بختیاری

۳ رئیس اجرای پروژه های شرکت ورق خودرو

۴ مدیر توسعه و مهندسی شرکت ورق خودرو

imanhajiannia@gmail.com

## چکیده

در این پژوهش به بازرسی جوش و فرآیند ساخت پل جرثقیل سقفی ۳۲ تنی در صنایع سنگین پرداخته شده است. مشخص شده که ساخت و بازرسی پل جرثقیل سقفی یک فرآیند مهندسی سازه‌ای دقیق است که در آن، کیفیت جوشکاری نقش محوری ایفا می‌کند. پل جرثقیل سقفی یک سازه سازگار با خستگی است که عمر مفید آن وابستگی مستقیم به کیفیت جوشکاری و اجرای دقیق جزئیات طراحی دارد. بازرسی جوش، به ویژه با استفاده از NDTهای پیشرفته مانند UT، سنگ بنای اطمینان از عدم وجود عیوبی است که می‌توانند به عنوان نقطه آغاز ترک‌های خستگی عمل کنند. اجرای صحیح فرآیندهای ساخت، انتخاب متریال مناسب و به کارگیری دقیق آزمون‌های NDT بر اساس استانداردهای بین‌المللی مانند ISO 5817 و AWS D1.1، نه تنها عمر مفید پل را افزایش می‌دهد، بلکه مهم‌تر از آن، محیط کاری ایمن‌تری را برای پرسنل صنعتی فراهم می‌آورد. بررسی ها در این پژوهش نشان داد که نتایج نشان گر اهمیت ویژه بازرس خبره در تعیین روش آزمون ها و نگرش خاص به نقشه های ساخت می تواند از بروز بی دقتی در اجرا به طور چشم گیری جلوگیری نماید.

**کلمات کلیدی:** پل جرثقیل ، بازرسی غیرمخرب، بازرسی فراصوتی، خستگی.

**مقدمه**

جرثقیل‌های سقفی، با جابجایی بارهای سنگین در محیط‌های پرنوسان، نیازمند دقت ساخت در بالاترین سطح هستند. پل جرثقیل، به عنوان شاسی اصلی، تحت بارهای استاتیک و دینامیک پیچیده (شامل لنگرهای ناشی از حرکت بالابر و اثرات باد در محیط‌های بیرونی) قرار دارد[۱]. کلید تضمین عملکرد بلندمدت، در کنترل کیفیت فرآیند جوشکاری نهفته است، زیرا کوچکترین نقص در اتصالات جوشی می‌تواند منجر به شکست خستگی (**Fatigue Failure**) شود. مبانی طراحی پل جرثقیل و طبقه‌بندی و بارهای طراحی در ادامه توضیح داده می شود. بر اساس استاندارد **CMAA (Crane Manufacturers Association of America) Specification 70/74**، جرثقیل‌ها بر اساس شدت کاربری به کلاس‌های خدماتی (**Service Classes**) از **A** تا **H** طبقه‌بندی می‌شوند. هر کلاس، چرخه بارگذاری مورد انتظار را تعیین می‌کند که مستقیماً بر طراحی سازه‌ای و ملاحظات خستگی تأثیر می‌گذارد[۲]. بارهای اصلی که باید مد نظر قرار گیرند: بار مرده (**Dead Load**): وزن پل، واگن و بالابر،بار زنده (**Live Load**): ظرفیت نامی جرثقیل می باشد[۳].

جرثقیل‌های سقفی (Overhead Cranes) ستون فقرات صنایع تولیدی، انبارداری و مونتاژ سنگین هستند. پل جرثقیل (Bridge Girder)به عنوان اصلی‌ترین جزء سازه‌ای، وظیفه انتقال بارهای عمودی و افقی به ریل‌های راهبر را بر عهده دارد. به دلیل ماهیت دینامیکی و بارگذاری‌های چرخشی که پل متحمل می‌شود، **کیفیت اتصالات جوشی** آن مستقیماً با ایمنی عملیات، طول عمر سازه و قابلیت اطمینان کل سیستم گره خورده است.

این مقاله به تشریح مراحل ساخت پل جرثقیل سقفی استاندارد و سپس تشریح دقیق پروتکل‌های حیاتی بازرسی جوش، شامل روش‌های آزمایش غیرمخرب(NDT) ، می‌پردازد .پل جرثقیل سازه‌ای است که به صورت افقی بر روی ریل‌های بالا نصب شده و واگن بالابر (Trolley) و بالابر اصلی (Hoist) روی آن حرکت می‌کنند.

۲,۱ .انواع پل‌ها بر اساس ساختار (۱

۱. **پل تک‌تیر (Single Girder)**: برای ظرفیت‌های پایین‌تر، معمولاً از تیرآهن استاندارد یا تیر I شکل نورد گرم استفاده می‌شود.
۲. **پل دوتیر (Double Girder)**: رایج‌ترین نوع برای ظرفیت‌های متوسط تا سنگین. پل از دو تیر اصلی موازی تشکیل شده که استحکام و پایداری بیشتری دارند. واگن بالابر بین دو پل حرکت می‌کند.
۳. **پل جعبه‌ای (Box Girder)**: برای ظرفیت‌های بسیار بالا یا دهانه‌های طولانی استفاده می‌شود. این پل‌ها از جوشکاری ورق‌های فولادی برای ایجاد یک مقطع مستطیلی توخالی ساخته می‌شوند که مقاومت پیچشی و خمشی بسیار بالایی دارد.

بارهای دینامیکی (**Impact/Surge Loads**): ناشی از شروع، توقف و تغییر جهت بار. معمولاً به صورت ضریبی از بار زنده (مثلاً ٪۲۵ برای بلند کردن) اعمال می‌شود. بارهای جانبی (**Lateral Loads**): ناشی از کج شدن بار یا نیروی باد (در محیط‌های خارجی). ملاحظات خستگی و طراحی در پل‌های جعبه‌ای

در پل‌های جعبه‌ای، به دلیل تمرکز تنش در گوشه‌ها و اتصالات ورق‌ها، طراحی باید بر اساس طول عمر خستگی (**Fatigue Life**) صورت پذیرد. تحلیل تنش به گونه ایی اهمیت دارد که می تواند نقش اساسی داشته باشد. تنش‌های اصلی در طول پل‌ها در دو ناحیه بسیار حساس هستند:

محل اتصال تیرهای عرضی (**Cross Girders**) به تیر اصلی: این نقاط محل تمرکز حداکثر تنش‌های خمشی و برشی هستند.

وصله‌های طولی (**Splices**): در پل‌های طویل، برای مونتاژ، جوشکاری وصله انجام می‌شود که باید با دقت بسیار بالا و به صورت تمام نفوذ (**Full Penetration Weld**) اجرا شده و سپس کاملاً با **NDT** بازرسی شود[۴].

## روش تحقیق

در این قسمت ابتدا به جزئیات فرآیند ساخت پرداخته شده است و باید در مورد فرایند فوق با توجه به اهمیت بازرسی و دستورالعمل ها اقدام نمود.

فرآیند ساخت پل، به ویژه پل جعبه‌ای، یک عملیات متالورژیکی و مهندسی دقیق است.

انتخاب و آماده‌سازی مواد

فولاد باید دارای گواهینامه اصالت (**MTC**) باشد که خواص مکانیکی آن (به ویژه استحکام تسلیم و حداقل درصد ازدیاد طول) را تأیید کند. قبل از برشکاری، هرگونه زنگ‌زدگی، روغن یا آلودگی سطحی باید به روش‌های مکانیکی (سندبلاست) حذف شود.

مراحل جوشکاری تخصصی

استاندارد **WPS (Welding Procedure Specification)** باید برای هر نوع جوش تدوین و تأیید شود.

الف) جوش زیرپودری (**SAW**)

**SAW** برای جوش‌های طولی و اصلی پل‌های جعبه‌ای ترجیح داده می‌شود زیرا:

نفوذ عمیق: امکان اجرای جوش‌های با نفوذ کامل در ضخامت‌های بالا را فراهم می‌کند.

نرخ رسوب بالا: سرعت تولید را افزایش می‌دهد.

کیفیت بالا: پودر محافظ، جوش را از آلودگی‌های اتمسفری حفظ کرده و منجر به تخلخل کم می‌شود.

کنترل پارامترهای **SAW**: جریان (**Amperage**)، ولتاژ (**Voltage**) و سرعت حرکت (**Travel Speed**) باید دقیقاً بر اساس **WPS** تنظیم شوند. انحراف از این پارامترها می‌تواند منجر به جوش‌های با نفوذ ناقص یا افزایش ترک‌های کششی شود.

ب) جوش قوس الکتریکی با الکترود دستی (**SMAW**)

این روش بیشتر برای جوش‌های انتهایی، جوش‌های اتصال تیرهای عرضی به پل اصلی، یا اجرای پاس‌های نهایی در گوشه‌ها به کار می‌رود. انتخاب الکترود (مانند **E7018** برای فولادهای با مقاومت بالا) و شرایط خشک کردن الکترود (**Drying Conditions**) از اهمیت حیاتی برخوردار است تا از ورود هیدروژن به داخل جوش و در نتیجه، خطر ترک‌های با تأخیر زمانی (**Delayed Cracking**) جلوگیری شود[۵].

## نتایج و بحث

### مراحل پس از جوشکاری

رفع پستی و بلندی (**Distortion Control**): تنش‌های پسماند ناشی از جوشکاری (**Residual Stresses**) می‌تواند پل را دچار اعوجاج کند. این امر با استفاده از روش‌های سفت‌کاری مناسب در حین جوشکاری و در صورت لزوم، انجام عملیات تنش‌زدایی حرارتی (**Post-Weld Heat Treatment - PWHT**) کنترل می‌شود، هرچند **PWHT** معمولاً برای مقاطع بسیار ضخیم یا فولادهای حساس‌تر اعمال می‌شود.

سندبلاست و آماده‌سازی سطح: پس از اتمام بازرسی‌های غیرمخرب، سطح برای اعمال پوشش محافظ آماده می‌شود.

پوشش‌دهی: اعمال پرایمر (معمولاً اپوکسی غنی از روی) و لایه‌های نهایی محافظ (مانند پلی‌اورتان) بر اساس محیط عملیاتی (داخلی/خارجی و رطوبت).

۴. بازرسی جوش: تضمین سلامت اتصالات سازه‌ای

بازرسی‌ها باید توسط بازرسان دارای صلاحیت (**Certified Inspectors**) مطابق با استانداردهایی مانند **AWS Certified Welding Inspector (CWI)** انجام شوند.

۴,۱. بازرسی چشمی (**VT**) و الزامات استاندارد

**VT** نه تنها عیوب سطحی را شناسایی می‌کند، بلکه انطباق کلی ساخت را تأیید می‌کند.

معیارهای کلیدی **VT**:

عدم وجود ترک: تحت هیچ شرایطی نباید ترک در جوش یا منطقه **HAZ** قابل مشاهده باشد.

ارتفاع جوش (**Reinforcement**): برای جوش‌های گوشه و تیپر باید مطابق نقشه باشد.

شیب‌بندی (**Profile**): جوش نباید دارای شیب بیش از حد باشد که منجر به تمرکز تنش شود.

۴,۲. آزمایش‌های غیرمخرب (**NDT**) با جزئیات فنی

الف) آزمایش التراسونیک (**UT**)

**UT** از امواج صوتی با فرکانس بالا برای کاوش داخل ماده استفاده می‌کند.

روش کار: پروب، امواج را به داخل قطعه می‌فرستد. در صورت برخورد با یک ناهنجاری (مانند عدم نفوذ یا ترک)، امواج منعکس شده و به گیرنده باز می‌گردند.

تفسیر: زمان رفت و برگشت سیگنال، عمق عیب را مشخص می‌کند. دامنه سیگنال، اندازه عرضی عیب را تعیین می‌کند. در بازرسی پل، معمولاً از روش **Phased Array UT (PAUT)** استفاده می‌شود که اسکن سریع‌تر و تصویربرداری مقطعی (**Cross-Sectional Image**) بهتری فراهم می‌آورد.

عیوب هدف: عدم نفوذ کامل (**Lack of Penetration - LOP**)، ترک‌های ناپیوسته، و تخلخل‌های بزرگ.

ب) آزمایش ذرات مغناطیسی (**MT**)

**MT** یک روش سریع و حساس برای مواد فرومغناطیسی است.

روش کار: جریان الکتریکی (یا مغناطیس دائمی) در قطعه ایجاد شده و سپس ذرات اکسید آهن به سطح پاشیده می‌شوند. در محل عیوب سطحی، خطوط شار مغناطیسی به سطح نشت کرده و ذرات را در آنجا جذب می‌کنند.

مزیت: می‌تواند عیوب بسیار ریز (مانند ترک‌های مویی) را که در **VT** قابل مشاهده نیستند، آشکار سازد.

ج) آزمایش پرتونگاری (**RT**)

**RT**، به ویژه در پل‌های جعبه‌ای، برای تأیید جوش‌های تمام نفوذ طولی استفاده می‌شود.

روش کار: اشعه ایکس یا گاما از یک طرف جوش عبور داده شده و فیلم عکاسی در طرف دیگر قرار می‌گیرد. ناهنجاری‌هایی مانند تخلخل‌ها (که چگالی کمتری دارند) اشعه بیشتری را عبور می‌دهند و در فیلم تیره‌تر دیده می‌شوند.

محدودیت‌ها: نیاز به منطقه امن، زمان انتظار برای ظهور فیلم، و ناتوانی در تشخیص عیوب موازی با جهت اشعه (مانند عدم نفوذ در کناره‌های درز).

۵. انطباق با استانداردهای بین‌المللی

برای سازه‌هایی با اهمیت حیاتی مانند جرثقیل، پیروی از استانداردهای معتبر الزامی است.

۵,۱. الزامات **CMAA 70/74**

این استانداردها الزامات طراحی را فراتر از حداقل‌های کد ساختمانی تعیین می‌کنند. برای مثال، **CMAA** بر استحکام در برابر کمانش جانبی پیچشی (**Lateral-Torsional Buckling**) و همچنین میزان خمش مجاز پل تحت بارگذاری نهایی تأکید ویژه‌ای دارد که مستلزم جوشکاری با کیفیت و تلرانس‌های ابعادی بسیار سخت‌گیرانه است.

۵,۲. استاندارد **ISO 3834**

این استاندارد به الزامات کیفی برای جوشکاری ذوبی قطعات فلزی می‌پردازد. اجرای موفقیت‌آمیز ساخت پل نیازمند پیاده‌سازی کامل **ISO 3834** در سه بخش اصلی است:

تأیید رویه‌های جوشکاری (**PQR/WPS**): تأیید اینکه فرآیند جوشکاری قادر به تولید جوش با خواص مکانیکی مورد نیاز است.

تأیید صلاحیت پرسنل: اطمینان از اینکه جوشکاران و اپراتورهای **NDT** دارای گواهینامه‌های معتبر هستند.

کنترل کیفیت فرآیند: بازرسی در حین و پس از جوشکاری.

۶. تضمین کیفیت در مقابل بازرسی

در ساخت پل‌های جرثقیل، یک سیستم تضمین کیفیت (**QA**) قوی ضروری است که از بازرسی صرف فراتر رود. **QA** شامل تعریف دقیق رویه‌ها، آموزش پرسنل، کالیبراسیون تجهیزات و مستندسازی است. شکل ۱. الف، بازرسی از جوش های پل جرثقیل. ب، نقشه اتصال و جوش پل را نشان میدهد.

مثال در مرحله جوشکاری:

**QA**: تعریف می‌نماید که جوشکار باید قبل از اجرای جوش نهایی، سه نمونه آزمایشی را در شرایط واقعی اجرا و نتایج آن‌ها را ثبت کند.

**QC** (بازرسی): بازرس (**QC**) نمونه‌های آزمایشی را بر اساس دستورالعمل‌های تعریف شده توسط **QA** بررسی و تأیید می‌کند.

۷. مستندسازی و تحویل نهایی

مرحله نهایی، تجمیع مدارک کیفیت برای اثبات انطباق محصول با مشخصات است. پرونده نهایی (**Dossier**) باید شامل تمام سوابق **NDT** و تست بارگذاری باشد. در صورت وقوع حادثه در آینده، این مدارک اولین نقطه ارجاع برای تعیین مسئولیت و علت ریشه‌ای شکست خواهند بود.

۲) ۲,۲ .متریال ساخت

انتخاب فولاد بر اساس ظرفیت بلند کردن، دهانه پل و بار دینامیکی مورد انتظار صورت می‌گیرد. متریال رایج شامل:

- **ST37** (معادل **S235**): برای جرثقیل‌های سبک و متوسط.
- **ST52** (معادل **S355**): برای جرثقیل‌های سنگین و ساخت پل‌های جعبه‌ای که نیاز به مقاومت تسلیم بالاتری دارند.

***B*** ۳ .فرآیند ساخت پل جرثقیل (تمرکز بر نوع جعبه‌ای)

ساخت پل‌های جعبه‌ای به دلیل اتکای کامل به جوشکاری ورق‌های فولادی، نیازمند کنترل فرآیند بسیار دقیق‌تری است.

۱) ۳,۱ .طراحی و آماده‌سازی

طراحی باید مطابق با استانداردهای **ASCE 7**(بارگذاری) و **CMAA 70/74**(طراحی جرثقیل) صورت پذیرد. پس از تهیه نقشه‌های دقیق (شامل محل دقیق جوش‌ها و نوع درز)، ورق‌های فولادی طبق نقشه‌ها برش داده می‌شوند. برشکاری اغلب با دستگاه‌های CNC پلاسما یا لیزر برای تضمین دقت ابعادی بالا انجام می‌شود.

مونتاژ و پیش‌گرمایش

ورق‌های جانبی، ورق‌های بالایی (Flanges) و پایینی در محل جوشکاری مونتاژ می‌شوند. اتصالات باید توسط گیره‌ها و جوش‌های موقت (Tack Welds) در جای خود ثابت شوند.

**پیش‌گرمایش (Preheating):** در صورتی که ضخامت ورق‌ها زیاد باشد یا از فولادهای با درصد کربن معادل بالاتر استفاده شده باشد، برای جلوگیری از ایجاد ترک‌های سرد (Cold Cracking) ناشی از سرد شدن سریع حوضچه مذاب، باید دمای قطعات قبل از جوشکاری به دمای مشخصی برسد. شکل ۲. الف و ب دیافراگم وسط پل های جرثقیل که نقش تعیین کننده برای حفظ قدرت اتصال دارد را نمایش می دهد.

جوشکاری اصلی

جوشکاری پل‌ها معمولاً به صورت اتوماتیک یا نیمه‌اتوماتیک انجام می‌شود تا از یکنواختی و نفوذ کامل اطمینان حاصل شود.

- **جوش زیرپودری (SAW)**: رایج‌ترین روش برای جوش‌های طولی و اصلی پل‌های جعبه‌ای، به دلیل سرعت بالا و نفوذ عمیق و با کیفیت.
- **جوش قوسی با الکترود دستی (SMAW)**: برای جوش‌های خاص، گوشه‌ها یا تعمیرات استفاده می‌شود.

بازرسی جوش و تضمین کیفیت(QC/QA)

بازرسی جوش فرآیندی چند مرحله‌ای است که هدف آن تأیید انطباق اتصالات جوش داده شده با الزامات طراحی و استانداردهای مربوطه است.

بازرسی چشمی (Visual Testing - VT)

این اولین و مهم‌ترین مرحله است که پس از اتمام جوشکاری و تمیزکاری سطح انجام می‌شود. بازرس با استفاده از ابزارهایی مانند خط‌کش، گونیا و لوپ، پارامترهای زیر را بررسی می‌کند شکل ۳. بازرسی نهایی آزمون های غیر مخرب جهت تایید کیفیت پل جرثقیل را نشان می دهد.

- **شکل ظاهری درز:** صافی، یکنواختی، عدم وجود پله یا بریدگی لبه (Undercut).
- **تأیید ابعاد:** اندازه گلو (Throat) و محدب بودن (Convexity) جوش بر اساس مشخصات نقشه.
- **عیوب سطحی:** شناسایی ترک‌ها، تخلخل‌های سطحی (Surface Porosity)، و پاشش (Spatter).

آزمایش‌های غیرمخرب(Non-Destructive Testing - NDT)

پس از تأییدVT ، درزهای حیاتی (مانند جوش‌های طولی پل) باید با NDT کنترل شوند.

a) الف) آزمایش التراسونیک(Ultrasonic Testing - UT)

UTبرای تشخیص عیوب داخلی و زیرسطحی مانند **ترک‌ها، عدم نفوذ کامل (Lack of Fusion) و ترک‌های داخلی** در جوش‌ها یا ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) استفاده می‌شود. این روش برای سازه‌های ضخیم مانند پل جعبه‌ای بسیار موثر است و اطلاعات دقیقی از عمق و اندازه عیب ارائه می‌دهد.

b) ب) آزمایش ذرات مغناطیسی(Magnetic Particle Testing - MT)

این روش برای شناسایی عیوب سطحی و نزدیک به سطح (زیر ۰٫۵ میلی‌متر عمق) بر روی مواد فرومغناطیسی مانند فولادهای رایج در ساخت جرثقیل به کار می‌رود. عیوب با ایجاد میدان مغناطیسی و پاشیدن پودر مغناطیسی، آشکار می‌شوند.

c) ج) آزمایش نفوذ مایعات(Penetrant Testing - PT)

اگرچه MT رایج‌تر است، PTنیز برای تشخیص ترک‌ها و نفوذهای سطحی در موادی که قابلیت مغناطیسی ندارند یا درزهایی که امکان مغناطیسی کردن آن‌ها وجود ندارد، به کار می‌رود.

d) د) آزمایش پرتونگاری(Radiographic Testing - RT)

RTبرای مشاهده کامل ساختار داخلی جوش و شناسایی عیوبی مانند **تخلخل‌های داخلی، سرباره محبوس (Slag Inclusion)و عدم همجوشی عمیق** استفاده می‌شود. با این حال، به دلیل محدودیت‌های ایمنی و نیاز به دسترسی دو طرفه به قطعه، معمولاً برای درزهای اصلی پل جعبه‌ای یا جایی که UT نتایج قطعی ندهد، به کار می‌رود.

طبقه بندی عیوب و معیارهای پذیرش

کیفیت جوش نهایی بر اساس استانداردهای مرجع طبقه‌بندی می‌شود. استاندارد ISO 5817رایج‌ترین معیار برای ارزیابی کیفیت جوش است که کلاس‌هایB ، Cو D را تعریف می‌کند:

- **کلاس B (کیفیت بالا):** برای جوش‌های تحت بارگذاری بحرانی و خستگی بالا (معمولاً مورد نیاز برای پل جرثقیل).
- **کلاس C (متوسط):** برای جوش‌های سازه‌ای عمومی.

هر عیب مشاهده شده باید با حداقل مجاز استاندارد مقایسه شود. هرگونه عیب فراتر از حد مجاز، باید توسط جوشکار تأیید صلاحیت شده (Certified Welder) تعمیر (Repair) و مجدداً بازرسی (Re-inspection) شود.

***C.*** ۵ .کنترل کیفیت در مراحل نهایی ساخت

پس از اتمام موفقیت‌آمیز تمامی فرآیندهای جوشکاری و بازرسی، مراحل تکمیلی برای اطمینان از عملکرد صحیح پل انجام می‌گیرد:

تست‌های سازه‌ای و ابعادی

۱. **کنترل هندسی:** اطمینان از راست‌خطی پل (Straightness) و تلرانس‌های مجاز برای موازی بودن ریل‌های حرکت واگن.
۲. **آزمایش بارگذاری (Load Testing):** پل نهایی شده تحت بارهای استاتیک (۱۰۰٪ تا ۱۲۵٪ ظرفیت نامی) و دینامیک (شبیه‌سازی حرکت و توقف ناگهانی) قرار می‌گیرد تا عملکرد سازه‌ای زیر بار تضمین شود. در این مرحله، هرگونه تغییر شکل دائمی یا غیرعادی تحت نظر خواهد بود.

مستندسازی و ردیابی

مهم‌ترین بخش فرآیندQA ، تهیه **"پرونده ساخت و بازرسی (Manufacturing and Inspection Dossier)** "است که شامل موارد زیر است:

- گواهی مواد اولیه (Mill Test Certificates - MTCs).
- گواهی صلاحیت جوشکاران (WPS و PQR).

- گزارش‌های بازرسی چشمی و NDT (شامل عکس‌های MT و نتایج UT).
- گزارش تست بارگذاری.

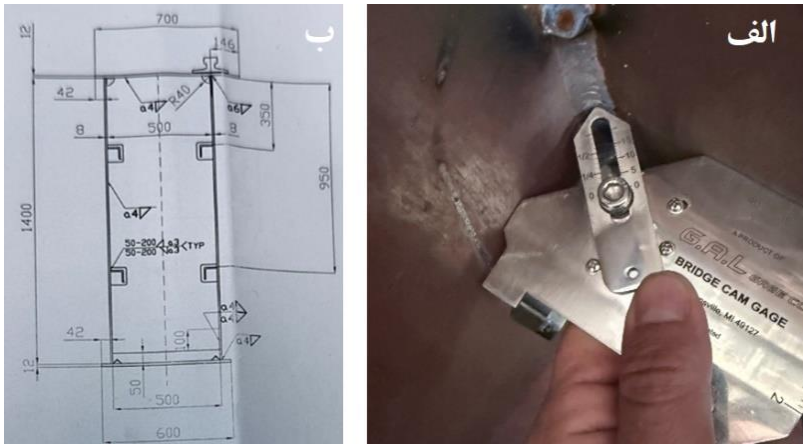
این مستندات به مالک نهایی امکان می‌دهد که تاریخچه کامل و کیفیت ساخت پل را در طول عمر مفید تجهیز ردیابی کند.

## نتیجه‌گیری

ساخت و بازرسی پل جرثقیل سقفی یک فرآیند مهندسی سازه‌ای دقیق است که در آن، کیفیت جوشکاری نقش محوری ایفا می‌کند. اجرای صحیح فرآیندهای ساخت، انتخاب متریال مناسب و به کارگیری دقیق آزمون‌های NDT بر اساس استانداردهای بین‌المللی مانند ISO 5817 و AWS D1.1، نه تنها عمر مفید پل را افزایش می‌دهد، بلکه مهم‌تر از آن، محیط کاری ایمن‌تری را برای پرسنل صنعتی فراهم می‌آورد. سرمایه‌گذاری در بازرسی‌های دقیق، هزینه‌ای برای ایمنی است که در طول عمر تجهیزات، بازدهی خود را ثابت خواهد کرد. پل جرثقیل سقفی یک سازه سازگار با خستگی است که عمر مفید آن وابستگی مستقیم به کیفیت جوشکاری و اجرای دقیق جزئیات طراحی دارد. بازرسی جوش، به ویژه با استفاده از **NDT**های پیشرفته مانند **UT**، سنگ بنای اطمینان از عدم وجود عیوبی است که می‌توانند به عنوان نقطه آغاز ترک‌های خستگی عمل کنند. صنعتگران موظفند فراتر از حداقل‌های استانداردها عمل کنند تا ایمنی کاربران و دوام سرمایه‌گذاری‌های صنعتی تضمین شود.

## مراجع

[۱]ASME, (2021). ASME B30.2-2021: Overhead and Gantry Cranes, Top Running Bridge and Trolley Types. The American Society of Mechanical Engineers, New York, NY, USA.
[۲]AISC, (2022). Specification for Structural Steel Buildings (ANSI/AISC 360-22). American Institute of Steel Construction, Chicago, IL, USA.
[۳]AWS. (2020). AWS D1.1/D1.1M:2020: Structural Welding Code—Steel,. American Welding Society, Miami, FL, USA.
[۴]EN 15011. (2019). Cranes - Overhead travelling cranes and gantry cranes. European Committee for Standardization (CEN), Brussels, Belgium
[۵]ASTM (Latest Edition). ASTM Standards Related to Steel Products and Testing. ASTM International, West Conshohocken, PA, USA) .A36 ،A572
[۶]ASCE. (2016). ASCE 7-16: Minimum Design Loads and Associated Criteria for Buildings and Other Structures. American Society of Civil Engineers, Reston, VA, USA .
[۷]CMAA. (2011). *CMAA Specification No. 70: Specifications for Top Running Bridge and Gantry Type Overhead Traveling Cranes (Single Girder Electric Motor Driven),. Crane Manufacturers Association of America, Jacksonville, FL, USA .
[۸]API RP 2D. (2014). Recommended Practice for Operation and Maintenance of Offshore Pedestal Mounted Cranes. American Petroleum Institute, Washington, D.C., USA .




شکل ۱. الف، بازرسی از جوش های پل جرثقیل. ب، نقشه اتصال و جوش پل.

شکل ۲. الف و ب دیافراگم وسط پل های جرثقیل که نقش تعیین کننده برای حفظ قدرت اتصال دارد.

شکل ۳. بازرسی نهایی آزمون های غیر مخرب جهت تایید کیفیت پل جرثقیل.

# بازرسی و تعمیر ترک در پاتیل ذوب شرکت فولاد
# رویکردی جامع مبتنی بر روش‌های غیرمخرب

**ایمان حاجیان نیا[۱]، جمشید علی بابایی شهرکی[۲]، اسماعیل کاویانی بروجنی[۳] ، زهرا هاشمی[۴]**

[۲]استادیار دانشکده شهید مهاجر، شرکت مهندسی فولاد مبارکه مشاور فولاد سفید دشت چهار محال و بختیاری

۲مدیر تکنولوژی فولاد سفید دشت چهار محال و بختیاری

۳ کارشناس بازرسی فنی فولاد سفید دشت چهار محال و بختیاری

۴ کارشناس تحقیق و توسعه فولاد سفید دشت چهار محال و بختیاری

IMANHAJIANNIA@GMAIL.COM

**چکیده**

در این پژوهش به روش بازرسی و رفع عیب پاتیل‌های ذوب فولاد با برنامه ریزی جهت انجام دوره ای انجام آزمون های غیر مخرب و روش های آن به شیوه جدید پرداخته شد، پاتیل به عنوان قلب فرآیند ریخته‌گری، تحت تنش‌های حرارتی و مکانیکی شدیدی قرار دارند که منجر به بروز عیوب سطحی و زیرسطحی، به ویژه ترک‌ها، می‌شود. این ترک‌ها در صورت عدم شناسایی و تعمیر به موقع، می‌توانند منجر به حوادث فاجعه بار گردند. این مقاله به بررسی و تحلیل سه روش کلیدی بازرسی غیرمخرب (NDT) بازرسی چشمی (VT)، تست ذرات مغناطیسی (MPT) و بازرسی فراصوتی (UT) در تشخیص و ارزیابی این ترک‌ها می‌پردازد. همچنین، راهکارهای تعمیر و تحلیلی مقایسه‌ای با سایر روش‌های موجود ارائه شده است.

**کلمات کلیدی:** پاتیل‌های ذوب، بازرسی غیرمخرب، بازرسی فراصوتی، ترک ذوبی.

**مقدمه**

اهمیت بازرسی پاتیل ذوب در صنایع فولاد از واجبات کار بوده و به جز بحث ایمنی فرآیند تولید را تحت تاثیر جدی قرار خواهد داد. پاتیل‌های ذوب فولاد، به دلیل دمای کاری بسیار بالا حدود ۱۵۵۰تا ۱۶۵۰درجه سانتیگراد و چرخه حرارتی مداوم، دچار ترک در جوش بدنه شده و حتی فرسایش شدید لایه‌های نسوز می‌شوند. ترک‌ها می‌توانند در پوشش نسوز **(Lining)** یا در بدنه فلزی پاتیل **(Shell)** ایجاد شوند. اهمیت بازرسی در این است که ترک‌های کوچک می‌توانند به سرعت در اثر شوک‌های حرارتی و تنش‌های مکانیکی گسترش یافته و منجر به نشت فلز مذاب گردند[۱]. متالورژی ثانویه یا فولادسازی ثانویه به اندازه متالورژی اولیه شناخته شده نیست؛ با این حال هنوز هم به عنوان یکی از متداول‌ترین انواع روش های تولید فولاد به شمار می‌رود. متالورژی ثانویه با عنوان فولادسازی تحت کوره قوس الکتریکی نیز شناخته می‌شود و همان‌طور که از اسم آن نیز مشخص است، در این فرآیند با استفاده از قوس الکتریکی، ذوب آهن صورت می‌پذیرد. پس از ذوب، آهن با کربن مخلوط شده و به فولاد تبدیل می‌شود[۲]. جدول ۱. جنس و مشخصات پاتیل ذوب فولاد سازی را نشان میدهد.

در فولادسازی اولیه، یک لوله نسوز به عنوان کوره مورد استفاده قرار می‌گیرد. کوره نیز به یک سقف مجهز است که هنگام گرم شدن آهن، به عنوان عایق عمل می‌کند. اما مشخصه اصلی فولادسازی ثانویه، استفاده از قوس الکتریکی است. فولادسازی اولیه از یک دمنده اکسیژن استفاده می‌کند که اکسیژن را درون آهن مذاب می‌دمد؛ در حالی که اصلی‌ترین مشخصه فولادسازی ثانویه، قوس الکتریک است[۳].

**روش تحقیق**

روش‌های بازرسی غیرمخرب**(NDT)** بازرسی بر اساس یک سلسله مراتب از روش‌های ساده به پیچیده انجام می‌شود:

بازرسی چشمی(Visual Testing - VT)

این روش اولین و اساسی‌ترین گام است. در شرایط عملیاتی، پس از تخلیه یا سرد شدن نسبی پاتیل، بازرسان به دنبال نشانه‌های آشکار ترک، ساییدگی شدید یا شکستگی در پوشش نسوز هستند. نکات کلیدی: نیاز به روشنایی کافی و استفاده از تجهیزات کمکی مانند ذره‌بین یا دوربین‌های بازرسی با زوم بالا. این روش فقط قادر به شناسایی ترک‌های سطحی و باز است[۳]. شکل ۱ محل انجام آزمون ذرات مغناطیسی در قسمت بدنه پاتیل و جوش گوشه ای به پین را نشان می دهد.

تست ذرات مغناطیسی(Magnetic Particle Testing - MPT)

روش MPT برای تشخیص ترک‌ها و عیوب سطحی و نزدیک به سطح در مواد فرومغناطیسی (مانند بدنه فولادی پاتیل) بسیار کارآمد است.

**اصل عملکرد:**

پاتیل توسط یک میدان مغناطیسی قوی (معمولاً القایی یا مستقیم) مغناطیسی می‌شود. در صورت وجود ترک، خطوط شار مغناطیسی از سطح ترک خارج شده و یک میدان نشتی (Leakage Field) ایجاد می‌کنند. پودر مغناطیسی که روی سطح اعمال می‌شود، در این میدان نشتی تجمع یافته و شکل ترک را نمایان می‌سازد. شکل ۲.شماتیک و ابعاد طبق نقشه جزئیات پاتیل ذوب جهت کد گذاری و بازرسی غیر مخرب را نشان می دهد.

**فرمول مرتبط (شدت میدان مغناطیسی):**

شدت میدان مغناطیسی در سیم‌پیچ دور پاتیل (در صورت استفاده از روش الکترومغناطیسی) به جریان و تعداد دور بستگی دارد:

بازرسی فراصوتی(Ultrasonic Testing - UT) UT برای تشخیص عیوب زیرسطحی (Subsurface) در بدنه فلزی پاتیل که ممکن است از طریق MT یا VT قابل مشاهده نباشد، حیاتی است[۴].

$$H = \frac{\mathrm{N.I}}{\mathrm{L}}$$

**اصل عملکرد:**

امواج صوتی با فرکانس بالا به داخل ماده ارسال شده و بازتاب آن‌ها از فصل مشترک‌ها (مانند انتهای ترک) دریافت می‌شود. زمان رسیدن سیگنال بازتابی، عمق عیب را مشخص می‌کند.

**فرمول مرتبط (تعیین عمق عیب – روش زمان پرواز):**

عمق عیب از طریق سرعت صوت در ماده و زمان رفت و برگشت سیگنال محاسبه می‌شود:

$$d = \frac{\mathrm{v.t}}{2}$$

**نتایج و بحث**

راهکارهای تعمیر ترک

تعمیر پاتیل به شدت به موقعیت، اندازه و عمق ترک و همچنین ماهیت ماده نسوز بستگی دارد:

۱. **تعمیر موقت (Hot Repair)**: در صورت ترک‌های کوچک و کم‌عمق در پوشش نسوز، ممکن است از مواد نسوز ترمیم‌کننده (Ramming Mixes) برای پر کردن فوری و ادامه کار پاتیل برای چند نوبت ذوب استفاده شود.

۲. **تعمیر دائم (Cold Repair)**: ترک‌های بزرگ یا عیوب در بدنه فلزی (Shell) نیازمند توقف کامل خط تولید، تخلیه پاتیل و استفاده از جوشکاری (برای بدنه فلزی پس از برداشتن لایه آسیب‌دیده نسوز) یا نصب مجدد بخش‌های بزرگ نسوز است[۶].

تحلیل مقایسه‌ای روش‌ها و مقالات مرجع

ویژگی بازرسی چشمی (VT) تست ذرات مغناطیسی (MT) بازرسی فراصوتی (UT) **قابلیت نفوذ** سطحی و باز سطحی و نزدیک به سطح | زیرسطحی و حجمی

جدول ۲. طراحی بازرسی آزمون های غیر مخرب و امکان سنجی هر آزمون برای مشخص نمودن عیوب را نشان می دهد.

**نوع عیب قابل تشخیص** ساییدگی، شکستگی آشکار ترک‌های خطی سطحی ترک‌ها، ناپیوستگی‌های حجمی **سرعت بازرسی** سریع | متوسط | کندتر، نیازمند کوپلانت **نیاز به آماده‌سازی** حداقل تمیز کردن سطح، اعمال پودر | تمیز کردن، استفاده از کوپلانت **قابلیت اندازه‌گیری عمق**

**تحلیل مقایسه‌ای با مقالات و شرکت های مرتبط به قرار زیر می باشد.**

مقالات علمی (مانند آنچه در جستجوهای قبلی اشاره شد) نشان می‌دهند که ترکیب روش‌ها بهترین رویکرد است. در حالی که MT دید خوبی از وضعیت سطح فراهم می‌کند، UT برای اطمینان از عدم گسترش ترک به داخل بدنه فلزی ضروری است. ادغام MT با تکنیک‌های

نوین (مانند پردازش تصویر و یادگیری ماشین، همانطور که در برخی مقالات اشاره شده بود) می‌تواند تفسیر سیگنال‌های MT را بهبود بخشد و احتمال خطای اپراتور را کاهش دهد[۷]. شکل ۳. دستورالعمل جوشکاری و اصلاح قسمت عیب در قسمت جوش گوشه ای پین پاتیل را نشان می دهد.

## نتیجه‌گیری

۱. بازرسی منظم و دقیق پاتیل‌های ذوب فولاد با استفاده ترکیبی از VT، MPTوUT ، یک الزام ایمنی و اقتصادی است برای شناسایی سریع عیوب سطحی ایده‌آل است، اما UT اعتبار نهایی را برای ارزیابی عمق و گسترش ترک‌ها فراهم می‌آورد. راهکارهای تعمیر باید بر اساس ارزیابی دقیق هر دو روش اتخاذ شوند تا عمر مفید پاتیل به حداکثر رسیده و ریسک حوادث به حداقل برسد.

۲. همچنین نوع عیب قابل تشخیص  ساییدگی، شکستگی آشکار ترک‌های خطی سطحی ترک‌ها، ناپیوستگی‌های حجمی سرعت بازرسی زا افزایش می دهد.

۳. جهت اصلاح عیوب حتما باید دستورالعملی جامع با رعایت کلیه استاندارد های ساخت تهیه گردد تا از بروز مجدد عیب جلوگیری شده و با عنایت به گزارشات دقیق فنی با کد گذاری بر روی نقشه های اصلی جایگاه و پیشینه عیوب دیده و ثبت گردد.

## مراجع

[۱]ASME, (2021). ASME B30.2-2021: Overhead and Gantry Cranes, Top Running Bridge and Trolley Types. The American Society of Mechanical Engineers, New York, NY, USA.

[۲]AISC, (2022). Specification for Structural Steel Buildings (ANSI/AISC 360-22). American Institute of Steel Construction, Chicago, IL, USA.

[۳]AWS. (2020). AWS D1.1/D1.1M:2020: Structural Welding Code—Steel,. American Welding Society, Miami, FL, USA.

[۴]EN 15011. (2019). Cranes - Overhead travelling cranes and gantry cranes. European Committee for Standardization (CEN), Brussels, Belgium

[۵]ASTM (Latest Edition). ASTM Standards Related to Steel Products and Testing. ASTM International, West Conshohocken, PA, USA) .A36 ،A572

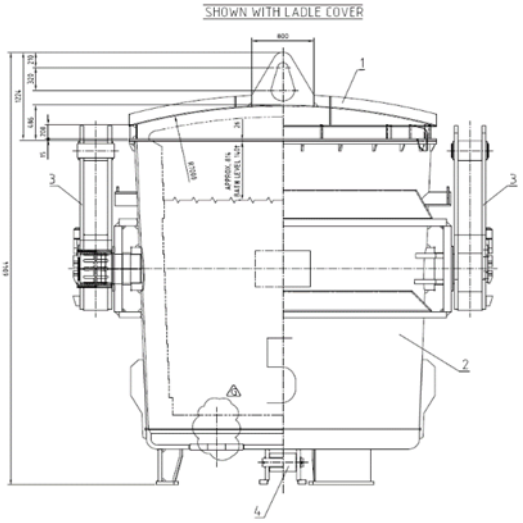
[۶]ASCE. (2016). ASCE 7-16: Minimum Design Loads and Associated Criteria for Buildings and Other Structures. American Society of Civil Engineers, Reston, VA, USA .

[۷]CMAA. (2011). *CMAA Specification No. 70: Specifications for Top Running Bridge and Gantry Type Overhead Traveling Cranes (Single Girder Electric Motor Driven),. Crane Manufacturers Association of America, Jacksonville, FL, USA .

جدول ۱. جنس و مشخصات پاتیل ذوب فولاد سازی.

| Machine Part | |
|---|---|
| LADLE 140t / LADLE COVER | |

| Item | Detail Drawing | DIN Ax | QTY Piece | Item Description | Material | Norm | Kg VAL-A | Kg VAL-T |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | | | 1 | CURVED WASHER DA=3947, T=12, RI=7000 | A 516 Gr. 70 | ASTM | 1,174.20 | 1,174.20 |
| 2 | | | 4 | PLATE 15x750x2779 | A 516 Gr. 70 | ASTM | 88.55 | 354.20 |
| 3 | | | 1 | FLAT BAR 200x15x11796 | A 516 Gr. 70 | ASTM | 277.80 | 277.80 |
| 4 | | | 3 | PLATE 25x250x365 | A 516 Gr. 70 | ASTM | 11.15 | 33.45 |
| 5 | | | 12 | PLATE 15x75x200 | A 516 Gr. 70 | ASTM | 1.40 | 16.80 |
| 6 | | | 1 | PLATE 40x750x800 | A 516 Gr. 70 | ASTM | 88.55 | 88.55 |
| 7 | | | 2 | PLATE 15x195x1619 | A 516 Gr. 70 | ASTM | 28.04 | 56.08 |
| 8 | | | 4 | PLATE 15x214x1904 | A 516 Gr. 70 | ASTM | 33.22 | 132.88 |




شکل ۲.شماتیک و ابعاد طبق نقشه جزئیات پاتیل ذوب جهت کد گذاری و بازرسی غیر مخرب

**شکل ۱. محل انجام آزمون ذرانت مغناطیسی در قسمت بدنه پاتیل و جوش گوشه ای به پین.**

**جدول ۲. طراحی بازرسی آزمون های غیر مخرب و امکان سنجی هر آزمون برای مشخص نمودن عیوب.**

| ویژگی ها | تست ذرات مغناطیسی (MPT) | بازرسی چشمی (VT) |
|---|---|---|
| قابلیت نفوذ | سطحی و نزدیک به سطح | سطحی و باز |
| نوع عیب قابل تشخیص | ترک‌های خطی سطحی | ساییدگی، شکستگی آشکار |
| سرعت بازرسی | متوسط | سریع |
| نیاز به آماده‌سازی | تمیز کردن سطح، اعمال پودر | حداقل |
| قابلیت اندازه‌گیری عمق | خیر (فقط شدت نشتی) | خیر |

**شکل ۳. دستورالعمل جوشکاری و اصلاح قسمت عیب در قسمت جوش گوشه ای پین پاتیل.**

## WPS - فولاد A516 (SMAW)

### مشخصات دستورالعمل جوشکاری (Welding Procedure Specification - WPS)

عنوان سند: WPS پیشنهادی برای جوشکاری فولاد ASTM A516 با روش SMAW

تاریخ تهیه: 2025-12-28

### 1. مشخصات عمومی

شماره WPS: [تکمیل شود]
مرجع کد: [مانند ASME Sec. IX، EN ISO 15614]
نوع مفصل: اتصال لب به لب V-Groove - (Butt Joint) یا آماده‌سازی مشابه
ماده پایه (P-Number): A516 (معمولاً در گروه P-No. 1 قرار می‌گیرد)
ضخامت جوشکاری (T-Base Metal): [تکمیل شود، مثال: 25 mm]

### 2. جزئیات فرایند جوشکاری

فرایند جوشکاری: SMAW (Shielded Metal Arc Welding)
قطبیت: DC+ (الکترود مثبت)
نوع جریان: جریان مستقیم (DC)
شرایط سطح: سطح جوش باید عاری از هرگونه آلودگی، زنگ‌زدگی، رنگ، و رطوبت باشد.

### 3. مواد مصرفی

الکترود (Filler Metal): AWS A5.1 E7018 (فرضی برای استحکام خوب و چقرمگی)
پیش گرمایش (Preheat):
دمای پیشنهادی: حداقل 50°C تا 150°C (بسته به ضخامت و الزامات کد مرجع).
حداکثر فاصله بین دو پاس (Interpass Temperature): نباید از 250°C تجاوز کند.
خشک کردن الکترود: طبق توصیه‌های سازنده (معمولاً 1 ساعت در دمای 300-350°C).

### 4. پارامترهای پاس‌های جوشکاری (برای الکترود 4.0 mm)

| پاس | روش جوشکاری | قطر الکترود (mm) | آمپر (A) | ولتاژ (V) | سرعت جوشکاری (cm/min) | موقعیت جوشکاری |
|---|---|---|---|---|---|---|
| ریشه (Root) | SMAW | 2.5 یا 3.2 | 90-120 | 20-23 | متغیر | تخت (Flat) |
| پرکننده (Hot/Fill) | SMAW | 3.2 یا 4.0 | 120-160 | 22-25 | متغیر | تخت (Flat) |
| پوشش (Cap) | SMAW | 4.0 | 140-180 | 23-26 | متغیر | تخت (Flat) |

توجه: پارامترهای جریان (آمپر و ولتاژ) باید به گونه‌ای تنظیم شوند که نفوذ کامل در ریشه و همجوشی کامل بین پاس‌ها، بدون وجود عیوب سطحی یا داخلی حاصل شود.

### 5. بازرسی و عملیات تکمیلی

- بازرسی چشمی: بررسی تخلخل، نفوذ کامل، و عدم وجود ترک پس از انجماد.
- عملیات پس از جوش (PWHT):
  - الزام: در صورتی که ضخامت قطعه طبق کد مرجع نیازمند PWHT باشد.
  - دما: 600°C تا 650°C.
  - زمان نگهداری: 1 ساعت به ازای هر 25 mm ضخامت (حداقل 1 ساعت).
  - نرخ سرد شدن: کنترل شده (معمولاً کمتر از 100°C در ساعت تا رسیدن به 300°C).

# بهینه‌سازی پوشش‌های سرمتی WC-12Co-4Cr ایجاد شده برروی زیر لایه مس به روش HVOF و ذوب مجدد لیزر

**محمد حدیدی، علیرضا نصراصفهانی*، محمدرضا دهنوی، محمد عرفان‌منش**
دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی علم مواد و مواد پیشرفته

**چکیده**

پوشش‌های WC-12Co-4Cr متراکم و بدون ترک با موفقیت بر روی زیرلایه مس خالص با استفاده از پاشش حرارتی سوخت اکسیژن با سرعت بالا (HVOF) رسوب داده شدند. برای حذف حداکثری تخلخل باقیمانده، متراکم کردن ریزساختار و بهبود خواص مکانیکی، پوشش‌های اسپری شده تحت عملیات ذوب مجدد سطح لیزری با استفاده از لیزر فیبری موج پیوسته قرار گرفتند.با توجه به عدم تطابق زیاد انبساط حرارتی بین مس ($\alpha \approx 17 \times 10^{-6}\ K^{-1}$) و پوشش سرمت ایجاد شده ($\alpha \approx 5.5 \times 10^{-6}\ K^{-1}$)، ذوب مجدد تک مرحله‌ای به ناچار باعث ترک خوردگی شدیدگردید. یک مطالعه پارامتری سیستماتیک،یک پنجره پردازش بدون ترک را با استفاده از یک استراتژیچند مرحله ای با حدود ۳ دقیقه خنک‌سازی بین مرحله‌ای و ۴۰٪ همپوشانی مسیر در توان لیزر بهینه ۵۵۰ وات، سرعت اسکن ۲۰۰ میلی‌متر بر دقیقه، قطر نقطه ۱ میلی‌متر و پرتو غیرمتمرکز ۱۴ میلی‌متر شناسایی کرد.تحت این شرایط، رقیق‌سازی زیرلایه ناچیز باقی ماند (<۳٪) و ترکیب شیمیایی پوشش اصلی حفظ شد. ذوب مجدد لیزری تخلخل را به طور کامل از بین برد (<۰.۵٪) و منجر به یک ریزساختار کاملاً متراکم و فوق‌العاده ریز شد.پوشش ذوب مجدد شده، پروفیل میکروسختی برجسته‌ای با سختی $HV_{0.15}$ (۱۷۵۰–۱۸۰۰) از سطح تا عمق میانی نشان داد که به تدریج تا $HV_{0.15}$ ~ ۱۲۰۰ در نزدیکی فصل مشترک کاهش می‌یابد که نشان دهنده افزایش ۵۰–۵۵ درصدی در مقایسه با پوشش اسپری شده ($HV_{0.15}$ ۱۱۵۰) است. اینمنطقه سختی استثنایی به چرخه‌های انجماد سریع مکرر در منطقه همپوشانی ۴۰٪ نسبت داده می‌شود. استراتژی ذوب مجدد لیزریچندمرحله‌ای و با همپوشانی بالا، امکان تولید پوشش‌های WC-12Co-4Cr کاملاً متراکم، بدون ترک و با سختی فوق‌العاده بالا را بر روی زیرلایه‌های مس خالص فراهم می‌کند.

**کلمات کلیدی**: پوشش سرمتی، کاربید تنگستن، کبالت، کرم،HVOF؛ ذوب مجدد لیزری، مس .

# بررسی ریز ساختاری و ارزیابی خواص سطحی و سختی در قطعات اینکونل ۷۱۸ ساخته شده به روش ذوب انتخابی لیزر SLM با اعمال عملیات حرارتی

**سیدمهدی حسینی‌کاشانی[۱] سیدمسعود برکت[۲و*] محمدعرفان‌منش[۳] جعفراسکندری‌جم[۴]**

[۱] دانشجوی کارشناسی ارشد مکانیک گرایش ساخت و تولید، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران

آدرس پست الکترونیکی: s.mahdihosseini110@gmail.com

[۲و*] دکترای مواد و متالورژی - انتخاب و شناسایی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران

آدرس پست الکترونیکی: M.barekat@mut-es.ac.ir

[۳] دکترای مواد و متالورژی - انتخاب و شناسایی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران

آدرس پست الکترونیکی: Erfanmanesh@mut.ac.ir

[۴] دکترای مکانیک – مواد مرکب ، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران

آدرس پست الکترونیکی: skandari@mut.ac.ir

## چکیده

ساخت افزایشی فلزی، به‌ویژه روش ذوب انتخابی لیزری[1] ، امکان تولید قطعات پیچیده با ریزساختار کنترل‌شده را فراهم می‌کند. سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل۷۱۸ به‌عنوان یکی از پرکاربردترین مواد در کاربردهای دمای بالا، به دلیل ترکیب بهینه از استحکام، مقاومت به خوردگی و پایداری حرارتی در صنایع هوافضا و انرژی مورد استفاده قرار می‌گیرد با این حال، چرخه‌های حرارتی سریع و گرادیان دمایی بالا در فرآیند ذوب انتخابی لیزر می‌تواند منجر به تشکیل ریزساختارهای ناهمگن، زبری سطح قابل‌توجه و تغییرات موضعی در خواص مکانیکی شود. در این پژوهش به بررسی اثر عملیات حرارتی انحلال و پیرسازی مطابق استاندارد AMS 5662/5663 پس از ساخت بر ریزساختار و بررسی زبری سطح و سختی قطعات IN718 تولیدشده با روش ذوب انتخابی لیزر می‌پردازد. نمونه‌ها در حالت خام و عملیات حرارتی تهیه و با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی، آزمون زبری‌سنجی و سختی‌سنجی میکروویکرز مورد ارزیابی قرار گرفتند.

نتایج بررسی اثر عملیات حرارتی انحلال و پیرسازی بر ریزساختار قطعات نشان داد که این عملیات موجب همگن‌تر شدن ریزساختار، رفع ناهمگنی‌های اولیه و بهبود یکنواختی توزیع فازها می‌شود. در کنار این تغییرات ساختاری، ارزیابی زبری سطح و سختی در حالت خام نیز انجام شد. مقایسه این ویژگی‌ها در نمونه خام نشان‌دهنده سطحی با زبری نسبی و سختی اولیه متناسب با شرایط ساخت بود. مطالعه حاضر، نقش مؤثر عملیات حرارتی را در بهینه‌سازی ویژگی‌های ریزساختاری قطعات IN718 تولیدشده با روش SLM مورد تأکید قرار می‌دهد و مبنای برای بررسی‌های تلفیقی آتی فراهم می‌کند.

**کلمات کلیدی:**

**ساخت افزایشی، ذوب انتخابی لیزری، اینکونل ۷۱۸، ریزساختار، عملیات حرارتی، انحلال و پیرسازی، زبری سطح، سختی.**

[1] Selective laser melting

**مقدمه**

سوپرآلیاژها گروهی از مواد فلزی پیشرفته هستند که در اواسط قرن بیستم و در پاسخ به نیاز صنعت هوافضا برای موادی با استحکام بالا در دمای نزدیک به نقطه ذوب توسعه یافتند این مواد قادرند تحت بارهای مکانیکی پیچیده و در محیط‌های خورنده دمابالا (تا بیش از ۸۰٪ نقطه ذوب خود) عملکرد پایداری داشته باشند. سوپرآلیاژهای پایه نیکل به دلیل برخورداری از مزایای زیر، بیشترین سهم را در کاربردهای بحرانی هوافضا دارند که با دارا بودن ساختار کریستالی پایدار، استحکام و چقرمگی را همزمان تأمین کرده، از قابلیت استحکام‌بخشی رسوبی قوی از طریق تشکیل فازهای بین‌فلزی بهره می‌برند و دارای پایداری حرارتی و مقاومت عالی در برابر خزش، اکسیداسیون و خوردگی هستند.

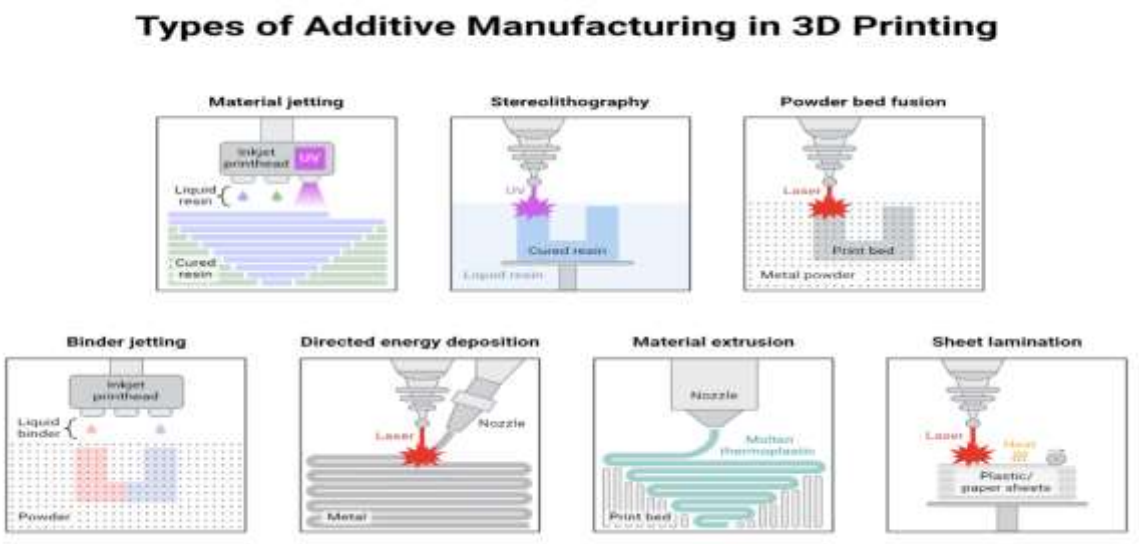
آلیاژ اینکونل ۷۱۸ که در سال ۱۹۵۹ معرفی شد، امروزه به عنوان پرکاربردترین سوپرآلیاژ پایه نیکل در صنایع هوافضا، انرژی و نفت شناخته می‌شود. محبوبیت این آلیاژ مرهون ترکیب منحصربه‌فردی از ویژگی‌ها شامل استحکام مکانیکی بالا، چقرمگی خوب، قابلیت جوش‌پذیری مناسب و قیمت رقابتی نسبی به دلیل محتوای کم کبالت است. IN718 یک آلیاژ رسوب‌سخت‌شونده بر پایه نیکل-کروم است که ریزساختار آن متشکل از یک زمینه آستنیتی FCC (فاز $\gamma$) تقویت‌شده توسط رسوبات ریز و همدوس فاز $\gamma''$ ($Ni_3Nb$ با ساختار BCT) و به میزان کمتر فاز $\gamma'$ ($Ni_3(Al,Ti)$) می‌باشد. حضور و توزیع فازهای ثانویه مانند $\delta$ ($Ni_3Nb$)، کاربیدها و فاز Laves نیز بر خواص نهایی این آلیاژ تأثیرگذار است. مورفولوژی ریزساختار نهایی (صفحه‌ای، سلولی، دندریتی) در IN718 به شدت تحت کنترل نسبت گرادیان دمایی (G) به نرخ انجماد (R) قرار دارد.

دستیابی به خواص بهینه در اینکونل ۷۱۸ مستلزم اعمال یک سیکل عملیات حرارتی دقیق پس از ساخت است. یک سیکل استاندارد معمولاً شامل دو مرحله اصلی است: ابتدا آنیل انحلالی در دمای C۹۸۰-۱۰۵۰° برای حل کردن فازهای نامطلوب مانند Laves و ایجاد یک زمینه فوق‌اشباع یکنواخت، و سپس پیرسازی به عنوان یک فرآیند دو مرحله‌ای (معمولاً C۶۲۰°C + ۷۲۰°) برای تشکیل رسوبات ریز، همدوس و پراکنده $\gamma''$ و $\gamma'$ که عامل اصلی استحکام‌بخشی هستند. نقش عملیات حرارتی به‌ویژه در قطعات تولیدشده با روش‌های افزایشی مانند SLM حیاتی است، چرا که موجب همگن‌سازی ریزساختار اولیه ناهمگن و فوق‌اشباع، توزیع یکنواخت رسوبات استحکام‌بخش، کاهش تنش‌های پسماند و بهبود یکپارچگی و پایداری ابعادی قطعه می‌شود.

ساخت افزایشی یک فناوری نوین تولیدی است که با لایه‌گذاری متوالی مواد، مستقیماً از مدل‌های دیجیتال، قطعات سه‌بعدی می‌سازد. این روش در مقابل فرآیندهای سنتی کاهشی (مانند تراشکاری) و شکل‌دهنده (مانند ریخته‌گری) قرار می‌گیرد. مزایای کلیدی آن شامل تولید هندسه‌های پیچیده و توپر، سفارشی‌سازی آسان، کاهش چشمگیر ضایعات مواد و حذف نیاز به قالب‌های اختصاصی است.در میان روش‌های مختلف ساخت افزایشی فلزات، ذوب انتخابی لیزری به عنوان یک روش بر پایه همجوشی بستر پودریPBF، جایگاه ویژه‌ای دارد. در این فرآیند، یک پرتو لیزر پرتوان، پودر فلز را به صورت کاملاً ذوب کرده و مطابق با الگوی هر لایه، قطعه نهایی را لایه‌به‌لایه ایجاد می‌کند. کیفیت قطعه تولیدی در SLM به شدت تحت تأثیر پارامترهای فرآیندی است. پارامترهایی مانند توان لیزر، سرعت روبش، ضخامت لایه، الگوی روبش و دمای بستر پودر، چگالی انرژی ورودی و توزیع حرارت را کنترل می‌کنند. انتخاب بهینه این پارامترها برای دستیابی به چگالی بالا، ریزساختار مطلوب و حداقل‌سازی عیوب حیاتی است. مهم‌ترین عیوب متداول در این فرآیند عبارتند از: تنش‌های پسماند و اعوجاج (ناشی از گرادیان‌های حرارتی شدید)، تخلخل (به دلیل ذوب ناقص یا به‌دام افتادن گاز)، ترک‌خوردگی (به ویژه در آلیاژهای حساس) و زبری سطح نسبتاً بالا. راه‌کارهای کاهش این عیوب شامل بهینه‌سازی پارامترها، پیش‌گرمایش بستر پودر، استفاده از الگوهای روبش مناسب (مانند روبش جزیره‌ای) و اعمال عملیات حرارتی و پرداخت سطح پس از ساخت می‌باشد.

ریزساختار قطعات SLM به دلیل چرخه‌های حرارتی سریع و متوالی (ذوب و انجماد فوق‌سریع) معمولاً بسیار ریزدانه و غیرتعادلی است و اغلب مورفولوژی دندریت‌های ستونی بسیار ریز را در جهت انتقال حرارت نشان می‌دهد. این ریزساختار منحصر به فرد می‌تواند منجر به خواص مکانیکی

بهبودیافته مانند استحکام تسلیم بالاتر در مقایسه با حالت ریخته‌گری سنتی شود. با وجود چالش‌هایی مانند هزینه بالای تجهیزات و مواد، سرعت تولید محدود و نیاز به پس‌پردازش، SLM به دلیل قابلیت بی‌نظیرش در تولید قطعات پیچیده، یکپارچه و سبک‌وزن، کاربرد گسترده‌ای در صنایع پیشرفته همچون هوافضا (قطعات توربین)، پزشکی (ایمپلنت‌های سفارشی) و ابزارسازی یافته است. موفقیت در این فناوری مستلزم درک عمیق ارتباط بین پارامترهای فرآیند، ریزساختار و خواص نهایی قطعه است.




شماتیکی از دسته‌بندی روش‌های ساخت افزایشی

## مواد و روش پژوهش

در این پژوهش، به‌منظور بررسی ارتباط پارامترهای فرآیند ذوب انتخابی لیزر با ریزساختار، عیوب فرآیندی و خواص مکانیکی (به‌ویژه استحکام کششی) سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸، مراحل تحقیق به‌صورت پیوسته و مرحله‌به‌مرحله انجام شد. ابتدا ماده اولیه شامل پودر اینکونل ۷۱۸ و همچنین زیرلایه مورد استفاده مشخصه‌یابی گردید. پس از انتخاب پارامترهای بهینه، نمونه‌های بالک نهایی در جهت ساخت (افقی) تولید شدند. سپس نمونه‌ها در وضعیت ساختِ خام و انحلال‌وپیرسازی مطابق استاندارد آماده‌سازی شده و بررسی زبری‌سنجی، ریزسختی‌سنجی، بررسی ریزساختار با میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی انجام شد تا اثر فرآیند و عملیات حرارتی بر ریزساختار تبیین گردد.

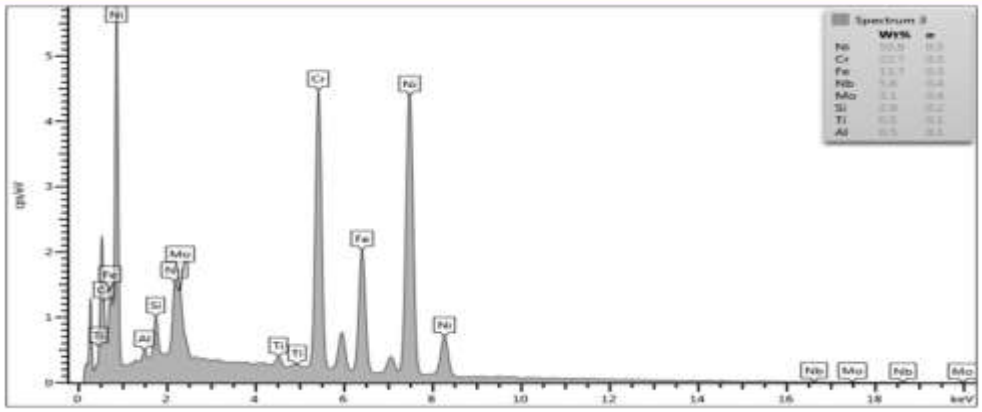
### مواد اولیه و ساخت نمونه ها

#### زیر لایه

این قطعات با استفاده از فرآیند ذوب انتخابی لیزری روی زیرلایه‌ای از جنس اینکونل ۶۲۵ ساخته شدند. انتخاب این زیرلایه به دلیل سازگاری حرارتی مناسب، پایداری در دمای بالا و مقاومت عالی در برابر اکسیداسیون انجام شد تا از ایجاد ترک‌های حرارتی در طول فرآیند جلوگیری شود. پس از برش با وایرکات و تمیزکاری سطحی، آنالیز ترکیب شیمیایی با روش اسپکترومتری قوس و جرقه انجام شد که مطابقت آن با استاندارد مربوطه و قابلیت استفاده در فرآیند SLM را تأیید کرد.

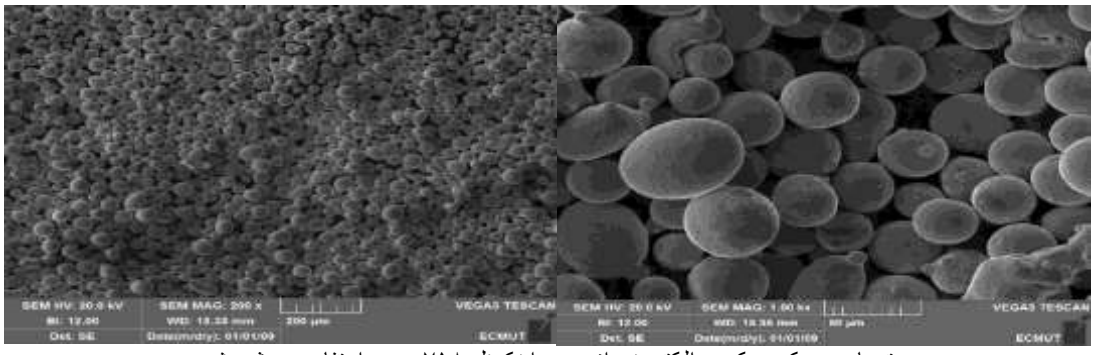
#### پودر

در این مطالعه، از پودر سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۱۸ استفاده شد. این پودر که توسط شرکت ویسدوم و به روش اتمیزاسیون گازی تولید شده بود، ترکیب شیمیایی کنترل‌شده و خلوص بالا داشت. آنالیز EDS، سازگاری ترکیب شیمیایی پودر با استانداردهای مورد نظر را تأیید کرد.




ترکیب شیمیایی پودر مورد استفاده تعیین شده از طریق آنالیز EDS

مورفولوژی و توزیع اندازه ذرات پودر اینکونل ۷۱۸ با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی ارزیابی شد. نتایج نشان داد اندازه ذرات در محدوده ۱۵ تا ۴۵ میکرومتر بوده و شکل ذرات تقریباً کروی با سطحی عموماً صاف است. وجود برخی ناهمواری‌های سطحی خفیف در برخی ذرات، ناشی از نرخ سرمایش بالا در حین فرآیند اتمیزاسیون گازی تشخیص داده شد.



تصاویر میکروسکوپی الکترونی از پودر اینکونل ۷۱۸ مورد استفاده در پژوهش

## دستگاه و شرایط فرآیند

در این پژوهش، از دستگاه ساخت افزایشی ذوب انتخابی لیزری ساخت دانشگاه صنعتی مالک‌اشتر تهران استفاده شد. این دستگاه از یک لیزر فیبری پیوسته با توان خروجی ۵۰۰ وات و طول‌موج ۱۰۸۰ نانومتر بهره می‌برد. پرتو لیزر از طریق یک فیبر نوری با قطر هسته ۵۰ میکرون هدایت شده و در نقطه کانونی بر روی سطح بستر پودر متمرکز می‌شود. قطر نقطه کانونی پرتو لیزر حدود ۷۲ میکرون تنظیم شد که امکان تمرکز انرژی بالا و ناحیه ذوب دقیق را فراهم می‌آورد.

محیط فرآیند و کنترل اتمسفر به‌منظور جلوگیری از اکسیداسیون و آلودگی سطحی از اهمیت ویژه‌ای برخوردار بود. پیش از شروع ساخت، محفظه دستگاه تا فشار منفی ۱ بار تخلیه شد و سپس با گاز بی‌اثر آرگون پر شد تا فشار داخلی به ۰/۳ بار برسد. جریان آرگون از طریق چندین نازل به صورت کنترل‌شده و یکنواخت درون محفظه توزیع شد، به‌گونه‌ای که موجب جابجایی یا تغییر ضخامت لایه پودر نگردد. عملیات پاک‌سازی گازی به مدت ۱۰ دقیقه ادامه یافت تا میزان اکسیژن باقیمانده در محفظه به حداقل ممکن کاهش یابد. این تنظیمات دقیق سخت‌افزاری و کنترل شرایط اتمسفر، امکان کاهش عیوبی نظیر تخلخل، ترک و اکسیداسیون سطحی را فراهم آورد و کیفیت نمونه‌های ساخته‌شده به روش SLM را بهبود بخشید.

### آزمایش‌های تک‌پاس

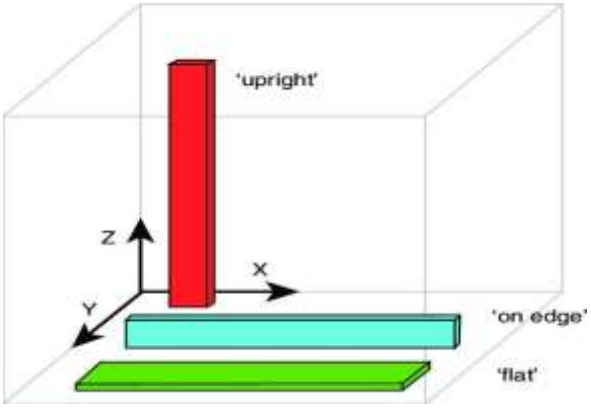
برای بررسی دقیق تأثیر پارامترهای فرآیند بر شکل‌گیری حوضچه مذاب، نمونه‌هایی با یک مسیر اسکن منفرد (تک‌پاس) ساخته شدند. این آزمایش‌ها امکان مشاهده مستقیم کیفیت ذوب، یکنواختی عرض پاس، ترشوندگی روی زیرلایه و پدیده‌هایی مانند گلوله‌ای‌شدن یا ذوب ناقص را فراهم کردند. معیارهای اصلی در انتخاب پارامترهای مناسب عبارت بودند از پیوستگی مسیر، حداقل گلوله‌ای‌شدن، عرض یکنواخت و عدم وجود ذوب ناقص. از بین حدود ۷۰ حالت آزمایشی، چهار مجموعه پارامتر بهینه برای مرحله بعدی انتخاب شدند.

### بهینه‌سازی با ساخت تک‌لایه

پارامترهای به‌دست‌آمده از آزمایش تک‌پاس برای ساخت نمونه‌های تک‌لایه (مکعبی) مورد استفاده قرار گرفت. در این مرحله، تأثیر همپوشانی بین خطوط اسکن نیز بررسی شد. هدف اصلی دستیابی به بالاترین چگالی نسبی و کاهش عیوبی مانند تخلخل یا عدم ذوب کامل بود. نمونه‌های ساخته‌شده به‌دقت تحت بررسی میکروسکوپی قرار گرفتند تا کیفیت لایه و میزان عیوب ساختاری ارزیابی شود.

### جهت ساخت و الگوی روبش لیزر

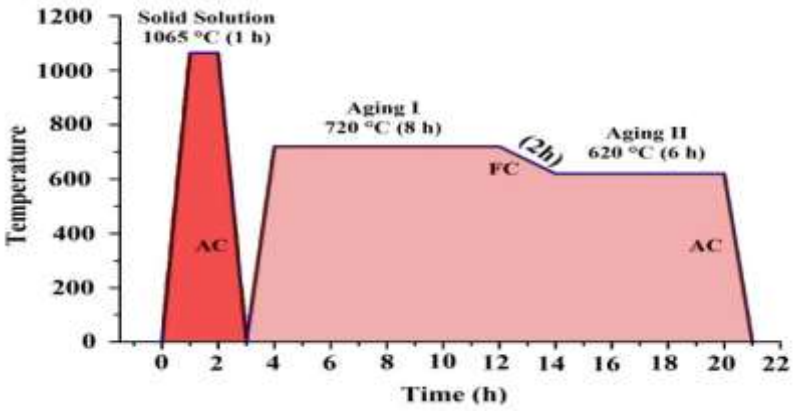
جهت ساخت نمونه‌ها به حالت on-edge (روی لبه ضخامت) مطابق شکل انتخاب شد تا ضخامت نمونه در راستای محور y قرار گیرد. این آرایش باعث افزایش تعداد لایه‌ها در راستای ضخامت گردید و امکان بررسی دقیق‌تر اثر لایه‌گذاری و گرادیان حرارتی عمودی را فراهم کرد. الگوی روبش لیزر نیز به صورت خطی رفت‌وبرگشتی در نظر گرفته شد که در آن خطوط اسکن موازی بوده و جهت حرکت در هر خط معکوس می‌گردد. این الگو با توزیع یکنواخت‌تر انرژی حرارتی، به کاهش تمرکز تنش‌های پسماند و افزایش پایداری فرآیند کمک می‌کند.ترکیب جهت ساخت on-edge و الگوی روبش خطی، شرایطی پایدار و قابل تکرار برای تحلیل ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ اینکونل ۷۱۸ در فرآیند SLM ایجاد نمود.




شماتیک جهت‌های مختلف ساخت نمونه‌ها

### عملیات حرارتی

به‌منظور بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی نمونه‌های اینکونل ۷۱۸ ساخته‌شده با روش SLM، عملیات حرارتی انحلال‌سازی و پیرسازی مطابق استانداردهای AMS 5662/5663 و ASTM F3055 در کوره و تحت اتمسفر خلأ/آرگون با خلوص بالا انجام شد. این فرآیند شامل سه مرحله بود، انحلال‌سازی در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت، پیرسازی اول در دمای ۷۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴ ساعت و پیرسازی دوم در دمای ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۸ ساعت، که با هدف یکنواخت‌سازی ریزساختار، انحلال فازهای ناخواسته و تشکیل فازهای رسوبی استحکام‌بخش ($\gamma'$ و $\gamma''$) طراحی شد.




منحنی تغییرات دما بر حسب زمان برای عملیات حرارتی

### آزمون‌های ریزساختاری

پس از ساخت، نمونه‌ها مطابق روش استاندارد متالوگرافی آماده شدند. مقاطع موازی و عمود بر جهت ساخت تهیه گردیدند. پس از مراحل سنباده‌زنی و پولیش، سطح نمونه‌ها با محلول اچ مناسب شامل HCl ، $H_2O_2$ و $HNO_3$ اچ شدند تا ریزساختار شامل مرز دانه‌ها، ساختار دندریتی و نواحی تأثیرپذیر از فرآیند SLM آشکار گردد.

برای بررسی دقیق‌تر ریزساختار، از میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FE-SEM) ساخت شرکت TESCAN مدل MIRA4 استفاده شد. این دستگاه به دلیل تفکیک‌پذیری بالا، امکان تصویربرداری از ساختارهای ریز در مقیاس نانومتر و مشاهده مورفولوژی سطح، شناسایی فازها و ریزترکیبات را فراهم کرد. تصویربرداری با دو آشکارساز SE (برای مورفولوژی سطح) و BSE (برای کنتراست ترکیبی و تشخیص فاز) انجام شد. همچنین از آنالیز EDS برای بررسی توزیع عنصری و تحلیل ترکیب شیمیایی ریزفازها و رسوبات ناشی از فرآیند SLM استفاده گردید.

این تجهیزات امکان شناسایی و تحلیل عیوب ریزساختاری، تخلخل‌ها، مرز لایه‌ها و فازهای تشکیل‌شده در آلیاژ اینکونل ۷۱۸ را به‌طور دقیق فراهم نمودند.

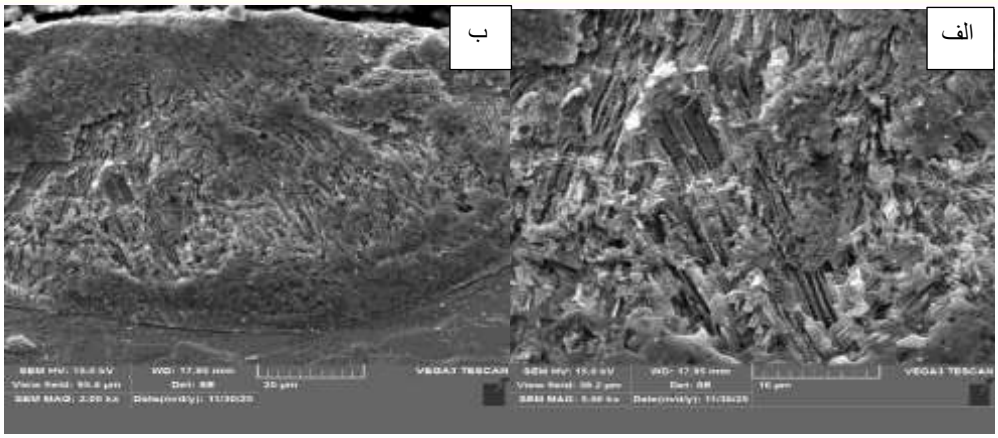
### آزمون ریزسختی و زبری سنجی

برای ارزیابی خواص مکانیکی و کیفیت سطح نمونه‌های اینکونل ۷۱۸ ساخته‌شده با روش SLM، آزمون‌های ریزسختی و زبری‌سنجی انجام شد. آزمون ریزسختی ویکرز با دستگاه SUH-200B تحت بار ۴۰۰ گرم و زمان ۱۰ ثانیه به‌منظور تحلیل تأثیر نرخ سرمایش بالا، توزیع فازها و یکنواختی ریزساختار در مقیاس میکرو انجام شد. هم‌زمان، کیفیت سطح نمونه‌ها با استفاده از دستگاه زبری‌سنج تماسی Mitutoyo SJ-410 و مطابق استاندارد ASTM B46.1 ارزیابی شد. پارامترهای زبری سطح نظیر Ra، Rz و Rq در چندین مسیر مختلف اندازه‌گیری شدند تا تصویر جامعی از ناهمواری‌های سطحی ناشی از فرآیند ساخت ارائه گردد.

## نتایج و بحث

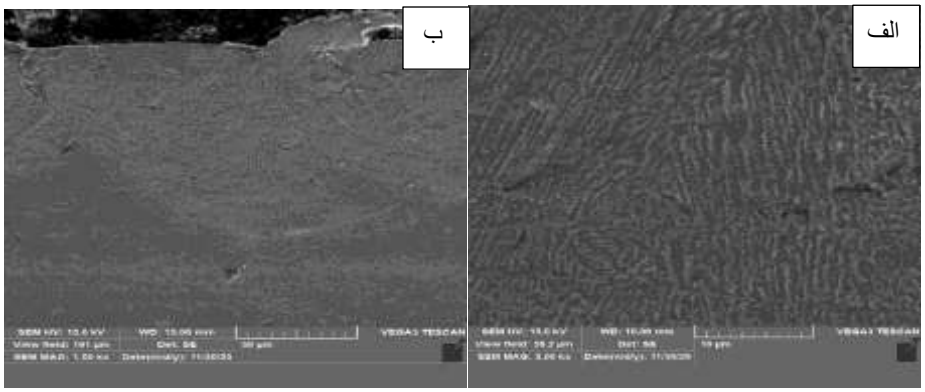
### بررسی ریز ساختاری نمونه تک پاس و تک لایه

تصاویر SEM نمونه‌های تک‌پاس نشان‌دهنده تأثیر چشمگیر پارامترهای فرآیند بر پایداری حوضچه ذوب و ریزساختار است. در شرایط بهینه، حوضچه ذوب دارای هندسه‌ای قوسی و پیوسته با اتصال مناسب به زیرلایه بوده و هیچ نشانه‌ای از گسستگی یا عدم همجوشی مشاهده نمی‌شود. در سطح پاس، ناهمواری‌های موضعی و ذرات چسبیده قابل تشخیص است که می‌تواند بر زبری سطح مؤثر باشد. در این حالت، ریزساختار سلولی-دندریتی بسیار ریز و جهت‌دار تشکیل شده که حاصل نرخ سرمایش بالا در فرآیند SLM است که از نظر مکانیکی به افزایش استحکام کمک می‌کند.در شکل های زیر تصاویر میکروسکوب الکترونی روبشی از تک پاس منتخب در مقیاس های ۱۰و ۲۰ میکرون قابل رویت می‌باشد.




تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه تک پاس از آلیاژاینکونل۷۱۸ ساخته شده به روش slm الف)مقیاس ۱۰میکرومتر ب) مقیاس ۲۰میکرومتر

تصاویر SEM نمونه‌های تک‌لایه نشان‌دهنده تشکیل یکنواخت مسیرهای ذوب و اتصال مناسب بین خطوط اسکن است. در بزرگنمایی پایین، پیوستگی و همپوشانی نسبتاً یکنواخت حوضچه‌های مذاب مشاهده می‌شود که گویای انتخاب بهینه پارامترهای فرآیند از جمله همپوشانی خطوط است. عدم وجود تخلخل‌های درشت یا ناپیوستگی‌های آشکار بین مسیرها، ذوب نسبتاً کامل پودر و ترشوندگی مطلوب لایه بر روی زیرلایه را تأیید می‌کند.




تصاویر میکروسکوپ الکترونی SEM روبشی از تک لایه منتخب جهت اعمال بالک در مقیاس الف)۵۰ میکرومتر ب)۱۰ میکرومتر

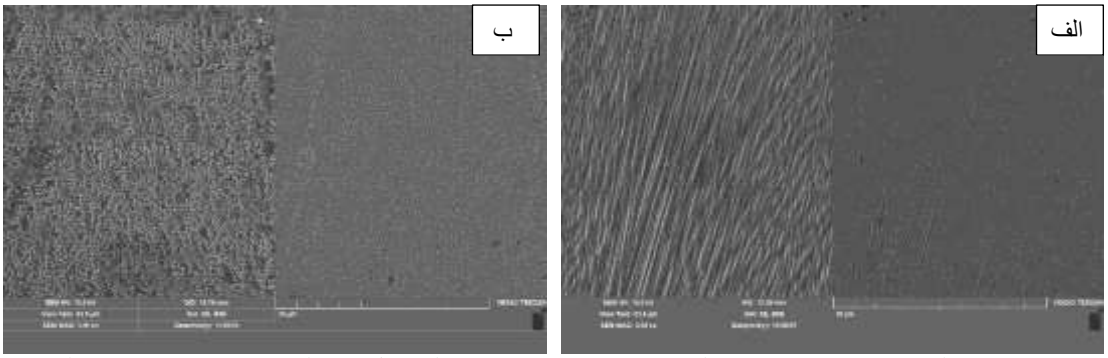
در بزرگنمایی بالاتر، ریزساختار سلولی-دندریتی بسیار ریز با جهت‌گیری هم‌راستای گرادیان حرارتی حاکی از نرخ سرمایش بالا در فرآیند SLM است. مرزهای سلولی نسبتاً مشخص و توزیع یکنواخت آن‌ها بیانگر پایداری حوضچه مذاب و کنترل مناسب میدان حرارتی است. نبود ترک‌های انجمادی بارز یا عیوب ناشی از ذوب ناقص نشان می‌دهد که نمونه‌های تک‌لایه از کیفیت متالورژیکی مناسبی برخوردار بوده و برای ساخت نمونه‌های حجمی (بالک) قابل اطمینان هستند.

**بررسی ریز ساختاری نمونه بالک قبل و بعد از عملیات حرارتی**

تصاویر SEM مطابق شکل زیرقبل از اعمال عملیات حرارتی نشان‌دهنده ساختار لایه‌ای واضح با مرزهای مشخص حوضچه‌های ذوب، ریزساختار سلولی-دندریتی جهت‌دار و ناهمگنی‌های ناشی از انجماد سریع است. نرخ سرمایش بالا منجر به تشکیل سلول‌های ریز با مرزهای تیز شده که از نظر مکانیکی مستعد افزایش استحکام می‌باشند. با این حال، تمرکز تنش در مرز سلول‌ها و ناهمگنی‌های ترکیبی می‌تواند زمینه را برای ترک‌خوردگی

فراهم کند.

پس از عملیات حرارتی، ریزساختار به‌طور چشمگیری همگن‌تر شده و مرزهای حوضچه‌های ذوب و الگوی لایه‌گذاری محو می‌گردند. این نشان‌دهنده کاهش ناهمگنی‌های شیمیایی و ساختاری ناشی از انجماد سریع است. ساختار سلولی-دندریتی تیز اولیه جای خود را به زمینه‌ای یکنواخت‌تر با ذرات ریز پراکنده (احتمالاً کاربیدها یا فازهای پایدار) داده است. این یکنواختی ساختاری بستر مناسبی برای تشکیل رسوبات نانومتری استحکام‌بخش ($\gamma'$و$\gamma''$) فراهم می‌کند که انتظار می‌رود منجر به بهبود خواص مکانیکی و کاهش حساسیت به ترک‌خوردگی شود، در حالی که یکپارچگی حجمی قطعه حفظ شده است.




تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه بالک در مقیاس ۵۰ میکرومتر الف) قبل از عملیات حرارتی ب)بعداز عملیات حرارتی

### بررسی زبری سطح نمونه بالک

پارامترهای زبری سطح نمونه نهایی ساخته‌شده با روش SLM مطابق استاندارد ASTM B46.1 اندازه‌گیری شد. مقادیر به‌دست‌آمده نشان‌دهنده زبری نسبتاً بالای سطح است که با ماهیت فرآیند لایه‌نشانی انتخابی لیزری همخوانی دارد. این زبری عمدتاً ناشی از عواملی مانند چسبش ذرات پودر نیمه‌ذوب، پدیده گلوله‌ای‌شدن، ناپایداری حوضچه مذاب و اثر پلکانی لایه‌گذاری می‌باشد. پارامتر Rq که نسبت به Ra حساسیت بیشتری به ناهمواری‌های درشت دارد، مقدار بالاتری را نشان داد که گویای حضور نقاط اوج و فرود موضعی با دامنه قابل توجه در سطح است. چنین ناهمواری‌هایی می‌توانند بر رفتارهای عملکردی سطح از جمله تمرکز تنش، آغاز ترک و مقاومت به سایش تأثیرگذار باشند. جدول زیر نشان دهنده نتایج حاصل از بررسی زبری سطح می‌باشد.

پارامترهای زبری سطح

| پارامتر | مقدار |
|---|---|
| $R_a$ | 23.57µm |
| $R_q$ | 28.52µm |
| $R_z$ | 118.3µm |
| Cutoff | 0.8mm |

### بررسی سختی سنجی نمونه خام

سختی نمونه نهایی تولیدشده با فرآیند SLM مطابق استاندارد ISO 6507-1 و با روش ویکرز ارزیابی شد. میانگین سختی نمونه ۳۷۴ HV به‌دست آمد که نشان‌دهنده سختی نسبتاً بالایی در حالت ساخت اولیه (As-built) برای سوپرآلیاژ IN718 است. پراکندگی کم مقادیر اندازه‌گیری‌شده (بین ۳۶۵ تا ۳۸۰ HV) بیانگر یکنواختی قابل قبول ریزساختار و عدم وجود عیوب حجمی گسترده نظیر تخلخل یا عدم همجوشی بین لایه‌هاست. این سختی بالا عمدتاً ناشی از ریزساختار سلولی–دندریتی بسیار ریز، چگالی بالای مرزهای انجمادی و تراکم نابجایی‌هاست که

در اثر نرخ سرمایش بسیار بالا و گرادیان حرارتی شدید در فرآیند SLM ایجاد می‌شود و با ایجاد موانع مؤثر در برابر حرکت نابجایی‌ها، مقاومت به تغییر شکل پلاستیک و در نتیجه سختی ماده را افزایش می‌دهد.

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

۱- از طریق بررسی‌های تک‌پاس و تک‌لایه، پارامترهای بهینه فرآیند SLM شامل توان لیزر، سرعت اسکن، ضخامت لایه و همپوشانی شناسایی شد. این پارامترها منجر به تشکیل حوضچه ذوب پایدار، اتصال کامل متالورژیکی و ریزساختار سلولی-دندریتی یکنواخت و ریز شدند که کیفیت ساخت را تضمین می‌کند.

۲- ریزساختار نمونه بالک در حالت خام، ساختار لایه‌ای مشخصی با مرزهای آشکار حوضچه‌های ذوب و سلول‌های دندریتی جهت‌دار را نشان می‌دهد که نتیجه مستقیم انجماد سریع و گرادیان حرارتی بالا در فرآیند SLM است. این ریزساختار ریز و متراکم، عامل اصلی دستیابی به سختی بالا در حالت خام می‌باشد.

۳- پس از اعمال عملیات حرارتی انحلال‌سازی و پیرسازی، یکنواختی قابل‌توجهی در ریزساختار مشاهده شد. مرزهای حوضچه‌های ذوب و الگوی لایه‌گذاری به میزان چشمگیری محو گردیدند و زمینه همگن‌تری تشکیل شد. این تغییرات، کاهش ناهمگنی‌های شیمیایی و ساختاری ناشی از انجماد سریع را نشان می‌دهد و شرایط را برای تشکیل رسوبات استحکام‌بخش نانومتری ($\gamma'$ و $\gamma''$) فراهم می‌کند.

۴- زبری سطح نمونه‌ها با روش تماسی نشان‌دهنده زبری نسبتاً بالای متعارف در فرآیند SLM است که عمدتاً ناشی از چسبش ذرات، پدیده گلوله‌ای‌شدن و اثر پلکانی لایه‌گذاری می‌باشد.

۵-میانگین سختی اندازه‌گیری‌شده به روش ویکرز در حالت خام HV ۳۷۴ بود که نشان‌دهنده سختی بالا در اثر ریزساختار متراکم و ریزدانه ناشی از نرخ سرمایش بالا در SLM است. پراکندگی کم داده‌ها (بین ۳۶۵ تا HV ۳۸۰) نیز نشان‌دهنده یکنواختی ریزساختار و عدم وجود عیوب گسترده است.

در مجموع این پژوهش نشان داد که با کنترل دقیق پارامترهای SLM و اعمال عملیات حرارتی مناسب، می‌توان به قطعاتی با ریزساختار یکنواخت، خواص سطحی کنترل‌شده و استحکام اولیه بالا از جنس اینکونل ۷۱۸ دست یافت. این نتایج گامی مؤثر در جهت به‌کارگیری فناوری ساخت افزایشی در تولید قطعات پیچیده و با عملکرد دمابالا در صنایع پیشرفته است.

## تقدیر و تشکر

در پایان، صمیمانه از زحمات و راهنمایی‌های ارزشمند اساتید راهنمای گرامی، جناب آقای دکتر سیدمسعود برکت و جناب آقای دکتر محمد عرفان‌منش و نیز از راهنمایی‌های استاد مشاور محترم، جناب آقای دکتر جعفراسکندری‌جم سپاسگذاری می‌کنم. همراهی و مساعدت علمی این بزرگواران در سراسر این پژوهش، مسیر تحقیق را هموار نمود. حمایت‌های این عزیزان نه‌تنها بر غنای علمی این کار افزود، بلکه مشوقی پایدار در فرآیند یادگیری و پیشبرد اهداف پژوهشی اینجانب بود.

## مراجع

[1] N. J. Harrison, “Selective Laser Melting of Nickel Superalloys: Solidification, Microstructure and Material Response,” Ph.D. dissertation, Univ. of Sheffield, Sheffield, U.K., 2016

[2] P. Bartolo et al., “Biomedical production of implants by additive electro-chemical and physical processes,” CIRP Annals—Manufacturing Technology, vol. 61, no. 2, pp. 635–655, 2012, doi: 10.1016/j.cirp.2012.05.005.

[3] A. Nowotnik, “Nickel-based superalloys,” Reference Module in Materials Science and Materials Engineering, pp. 1–7, 2016, doi: 10.1016/B978-0-12-803581-8.02574-1.

[4] D. L. Bourell and T. Wohlers, “Introduction to additive manufacturing,” in ASM Handbook, vol. 24: Additive Manufacturing, Materials Park, OH, USA: ASM International, pp. 3–10, 2020, doi: 10.31399/asm.hb.v24.a0006555.

[5] M. K. Sinha et al., “Applications of sustainable techniques in machinability improvement of superalloys: A comprehensive review,” Int. J. Interact. Des. Manuf., vol. 17, no. 2, pp. 473–498, 2022, doi: 10.1007/s12008-022-01053

[6] K. R. Balasubramanian and V. Senthilkumar, Additive Manufacturing Applications for Metals and Composites, 2020, doi: 10.4018/978-1-7998-4054-1.

[7] M. J. Donachie and S. J. Donachie, Superalloys: A Technical Guide, Boca Raton, FL, USA: CRC Press, 2002.

[8] C. Durand, The Microstructure of Superalloys, London, U.K.: Routledge, 2017.

[9] R. C. Reed, The Superalloys: Fundamentals and Applications, Cambridge, U.K.: Cambridge University Press, 2008.

[10] D. Deng, Additively Manufactured Inconel 718: Microstructures and Mechanical Properties, 2018.

[11] H. Qi, M. Azer, and A. Ritter, “Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured Inconel 718,” Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 40, pp. 2410–2422, 2009.

[12] J. C. Lippold and D. J. Kotecki, Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels, Hoboken, NJ, USA: Wiley, 2005.

[13] A. Gebhardt, Understanding Additive Manufacturing, Munich, Germany: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2011, doi: 10.3139/9783446431621.fm.

[14] D. Deng, Additively Manufactured Inconel 718: Microstructures and Mechanical Properties, M.S. thesis, Dept. of Mechanical and Industrial Engineering, Northeastern University, Boston, MA, USA, 2018.

[15] S. L. Sing, Selective Laser Melting of Novel Titanium–Tantalum Alloy as Orthopaedic Biomaterial, Springer, 2018.

[16] J.-P. Kruth, B. Van Den Broucke, and J. Van Vaerenbergh, et al., “Benchmarking of different SLS/SLM processes as rapid manufacturing techniques,” in PMI, Paper 525, 2005.

[17] S. Kalpakjian, S. R. Schmid, and E. Werner, Werkstofftechnik, Pearson Deutschland GmbH, 2011.

# بررسی اثر فرآیندهای جوشکاری SMAW و GTAW بر روی رقت آهن در روکش کاری آلیاژ Inconel 625 بر روی فولاد کم آلیاژ ASME SA387

مجید حقیقی بروجنی[۱]، ایمان محمدی[۲]، علیرضا نوری[۲]، علی بغدادی[۲]، حسین مستعان[۳]، فردین نعمت زاده[۴*]

۱- فارغ التحصیل کارشناسی ارشد مهندس مواد- جوشکاری دانشگاه اراک،کارشناس طراحی گروه متالورژی شرکت ماشین سازی اراک
۲- کارشناسان ارشد مهندس مواد، گروه متالورژی، ساخت و تجهیزات و آزمایشگاه شرکت ماشین سازی اراک
۳- دانشیار گروه مهندسی مواد و متالورژی دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه اراک
۴- دانشیار پژوهشکده فناوری نانو و مواد پیشرفته، پژوهشگاه مواد و انرژی کرج

نویسنده اول و ارسال کننده: majidhaghighi551@gmail.com

*نویسنده مسئول: f.nematzadeh@merc.ac.ir

## چکیده

در این مقاله به بررسی و مقایسه اثر فرآیندهای جوشکاری SMAW و GTAW بر میزان رقت آهن در روکش‌کاری سوپرآلیاژ پایه نیکل Inconel 625 بر روی فولاد کم‌آلیاژ مقاوم به خزش ASME SA387 Gr.11 که در مخازن تحت فشار کاربرد گسترده دارد پرداخته شده است. چالش اصلی، یافتن تعادل بین کیفیت متالورژیکی(درصد رقت) و زمان انجام عملیات است. روکش‌کاری در فرآیند GTAW به صورت 2 لایه و 3 لایه و در فرآیند SMAW به صورت 3 لایه انجام شد. میزان مهاجرت آهن (Fe) و توزیع عناصر در فصل مشترک توسط آنالیز EDS ارزیابی شد و زمان‌سنجی دقیق برای هر پاس جوشکاری صورت گرفت. نتایج آنالیزهای شیمیایی نشان داد که در فرآیندSMAW، میزان رقت آهن پس از اعمال 3 لایه به 3.8% رسید، در حالی که در فرآیندGTAW با اعمال 2 لایه، 4.3% و با اعمال 3 لایه 2.2% رقت آهن اندازه‌گیری شد که ناشی از تفاوت در حرارت ورودی و تمرکز حرارتی فرآیند GTAW و کنترل بهتر بر ذوب سطحی زیرلایه بوده است. علت کاهش رقت در فرآیند GTAW 3 لایه نسبت به GTAW 2 لایه افزایش سهم فیلر در فلز جوش نهایی در لایه نهایی روکش شد. از طرف دیگر، فرآیند SMAW، نسبت به فرآیند GTAW سرعت بالایی را نشان داد و در تحلیل شاخص بهره وری به عدد 2.75 رسید، در حالی که برای فرآیند GTAW این عدد 0.83 بدست آمد. شاخص بهره وری نشان داد، اگرچه GTAW در هر لایه کنترل بهتری بر رقت داشت اما فرآیند SMAW برای کاربردهای صنعتی خصوصا پروژه‌های با حجم عملیات بالا به مراتب کارآمدتر است و علی‌رغم نیاز به لایه اضافی در فرآیندSMAW، این فرآیند کاربرد صنعتی تر دارد.

کلمات کلیدی: روکش کاری، رقت، اینکونل ۶۲۵، شاخص بهره وری .

## مقدمه

روکش‌دهی جوشی می‌تواند توسط فرآیندهای مختلفی از جمله جوشکاری با الکترود غیر مصرفی تنگستن(GTAW)، الکترود دستی(SMAW)، جوشکاری با الکترود مصرفی محافظت گاز (GMAW) و گونه‌های دیگر آن‌ها انجام شود[۱]. جوشکاری الکترود دستی که کاربرد گسترده‌ای در دنیای صنعت دارد، یکی از پذیرفته‌شده ترین فرآیندهاست. این روش استحکام اتصال بالایی را فراهم می‌آورد و یکی از پرکاربردترین شیوه‌ها برای جوشکاری فولادهای کربنی است. از مزایای آن می‌توان به قابلیت اطمینان بالا در انواع اتصالات و موقعیت‌های مختلف، امکان کار در مکان‌های با دسترسی دشوار، هزینه‌های عملیاتی نسبتاً پایین و قابلیت استفاده در هر دو محیط داخلی و فضای باز اشاره کرد [۲]. معمولاً حداقل دو لایه برای کاهش ترقیق و دستیابی به ضخامت مورد نیاز حداقل3 میلی‌متر (با ترکیب شیمیایی مناسب در لایه مقاوم به خوردگی) لازم است[۱]. با این حال، به کارگیری این فرآیند، گاهی اوقات به دلیل ترقیق بالای فلز پایه، عملکرد خوردگی را به خطر می‌اندازد. به‌ویژه، نفوذ آهن (Fe) به داخل لایه روکش به عنوان یک مسئله حیاتی در نظر گرفته می‌شود و استانداردهای فنی مربوط به معیارهای پذیرش آنالیز شیمیایی نظیرAPI 582 و استاندارد Petrobras N-1707، محدودیت‌هایی را برای میزان آهن (5-10%) در لایه‌های نهایی روکش‌های جوشی تعیین می‌کنند [۳]. بنابر این محدودیت جوشکاری GTAW از این نظر می تواند گزینه مناسبی باشد و جوش با کیفیتی ایجاد کند، اما از طرف دیگر بحث بهره وری و زمان عملیات GTAW محدودیت بزرگی ایجاد می کند. اگرچه فرآیندهای دیگری مانندCMT، جوشکاریGMAW با سیم سرد، سرباره الکتریکی، جوشکاری GMAW با قوس چرخشی (Spin Arc) و TIG با سیم گرم برای بهبود کیفیت بدون کاهش بهره‌وری توسعه یافته‌اند، اما همچنان ممکن است محدودیت‌هایی برای جایگزینی کامل با فرآیندهای متداول داشته باشند. در جدول ۱ انواع روش های روکش دهی با جوشکاری که در تحقیقات مختلف انجام شده است به همراه ضخامت هر لایه و میزان رقت آن آورده شده است.

**جدول(۱) میزان رقت روکش جوش حاصل از فرآیندهای مختلف[۴ -۱۲]**

| Ref | Process | Thickness (mm) | Fe content (%) |
|---|---|---|---|
| 4 | CMT | 2 | 4.1 |
| | GTAW | 2 | 12.6 |
| 5 | GMAW (Ar25He) | 3.5 | 13.6 |
| | GMAW ($Ar15CO_2$) | 3.0 | 26.9 |
| 6 | SMAW | 3.7 | 23.4 |
| 7 | SMAW | 3-4 | 22.0 |
| | GMAW | 3-3.5 | 13.0 |
| | CMT | 2.5-3 | 2-2.6 |
| | GTAW-HW | 3.0-3.5 | 6.6 |
| | PAW | 3.0-3.5 | 7.5 |
| 8 | GTAW-HW | 3.0 | 8.4 |
| 9 | GTAW-HW | 1.6 | 23.7 |
| 10 | GMAW-CW | 2.5 | 5.2 |
| 11 | CMT | 3.0 | 1.0 |
| 12 | GTAW-HW | 3.0-3.5 | 8.13 |

Where: CMT – Cold metal transfer; GTAW-HW – GTAW hot wire; PAW –Plasma arc welding; GMAW-CW – GMAW cold wire.

راجیو و همکاران[۱]، به بررسی ریزساختار روکش جوش تک لایه اینکونل ۶۲۵ توسط فرآیندهای GMAW معمولی و GMAW با الکترود چرخان (GMAW-RE) بر روی فولاد کربنی پرداختند. مشخصه‌یابی متالوگرافی بر روی نمونه‌هایی که به صورت عرضی از رسوب جوش جدا شده‌اند، با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی مجهز به طیف‌سنجی پراکندگی انرژی انجام شد تا فازهای ثانویه ارزیابی شدند. نتایج نشان داد که فرآیند GMAW-RE نفوذ همگن‌تر و نرخ رقیق‌سازی کمتری نسبت به فرآیند GMAW ارائه می‌دهد. در نتیجه، مقدار آهن کاهش یافته و ریزساختار آستنیتی اصلاح‌شده با مقدار کمتری از فازهای ثانویه مشاهده شد، عواملی که به عملکرد بهتر روکش کمک زیادی می‌کنند.

آدی نورفوزیه و همکاران [۲] ، به بررسی جوشکاری SMAW بر روی فولاد کربنی ASTM A36 با سه نوع متغیر و اتصال جوش از نوع شیاری Vشکل با زاویه پخ ۳۰ درجه و ضخامت ریشه ۲ میلی‌متر در نظر گرفته شد. نتایج تحقیق نشان داد که میزان نفوذ جوش تحت تأثیر قطبیت و فاصله دهانه ریشه قرار دارد؛ به طوری که قطبیت DCEN نتایج نفوذ بهتری را نسبت به قطبیت DCEP نشان داد، هرچند که با استانداردهای مربوطه کاملاً مطابقت نداشت.

روزموس و همکاران [۱۳]، به بررسی تأثیر روش جوشکاری های جوشکاری انتقال فلز سرد (CMT)، جوشکاری (GMAW) و جوشکاری (GTAW) بر لوله‌های بویلر ساخته شده از فولادهای P235GH و 16Mo3 بر ریزساختار و ترکیب شیمیایی روکش‌ها بود. نتایج بررسی‌ها نشان داد که صرف نظر از روش جوشکاری، روکش‌ها شامل مناطق ریزساختاری زیر هستند: منطقه ذوب(FZ) ، منطقه نیمه‌مخلوط(PMZ) ، منطقه نیمه‌ذوب و منطقه متأثر از حرارت محتوای آهن (Fe) مشاهده شده در تمامی روکش‌های رسوب‌گذاری شده، بیشتر از غلظت آهن در سیم‌جوش اینکونل ۶۲۵ بود؛ با این وجود، این مقدار در محدوده الزامات تکنولوژیکی پایه برای محتوای آهن (کم تر از ۵ درصد وزنی) قرار داشت. محتوای آهن در منطقه نیمه‌مخلوط به‌طور محسوسی بالاتر از منطقه ذوب بود و با افزایش فاصله از فصل‌مشترک به سمت سطح روکش، کاهش یافت. در نزدیکی سطح روکش، بیشترین میزان آهن در نمونه‌هایی شناسایی شد که کم ترین یکنواختی را در مرز ذوب و کمترین صافی را در سطح خارجی داشتند.

میرشکاری و همکاران [۱۴]، به بررسی روکش دهی Stellite 6 بر روی ورق‌های AISI 420 پره توربین فولاد زنگ نزن مارتنزیتی با و بدون استفاده از فولاد زنگ نزن آستنیتی 309 L، از طریق روش جوشکاری(GTAW) انجام دادند. سپس پوشش‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری و روبشی، طیف‌سنجی پراش انرژی، پراش اشعه ایکس ، میکروسختی ویکرز و آزمایش‌های سایش با استفاده از دستگاه پین روی دیسک مورد بررسی قرار گرفتند. نتایج نشان داد که ریزساختار پوشش‌های جوش Stellite 6 شامل فازهای کاربید پراکنده در ناحیه بین دندریت ها است . هم چنین با افزایش تعداد لایه‌ها و اعمال لایه میانی , میزان آهن در پوشش کاهش و شانس ایجاد کاربید موثر افزایش یافت. از این رو مشاهده شد که استفاده از لایه‌های میانی تاثیر قابل‌توجهی بر رقت و افزایش سختی و مقاومت به سایش لایه‌های جوش دارد.

رودریگو خورخه ماسدو و همکاران [۱۵]،به ارزیابی تأثیر گاز محافظ و ضخامت زیرلایه بر نرخ سرمایش، رقت و ریزساختار روکش‌های اینکونل ۶۲۵ جوشکاری شده به روش MIG/MAG پرداختند. نرخ سرمایش در حین لایه‌نشانی با استفاده از ترموکوپل اندازه‌گیری شد. میزان رقت از طریق تصاویر ماکروگرافیِ مقطع عرضی روکش‌های جوشکاری شده و با استفاده از نرم‌افزار ImageJ ارزیابی گردید. ریزساختار روکش‌ها نیز توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف‌سنجی توزیع انرژی و پراش پرتو ایکس مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که نرخ سرمایش برای صفحات جوشکاری شده با گاز Ar + 25% He بالاتر بوده که منجر به رقت کمتر شده است.

## مواد و روش پژوهش

در پژوهش حاضر که در شرکت ماشین سازی اراک انجام شد، با استفاده از دو فرآیند جوشکاریSMAW و GTAW روکش کاری با استفاده از الکترود Inconel 625 با اسم ENiCrMo-3 با قطر 4mm و فیلر متال ERNiCrMo-3 با قطر 2mm و الکترود تنگستن حاوی دو درصد اکسید تریم(ته قرمز) با قطر 4mm و گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹٪ ، با دبی ۱۰.۵ تا ۱۳ لیتر بر دقیقه به ضخامت حدود 8 mm و 24 پاس بر روی سطح صفحه ی فولادی SA 387 Gr11 CL2 ایجاد شد و اثر فرآیند جوشکاری بر روی رقت آهن مورد بررسی قرار گرفت. این فولاد که در ساخت تجهیزات سرچاهی، صنایع نفت و گاز و ساخت مخازن تحت فشار کاربرد گسترده ای دارد، با ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی طبق جداول ۲و۳ انتخاب شد. ابعاد تست پلیت مطابق کد ASME BPVC Sec IX (QW-214.2، شکل QW-462.5(e) و جدول QW-453) (150L×150W×35 t mm) تهیه شد. طبق کد ASME BPVC Sec VIII ، صفحه فولادی به میزان 120 ˚C (P num= 4) پیش گرم شد. ترکیب شیمیایی وخواص مکانیکی صفحه فولادی و متریال مصرفی جوش مطابق جداول ۲و۳ انتخاب شد. به دلیل رنج گسترده آمپر فرآیند جوشکاری SMAW توسط سازنده الکترود (110-140 A) و به منظور بهینه کردن میزان رقت در این فرآیند، ابتدا روی چند نمونه دیگر از جنس مشابه با تست پلیت اصلی با قطبیت، آمپر و تعداد لایه متفاوت جوشکاری انجام شد که در نهایت قطبیت منفی سه لایه با آمپراژ ۱۲۰–۱۱۰ آمپر کمترین میزان رقت آهن به دست آمد. جوشکاری نمونه های اصلی طبق جدول ۴ انجام شد. برای اطمینان از سلامت جوش تست های NDT روی قطعه انجام شد. در نهایت قطعات طبق الزام کد بالا عملیات حرارتی پس از جوشکاری شدند.

**جدول(۲) ترکیب شیمیایی متریال پایه و روکش جوشکاری (بر حسب درصد وزنی)**

| Material | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | Al | Nb | S | P | Fe |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| BM | 0.15 | 0.57 | 0.51 | 1.27 | 0.04 | 0.51 | ≤ 0.03 | 0.002 | ≤ 0.001 | ≤ 0.005 | ≥60.0 |
| IN 625 | 0.025 | 0.4 | 0.7 | 22.0 | ≥60.0 | 9.0 | ≤ 0.4 | 3.3 | | | 0.5 |

**جدول(۳) خواص مکانیکی متریال پایه و روکش جوشکاری**

| Material | Temperature | Yield strength | Tensile strength | Elastic Modulus | Poisson's Ratio |
|---|---|---|---|---|---|
| BM | 25°C | 418 MPa | 585 MPa | 210 GPa | 0.289 |
| IN 625 | 25 °C | 375 MPa | 1440 MPa | 197 GPa | 0.278 |

**جدول(۴) مشخصات نمونه های جوشکاری شده**

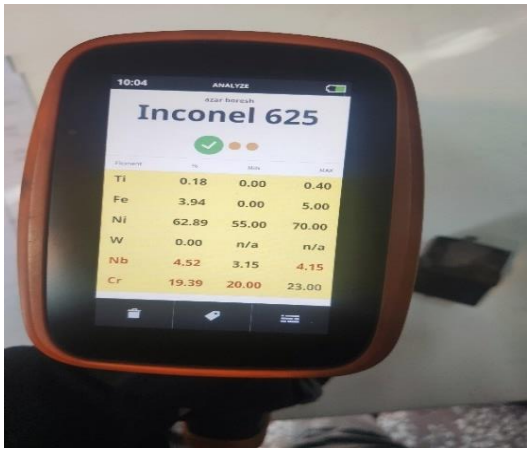
| نوع فرآیند جوشکاری | شماره لایه | آمپر (A) | قطبیت | ولتاژ (V) | سرعت (mm/s) | دمای پیشگرم (°C) | دمای بین پاسی (°C) | ابعاد خط جوش (mm) | دمای بیشینه (°C) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| SMAW | ۱ | ۱۱۰-۱۲۰ | DCEN | ۳۰-۴۰ | ۳/۴-۴/۷ | ۱۲۰ | - | ۳*۸*۱۵ | ۵۶۷ |
| | ۲ | ۱۱۰-۱۲۰ | DCEN | ۳۰-۴۰ | ۳/۴-۴/۷ | - | ۱۸۰ | ۳*۸*۱۵ | ۵۰۵ |
| | ۳ | ۱۱۰-۱۲۰ | DCEN | ۳۰-۴۰ | ۳/۴-۴/۷ | - | ۱۹۰ | ۳*۸*۱۵ | ۵۰۰ |
| GTAW | ۱ | ۱۳۰-۱۵۰ | DCEN | ۱۰-۱۵ | ۰/۷۵-۰/۸۵ | ۱۲۰ | - | ۳*۸*۱۵ | ۵۰۰ |
| | ۲ | ۱۳۰-۱۵۰ | DCEN | ۱۰-۱۵ | ۰/۷۵-۰/۸۵ | - | ۲۰۰ | ۳*۸*۱۵ | ۵۱۰ |
| | ۳ | ۱۳۰-۱۵۰ | DCEN | ۱۰-۱۵ | ۰/۷۵-۰/۸۵ | - | ۲۲۰ | ۳*۸*۱۵ | ۴۹۶ |

## نتایج و بحث

### ۱- نتایج رقت:

یکی از عوامل مهم افت مقاومت به خوردگی در روکش کاری(Cladding)، وقوع پدیده رقت است. رقت به معنای نفوذ عنصر آهن در پوشش است. وقوع رقت باعث ایجاد فازهای غنی از آهن و در نتیجه افت خواص مقاومت به خوردگی می شود. به منظور پیدا کردن میزان رقت، از دو طریق اندازه گیری دستگاه آنالیز شیمیایی پرتابل (PMI : Positive Material Identification) و آنالیز خطی طیف سنجی انرژی (EDS) انجام شد. هم چنین پروفیل ترکیب شیمیایی از آنالیز خطی طیف سنجی انرژی استفاده گردید. این کار توسط اندازه گیری در امتداد خطی از زیر لایه به سمت سطح انجام شد. نتایج مربوط به تغییر ترکیب شیمیایی در شکل ۱ توسط دستگاه PMI برای نمونه ها نشان داده شده است.

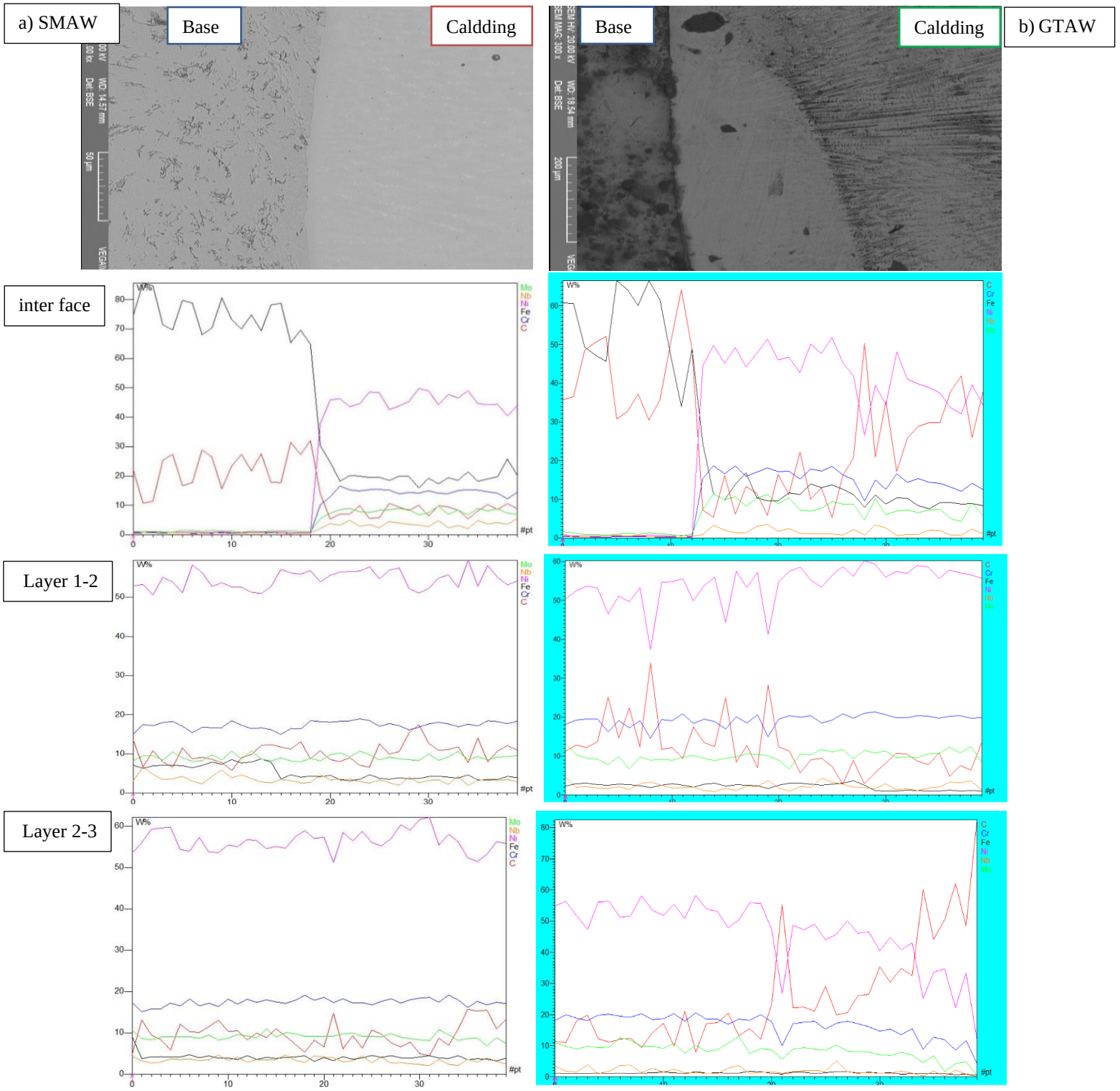
a) SMAW



b) GTAW

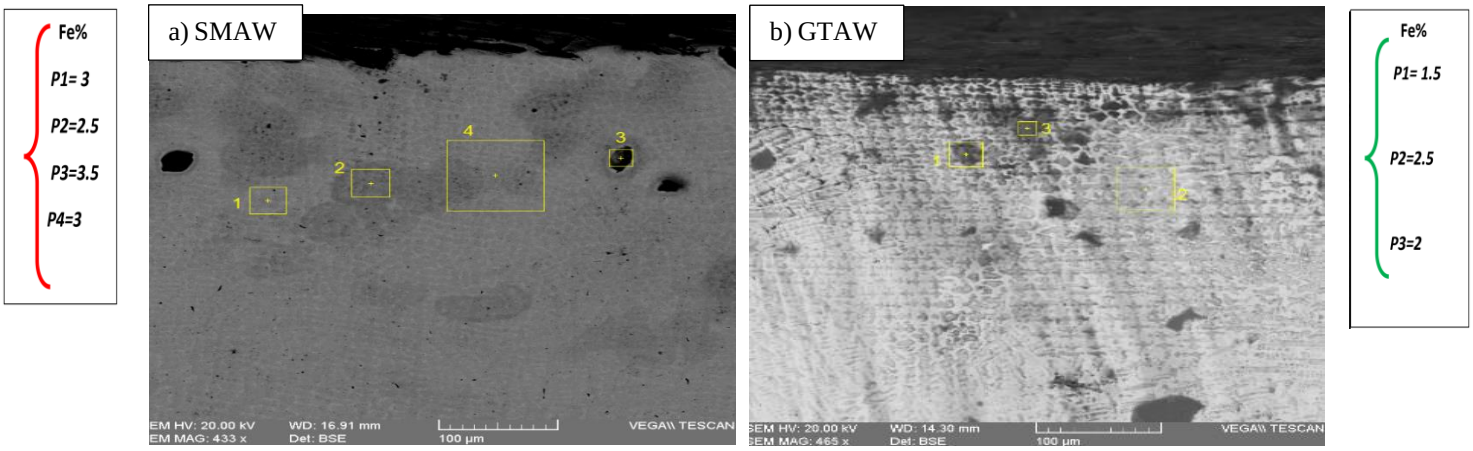
**شکل ۱- اندازه گیری آنالیز با دستگاه آنالیز شیمیایی پرتابل(PMI): a) نمونه SMAW b) نمونه GTAW**

در شکل ۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی از فصل مشترک روکش و فلز پایه آورده شده است. همان گونه که می شود در زیر لایه با حرکت از فصل مشترک به سمت سطح روکش غلظت عناصر نیکل، مولیبدن و کروم افزایش و غلظت آهن کاهش یافته است. در قسمت های نزدیک به سطح روکش افزایش میزان نیکل و کاهش میزان آهن زیر لایه به سمت روکش بسیار بیشتر می باشد.




شکل ۲- تصاویر میکروسکوپ الکترونی و آنالیز خطی از فصل مشترک فلزپایه و لایه اول تا سطح روکش در نمونه ها

درصد وزنی آهن با استفاده از اسکن ناحیه EDS و در سه ناحیه از پوشش ترکیب شیمیایی نمونه ها بدست آمد و نتایج حاصل از آن را در فرمول رقت قرار داده و میزان رقت به دست می آید.




**شکل ۳- آنالیز EDS در سطح روکش در نمونه ها**

- برای محاسبه درصد رقت آهن فرمول های مختلفی وجود که یکی از دقیق ترین آن به صورت زیر می باشد[ ۹] :

$$Dv = \left\{1 + \frac{\rho_s}{\rho_w}\left(\frac{Fe_s - Fe_c}{Fe_c - Fe_{w/p}}\right)\right\}^{-1} \qquad (1)$$

که در آن $\rho_s$ چگالی ماده بستر است، $\rho_w$ چگالی جوش(فیلر)، $Fe_s$ و $Fe_c$ به ترتیب نشان‌دهنده درصد وزنی آهن در زیرلایه و پوشش و Fe w/p نشان دهنده درصد آهن در سیم پرکننده یا پودر است. در جدول ۵ میزان رقت در روش EDS با استفاده از فرمول بالا محاسبه شد.

**جدول (۵) محاسبه میزان رقت با روش آنالیز EDS و فرمول رقت**

| شرایط جوشکاری | موقعیت اندازه گیری | %Dilution |
|---|---|---|
| SMAW (سه لایه) | ۱ | 2.80 |
| | ۲ | 2.23 |
| | ۳ | 3.34 |
| GTAW (دو لایه) | ۱ | 4.4 |
| | ۲ | 4.2 |
| GTAW (سه لایه) | ۱ | 1.12 |
| | ۲ | 2.23 |
| | ۳ | 1.68 |

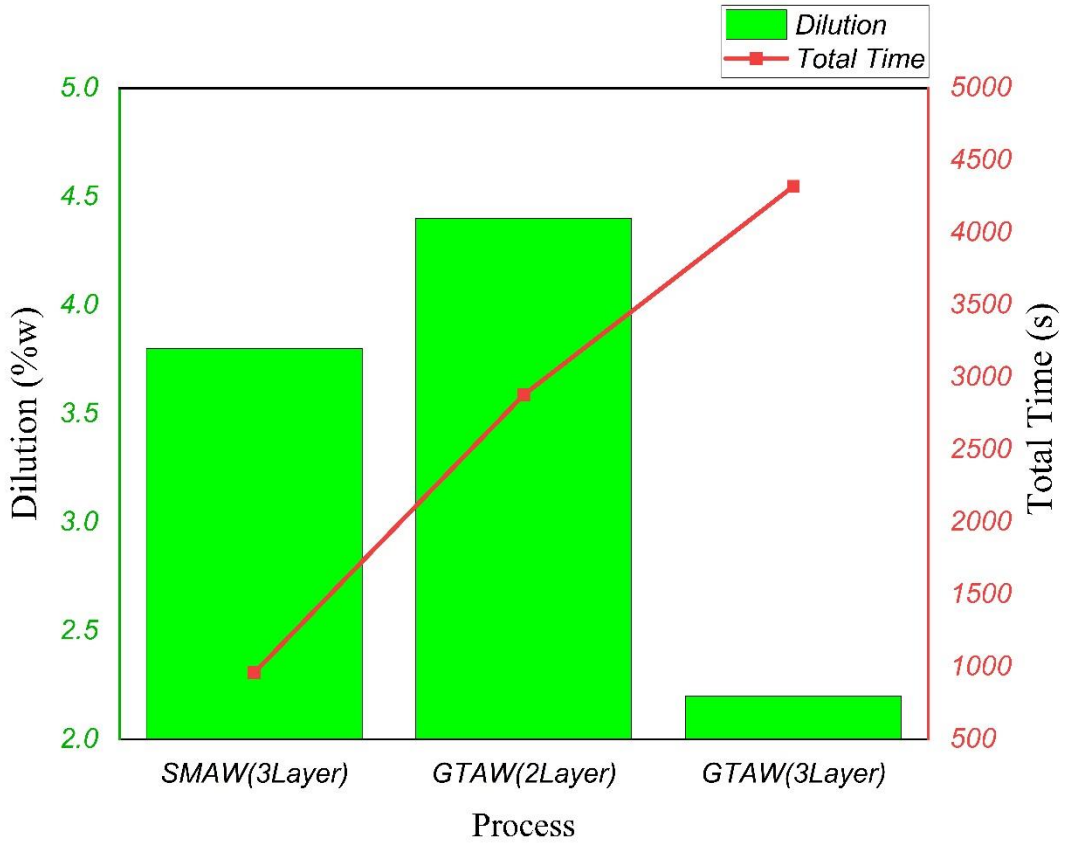
نتایج حاصل از آنالیز PMI و EDS و استفاده در فرمول رقت نشان داد، با اعمال سه لایه روکش، مشخص گردید که فرآیند SMAW با سه لایه درصد رقت 3.8% ، فرآیند GTAW با دو لایه حدود 4.4% و فرآیند GTAW با سه لایه حدود 2.2% بدست آمد. فرآیند GTAW با رسیدن به رقت 2.2%، بالاترین سطح از کیفیت متالورژیکی و کمترین میزان نفوذ آهن را فراهم می‌کند. این امر ناشی از کنترل دقیق‌تر بر حرارت ورودی و پایداری بالاتر قوس و ذوب سطحی زیرلایه، در این روش بر روی زیرلایه ASME SA387 است. علت کاهش رقت در فرآیند GTAW 3 لایه نسبت به GTAW 2 لایه افزایش سهم فیلر در فلز جوش نهایی در لایه نهایی روکش شد. برای کاربرد در محیط های حساس و خورنده که میزان رقت اهمیت بالایی دارد جوشکاری GTAW می تواند انتخاب مناسب تری نسبت به فرآیند SMAW باشد.

### ۲- شاخص بهره وری:

به طور کلی در دنیای صنعت و پروژه های صنعتی، زمان گران‌ترین فاکتور است، از این رو تعریف یک شاخص بهره‌وری (Productivity Index) اهمیت پیدا می کند. این شاخص طبق فرمول زیر نشان می‌دهد که هر فرآیند جوشکاری در قبال زمانی که صرف کرده، چقدر در کنترل رقت موفق بوده است. در این فرمول، هرچه عدد بالاتر باشد، یعنی فرآیند از نظر توازن بین کیفیت و سرعت، بهینه‌تر عمل کرده است.

$$PI = \frac{10000}{Total\ Time\ (s) \times Iron\ Dilution\ (\%)} \qquad (2)$$

در فرآیند جوشکاری GTAW دو لایه، زمان هر پاس 180 ثانیه، زمان کل 2880 ثانیه و درصد رقت حدود 4.2% عدد شاخص بهره وری 0.83، فرآیند جوشکاری GTAW سه لایه، زمان کل 4320 و درصد رقت 2.2% عدد شاخص بهره وری حدود 1.1 و برای جوشکاری SMAW سه لایه، زمان هر پاس 40 ثانیه، زمان کل 960 ثانیه و درصد رقت 3.8% شاخص بهره وری 2.75 بدست آمد. نتایج نشان داد که کیفیت برتر در فرآیند جوشکاری GTAW، هزینه‌ی زمانی سنگینی به همراه دارد(مطابق شکل ۴). با توجه به این که هر دو روش جوشکاری موفق به پاس کردن درصد رقت قابل قبول(زیر 5%)، روشSMAW به دلیل سرعت بالا اتمام کار در 22% زمان مورد نیاز در جوشکاریGTAW ، برای حجم بالا اولویت دارد.




شکل ۴ - مقایسه فرآیند های جوشکاری از نظر درصد رقت و زمان انجام عملیات جوشکاری

به صورت خلاصه با در نظر گرفتن نتایج حاصل از رقت و مقایسه اعداد شاخص بهره وری دو حالت ایجاد می شود:

حالت اول انتخاب فرآیند SMAW در پروژه‌های بزرگ و ضخیم، اگر حجم روکش‌کاری زیاد باشد (مثلاً چندین متر مربع لوله یا مخزن)، اقتصادی تر می شود، چرا که در صنعت، هزینه ساعت مزد جوشکار و زمان خواب پروژه بسیار بیشتر از قیمت چند کیلو فیلر متال اضافی است. فرآیند جوشکاریSMAW با سه لایه با دستیابی به رقت 3.8% (در محدوده استاندارد زیر5%) و با سرعت بالا (۱۶ دقیقه)، به عنوان بهینه‌ترین روش روکش‌کاری معرفی می‌گردد و می توان درصد رقت بالا را با افزایش لایه جوشکاری جبران کرد. این روش توانسته است تعادلی ایده‌آل بین کیفیت متالورژیکی و بهره‌وری صنعتی برقرار کند.

حالت دوم انتخاب فرآیندGTAW برای قطعات حساس، کوچک و محیط های خورنده شدید ، اگر قطعه حساس باشد و متریال اینکونل ۶۲۵ بسیار گران‌قیمت باشد، فرآیند GTAW اقتصادی‌تر است، چرا که اولا 33% در مصرف متریال گران‌قیمت (Inconel 625) صرفه‌جویی شده و ثانیا به دلیل کیفیت بالاتر، ریسک تعمیر جوش و هزینه‌های تست غیر مخرب کاهش می‌یابد. روش GTAW با سه لایه، کمترین میزان رقت آهن (2.2%) را بر روی فولاد ASME SA387 ایجاد کرد. در جدول ۶ خلاصه از نتایج بیان شده است.

**جدول (۶) مقایسه فرآیند جوشکاری SMAW و GTAW**

| پارامتر ارزیابی | فرآیند GTAW | فرآیند GTAW | فرآیند SMAW | فرآیند برنده |
|---|---|---|---|---|
| تعداد لایه‌های روکش | ۲ لایه | ۳ لایه | ۳ لایه | GTAW |
| زمان نسبی هر پاس (s) | ۱۸۰ (طولانی) | ۱۸۰ (طولانی) | ۴۰ (سریع) | SMAW |
| درصد نهایی رقت آهن (Fe) (%wt) | 4.3% | 2.2% | 3.8% | GTAW |
| تمرکز حرارتی | بسیار بالا | بسیار بالا | متوسط | GTAW |
| شاخص بهره وری تولید | پایین | پایین | بالا | SMAW |
| هزینه آماده‌سازی | تمیزکاری بسیار کم | تمیزکاری بسیار کم | سنگ‌زنی و سرباره‌زدایی | GTAW |

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

نتایج بررسی اثر فرآیندهای جوشکاری SMAW و GTAW بر روی رقت آهن در روکش کاری آلیاژ Inconel 625 بر روی فولاد کم آلیاژ ASME SA387 را می توان به صورت زیر خلاصه کرد:

۱- به منظور میزان رقت، از دو طریق دستگاه آنالیز شیمیایی پرتابل (PMI) و آنالیز خطی طیف سنجی انرژی (EDS) استفاده شد، که به درصد رقت های 4.4% برای جوشکاری GTAW به صورت دو لایه، 2.2% برای جوشکاری GTAW به صورت سه لایه و 3.8% برای جوشکاری SMAW به صورت سه لایه به دست آمد که علت آن به دلیل تفاوت در حرارت ورودی و تمرکز حرارتی ، فرآیند GTAW کنترل بهتری بر ذوب سطحی زیرلایه داشته و رقت آهن را در سطح بهینه نگه داشت.

۲- علت کاهش رقت در فرآیند GTAW 3 لایه نسبت به GTAW 2 لایه افزایش سهم فیلر در فلز جوش نهایی در لایه نهایی روکش شد.

۳- برای قطعات کوچک و محیط های حساس و خورنده که میزان رقت اهمیت بالایی دارد جوشکاری GTAW می تواند انتخاب مناسب تری نسبت به فرآیند SMAW باشد.

۴- همان طور که در تصاویر میکروسکوپ الکترونی مشاهده شد، در زیر لایه با حرکت از فصل مشترک به سمت سطح روکش غلظت عناصر نیکل، مولیبدن و کروم افزایش و غلظت آهن کاهش یافته است. در قسمت های نزدیک به سطح روکش افزایش میزان نیکل و کاهش میزان آهن زیر لایه به سمت روکش بسیار بیشتر می باشد.

۵- عدد شاخص بهره وری که به نوعی تاثیر توام رقت و زمان عملیات را نشان می دهد، برای جوشکاری SMAW و GTAW به ترتیب 2.75 و 0.75 به دست آمد که نشان می دهد جوشکاری SMAW دارای بهره وری بسیار بیشتری است. و برای کاربردهای صنعتی خصوصا پروژه‌های با حجم عملیات بالا به مراتب کارآمدتر است.

**تقدیر و تشکر**

این مقاله برگرفته از پایان نامه تقاضا محور که در شرکت ماشین سازی اراک انجام شد. لذا بر خود لازم می دانم به سبب حمایت ها و اعتماد این شرکت خصوصا گروه متالورژی، گروه ساخت و تجهیزات و مجموعه آزمایشگاه مرکزی تشکر و قدردانی گردد. همچنین از دانشگاه اراک و اساتید راهنمای گرانقدر خود به دلیل تلاش های بی وقفه و رهنمود ها و حمایت همه جانبه تشکر و قدردانی می گردد.

**مراجع**

1- Costa, J. F. M., Jorge, J. C. F., Souza, L. F. G. de, Mendes, M. C., Farneze, H. N., & Magalhães, H. A. Y. (2024). Microstructural evaluation of Inconel 625 weld cladding deposited by the GMAW and GMAW with rotating electrode processes. Tecnologia Em Metalurgia, Materiais e Mineração, 21, e2848.
2- Ade Nurfauziah*, Nurlela, Topik Hidayat, Wahyu Efendi Manullang, Ananda Yhuto Wibisono Putra. (2023). The Effect of Rootgap Distance and Polarity on Deffects in SMAW Welding Procedure. Journal of Welding Technology. Volume 5, No. 2, December 2023.

3- Cunha, A. B., Vatavuk, J., & Lima, C. R. C. (2025). Investigating the Effects of Iron Dilution on the Corrosion Resistance of Inconel 625 Welding Overlay on Carbon Steel. Materials, 18(24), 5574.
4- He K, Dong L, Wang Q, Zhang H, Li Y, Liu L, et al. Comparison on the microstructure and corrosion behavior of Inconel 625 cladding deposited by tungsten inert gas and cold metal transfer process. Surface and Coatings Technology. 2022;435:128245.
5- Moura BB, Souza D, Silva MO, Osorio AG. Effect of inert and active shielding gases in the corrosion resistance of IN 625 weld overlays. Journal of Materials Engineering and Performance. 2022;31:5886-5897.
6- Araujo FPD, Mainier FB, Almeida BB. Evaluation of Ni-Cr-Mo alloy applied by weld overlay cladding on carbon steel for use in NaCl 3.5% mass solution. Proc. on Eng Sci. 2021;3(3):355-364.

7- Posch G, Scherleitner W, Rutzinger B, Schmitt G, Kamath V, Fiedler M. Manufacturing of nickel base-overlays:comparison of various welding Technologies under consideration of clad properties. In: Proceedings of the IIWInternational Congress IC 2014; 2014; New Delhi, India. New Delhi: International Institute of Welding; 2014. p. 1-8.

8- Beaugrand VCM, Gittos MF. Subsea dissimilar joints: failure mechanisms and opportunities for mitigation. In: Corrosion, 2009 March 22-26; Atlanta, Georgia, USA. Atlanta: The Welding Institute; 2009. p. 1-11. Paper 09305.

9- Farias FWC. Payão Fo JC, Azevedo LMB. Microstructural and mechanical characterization of the transition zone of 9%Ni steel cladded with Ni-based superalloy 625 by GTAW-HW. Metals. 2018;8(12):1007.

10- Najafi M, Bakhshayesh MM, Farzadi A. Microstructure and phase analysis of multilayer Ni–Cr–Mo clad for corrosion protection. Transactions of the Indian Institute of Metals. 2021;74:1663-1672.
11- Xu L, Shao C, Tian L, Zhang J, Han Y, Zhao L, et al. Intergranular corrosion behavior of Inconel 625 deposited by CMT/GTAW. Corrosion Science. 2022;201:110295.

12- Guo L, Xiao F, Wang F, He Y, Wei W, Zhang Y. Microstructure and corrosion resistance of Inconel 625 overlay welded by pulsed TIG process. International Journal of Electrochemical Science. 2021;16:210418.
13- M. Rozmus-Górnikowska*, M. Blicharski, J. Kusi´nski(2014). Influence of weld overlaying methods on microstructure and chemical composition of Inconel 625 boiler pipe coatings, Kovove Mater. 52 2014 1–7.
14- G.R. Mirshekaria,*, S. Daeeb, S. Fatoureh Bonabib, M.R. Tavakolic, A. Shafyeib, M. Safaei: Effect of interlayers on the microstructure and wear resistance of Stellite 6 coatings deposited on AISI 420 stainless steel by GTAW technique(2017), Surfaces and Interfaces 9 (2017 ) 79-92 .

15-Rodrigo Jorge Macedo, Cristiano de Azevedo Celente Daniel Souza(2024). Effects of the shielding gas and substrate thickness on dilution and microstructure of Inconel® 625 MIG/MAG welded coatings, Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering (2024) 46:458.

16- J.T.M. De Hasson, L. De Mol van Otterloo, Surface engineering with lasers: application to co based materials, Surf. Eng. 13 (6) (1997) 471–481.

# بررسی اثر ولتاژ و شدت جریان بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال فولاد دوفازی 2205 به روش GTAW

**میثم حیدریان[1]، اشکان محمدی *[2]، محمد کیان وجدان‌پاک[3]**

[1]کارشناسی ارشد ، دانشگاه آزاد واحد بندرعباس؛ Meysam123@gmail.com

[2*] دانشجوی دکتری، سازمان پژوهشهای علمی و صنعتی ایران؛Ashkanmohammadi76@gmail.com

[3] کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان؛kianvojdanpak@gmail.com

## چکیده

فولاد دوفازی 2205 به دلیل ترکیب متعادل فریت و آستنیت و مقاومت بالا در برابر خوردگی و استحکام مکانیکی، در صنایع پتروشیمی، شیمیایی و دریایی کاربرد گسترده‌ای دارد. در این پژوهش، اثر پارامترهای ورودی ولتاژ و شدت جریان در فرآیند جوشکاری قوس تنگستن با گاز محافظ (GTAW) بر ریزساختار، سختی و خواص مکانیکی این فولاد مورد بررسی قرار گرفت. ورق فولاد 2205 تهیه و پیش از جوشکاری، ترکیب شیمیایی، ریزساختار و سختی آن تایید شد. سه نمونه با پارامترهای مختلف ولتاژ و جریان جوشکاری شدند و ریزساختار فلز جوش و ناحیه متاثر از حرارت (HAZ) با میکروسکوپ نوری و نرم‌افزار تحلیل تصویر بررسی شد. همچنین، سختی نقاط مختلف جوش و HAZ با آزمون میکروسختی و استحکام کششی جوش با آزمون کشش مطابق استاندارد ASTM-E8 ارزیابی شد.

نتایج نشان داد که افزایش ورودی حرارت و کاهش نرخ سرد شدن باعث رشد بیشتر فاز آستنیت و فریت، افزایش درصد آستنیت ثانویه و رشد صفحات Widmanstätten در فلز جوش می‌شود. HAZ نمونه‌های با ورودی حرارت بالاتر گسترده‌تر و در نمونه‌هایی با ورودی حرارت کمتر باریک‌تر و سختی بالاتری دارد. سختی فلز جوش و HAZ با افزایش فاز فریت افزایش یافت، در حالی که افزایش شدت جریان ورودی باعث کاهش درصد فریت و کاهش سختی و مقاومت کششی نمونه‌ها شد. نرخ سرد شدن و ورودی حرارت، عوامل کلیدی در کنترل توزیع فازها و خواص مکانیکی ناحیه جوش هستند. نتایج نشان می‌دهد که تنظیم دقیق ولتاژ و جریان ورودی در فرایند GTAW برای دستیابی به ریزساختار متعادل و خواص مکانیکی بهینه ضروری است.

**کلمات کلیدی**: فولاد دوفازی، ولتاژ، شدت جریان، GTAW، ریزساختار، خواص مکانیکی

## مقدمه

در دهه‌های اخیر، توجه به علم مواد و مهندسی متالورژی نقش کلیدی در افزایش بهره‌وری صنایع، انتخاب بهینه مواد مهندسی و کاهش هزینه‌های اولیه ساخت، نگهداری و حفاظت در برابر خوردگی ایفا کرده است [1]. مشاهده خسارات گسترده ناشی از خوردگی و زنگ‌زدگی فولادهای کربنی ساده در محیط‌های خورنده و اتمسفری، منجر به توسعه فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی، فریتی و مارتنزیتی شد. با این حال، محدودیت‌های این فولادها از نظر استحکام، مقاومت به ترک‌خوردگی تنشی و هزینه عناصر آلیاژی، پژوهشگران را به سمت طراحی و معرفی فولادهای زنگ‌نزن دوفازی یا دوبلکس سوق داد[2].

فولادهای زنگ‌نزن دوبلکس از دهه 1930 میلادی به‌طور گسترده در صنایع شیمیایی، پتروشیمی، نفت و گاز، خمیر و کاغذ، سکوهای نفتی و تجهیزات فرآیندی فراساحلی مورد استفاده قرار گرفته‌اند. این فولادها به دلیل ترکیب ریزساختاری متشکل از نسبت تقریباً مساوی فازهای فریت (α) و آستنیت(γ) ، همراه با حضور عناصر آلیاژی نظیر کروم، مولیبدن و نیتروژن، از ترکیب منحصربه‌فردی از استحکام بالا، مقاومت عالی در برابر خوردگی موضعی و ترک‌خوردگی تنشی برخوردار هستند [2]. همچنین فولادهای دوبلکس در مقایسه با فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی، دارای استحکام تسلیم تقریباً دو برابر بوده و در عین حال چقرمگی و شکل‌پذیری مناسبی از خود نشان می‌دهند[ 3]

از دیگر مزایای فولادهای دوبلکس می‌توان به ضریب انبساط حرارتی و خواص انتقال حرارت حد واسط بین فولادهای آستنیتی و فریتی اشاره کرد که آن‌ها را برای کاربردهای دمایی و سازه‌ای بسیار مناسب می‌سازد همچنین کاهش مصرف عناصر آلیاژی گران‌قیمت نظیر نیکل، در کنار حفظ مقاومت به خوردگی و افزایش استحکام، این فولادها را از دیدگاه اقتصادی برای صنایع جذاب کرده است. در این میان، فولاد زنگ‌نزن دوبلکس 2205 به‌عنوان یکی از پرکاربردترین گریدها، جایگاه ویژه‌ای در صنایع دریایی، ساخت مخازن شیمیایی و تجهیزات تحت فشار یافته است[ 4].

در اغلب کاربردهای صنعتی، فولادهای دوبلکس ناگزیر تحت فرآیندهای جوشکاری قرار می‌گیرند. چرخه حرارتی ناشی از جوشکاری تأثیر قابل‌توجهی بر ریزساختار و خواص مکانیکی نواحی مختلف اتصال، به‌ویژه فلز جوش و ناحیه متاثر از حرارت(HAZ) ، دارد [4]. در طی گرم شدن تا دماهای بالا (حدود 1350°C)، بخش عمده فاز آستنیت در ماتریس فریت حل شده و رشد دانه‌های فریت رخ می‌دهد. در مرحله سرد شدن، به‌ویژه در بازه دمایی 1350 تا 800°C، آستنیت مجدداً در مرز دانه‌های فریت و داخل دانه‌ها رسوب می‌کند. ریزساختار نهایی به پارامترهایی نظیر دمای پیک، زمان نگهداری و به‌ویژه سرعت سرد شدن وابسته است؛ به‌طوری‌که سرعت‌های سرد شدن بالا می‌تواند منجر به تشکیل دانه‌های درشت فریت و برهم خوردن تعادل فریت/آستنیت شود که اثر نامطلوبی بر خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی دارد[ 5-6].

برای دستیابی به اتصالات با کیفیت بالا در فولادهای دوبلکس، روش‌های مختلفی از جمله جوشکاری قوس تنگستن با گاز محافظ(GTAW) ، MIG، SAW، PAW و همچنین جوشکاری لیزری توسعه یافته‌اند. در این میان، جوشکاری GTAW به دلیل کنترل مناسب قوس، کیفیت بالای فلز جوش، اعوجاج کم و قابلیت تنظیم دقیق پارامترهای ورودی، یکی از متداول‌ترین روش‌ها در صنایع به‌شمار می‌رود. در این فرآیند، پارامترهایی نظیر شدت جریان، ولتاژ قوس، سرعت جوشکاری و نوع گاز محافظ، نقش تعیین‌کننده‌ای در میزان گرمای ورودی، هندسه جوش، ریزساختار و در نهایت خواص مکانیکی اتصال دارند[ 7-8].

با وجود کاربرد گسترده فولادهای زنگ‌نزن دوبلکس در صنایع حساس، بسیاری از پژوهش‌های انجام‌شده در زمینه جوشکاری این فولادها عمدتاً بر انتخاب فرآیند جوشکاری، ترکیب فلز پرکننده و یا بررسی کلی ریزساختار نواحی جوش متمرکز بوده‌اند و نقش مستقیم و هم‌زمان پارامترهای الکتریکی ورودی شامل ولتاژ قوس و شدت جریان در فرآیند جوشکاری قوس تنگستن با گاز محافظ (GTAW) به‌صورت نظام‌مند کمتر مورد توجه قرار گرفته است. این در حالی است که ولتاژ و آمپر به‌عنوان مهم‌ترین پارامترهای کنترلی فرایند GTAW، تعیین‌کننده میزان گرمای ورودی، چرخه حرارتی، نرخ سرد شدن و در نتیجه تعادل فریت/آستنیت، مورفولوژی ریزساختار ناحیه همجوشی و ناحیه متاثر از حرارت هستند. ازاین‌رو، نوآوری پژوهش حاضر در بررسی دقیق اثر تغییرات ولتاژ و شدت جریان در فرایند GTAW بر تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی اتصال فولاد زنگ‌نزن دوبلکس 2205 نهفته است. نتایج این تحقیق می‌تواند به‌عنوان راهنمایی علمی برای بهینه‌سازی پارامترهای جوشکاری، بهبود کیفیت اتصالات و افزایش قابلیت اطمینان سازه‌های صنعتی ساخته‌شده از فولادهای دوبلکس مورد استفاده قرار گیرد.

## موادوروش پژوهش

در این پژوهش، ورق فولاد زنگ‌نزن دوفازی 2205 به‌عنوان ماده پایه مورد استفاده قرار گرفت. به‌منظور اطمینان از صحت ترکیب شیمیایی و ارزیابی اولیه خواص، ریزساختار، سختی و ترکیب شیمیایی این فولاد مورد بررسی قرار گرفت و نتایج با مطالعات پیشین روی این گرید فولادی مطابقت داشت. ترکیب شیمیایی فولاد دوفازی 2205 با استفاده از کوانتومتری طبق جدول 1 تعیین شد.

**جدول1 ترکیب شیمیایی فولاد دوبلکس 2205 مورد استفاده**

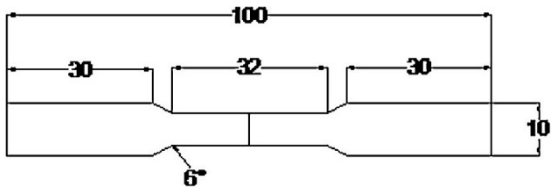
| عناصر | درصد وزنی |
|---|---|
| کربن | 0/03 |
| سیلیسیم | 0/420 |
| منگنز | 1/35 |
| کروم | 22/6 |
| مولیبیدن | 3/25 |
| نیکل | 4/64 |
| آلومینیوم | 0/015 |
| کبالت | 0/078 |
| مس | 0/01 |
| وانادیم | 0/05 |
| آهن | بقیه |

برای بررسی اثر پارامتر ولتاژ، در فرایند GTAW، دو نمونه با شدت جریان ثابت 62 آمپر، در دو ولتاژ ورودی متفاوت (+10 و 1ولت) (نمونه به‌ترتیب 1 و2) جوشکاری شدند. سایر عواملی که ممکن است بر ولتاژ تأثیر بگذارند، از جمله آلودگی الکترود و گاز محافظ، تغذیه نامناسب سیم جوش، تغییر دمای الکترود، فرسایش و سایش الکترود و مهارت جوشکار، کنترل و لحاظ شدند.

برای بررسی اثر شدت جریان، نمونه‌ای دیگر با جریان 80 آمپر (نمونه 3)جوشکاری شد. انتخاب مقدار جریان بر اساس ضخامت قطعه و نوع کاربرد آن انجام شد؛ به‌طوری‌که در جریان‌های پایین، مدت زمان جوشکاری افزایش یافته و انتقال حرارت بیشتر به قطعه باعث ایجاد رنگ‌بندی غیر یکنواخت در خط جوش می‌شود[9].

نمونه‌های جوشکاری شده برای بررسی ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل Olympus مورد مطالعه قرار گرفتند. آماده‌سازی نمونه‌ها شامل سنباده‌زنی و پولیش با دقت بالا بود. سپس نمونه‌ها با محلول کالینگ (33 میلی‌لیتر آب، 1/5 گرم CuCl، 33 میلی‌لیتر HCl و 33 میلی‌لیتر اتانول) حکاکی شدند تا تفاوت فازها در ریزساختار مشخص گردد. تصاویر میکروسکوپی در بزرگنمایی‌های مختلف تهیه و تحلیل شدند.

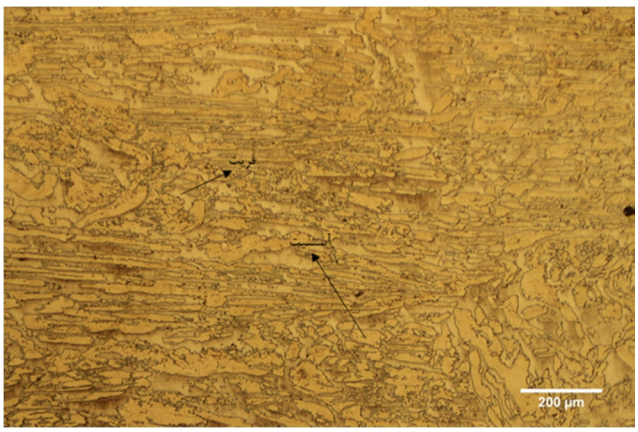
برای بررسی تغییرات سختی در نواحی مختلف نمونه‌های جوشکاری شده، از دستگاه سختی‌سنجی میکروویکرز (ASTM E384-17) استفاده شد. سختی با اعمال نیروی 30 نیوتن به مدت 5 ثانیه اندازه‌گیری شد. برای هر نمونه، سختی در سه نقطه متفاوت ثبت و میانگین آن به‌عنوان مقدار نهایی گزارش شد. به منظور ارزیابی خواص مکانیکی و استحکام جوش، از دستگاه کشش Met Lab مدل H50KS استفاده شد. نمونه‌ها مطابق استاندارد ASTM E8 [10] طبق شکل 1 تهیه شدند.




**شکل 1 ابعاد نمونه‌ها در آزمون کشش جوش[10]**

## نتایج و بحث

شکل 2 تصویر نوری فلز پایه 2205 را نشان می‌دهد. ریزساختار ورق فولاد دوفازی 2205 به وضوح شامل دو فاز فریت (α) و آستنیت (γ) است که به صورت جزایر و لایه‌های متداخل در یکدیگر پراکنده‌اند. تصاویر میکروسکوپی نوری نشان می‌دهد که فاز فریت به عنوان زمینه غالب و فاز آستنیت به صورت برجسته و جزایر در ماتریس فریت توزیع شده است. درصد حجمی هر فاز با استفاده از نرم‌افزار Image J تقریباً برابر 50٪ برآورد شد. این الگو و جهت‌گیری فازها نتیجه فرایند نورد و کشیدگی فازها در تبدیل ورق از حالت ریخته‌گری به صفحات صنعتی می‌باشد و این توزیع متعادل فریت و آستنیت، پایه‌ای برای خواص مکانیکی مناسب و مقاومت بالا در برابر خوردگی فراهم می‌کند.

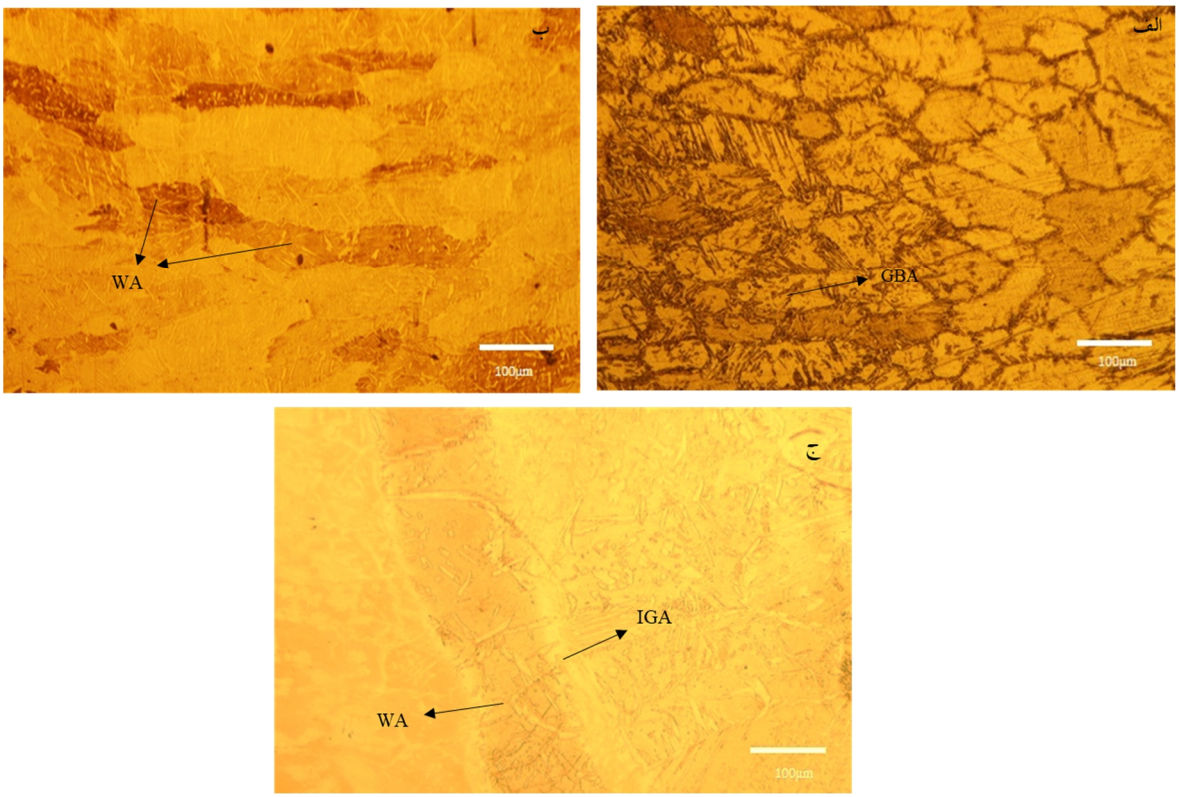



**شکل 2 تصویر نوری از فلز پایه دوبلکس 2205**

شکل 3 تصویر نوری اتصالات GTAW انجام شده در این پژوهش را نشان می‌دهد. طبق این تصاویر ریزساختار جوش شامل فریت به‌عنوان زمینه و آستنیت به صورت برجسته است. فرایند انجماد در فولادهای دوفازی ابتدا به صورت فریت جامد آغاز شده و با کاهش دما، فریت اولیه به آستنیت تبدیل می‌شود. توالی فازها در حین سرد شدن به شکل زیر می‌باشد[11] :

$$L \rightarrow L+F \rightarrow F \rightarrow F+A$$

در این فرایند، آستنیت اولیه ابتدا در مرزدانه‌های فریت (GBA) تشکیل می‌شود و سپس به صورت صفحات Widmanstätten (WA) و آستنیت درون دانه‌ای (IGA) رشد می‌کند. همچنین، بازگرم‌سازی و نفوذ حرارت موجب شکل‌گیری آستنیت ثانویه در نواحی مختلف می‌شود. نسبت فریت به آستنیت در فلز جوش به ترکیب شیمیایی فلز پرکننده، ورودی حرارت و نرخ سرد شدن وابسته است. افزایش ورودی حرارت باعث کاهش نرخ سرد شدن و افزایش زمان لازم برای تشکیل آستنیت می‌شود که در نتیجه درصد آستنیت در فلز جوش افزایش می‌یابد که با نتایج پژوهش های دیگر تطابق دارد [12].




**شکل 3 تصویر نوری اتصالات GTAW الف)ولتاژ 1 ب) ولتاژ +10 ج)افزایش شدت جریان به 80 آمپر**

با مقایسه دو نمونه اول که جریان ورودی ثابت بود، مشاهده شد که نمونه‌ای با ورودی حرارت بالاتر دارای آستنیت بیشتری در فلز جوش است، در حالی که نمونه با نرخ سرد شدن بالاتر، آستنیت بیشتری در مرزدانه‌ها دارد. نمونه سوم که جریان ورودی در آن افزایش یافته بود، آستنیت درون دانه‌ای بیشتری تشکیل شد که ناشی از کاهش نرخ سرد شدن و نفوذ حرارت بالاتر است. اندازه متوسط HAZ برای نمونه‌های 1 تا 3 به ترتیب حدود 210، 110 و 90 میکرون اندازه‌گیری شد که نشان می‌دهد افزایش ورودی حرارت سبب گسترش HAZ می‌شود و کاهش ورودی حرارت یا افزایش سرعت سرد شدن، این ناحیه را باریک‌تر می‌کند.

برای هر پاس جوش در فرایند جوشکاری GTAW می‌توان با استفاده از مقادیر شدت جریان، ولتاژ و سرعت جوشکاری انجام شده برای هریک از نمونه‌های مورد بررسی که در بخش قبلی ذکر شده‌است، با استفاده از رابطه زیر حرارت ورودی را محاسبه کرد[13]:

$$H.I = \eta * \frac{I*V*60}{S*1000}$$

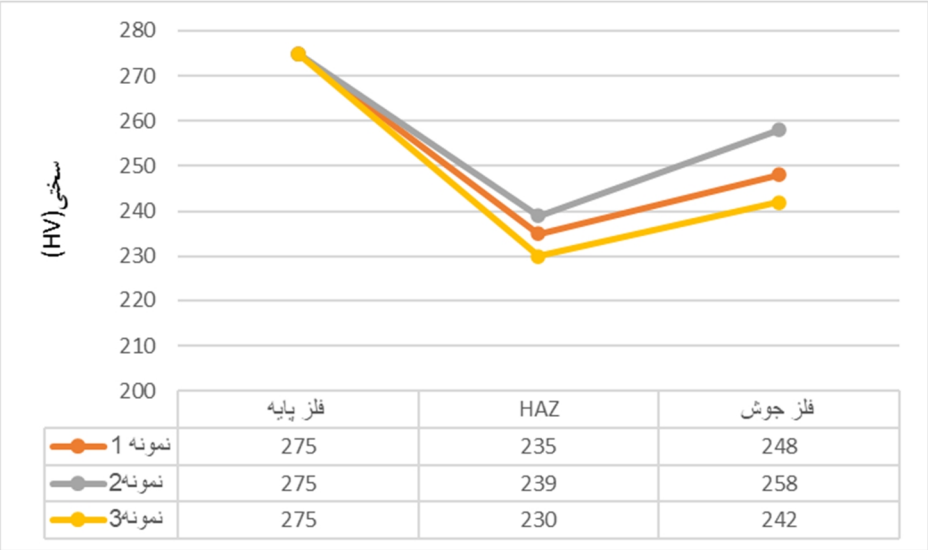
در این رابطه η بازده قوس(که 0/ 7 نظر گرفته شد)، I شدت جریان ورودی بر حسب آمپر ، V ولتاژ بر حسب ولت و S سرعت جوشکاری بر حسب میلی‌متر بر دقیقه ( 10در نظر گرفته شده است) می‌باشد. بر اساس میانگین پارامترهای مختلف برای هریک از نمونه‌ها ، میزان متوسط حرارت ورودی بر حسب کیلو ژول بر میلی‌متر برای هریک از نمونه محاسبه شد و نتایج آن در جدول شماره 2 قابل مشاهده می باشد.

**جدول 2 مقادیر حرارت ورودی نمونه‌های جوشکاری شده با استفاده از فرایند GTAW**

| نمونه ها | حرارتی ورودی (KJ/mm) |
|---|---|
| نمونه 1 | 2/60 |
| نمونه 2 | 0/26 |
| نمونه 3 | 3/36 |

تحلیل ریزساختار جوش نشان داد که سه نوع آستنیت در فلز جوش تشکیل شده است. ابتدا آستنیت مرزدانه‌ای (GBA) در مرز دانه‌های فریت ظاهر می‌شود و در نمونه‌هایی با ورودی حرارت کمتر برجسته‌تر است. صفحات آستنیت به سبک Widmanstätten (WA) از مرزهای GBA به سمت داخل دانه‌ها رشد می‌کنند و در نمونه‌هایی که ورودی حرارت بیشتری نسبت به نمونه دوم داشتند، قابل مشاهده هستند. در نهایت، آستنیت درون دانه‌ای (IGA) در داخل دانه‌های فریت شکل می‌گیرد و نمونه‌ای با بیشترین ورودی حرارت و کمترین نرخ سرد شدن بیشترین میزان IGA را نشان می‌دهد. افزایش ورودی حرارت و کاهش نرخ سرد شدن، موجب رشد بیشتر فریت و آستنیت ثانویه، افزایش نفوذ حرارت و احتمال تشکیل ترکیبات بین‌فلزی می‌شود. بنابراین، کنترل دقیق ولتاژ و جریان ورودی برای دستیابی به ریزساختار بهینه و حفظ تعادل فازها ضروری است.

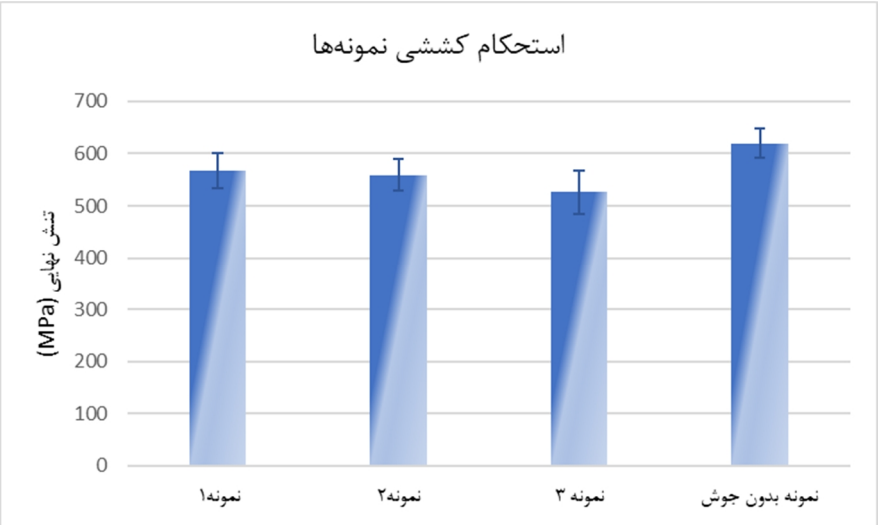
سختی نمونه‌های جوشکاری شده از مرکز جوش تا HAZ و فلز پایه اندازه‌گیری شد که در شکل 4 قابل مشاهده است. متوسط سختی فلز پایه حدود275HV بود. نتایج نشان داد که نمونه‌هایی با ورودی حرارت کمتر و نرخ سرد شدن بالاتر، سختی بالاتری دارند. این امر ناشی از رشد بیشتر فاز فریت و افزایش تنش‌های باقیمانده در ناحیه جوش و HAZ است. افزایش ورودی ولتاژ در جریان ثابت سبب افزایش حرارت و رشد فاز فریت شد و سختی نمونه را افزایش داد. در مقابل، افزایش شدت جریان ورودی سبب کاهش سختی شد که این کاهش به دلیل کاهش درصد فریت در فلز جوش و افزایش نفوذ حرارت است. این نتایج با مطالعات قبلی مطابقت دارد که نشان می‌دهند فاز فریت سخت‌تر از آستنیت است و افزایش حجم فریت در جوش، سختی کل ناحیه HAZ و فلز جوش را افزایش می‌دهد.




**شکل 4 تغییرات سختی در منطقه جوش نمونه‌های اتصال داده شده**

براساس آزمون کشش مطابق ASTM E8، مقاومت نهایی کششی ورق پایه حدود 620 MPa، طبق شکل 5، بود و نمونه‌های جوشکاری شده مقاومت کمی پایین‌تر نشان دادند. در مقایسه نمونه‌های 1 و 2، افزایش ولتاژ ورودی باعث کاهش مقاومت نهایی شد، بنابراین نمونه‌ای که ولتاژ پایین‌تری داشت مقاومت بالاتری نشان داد. نمونه 1 به دلیل نرخ سرد شدن بالاتر شکل‌پذیری بیشتری داشت. بررسی نمونه‌های 1 و 3 نشان داد که

افزایش جریان ورودی موجب کاهش مقاومت کششی نهایی شد، که این کاهش ناشی از کاهش درصد فریت در فلز جوش به دلیل افزایش ورودی حرارت است.




**شکل5 استحکام کششی کلیه نمونه‌های مورد بررسی در پژوهش**

نتایج نشان می‌دهند که ورودی حرارت و نرخ سرد شدن تاثیر مستقیمی بر رشد فازها، سختی و خواص مکانیکی جوش دارند. درصد فریت بالاتر باعث افزایش سختی و مقاومت کششی می‌شود و تغییرات ولتاژ و جریان ورودی، علاوه بر تاثیر بر HAZ، بر توزیع فازها و خواص مکانیکی نیز اثرگذار هستند. بنابراین، برای دستیابی به خواص بهینه در جوشکاری فولاد دوفازی 2205، تنظیم دقیق پارامترهای ولتاژ و جریان ورودی ضروری است.

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

در این پژوهش به بررسی تاثیر پارامتر ورودی ولتاژ و شدت جریان برریزساختار و خواص مکانیکی اتصال GTAW فولاد دوفازی 2205 پرداخته شد که نتایج به شرح ذیل می‌باشد:

1. افزایش ورودی حرارت باعث کاهش نرخ سرد شدن می‌شود که منجر به رشد بیشتر فاز آستنیت ثانویه و صفحات Widmanstätten و افزایش اندازه HAZ می‌گردد. نمونه‌هایی با ورودی حرارت کمتر، HAZ باریک‌تر و سختی بالاتری نشان دادند، در حالی که نمونه‌های با ورودی حرارت بالاتر، ریزساختار غنی‌تر از فریت و آستنیت و گسترده‌تر شدن ناحیه متاثر از حرارت دارند.

2. فاز فریت سخت‌تر از آستنیت است و افزایش حجم فریت و تنش‌های باقیمانده باعث افزایش سختی در ناحیه جوش و HAZ می‌شود. افزایش ولتاژ ورودی در جریان ثابت، با افزایش ورودی حرارت سبب رشد فاز فریت و افزایش سختی شد، در حالی که افزایش شدت جریان ورودی باعث کاهش درصد فریت، کاهش سختی و کاهش مقاومت مکانیکی نمونه‌ها گردید.

3. مقاومت نهایی کششی نمونه‌های جوشکاری شده کمی پایین‌تر از فلز پایه بود. افزایش ولتاژ در جریان ثابت باعث کاهش مقاومت نهایی شد و نمونه‌هایی با جریان ورودی بیشتر نیز مقاومت کمتری نشان دادند که ناشی از کاهش درصد فریت و افزایش ورودی حرارت است.

4. پارامترهای ورودی جوشکاری GTAW نقش تعیین‌کننده‌ای در کنترل ریزساختار، توزیع فازها، سختی و مقاومت مکانیکی فولاد دوفازی 2205 دارند. تنظیم دقیق ولتاژ و جریان، امکان دستیابی به ریزساختار متعادل و خواص مکانیکی مطلوب را فراهم کرده و عملکرد نهایی قطعات جوشکاری شده در کاربردهای صنعتی را بهبود می‌بخشد.

**مراجع**

[1] M. M. Karimi and S. Kheirandish, "Comparison of Work Hardening Behaviour of Ferritic-Bainitic and Ferritic-Martensitic Dual Phase Steels", vol. 80, no. 2, 2009
[2] ] J. Olsson, M. Liljas: 60 Years of Duplex Stainless Steel Applications, Corrosion 94 Conf. Proc., 1994, Paper 395.
[3] Nowacki, J., and A. Łukojć. "Structure and properties of the heat-affected zone of duplex steels welded joints." *Journal of Materials Processing Technology* , Vol. 164, pp. 1074-1081, 2005.
[4] R. F. A. Jargelius, R. Blom, S. Hertzman, J. Linder: Stress Corrosion Cracking of Duplex Stainless Steels in Concentrated Chloride Environments, Duplex Stainless Steels 91' Conf. Proc., Vol. 1, pp. 21, 1991.
[5] Donik, Č., Kocijan, A., Mandrino, D., Paulin, I., Jenko, M., & Pihlar, B. " Initial oxidation of duplex stainless steel". *Applied Surface Science*, Vol. *255*(15), pp. 7056-7061, 2009.
[6] Sato, Y. S., T. W. Nelson, C. J. Sterling, R. J. Steel, and C-O. Pettersson. "Microstructure and mechanical properties of friction stir welded SAF 2507 super duplex stainless steel." *Materials Science and Engineering: A* , Vol. 397, pp. 376-384, 2005.
[7] Handbook, Welding. "Volume 2—Welding Processes Part 1." 2004.
[8] Parvathavarthini, N., Subbarao, R. V., Dayal, R. K., Khatak, H. S., & Kumar, S. " Elimination of intergranular corrosion susceptibility of cold-worked and sensitized AlSl 316 SS by laser surface melting". *Journal of materials engineering and performance*, Vol.*10*(1), pp. 5-13, 2001.
[9] Kutelu, B. J., Seidu, S. O., Eghabor, G. I., & Ibitoye, A. I. " Review of GTAW welding parameters". *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, Vol. *6*(05), pp.541, 2018.
[10] Nguyen, H.H., Vu, H.C., "Forming Limit Prediction of Anisotropic Aluminum Magnesium Alloy Sheet AA5052-H32 Using Micromechanical Damage Model", *J. of Materi Eng and Perform, Vol.* **29**, pp. 4677–4691, 2020.
[11] Sato, Y. S., Nelson, T. W., Sterling, C. J., Steel, R. J., & Pettersson, C. O. "Microstructure and mechanical properties of friction stir welded SAF 2507 super duplex stainless steel". *Materials Science and Engineering: A*, Vol. *397*(1-2), pp. 376-384, 2005.
[12] Alvarez-Armas, Iris. "Duplex stainless steels: brief history and some recent alloys." *Recent Patents on Mechanical Engineering* , Vol. 1.1, pp. 51-57, 2008.
[13] A. Urena, E. Otero, M.V. Utrilla, C.J. Munez , "Weldability of a 2205 duplex
stainless steel using plasma arc welding", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 182, pp. 624–631, 2007.

# تحلیل اثر به‌کارگیری مدیریت دانش بر مدیریت ریسک کیفیت جوش و ارتقای اثربخشی بازرسی جوش در پروژه‌های نفت، گاز و پتروشیمی

**محراب درخشان *[1]،**

[1]*مهندس محراب درخشان- بازرس ارشد، شرکت مهندسین مشاور قدس نیرو ؛Email mderakhshan@ghods-niroo

**چکیده**

پژوهش حاضر به بررسی اثر استقرار مدیریت دانش بر کاهش ریسک کیفیت جوش و ارتقای اثربخشی بازرسی‌ها در پروژه‌های **EPC** صنعت نفت و گاز پرداخته است. این مطالعه به‌صورت موردی و با رویکرد کیفی-کمی بر روی یک پروژه واقعی اجرا شد و با استفاده از داده‌های بازرسی غیرمخرب**(NDT)** ، گزارش‌های**Joint History** ، مصاحبه‌های نیمه‌ساختاریافته و پرسشنامه‌ها، اثرات مدیریت دانش بر فرآیند جوشکاری تحلیل گردید.

نتایج نشان می‌دهد که پیاده‌سازی گام‌های مدیریت دانش شامل شناسایی، مستندسازی، تحلیل، اشتراک‌گذاری و به‌کارگیری دانش سازمانی، باعث کاهش تدریجی عیوب جوش، تمرکز اقدامات اصلاحی بر عیوب بحرانی و کاهش زمان و هزینه تعمیرات شده است. تحلیل پارتو نشان داد که حدود ۸۰ درصد زمان و هزینه تعمیرات مربوط به تعداد محدودی از عیوب کلیدی است، که با تمرکز بر آن‌ها می‌توان به بهبود پایدار کیفیت و بهره‌وری دست یافت.

این مطالعه تأکید می‌کند که مدیریت دانش، با تبدیل تجربیات عملی به ابزارهای کاربردی مانند چک‌لیست‌ها و دستورالعمل‌ها، می‌تواند به‌طور مؤثر ریسک کیفیت جوش را کاهش دهد و یک چارچوب کاربردی برای بهبود فرآیندهای بازرسی و جوشکاری در پروژه‌های صنعتی فراهم کند.

**کلمات کلیدی:** مدیریت دانش، ریسک کیفیت جوش، بازرسی جوش، تضمین کیفیت، اتصالات جوشی، مدیریت ریسک و کنترل کیفیت جوش.

## مقدمه

فعالیت های مهندسی و ساخت و ساز در صنایع مهم مانند نفت، گاز و پتروشیمی همواره با تعهد به بالاترین سطوح ایمنی، قابلیت اطمینان و کیفیت همراه است.

در میان این فعالیت ها، فرآیند های اتصال دائم (جوشکاری) [8]و به دنبال آن بازرسی دقیق جوش ها [7]به عنوان ستون فقرات ساختارها و تجهیزات این صنایع نقش محوری ایفا می کنند. این عملیات فنی که نیازمند دقت فراتر از حد معمول هستند، کوچکترین نقص یا خطایی را بر نمی تابند: زیرا نتایج یک اتصال جوشی معیوب می تواند دامنه ای از عواقب وخیم از جمله خرابی های فاجعه بار تجهیزات، توقف های پرهزینه عملیاتی و به خطر افتادن جان نیروی انسانی را به همراه داشته باشد. [10] لذا مدیریت ریسک کیفیت جوش صرفاً یک الزام فنی نیست بلکه یک راهبرد راهبردی برای بقا و تداوم پروژه های انرژی محسوب می شود. [1]

با وجود توسعه و به روز رسانی استانداردها و افزایش سطح دانش و آگاهی، همچنان چالش هایی در حفظ کیفیت یکنواخت و کاهش خطاهای انسانی در فرآیند های جوشکاری و بازرسی وجود دارد. در این میان مدیریت دانش به عنوان یک چارچوب مدیریتی نوین با تمرکز بر خلق، اشتراک گذاری، ذخیره سازی و بکارگیری موثر دانش صریح و ضمنی سازمان، رویکردی نوید بخش برای مقابله با این ریسک ها ارائه داده است. [2] دانش حاصل از درس آموخته های پروژه های گذشته ، تجربه بازرسان ارشد و بهترین رویه های عملیاتی Best Practices، در صورت عدم مدیریت صحیح ، به آسانی از بین رفته و سازمان را مجدداً در معرض همان خطرات پیشین قرار می دهد.

[3] این پژوهش با درنظر گرفتن این اهمیت حیاتی، با هدف اصلی تحلیل اثر بکارگیری نظام مدیریت دانش بر فرآیند مدیریت ریسک کیفیت جوش و ارتقای اثربخشی بازرسی ها در پروژه های نفت، گاز و پتروشیمی انجام شده است.

در این پژوهش ما به دنبال این پرسش هستیم که چگونه استقرار یک ساختار نظام مند برای مدیریت دانش می تواند به طور مشخص ریسک های کیفی مرتبط با جوشکاری را کاهش داده و اطمینان از انطباق با مشخصات فنی را به سطحی بالاتر برساند. یافته های این تحقیق نشان میدهد که پیاده سازی مدیریت دانش نه تنها از طریق مستند سازی و انتقال تجارب، بلکه با بهبود مستمر مهارت ها و انطباق پذیری با استانداردهای اجرایی، نقشی تعیین کننده در تضمین کیفیت نهایی ایفا می کند. در نتیجه، نتایج این مطالعه بر لزوم بهره گیری از مدیریت دانش به عنوان یک راهبرد کلیدی و پیشگیرانه در سازمان های فعال در این صنعت تاکید دارد.

نوآوری اصلی این پژوهش در ارائه یک رویکرد یکپارچه برای بکارگیری نظام مدیریت دانش در فرآیند مدیریت ریسک کیفیت جوش نهفته است. برخلاف مطالعات پیشین که عمدتاً برجنبه های فنی جوشکاری یا کاربردهای کلی مدیریت دانش تمرکز داشته اند، این تحقیق با تمرکز بر استخراج و بکارگیری دانش ضمنی بازرسان و درس آموخته های پروژه ها، چارچوبی پیشگیرانه و کاربردی برای کاهش ریسک های کیفی و ارتقای اثر بخشی بازرسی در پروژه های نفت، گاز و پتروشیمی ارائه میدهد.

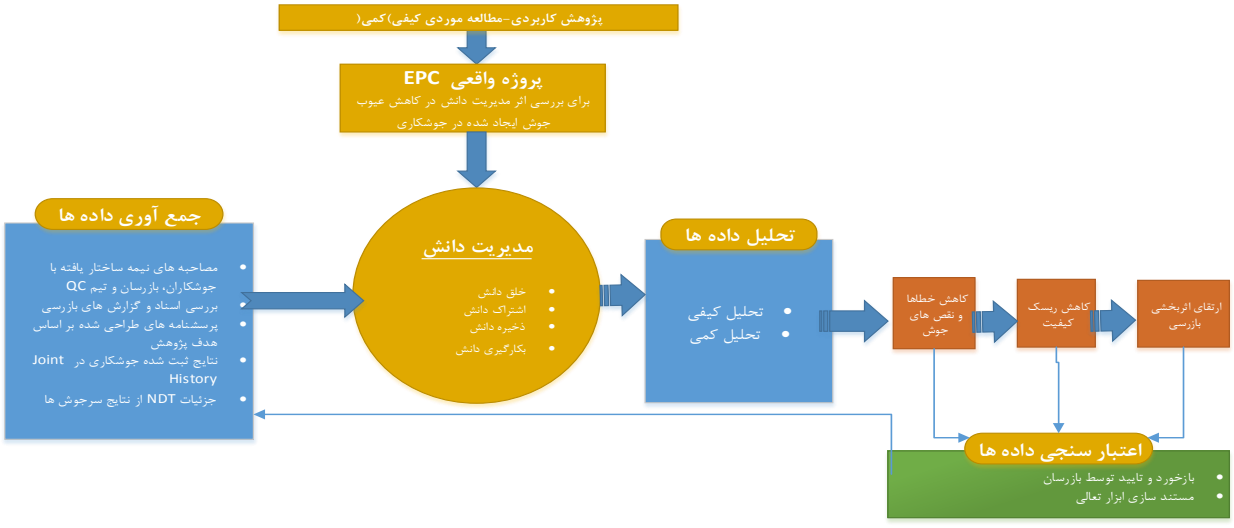
نوآوری این پژوهش در ارائه یک چارچوب یکپارچه مدیریت دانش مبتنی بر داده های واقعی بازرسی های (NDT)[1] و دانش ضمنی بازرسان برای مدیریت ریسک کیفیت جوش در پروژه های EPC[2] است که به صورت کمی اثر آن بر کاهش عیوب جوش و نیاز به تعمیرات نشان داده شده است.

## موادوروش پژوهش

### ۱- نوع و رویکرد پژوهش

مطابق با شکل ۱ در خصوص ارائه مدل مختص پژوهش حاضر از نظر هدف کاربردی و از نظر روش، مطالعه موردی با رویکرد (کیفی-کمی) است که بر روی پروژه واقعی EPC در صنعت نفت و گاز در طول چند سال انجام شده است. در این مطالعه با استفاده از مصاحبه های نیمه ساختار یافته، بررسی اسناد و گزارش های بازرسی، پرسشنامه های حقق ساخته و نتایج ثبت شده جوشکاری در Joint History کارگاه ها اثر بکارگیری مدیریت دانش بر کاهش ریسک کیفیت جوش و ارتقای اثر بخشی فرآیند های بازرسی مورد تحلیل قرار گرفته است.

**شکل (۱)**.مواد و روش پژوهش




[1] - Non- Destructive Testing
[2] - Engineering, Procurement, and Construction

## ۲- مورد مطالعه و محیط پژوهش

پروژه انتخاب شده شامل ساخت و نصب تجهیزات فرآیندی در یکی از صنایع نفت و گاز کشور بوده که تمامی فعالیت های جوشکاری و بازرسی تحت کنترل دقیق واحد های کنترل کیفیت و ایمنی پیمانکار و دستگاه نظارت انجام می گیرد. این پروژه به دلیل حجم بالای تعداد سرجوش رادیوگرافی شده (۳۶۳۵ سرجوش) نمونه ای مناسب برای بررسی اثر مدیریت دانش در کنترل ریسک کیفیت جوش است.
داده های جمع آوری شده در این پژوهش از نتایج گزارش های بازرسی NDT به روش رادیوگرافی با اشعه گاما بوده که در کل از ۳۶۳۵ سرجوش تعداد ۲۷۰۷ سرجوش ACC[3]، ۴۹۲ سرجوش RP[4]، ۲۵۸ سرجوش REM[5]، ۲۴۲ سرجوش RS[6]، ۱۳۸ سرجوش RWE[7] و ۳۶ سرجوش بازرسی چشمی اعلام شده است. (مطابق جدول شماره ۱)
در مجموع، ترکیب روش‌های آماری[11] آزمون‌های غیرمخرب[12] تحلیل ریسک و مدیریت دانش و کیفیت[13] پایه‌ای علمی برای بهبود فرآیندهای جوشکاری و کاهش ریسک کیفیت [15]فراهم می‌کند و چارچوب پژوهش حاضر نیز بر همین مبنا شکل گرفته است.
هدف این پژوهش، بررسی و تحلیل اثر استقرار مدیریت دانش بر فرآیند مدیریت ریسک کیفیت جوش و ارتقای اثربخشی بازرسی ها در پروژه های نفت، گاز و پتروشیمی است. تلاش شده است تا با شناسایی ریسک های کیفی اصلی و تبیین نقش خلق، تسهیم و بکارگیری دانش سازمانی، چارچوبی کاربردی برای کاهش خطاهای انسانی و افزایش انطباق با الزامات فنی ارائه شود.
پژوهش حاضر از نظر هدف کاربردی و از نظر روش، مطالعه موردی با رویکرد (کیفی-کمی) است که بر روی پروژه واقعی EPC در صنعت نفت و گاز در طول چند سال انجام شده است. در این مطالعه با استفاده از مصاحبه های نیمه ساختار یافته، بررسی اسناد و گزارش های بازرسی، پرسشنامه های حقق ساخته و نتایج ثبت شده جوشکاری در Joint History کارگاه ها اثر بکارگیری مدیریت دانش بر کاهش ریسک کیفیت جوش و ارتقای اثر بخشی فرآیند های بازرسی مورد تحلیل قرار گرفته است.
پروژه انتخاب شده شامل ساخت و نصب تجهیزات فرآیندی در یکی از صنایع نفت و گاز کشور بوده که تمامی فعالیت های جوشکاری و بازرسی تحت کنترل دقیق واحد های کنترل کیفیت و ایمنی پیمانکار و دستگاه نظارت انجام می گیرد. این پروژه به دلیل حجم بالای تعداد سرجوش رادیوگرافی شده (۳۶۳۵ سرجوش) نمونه ای مناسب برای بررسی اثر مدیریت دانش در کنترل ریسک کیفیت جوش است.

## ۳- گردآوری داده ها و نتایج بازرسی NDT

داده های جمع آوری شده در این پژوهش از نتایج گزارش های بازرسی NDT به روش رادیوگرافی با اشعه گاما بوده که در کل از ۳۶۳۵ سرجوش تعداد ۲۷۰۷ سرجوش ACC، ۴۹۲ سرجوشRP، ۲۵۸ سرجوش REM، ۲۴۲ سرجوش RS، ۱۳۸ سرجوش RWE و ۳۶ سرجوش بازرسی چشمی اعلام شده است. (مطابق جدول شماره ۱)

**جدول (۱)**. نتایج گزارش های بازرسی **NDT**

| ردیف | تعداد (سرجوش) | شرح |
|---|---|---|
| ۱ | ۲۷۰۷ | تعداد سروش هایی که ACC شده اند |
| ۲ | ۴۹۲ | تعداد سروش هایی که RP شده اند |
| ۳ | ۲۵۸ | تعداد سرجوش های REM شده |
| ۴ | ۲۴۲ | تعداد سرجوش های RS شده |
| ۵ | ۲۳۸ | تعداد سرجوش های RR شده |
| ۶ | ۱۳۸ | تعداد سرجوش های REW شده |
| ۷ | ۳۶ | تعداد سرجوش های REW شده |

[3] - Accept
[4] - Repair
[5]- Re weld Metal
[6] -Reshoot
[7] - Re Weld

طبق روش اجرایی تصویب شده NDT پروژه استاندارد مرجع تفسیر عیوب استاندارد ASME B31.3[۸] بوده که بر این اساس مطابق با محدوده پذیرش عیوب جوش توسط مفسر عوامل نظارت کارگاهی شناسایی و نتایج در گزارش پرتونگاری ثبت و در فایل Joint History قابل بهره گیری میباشد.

### ۴- عیوب جوش و نرمال سازی داده ها

براساس جدول (۲) عیوبی که از محدوده پذیرش استانداردی عدول کرده بر حسب تعداد مشخص میباشد که این تعداد نتیجه کلی و پایان پروژه میباشد.

**جدول (۲)**.عیوب اعلام شده در گزارش های بازرسی **NDT**

| ردیف | تعداد (سرجوش) | عیب |
|---|---|---|
| ۱ | ۴۶ | **RECAP** |
| ۲ | ۲۰ | **B.T** |
| ۳ | ۳۱ | **CP** |
| ۴ | ۲۲ | **PIN HOLE** |
| ۵ | ۱۶ | **CAP LOF** |
| ۶ | ۹۷ | **IF** |
| ۷ | ۵۱ | **IU** |
| ۸ | ۴۴ | **RC** |
| ۹ | ۵ | **COLD WELD** |
| ۱۰ | ۱۷ | **WORM HOLE** |
| ۱۱ | ۲۹ | **POROSITY** |
| ۱۲ | ۸ | **IFD** |
| ۱۳ | ۲۷ | **ROOT POR RESTAR** |
| ۱۴ | ۳ | **ISI** |
| ۱۵ | ۲۵ | **LOP** |
| ۱۶ | ۷ | **UNDERFILL** |
| ۱۷ | ۳۴ | **SL** |
| ۱۸ | ۴ | **REBACK WELD** |

با توجه به تفاوت در حجم تولید دوره ای مختلف در نتیجه جلوگیری از ابهام انجام تحلیل درست طبق فرمول عیب ها در ۱۰۰۰ سرجوش نرمال سازی گردید.

$$\text{نرخ عیب} = \frac{\text{تعداد عیب}}{\text{تعداد سرجوش}} \times 1000$$

فرمول(۱). محاسبه نرخ عیب در ۱۰۰۰ سرجوش

[۸]- **ASME B31.3**یک استاندارد بین‌المللی است که توسط **انجمن مهندسان مکانیک آمریکا (ASME)** منتشر می‌شود و مربوط به **لوله‌کشی فرآیندی (Process Piping)**می‌باشد.

## ۵- چارچوب و مراحل اجرای مدیریت دانش

برای کاهش عیوب جوش در پروژه مورد مطالعه، ساز و کارهای مدیریت دانش به شکل ساختارمند و چند مرحله ای مطابق شکل (۲) اجرا شد:

### ۵-۱- شناسایی دانش (Knowledge Identification):

شامل انواع عیوب جوش که به همراه داده های بازرسی NDT که در جدول شماره (۲) ذکر شده به همراه تجارب بازرسین و تیم QC[۹] انجام شده می باشد. در این مرحله دانش حیاتی شامل اطلاعات صریح (چک لیست ها، استانداردها) و ضمنی (تجربیات عملی و نکات فنی) شناخته می شود.

### ۵-۲- جمع آوری و مستند سازی (Knowledge Capture & Documentation):

شامل ثبت نتایج NDT در فایل Joint History، طراحی چک لیست های پیشگیرانه و مستند سازی درس آموخته ها و تجربیات پروژه های گذشته می باشد. در این مرحله پایگاه دانش متمرکز شامل داده ها و تجربیات عملی برای استفاده آینده گان ایجاد میگردد.

### ۵-۳- تحلیل و سازماندهی دانش (Knowledge Analysis & Organization):

شامل تحلیل روند کاهش عیوب (نمودارهای روند نزولی)، تحلیل پارتو براساس زمان و هزینه تعمیرات و تحلیل علت ریشه ایی RCA برای عیوب بحرانی می باشد. در این مرحله عیوب بر اساس اهمیت، ریسک و هزینه برای تمرکز اقدامات اصلاحی دسته بندی می شود.

### ۵-۴- اشتراک گذاری دانش (Knowledge Sharing):

شامل برگزاری و تشکیل جلسات طوفان فکری با حضور بازرسین و تیم QC و انتشار چک لیست ها و دستورالعمل ها بین تیم ها می باشد. در این مرحله دانش ضمنی و صریح بین اعضای تیم منتقل و یادگیری سازمانی ایجاد میگردد.

### ۵-۵- یادگیری و استفاده عملی (Knowledge Application):

شامل استفاده از چک لیست ها پیش از عملیات جوشکاری، نحوه کاربردی نظارت بر پارامترهای کلیدی مانند جریان، سرعت، پیش گرم و پس گرم و اجرای اصلاحات و اقدامات پیشگیرانه بر اساس داده ها می باشد. در این مرحله با کاهش عیوب، افزایش کیفیت جوش، کاهش زمان و هزینه تعمیرات بکار برده می شود.

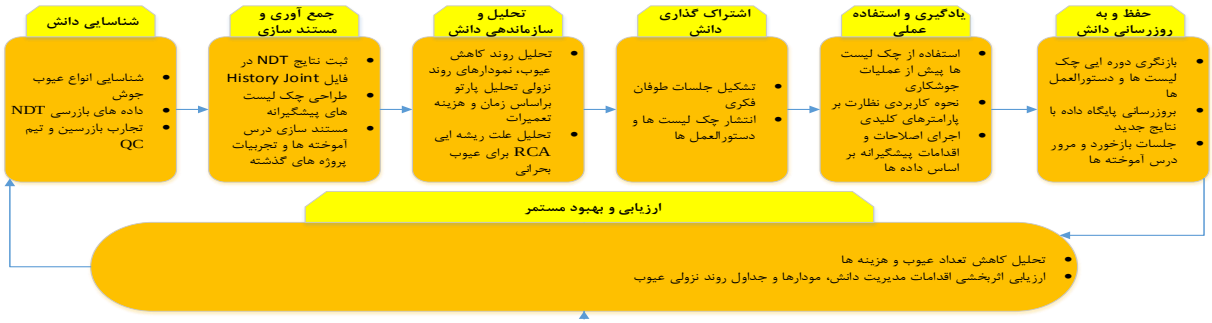
### ۵-۶- حفظ و به روزرسانی دانش (Knowledge Retention & Updating):

شامل بازنگری دوره ایی چک لیست ها و دستورالعمل ها، بروزرسانی پایگاه داده با نتایج جدید و جلسات بازخورد و مرور درس آموخته ها می باشد. در این مرحله در دسترس بودن همیشگی دانش به روز و جلوگیری از بین رفتن تجربیات اطمینان حاصل می گردد.

### ۵-۷- ارزیابی و بهبود مستمر (Knowledge Evaluation & Continuous Improvement):

شامل تحلیل کاهش تعداد عیوب و هزینه ها و ارزیابی اثربخشی اقدامات مدیریت دانش (نمودارها و جداول روند نزولی عیوب) میباشد. در این مرحله به تأثیر مدیریت دانش در بهبود کیفیت، کاهش ریسک و ارتقای اثربخشی بازرسی مورد بررسی و ارزیابی قرار میگیرد.

**شکل (۲).گام های مدیریت دانش**




[۹]- Quality Control

### ۶- پایش دوره ای و تحلیل روند عیوب

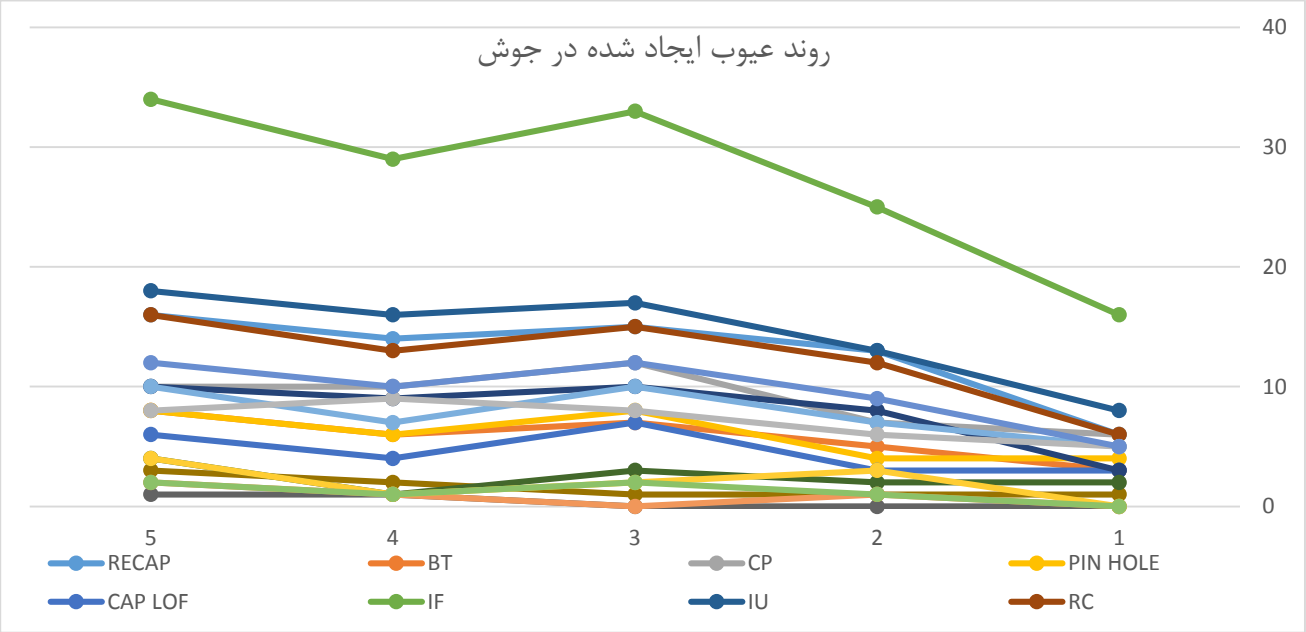
نتایج عیوب جوش در بازرسی به روش پرتونگاری (Radiography) در بازه‌های حدود ۵۰۰ ، ۷۰۰ ، ۶۰۰ ، ۱۲۰۰ سرجوش و دوره نهایی (کل ۳۶۳۵ سرجوش) که بر اساس نرخ عیب معادل ۱۰۰۰ سرجوش (فرمول ۱) ارزیابی شد. پس از تحلیل اولیه جلسه‌ای طوفان فکری با حضور پنج نماینده خبره فنی برگزار و برای هر نوع عیب، چک‌لیست پیشگیرانه طراحی و اجرا گردید. روند کاهش نیاز به تعمیرات درجدول (۳) و نمودار (۱) ارائه شده است.

**جدول (۳)**.روند عیوب مشاهده شده در دوره های پایش پس از مدیریت دانش

| ردیف | دوره آخر (۳۶۳۵ سرجوش) | دوره چهارم (۳۰۰۰ سرجوش) | دوره سوم (۱۸۰۰ سرجوش) | دوره دوم (۱۲۰۰ سرجوش) | دوره اول (۵۰۰ سرجوش) | عیب |
|---|---|---|---|---|---|---|
| ۱ | ۴۶ | ۴۲ | ۲۷ | ۱۸ | ۸ | RECAP |
| ۲ | ۲۰ | ۱۸ | ۱۲ | ۸ | ۴ | B.T |
| ۳ | ۳۱ | ۲۷ | ۱۹ | ۱۲ | ۵ | CP |
| ۴ | ۲۲ | ۱۹ | ۱۳ | ۸ | ۴ | PIN HOLE |
| ۵ | ۱۶ | ۱۴ | ۱۰ | ۶ | ۳ | CAP LOF |
| ۶ | ۹۷ | ۸۷ | ۵۷ | ۳۷ | ۱۷ | IF |
| ۷ | ۵۱ | ۴۶ | ۳۰ | ۲۰ | ۹ | IU |
| ۸ | ۴۴ | ۴۰ | ۲۶ | ۱۷ | ۸ | RC |
| ۹ | ۵ | ۵ | ۳ | ۲ | ۱ | COLD WELD |
| ۱۰ | ۱۷ | ۱۵ | ۱۰ | ۷ | ۳ | WORM HOLE |
| ۱۱ | ۲۹ | ۲۷ | ۱۷ | ۱۱ | ۵ | POROSITY |
| ۱۲ | ۸ | ۷ | ۵ | ۳ | ۲ | IFD |
| ۱۳ | ۲۷ | ۲۴ | ۱۶ | ۱۰ | ۵ | ROOT POR RESTAR |
| ۱۴ | ۳ | ۳ | ۲ | ۲ | ۱ | ISI |
| ۱۵ | ۲۵ | ۲۲ | ۱۵ | ۱۰ | ۴ | LOP |
| ۱۶ | ۷ | ۷ | ۴ | ۳ | ۲ | UNDERFILL |
| ۱۷ | ۳۴ | ۳۱ | ۲۰ | ۱۳ | ۶ | SL |
| ۱۸ | ۴ | ۴ | ۳ | ۲ | ۱ | REBACK WELD |

همانطور که در نمودار ۱ مشاهده می‌شود، اجرای چک‌لیست‌های پیشگیرانه و اقدامات مدیریت دانش، باعث کاهش تدریجی تعداد عیوب جوش شده است. روند نزولی واضح تعداد عیوب نشان‌دهنده اثربخشی این اقدامات در بهبود کیفیت جوش و کاهش نیاز به تعمیرات است.

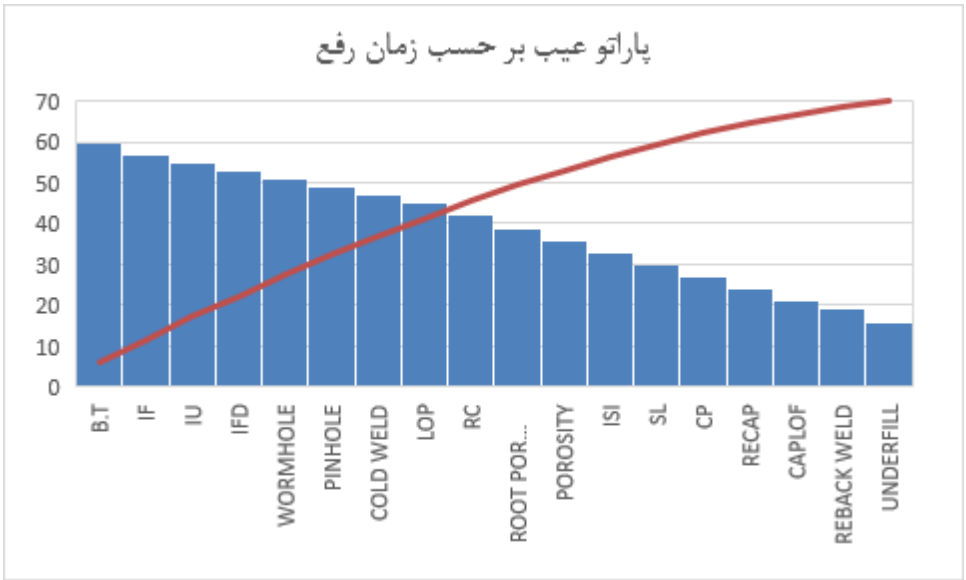
**نمودار (۱)**.کاهش تدریجی تعدادعیوب




### ۷- تحلیل پارتو زمان و هزینه تعمیرات

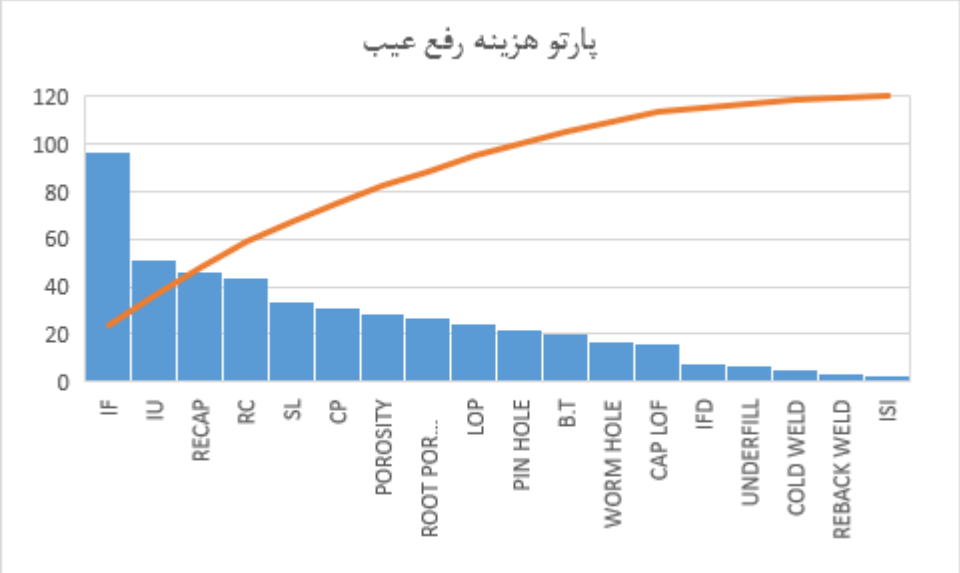
به منظور شناسایی عیوب بحرانی، تحلیل پارتو بر اساس زمان صرف شده برای رفع عیب انجام شد. مجموع زمان ثبت شده ۷۵۴ دقیقه/سانتی متر بوده و ۱۰ عیب نخست شامل B.T، IF، IU، IFD، WORM HOLE، PIN HOLE، COLD WELD، LOP، RCو ROOT POR RESTAR حدود ۶۹ درصد از کل زمان را به خود اختصاص داده اند که با افزودن POROSITY و ISI سهم تجمعی به حدود ۸۰ درصد می رسد. این نتایج مؤید اصل ۸۰/۲۰ پارتو است و نشان میدهد تمرکز اقدامات اصلاحی بر این عیوب کلیدی می توان به کاهش قابل توجه زمان دوباره کاری شود.

**نمودار (۱۰)**.نمودار پاراتو درصد زمان صرف رفع عیب در جوش



همچنین تحلیل پارتو هزینه تعمیرات در هر سانتیمتر عیب (نمودار ۱۱) نشان داد عیوب IF, RC و IU بیشترین سهم هزینه را دارند و تمرکز بر این عیوب از طریق اجرای RCA با تکنیک Why-Why می توان بیشترین صرفه جویی مالی و اثربخشی در کوتاه ترین زمان را به همراه داشته باشد.

**نمودار (۱۱)**.نمودار پاراتو هزینه صرف شده رفع عیب در یک سانتیمتر




**نتایج و بحث**

پژوهش حاضر با هدف بررسی اثر استقرار مدیریت دانش بر کاهش ریسک کیفیت جوش و ارتقای اثربخشی فرآیندهای بازرسی در پروژه‌های EPC صنعت نفت و گاز انجام شد. در این راستا، با استفاده از داده‌های واقعی حاصل از بازرسی غیرمخرب به روش رادیوگرافی بر روی ۳۶۳۵ سرجوش و بهره‌گیری از دانش ضمنی بازرسان و کارشناسانQC ، یک چارچوب ساختارمند مدیریت دانش طراحی و در محیط واقعی پروژه پیاده‌سازی گردید.

نتایج حاصل از تحلیل داده‌ها نشان داد که اجرای گام‌به‌گام مدیریت دانش، منجر به کاهش تدریجی و پایدار تعداد عیوب جوش در تمامی دوره‌های پایش شده است. به‌ویژه عیوب پرتکرار و بحرانی نظیرIF ، IUو RC که بیشترین سهم را در زمان و هزینه دوباره‌کاری داشتند، پس از استقرار چک‌لیست‌های پیشگیرانه و انتقال نظام‌مند تجربیات خبرگان، کاهش معناداری را تجربه کردند. این یافته‌ها بیانگر آن است که تبدیل دانش ضمنی به دانش صریح و به‌کارگیری آن در فعالیت‌های روزمره جوشکاری، نقش مؤثری در بهبود کیفیت و کاهش خطاهای انسانی ایفا می‌کند.

تحلیل پارتو زمان و هزینه تعمیرات نیز نشان داد که حدود ۸۰ درصد منابع صرف‌شده برای رفع عیوب، به تعداد محدودی از آن‌ها اختصاص دارد. این نتیجه، کارایی رویکرد مدیریت دانش را در اولویت‌بندی اقدامات اصلاحی و تمرکز منابع بر عیوب بحرانی تأیید می‌کند و نشان می‌دهد که مدیریت دانش می‌تواند به‌عنوان ابزاری مؤثر در مدیریت ریسک کیفیت و بهینه‌سازی هزینه‌ها و زمان پروژه مورد استفاده قرار گیرد.

بر اساس نتایج این پژوهش، می‌توان نتیجه گرفت که استقرار یک سیستم مدیریت دانش ساختارمند در حوزه جوشکاری، علاوه بر بهبود شاخص‌های فنی کیفیت، موجب ارتقای اثربخشی بازرسی‌ها، کاهش دوباره‌کاری، افزایش انطباق با الزامات استانداردی و در نهایت کاهش

ریسک‌های کیفی پروژه می‌شود. نوآوری اصلی این مطالعه در تلفیق داده‌های واقعی NDT با دانش ضمنی خبرگان و تبدیل آن به ابزارهای اجرایی پیشگیرانه است که اثر آن به‌صورت کمی در محیط واقعی پروژه نشان داده شده است.

از منظر کاربردی، نتایج نشان می‌دهد مدیران پروژه و واحدهای کنترل کیفیت می‌توانند با بهره‌گیری از چارچوب پیشنهادی این پژوهش و بدون نیاز به سرمایه‌گذاری‌های سنگین، از طریق طراحی چک‌لیست‌های پیشگیرانه، مستندسازی درس‌آموخته‌ها و ایجاد چرخه بازخورد مستمر، به بهبود قابل توجه کیفیت جوش و کاهش هزینه‌ها و زمان دوباره‌کاری دست یابند. این رویکرد قابلیت ادغام با سیستم‌های مدیریت کیفیت و ایمنی موجود در پروژه‌های صنعتی را دارد.

با وجود دستاوردهای به‌دست‌آمده، این پژوهش با محدودیت‌هایی همراه بوده است. تمرکز مطالعه بر یک پروژه EPC و استفاده از روش RTبه‌عنوان روش اصلی بازرسی، تعمیم‌پذیری نتایج را تا حدودی محدود می‌کند. همچنین بخشی از داده‌های کیفی مبتنی بر تجربیات افراد بوده که می‌تواند تحت تأثیر قضاوت‌های شخصی قرار گیرد.

بر این اساس، پیشنهاد می‌شود در پژوهش‌های آتی، چارچوب ارائه‌شده در پروژه‌های متنوع‌تر و با استفاده از سایر روش‌های NDT نظیر UT، PTو MT مورد ارزیابی قرار گیرد. همچنین به‌کارگیری ابزارهای هوشمند تحلیل داده‌ها و روش‌های داده‌کاوی می‌تواند به شناسایی الگوهای پنهان عیوب و ارتقای بیشتر اثربخشی مدیریت دانش کمک کند. توسعه سیستم‌های یکپارچه مدیریت دانش مبتنی بر فناوری اطلاعات و پیوند آن با پایگاه‌های داده بازرسی نیز می‌تواند زمینه‌ساز بهبود مستمر کیفیت در پروژه‌های آتی باشد.

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

این پژوهش نشان داد که استقرار مدیریت دانش در پروژه‌های EPC صنعت نفت و گاز، نقش مؤثری در کاهش ریسک کیفیت جوش و افزایش اثربخشی بازرسی‌ها دارد. با ترکیب داده‌های واقعی NDT و دانش ضمنی خبرگان، چارچوبی ساختارمند شامل شناسایی، مستندسازی، اشتراک‌گذاری و به‌کارگیری درس‌آموخته‌ها طراحی و اجرا شد.

نتایج حاکی از کاهش تدریجی عیوب جوش در دوره‌های پایش مختلف بود، به‌ویژه عیوب بحرانی که بیشترین سهم را در زمان و هزینه تعمیرات داشتند. تحلیل پارتو نشان داد که تمرکز اقدامات بر این عیوب کلیدی می‌تواند بیشترین اثربخشی را در کاهش دوباره‌کاری و افزایش بهره‌وری فرآیند جوشکاری به همراه داشته باشد.

در مجموع، یافته‌ها تأکید می‌کنند که مدیریت دانش، با تبدیل تجربیات عملی به ابزارهای اجرایی نظیر چک‌لیست‌ها، می‌تواند بهبود پایدار کیفیت جوش و کاهش ریسک‌های کیفی پروژه را بدون نیاز به سرمایه‌گذاری‌های سنگین فراهم کند و به یک اهرم کلیدی در موفقیت پروژه‌های صنعتی تبدیل شود.

## تقدیر و تشکر

از همکاری ارزشمند شرکت مهندسین مشاور قدس نیرو و تیم‌های کنترل کیفیت و بازرسی پروژه‌های نفت و گاز که با در اختیار گذاشتن داده‌ها و تجربیات خود ما را در انجام این پژوهش یاری کردند، صمیمانه سپاسگزاری می‌نماییم. همچنین قدردان راهنمایی‌ها و حمایت‌های علمی استادان و همکاران هستیم.

**ضمائم**

| جوش عیب | فارسی تعریف |
|---|---|
| RECAP | جوش اضافی یا پرکردن بیش از حد ناحیه اتصال که باعث برآمدگی یا ناهمواری سطح می‌شود. |
| B.T (Burn Through) | سوختن یا نفوذ کامل جوش از سطح به پشت قطعه که موجب ایجاد سوراخ یا ضعف در اتصال می‌شود. |
| CP (Cluster Porosity)) | تجمیع حفره‌های گازی یا تخلخل‌های ریز در جوش. |
| PIN HOLE | ایجاد حفره‌های کوچک و ریز در جوش، معمولاً ناشی از گاز محبوس شده یا تخلخل. |
| CAP LOF (Lack of Fusion in Cap) | عدم ذوب کامل فلز جوش با فلز پایه در بخش بالایی جوش. |
| IF (Incomplete Fusion) | عدم اتصال کامل بین فلز جوش و فلز پایه در کل ضخامت جوش. |
| IU (Internal or External Undercut) | وجود شیار یا فرورفتگی ناقص در لبه جوش(ریشه یا نما) که مقاومت مکانیکی را کاهش می‌دهد. |
| RC (Root Concavity) | فرو رفتگی یا کمبود فلز جوش در ریشه اتصال.(Root) |
| COLD WELD | جوش سرد، اتصال ناقص فلز جوش به فلز پایه به دلیل دمای پایین یا سرعت نامناسب جوشکاری. |
| WORM HOLE | حفره‌های طولی در جوش که شبیه کانال یا تونل هستند، معمولاً ناشی از تخلخل‌های داخلی. |
| POROSITY | ایجاد حفره‌های گازی یا تخلخل‌های ریز و پراکنده در جوش. |
| IFD (Incomplete Fusion at Deposit) | عدم ذوب کامل در لایه یا پاس خاص جوش، معمولاً در پاس میانی یا نهایی. |
| ROOT POR RESTART | عدم اتصال صحیح الکترود جوش به انتهای الکترود جوش شده قبلی |
| ISI | انسداد یا نقص داخلی جوش بوسیله یک ناخالصی که باعث کاهش یکپارچگی اتصال می‌شود. |
| LOP (Lack of Penetration) | نفوذ ناکافی جوش در کل ضخامت اتصال. |
| UNDERFILL | کم‌بود فلز جوش نسبت به سطح طراحی‌شده، باعث کاهش مقاومت اتصال. |
| SL (Slag Inclusion) | وجود سرباره یا ناخالصی‌های جامد در داخل جوش. |
| REBACK WELD | جوش اضافه یا تعمیر مجدد انجام شده برای اصلاح نقص در پشت پاس ریشه، که ممکن است سطح نامنظم ایجاد کند. |

## مراجع

1. ISPE Expert Xchange. "Integrating Knowledge Management and Quality Risk Management," ISPE Pharmaceutical Engineering, vol. 42, no. 4, 2022, pp. 35–45.
2. Ivanov, A. "Knowledge management for the risk management in quality management systems," International Journal of Advanced Engineering Research, vol. 10, no. 21, 2010, pp. 112–124.
3. PRST. "Knowledge as the Currency of Managing Risk: Uniting QRM and KM," PRST White Paper, vol. 1, 2020, pp. 1–22.
4. Journal of Knowledge Management, vol. 24, no. 3, 2020, pp. 1–15.
5. Knowledge Management Research & Practice, vol. 18, no. 2, 2020, pp. 75–88.
6. Journal of Risk Research, vol. 23, no. 7, 2020, pp. 877–895.
7. API. "API 577: Welding Inspection and Metallurgy for the Petroleum and Petrochemical Industry," American Petroleum Institute Standards, vol. 1, 2013, pp. 1–78.
8. ISO. "ISO 3834: Quality requirements for fusion welding of metallic materials," International Organization for Standardization, vol. 1, 2018, pp. 1–45.
9. AWS. "AWS D1.1/D1.1M: Structural Welding Code – Steel," American Welding Society Standards, vol. 1, 2020, pp. 1–150.
10. ASME. "ASME Section IX: Welding and Brazing Qualifications," American Society of Mechanical Engineers Standards, vol. 1, 2019, pp. 1–90.
11. "Statistical Quality Control (SQC) in Welding: Reducing Defects in Oil, Gas and Petrochemical Projects," International Journal of Mechanical, Industrial and Control Systems Engineering, vol. 12, 2023, pp. 45–58.
12. "Non-Destructive Testing (NDT) Techniques for Weld Defect Detection," IAEME International Journal of Welding Science, vol. 8, 2020, pp. 21–35.
13. "Application of FMEA in Welding Quality Management," Journal of Mechanical Engineering and Science, vol. 14, 2019, pp. 102–115.
14. "Online Monitoring and Machine Learning for Welding Quality Improvement," MDPI Applied Sciences, vol. 11, 2021, pp. 3305–3320.
15. "Welding Quality Management Systems (WQMC) in Advanced Industries," International Journal of Mechanical Engineering and Applications, vol. 3, 2015, pp. 12–25.

# جوشکاری لیزری کلاف های فولادی با لیزر فیبر ۱۰ کیلووات

محمدحسین رحیمی*[۱]، محمدجواد سبحانی[۱]، علی چهرقانی[۱]، مهدی شجاعی[۱]، رضا آزموده[۱]، سیفا... اسدالهی[۱]

[۱]مرکز ملی علوم و فنون لیزر ایران

* Mh.rahimi70@yahoo.com

**چکیده**

**امروزه استفاده از لیزر به‌عنوان یک فناوری پیشرفته روز به روز در حال افزایش است. به‌کارگیری لیزر به‌عنوان یک منبع حرارتی منحصر به فرد در جوشکاری یکی از کاربردهای مهم این فناوری در صنایع مختلف نظیر صنعت فولاد است. در خطوط تولید محصولات نورد سرد فولادی، جهت تضمین کیفیت و پیوستگی خط، فناوری جوشکاری لیزری از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. برای جوشکاری ورق‌های ضخیم فولادی با سرعت‌های بالا در این خطوط ناگزیر به استفاده از لیزرهای پرتوان و جوشکاری سوراخ کلیدی هستیم. طراحی، ساخت و پیاده‌سازی سامانه جوشکاری لیزر فیبر ۱۰ کیلووات در خط اسیدشویی بخش نورد سرد فولاد مبارکه اصفهان و جایگزینی آن با لیزر $CO_2$، توسط مرکز ملی علوم و فنون لیزر ایران انجام شده است. در این گزارش نتایج حاصل از جوشکاری طیف وسیعی از ورق‌های فولادی از ضخامت ۲ تا ۵.۳ میلی‌متر و با سرعت‌های بهینه ۴.۵ تا ۹ متر بر دقیقه ارائه شده است. جایگزینی گاز هلیوم با گاز آرگون جهت حفاظت از جوش، کاهش هزینه‌های مصرفی را در پی دارد. آزمون‌های متعددی نظیر آزمون اریکسون، مشاهده برخط ظاهر جوش و متالوگرافی مقاطع جوش جهت ارزیابی کیفیت جوش صورت پذیرفته است. نتایج حاصل بیانگر موفقیت سامانه جوش لیزر فیبری پُرتوان ازنظر پایداری و قابلیت جوشکاری خانواده‌های مختلف ورق‌های فولادی است.**

**کلمات کلیدی: جوشکاری لیزری، سوراخ کلیدی، لیزر فیبری پرتوان، ورق‌های ضخیم فولادی، نورد سرد**

## مقدمه

در خط تولید محصولات فولادی به روش نورد سرد، ورق‌های فولادی تولیدشده در فرایند نورد گرم پس از انجام اسید شویی آماده نورد سرد می‌شوند. در حین فرایند اسید شویی، پیوستگی خط جهت حفظ کیفیت یکسان ورق‌ها از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. به همین دلیل در ورودی خط اسید شویی، یک ماشین جوشکاری لیزری قرار گرفته است و ورق‌های فولادی را به‌صورت لب‌به‌لب جوشکاری می‌کند. در نهایت نوار پیوسته‌ای جهت اسیدشویی حاصل می‌شود [1].

با توجه به ویژگی‌های بارز جوشکاری لیزری نظیر چگالی توان بالا، سرعت بالای جوشکاری، وارد کردن حداقل گرمای ورودی به قطعه، ناحیه تحت تاثیر حرارت کم و کنترل‌پذیری بالا، استفاده از لیزر در صنایع مختلف ازجمله صنعت فولاد از چندین دهه پیش مورد توجه قرارگرفته است. شرکت‌های بزرگ لیزری نظیر TRUMPF که در زمینه تولید لیزرهای پرتوان سرآمد هستند، از مدت‌ها پیش با تولید لیزرهای پرتوان گازی $CO_2$ و همچنین لیزرهای دیسک نازک نقش پررنگی در جوشکاری لیزری در صنایع فولادسازی داشته‌اند.

جوشکاری لیزری برحسب شدت ایجادشده بر روی قطعه توسط لیزر به دو رژیم رسانشی[۱](کمتر از $10^6 w/cm^2$) و سوراخ کلیدی[۲] (بیشتر از $10^6 w/cm^2$) طبقه‌بندی می‌شود. از جمله مزایای فرایند جوشکاری لیزری سوراخ کلیدی برای دسترسی به عمق نفوذ و سرعت‌های بالا، گرمای ورودی کم به ماده، خط جوش نازک و ناحیه تحت تاثیر حرارت[۳] کم اشاره کرد. فرایند جوشکاری با استفاده از منابع لیزری فیبری و دیسک نازک، با

[1] Conduction laser welding
[2] Keyhole laser welding
[3] HAZ

چالش‌هایی نظیر وجود تخلخل[4]، برآمدگی[5]، فرورفتگی[6] سطح جوش و پاشش مواد مذاب[7] مواجه است. بنابراین مهندسی فرایند و بهینه‌سازی پارامترهای جوشکاری نظیر چگالی توان، سرعت و گپ، جهت دستیابی به جوش باکیفیت همواره از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است [۲].

جوشکاری سوراخ کلیدی به دلیل قابلیت بالا در جوشکاری فلزات ضخیم در صنایع مختلفی از جمله کشتی سازی،خودروسازی، هوافضا و به ویژه صنعت فولاد که به عنوان صنعت مادر، تامین کننده انواع محصولات مورد نیاز سایر صنایع است از اهمیت بالایی برخوردار است. در خطوط مختلف تولید ورق‌های فولادی ازجمله خط اسیدشویی و خط تاندم[8] جوشکاری لیزری سوراخ کلیدی برای اتصال کلاف‌های بزرگ فولادی و ایجاد پیوستگی در خط تولید به کار گرفته می‌شود [۳].

از ابتدای راه‌اندازی خط اسید شویی در بخش نورد سرد مجموعه فولاد مبارکه اصفهان، ماشین جوشکاری لیزری $CO_2$ به کار گرفته شده است. این لیزر با حداکثر توان ۱۲ کیلووات ساخت شرکت TRUMPF است که استفاده از آن با توجه به حساسیت‌های بالای تعمیر و نگهداری، هزینه زیاد گازهای مصرفی نظیر هلیوم، مصرف زیاد انرژی و بازدهی پایین و همچنین عدم پشتیبانی فنی تولیدکننده با چالش‌های زیادی روبرو است.

با توجه به مزایای استفاده از لیزرهای فیبری همچون انعطاف‌پذیری بالا در انتقال پرتو، عدم نیاز به تنظیمات اپتیکی، کاهش هزینه‌های تعمیر و نگهداری، راندمان و چگالی توان بالا، لیزر $CO_2$ موجود در مجموعه فولاد مبارکه با لیزر فیبری ۱۰ کیلووات ساخته‌شده توسط مرکز ملی علوم و فنون لیزر ایران جایگزین شده است. در این پژوهش نتایج حاصل از به‌کارگیری موفق سامانه جوش لیزر فیبری ۱۰ کیلووات در خط نورد سرد فولاد مبارکه اصفهان و جوشکاری ورق‌های فولادی مختلف در ضخامت‌های ۲ تا ۵.۳ میلی‌متر، با عرض کلاف ۱.۲ تا ۱.۵ متر و با سرعت‌های بهینه ارائه شده است. به‌منظور بررسی کیفیت جوش‌های انجام‌شده، آزمون اریکسون به‌عنوان آزمون استاندارد استحکام جوش در صنعت فولاد، انجام شده است. نفوذ کامل و کیفیت ظاهر جوش نیز به صورت برخط توسط دوربین‌های تعبیه‌شده بر روی ماشین جوش در قسمت کنترل موردبررسی قرار گرفته است. علاوه بر این آنالیزهای متالوگرافی جهت اطمینان از نفوذ کامل جوش و بررسی میکرو ساختاری ناحیه جوش انجام پذیرفته است.

## مواد و روش آزمایش

در بخش نورد سرد مجموعه فولاد مبارکه طیف وسیعی از ورق‌های فولادی در ابعاد مختلف مورد جوشکاری قرار می‌گیرند. این ورق‌ها عمدتا از خانواده فولادهای کم‌کربن[9] ، کربن متوسط[10] و فولادهای استحکام بالا[11] از خانواده SPFC و AHSS[12] ها هستند. در جدول (۱) ترکیب شیمیایی برخی از ورق‌های فولادی ارائه شده است. نمونه‌های ذکرشده در پرانتز از نظر ترکیب شیمیایی مشابه نمونه اصلی هستند و کدهای ارائه‌شده بر طبق استاندارد داخلی مجموعه فولاد مبارکه گزارش شده است.

جوشکاری این ورق‌ها به صورت لب‌به‌لب و کاملا کنترل‌شده توسط سامانه جوش لیزر فیبری پرتوان انجام شده است. این سامانه شامل لیزر فیبری ۱۰ کیلووات، سیستم اپتیکی، سامانه خنک‌سازی و ماشین میباخ (شامل بخش مکانیکی و سیستم کنترل) است. در شکل (۱) ورق‌های فولادی که به صورت لب‌به‌لب آماده جوشکاری شده‌اند، قابل‌مشاهده است.

[4] Porosity
[5] Humping
[6] Underfill
[7] Spatter
[8] Tandem
[9] Mild carbon steel
[10] Medium carbon steel
[11] High strength steel
[12] Advanced high strength steel

**جدول(۱)**. ترکیب شیمیایی ورق‌های فولادی جوشکاری شده.

| No. | %C | %Si | %Mn | %Cr | %Mo | %Ti | %Nb | %P | %Ni | %V | % Cu | C eq |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1110 (1120-1121-1122-1361-1940) | 0.01 | 0.02 | 0.1-0.3 | 0.04 | 0.04 | 0.06 | 0.01 | - | | | | 0.076 |
| 1521 (1012-1013-1019-1022-1072-1821) | 0.06 | 0.03 | 0.25 | 0.04 | 0.01 | 0.01 | 0.005 | - | | | | 0.111 |
| 3038 - 3238 | 0.115-0.095 | 0.2-0.35 | 1.45-1.6 | 0.7 | 0.1 | 0.01 | 0.01 | 0.015 | 0.1 | 0.01 | 0.1 | 0.447-0.557 |
| 4788-4787 | 0.12 | 0.4 | 0.5 | 0.7 | 0.07 | 0.01 | 0.01 | - | | | | 0.357 |
| 5592 | 0.03-0.06 | 0.03 | 0.6-0.75 | 0.07 | 0.01 | 0.01 | 0.022 - 0.037 | 0.02 | 0.04 | 0.01 | 0.04 | 0.13-0.185 |
| 5594 | 0.07-0.09 | 0.03 | 0.8-0.95 | 0.04 | 0.01 | 0.02-0.03 | 0.04-0.06 | 0.02 | 0.01 | 0.01 | 0.04 | 0.203-0.248 |

**شکل (۱)**. ورق های آماده جوشکاری لیزری به صورت لب به لب.

## شرح دستگاه‌ها

سه مورد از اصلی‌ترین تجهیزات سامانه جوش لیزری عبارت‌اند از منبع لیزر فیبر ۱۰ کیلووات، ماشین جوشکاری لیزری و سیستم اپتیکی و هدایت باریکه که در ادامه به معرفی آن‌ها پرداخته می‌شود.

**لیزر فیبری پرتوان ۱۰ کیلووات:** این لیزر فیبری با تکنیک ترکیب سیگنال حاصل از ۱۱ ماژول ۱ کیلووات ساخته شده است. طول‌موج کاری لیزر ۱۰۸۰ نانومتر (۱۰ برابر کوچک‌تر از طول‌موج لیزر $CO_2$) است . در جدول (۱) اطلاعات فنی لیزر موردنظر ارائه شده است.

**جدول (۲).** مشخصات لیزر فیبری ۱۰ کیلووات چندمدی (YFL-10000-MM)

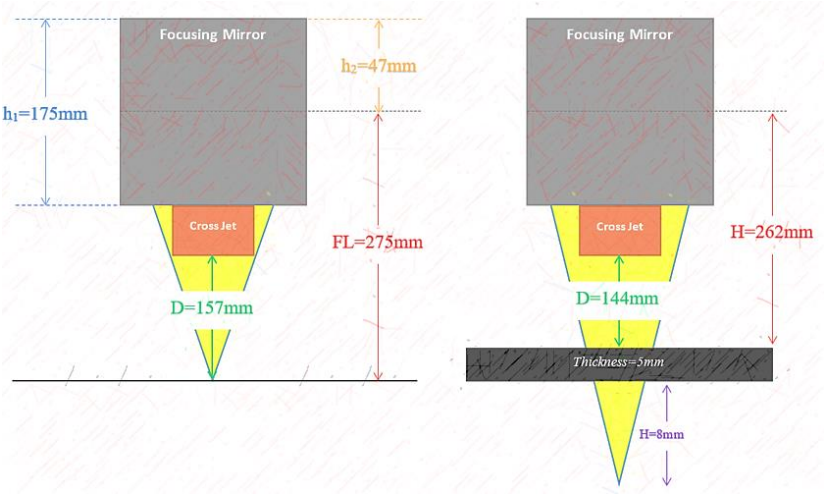
| | |
|---|---|
| توان خروجی | ۱۰ کیلووات |
| طول‌موج | ۱ ± ۱۰۸۰نانومتر |
| پهنای طیفی | ۲.۸ نانومتر |
| قطر هسته پرتو خروجی | ۲۰۰ میکرون |
| پارامتر ساخت باریکه (BPP) | کمتر از ۱۰ |
| مد کاری | پیوسته |
| بیم راهنما | قرمز ۶۵۰ نانومتر |
| دمای محیط کار | ۱۰-۴۵°C |
| رطوبت محیط کار | کمتر از ۶۰٪ |
| خنک‌سازی | آب (۱۵۰ لیتر بر دقیقه) |
| ابعاد | ۱۲۳۰×۱۵۰۰×۲۰۴۰ میلی‌متر |
| وزن | ۲۰۰۰ کیلوگرم |

**ماشین جوش میباخ**[13]: شرکت میباخ به عنوان یکی از تولیدکنندگان مطرح در زمینه تولید ماشین‌های جوشکاری لیزری در خطوط تولید صنایع فولاد شناخته می‌شود. مطابق با شکل (۲) ماشین جوش میباخ شامل قسمت‌های مختلف شامل گیوتین، جک‌های نگه‌دارنده ورق، سیستم اپتیکی، تجهیزات پیش گرم و پس گرم، بخش کنترل قدرتمند و سایر امکانات لازم جهت آماده‌سازی شرایط مطلوب جوشکاری لیزری است.

**سیستم اپتیکی و هدایت باریکه:** سیستم اپتیکی به‌کار رفته در ماشین جوش میباخ شامل دو آینه ۴۵ درجه خم‌کننده[14] و یک آینه متمرکزکننده[15] با فاصله کانونی ۲۷۵ میلی‌متر است. آینه‌های ۴۵ درجه وظیفه هدایت باریکه از منبع لیزر تا آینه متمرکز کننده را در یک فضای محافظت‌شده بر عهده دارند. آینه متمرکز کننده نیز پرتو لیزر را بر روی ورق مورد نظر کانونی کرده و فرایند جوشکاری انجام می‌شود. در شکل (۲) شماتیکی از سیستم اپتیکی و موقعیت قرارگیری نمونه در محل جوشکاری قابل‌مشاهده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود در موقعیت جوش، کانون باریکه ۱۳ میلی‌متر زیر نمونه قرار دارد.

[13] Miebach
[14] Bending mirror
[15] Focusing mirror

**شکل(۲)**. نمای جانبی از ماشین جوشکاری لیزری میباخ.



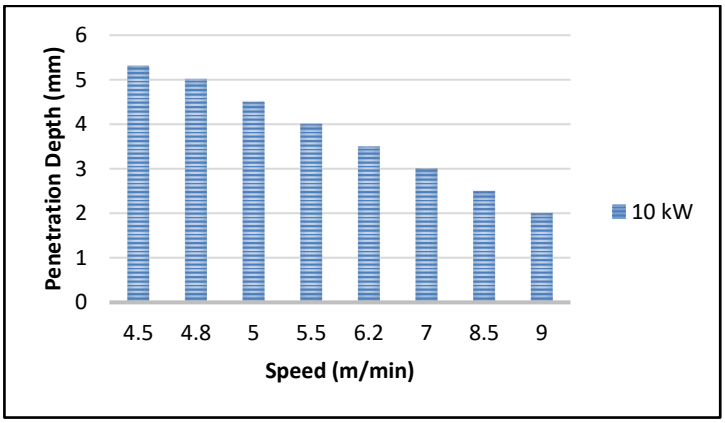

**شکل (۳)**. فاصله کانونی سیستم اپتیکی (چپ) و موقعیت جوشکاری (راست) در ماشین جوشکاری لیزری.

### پارامترهای بهینه جوشکاری

برای یافتن عمق نفوذ کامل در ورق‌های فولادی برحسب سرعت فرایند، انجام تست‌های لیزری برروی تک ورق[۱۶] ضروری است. در شکل (۳) عمق نفوذ برحسب سرعت در توان ثابت ۱۰ کیلووات ترسیم شده است. در جدول (۳) نیز خلاصه پارامترهای بهینه جوشکاری لیزری ورق‌های فولادی در ضخامت‌های مختلف گزارش شده است. با تغییر جنس ورق‌ها، پارامترهای توان و سرعت تا حدود ۵٪ تغییر می‌کند. چگالی توان برای هر گروه برابر با مقدار ثابت $1.27\times10^{6}\ W/cm^{2}$ است. برای محافظت از جوش، گاز آرگون با دبی ۳۲ لیتر بر دقیقه از بالا و پایین جوش تزریق می‌شود. همچنین بسته

[16] Bead on plate

به نوع و ضخامت ورق، فاصله لبه ورق‌ها از هم[17] از ۰ تا ۳۰۰ میکرومتر تنظیم شده است. با افزایش ضخامت ورق و به دلیل برش ناهموار لبه‌های ورق، گپ نیز افزایش داده می‌شود. این امر موجب به وجود آمدن عیب فرورفتگی در سطح جوش می‌شود. بنابراین یافتن گپ مناسب برای کمینه کردن این عیب حائز اهمیت است.




**شکل(۴)**. نمودار عمق نفوذ پرتو برحسب سرعت با توان ۱۰ کیلووات.

**جدول (۳)**. پارامترهای جوشکاری ورق‌های مختلف فولادی برحسب بازه ضخامت با توان ۱۰ کیلووات.

| شماره گروه | کمترین ضخامت (mm) | بیشترین ضخامت (mm) | سرعت بهینه (m/min) | گرمای ورودی (J/mm) | گپ (µm) |
|---|---|---|---|---|---|
| گروه ۱ | ۲ | ۲.۵ | ۸.۵-۹ | ۶.۷-۷.۱ | ۰ |
| گروه ۲ | ۲.۵ | ۳ | ۷-۸.۵ | ۷.۱-۸.۶ | ۵۰ |
| گروه ۳ | ۳ | ۳.۵ | ۶.۲-۷ | ۸.۶-۹.۷ | ۱۰۰ |
| گروه ۴ | ۳.۵ | ۴ | ۵.۵-۶.۲ | ۹.۷-۱۰.۹ | ۱۰۰ |
| گروه ۵ | ۴ | ۴.۵ | ۵-۵.۵ | ۱۰.۹-۱۲ | ۱۵۰ |
| گروه ۶ | ۴.۵ | ۵ | ۴.۸-۵ | ۱۲-۱۲.۵ | ۲۰۰ |
| گروه ۷ | ۵ | ۵.۳ | ۴.۵-۴.۸ | ۱۲.۵-۱۳.۳ | ۳۰۰ |

## تجهیزات ارزیابی

**آزمون اریکسون**[18]: جهت بررسی همزمان میزان استحکام و شکل‌پذیری جوش، از آزمون اریکسون استفاده می‌شود. در این دستگاه ناحیه جوشکاری شده بین قالب و فک دستگاه قرار می‌گیرد و با اعمال نیروی کنترل‌شده توسط گوی کروی، پدیده کوپینگ[19] انجام می‌گیرد و میزان عمق و نفوذ اندازه‌گیری می‌شود. به‌عنوان یک آزمون صنعتی در خط نورد سرد شرکت فولاد مبارکه، چنانچه درنتیجه آزمون اریکسون، گسستگی ورق از ناحیه جوش رخ ندهد، جوش موردنظر ازنظر استحکام قابل تایید است.

**بررسی نفوذ کامل و کیفیت ظاهری جوش:** به‌منظور حصول اطمینان از نفوذ کامل جوش از دو روش مشاهده برخط[20] توسط دوربین‌های تعبیه‌شده بر روی دستگاه مطابق با شکل (۴) و بررسی چشمی توسط اپراتور استفاده می‌شود.

[17] Gap
[18] Erichsen cupping test
[19] Cupping
[20] Online monitoring

**شکل(۵)**. بررسی برخط کیفیت جوش توسط دوربین‌های تعبیه‌شده بر روی دستگاه.

**آنالیز متالوگرافی:** آنالیزهای متالوگرافی و بررسی ریزساختارهای ناحیه جوش و ناحیه تحت تاثیر حرارت[۲۱] یکی از روش‌های مهم و کاربردی در بررسی کیفیت جوشکاری به‌حساب می‌آید. با استفاده از متالوگرافی مقاطع جوش اطلاعاتی در مورد نفوذ کامل یا ناقص جوش، ابعاد نواحی مختلف جوش، میکروساختارهای ایجادشده و عیوب احتمالی جوش به دست می‌آید.

## نتایج و بحث

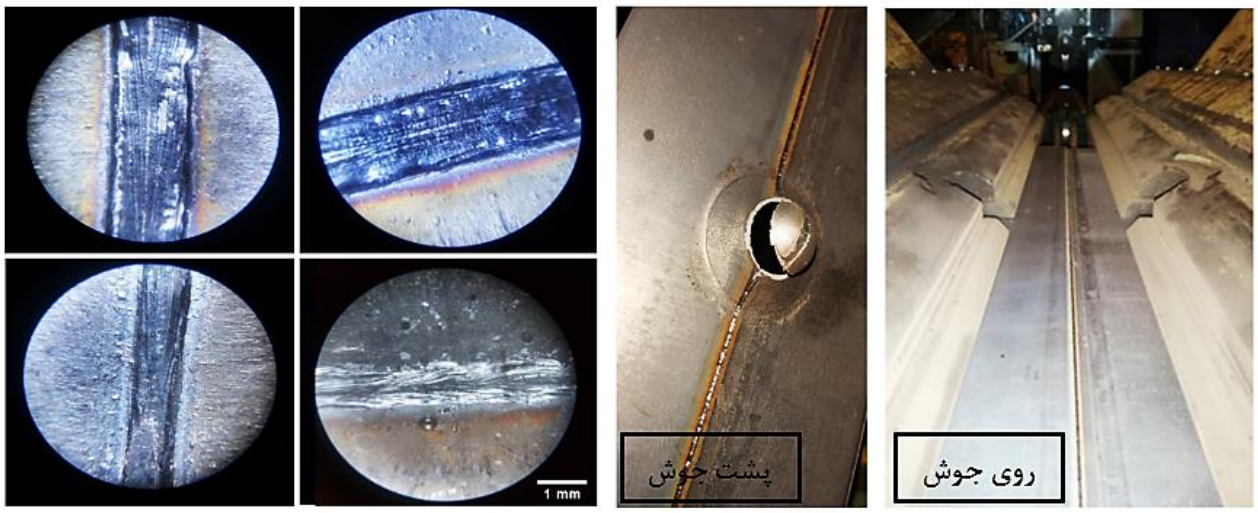
در خط اسید شویی محصولات نورد سرد فولاد مبارکه اصفهان، جوشکاری لیزری ورق‌های مختلف فولادی در ضخامت‌های متفاوت با پارامترهای بهینه در حال انجام است. برای جوشکاری این ورق‌ها از سامانه جوش لیزر فیبری ۱۰ کیلووات استفاده شده است. در ادامه برخی نتایج حاصل از آزمون‌های مختلف بر روی نمونه‌های جوشکاری شده قابل‌مشاهده است.

### نتایج حاصل از آزمون اریکسون

جهت حصول اطمینان از استحکام جوش، آزمون اریکسون برای تمامی ضخامت‌ها (از پشت و روی خط جوش) انجام شده است. با توجه به تصاویر شکل (۵) مشخص است گسستگی‌های حاصل از آزمون اریکسون در همه ضخامت‌ها از ناحیه ورق زمینه و عمود بر خط جوش اتفاق افتاده است. این امر گواهی بر استحکام بیشتر جوش نسبت به فلز زمینه است.

[21] Heat affected zone (HAZ)

**شکل(۶)**. آزمون اریکسون جوش در ضخامت‌های ۳ (سمت چپ)، ۴ (وسط) و ۵ (سمت راست) میلی‌متر.




**شکل(۷)**. بررسی چشمی کیفیت و نفوذ کامل جوش (سمت راست) و بررسی کیفیت ظاهر جوش و مرکز بودن باریکه با میکروسکوپ دستی (سمت چپ).

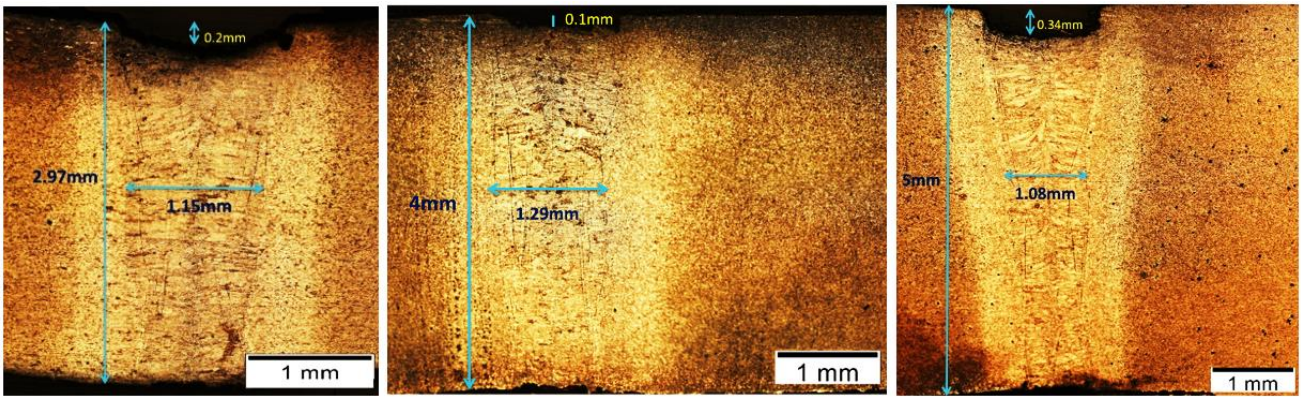
## بررسی نفوذ کامل و کیفیت ظاهری جوش

در بررسی‌های کیفیت جوش به صورت چشمی، نفوذ کامل جوش از پشت ورق و ظاهر جوش از نظر میزان پاشش، عرض جوش و برآمدگی جوش کنترل می‌شود. علاوه بر بررسی چشمی، کیفیت ظاهر جوش به صورت برخط هم مشاهده می‌گردد تا در صورت ایجاد هرگونه مشکل، جوش موردنظر تکرار گردد. در صورتی که نیاز به بررسی بیشتر باشد ناحیه جوش توسط گیوتین بریده می‌شود تا آزمون‌های اریکسون و آنالیزهای متالوگرافی بر روی نمونه انجام شود (شکل(۷)).

## نتایج متالوگرافی

در شکل (۸) نتایج متالوگرافی مقاطع عرضی جوش در ضخامت‌های ۳، ۴ و ۵ میلی‌متر مشاهده می‌شود. در تمامی نمونه‌ها نفوذ به صورت کامل انجام

شده است و هیچ‌گونه عیوبی از قبیل، ترک، تخلخل، برآمدگی و فرورفتگی غیرمجاز نیز مشاهده نمی‌شود.




**شکل(۸)**. تصاویر مربوط به متالوگرافی مقاطع عرضی جوش در ضخامت‌های ۳ (سمت چپ)، ۴ (وسط) و ۵ (سمت راست) میلی‌متر.

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

از زمان جایگزینی لیزر فیبری ۱۰ کیلووات در خط نورد سرد فولاد مبارکه اصفهان (از آبان‌ماه سال ۱۴۰۲ تاکنون) به صورت متوسط روزانه بین ۲۰۰ تا ۲۵۰ عدد جوش بر روی ورق‌های فولادی از خانواده‌های مختلف و در ضخامت و عرض‌های متفاوت انجام می‌شود. این ورق‌های فولادی به طور عمده از خانواده فولادهای کم‌کربن، کربن متوسط و فولادهای استحکام بالا هستند. تمامی آزمون‌های مربوط به کنترل کیفیت جوش بر روی آن‌ها صورت می‌گیرد و خوشبختانه نتایج حاصل نشان‌دهنده عملکرد موفق سامانه جوش لیزر فیبری پرتوان و کیفیت بالای نمونه‌های جوشکاری شده حتی بالاتر از سامانه‌های مشابه خارجی است.

- جوشکاری لیزری با توان ۱۰ کیلووات و با سرعت‌های ۴.۵ تا ۹ متر بر دقیقه برای ضخامت‌های ۲ تا ۵.۳ میلی‌متر انجام شده است.
- نتایج حاصل از آزمون اریکسون برای تمامی ضخامت‌ها بیانگر استحکام بالای و انعطاف پذیری مناسب ناحیه جوش است.
- پاشش مواد مذاب در جوشکاری ضخامت‌های بیشتر از ۳ میلی‌متر با بهینه‌سازی پارامترها تا حد مطلوبی کمینه شده است.
- جایگزینی گاز محافظ آرگون به‌جای هلیوم جهت محافظت از جوش منجر به کاهش هزینه‌های مصرفی شده است.

## تقدیر و تشکر

در این تحقیق به بیان نتایج حاصل از به کار گیری «سامانه جوش لیزر فیبری پرتوان در خط نورد سرد شرکت فولاد مبارکه» پرداختیم. این پروژه که برای اولین بار در کشور ایران توسط مرکز ملی علوم و فنون لیزر ایران اجرا شد برگ زرینی دیگر بر افتخارات متخصصین و صنعت‌گران کشور افزود. بدین‌وسیله از تمامی همکارانی که در مرکز ملی علوم و فنون لیزر ایران و مجموعه فولاد مبارکه اصفهان، ما را در انجام این پروژه یاری کردند کمال تقدیر و تشکر را داریم.

## مراجع

1. Hiroaki Sasaki, Noboru Tsuruta, Masaki Aihara, Yoshito Kawai, Mamoru Tabuchi And Namio Sugawara, “A Co2 Laser Welding System For Sheet Steel Production Line” , *Transactions Isit*, Vol. 26, 1968, 491-495
2. Josefine Svenungssona, Isabelle Choqueta, Alexander F. H. Kaplan, “Laser welding process – a review of keyhole welding modelling” , *Physics Procedia*, 78, 2015, 182 – 191
3. Lin Wang, Masoud Mohammadpour, Xiangdong Gao , Jean-Philippe Lavoie, Klaus Kleine, FanrongKong, Radovan Kovacevic “Adjustable Ring Mode (ARM) laser welding of stainless steels” , *Optics and Lasers in Engineering*,137,2021, 10

# مروری بر پیشرفت‌های جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی در زمینه اتصال آلیاژهای آلومینیوم

**عباس روستایی[1] ، ایمان حاجیان نیا[2]**

[1]دانشجوی کارشناسی فناوری بازرسی جوش دانشگاه گروه توسعه صنعت ماهان سپاهان

[2]استادیار دانشکده شهید مهاجر، شرکت مهندسی فولاد مبارکه مشاور فولاد سفید دشت چهار محال و بختیاری

abas.roostaee9569@gmail.com

**چکیده**

در این پژوهش اصول اساسی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW) شرح داده شده و کاربردهای خاص آن، با تأکید ویژه بر انواع پروب‌های در حال توسعه، بررسی شده است. این مقاله به بررسی پیشرفت‌های اخیر در جوشکاری لب‌به‌لب و روی‌هم FSW ، به‌ویژه با استفاده از پروب‌های Flared-Trifluteو A-Skew™ پرداخت. بررسی ها مشخص نمود هر دو ابزار قادر به ایجاد جوش‌های لبه روی هم با عرضی معادل ۱۹۰٪ ضخامت ورق بودند که منجر به بهبود یکپارچگی جوش، کاهش نازک‌شدگی ورق بالایی و افزایش سرعت جوشکاری نسبت به روش‌های رایج شد. با وجود این پیشرفت‌ها، توسعه بیشتر ابزارها همچنان ادامه دارد تا وقوع و شدت عیوب مرتبط با جوشکاری lap در FSW بیش از پیش کاهش یابد. همچنین، جوش‌های لب‌به‌لب تولیدشده با پروب‌های Whorl™و MX-Triflute™با شکل ناقوسی (frustum-shaped) کیفیت قابل قبولی از خود نشان داده‌اند.

**کلمات کلیدی:** جوشکاری اصطکاکی چرخشی (FSW)، طراحی ابزار FSW، جوش روی‌هم (Lap Weld)، آزمون خم S شکل، آلیاژهای آلومینیوم.

## مقدمه

جوشکاری اصطکاکی چرخشی (FSW) که توسط انجمن TWI توسعه یافته، امکان جوشکاری پیوسته فلزاتی مانند آلومینیوم، مس، فولاد و کامپوزیت‌های فلزی را فراهم می‌کند. این روش به ویژه برای آلیاژهایی که با روش‌های ذوب دشوار جوش داده می‌شوند مناسب است و تأثیر زیادی بر صنایع آلومینیوم داشته است[۱]. در FSW از یک ابزار چرخان غیرقابل مصرف استفاده می‌شود. نوک ابزار سطح قطعات را گرم و پلاستیک می‌کند، شانه ابزار از خارج شدن ماده جلوگیری می‌کند و ماده پلاستیک‌شده از جلو به عقب ابزار رانده می‌شود تا جوش پیوسته ایجاد شود، نمونه ای از شماتیک جوشکاری اصطکاکی چرخشی درشکل۱آورده شده است.FSWیک تکنیک حالت جامد است؛ بنابراین جوش‌ها بدون عیب‌هایی مانند تخلخل هستند و نیاز به ماده پرکننده یا آماده‌سازی خاص لبه‌ها ندارد. این روش برای محصولات آلومینیومی با ضخامت ۰,۵ تا ۷۵ میلی‌متر عملی است و در تولید تجاری استفاده می‌شود. در این زمینه تحقیاتی انجام شده که به مرور آنها در این قسمت میپردازیم Mahoney و همکاران (۱۹۹۸) نشان دادند[۱] که جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی قادر است در آلومینیوم ۷۰۷۵-T651 اتصالات بدون عیب و با خواص مکانیکی مناسب ایجاد کند، که محدودیت‌های جوشکاری ذوبی این آلیاژ را برطرف می‌سازد. Threadgill (۱۹۹۷) [۲] از نخستین افرادی بود که گزارش کرد جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی در آلیاژهای آلومینیوم منجر به تشکیل نواحی ریزساختاری متمایز، از جمله ناحیه همزن با تبلور مجدد دینامیک، در شرایط حالت جامد می‌شود. Threadgill و همکاران (۲۰۰۹) [۳] در یک مرور جامع نشان دادند که جوشکاری اصطکاکی آلومینیوم با تنظیم پارامترهای فرآیند می‌تواند جوش‌هایی با ریزساختار بهبود یافته و خواص مکانیکی برتر نسبت به جوشکاری ذوبی ایجاد کند و اهمیت بهینه‌سازی پارامترها و تأثیر آنها بر کیفیت جوش را برجسته کردند. این مقاله‌ی مروری Mishra & Ma (2005) Friction stir welding *and processing*یک مرور علمی جامع و پایه‌ای در زمینه جوشکاری اصطکاکی–اغتشاشی (FSW) است که نشان می‌دهد جریان مواد، مکانیزم تشکیل جوش، تأثیر پارامترها بر ریزساختار و خواص مکانیکی، و توسعه فرآیند شامل FSP در آلیاژهای آلومینیوم و دیگر فلزات چگونه درک شده و بهبود یافته‌اند و به‌طور کلی FSW را به‌عنوان یک روش مؤثر، انرژی‌پسند و مناسب برای پیوند بدون ذوب معرفی می‌کند [۴]

Salih و همکاران (۲۰۱۵) [۵] در یک مرور جامع نشان دادند که جوشکاری اصطکاکی آلومینیوم ماتریسی (AMCs) به‌عنوان یک فرایند حالت‌جامد مؤثر می‌تواند اتصالات با توزیع بهتر تقویت‌کننده‌ها و خواص مکانیکی بالاتر نسبت به جوش‌های ذوبی ایجاد کند، اما چالش‌هایی مثل سایش ابزار به‌دلیل حضور مواد تقویت‌کننده و نیاز به بهینه‌سازی پارامترها برای دستیابی به بهترین کیفیت جوش هنوز مطرح است.

## روش تحقیق

### ساختار ماکروسکوپی جوش‌هایFSW

تغییرات قابل توجهی در ساختار ماکروسکوپی به دلیل حرارت اصطکاکی و ناحیه پلاستیکی ایجاد شده رخ می‌دهد.با استفاده از فرآیند ترومکانیکی مانندFSW ، چهار ناحیه متمایز شکل می‌گیرد که در آلیاژهای آلومینیوم به‌وضوح قابل مشاهده است. در جوش اصطکاکی چرخشی، یک ناحیه جوش مرکزی بازبلور شده وجود دارد که توسط TMAZ(ناحیه تحت تأثیر ترمو مکانیکی) احاطه شده است؛ این ناحیه حرارت دیده و تغییر شکل یافته است و خود توسط HAZدر هر دو طرف خط جوش احاطه می‌شود،نمودار شماتیک نشان‌دهنده اصطلاحات مورد استفاده در ارتباط با جوشکاری اصطکاکی چرخشی آلیاژهای آلومینیوم در شکل ۲نشان داده شده است.

این مقاله وضعیت فعلی کاربردFSW ، کاربردهای آینده و پیشرفت‌های طراحی ابزار را بررسی می‌کند.

ابزار مناسب در FSW نقش کلیدی در حصول جوش با کیفیت بالا دارد. هرچند FSW به‌طور مداوم جوش‌های با کیفیت تولید می‌کند، کنترل پارامترها و انتخاب ابزار صحیح ضروری است[۲].

در یک نمونه از جوشکاری روی هم (lap welding) ورق آلومینیوم ۶ میلی‌متری ۵۰۸۳-۰، در آزمایش‌های اولیه از ابزار نوک سیلندری رزوه‌دار استفاده شد که ظاهر جوش خوبی داشت.

با این حال، آزمون خمش نشان داد که جوش ضعیف است، زیرا ورق بالایی بیش از حد نازک و ورق پایینی ضخیم شده بود؛ این مشکل به دلیل اختلاف فشار در طول جوشکاری ایجاد شد. شکست جوش از روی لایه‌های اکسیدی سطح اصلی اتفاق افتاد که در آلومینیوم ۵۰۸۳-۰ بسیار مقاوم هستند، تصویرجوش روی هم (lap weld) آزمایش شده با خمش دستی در شکل۳نشان داده شده است.

این مشکل به این دلیل بود که ابزار مناسب جوشکاری لب به لب برای lap welding نامناسب است. برای lap welding نیاز به ابزار اصلاح شده است تا لایه‌های اکسیدی به‌طور کامل شکسته شوند و عرض جوش کافی باشد[۴].

یک برش ماکرو عرضی( شکل شماره ۴ ) از جوشی که با ابزار نوک پینی تولید شده است، نشان‌دهنده نازک شدن شدید ورق در سمت عقب، ایجاد hook جدی در سمت جلو و تخلخل قابل مشاهده است.

این مثال نشان می‌دهد که جوش با کیفیت تنها با استفاده از ابزار مناسب برای کاربرد مشخص امکان‌پذیر است. طی ۱۱ سال گذشته، در TWIابزارهای متعددی برای سازگاری با مواد مختلف، ضخامت‌های متفاوت قطعات و انواع اتصال توسعه یافته‌اند، همان‌طور که در شکل ۵ نشان داده شده است.

## نتایج و بحث

### ابزارهای جوشکاری لب به لب

مقالات متعددی در زمینه پیشرفت و بهبود کیفیت و ریزساختار ارئه شده که اینجا به بررسی آنها با توجه به منابع موجود و ارتباط با بحث پرداخت خواهد شد. Buffa و همکاران (۲۰۱۶) [۶] با تحلیل دقیق جریان ماده در جوشکاری اصطکاکی آلیاژهای آلومینیوم نشان دادند که رفتار جریان پلاستیک‌شده فلز تحت تأثیر پارامترهای ابزاری و حرارتی است و نقش مهمی در شکل‌گیری ریزساختار و پیشگیری از نقص‌های داخلی جوش دارد، بنابراین فهم بهتر جریان ماده برای بهینه‌سازی کیفیت جوش ضروری است. همچنین Kouadri - Henni و همکاران (۲۰۱۷) [۷] با بررسی تجربی جوش‌های lap ایجادشده توسط FSW در آلیاژهای آلومینیوم نشان دادند که پارامترهای فرآیندی و طراحی ابزار به‌طور قابل‌توجهی بر رفتار مکانیکی و مقاومت برشی اتصالات تأثیر دارند و با بهینه‌سازی آن‌ها می‌توان مقاومت مکانیکی جوش را به سطح نزدیک به ماده پایه رساند، در حالی که نقص‌های ریزساختاری مانند hook و cold lap نقش مهمی در شکست نمونه‌ها ایفا می‌کنند. Heidarzadeh و همکاران (۲۰۱۹) [۸] در یک مرور جامع نشان دادند که FSW و FSP با بررسی جریان ماده، تکامل ریزساختار و تأثیر پارامترهای فرآیندی، می‌توانند کیفیت جوش و خواص مکانیکی فلزات و آلیاژها را بهبود دهند و نتیجه گرفتند که کنترل دقیق پارامترها و درک مکانیسم‌های فرآیندی برای بهینه‌سازی اتصالات و حل چالش‌های مواد مشابه و نامشابه ضروری است. Khorrami و Kazemi Nezhad (۲۰۱۹) [۹] اثر هندسه ابزار را در جوشکاری اصطکاکی بررسی کردند و نشان دادند که شکل و ابعاد ابزار به‌طور قابل توجهی بر جریان ماده، ریزساختار و خواص مکانیکی اتصالات تأثیر دارد، به‌گونه‌ای که طراحی مناسب ابزار منجر به ریزدانه‌تر شدن ساختار جوش و افزایش مقاومت و سختی مکانیکی می‌شود. Kumar و Kailas (۲۰۱۸) [۱۰] بررسی کردند که چگونه پروفیل پین ابزار در FSW بر جریان ماده و کیفیت جوش تأثیر می‌گذارد و نشان دادند که پروفیل‌های مختلف پین باعث تغییر در الگوهای جریان پلاستیک‌شده و در نتیجه نفوذ بهتر یا بدتر مواد، تشکیل عیوب و خواص مکانیکی متفاوت می‌شوند، به‌گونه‌ای که انتخاب مناسب پروفیل پین می‌تواند جریان مواد را بهبود داده و جوش‌هایی با کیفیت و مقاومت مکانیکی بالاتر ایجاد کند.

پروب سیلندری رزوه‌دار مرسوم برای جوشکاری لب به لب آلومینیوم تا ضخامت حدود ۱۲ میلی‌متر کافی است. برای ورق‌های ضخیم‌تر، از **Whorl™** و **MX-Triflute™** استفاده می‌شود. همان‌طور که در شکل ۵ نشان داده شده، این پروب‌ها قادر به جوشکاری تا ضخامت‌های ۵۰ و ۶۰ میلی‌متر به‌ترتیب هستند.

این ابزارها مزیت دیگری هم دارند؛ آن‌ها قادر به رسیدن به سرعت جوشکاری بیش از دو برابر سرعت قابل دسترسی با پروب معمولی هستند. یک پروب معمولی Mx-triflute™ در شکل ۷ نشان داده شده است.

شکل ۸ جزئیات ویژگی‌های ماکروسکوپی در نمونه جوش ۲۵ میلی‌متری آلومینیوم ۶۰۸۲ T6-تولید شده با پروب Whorl™ را نشان می‌دهد.

این برش ماکرو، خطوط جریان واضحی در ناحیه جوش نشان می‌دهد و مشاهدات قبلی درباره ویژگی معروف **onion ring**در جوش را تأیید می‌کند. ترکیب ناحیه جوش (nugget) مشابه ماده پایه است و جدایش قابل اندازه‌گیری عناصر آلیاژی وجود ندارد، اما اندازه دانه‌ها در طول خطوط جریان متفاوت است.

در مقایسه با جوش تولید شده با پروب Whorl™ (شکل ۸)، جوش تولید شده با MX-Triflute™ در شرایط مشابه، دارای ناحیه جوش باریک‌تر و با دیواره‌های موازی‌تر است. برای آلیاژهای آلومینیوم، هر دو نوع پروب قادر به تولید جوش‌های بدون عیب قابل قبول از نظر آزمون خمش هستند.هر دو نوع پروب دارای ویژگی‌های صاف یا فرو رفته (re-entrant) هستند و در بعضی پروب‌های Whorl™ مقطع آن‌ها بیضوی است. این ویژگی‌ها حجم پروب را کاهش داده و نسبت مناسب حجم swept به حجم ثابت (static) را ایجاد می‌کنند. هرچه این نسبت بیشتر باشد، مسیر جریان ماده طولانی‌تر و کارایی پروب بیشتر است. علاوه بر این، این ویژگی‌های فرو رفته، به ویژه شیارهای مارپیچ درMX-Triflute™ ، به شکستن و پراکندگی اکسیدهای سطحی در ناحیه جوش کمک می‌کنند[۶].

**ابزارهای جوشکاری روی هم**

جوشکاری روی هم (lap welding) با FSW نسبت به جوشکاری لب به لب دشوارتر است زیرا:

- برای انتقال مناسب بار در ساختار، جوش‌های پهن‌تر لازم است.
- شکل شیار (notch) در لبه جوش باید اصلاح شود تا بیشترین مقاومت، به‌ویژه مقاومت خستگی، حاصل شود.
- شکستن اکسید در رابط ورق‌ها به دلیل جهت‌گیری رابط جوش و ابزار FSW دشوارتر است.

با توجه به عرض جوش، شکل‌های a۱۰، b، c و d تأثیر آن بر تمرکز تنش را نشان می‌دهند، با فرض اینکه جوش/رابط در لبه‌های جوش مشابه است. نیروهای اعمال شده به انتهای جوش‌های lap آزاد باعث ایجاد بارهای خارج از مرکز در ناحیه اتصال می‌شود که می‌تواند منجر به چرخش اتصال و تمرکز تنش غیرقابل قبول شود. استفاده از دو جوش lap می‌تواند چنین چرخشی را به حداقل برساند.

a) عرض جوش **باریک** ⟵تمرکز تنش **زیاد**
b) عرض جوش **پهن** ⟵تمرکز تنش **کم**
c) جوش‌های lap باریک آزاد پس از بارگذاری
d) جوش‌های lap پهن آزاد پس از بارگذاری ⟵ جوش‌های پهن چرخش را به حداقل می‌رسانند

با توجه به اصلاح شیار در لبه جوش، ابزارهای ویژه‌ای در حال توسعه هستند که این کار را انجام می‌دهند، به ویژه Flared-Triflute™ و A-Skew™(شکل ۶ را ببینید). شکل این ابزارها در شکل‌های ۱۱ و ۱۲ نشان داده شده است.

a) شیارهای خنثی(neutral flutes)
b) شیارهای چپ(left hand flutes)
c) شیارهای راست(right hand flutes)
d) جزئیات ridge که نشان می‌دهد شیارهای ridge می‌توانند خنثی، چپ یا راست باشند.

پروب‌های نوع Triflute می‌توانند با هر ترکیبی از شیارها یاridge های خنثی، چپ یا راست طراحی شوند تا با جنس ماده و هندسه اتصال سازگار شوند. علاوه بر این، هر ridge روی پروب می‌تواند به عنوان ویژگی مستقل در نظر گرفته شود و با هر چرخش ۱۲۰ درجه پروب، ماده پلاستیک‌شده و اکسیدهای شکسته را به بالا یا پایین هدایت کند. عمق نفوذ ویژگی‌های whisk نیز می‌تواند متناسب با پیکربندی اتصال تغییر یابد.

نسخه Skew-stir™ FSWبا روش معمول متفاوت است؛ محور ابزار کمی نسبت به محور دوک دستگاه مائل (skew) است. در جوش lap ایجادشده با پروب Flared-Triflute™، عرض ناحیه جوش به حدود ۱۹۰٪ ضخامت ورق می‌رسد و نازک‌شدگی ورق بالایی ناچیز است. بررسی شیار لبه جوش نشان می‌دهد که شیار سمت عقب نسبت به رابط ورق عمود نیست، در حالی که شیار سمت جلو عمود بوده اما شدت آن نسبت به پروب پینی معمولی کمتر است[۱۰].

a) نمای ماکروسکوپی
b) شیار سمت عقب
c) شیار سمت جلو

استفاده از ابزار A-Skew™نتایج بهتری نشان داد،که دارای جهت‌گیری بهبودیافته شیار لبه است، حتی در سمت جلو جوش.

a) نمای ماکروسکوپی
b) شیار سمت عقب
c) شیار سمت جلو

آزمون خمش نشان داد که شکستن لایه اکسیدی در رابط ورق‌ها در جوش‌های تولیدشده با پروب‌های Flared-Triflute™و A-Skew™به‌طور قابل‌توجهی بیشتر از پروب پینی معمولی است. پروب معمولی در مراحل اولیه آزمون خمش دچار شکست می‌شود، در حالی که این دو ابزار قادر به ایجاد خم S شکل (معمولاً بیش از ۹۰ درجه از هر دو ورق بالا و پایین) هستند. پروب A-Skew™نتایج اندکی بهتر و یکنواخت‌تر بدون شکست ارائه می‌دهد. شکل ۱۳ نتایج آزمون‌های خم S شکل با چکش را برای اتصال lap با پروب A-Skew™در هر دو سمت جلو و عقب نشان می‌دهد[۵].

جزئیات آزمون خم S شکل با چکش در شکل ۱۴ نشان داده شده است. این آزمون با ناحیه جوش آزاد انجام شد و روشی دقیق برای ارزیابی یکپارچگی جوش و عدم وجود ضعف ناشی از نازک‌شدگی ورق محسوب می‌شود و با خواص خستگی مناسب همبستگی دارد. روش آزمون بر اساس ورق آلومینیوم ۵۰۸۳ با ضخامت ۶ میلی‌متر، هم‌پوشانی ۲۵ میلی‌متر و فاصله تنظیمی برابر ضخامت ورق تعریف شده است. برای مواد نرم‌تر فاصله کمتر از ۰،۵ ضخامت و برای مواد کم‌چقرمه‌تر فاصله بیش از ۱،۵ ضخامت توصیه می‌شود[۴].

## نتیجه‌گیری

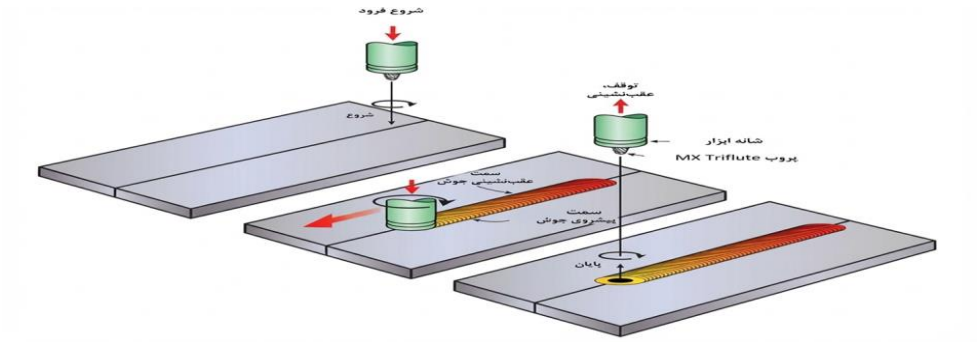
این مقاله به بررسی پیشرفت‌های اخیر در جوشکاری لب‌به‌لب و روی‌هم FSW ، به‌ویژه با استفاده از پروب‌های Flared-Triflute™و A-Skew™ پرداخت. هر دو ابزار قادر به ایجاد جوش‌های lap با عرضی معادل ۱۹۰٪ ضخامت ورق هستند که منجر به بهبود یکپارچگی جوش، کاهش نازک‌شدگی ورق بالایی و افزایش سرعت جوشکاری نسبت به روش‌های رایج شده است.

۱. وجود این پیشرفت‌ها، توسعه بیشتر ابزارها همچنان ادامه دارد تا وقوع و شدت عیوب مرتبط با جوشکاری lap در FSW بیش از پیش کاهش یابد. همچنین، جوش‌های لب‌به‌لب تولیدشده با پروب‌های Whorl™و MX-Triflute™با شکل ناقوسی (frustum-shaped)کیفیت قابل قبولی از خود نشان داده‌اند.
۲. آزمون خمش نشان داد که شکستن لایه اکسیدی در رابط ورق‌ها در جوش‌های تولیدشده با پروب‌های Flared-Triflute™ و A-Skew™به‌طور قابل‌توجهی بیشتر از پروب پینی معمولی است. پروب معمولی در مراحل اولیه آزمون خمش دچار شکست می‌شود، در حالی که این دو ابزار قادر به ایجاد خم S شکل (معمولاً بیش از ۹۰ درجه از هر دو ورق بالا و پایین) هستند. پروب A-Skew™نتایج اندکی بهتر و یکنواخت‌تر بدون شکست ارائه می‌دهد.

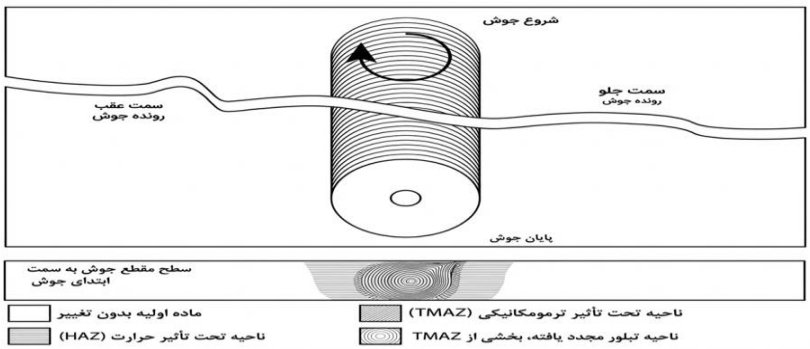
## مراجع

1. Mahoney, M. W., Rhodes, C. G., Flintoff, J. G., Spurling, R. A., & Bingel, W. H. (1998).
2. Threadgill, P. L. (1997).
Friction stir welds in aluminum alloys: Preliminary microstructural assessment.

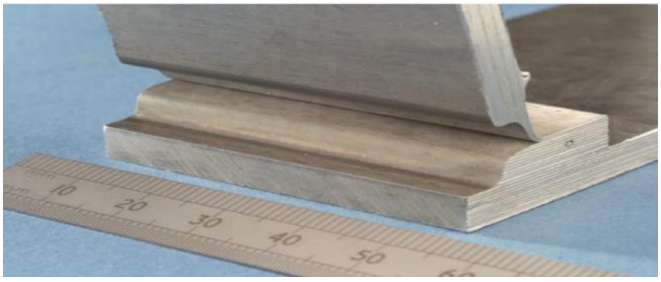
TWI Bulletin, March/April.
3. Threadgill, P. L., Leonard, A. J., Sher cliff, H. R., & Withers, P. J. (2009). Friction stir welding of aluminum alloys.
International Materials Reviews, 54, 49–93.
4. Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005).
Friction stir welding and processing.
Materials Science and Engineering: R, 50, 1–78.
5. Salih, O. S. (2015). A review of friction stir welding of aluminum matrix composites.
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing
6. Buffa, G., Campanile, G., Fratini, L., & Micari, F. (2016).
Material flow analysis in friction stir welding of aluminum alloys.
Journal of Materials Processing Technology, 233, 226–236.
7. Kouadri-Henni, A., Brallier, L., & Zerhouni, H. (2017).
Mechanical behavior of friction stir welded lap joints.
Materials & Design, 123, 90–101.
8. Heidarzadeh, A., Mironov, S., Kuibyshev, R., Cam, G., Simar, A., Gerlich, A., et al. (2019).
Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review.
9. Khorrami, M. S., & Kazemi Nezhad, M. (2019).
Effect of tool geometry on microstructure and mechanical properties of FSW joints.
Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 29, 1625–1638.
10. Kumar, N., & Kailas, S. V. (2018).
Influence of tool pin profile on material flow and weld quality in FSW.
Materials Today: Proceedings, 5, 17092–17101.




**شکل ۱: تصویر شماتیک جوشکاری اصطکاکی چرخشی**

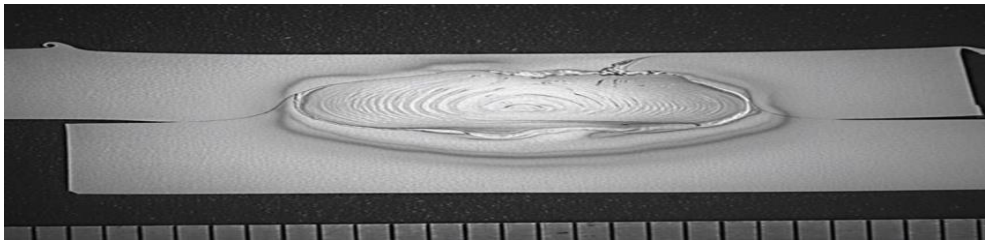


شکل ۲: نمودار شماتیک نشان‌دهنده اصطلاحات مورد استفاده در ارتباط با جوشکاری اصطکاکی چرخشی آلیاژهای آلومینیوم.

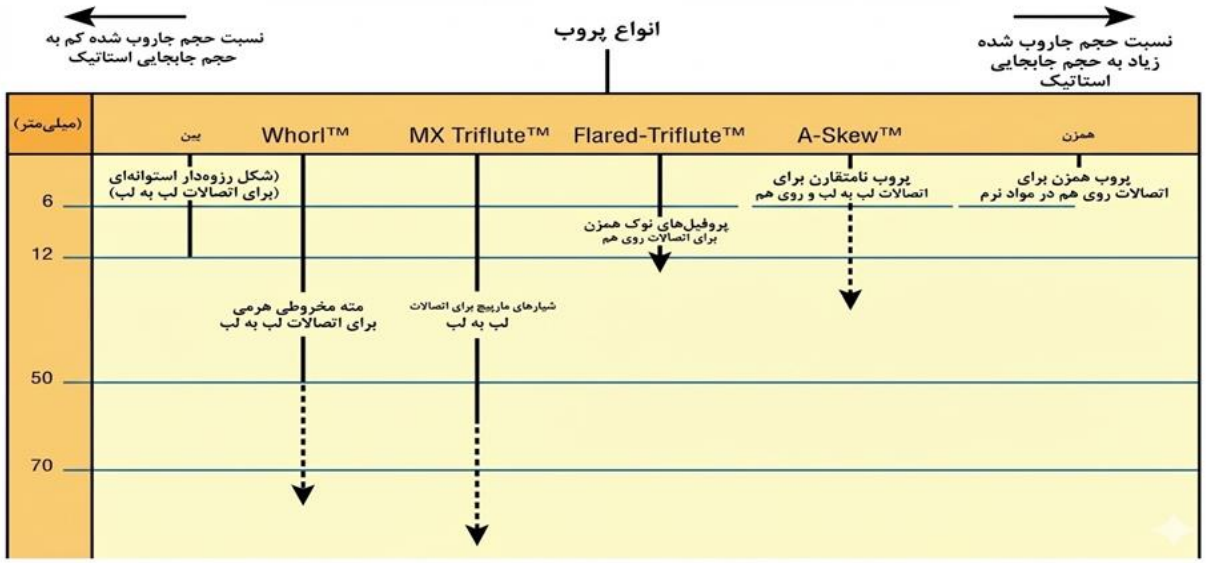


شکل ۳: جوش روی هم (lap weld) آزمایش شده با خمش دستی در ورق ۶ میلی‌متری ۵۰۸۳-۰ ساخته شده با سرعت جوشکاری ۲ میلی‌متر بر ثانیه (۱۲۰ میلی‌متر در دقیقه).

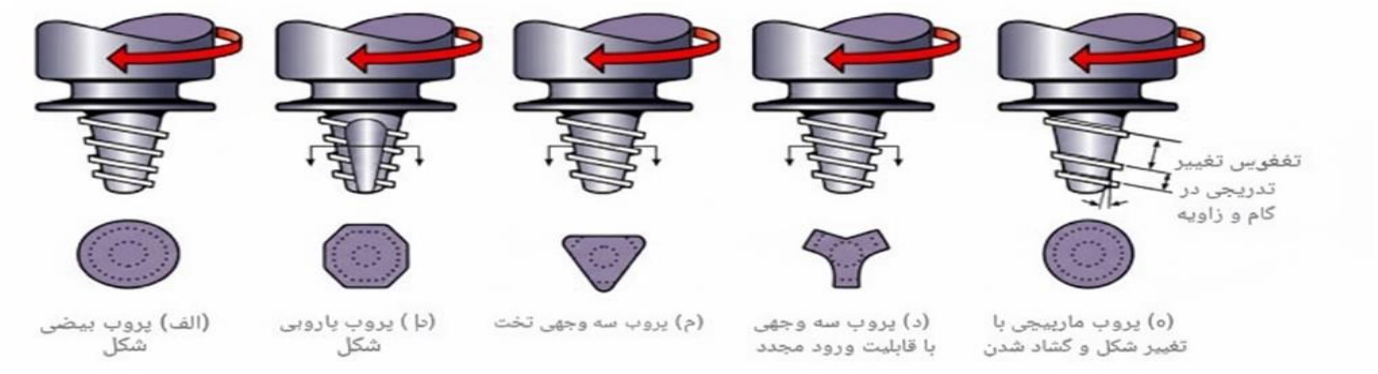
سمت پیشرو سمت عقب‌نشینی



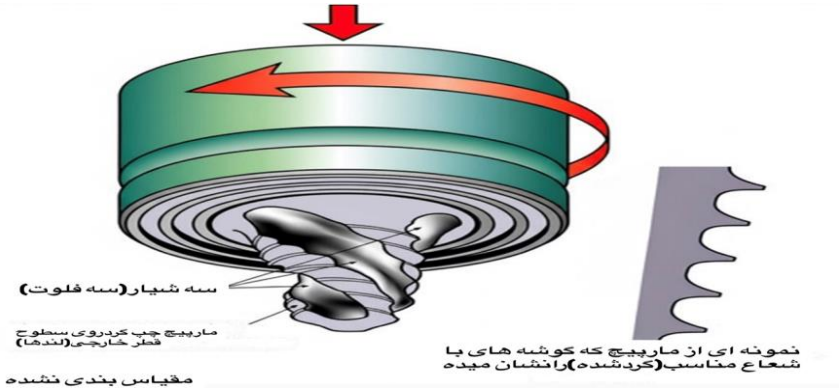
شکل ۴: برش ماکروسکوپی جوش روی هم (lap weld) در ورق آلومینیوم ۶ میلی‌متری ۵۰۸۳-۰ که با ابزار نوک پینی و سرعت حرکت جوش ۲ میلی‌متر بر ثانیه (۱۲۰ میلی‌متر در دقیقه) تولید شده است.




شکل ۵: انواع پروب توسعه یافته در TWI برای ضخامت‌های مختلف مواد و انواع اتصالات.




**شکل ۶: انواع پایه‌ای پروب‌های نوع Whorl™**




**شکل ۷ پروب معمولی MX-Triflute™.**

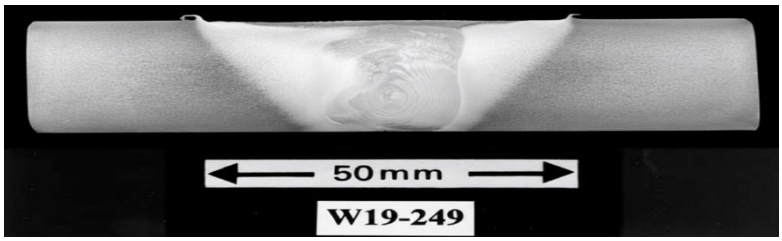
**سمت پیشرو** **سمت**

**عقب‌نشینی**

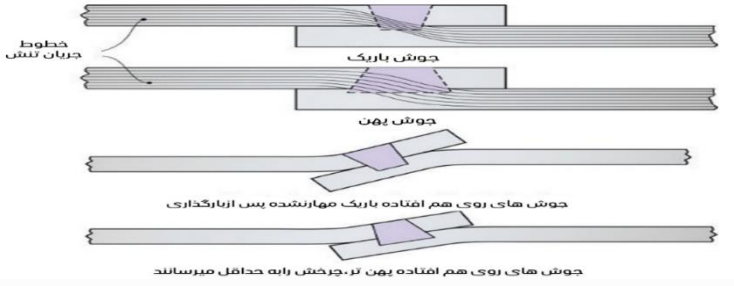
**شکل ۸: ویژگی‌های ماکروسکوپی در ناحیه جوش. جوش تولید شده در آلومینیوم ۶۰۸۲ T6-با استفاده از پروب Whorl™و سرعت حرکت جوش ۴ میلی‌متر بر ثانیه (۲۴۰ میلی‌متر در دقیقه)**

**(توجه: این تصویر وارونه است، اما سمت جلو و عقب بخش جوش مشخص شده‌اند)**

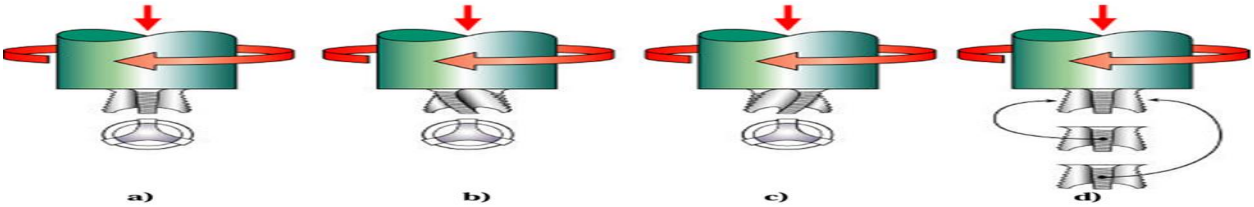
**سمت پیشرو** **سمت عقب‌نشینی**



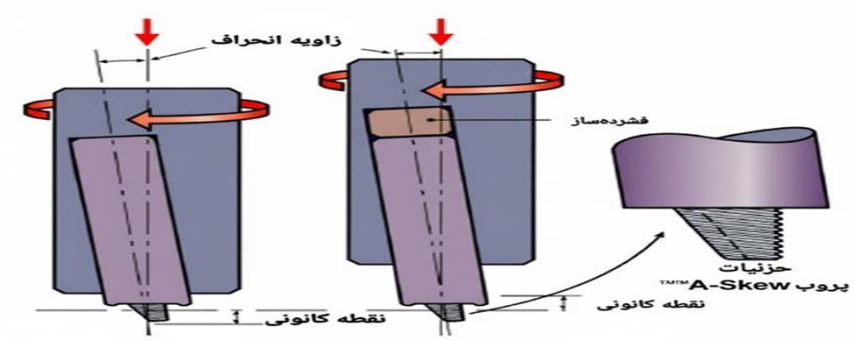

**شکل ۹: ویژگی‌های ماکروسکوپی در ناحیه جوش. جوش تولید شده در آلومینیوم ۶۰۸۲ T6-با استفاده از پروب MX-Triflute™و سرعت حرکت جوش ۴ میلی‌متر بر ثانیه (۲۴۰ میلی‌متر در دقیقه).**



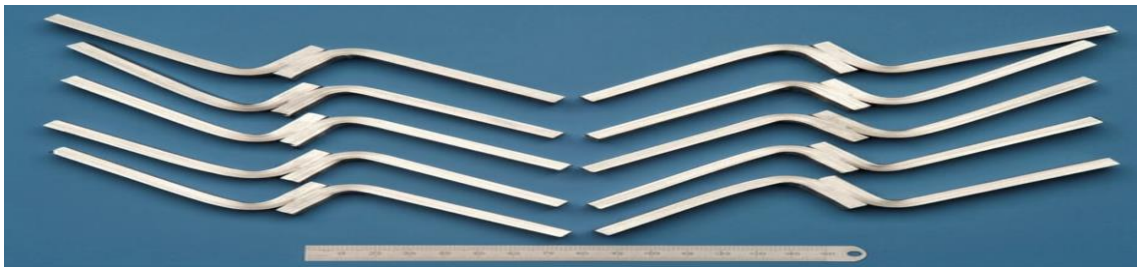

**شکل ۱۰ خطوط جریان تنش مقایسه‌ای.**



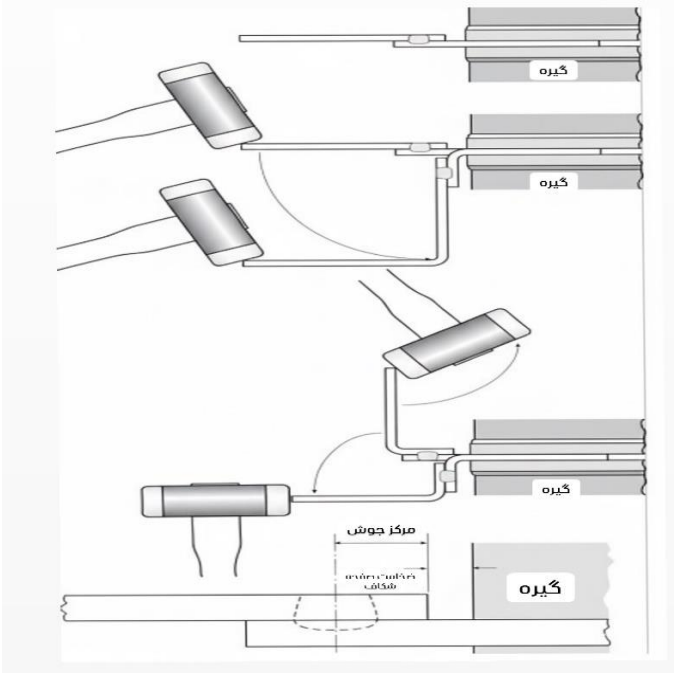

**شکل ۱۱. انواع پایه برای پروب‌های نوع Flared-Triflute™.**




**شکل ۱۲. اصل اساسی skew-stir™ که نقاط کانونی مختلف را نشان می‌دهد.**



**شکل ۱۳. خم‌های چکشی «S» – نتایج معمول حاصل از جوش‌های تولید شده با پروب‌های A Skew™.**




**شکل ۱۴. روش خمش S شکل با چکش مهار نشده**

# جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای استلایت دوام ابزار و یکپارچگی متالورژیکی

**عباس روستایی[1] ، ایمان حاجیان نیا[2]**

[1]دانشجوی کارشناسی فناوری بازرسی جوش دانشگاه گروه توسعه صنعت ماهان سپاهان

[2]استادیار دانشکده شهید مهاجر، شرکت مهندسی فولاد مبارکه مشاور فولاد سفید دشت چهار محال و بختیاری

abas.roostaee9569@gmail.com

**چکیده**

آلیاژهای Stellite، که بر پایه کبالت و کروم ساخته شده‌اند، به‌خاطر سختی بسیار بالا، مقاومت حرارتی و مقاومت عالی در برابر سایش و خوردگی شناخته می‌شوند. این ویژگی‌ها، جوشکاری سنتی ذوبی را دشوار می‌کند، زیرا نقطه ذوب بالا، ترک حرارتی و رسوب فازهای مضر مشکل‌ساز هستند.جوشکاری اصطکاکی (FSW) به عنوان یک روش اتصال حالت جامد، جایگزین مناسبی است زیرا نیاز به ذوب کامل ماده را حذف می‌کند. با این حال، سختی و ماهیت ساینده Stellite موجب نیاز به استراتژی‌های پیشرفته در طراحی ابزار می‌شود تا از سایش شدید ابزار جلوگیری شود.این مقاله به بررسی پیشرفته‌ترین وضعیت جوشکاری FSW روی آلیاژهای Stellite می‌پردازد، با تمرکز بر انتخاب و طراحی ابزارهای مقاوم و پیشرفت‌های ایجاد پوشش‌های محافظ روی ابزار، مانند Stellite 6بر روی زیرلایه فولاد پرمقاومت . همچنین، متالورژی ناحیه جوش(Stir Zone) ، شامل حفظ و تحول فازهای سخت کاربید، تحلیل شده و ارتباط پارامترهای فرآیندی با خواص مکانیکی و تریبولوژیکی نهایی بررسی شده است. در نهایت، موفقیت در FSW بستگی مستقیم به دو چالش اصلی دارد دوام ابزار و رسیدن به یکپارچگی متالورژیکی قابل قبول در رابط جوش.

**کلمات کلیدی:** جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، آلیاژهای استایلت، یکپارچگی متالورژیکی، ابزارهای هیبریدی، ناحیه همزن(stir Zone)

## مقدمه

آلیاژهای Stellite، خانواده‌ای از سوپرآلیاژهای کبالت‌پایه (به‌ویژه سیستم‌های Co-Cr-W)، در صنایع نیازمند مقاومت بالا در برابر سایش شدید، فرسایش و خوردگی، مانند صنایع پتروشیمی، هوافضا و پزشکی، ضروری هستند. عملکرد برجسته این آلیاژها ناشی از تقویت محلول جامد ذاتی ماتریس Co-Cr و رسوب فازهای بین‌فلزی سخت و پایدار، به ویژه کاربیدهای پیچیده، است.گائو و همکاران (۲۰۱۸) با بررسی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای Stellite نشان دادند که طراحی مناسب ابزار نقش تعیین‌کننده‌ای در ایجاد جریان یکنواخت ماده، ریزدانگی ساختار جوش و دستیابی به اتصالات سالم و بدون نقص دارد و FSW را به‌عنوان روشی قابل‌اتکا برای اتصال آلیاژهای سخت معرفی کردند.

Sadhu و همکاران (۲۰۱۹) با ارزیابی ابزارهای FSW ساخته‌شده از Stellite-6/WC به روش لیزری نشان دادند که طراحی ابزارهای گرادیانی مقاوم به سایش می‌تواند پایداری فرآیند، عمر ابزار و کیفیت مکانیکی جوش‌های اصطکاکی اغتشاشی را به‌طور چشمگیری بهبود دهد.Singh و Ramesh (۲۰۱۷) با بررسی مواد پیشرفته ابزار در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی سوپرآلیاژها نشان دادند که انتخاب صحیح جنس ابزار، به‌ویژه آلیاژهای کبالت‌پایه مانند Stellite، نقش کلیدی در کاهش سایش، افزایش پایداری فرآیند و دستیابی به جوش‌های با کیفیت بالا دارد.Prisco و Casalino (۲۰۲۰) با مرور مکانیسم‌های سایش ابزار در جوشکاری اصطکاکی آلیاژهای سخت نشان دادند که سایش شدید ابزار عامل اصلی محدودکننده کیفیت جوش و پایداری فرآیند است و توسعه ابزارهای مقاوم به سایش و طراحی بهینه آن‌ها برای موفقیت FSW آلیاژهایی مانند Stellite ضروری است.Mishra و Ma (۲۰۰۵) با ارائه یک مرور بنیادین از جوشکاری و پردازش اصطکاکی اغتشاشی نشان دادند که این فرآیندهای حالت جامد از طریق کنترل جریان ماده و بازبلوری دینامیکی قادر به ایجاد ریزساختارهای ریزدانه و بهبود قابل‌توجه خواص مکانیکی در فلزات و آلیاژها هستند. Mironov و همکاران (۲۰۰۹) با بررسی دقیق تکامل ساختار دانه‌ای در جوشکاری اصطکاکی نشان دادند که بازبلوری دینامیکی پیوسته ناشی از کرنش شدید و جریان پایدار ماده، عامل اصلی ریزدانگی در ناحیه جوش است و کنترل شرایط فرآیندی نقش تعیین‌کننده‌ای در مهندسی ریزساختار دارد.

## روش تحقیق

### چالش‌های اتصال آلیاژهای Stellite

خواص ذاتی که Stellite را باارزش می‌کند، فرآیندهای جوشکاری ذوبی سنتی مانند GTAWیا LBWرا دشوار می‌سازد. چالش‌های کلیدی شامل موارد زیر است:

۱. نقطه ذوب بالا و رفتار انجماد : آلیاژهای Stellite دارای نقاط ذوب بالای ۱۳۰۰ °C هستند. جوشکاری ذوبی باعث ایجاد شیب‌های حرارتی شدید می‌شود که منجر به تشکیل ریزساختارهای درشت در هنگام انجماد می‌گردد.

۲. حساسیت به ترک حرارتی :(Hot Cracking) وجود عناصر کاربیدساز مانند Crو W باعث دامنه دمایی گسترده انجماد و تشکیل فازهای شکننده $M_6C$ در امتداد مرز دانه‌ها می‌شود که به ترک و شکست حرارتی شدید هنگام سرد شدن منجر می‌گردد.

۳. تخریب کاربیدها :قرار گرفتن در دماهای بالا می‌تواند باعث پیرشدگی بیش از حد یا انحلال کاربیدهای اولیه و ثانویه مفید شود و در نتیجه، ماتریس نرم‌تر و کاهش عملکرد سایش در ناحیه تأثیر حرارتی (HAZ) را ایجاد کند.

### جوشکاری اصطکاکی به‌عنوان راه‌حل حالت جامد

FSWکه توسط The Welding Institute (TWI)در سال ۱۹۹۱ توسعه یافته، یک فرآیند حالت جامد است که به‌طور مؤثر بسیاری از چالش‌های جوشکاری آلیاژهای Stellite را حل می‌کند. این فرآیند زیر نقطه ذوب ماده عمل می‌کند، معمولاً بین ۰,۷ تا ۰,۹ دمای ذوب.(T)

درFSW ، انرژی مکانیکی حاصل از حرارت اصطکاکی همراه با تغییر شکل پلاستیک شدید ایجاد شده توسط یک ابزار چرخان غیرمصرفی، ماده را نرم می‌کند تا دو قطعه بتوانند به‌صورت پلاستیکی به هم متصل شوند.

مزایای اصلی FSW برای آلیاژهای Stellite عبارتند از:

- عدم ذوب کامل :از ترک‌های انجمادی جلوگیری کرده و تشکیل ریزساختارهای درشت را کاهش می‌دهد.
- ریزساختار اصلاح‌شده :عمل هم‌زدن شدید منجر به تبلور مجدد دینامیک و ریزدانه شدن در ناحیه Stir Zone (SZ) می‌شود و اغلب خواص مکانیکی بهتری نسبت به فلز پایه ایجاد می‌کند.
- کنترل بر تحول فازها :بودجه حرارتی کمتر نسبت به جوشکاری ذوبی، کنترل بهتری بر پایداری و توزیع رسوب‌های تقویت‌کننده مانند کاربیدها فراهم می‌کند.

با این حال، موفقیت FSW روی Stellite به دو عامل کلیدی و به هم مرتبط وابسته است:

۱. غلبه بر مقاومت سایشی شدید آلیاژ با استفاده از یک ابزار مقاوم.
۲. مدیریت فرآیند ترمومکانیکی حاصل بر فازهای سخت ماتریس آلیاژ.

به طور کلی با حذف ذوب کامل ماده، جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به‌طور بنیادین عیوب مرتبط با انجماد را که در جوشکاری ذوبی آلیاژهای پایه کبالت اجتناب‌ناپذیرند، حذف می‌کند.

## ۲. ابزار FSW برای آلیاژهای سخت: ضرورت دوام

در FSW، ابزار باید سخت‌تر و مقاوم‌تر به سایش از قطعه کار باشد، مخصوصاً در دماهای بالای فرآیند. آلیاژهای Stellite (Co-Cr پایه) به دلیل سختی بالا (HRC ۴۰<) و خاصیت ساینده شدید حتی در حالت پلاستیکی، نیازمند ابزارهای ویژه و مقاوم هستند تا جوش موفق و دوام ابزار تضمین شود.

### الزامات مواد برای ابزارهای FSW آلیاژ Stellite

فرسایش ابزار همچنان عامل محدودکننده اصلی در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی موفقیت‌آمیز آلیاژهای استلایت است و حتی ملاحظات متالورژیکی را نیز تحت الشعاع قرار می‌دهد.

ابزار جوشکاری باید بتواند چالش‌های مکانیکی و سایشی شدید آلیاژ Stellite را تحمل کند، شامل:۱.تنش تماس بالا :به دلیل نیروی فروکردن ابزار (F) زیاد برای حفظ جریان پلاستیک در قطعه سخت.۲.خستگی ترمومکانیکی :سیکل‌های گرمایش و سرمایش مکرر در حین هم‌زدن.۳.سایش شدید ساینده :تماس مستقیم با ماتریس غنی از کاربید و ساینده Stellite .

حالت‌های شکست معمول:۱.شکست زودرس شانه یا پین ابزار۲.تغییر شکل پلاستیک بیش از حد پین (سایش/فلشینگ)۳.جریان نامناسب ماده و در نهایت جوش ناقص یا معیوب.

### آلیاژهای سنگین تنگستن (WHA) و کامپوزیت‌ها

- سختی بسیار بالا و مقاومت عالی در برابر نرم‌شدن حرارتی
- ساخت هندسه‌های پیچیده ابزار FSW (پین و شانه) از WHA سخت و پرهزینه
- تردی ذاتی باعث شکست ناگهانی تحت بار ضربه‌ای

**بور نیترید مکعبی چندبلوری(PCBN)**

- سختی عالی حتی در دماهای بالای ۱۰۰۰°C
- ابزارها با نوک PCBN لحیم‌کاری شده روی زیرلایه فولاد پرمقاومت ساخته می‌شوند
- بسیار مقاوم در برابر سایش اما گران و ایجاد رابط لحیم‌کاری بدون نقص برای انتقال بار، چالش‌برانگیز است

اگرچه PCBN و ابزارهای مبتنی بر تنگستن سختی حرارتی فوق‌العاده‌ای از خود نشان می‌دهند، اما هزینه بالا و شکنندگی آنها به طور قابل توجهی مانع از پذیرش گسترده صنعتی آنها می‌شود.

**مواد زیرلایه پیشرفته (مثلاً فولاد H13 پرمقاومت)**

- فولادهای سریع، به‌ویژه H13 اصلاح شده، زیرلایه مناسبی به دلیل مقاومت در برابر تمپرینگ هستند
- مقاومت سطح ابزار در برابر Stellite نیازمند تقویت با روش‌های پیشرفته تغییر سطح است.
-

**پوشش Stellite روی زیرلایه فولاد H13 با تولید افزایشی**

ابزارهای هیبریدی که پوشش مقاوم به سایش استلایت را با هسته چقرمه فولاد H13 ترکیب می‌کنند، یک تغییر پارادایم در طراحی ابزار FSW برای آلیاژهای سخت محسوب می‌شوند.

روش نوین و مؤثر، استفاده از تولید افزایشی(AM) ، به‌ویژه Directed Energy Deposition (DED)یا Laser Powder Bed Fusion (LPBF)، برای ایجاد مواد با خواص تابعی یا پوشش‌های دقیق است.

**دلیل استفاده از پوشش Stellite: ۱)**سطح سایشی بهینه :سطح خارجی ابزار، که با قطعه Stellite تماس مستقیم دارد، دارای ترکیب شیمیایی و مقاومت سایشی آلیاژ Stellite است و سازگاری شیمیایی بالایی ایجاد می‌کند و سایش چسبنده را کاهش می‌دهد. **۲)**زیرلایه مقاوم :هسته H13 چقرمگی و انعطاف‌پذیری لازم را برای جذب نیروهای فشاری و اصطکاکی بالا فراهم می‌کند و از شکست ترد پوشش سخت جلوگیری می‌کند.

**ملاحظات فرآیندی برای پوشش: ۱)**کنترل رقیق شدن :تنظیم دقیق پارامترهای AM (توان لیزر، سرعت اسکن، نرخ تغذیه پودر) برای حفظ ترکیب Co-Cr-W و مورفولوژی کاربید در لایه پوشش ضروری است. **۲)**تنش‌های باقیمانده :گرمایش و سرمایش سریع AM می‌تواند تنش در رابط ایجاد کند؛ حرارت‌دهی پس از رسوب معمولاً برای کاهش تنش‌ها و بهبود یکپارچگی ابزار لازم است.

ابزارهای هیبریدی که سطح سایشی استلایت را با زیرلایه فولادی سخت ترکیب می‌کنند، نشان‌دهنده یک تغییر الگو در غلبه بر محدودیت‌های دوام ابزارهای FSW یکپارچه هستند و این رویکرد ترکیبی محدودیت‌های ابزارهای تک‌قطعه‌ای را حل می‌کند و مقاومت سایشی بالا (پوشش) را با پشتیبانی مکانیکی مقاوم (زیرلایه) ترکیب می‌کند.

## ۳. جنبه‌های متالورژیکی FSW آلیاژهای Stellite

FSW با تغییر شکل پلاستیک شدید و سیکل حرارتی متوسط، منجر به تعدیل‌های میکروساختاری منحصر به فرد در ناحیه جوش می‌شود. هدف برای Stellite، یکپارچه‌سازی کامل ماده بدون ایجاد رشد دانه نامطلوب یا تجزیه فازهای تقویتی است.

۴. **ورودی حرارت و سیکل حرارتی**: **۱)**حرارت ناشی از اصطکاک ابزار-قطعه کار و کار پلاستیکی داخلی است. **۲)**دمای حداکثر برای Stellite معمولاً بین ۹۰۰–۱۱۵۰ °C است**.۳)**پارامترهای کلیدی :دمای پیک (T_peak) و زمان نگهداری (t_h)**۳)**هدف: دما زیر حدی که باعث رشد دانه یا تجزیه فازهای ثانویه شود و بالای حد DRX برای فعال شدن دانه‌بندی دینامیک

**تکامل نواحی میکروساختاری**: چهار ناحیه اصلی مانند FSW معمولی، با خصوصیات تحت تأثیر فازهای سخت:Stellite

**ناحیه همزن(Stir Zone, SZ)** : ۱)بیشترین مخلوط شدن، تغییر شکل و حرارت زیر پین ابزار. ۲)دانه‌بندی و DRX: برش شدید باعث DRX و ساختار دانه‌ای ریز و هم‌اندازه می‌شود = افزایش چقرمگی پس از جوش. خردشدگی کنترل‌شده کاربیدها همراه با تبلور مجدد دینامیک، مکانیزم متالورژیکی کلیدی کنترل‌کننده یکپارچگی اتصال در FSW آلیاژهای استلایت است.

- **تکامل کاربیدها:** ۱)**تجزیه و توزیع مجدد :**کاربیدهای اولیه به ذرات کوچک‌تر و یکنواخت تقسیم می‌شوند. ۲)**ثبات کاربید :** در دما 1150°C<و زمان کوتاه، کاربیدهای اولیه و M_23C_6 حفظ می‌شوند؛ دما یا زمان زیاد ⟶ تجزیه و شبکه‌های ترد M_6C⟶کاهش چقرمگی

**ناحیه تحت تأثیر ترمو-مکانیکی(TMAZ)** : ۱)تغییر شکل پلاستیک قابل توجه اما DRX کامل رخ نمی‌دهد. **۲**)دانه‌ها اغلب کشیده و جهت‌دار مطابق جریان ماده. **۳**)توزیع غیر یکنواخت کاربیدهای ریز به دلیل برش موضعی

**ناحیه تحت تأثیر حرارت(HAZ)** : **۱**)تحت تأثیر حرارت خالص، حداقل تغییر شکل پلاستیک. **۲**)مستعد پیرشدگی بیش از حد رسوب‌ها و تشکیل فازهای ترد جدید. **۳**)نیاز به کنترل دقیق فرآیند برای کاهش عرض این ناحیه و حفظ سختی و مقاومت به سایش

## خواص مکانیکی و تریبولوژیکی

اثربخشی جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی (FSW) استلایت توسط خواص نهایی اتصال تعیین می‌شود:

- **سختی : 1)**پروفیل سختی اغلب به شکل 'U' یا 'W' است**2)**پایین‌ترین سختی در TMAZ/HAZ به دلیل نرم شدن ماتریکس مشاهده می‌شود**3).**بازیابی سختی در SZ به دلیل ریز شدن دانه (Grain Refinement) است **.3)** شرایط بهینه: استفاده از سرعت‌های چرخشی بالا (\omega) و سرعت‌های پیشروی متوسط(v) ، منجر به نواحی اغتشاش (SZ) باریک‌تر و سخت‌تر می‌شود. **3)**سختی ناحیه اغتشاش تقریباً به صورت زیر تعریف می‌شود:

$$\text{Hardness}_{SZ} \approx f(\text{DRX}, \text{Carbide Finaeness})$$

- **مقاومت به سایش: 1)**هدف، حفظ یا بهبود مقاومت به سایش ماده پایه است **.2)** این امر با بهینه‌سازی قطعه‌قطعه شدن و نگهداری کاربیدها در SZ به دست می‌آید. **3)**اتصالات FSW بهتر از جوشکاری‌های ذوبی عمل می‌کنند زیرا دچار جدایش کاربید نمی‌شوند.

## کاربردها

### کاربردهای کلیدی FSW درStellite

توانایی ایجاد اتصالات با یکپارچگی بالا و حالت جامد، مسیرهای کاربردی مهمی را فراهم می‌کند:

۱. **تعمیر و بازسازی پوشش‌ها FSW :**می‌تواند قطعات ساییده شده Stellite (مانند نشیمنگاه شیرها، پره‌های توربین) را با اضافه کردن مواد پرکننده Stellite بازسازی کند، بدون نیاز به جوشکاری ذوبی چند مرحله‌ای و ماشین‌کاری پس از جوش.

۲. **اتصال مواد نامتشابه FSW :**برای اتصال پوشش‌های Stellite به زیرلایه‌های متفاوت مانند فولاد ضدزنگ یا سوپرآلیاژهای نیکل مفید است؛ ماهیت حالت جامد واکنش‌های نفوذی مضر را کاهش داده و ناحیه انتقال قوی و مشخص ایجاد می‌کند.

۳. **ساختارهای مرکب** :امکان تولید قطعات بزرگ و پیچیده با استفاده هدفمند از Stellite در مناطق با سایش بالا و اتصال بدون درز به هسته سبک و ساختاری فراهم می‌شود.

## نتیجه‌گیری

FSWتحول‌آفرین برای آلیاژهای Co-based Stellite است و امکان ایجاد اتصالات با کیفیت بالا و بدون ترک را می‌دهد که با روش‌های ذوبی ممکن نیست.

موفقیت متالورژیکی FSW به پیشرفت فناوری ابزار وابسته است.

استفاده از ابزارهای هیبریدی با پوشش Stellite روی زیرلایه H13 ساخته شده باAM ، مقاومت سایشی و یکپارچگی ساختاری لازم را فراهم می‌کند.

تحقیقات آینده باید روی کنترل دقیق حرارت و نسبت سرعت چرخش به حرکت ابزار (ω/v) تمرکز کنند تا ساختار دانه‌ای ناحیه Stir Zoneبهینه شود، کاربیدها تجزیه و توزیع شوند و فازهای ترد مضر ایجاد نشود.

با پیشرفت‌های مداوم در طراحی ابزار و مدیریت حرارتی، جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آماده است تا به یک مسیر تولید مناسب برای آلیاژهای پایه کبالت با کارایی بالا تبدیل شود.

با بهبود دوام ابزار از طریق نوآوری‌هایAM ، FSWبه روش استاندارد اتصال قطعات Stellite با عملکرد بالا در صنایع کلیدی تبدیل خواهد شد.

**مراجع**

1. Gao, X., Cao, L., & Feng, J. (2018). Friction stir welding of Stellite alloys: Tool design and microstructural evolution. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27(3), 1174–1186. https://doi.org/10.1007/s11665-018-3087-9
2. A. Sadhu, S. Pal, and S. K. Pal, “Performance evaluation of laser-deposited functionally graded Stellite-6/WC tools in friction stir lap welding,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 266, pp. 475–487, 2019. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.11.033
3. Singh, P., & Ramesh, K. (2017). Advanced tool materials for friction stir welding of superalloys. Materials & Design, 133, 1–15. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.07.027
4. Prisco, M., & Casalino, G. (2020). Tool wear mechanisms in friction stir welding of hard alloys: A review. Wear, 450-451, 203229. https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203229
5. Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. Materials Science and Engineering: R: Reports, 50(1-2), 1–78. https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001
6. S. Mironov, Y. S. Sato, and H. Kokawa, “Development of grain structure during friction stir welding of metals,” Acta Materialia, vol. 57, no. 16, pp. 4519–4528, 2009. https://doi.org

# بررسی سختی پوشش کامپوزیتی ایجاد شده بر روی فولاد زنگ نزن 309 به روش روکش‌کاری لیزری

**اسماعیل زراعتی زردخونی*[1]، احمد منشی[2]، مهدی عزیزیه[3]**

[1]*دانشجوی دکتری، دانشگاه آزاد اسلامی واحد اهواز، گروه مهندسی مواد، اهواز، ایران؛ esmaeil.zeraati@iau.ir

[2]استاد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد اهواز، گروه مهندسی مواد، اهواز، ایران؛ a-monshi@cc.iut.ac.ir

[3]استادیار، دانشگاه آزاد اسلامی واحد اهواز، گروه مهندسی مواد، اهواز، ایران، azizieh@gmail.com

## چکیده

مواد سرامیکی به دلیل نقطه ذوب بالا، سختی و استحکام زیاد، هدایت حرارتی کم و ضریب انبساط حرارتی پایین، به‌طور گسترده به‌عنوان پوشش‌های محافظ سطح و مواد تقویت‌کننده در قطعات فلزی مورد استفاده قرار می‌گیرند. روکش‌کاری لیزری یکی از مهم‌ترین روش‌های اصلاح سطح است که با استفاده از پرتو لیزر پرقدرت، مواد رسوب‌شده را ذوب کرده و لایه‌ای با پیوند متالورژیکی قوی با زیرلایه ایجاد می‌کند. در این پژوهش، روکش‌های کامپوزیتی کبالت–کاربید تنگستن به روش روکش‌کاری لیزری بر روی فولاد زنگ‌نزن پرکاربرد 309 تهیه شدند. بدین منظور، ابتدا خمیر پودر کبالت و کاربید تنگستن آماده و بر روی سطح فولاد اعمال گردید، سپس به‌منظور تثبیت ذرات در سطح، عملیات تابش لیزر انجام شد. ریزساختار و خواص مکانیکی نمونه‌ها با استفاده از آزمون میکروسختی، متالوگرافی و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM/EDS) مورد بررسی قرار گرفت. نتایج تصاویر SEM نشان داد که ذرات کاربید تنگستن به‌صورت یکنواخت در زمینه کبالت توزیع شده‌اند. همچنین نتایج آنالیز EDS حضور کبالت و کاربید تنگستن را در پوشش کامپوزیتی تایید کردند. بیشترین مقدار میکروسختی مربوط به نمونه حاوی 3 درصد وزنی کاربید تنگستن و تهیه‌شده در توان لیزر 150 وات به‌دست آمد.

**کلمات کلیدی:** فولاد زنگ نزن **309**، روکش کاری لیزری، کاربید تنگستن ، کامپوزیت، میکروسختی

**مقدمه**

سختی پوشش ها عمدتا به نوع، کمیت و توزیع فاز سرامیکی بستگی دارد. فاز سرامیکی پوشش‌ها یکی از عوامل مهم مؤثر بر عملکرد سطحی پوشش‌ها است که از میان آن‌ها می‌توان به فازهای سرامیکی رایج WC، Al2O3، TiC، TiB2، TiN، Cr3C2 و سایر ذرات سرامیکی با نقطه ذوب بالا و سختی بالا اشاره کرد. محققان ذرات سرامیکی WC و Al2O3 را به ترتیب به پوشش‌ها اضافه کردند و تشکیل فاز سخت در پوشش‌ها به طور قابل توجهی پوشش‌ها را بهبود بخشید [1, 2]. در مقایسه با فناوری سنتی اصلاح سطح، روکش لیزری عمدتا برای ایجاد پوشش‌های محافظ استفاده می‌شود که عمر مفید اجزای مکانیکی را افزایش می‌دهد. این فناوری دارای مزایای منحصر به فرد از جمله نرخ رقت کم، منطقه باریک متاثر از حرارت (HAZ)، شوک حرارتی کم، ساختار پوشش خوب و پیوند متالورژیکی خوب با زمینه است[3-5]. کامپوزیت های زمینه فلزی (MMCs ) به طور گسترده در فناوری روکش لیزری استفاده شده اند و سرامیک هایی مانند WC [6]، TiC [7]، SiC، VC [8] و TiB [9] اغلب به عنوان تقویت کننده استفاده می شوند. فازهای MMC به دلیل سختی و سفتی بالا، همراه با چقرمگی عالی زمینه آلیاژی، خواص جامع MMC ها را می توان تا حد زیادی بهبود بخشید[10]. روکش کاری لیزری یک روش بالقوه نویدبخش از تکنیک های پوشش دهی است که کاربردهای گوناگونی در صنایع مختلف دارد. از این روش عمدتا برای بهبود خواص سطحی و تعمیر قطعات فرسوده اجزای مکانیکی ای که در شرایط محیطی سخت و چالش برانگیز کار می کنند، استفاده می شود [11, 12]. دو و همکارانش [13]، پوشش کامپوزیتی TiB2/Fe را با استفاده از روکش کاری لیزری بر روی فولاد AISI 1010 لایه نشانی کردند. نتایج نشان می دهد که روکش کاری لیزری می تواند اتصال خوبی بین لایه روکش شده و بستر ایجاد کند. حضور TiB2 در پوشش، سختی را به میزان قابل ملاحظه ای افزایش داد [13]. کائول و همکارانش[14]، فولاد زنگ نزن آستنیتی را با یک آلیاژ مبتنی بر نیکل روکش‌کاری کردند. نتایج نشان می دهد که می توان به لایه های بدون ترک دست یافت. ناحیه روکش شده سختی ای در گستره HV700 تا HV900 را نشان داد، در حالی که سختی زیرلایهHV200 تا HV230 بود[14]. یان و همکارانش[15]، از روکش کاری لیزری با سرعت فوق العاده بالا برای لایه نشانی پوشش H13 بر روی فولاد قالب CrNiMo5 استفاده کردند. ریزسختی‌های پوشش،HAZ و بستر کاملا متفاوت بودند. ریزسختی به تدریج از پوشش به بستر کاهش یافت. بیشترین ریزسختی مشاهده شده در پوشش دو برابر بستر بود [15]. چن [16]، از یک لیزر Nd:YAG پالسی 500 واتی برای لایه نشانی فولاد ابزار با مقدار درصد وزنی متفاوت وانادیوم (3،9 و 15 درصد وزنی) بر روی بستر H13 استفاده کردند. مقادیر ریزسختی بستر H13 در گستره HV 500-550، و مقادیر سختی ناحیه روکش شده در محدوده HV 600-750 بود؛ کمترین مقدار ریزسختی مربوط به لایه روکش شده با 3 درصد وزنی V و بیشترین مقدار آن مربوط به لایه روکش شده با 15 درصد وزنی V بود[16]. افزودن ترکیبات دیرگداز و سخت به سطح فولادهای زنگ نزن و تولید پوشش های کامپوزیتی با استفاده از فرآیند لیزر، موجب بهبود سختی فولادهای زنگ نزن می‌شود. خواص پوشش‌های کامپوزیتی تحت تاثیر ریزساختار سطح ایجاد شده به وسیله آلیاژسازی است. در تعداد اندکی از پژوهش ها به بررسی مقدار ذرات تقویت کننده پرداخته شده است. از این رو، پژوهش حاضر به بررسی مقدار فاز تقویت کننده بر ریزساختار و سختی می پردازد.

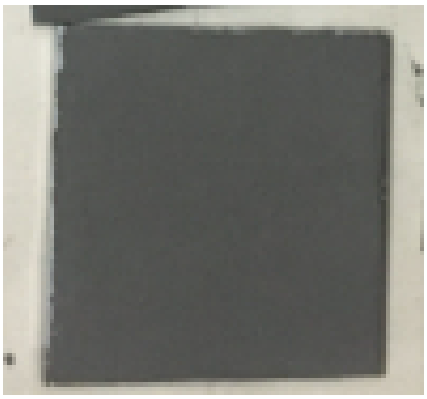
**مواد و روش پژوهش**

از فولاد 309 به عنوان ماده‌ی پایه در این پژوهش استفاده شده است. ترکیب شیمیایی این فولاد در جدول () ارائه شده است. در این پژوهش از پودر کبالت و کاربید تنگستن با میانگین اندازه 10 میکرون و خلوص 99 درصد استفاده شده است. ابتدا نمونه هایی از جنس AISI 309 جهت انجام فرآیند روکش‌کاری لیزری تهیه شدند. پودرهای WC و Co با چسب سیلیکات سدیم و آب مقطر مخلوط شدند تا یک ماده‌ی خمیری شکل به وجود آید. در این روش چسب به عنوان اتصال دهنده‌ی ذرات پودر به همدیگر و به زمینه است تا در اثر جریان گاز محافظ در حین فرآیند لیزری دچار پاشش نشود. از طرف دیگر، این چسب بایستی در هنگام تاباندن پرتو لیزر و ذوب شدن همزمان پودر و سطح زیرلایه، بخار شده و از حوضچه خارج شود و حفره و ناخالصی ایجاد نکند. نسبت مناسب چسب به آب با انجام آزمایش‌های اولیه به دست آمد. سپس ماده‌ی خمیری ایجاد شده بصورت یکنواخت بر روی سطح قرار داده شد. سپس این نمونه‌ها جهت

خشک شدن به مدت یک ساعت در داخل کوره با هوای کنترل شده تحت دمای 100 درجه قرار گرفتند تا رطوبت داخل آن ها خارج شود و در مرحله‌ی تاباندن لیزر و شکل‌گیری پوشش، ایجاد تخلخل نکند.

جدول1) ترکیب شیمیایی آلیاژ فولاد زنگ نزن 309

| عنصر | C | Mn | P | S | Si | Cr | Ni | Fe |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| درصد وزنی | 0.2 | 2 | 0.045 | 0.03 | 0.75 | 23 | 13 | باقیمانده |



شکل 1) نمونه ی پیش نشانی شده

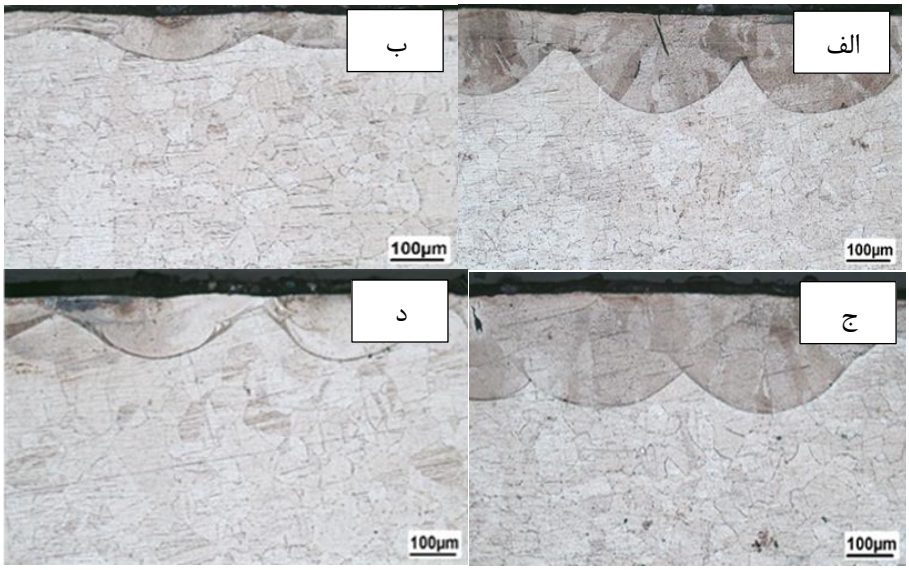
نمونه ها بعد از خشک شدن، جهت انجام فرآیند لیزری روی میز کار لیزر بسته شدند. سپس این نمونه ها تحت تابش لیزر قرار گرفت. در این تحقیق از دستگاه لیزر پالسی Nd:YAG با مدل IQL-10 استفاده شد. در این مرحله، سرعت حرکت لیزر نسبت به قطعه کار برابر با 3 میلی متر بر ثانیه، توان لیزر 150 وات و ارتفاع نقطه کانونی از سطح قطعه برابر با 4 میلی متر بود.

شکل 2) قطعه بعد از اعمال لیزر

جهت بررسی میزان تخلخل و عمق نفوذ روکش‌کاری؛ نمونه‌ها جهت انجام متالوگرافی آماده¬سازی شد. از یک میکروسکوپ نوری مجهز به دوربین جهت بررسی کیفیت سطح پوشش استفاده شد. برای مطالعه سطح مقطع ناحیه روکش کاری شده از دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد. با استفاده از آنالیزگر طیف سنج انرژی پرتو ایکس نصب شده روی میکروسکوپ، آنالیز نقطه ای عنصری در نواحی مختلف نمونه ها، عناصر مختلف موجود در ریزساختار شناسایی و درصد و نحوه توزیع آن ها در ریزساختار مشخص می گردد. میکروسکوپ SEM استفاده شده در این پژوهش مارک MIRA3 FEG-SEM ساخت کمپانی Tescan می باشد. به منظور ارزیابی سختی نمونه ها، پس از روکش کاری لیزری، طبق استاندارد ASTM E 384-99 از دستگاه میکروسختی سنج استفاده شد.

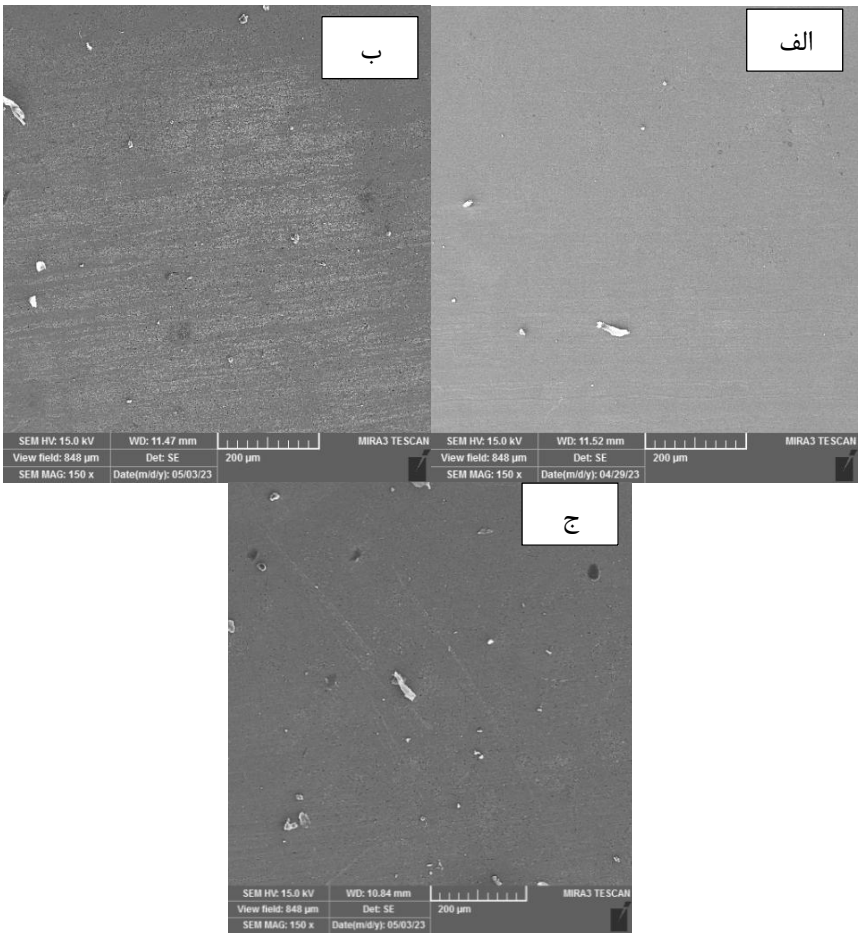
## نتایج و بحث

تصاویر حاصل از میکروسکوپ نوری مقاطع پولیش شده برای مشاهده ویژگی‌های پیوند زمینه روکش با زیرلایه، در شکل (3) نشان داده شده است. با توجه به تصاویر می توان گفت دو منطقه‌ی کامپوزیت سازی شده و فولاد پایه قابل مشاهده هستند که بین این دو منطقه اتصال متالورژیکی تشکیل شده است؛ همچنین ترک های انجمادی و تخلخل کاملا مشهود است. انرژی لیزر پودرهای کامپوزیت را ذوب می‌کند، سپس رسانش حرارتی رخ می‌دهد، انرژی از پودرهای مذاب به زیرلایه منتقل می‌شود. ساختار کریستالی از فصل مشترک به سطح پوشش تغییر می‌کند، که عمدتا به گرادیان دما و نرخ انجماد در طول انجماد حوضچه مذاب بستگی دارد[17]. پس از فرآیند روکش‌کاری، هیچ تغییر قابل توجهی در ریزساختار زیرلایه مشاهده نشده است. این نتیجه اساسا به ماهیت ذاتی موضعی این فرآیند نسبت داده می‌شود که رسوب دقیق مواد را بر روی نواحی گسسته زیرلایه بدون به خطر انداختن خواص کلی حجمی آن تسهیل می‌کند. در نتیجه، پوشش‌های اعمال شده توسط فرآیند روکش‌کاری، حداقل تاثیر حرارتی را بر روی زیرلایه ایجاد می‌کنند.

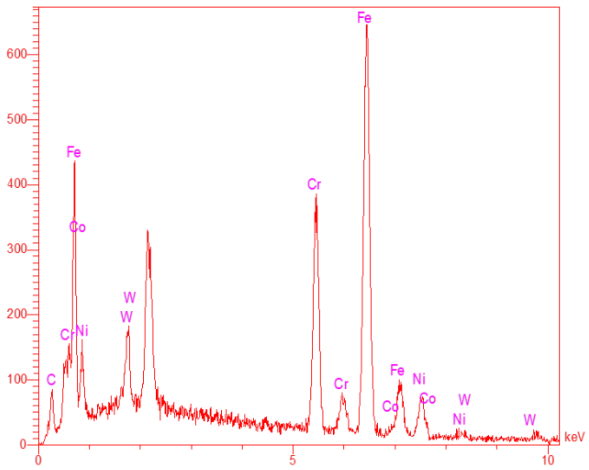



شکل 3)- تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه های کامپوزیت سازی شده سطحی با عملیات روکش‌کاری لیزری الف) Co-0wt%WC، ب) Co-1wt%WC ، ج) Co-2wt%WC ، د) Co-3wt%WC

شکل (4) نشان دهنده ی تصاویر SEM سطح مقطع پولیش شده می باشد. با توجه به تصویر (4) ملاحظه می شود که ریزساختار منطقه ی پوشش دهی شده شامل فاز زمینه با توزیع نسبتا یکنواختی از ذره ها است. طیف EDS حاصل از زمینه کامپوزیت نشان دهنده ی پیک قوی از Fe است (شکل 5). علاوه بر این پیک های مربوط به عنصر تنگستن و کبالت به خاطر حضور ذرات کاربید تنگستن و کبالت قابل رویت هستند.



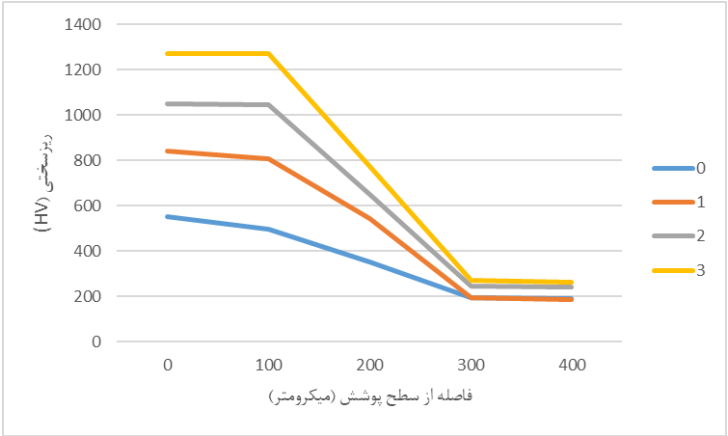

شکل 4) - تصاویر SEM از سطح مقطع نمونه های کامپوزیت سازی شده سطحی با عملیات لیزر الف) روکش پایه کبالت با 1 درصد وزنی ذرات کاربید تنگستن، ب) روکش پایه کبالت با 2 درصد وزنی ذرات کاربید تنگستن و ج) روکش پایه کبالت با 3 درصد وزنی ذرات کاربید تنگستن




شکل 5) - آنالیز EDS نمونه روکش کاری شده پایه کبالت-3 درصد وزنی ذرات کاربید تنگستن

سختی سطح پوشش همبستگی مثبت زیادی با مقاومت سایشی آن دارد، بنابراین مقاومت سایشی معمولا با سختی لایه روکش نیز اندازه‌گیری می‌شود. پروفیل‌های ریزسختی ویکرز نتایج گرادیان سختی را با دور شدن از سطح و لایه اعمال شده نشان می دهند (شکل

6). نتایج حاصل از آزمون میکروسختی روکش‌های کبالت–کاربید تنگستن تهیه‌شده به روش روکش‌کاری لیزری نشان داد که افزودن ذرات سخت WC تاثیر به‌سزایی بر افزایش سختی سطحی و تشکیل یک پروفیل گرادیانی مناسب در عمق پوشش دارد. این رفتار به‌طور گسترده در مطالعات اخیر گزارش شده و به حضور فازهای سخت، ریزدانگی ناشی از انجماد سریع و پیوند متالورژیکی مناسب نسبت داده شده است [18-19]. در نمونه فاقد کاربید تنگستن (روکش کبالت خالص)، سختی سطحی در حدود 554 ویکرز اندازه‌گیری شد که این مقدار بالاتر از سختی زیرلایه فولاد زنگ‌نزن 309 بوده و نشان‌دهنده اثر انجماد سریع و ریزدانگی ساختار در فرآیند روکش‌کاری لیزری است. مقادیر مشابهی برای روکش‌های پایه کبالت تهیه‌شده به روش لیزری در مقالات گزارش شده است که معمولا در بازه 400 تا 700 ویکرز قرار دارند [18-20]. افت تدریجی سختی با افزایش فاصله از سطح در این نمونه، ناشی از کاهش اثر ریزدانگی و نزدیکی به زیرلایه فلزی است. با افزودن 1 درصد وزنیWC ، سختی سطحی به حدود 843 ویکرز افزایش یافت که نشان‌دهنده نقش موثر ذرات WC در تقویت مکانیکی پوشش از طریق مکانیزم تقویت پراکندگی و محدودسازی حرکت نابجایی‌ها است. این روند افزایشی با گزارش‌های ارائه‌شده در مطالعات مربوط به پوشش‌های Stellite6/WC و Co-WC هم‌خوانی دارد، که در آن‌ها افزایش سختی با افزایش کسر حجمی WC مشاهده شده است[18-19]. افزایش درصد وزنی WC به 2 درصد منجر به افزایش بیشتر سختی سطحی تا حدود HV 1050 شد. تقریبا ثابت بودن سختی در نواحی نزدیک به سطح نشان‌دهنده توزیع یکنواخت ذرات WC در زمینه کبالت است. مطالعات پیشین نشان داده‌اند که یکنواختی توزیع WC و اتصال مناسب بین ذرات سخت و زمینه فلزی نقش کلیدی در دستیابی به سختی بالا و پایدار ایفا می‌کند [3،5]. همچنین افزایش سختی در ناحیه انتقالی بیانگر تشکیل گرادیان مناسب خواص و کاهش تمرکز تنش در فصل مشترک پوشش–زیرلایه است. بیشترین مقدار سختی سطحی در نمونه حاوی 3 درصد وزنی WC مشاهده شد که به حدود 1273 ویکرز رسید. این مقدار در محدوده گزارش‌شده برای پوشش‌های کامپوزیتی لیزری تقویت‌شده با WC قرار دارد، اگرچه در برخی مطالعات با درصدهای بالاتر WCیا زمینه‌های مبتنی بر نیکل، سختی‌هایی بالاتر از 1400 ویکرز نیز گزارش شده است [3،6]. با این حال، دستیابی به سختی بالا با درصد نسبتا کم WC در این پژوهش می‌تواند به توزیع یکنواخت ذرات، ترشوندگی مناسب WC در زمینه کبالت و احتمال تشکیل کاربیدهای ثانویه در اثر انرژی بالای لیزر نسبت داده شود[19]. در تمامی نمونه‌ها، کاهش تدریجی سختی با افزایش فاصله از سطح مشاهده شد که نشان‌دهنده تشکیل ناحیه انتقالی مناسب و پیوند متالورژیکی مطلوب بین پوشش و زیرلایه است. چنین پروفیل گرادیانی سختی در پوشش‌های لیزری به‌عنوان یک مزیت مهم مهندسی شناخته می‌شود، زیرا از تمرکز تنش جلوگیری کرده و عملکرد مکانیکی و دوام پوشش را بهبود می‌بخشد. به‌طور کلی، نتایج به‌دست‌آمده در این مطالعه با یافته‌های گزارش‌شده در منابع معتبر اخیر هم‌راستا بوده و نشان می‌دهد که افزایش کنترل‌شده درصد وزنی WC در روکش‌های کبالت‌پایه می‌تواند به‌طور مؤثری سختی سطحی را افزایش داده و هم‌زمان یک گرادیان خواص مطلوب در عمق پوشش ایجاد کند [18-21].




شکل 6)- تاثیر تغییر مقدار کاربید تنگستن بر ریزسختی نمونه های روکش کاری شده در فاصله های مختلف از پوشش

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

در پژوهش حاضر با استفاده از فرآیند روکش کاری لیزری، پوشش های کبالت-کاربید تنگستن به صورت کامپوزیتی بر زیرلایه فولاد زنگ نز 309 اعمال شد. تاثیر مقدار کاربید تنگستن بر میکروسختی روکش‌ها مورد بررسی قرار گرفت. با توجه به نتایج حاصل از آزمون ها مختلف از روکش های کامپوزیتی Co-WC ایجاد شده بر روی فولاد زنگ نزن 309 می توان به موارد زیر اشاره کرد:

-دو منطقه‌ی کامپوزیت سازی شده و فولاد پایه قابل مشاهده هستند که بین این دو منطقه اتصال متالورژیکی تشکیل شده است.

-ریزساختار منطقه ی پوشش دهی شده با کامپوزیت Co-WC شامل فاز زمینه با توزیع نسبتا یکنواختی از ذره های کبالت و کاربید تنگستن است .

-میکروسختی روکش پایه کبالت نسبت به فولاد زنگ نزن L309، حدود 2 برابر افزایش یافته است.

-با افزایش مقدارWC ، میزان سختی روکش های کامپوزیتی افزایش می یابد.

-روکش با ترکیب کامپوزیت کبالت- 3 درصدوزنی کاربید تنگستن بیشترین سختی (1273 ویکرز) را دارد.

## مراجع

1. Xu, P., et al., Wear and corrosion resistance of laser cladding AISI 304 stainless steel/Al2O3 composite coatings. Surface and Coatings Technology, 2014. 238: p. 9-14.
2. Guo, C., et al., High temperature wear resistance of laser cladding NiCrBSi and NiCrBSi/WC-Ni composite coatings. Wear, 2011. 270(7-8): p. 492-498.
3. Riveiro, A., et al., Laser cladding of aluminium on AISI 304 stainless steel with high-power diode lasers. Surface and Coatings Technology, 2014. 253: p. 214-220.
4. D'Amato, C., J.C. Betts, and J. Buhagiar, Laser surface alloying of an A356 aluminium alloy using nickel and Ni-Ti-C: A corrosion study. Surface and Coatings Technology, 2014. 244: p. 194-202.
5. Liu, X., et al., Tribological behaviors of high-hardness Co-based amorphous coatings fabricated by laser cladding. Tribology International, 2021. 162: p. 107142.
6. Min, Z., et al., Microstructure, microhardness and corrosion resistance of laser cladding Ni–WC coating on AlSi5Cu1Mg alloy. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021. 31(9): p. 2716-2728.
7. Li, Y., et al., Microstructure and wear resistance of in-situ TiC reinforced AlCoCrFeNi-based coatings by laser cladding. Applied Surface Science, 2022. 585: p. 152703.
8. Xu, Y., et al., Microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance of SiC reinforced AlxCoCrFeNiTi1-x high-entropy alloy coatings prepared by laser cladding. Surface and Coatings Technology, 2022. 437: p. 128349.
9. Lin, Y., et al., Microstructure and properties of TiB2–TiB reinforced titanium matrix composite coating by laser cladding. Optics and lasers in engineering, 2016. 86: p. 216-227.
10. Chang, W., et al., Microstructure and properties of graphene reinforced co-based composite coating by laser cladding. Surface and Coatings Technology, 2023. 453: p. 129139.
11. Wang, X., L. Lei, and H. Yu, A review on microstructural features and mechanical properties of wheels/rails cladded by laser cladding. Micromachines, 2021. 12(2): p. 152.
12. John, M., U.B. Kuruveri, and P.L. Menezes, Laser cladding-based surface modification of carbon steel and high-alloy steel for extreme condition applications. Coatings, 2022. 12(10): p. 1444.
13. Du, B., et al., Laser cladding of in situ TiB2/Fe composite coating on steel. Applied Surface Science, 2008. 254(20): p. 6489-6494.
14. Kaul, R., et al., Laser cladding of austenitic stainless steel with hardfacing alloy nickel base. Surface engineering, 2003. 19(4): p. 269-273.

15. Yan, Q., et al., Surface roughness optimization and high-temperature wear performance of H13 coating fabricated by extreme high-speed laser cladding. Optics & Laser Technology, 2022. 149: p. 107823.
16. Chen, J. and L. Xue, Laser cladding of CPM tool steels on hardened H13 hot-work steel for low-cost high-performance automotive tooling. Jom, 2012. 64(6): p. 688-693.
17. Huang, J., et al., Microstructures and mechanical properties of an AlCoCrNiFe HEA/WC reinforcing particle composite coating prepared by laser cladding. Materials, 2022. 15(22): p. 8020.
18. Zhang, H., Liu, H., Ren, C., Li, Z., & Hou, S. (2023). Microstructure and properties of the Stellite6/WC composite coatings prepared by laser cladding. Lasers in Manufacturing and Materials Processing, 10(4), 645-658.
19. Chen, G. D., Liu, X. B., Zhang, F. Z., Liu, Q. S., Ou, H. Z., & Zhang, S. H. (2023). Fabrication and tribological properties of laser cladding WC-Cu/Co-based composite coatings. Surface and Coatings Technology, 472, 129930.
20. Yuan, G., Chunyuan, Z., Lingjie, D., Chun, L., & Dejun, K. (2024). Effect of Co content on mechanical properties of laser cladded WC coatings: Insights from first-principle calculation and machine learning. Journal of the Australian Ceramic Society, 60(2), 525-532.
21. Hulka, I., Uțu, I. D., Avram, D., Dan, M. L., Pascu, A., Stanciu, E. M., & Roată, I. C. (2021). Influence of the laser cladding parameters on the morphology, wear and corrosion resistance of WC-Co/NiCrBSi composite coatings. Materials, 14(19), 5583.

# تاثیر فرآیند ذوب قوسی در خلاء و آسیا دیسکی بر مشخصه‌یابی پودر آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi با هدف روکش‌کاری لیزری

**علیرضا زینعلی[۱]، حمید خرسند*[۲]، آیدا اسعدی زهرائی[۳]، آرمان ربیعی‌فر[۴]**

[۱] فارغ التحصیل کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران، ایران؛ a.zeinali@email.kntu.ac.ir

[*۲] استاد تمام، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران، ایران؛ hkhorsand@kntu.ac.ir

[۳] فارغ التحصیل کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران، ایران؛ Ayda_20082001@yahoo.com

[۴] استادیار، گروه مهندسی مواد، واحد تهران جنوب، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران؛ a.rabieifar@kiau.ac.ir

## چکیده

**بر اساس طبقه‌بندی مواد، آلیاژهای آنتروپی بالا دسته جدیدی از مواد پیشرفته و آلیاژهای نوینی هستند که به دلیل طیف گسترده‌ای از خواص ، ویژگی و کاربردهایشان به سرعت مورد توجه و بررسی قرار گرفته‌اند. این پژوهش به بررسی تاثیر فرآیند ترکیبی ذوب قوسی در خلاء و آسیا دیسکی بر ویژگی‌های پودرآلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi با هدف کاربرد روکش‌کاری لیزری پرداخته است. ابتدا آلیاژ به روش ذوب قوسی در خلاء تولید و سپس با آسیا دیسکی به پودر تبدیل شد. جهت ارزیابی ریزساختار و مشخصه‌یابی پودر از آزمون و دستگاه‌های ICP، XRD، SEM و LPSA استفاده شد. نتایج نشان داد که فرایند آسیا دیسکی سبب تبدیل ساختار دوفازی (BCC+FCC) آلیاژ ریختگی به یک ساختار تک فاز BCC نانوکریستالی با اندازه بلورک حدود ۶۳ nm و کرنش شبکه‌ای ۰/۶۲٪ شده است. همچنین پودر تولیدی از همگنی عناصر شیمیایی مطلوب و توزیع یکنواخت عناصر برخوردار بود، اما ذرات آن غیرکروی و دارای توزیع اندازه گسترده (۱۱۱-۱۸) میکرومتر بودند.**

**کلمات کلیدی: آلیاژ آنتروپی بالا؛ ذوب قوسی در خلاء؛ آسیا دیسکی؛ مشخصه‌یابی؛ پودر؛ روکش‌کاری لیزری.**

## ۱- مقدمه

آلیاژهای آنتروپی بالا[1] (HEAs) به عنوان دسته جدیدی از مواد مهندسی، با تعریف حضور پنج عنصر اصلی یا بیشتر با نسبت‌های هم‌اتمی نزدیک به هم، باعث تغییر در طراحی آلیاژهای سنتی شده است. این دسته از مواد به دلیل چهار اثر بنیادی (اثر آنتروپی بالا، اعوجاج شدید شبکه، نفوذ کند و اثر کوکتل[2]) از خواص مکانیکی، مقاومت به خوردگی و پایداری حرارتی استثنایی برخوردارند [۱]. آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi، به عنوان یکی از شناخته شده‌ترین و پرکاربردترین [۳-۱] آلیاژهای آنتروپی بالا مبتنی بر فلزات واسطه، به دلیل ترکیب مطلوب استحکام و چقرمگی، پتانسیل بالایی برای کاربردهای پیشرفته در پوشش‌های سطحی و تعمیر قطعات نشان می‌دهد [۵-۱].

روش ذوب قوسی در خلاء[3] (VAM) به عنوان یک روش آزمایشگاهی و صنعتی برای تولید نمونه‌های اولیه آلیاژ آنتروپی بالا به طور گسترده به‌کار می‌رود. این روش با فراهم آوردن محیط دارای خلاء ونرخ انجماد بالا، امکان تولید آلیاژهایی با ناخالصی کم را می‌دهد. با این حال، این فرآیند می‌تواند به دلیل اختلاف در نقطه ذوب و فشار بخار عناصر تشکیل دهنده، منجر به ناهمگنی ترکیب شیمیایی و جدایش دندریتی در مقیاس میکروساختاری بشود [۶]. این ناهمگنی در ساختار آلیاژ، بر خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ تاثیر می‌گذارد، یکی از موانع اصلی در دستیابی به عملکرد قابل اطمینان و تکرارپذیر، به ویژه هنگام استفاده از آلیاژ در قالب پودر برای فرآیندهای ساخت افزایشی[4] محسوب می‌شود [۸-۶].

برای برطرف کردن محدودیت‌های روش (VAM) و دستیابی به مواد اولیه مناسب برای ساخت افزایشی، انجام عملیات‌های تکمیلی بر آن ضروری است. فرآیند آسیا دیسکی یک روش ساده و موثر در متالورژی پودر است [۹] که از طریق اعمال انرژی مکانیکی بالا، نه تنها ذرات را خرد می‌کند، بلکه می‌تواند منجر به همگن‌سازی ترکیب شیمیایی، ریزدانه شدن ساختار و حتی تولید آلیاژ به طور مستقیم از مخلوط پودرهای فلزات مختلف شود [۹-۵]. پارامترهای کلیدی پودر مانند شکل ذرات، توزیع اندازه و یکنواختی ترکیب شیمیایی نقش تعیین‌کننده‌ای در فرآیندهای بعدی و کاربرد اعمال پودر خواهد داشت. [۹-۴].

اکثر آلیاژهای آنتروپی بالا (HEAs) تهیه شده از روش ذوب قوسی در خلاء به جای محلول جامد تک فازی، شامل فازهای چندگانه هستند [۱۸-۱۰]. از سوی دیگر، شواهد بسیار کمی از ریزساختارهای جدایش فازی در آلیاژهای چندعنصری فرآوری شده توسط آلیاژسازی مکانیکی[5] (MA) و در ادامه آن تفجوشی[6] وجود دارد. جی و همکاران [۱۹] بر روی آلیاژ آنتروپی بالا هم‌اتمی CoCrFeNiAl که توسط آلیاژسازی مکانیکی تهیه شده بود، تشکیل فاز تک‌محلول جامد را نشان می‌دهد. شیوام و همکاران [۲۰] با مدت زمان ۳۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی، ساختار تک فاز BCC، آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi با پارامتر ثابت شبکه ۰/۲۸۹ نانومتر دست یافتند که با افزایش زمان آلیاژسازی، اندازه ذرات کاهش می‌یابد.

انتخاب روش تولید تأثیر تعیین‌کننده‌ای بر ریزساختار، توزیع فازها و در نتیجه خواص نهایی آلیاژهای چندعنصری دارد. در حالی که روش‌های انجماد سریع تمایل به ایجاد ریزساختارهای چندفازی پیچیده (گاهی با نانوذرات تقویت‌کننده) دارند، روش آلیاژسازی مکانیکی می‌تواند فازهای متفاوت و اغلب ساده‌تری را از طریق فرآیندهای غیرتعادلی و حرارت‌دهی بعدی ایجاد کند. این امر اهمیت کنترل پارامترهای فرآیندی برای دستیابی به ریزساختار و خواص مطلوب را برجسته می‌سازد [۲۰-۱۵].

یکی از کاربردهای پودر آلیاژ آنتروپی بالا، استفاده در فرآیندهای ساخت افزایشی مانند روکش‌کاری لیزری[7] است. در این فناوری، پودر آلیاژ با تمرکز پرتو لیزر ذوب شده و لایه به لایه بر روی زیرلایه رسوب می‌کند تا یک پوشش متراکم با پیوند متالورژیکی عالی ایجاد شود. کیفیت نهایی این پوشش به شدت وابسته به مشخصات پودر ورودی است [۷-۵]. اگرچه مطالعات متعددی بر روی پودر آلیاژ آنتروپی بالا با روش‌های آلیاژسازی مکانیکی صورت گرفته است [۱,۲] اما بررسی فرآیند تولید پودر از مرحله ذوب قوسی در خلاء و سپس آسیا دیسکی بر ویژگی‌ها و خواص ریزساختاری پودر مورد بررسی قرار نگرفته است.

هدف از این پژوهش، بررسی تاثیر فرآیند ترکیبی ذوب قوسی در خلاء و آسیا دیسکی بر مشخصه‌یابی پودر آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi و ارتباط آن با عملکرد نهایی در کاربرد روکش‌کاری لیزری است. به این منظور، یکنواختی ترکیب شیمیایی، فاز، ساختار، شکل و توزیع اندازه ذرات پودر حاصل از فرآیند ذوب قوسی در خلاء و آسیا دیسکی مورد ارزیابی قرار خواهد گرفت.

---

[1] High Entropy Alloys (HEAs)
[2] Cocktail Effect
[3] Vacuum Arc Melting (VAM)
[4] Additive Manufacturing (AM)
[5] Maechanical Alloying (MA)
[6] Sintering
[7] Laser Cladding (LC)

## ۲- مواد و روش پژوهش

در این بخش، طراحی آلیاژ آنتروپی بالا با رویکرد نظری و نیز روش‌های ساخت[1] و مشخصه‌یابی[2] آن بررسی خواهد شد.

### ۲-۱- طراحی آلیاژ آنتروپی بالا – رویکرد نظری

بر اساس مبانی ترمودینامیکی و قوانین هیوم–روتاری[3]، پیش‌بینی تشکیل فاز محلول جامد در آلیاژهای چندجزئی را می‌توان با استفاده از مجموعه‌ای از پارامترهای ترمودینامیکی و فیزیکی انجام داد. در این میان، در رابطه (۱)، $\Omega$ بیان‌کننده‌ی نسبت آنتروپی اختلاط به آنتالپی اختلاط بوده و در رابطه (۲)، $\delta$ نیز نشان‌دهنده‌ی اعوجاج شبکه ناشی از اختلاف اندازه‌ی اتمی عناصر است. این پارامترها به‌عنوان مهم‌ترین عوامل مؤثر در پیش‌بینی تشکیل فاز محلول جامد معرفی می‌شوند [۳,۷].

$$\Omega = \frac{T_m \Delta S_{mix}}{|\Delta H_{mix}|} \quad (۱)$$

$$\delta = 100 \times \sqrt{\sum_{i=1}^{n} C_i \left(1 - \frac{r_i}{\bar{r}}\right)^2} \quad (۲)$$

در این روابط $T_m$، $\Delta S_{mix}$ و $\Delta H_{mix}$ به ترتیب دمای ذوب متوسط آلیاژ، آنتروپی اختلاط و آنتالپی اختلاط هستند که در (۳) الی (۵) محاسبه می‌شوند. $C_i$ و $C_j$ کسر غلظت اتمی عنصر $i$ام و $j$ام، $r_i$ شعاع اتمی عنصر $i$ام و $\bar{r}$ شعاع متوسط اتمی سیستم مورد بررسی است [۳,۷].

$$T_m = \sum_{i=1}^{n} C_i (T_m)_i \quad (۳)$$

$$\Delta S_{mix} = -R \sum_{i=1}^{n} C_i \ln C_i \quad (۴)$$

$$\Delta H_{mix} = \sum_{i=1, i\neq j}^{n} 4 C_i C_j \Delta H_{mix}^{AB} \quad (۵)$$

به طور تجربی مشخص شده است که برای تشکیل محلول جامد در آلیاژهای آنتروپی بالا، مقدار $\Omega$ بزرگ‌تر از ۱/۱، مقدار $\delta$ کمتر از ۶/۶ درصد، $-۲۰\ kJ/mol \leq \Delta H_{mix} \leq ۵\ kJ/mol$ و $\Delta S_{mix} \geq ۱۳/۳۸\ J/mol.K$ باشد [۷]. افزون بر این، پارامترهای دیگری نیز برای پیش‌بینی تشکیل فاز محلول جامد معرفی شده‌اند که به‌ترتیب شامل غلظت الکترون ظرفیتی[4] $(VEC)$، اختلاف الکترونگاتیویته‌ی پائولینگ $(\Delta\chi_p)$ و پارامتر $\Lambda$ هستند که در (۶) تا (۸) ارائه شده‌اند. همچنین، چگالی آلیاژ آنتروپی بالا $(\rho)$ با استفاده از (۹) محاسبه می‌شود. در این رابطه، $C_i$ کسر اتمی عنصر $i$، $A_i$ وزن اتمی عنصر $i$ و $\rho_i$ چگالی عنصر $i$ است [۳,۷,۲۱-۲۳].

$$VEC = \sum_{i=1}^{n} C_i (VEC)_i \quad (۶)$$

$$\Delta\chi_p = \sqrt{\sum_{i=1}^{n} C_i (X_i - \overline{X})^2} \quad (۷)$$

$$\Lambda = \frac{\Delta S_{mix}}{\delta^2} \quad (۸)$$

$$\rho = \frac{\sum_{i=1}^{n} C_i A_i}{\sum_{i=1}^{n} C_i A_i / \rho_i} \quad (۹)$$

نوع محلول جامد بر اساس $VEC$ در جدول (۲) و محلول جامد تک‌فاز یا چند فاز در جدول (۳) بر اساس $\Lambda$ مشخص شده است. همچنین $\Delta\chi_p$ در شکل (۱) بیان می‌کند که اغلب محلول‌های جامد چند فازی در پایین شکل مشاهده می‌شود، سمت چپ این نمودار قرار گرفته‌اند که نشانگر این است که محلول جامد تمایل به تشکیل در شرایط $\delta$ و $\Delta\chi$ کم‌تر دارد [۲۲-۲۴].

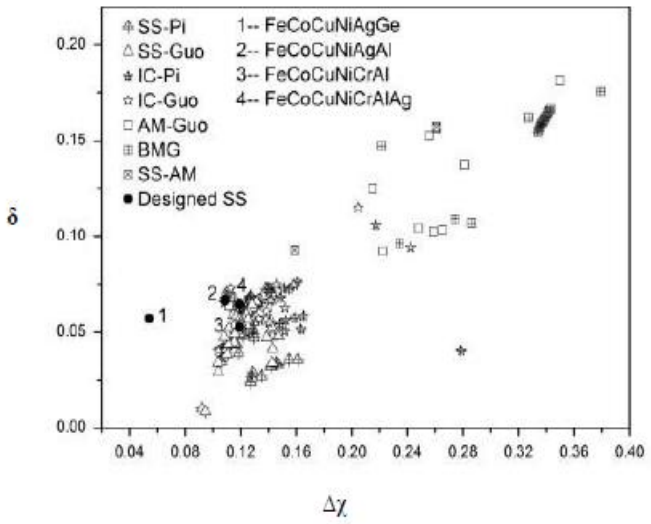
[1] Fabrication
[2] Characterization
[3] Hume-Rothery
[4] Valance Electron Concentration (VEC)

**جدول (۲). پیش‌بینی شبکه کریستالی محلول جامد بر اساس مقدار پارامتر VEC [۲۳]**

| مقدار VEC | VEC≤ ۶/۸۷ | ۶/۸۷≤VEC≤۸ | VEC≥ ۸ |
|---|---|---|---|
| فاز کریستالی | BCC | BCC + FCC | FCC |

**جدول (۳). نقش مقدار پارامتر Λ در تعیین فازهای محتمل در آلیاژهای آنتروپی بالا [۲۴]**

| Λ>۰/۹۶ | ۰/۲۴≤Λ≤۰/۹۶ | Λ<۰/۲۴ |
|---|---|---|
| محلول جامد تک فازی | محلول جامد دو فازی | ترکیبات بین‌فلزی |




**شکل (۱) – نمودار اختلاف الکترونگاتیویته پائولینگ در برابر اختلاف اندازه اتمی [۲۲].**

### ۲-۲- ساخت و مشخصه‌یابی

مواد اولیه‌ی آلیاژ آنتروپی بالا با شکل‌های ظاهری کلوخه، ورق و پولک و با خلوص بالاتر از ۹۹ درصد اتمی از شرکت ذوب شمیم کالا تهیه شدند که در شکل (۲-الف) نشان داده شده‌اند. در ابتدا، اندازه‌گیری وزن قطعات فلزی به‌وسیله‌ی ترازوی GRE-200 شرکت AND با دقت ۰/۰۰۰۱ گرم انجام شد. سپس، بر اساس مقادیر ارائه‌شده در جدول (۴)، قطعات فلزی برای ذوب در کوره‌ی ذوب مجدد قوسی تحت خلأ (مدل IR-VAR-1) شرکت فرا ذوب خلأ، که در شکل (۲-ب) نمایش داده شده است، آماده‌سازی شدند. به‌منظور افزایش یکنواختی ترکیب شیمیایی، فرآیند ذوب پنج مرتبه تکرار شد و در نهایت نمونه‌ای با شکل استوانه‌ای و وزن تقریبی ۱۰۰ گرم به‌دست آمد. در ادامه، جهت پودرکردن آلیاژ، نمونه‌های استوانه‌ای به قطعاتی با ضخامت حدود ۴ میلی‌متر مطابق شکل (۲-ج) برش داده شدند و فرآیند آسیاکاری با استفاده از دستگاه آسیا دیسکی تک هاونه ساخت گروه صنعتی دانش فراوران که در شکل (۲-د) نشان داده شده است، انجام گرفت؛ مشخصات فنی این دستگاه در جدول (۵) ارائه شده است.

ترکیب شیمیایی دقیق آلیاژ آنتروپی بالا (ریختگی و پودر) با استفاده از روش طیف سنجی پلاسمای جفت شده القایی[1] (ICP) با مدل 730-ES، شرکت Varian مورد بررسی قرار گرفت. توزیع اندازه ذرات پودرها با استفاده از آزمون سنجش اندازه ذرات لیزری با دستگاه Mastersizer 2000 انجام شد. بررسی فازها و ساختار بلوری با استفاده از آزمون پراش اشعه X، با دستگاه PANalythical و مدل (Xpert PRO MPD) انجام شد. متغیرهای این دستگاه پرتو $Cu\ K_\alpha$ با طول موج 1.54 Å، محدوده آزمایش ۳۵-۸۵ درجه، اندازه هرگام به ترتیب ۰/۰۲ درجه انتخاب شد. تحلیل و رسم نمودار در نرم‌افزارهای Xpert و Origin Pro انجام شد. با استفاده از روابط (۱۰) و (۱۱) پارامتر ثابت شبکه[2]، اندازه بلورک[3] و کرنش شبکه‌ای فازهای مشخص-

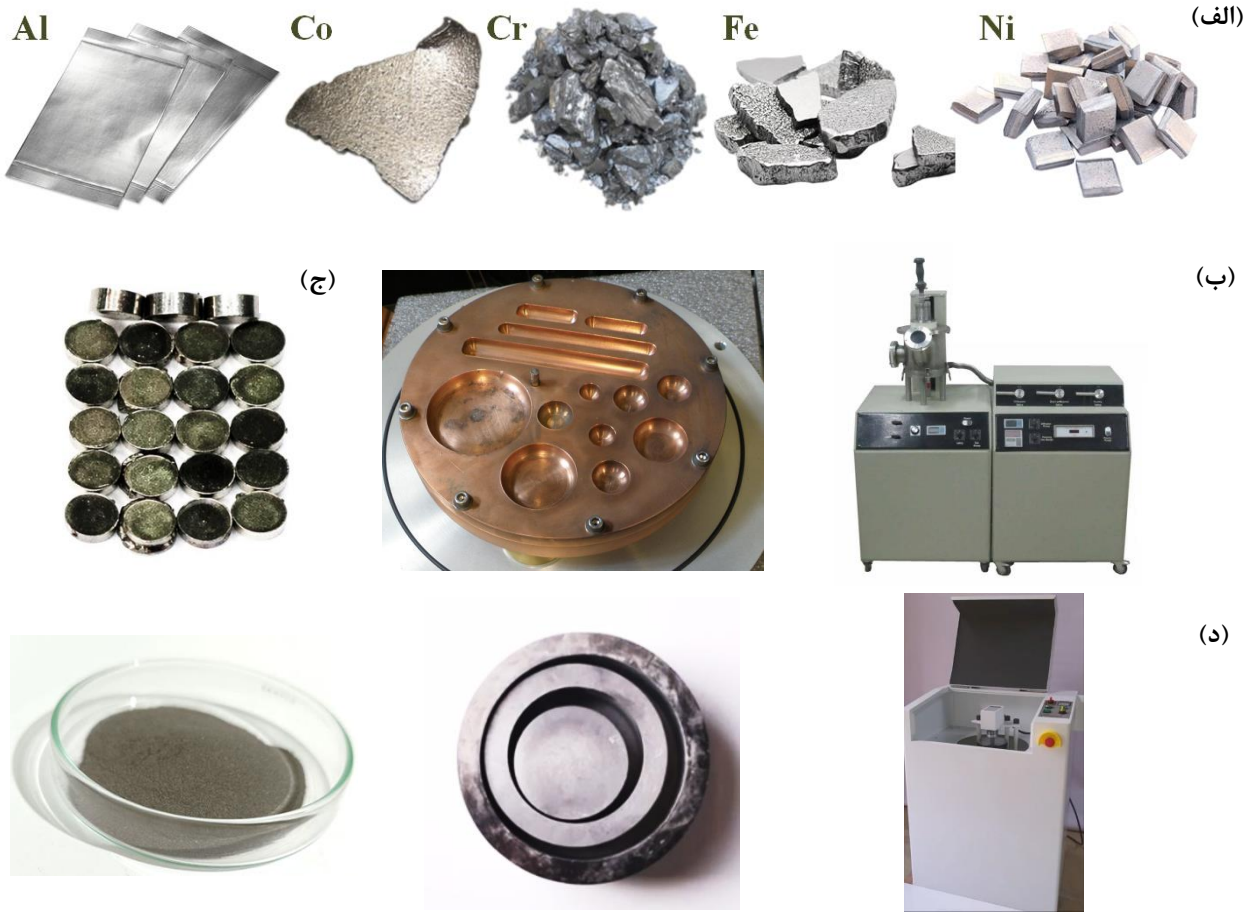
[1] Inductively Coupled Plasma Optical Emission Spectroscopy (ICP-OES)
[2] Lattice Constant
[3] Crystallite Size

شده بر اساس رابطه ویلیامسون-هال[1] محاسبه شد.

$$\alpha = \left(\frac{\lambda^2}{4} \times \frac{S}{sin^2\theta}\right)^{1/2} \quad (۱۰)$$

$$\beta_{hkl}.\cos\theta_{hkl} = \left[\frac{k\lambda}{t}\right] + 4\varepsilon.\sin\theta_{hkl} \quad (۱۱)$$

در رابطه (۱۰)، $\alpha$ پارامتر ثابت شبکه، $\lambda$ طول موج برحسب $\AA$، $S$ مجموع اندیس‌های میلر و $\theta$ زاویه براگ و همچنین در رابطه (۱۱)، $t$ اندازه بلورک بر حسب $\AA$ یا $nm$، $K$ فاکتور شکل[2] که مقدار آن ۰/۹ است، $\lambda$ طول موج $Cu\ K_{\alpha 1}$ بر حسب $\AA$، $\beta$ پهنای پیک بر حسب رادیان، $\theta$ اندازه زاویه براگ و $\varepsilon$ کرنش شبکه است.




**شکل (۲)- مراحل آماده‌سازی آلیاژ آنتروپی بالا، (الف) مواد اولیه (آلومینیوم، کبالت، کروم، آهن و نیکل)، (ب) کوره ذوب قوسی در خلاء و قالب، (ج) آلیاژ آنتروپی بالای AlCoCrFeNi ساخته شده به روش (VAR) با قطر ۸ و ضخامت ۴ میلی‌متر و (د) دستگاه آسیا دیسکی تک هاونه و پودر آلیاژ آنتروپی بالا.**

به منظور بررسی مورفولوژی و ریزساختار پودر آلیاژ انتروپی بالای تولید شده از میکروسکوپ الکترونی روبشی VEGA3 شرکت TESCAN استفاده شد. ترکیب شیمیایی و توزیع عناصر نیز با تفکیک انرژی پرتو X (EDS) و MAP انجام شد. با استفاده از نرم افزار IMAGE J نسخه FIGI و OriginPro اندازه‌گیری و هیستوگرام پودرها و مقیاس‌گذاری بر روی تصاویر الکترونی روبشی صورت گرفت.

[1] Williamson-Hall
[2] Shape Factor

**جدول (۴). محاصبه درصد وزنی ساخت آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi**

| عناصر | درصد اتمی (٪) | وزن اتمی (گرم بر مول) | واحد جرم اتمی | درصد وزنی (٪) | درصد وزنی (۱۰۰ گرم) |
|---|---|---|---|---|---|
| Al | ۲۰ | ۲۶/۹۸۱ | ۵۳۰/۶۳۱ | ۰/۱۰۶۹ | ۱۰/۶۹ + ۱۰٪ |
| Co | ۲۰ | ۵۸/۹۳۳ | ۱۱۷۸/۶۶۴ | ۰/۲۳۳۴ | ۲۳/۳۴ |
| Cr | ۲۰ | ۵۱/۹۹۶ | ۱۰۳۹/۹۲۲ | ۰/۲۰۶ | ۲۰/۶ |
| Fe | ۲۰ | ۵۵/۸۴۵ | ۱۱۱۶/۹ | ۰/۲۲۱۲ | ۲۲/۱۲ |
| Ni | ۲۰ | ۵۸/۶۹۳ | ۱۱۷۳/۸۶۸ | ۰/۲۳۲۴ | ۲۳/۲۴ |

**جدول (۵). مشخصات فنی دستگاه آسیا دیسکی تک هاونه**

| ظرفیت هاون | حجم هاون | حداکثر ابعاد بار اولیه | ابعاد محصول نهایی | جنس هاون |
|---|---|---|---|---|
| ۱۰۰ – ۱۲۰ گرم نمونه جامد | ۳۵۰ میلی‌لیتر | کمتر از ۵ میلی‌متر | ۱۵۰-۳۸ میکرومتر | فولاد آلیاژی مقاوم به سایش |

همچنین با استفاده از نرم‌افزار JmatPro نسخه ۷ بر اساس روش CALPHAD فازهای تعادلی آلیاژ آنتروپی بالا مورد مطالعه، تخمین زده شده است. به این منظور از پایگاه داده آلیاژهای بر پایه نیکل استفاده شده است.

## ۳- نتایج و بحث

در این بخش ابتدا به بررسی محاسبات پارامترهای ترمودینامیکی پرداخته خواهد شد. سپس نتایج به دست آمده از آزمون‌ها و آنالیزهای ICP، LPSA، XRD و تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد تحلیل و تفسیر قرار خواهند گرفت.

### ۳-۱- محاسبه پارامترهای ترمودینامیکی آلیاژ آنتروپی بالای AlCoCrFeNi

به منظور بررسی معیارهای تشکیل آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi، در جدول (۶) برخی از خواص فیزیکی و شیمیایی آن‌ها مشخص شده است. همچنین تغییرات آنتالپی زوج‌های هم اتمی در جدول (۷) ارائه شده است و نتایج پارامترهای اشاره شده در بخش روش تحقیق، در جدول (۸) نشان داده شده است. بر طبق قانون هیوم-روتری، دو فاکتور وجود دارند که ممکن است بر روی شکل‌گیری محلول جامد در آلیاژها تاثیر داشته باشند. فاکتور اول به تاثیرات ابعادی اتم‌های تشکیل دهنده مربوط است. برای آلیاژهایی که تفاوت در شعاع اتمی آن‌ها بیش از ۱۵ درصد باشد، تشکیل محلول جامد جانشینی غالباً غیر محتمل است. فاکتور دوم، سازگاری شیمیایی اجزاء است که به معنای تفاوت در الکترونگاتیویته یا آنتالپی اختلاط است. هر چه اختلاف در الکترو نگاتیویته بیش‌تر باشد یا آنتالپی اختلاط کم‌تر، احتمال بیش‌تری وجود دارد که اجزای آلیاژ به جای ایجاد محلول‌های جامد، ترکیبات شیمیایی تشکیل دهند [۴].

**جدول (۶). برخی مشخصه‌های فیزیکی و شیمیایی عناصر تشکیل‌دهنده [۴]**

| عنصر | دمای ذوب (K (°C)) | شعاع اتمی (nm) | غلظت الکترون‌های ظرفیت[1] (VEC) | ساختار فازی | آرایش اتمی |
|---|---|---|---|---|---|
| Al | ۹۳۳/۵ (۶۶۰/۴) | ۰/۱۴۳ | ۳ | FCC | [Ne] $3s^2\ 3p^1$ |
| Co | ۱۷۶۸ (۱۴۹۵) | ۰/۱۲۵ | ۹ | HCP | [Ar] $3d^7\ 4s^2$ |
| Cr | ۲۱۸۰ (۱۹۰۷) | ۰/۱۲۵ | ۶ | BCC | [Ar] $3d^5\ 4s^1$ |
| Fe | ۱۸۱۱ (۱۵۳۸) | ۰/۱۲۴ | ۸ | BCC | [Ar] $3d^6\ 4s^2$ |
| Ni | ۱۷۲۸ (۱۴۵۵) | ۰/۱۲۵ | ۱۰ | FCC | [Ar] $3d^8\ 4s^2$ |

در آلیاژهای آنتروپی بالا، اجزاء اصلی بیش‌تری نسبت به آلیاژهای معمول وجود دارد. لذا اتم‌های تشکیل دهنده با تشکیل محلول جامد، احتمال یکسانی برای اشتغال مکان‌های شبکه کریستالی خواهند داشت. در این خصوص شاید بتوان هرکدام از اتم‌های آلیاژهای آنتروپی بالا را به عنوان یک اتم ماده حل شده در نظر گرفت. در این مود، ساختار محلول جامد دارای اعوجاج شدید شبکه کریستالی است که به علت اختلاف زیاد شعاع اتمی در بین اجزاء رخ می‌دهد. لذا از این جهت ساختار آلیاژ آنتروپی بالا را نسبت به ساختار فلزات خالص و آلیاژهای متداول متفاوت می‌سازد. بنابراین از قوانین اصلاح

[1] Valence Electron Concentration (VEC)

شده هیوم-روتری برای پیش‌بینی تشکیل محلول‌های جامد نامنظم جانشینی استفاده می‌شود. مشخص شده است که محلول‌های جامد در آلیاژهای آنتروپی بالا در شرایط زیر با استفاده از روابط (۱۲) تا (۱۴) شکل می‌گیرند [۴]:

$$-20\ \frac{kJ}{mol} \le \Delta H_{mix} \le 5\ \frac{kJ}{mol} \quad (۱۲)$$

$$1\% \le \delta \le 6.6\% \quad (۱۳)$$

$$\Delta S_{mix} \ge 13.38\ \frac{J}{mol.K} \quad (۱۴)$$

**جدول (۷).** $\Delta H_{ij}^{mix}$ **برای زوج‌های هم‌اتمی ترکیبی** AlCoCrFeNi **[۲۵]**

| Al | Co | Cr | Fe | Ni | $\Delta H_{ij}^{mix}\left(\frac{kJ}{mol}\right)$ |
|---|---|---|---|---|---|
| - | -۱۹ | -۱۰ | -۱۱ | -۲۲ | Al |
| - | - | ۰ | -۱ | -۴ | Co |
| - | - | - | -۷ | -۱ | Cr |
| - | - | - | - | -۲ | Fe |
| - | - | - | - | - | Ni |

بر اساس نتایج ذکر شده در جدول (۸)، همچنین توضیحات اشاره شده، آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi شرایط تشکیل محلول جامد را دارد. همچنین با توجه به مقدار VEC محاسبه شده و پارامترهای مختلفی که در بخش دوم (مواد و روش پژوهش، طراحی آلیاژ آنتروپی بالا – رویکرد نظری) به آن اشاره شده است و همچنین جدول (۲) و (۳)، از نظر تئوری ایجاد ساختار دو فازی محتمل به نظر می‌رسد. جهت اطمینان بیش‌تر، توسط نرم افزار JmatPro فاز و ترکیب شیمیایی آن‌ها در آلیاژ AlCoCrFeNi شبیه سازی شده است.

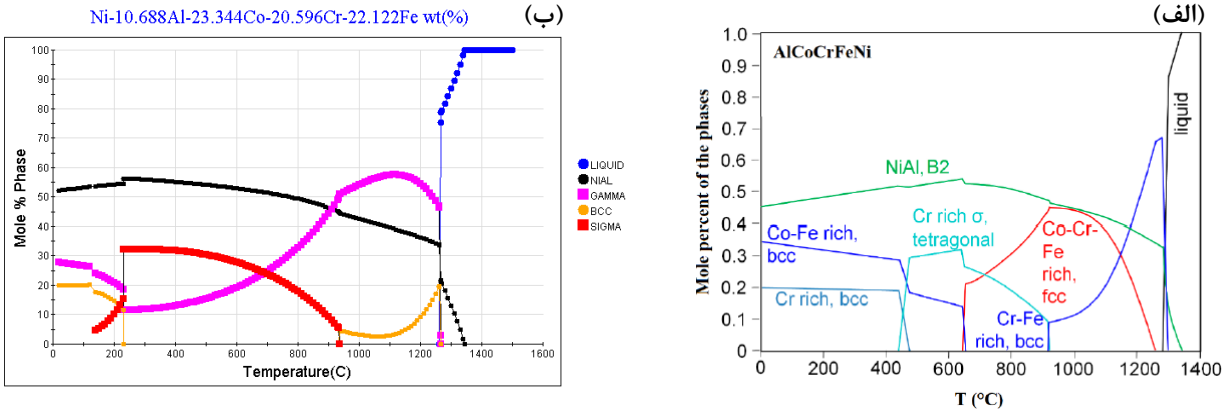
**جدول (۸). محاسبه پارامترهای آلیاژ آنتروپی بالا** AlCoCrFeNi

| آلیاژ آنتروپی بالا | $\frac{\Delta S^{mix}}{\left(\frac{J}{mol.K}\right)}$ | $\frac{\Delta H^{mix}}{\left(\frac{kJ}{mol}\right)}$ | $\Omega$ | $T_m\ (°C)$ | $\delta\ (\%)$ | $VEC$ | $\Delta\chi_{Pauling}$ | $\frac{\Lambda}{\left(\frac{J}{mol.K}\right)}$ | $\rho\ (g/cm^3)$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| AlCoCrFeNi | ۱۳/۳۸ | -۱۲/۳۲ | ۱/۸۲۹ | ۱۴۱۱/۰۶۴ | ۵/۷۶۶ | ۷/۲ | ۰/۱۲۰ | ۰/۴۰۲ | ۶/۷۲ |

شکل (۳-الف و ب) نمودارهای کسر فازی آلیاژ AlCoCrFeNi بر اساس شبیه‌سازی ترمودینامیکی با نرم‌افزارهای (الف) Thermo-Calc و (ب) JmatPro را نشان می‌دهد. برای پیش‌بینی فازهای تعادلی آلیاژ AlCoCrFeNi، شبیه‌سازی ترمودینامیکی با استفاده از نرم‌افزار JmatPro انجام شد. هر دو شبیه‌سازی وجود یک ریزساختاری چند فازی را در دمای اتاق تایید می‌کنند که عمدتاً شامل فاز بین‌فلزی سخت NiAl ساختار (B2) فاز FCC غنی از (Co-Cr-Fe) و فاز BCC غنی از (Cr-Fe) و (Co-Fe) است [۴,۲۶] و دمای خط مذاب[1] در محدوده ۱۳۵۰ °C تا ۱۴۰۰ °C و دمای خط انجماد[2] حدود ۱۲۰۰ °C پیش‌بینی شد. اگرچه جزئیات نام‌گذاری و سهم دقیق فازها در دو نرم‌افزار اندکی متفاوت است، اما هر دو بر وجود این فازهای اصلی و چندفازی بودن ریزساختار تاکید دارند. تفاوت جزئی در نام‌گذاری و سهم فازها مانند سیگما[3] در نتایج نرم‌افزار JmatPro عمدتاً ناشی از تفاوت در پایگاه های داده ترمودینامیکی و مدل‌های محاسباتی این نرم‌افزارها است که در مطالعات آلیاژهای چندجزئی مرسوم است.

این پیش‌بینی‌ها نشان می‌دهند که فرایند ذوب قوسی در خلاء قادر به ایجاد مذاب همگن در دمایی بالاتر از دمای خط مذاب است. همچنین، ریزساختار چند فازی پیش‌بینی شده بر رفتار آلیاژ در حین آسیا دیسکی تاثیر گذاشته و می‌تواند منجر به تولید پودری با ذرات سخت و مقاوم به سایش شود.

[1] Liquidus
[2] Solidus
[3] Sigma




**شکل (۳)- نمودار کسر فازی بر حسب دما آلیاژ انتروپی بالا AlCoCrFeNi، (الف) نرم‌افزار Thermo-Calc [۲۶] و (ب) JmatPro**

در فرآیند روکش‌کاری لیزری، با توجه به چرخه حرارتی سریع و غیرتعادلی، انتظار می‌رود ریزساختار نهایی پوشش انحرافاتی از حالت تعادلی داشته و ممکن است فازهای نیمه پایدار با اندازه دانه ریزتر تشکیل شوند. با این حال، آگاهی از فازهای تعادلی بالقوه (به ویژه فازهای ترد) برای بهینه‌سازی پارامترهای لیزر به منظور دستیابی به پوشش با چقرمگی و استحکام مناسب ضروری است [۴,۲۷].

### ۳-۲- بررسی ترکیب شیمیایی

در این پژوهش، آلیاژ آنتروپی بالا با ترکیب استوکیومتری AlCoCrFeNi مورد بررسی قرار گرفت. برای تحلیل دقیق ترکیب شیمیایی، مقادیر نظری (تئوری) با نتایج تجربی حاصل از نمونه‌های بالک ریختگی و پودر تولیدی با استفاده از رابطه درصد انحراف نسبی (۱۵) مقایسه شده‌اند. جدول (۹) زیر خلاصه‌ای از این داده‌ها را نشان می‌دهد:

$$\text{درصد انحراف نسبی} = \left( \frac{\left| \text{مقدار تجربی} - \text{مقدار تئوری} \right|}{\text{مقدار تئوری}} \right) \times 100 \qquad (۱۵)$$

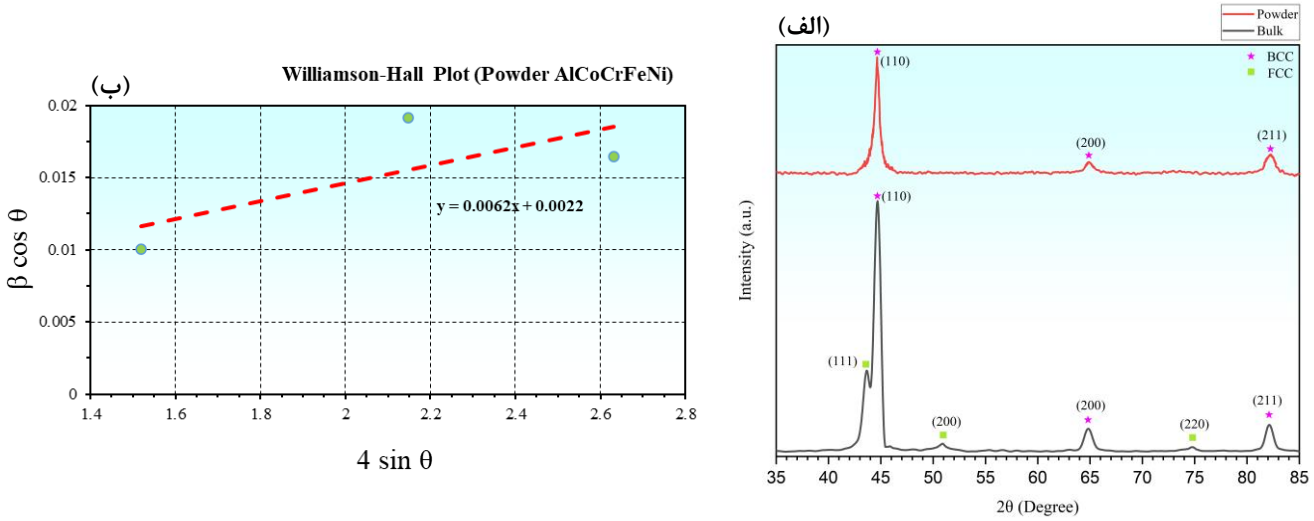
**جدول (۹). مقایسه درصد وزنی عناصر در ترکیب آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi به صورت تئوری، نمونه بالک ریختگی و پودر تولیدی به‌وسیله فرآیند ذوب قوسی در خلاء و آسیا دیسکی.**

| عنصر | مقدار نظری (درصد وزنی) | بالک ریختگی (درصد وزنی) | انحراف نظری (٪) (بین مقدار نظری و بالک ریختگی) | پودر (درصد وزنی) | انحراف نظری (٪) (بین مقدار نظری و پودر) |
|---|---|---|---|---|---|
| Al | ۱۱/۶۳۲ | ۱۱/۴ | ۱/۹۹ | ۱۱/۱ | ۴/۵۷ |
| Co | ۲۳/۰۹۸ | ۲۳/۴ | ۱/۳۱ | ۲۳/۵ | ۱/۷۴ |
| Cr | ۲۰/۳۷۹ | ۲۰/۴ | ۰/۱۰ | ۲۰/۳ | ۰/۳۹ |
| Fe | ۲۱/۸۸۷ | ۲۰/۹ | ۴/۵۱ | ۲۱/۶ | ۱/۳۱ |
| Ni | ۲۳/۰۰۴ | ۲۳/۷ | ۳/۰۳ | ۲۳/۱ | ۰/۴۲ |

بر اساس داده‌های جدول (۹)، مشاهده می‌شود که ترکیب شیمیایی نمونه‌های تولید شده از طریق ذوب قوسی در خلاء و سپس آسیا دیسکی، به‌طور کلی با ترکیب تئوری مطابقت قابل قبولی دارد. بیشترین انحراف در عنصر آلومینیوم مشاهده می‌شود که مقدار آن در نمونه پودر به ۱۱/۱ درصد وزنی کاهش یافته است. این کاهش احتمالاً ناشی از اکسیداسیون جزئی آلومینیوم در طول فرآیند ذوب یا آسیا دیسکی باشد. عناصر نیکل، کبالت و کروم انحراف ناچیزی از مقادیر تئوری نشان می‌دهند که حاکی از کنترل مناسب فرآیند ذوب و آسیا دیسکی است. مقدار آهن نیز در نمونه بالک اندکی بیش‌تر از مقدار پودر است که ممکن است به علت افزوده شدن و نفوذ آهن هاون در آلیاژ آنتروپی بالا باشد.

### ۳-۳- بررسی فازی

الگوی XRD نمونه بالک (Bulk) و پودر (Powder) در شکل (۴-الف) نشان داده شده است. مقایسه الگوی XRD این دو نمونه به وضوح نشان می‌دهد که فرآیند آسیا دیسکی، منجر به تبدیل کامل ساختار دو فازی (BCC+FCC) به یک ساختار تک فازی (BCC) در پودر نهایی شده است. داده‌های مورد استفاده در جدول (۱۰) برای محاسبه پارامتر ثابت شبکه (α)، در نمونه بالک به ترتیب برای فازهای BCC و FCC، ۲/۸۷۱ Å و ۳/۵۹ Å و در نمونه پودری برای فاز BCC، ۲/۸۶۹ Å است. این همگرایی، حاکی از حل شدن کامل عناصر در شبکه BCC و دستیابی به یک محلول جامد در اثر تغییر شکل پلاستیک شدید و کار مکانیکی در اثر آسیا دیسکی است [۲,۲۹,۳۰].




**شکل (۴) - (الف) الگوی XRD آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi در حالت Bulk و Powder و (ب) نمودار ویلیامسون-هال پودر آلیاژ آنتروپی بالا.**

**جدول (۱۰). محاسبات پارامتر ثابت شبکه آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi در حالت Bulk و Powder**

| Parameter | λ (Å) | Miller Indices | | | S | Bragg's Angle | | $\sin^2(\theta)$ | Ratio | | α (Å) | Phase | Avg. (Å) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | Cu $K_\alpha$ | h | k | l | $h^2+K^2+l^2$ | 2θ | θ | | $\lambda^2/4$ | $S/\sin^2(\theta)$ | | | |
| Bulk | 1.5406 | 1 | 1 | 1 | 3 | 43.685 | 21.842 | 0.138 | 0.593 | 21.672 | 3.586 | FCC | FCC: 3.59 BCC: 2.871 |
| | | 1 | 1 | 0 | 2 | 44.684 | 22.342 | 0.144 | | 13.84 | 2.865 | BCC | |
| | | 2 | 0 | 0 | 4 | 50.918 | 25.459 | 0.184 | | 21.646 | 3.583 | FCC | |
| | | 2 | 0 | 0 | 4 | 64.841 | 32.420 | 0.287 | | 13.916 | 2.873 | BCC | |
| | | 2 | 2 | 0 | 8 | 74.51 | 37.255 | 0.366 | | 21.830 | 3.599 | FCC | |
| | | 2 | 1 | 1 | 6 | 82.134 | 41.067 | 0.431 | | 13.902 | 2.872 | BCC | |
| Powder | | 1 | 1 | 0 | 2 | 44.636 | 22.318 | 0.144 | | 13.868 | 2.868 | BCC | 2.869 |
| | | 2 | 0 | 0 | 4 | 64.9 | 32.45 | 0.287 | | 13.893 | 2.871 | | |
| | | 2 | 1 | 1 | 6 | 82.23 | 41.115 | 0.432 | | 13.875 | 2.869 | | |

نمودار ویلیامسون-هال در شکل (۴-ب) و محاسبات جدول (۱۱) به اثر اندازه بلورک و کرنش شبکه‌ای می‌پردازد. بر اساس معادله خط $y = 0.0062x + 0.0022$، شیب خط ۰/۰۰۶۲ مستقیماً بیانگر میکرو کرنش غیر یکنواخت ($\varepsilon = 0.62\%$) است که ناشی از تراکم بالای نابجایی‌ها در اثر فرآیند تغییر شکل شدید است. عرض از مبداء نمودار (۰/۰۰۲۲) نیز با استفاده از رابطه ویلیامسون-هال، منجر به محاسبه اندازه بلورک (t) در حدود ۶۳/۰۲ nm است. علت اینکه نمودار ویلیامسون-هال، t و ε برای نمونه بالک بررسی نشد به دلیل همپوشانی دو پیک ایجاد شده در الگوی XRD که منجر به ایجاد خطا در نتایج و محاسبات می‌شد.

جدول (۱۱). محاسبات رابطه ویلیامسون-هال

| Parameter | Peak | K | λ (Å) / Cu Kα | 2θ (°) | θ (°) | θ (Rad) | β (°) | β (Rad) | cos(θ) | sin(θ) | β.cos(θ) | 4sin(θ) | t (nm) | ε (%) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Powder | 1 | 0.9 | 1.5406 | 44.67 | 22.33 | 0.38 | 0.62 | 0.01 | 0.92 | 0.38 | 0.01 | 1.52 | 63.02 | 0.62 |
| | 2 | | | 64.96 | 32.48 | 0.56 | 1.3 | 0.022 | 0.84 | 0.53 | 0.019 | 2.148 | | |
| | 3 | | | 82.31 | 41.15 | 0.71 | 1.25 | 0.021 | 0.75 | 0.65 | 0.016 | 2.632 | | |

این نتایج عددی، به طور تجربی اثبات می‌کنند که آسیا دیسکی موفق به ایجاد یک ریزساختار نانوکریستالی[1] همراه با میکروکرنش الاستیک قابل توجه در پودر AlCoCrFeNi شده است. این دو عامل، بر استحکام پودر اثرگذار است [۲].

### ۳-۴- بررسی مورفولوژی ذرات

تصاویر SEM شکل (۵-الف، ب و ج) نشان دهنده ذرات پودر آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi تولید شده به صورت غیر کروی و زاویه‌دار هستند که مشخصه ذرات تولید شده به روش آسیا دیسکی است. در تصویر (۵-د) ذرات ریز چسبیده به سطح ذرات درشت‌تر نیز مشاهده می‌شود. از نظر ریخت‌شناسی[2] مستقیماً بر قابلیت جریان‌پذیری[3] (سیلان پذیری) و چگالی انباشت[4] پودر در سیستم تغذیه روکش‌کاری لیزری تاثیر می‌گذارد. ذرات غیر کروی ممکن است سیلان‌پذیری کم‌تری نسبت به ذرات کاملاً کروی داشته باشند، اما اغلب چسبندگی بهتری بر روی زیرلایه در مراحل اولیه فرآیند ایجاد می‌کنند [۲۷,۳۰].

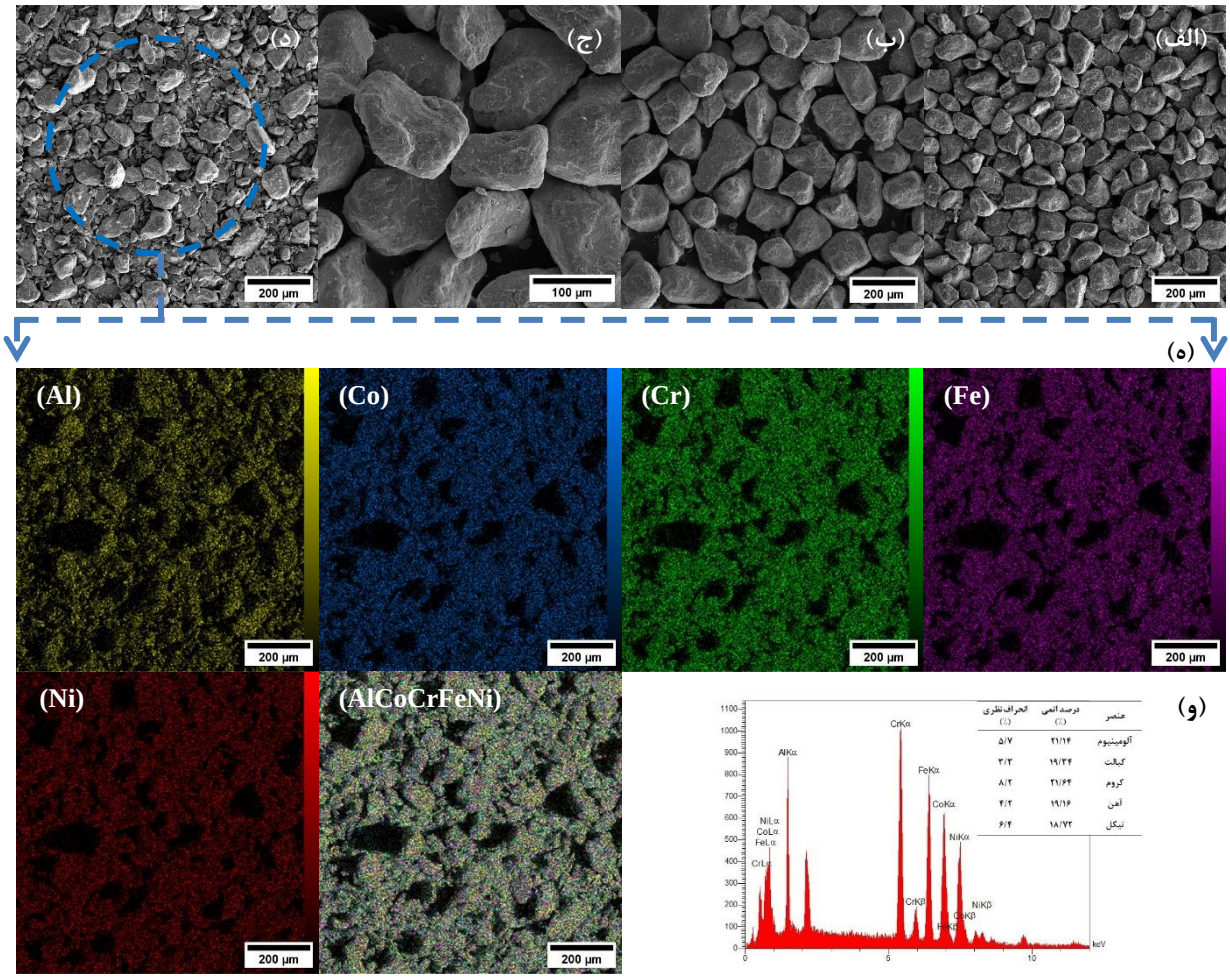
با توجه به تصاویر شکل (۵-الف تا د)، ذرات پودر عموماً بی‌شکل (غیرکروی) و دارای لبه‌های نامنظم و گوشه‌دار هستند. سطح آن‌ها صاف نیست و زبری یا ساختار ریزدانه در برخی نواحی مشاهده می‌شود. بر اساس تصاویر پودر، نشان دهنده آن است که زمان مناسبی برای کروی سازی پودر صورت نگرفته است. از نظر اندازه، ذرات در محدوده‌ای بین ۵۰ تا ۲۰۰ میکرومتر قرار دارند و مخلوطی از ذرات ریز و درشت در تصاویر دیده می‌شود.

تصاویر توزیع عنصری (EDS Mapping) در شکل (۵-د) برای تمامی عناصر تشکیل دهنده (آلومینیوم، کبالت، کروم، آهن و نیکل) همگنی و توزیع یکنواخت عناصر در سطح نمونه را نشان می‌دهد. عدم مشاهده جدایش[5] آشکار عنصری یا فازهای ثانویه غنی از یک عنصر خاص، بر موفق بودن فرآیند آلیاژسازی مکانیکی در حین آسیا دیسکی است. این یکنواختی شیمیایی، یک پیش‌نیاز اساسی برای دستیابی به خواص همگن و قابل اطمینان در فرآیند روکش‌کاری لیزری محسوب خواهد شد [۳۱].

در شکل (۵-و) توزیع آنالیز عنصری (EDS) برای عناصر آلیاژ آنتروپی بالا به صورت درصد اتمی در جدول کنار شکل نشان می‌دهد. با توجه به هم‌اتمی بودن عناصر و مقدار گزارش شده توسط آزمون، مقدار انحراف نظری برای عناصر زیر ۱۰ درصد است که مقدار قبل قبولی است. بیانگرآن است که این ترکیب بسیار نزدیک به ترکیب تئوری هم‌اتمی ۲۰٪ از هر عنصر است و انحراف ناچیزی (در حد ۱ تا ۲ ٪ اتمی) مشاهده می‌شود. چنین انحراف جزئی در فرآیند تولید آلیاژهای آنتروپی بالا قابل انتظار است و عموماً ناشی از خطای دستگاهی یا در تولید فرآیند (ذوب قوسی در خلاء و آسیا دیسکی) است. که در فرآیند ذوب قوسی در خلاء از تبخیر شدید عناصری همچون آلومینیوم جلوگیری می‌کند یا در روش آسیا دیسکی، که برای پودر کردن آلیاژ استفاده شده است، با توجه به جنس هاون و قالب که از فولاد آلیاژی حاوی کروم است منجر به آلودگی جزئی و اضافه شدن آهن و کروم شده باشد.

برای استفاده در روکش‌کاری لیزری، معمولاً پودر باید شکل کروی، توزیع اندازه یکنواخت و جریان‌پذیری مناسب داشته باشد. با توجه به غیرکروی بودن ذرات و توزیع ناهمگن اندازه ذرات این پودر علی‌رغم یکنواختی شیمیایی ترکیب و همگنی و توزیع یکنواخت عناصر، به طور مستقیم برای روکش‌کاری لیزری مناسب نیست و این ویژگی‌ها ممکن است سبب مشکلاتی در تغذیه دستگاه و ایجاد تخلخل و یا کاهش کیفیت روکش بشوند [۲۷]. پیشنهاد می‌شود با الک کردن، ذرات ریز و درشت جدا شده و با انجام عملیات جانبی دیگری همچون آسیا سیاره‌ای[6] در مدت زمان مشخص، منجر به کروی شدن ذرات پودر صورت بگیرد تا در فرآیند روکش‌کاری لیزری با رسیدن به بهترین راندمان پارامترها، کیفیت مطلوبی در محصول نهایی ایجاد شود [۳۰].

[1] Nanocrystalline
[2] Morphology
[3] Flowability
[4] Packing Density
[5] Segregation
[6] Planetary Mill

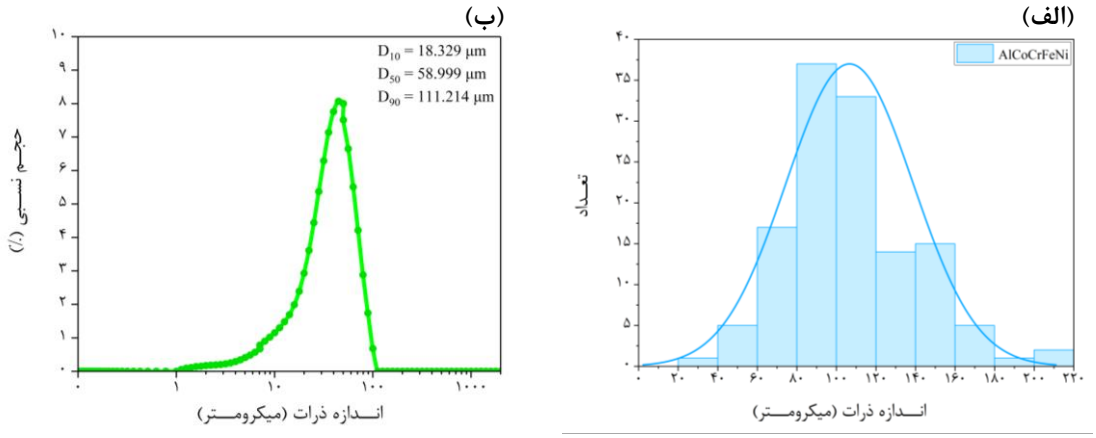



**شکل (۵)– تصاویر SEM از پودر آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi با آشکارگر SE و بزرگنمایی‌های، (الف، ب و د) 200 x، (ج) 500 x، (ه) آنالیز عنصری نقشه‌ای (MAP) و (و) آنالیز عنصری EDS.**

نمودار توزیع و مقادیر ارائه شده در شکل (۶-الف و ب) نشان می‌دهد که پودر AlCoCrFeNi تولید شده دارای یک توزیع اندازه گسترده است. نمودار هیستوگرام شکل (۶-الف) محدوده اندازه ذرات از ۲۰ تا ۲۲۰ میکرومتر نشان می‌دهد. با توجه به نمودار، بیش‌تر تعداد اندازه ذرات در محدوده ۸۰ تا ۱۲۰ میکرومتر است که نشان دهنده کنترل مناسب فرآیند تولید پودر است. شکل(۶-ب)، بر اساس آزمون سنجش اندازه ذرات به صورت لیزری انجام گرفته است. شاخص $D_{10}$ = 18.3 µm، حاکی از آن است که ۱۰٪ از ذرات کوچکتر و مساوی ۱۸/۳ میکرومتر هستند. این شاخص نماینده اندازه ذرات ریز در نمونه است. شاخص $D_{50}$ = 59 µm نشان دهنده آن است که ۵۰٪ از ذرات کوچک‌تر یا مساوی ۵۹ میکرومتر هستند. این شاخص بیانگر اندازه متوسط[1] پودر است و اغلب به عنوان اندازه نماینده ذرات در نظر گرفته می‌شود. شاخص بعدی، $D_{90}$ = 111.2 µm به این معنی است که ۹۰٪ از ذرات کوچک‌تر یا مساوی این اندازه هستند. همچنین این شاخص، نماینده اندازه ذرات بزرگ در نمونه هستند. و اینکه تنها ۱۰٪ از ذرات از این اندازه بزرگتر هستند. محدوده اصلی بین $D_{10}$ و $D_{90}$ یعنی بین ۱۸ تا ۱۱۱ میکرومتر هستند (۸۰٪). شاخص پراکندگی که نسبت $D_{50}/D_{90}$-$D_{10}$ شاخصی از پهنای توزیع است. هرچه این عدد بزرگ‌تر باشد، توزیع گسترده‌تر (ذرات بسیار ریز و درشت همزمان حضور دارند) و یکنواختی اندازه کم‌تر است که در این

[1] Median Size

نمونه برابر با ۰/۶۳ است. با توجه به اینکه اندازه ذرات پودر برای روش‌کاری لیزری در محدوده ۴۰-۹۰ میکرون مناسب است، نیازمند بهینه‌سازی (الک کردن برای ایجاد محدوده مناسب) و تطبیق با پارامترهای سیستم تغذیه روکش‌کاری لیزری برای رسیدن به کیفیت مطلوب است.




**شکل (۶)- نمودار توزیع اندازه ذرات پودر آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi، (الف) بر اساس تصویر SEM (۵-ب) با نرم افزار IMAGE J- FIGI و (ب) بر اساس آزمون سنجش اندازه ذرات لیزری.**

## ۴- نتیجه‌گیری

دراین پژوهش، به بررسی اثر فرآیند ذوب قوسی در خلاء و آسیا دیسکی بر مشخصه‌یابی پودر آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi با هدف روکش‌کاری لیزری پرداخته شد. خلاصه‌ای از نتایج به دست آمده، به شرح زیر است:

۱- با بررسی عوامل ترمودینامیکی پیش‌بینی کننده فازهای تشکیل شونده در آلیاژ آنتروپی بالا که مهم‌ترین آن‌ها شامل آنتالپی و آنتروپی مخلوط، VEC، δ و Λ است، پیش‌بینی می‌شود که آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi منجر به ایجاد ترکیب دوفازی BCC+FCC در ساختار می‌شود.

۲- نتایج ICP در هر دو نمونه (Bulk و Powder) دارای ترکیب شیمیایی نزدیک با ترکیب تئوری است و از تطابق قابل قبولی برخوردار است.

۳- نتایج XRD نشان می‌دهد که در فرآیند ذوب قوسی در خلاء، آلیاژ دارای ساختار دوفازی (BCC+FCC) با پارامتر ثابت شبکه (BCC: ۲/۸۷۱ Å و FCC: ۳/۵۹ Å) و فرآیند آسیا دیسکی، پودر آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi را به ساختار نانوکریستالی تک فاز BCC با پارامتر ثابت شبکه Å ۲/۸۶۹، اندازه بلورک ۶۳ nm و کرنش شبکه‌ای ۰/۶۲ ٪ تبدیل کرده است.

۴- نتایج SEM، MAP و EDS، غیر کروی بودن، توزیع ناهمگون اندازه ذرات پودرآلیاژ آنتروپی بالا، توزیع و پراکندگی یکنواخت عناصر و نزدیکی ترکیب شیمیایی به مقدار تئوری را نشان داد.

۵- براساس نمودار توزیع اندازه ذرات پودر، ۸۰ درصد اندازه ذرات پودر در محدوده ۱۱۱-۱۸ میکرومتر قرار دارند.

## تقدیر و تشکر

نویسندگان از مساعدت و همکاری آقای دکتر غلامی‌پور و شرکت فرا ذوب خلاء که زحمت ساخت آلیاژ آنتروپی بالا AlCoCrFeNi را در سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران به عهده داشته‌اند، قدردانی می‌نمایند.

## مراجع

1. S. Mohantya, T.N. Maitya, S. Mukhopadhyaya, S. Sarkarb, N.P. Guraoa, S. Bhowmickc, Krishanu Biswas, "Powder metallurgical processing of equiatomic AlCoCrFeNi high entropy alloy: Microstructure and mechanical properties", *Materials Science & Engineering A*, 679, 2017, 299–313.
2. S. Arun, N. Radhika, B. Saleh, "Effect of Additional Alloying Elements on Microstructure and Properties of AlCoCrFeNi High Entropy Alloy System: A Comprehensive Review", *Metals and Materials International*, Vol.:(0123456789), 2024, p. 1-40.
3. A. Zeinali, H. Khorsand, "High-entropy alloy AlCoCrFeNi: Study and investigation of the microstructure of the alloy produced by vacuum arc remelting process", *Founding Research Journal*, 2024, e207560.
۴. ع. زینعلی، بررسی رفتار خوردگی پوشش آلیاژ آنتروپی بالا (AlCoCrFeNi) اعمال شده به روش کندوپاش بر روی آلیاژ آلومینیوم (کارشناسی ارشد)، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، ۱۴۰۳.
۵. ع. زینعلی، ح. خرسند، آ. ربیعی‌فر، "عملکرد خوردگی پوشش آنتروپی بالای AlCoCrFeNi بر روی آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۳ در محلول سدیم کلرید"، ۲۳مین کنگره ملی خوردگی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، آبان ۱۴۰۴، ۱-۱۶.
6. J. M. Torralba, P. Alvaredo, A. García-Junceda, "High-entropy alloys fabricated via powder metallurgy. A critical review", Powder Metallurgy, 62(2), 2019, 84-114.
۷. پ. وردی، آلیاژهای آنترو پی بالا به زبان ساده – ویرایش دوم، ۱۴۰۲، جهاد دانشگاهی واحد صنعتی اصفهان، اصفهان.
8. Y. Wang, J. Zhang, T. Wu, G. Huang, "An all-around way to analyze the corrosion behavior and the potential applications of high-entropy alloys coating", *Ceramics International*, 50, 2024, 5893–5913.
9. H. Choua, Y. Shyi Changa, S. Chenb, J. Yeha, "Microstructure, thermophysical and electrical properties in AlxCoCrFeNi (0≤x≤2) high-entropy alloys", *Materials Science and Engineering B*, 163, 2009, 184–189.
10. M. H. Tsai, J. W. Yeh, "High-entropy alloys: a critical review." *Materials Research Letters 2*, no. 3, 2014, 107-123.
11. C. J. Tong, Y. L. Chen, J. W. Yeh, S. J. Lin, S. K. Chen, T. T. Shun, & S. Y. Chang, "Microstructure characterization of Al x CoCrCuFeNi high-entropy alloy system with multiprincipal elements", *Metallurgical and materials transactions A*, 36(4), 2005, 881-893.
12. Y. P. Wang, H. Z. Fu, B. S. Li, "Solid solution or intermetallics in a high-entropy alloy", *Advanced engineering materials*, 11, 2009.
13. N. I. Ilinykh, S. A. Lelyukh, B. R. Gelchinski, A. A. Rempel, "Possibility of High-Entropy Alloy Formation: A Brief Review", *Russian Metallurgy (Metally)*, 2025(2), 2025, 464-469.
14. X. D. Xu, P. Liu, S. Guo, A. Hirata, T. Fujita, T. G. Nieh, M. W. Chen, "Nanoscale phase separation in a fcc-based $CoCrCuFeNiAl_{0.5}$ high-entropy alloy", *Acta Materialia*, 84, 2015, 145-152.
15. A. Manzoni, H. Daoud, R. Völkl, U. Glatzel, N. Wanderka, "Phase separation in equiatomic AlCoCrFeNi high-entropy alloy", *Ultramicroscopy*, 132, 2013, 212-215.
16. M. Vaidya, G. M. Muralikrishna, B. S. Murty, "High-entropy alloys by mechanical alloying: A review", *Journal of Materials Research*, 34(5), 2019, 664-686.
17. W. Chen, Z. Fu, S. Fang, H. Xiao, D. Zhu, "Alloying behavior, microstructure and mechanical properties in a $FeNiCrCo_{0.3}Al_{0.7}$ high entropy alloy", *Materials & Design*, 51, 2013, 854-860.
18. S. Praveen, B. S. Murty, R. S. Kottada, Alloying behavior in multi-component AlCoCrCuFe and NiCoCrCuFe high entropy alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 534, 2012, 83-8.
19. W. Ji, , Z. Fu, , W. Wang, H. Wang, J. Zhang, Y. Wang, F. Zhang, "Mechanical alloying synthesis and spark plasma sintering consolidation of CoCrFeNiAl high-entropy alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, 589, 2014, 61-66.
20. V. Shivam, J. Basu, V.K. Pandey et al., "Alloying behaviour, thermal stability and phase evolution in quinary AlCoCrFeNi high entropy alloy". *Adv. Powder Technol.* 29, 2018, 2221–2230.
21. Y. Zhang, S. Ma, J. Qiao, "Morphology transition from dendrites to equiaxed grains for AlCoCrFeNi high-entropy alloys by copper mold casting and Bridgman solidification", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43:26, 2012, 25-30.
22. X. Ji "Relative effect of electronegativity on formation of high entropy alloys", *International Journal of Cast Metals Research*, 28(4):2, 2015, 29-33.
23. G. EP, D. Raabe, RO. Ritchie, "High-entropy alloys", *Nature reviews materials*, 4(8):5, 2019, 15-34.
24. MG Poletti, L. Battezzati, "Electronic and thermodynamic criteria for the occurrence of high entropy alloys in metallic systems", *Acta Materialia*, 75, 2014, 297-306.
25. A Takeuchi, A. Inoue, "Classification of bulk metallic glasses by atomic size difference, heat of mixing and period of constituent elements and its application to characterization of the main alloying element", *Materials transactions*, 46(12):28, 2005, 17-29.
26. A. M. Manzoni, S. Singh, H. M. Daoud, R. Popp, R. Völkl, U. Glatzel, et al., "On the path to optimizing the Al-Co-Cr-Cu-Fe-Ni-Ti high entropy alloy family for high temperature applications", *Entropy*, vol. 18, 2016, p. 104.
۲۷. ر. شجاع رضوی، روکش کاری لیزری، ۱۳۹۵، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.
28. M. C. Oh, A. Sharma, H. Lee, B. Ahn, "Phase separation and mechanical behavior of AlCoCrFeNi-X (X= Cu, Mn, Ti) high entropy alloys processed via powder metallurgy", *Intermetallics*, 139, 2021, 107369.
29. S. Mohanty, T. N. Maity, S. Mukhopadhyay, S. Sarkar, N. P. Gurao, S. Bhowmick, K. Biswas, "Powder metallurgical processing of equiatomic AlCoCrFeNi high entropy alloy: Microstructure and mechanical properties", *Materials Science and Engineering: A*, 679, 2017, 299-313.

۳۰. ر. شجاع رضوی، م. عرفان منش، س. م. برکت، ر. احمدی پیدانی، ا. احمدی بنی، ح. جمالی، ساخت افزایشی با رسوب نشانی لیزری، ۱۳۹۸، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

31. W. Hui, J. Abdullah, A. Mahmud, H. Namazi, A review of laser additive manufacturing of high-entropy alloys: technologies, properties, and research perspectives, Engineering Research Express, 2025.

# شبیه‌سازی ترمودینامیکی فرآیند جوشکاری اکتیو تیگ [1] روی فولاد زنگ نزن 316 کم‌کربن

**علی ساجی*[1]، علیرضا ابراهیمی[2]**

[1]*دانشجوی کارشناسی‌ارشد، دانشکده مواد و متالورژی دانشگاه صنعتی امیرکبیر؛Alisaji@aut.ac.ir

[2]دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی گروه آموزشی فرآیندهای ساخت دانشگاه صنعتی امیرکبیر؛ arebrahimi@aut.ac.ir

## چکیده

**در این پژوهش تمرکز بر شبیه‌سازی ترمودینامیکی واکنش‌های اکسیداسیون – احیایی است که بین حوضچه مذاب و سرباره در حین فرآیند جوشکاری اکتیو تیگ بر روی فولاد زنگ نزن 316 کم کربن است. واکنش‌های فوق الذکر که خروجی آن ها انحلال اکسیژن حاصل از تجزیه فلاکس های اکسیدی در حوضچه مذاب است از دلایلی شمرده می‌شوند که باعث بروز پدیده مارانگونی معکوس می‌گردد و یکی از دلایل افزایش عمق نفوذ فرآیند جوشکاری اکتیو تیگ است. در همین راستا در این پژوهش تلاش بر این بود است که خروجی نرم‌افزار شبیه‌ساز را با داده های تجربی تطبیق داده تا بازه دمایی که واکنش‌های اکسیداسیون – احیایی بین سرباره و حوضچه مذاب آن هم صورت تعادلی صورت می‌گیرند در آن رخ می‌دهند تعیین گردد. معیار این انطباق اکسیژن اندازه گیری شده در پژوهش ها تجربی و خروجی نرم افزار شبیه‌ساز ترمودینامیکی است. نرم‌افزار استفاده شده در این پژوهش فکت سیج است.**

**کلمات کلیدی:** فولادزنگ نزن **L316**؛ جوشکاری**A-TIG**؛ شبیه‌سازی؛ ترمودینامیک محاسباتی؛ سرباره

## مقدمه

فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی به دلیل مقاومت به خوردگی و پایداری حرارتی، مواد مهندسی کلیدی هستند. فولاد زنگ‌نزن 316 ، که گاهی با نام‌های تجاری نظیر 4A یا فولاد دریایی شناخته می‌شود، پس از گرید 304 (یا 2A)، دومین نوع پرکاربرد از فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی به‌شمار می‌رود. این آلیاژ به‌واسطه‌ی ترکیب خاص عناصر آلیاژی، خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی بالایی از خود نشان می‌دهد روش جوشکاری قوس تنگستنی با محافظت گازی [2] به دلیل کیفیت بالای اتصال ارجح است، اما با محدودیت ذاتی در عمق نفوذ مواجه است که بازدهی را کاهش می‌دهد. جوشکاری A-TIG با بهره‌گیری از فلاکس اکسیدی، عمق نفوذ را تا سه برابر افزایش می‌دهد که عمدتاً به دلیل مکانیزم مارانگونی معکوس ناشی از افزایش اکسیژن حل‌شده در حوضچه مذاب است[1-4]. تحلیل این فرآیند پیچیده، نیازمند درک همزمان ترمودینامیک و سینتیک واکنش‌ها است.

روش‌های پژوهشی مرتبط با A-TIG به‌طور کلی به دو دسته متمایز تقسیم می‌شوند:

مطالعات تجربی [3]

در این دسته، فرآیند A-TIG با پارامترهای ثابت بر روی فلز پایه مشخص اجرا می‌شود. تمرکز اصلی بر بررسی تأثیر متغیرهای عملیاتی مانند انواع مختلف فلاکس اکسیدی یا تغییر در چگالی سطحی فلاکس بر خواص نهایی است. پس از جوشکاری، ارزیابی نمونه‌ها از طریق آزمون‌های دقیق شیمیایی و مکانیکی نظیر متالوگرافی، آزمون کشش، خمش و سختی‌سنجی انجام می‌پذیرد. هدف نهایی این پژوهش‌ها، یافتن ترکیب بهینه فلاکس و چگالی سطحی متناسب با پارامترهای جوشکاری و نوع فلز پایه برای دستیابی به بهترین خواص اتصال است[5, 6].

پژوهش‌های شبیه‌سازی ترمودینامیکی [4]

دسته دوم بر مدل‌سازی ترمودینامیکی فرآیند تمرکز دارد. روش سنتی در این مطالعات، اقتباس پارامترهای ورودی شامل ترکیب شیمیایی فلز پایه، ویژگی‌های فلاکس و به ویژه بازه دمایی مورد نظر از پژوهش‌های تجربی پیشین است. نرم‌افزارها میزان غلظت اکسیژن حل‌شده در مذاب را محاسبه کرده و خروجی با داده‌های تجربی مقایسه می‌شود. معمولاً اختلاف قابل توجهی مشاهده می‌شود که اغلب به برتری سینتیک واکنش‌ها بر ترمودینامیک

1 A-TIG (Active Tungsten Inert Gas)

2 GTAW (Gas Tungsten Arc Welding)

3 Experimental Studies

4 Thermodynamic Simulation Studies

نسبت داده می‌شود. برخی پژوهش‌ها برای کاهش این اختلاف، مدل‌سازی را به سیستم سه‌فازی (فلز، سرباره، گاز) تعمیم داده و با تغییر پارامترهای گاز، سعی در همسوسازی نتایج دارند[7].

در این پژوهش، برخلاف رویه سنتی شبیه‌سازی با نرم افزار فکت‌سیج، بازه دمایی مورد مطالعه مستقیماً از داده‌های تجربی اقتباس نشده است. بلکه پس از مقایسه و تطابق خروجی نرم‌افزار با داده‌های تجربی (مبتنی بر مقدار اکسیژن حل‌شده)، این بازه دمایی به‌صورت یک نتیجه مستقل استخراج گردید. تعیین این بازه دمایی که در آن واکنش‌های اکسیداسیون-احیا رخ می‌دهد، امکان پیش‌بینی ترکیب شیمیایی فلز جوش و سرباره را فراهم می‌آورد، به‌ویژه برای سرباره‌های با وزن ناچیز که تحلیل کیفی آن‌ها در روش‌های تجربی دشوار است.

## موادوروش پژوهش

همان‌طور که مشخص است، اجرای شبیه‌سازی ترمودینامیکی جوشکاری اکتیو تیگ نیازمند داده‌های تجربی دقیق و قابل اعتماد است. در این پژوهش، از داده‌های تجربی مطالعات کرمی و ابراهیمی [6] و همچنین احمدی و ابراهیمی [5] بهره گرفته شده است.

تمرکز اصلی این تحقیق بر جوشکاری اکتیو تیگ روی فولاد زنگ‌نزن 316 کم‌کربن است. برای افزایش دقت فرآیند شبیه‌سازی و همچنین معنادارتر شدن انطباق بین داده‌های تجربی و خروجی نرم‌افزار، ضروری است که ترکیب شیمیایی فلز پایه بر اساس نتایج طیف‌سنجی نشر جرقه در فرآیند شبیه‌سازی لحاظ شود.ددر جداول ۱ و ۲ نتایج آزمون طیف‌سنجی نشر جرقه که توسط پژوهشگران مذکور بر روی فلز پایه پیش از انجام جوشکاری انجام شده، ارائه شده است. ذکر این نکته حائز اهمیت است که ترکیب شیمیایی فلز پایه یکی از داده‌های ورودی کلیدی در فرآیند شبیه‌سازی ترمودینامیکی محسوب می‌شود.

**جدول (1).ترکیب شیمیایی فولاد مورداستفاده در پژوهش کرمی و ابراهیمی.**

| عنصر آلیاژی | کربن | کروم | نیکل | مولیبدن | سیلیسیم | نیوبیم | نیتروژن | تنگستن | مس | آهن | منگنز |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| درصد وزنی (wt%) | 0.0226 | 16.2 | 10.6 | 2.12 | 0.676 | 0.0216 | 0.0262 | 0.0381 | 0.288 | 67.5 | 1 |

**جدول (2).ترکیب شیمیایی فلز پایه در پژوهش احمدی و ابراهیمی**

| عنصر آلیاژی | اکسیژن | گوگرد | فسفر | کروم | نیکل | منگنز | سیلیسیم | کربن |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| درصد وزنی (wt%) | 0.0021 | 0.002 | 0.032 | 17.7 | 10.2 | 1.26 | 0.48 | 0.025 |

علاوه بر ترکیب شیمیایی فلز پایه، اطلاعات مربوط به فلاکس اکسیدی، از جمله نوع آن و ویژگی‌هایی مانند چگالی سطحی، برای اجرای شبیه‌سازی ترمودینامیکی فرآیند جوشکاری اکتیو تیگ ضروری است. همچنین، مقدار وزنی فلاکس مورد استفاده نیز باید در فرآیند شبیه‌سازی لحاظ شود.

در این راستا، ابتدا مشخص می‌شود که شبیه‌سازی ترمودینامیکی بر روی ۱۰۰ گرم از فلز پایه، که در حین فرآیند جوشکاری ذوب می‌شود، انجام خواهد شد. برای تعیین مقدار فلاکس مورد استفاده در این ۱۰۰ گرم، علاوه بر چگالی سطحی، به ویژگی‌های هندسی جوش از پژوهش‌های تجربی نیز نیاز است؛ به این ترتیب، عرض جوش و سطح مقطع عرضی پروفیل جوش از مطالعات تجربی استخراج می‌گردند. شایان ذکر است نحوه محاسبه مقدار فلاکس مصرفی در ادامه تبیین می‌گردد. داده‌های استخراج‌شده از پژوهش‌های تجربی انجام‌شده بر روی فرآیند جوشکاری اکتیو تیگ روی فولاد زنگ‌نزن 316 کم‌کربن در جداول ۳ و 4 ارائه شده‌اند.

**جدول (3). داده‌های مورد نیاز برای انجام شبیه‌سازی فرآیند جوشکاری ارائه شده توسط کرمی و ابراهیمی.**

| نام فلاکس | چگالی سطحی ($\mu g/mm^2$) | سطح مقطع حوضچه ($mm^2$) | عرض حوضچه (mm) |
|---|---|---|---|
| SiO2 | 50 | 18 | 5.7 |

**جدول (4). داده‌های مورد نیاز برای انجام شبیه‌سازی فرآیند جوشکاری ارائه شده توسط احمدی و ابراهیمی.**

| نام فلاکس | چگالی سطحی ($\mu g/mm^2$) | سطح مقطع حوضچه ($mm^2$) | عرض حوضچه (mm) |
|---|---|---|---|
| $SiO_2$ | 36 | 49 | 7 |
| CaO | 78 | 30 | 8 |
| $TiO_2$ | 13 | 45 | 7.2 |
| $Cr_2O_3$ | 20 | 48 | 8.2 |

دستورعمل محاسبه مقدار فلاکس مصرفی در فرآیند جوشکاری اکتیو تیگ

برای انجام شبیه‌سازی، لازم است برآوردی از وزن فلاکس مورداستفاده بر روی ۱۰۰ گرم فولاد ذوب‌شده (حوضچه مذاب) صورت گیرد. در این راستا، از داده‌های ارائه‌شده در پژوهش‌های تجربی از قبیل نوع فلاکس و خواص فیزیکی آن از قبیل چگالی سطحی استفاده می گردد.

برای تعیین سطح بالای جوش، ابتدا باید طول (گام) جوشی را محاسبه کرد که در آن ۱۰۰ گرم فولاد زنگ‌نزن ۳۱۶ کم‌کربن ذوب شده است. جهت انجام این محاسبه، می‌توان از رابطه زیر بهره گرفت:

$$l = \frac{M_{Melted\ Steel}}{\rho \times A}$$

در رابطه فوق، $M$ نمایانگر جرم فولاد ذوب‌شده موجود در حوضچه مذاب، $\rho$ چگالی فولاد، و $A$ سطح مقطع پروفیل جوش است. پس از محاسبه گام جوش برای ۱۰۰ گرم فولاد ذوب‌شده، مقدار به‌دست‌آمده در عرض پروفیل جوش ضرب می‌شود تا مساحت سطح بالایی جوش تعیین گردد. در نهایت، با ضرب این مساحت در چگالی سطحی فلاکس مورداستفاده، می‌توان جرم فلاکس مصرفی را محاسبه کرد.

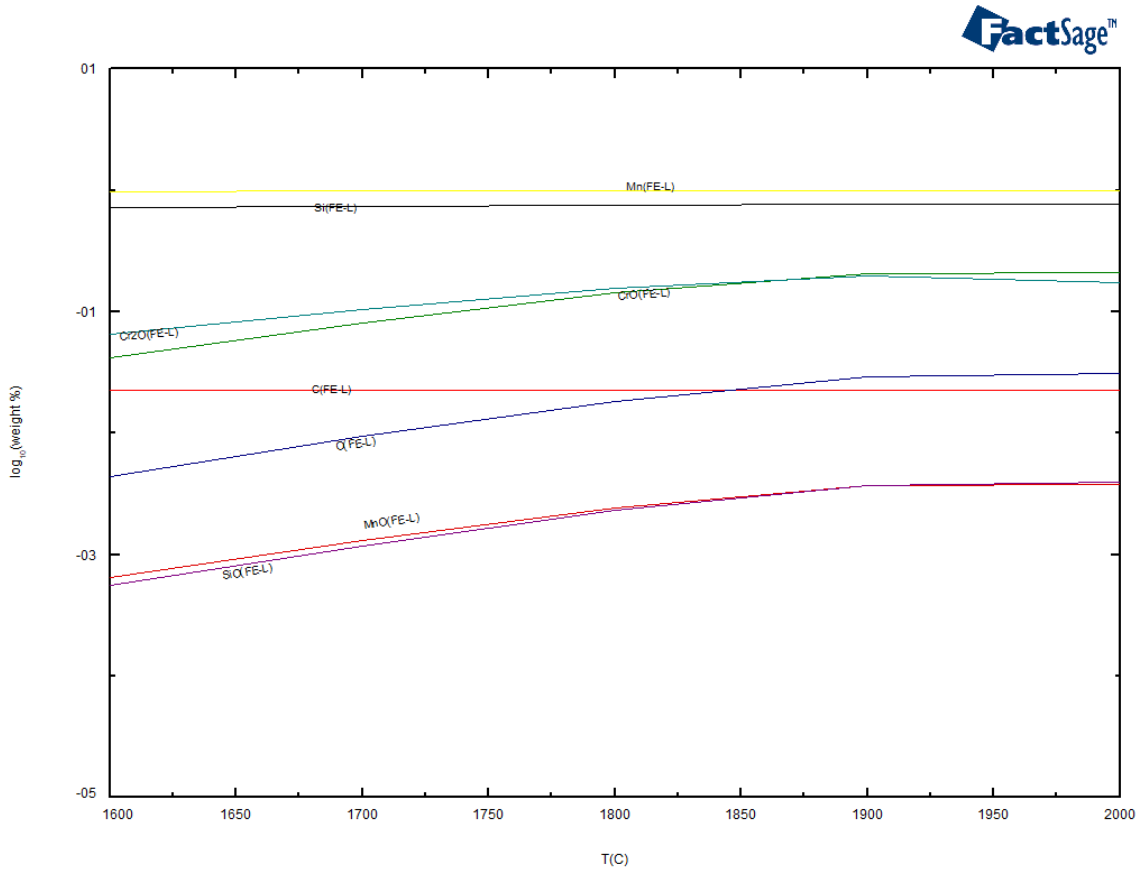
شرح مختصری از روند پژوهش

در این پژوهش داده‌های تجربی حاصل از پژوهش احمدی و ابراهیمی مورد تحلیل قرار خواهد گرفت. در این مطالعه، انواع فلاکس‌های اکسیدی تک‌جزئی بر سطح فلز پایه با گرید 316 کم‌کربن اعمال شده و هندسه جوش و میزان اکسیژن موجود در آن اندازه‌گیری شده است. سیستم‌های مذکور با استفاده از نرم‌افزار فکت سیج شبیه‌سازی شده‌اند و مقادیر اکسیژن موجود در حوضچه مذاب از خروجی‌های نرم‌افزار استخراج گردیده‌اند. با تطبیق این داده‌ها، برای هر نوع فلاکس اکسیدی، بازه دمایی مشخصی ارائه شده است که شامل دمای تعادلی واکنش‌های اکسیداسیون - احیا بین فلز و سرباره بوده که برآیند آن انحلال اکسیژن در حوضچه مذاب می‌باشد.

## نتایج و بحث

باتوجه‌به نکات مطرح‌شده در زیربخش *دستورعمل محاسبه مقدار فلاکس مصرفی در فرآیند جوشکاری اکتیو تیگ* می‌توان مقدار فلاکس مورداستفاده در پژوهش کرمی و ابراهیمی را در حالتی که ترکیب فلاکس به طور کامل از سیلیس با چگالی سطحی مشخص تشکیل شده باشد، محاسبه نمود. بر اساس این محاسبه، مقدار فلاکس مصرفی برابر با ۰٫۱۹۸ گرم خواهد بود؛ بنابراین، در ورودی نرم‌افزار FactSage، علاوه بر عناصر آلیاژی، مقدار

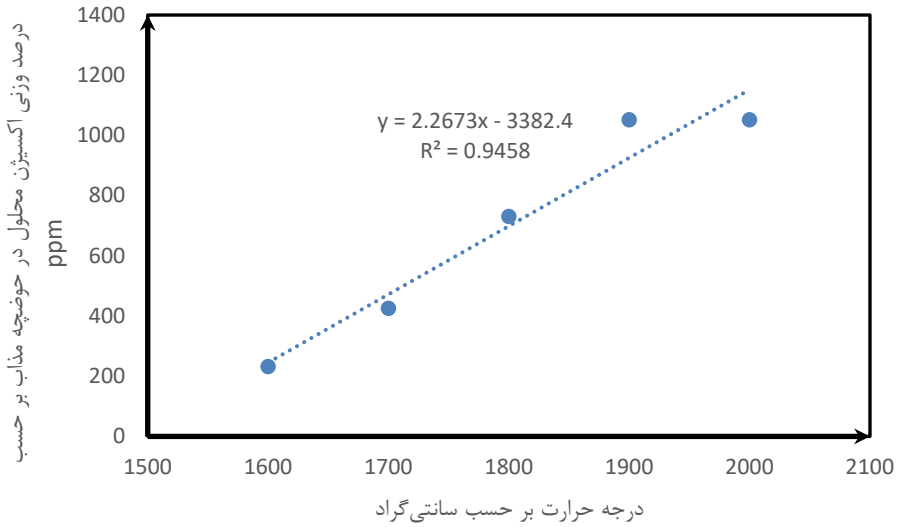
فلاکس مورداستفاده نیز لحاظ می‌شود. برای انجام شبیه‌سازی، از بانک‌های اطلاعاتی 53FACT، FSstel و FToxid بهره گرفته شده است. در شکل زیر، ترکیب شیمیایی حوضچه مذاب در دماهای مختلف نمایش‌داده‌شده است.




**شکل (1).ترکیب شیمیایی حوضچه مذاب بر حسب درجه‌حرارت در شبیه‌سازی ترمودینامیکی بر اساس داده‌های ارائه شده در پژوهش تجربی کرمی و ابراهیمی.**

اگر درصد اکسیژن حل‌شده در حوضچه مذاب در بازه دمایی ۱۶۰۰ تا ۲۰۰۰ درجه سانتی‌گراد که توسط نرم‌افزار FactSage شبیه‌سازی و پیش‌بینی شده است، در نظر گرفته شود و با مقدار تجربی گزارش‌شده توسط کرمی و ابراهیمی مقایسه گردد، می‌توان دمای تعادلی واکنش‌های اکسیداسیون و احیا را که در حوضچه مذاب و سرباره رخ می‌دهند، تعیین کرد. برآیند این واکنش‌های شیمیایی، میزان اکسیژن حل‌شده در حوضچه مذاب است که در نهایت از طریق آنالیز فلز جوش به‌صورت تجربی قابل‌اندازه‌گیری خواهد بود. مقدار اکسیژن حل‌شده در فلز جوش که توسط کرمی و ابراهیمی گزارش شده، برابر با ۴۰۳ ppm است.

اگر مقادیر پیش‌بینی‌شده توسط FactSage برای میزان اکسیژن حل‌شده در حوضچه مذاب در نظر گرفته شوند و یک مدل خطی بر این داده‌ها برازش گردد، می‌توان برای این سیستم رابطه‌ای خطی میان دما و میزان اکسیژن حل‌شده در فلز جوش استخراج کرد. با استفاده از این رابطه، دمای تعادلی واکنش‌های مذکور قابل‌محاسبه خواهد بود.




**شکل (2). میزان اکسیژن حل شده در حوضچه مذاب ارائه شده توسط نرم‌افزار فکت سیج بر اساس داده‌های ارائه شده در پژوهش تجربی کرمی و ابراهیمی.**

باتوجه‌به موارد مطرح‌شده، می‌توان نتیجه گرفت که فرایند حل‌شدن اکسیژن در حوضچه مذاب در دمایی حدود 1670 درجه سانتی‌گراد رخ می‌دهد.

شبیه سازی ترمودینامیکی جوشکاری اکتیو تیگ با فلاکس‌های مختلف تک جزئی

در پژوهش انجام‌شده توسط احمدی و ابراهیمی، در هر مورد از یک نوع فلاکس تک‌جزئی استفاده شده و میزان اکسیژن محلول در حوضچه مذاب به‌صورت تجربی گزارش گردیده است. این داده‌ها بستری مناسب برای اعتبارسنجی مدل‌های شبیه‌سازی فراهم می‌کنند. در صورت انجام شبیه‌سازی عددی این سیستم‌ها و مقایسه نتایج حاصل از نرم‌افزار با داده‌های تجربی، می‌توان به تخمین دقیق‌تری از دمای تعادلی فرایند جوشکاری دست‌یافت. این دما نقش کلیدی در تعیین رفتار ترمودینامیکی مذاب و سرباره دارد. به دنبال آن، ترکیب شیمیایی سرباره نیز قابل‌برآورد خواهد بود، چرا که واکنش‌های بین فلز و سرباره به‌شدت وابسته به دمای سیستم و میزان اکسیژن محلول هستند. بازه دمایی ۱۶۰۰ تا ۲۰۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌عنوان محدوده مناسب برای انجام شبیه‌سازی انتخاب شده است. این انتخاب باهدف پوشش‌دهی شرایط عملیاتی محتمل و بررسی رفتار سیستم در دماهای بحرانی صورت‌گرفته است.

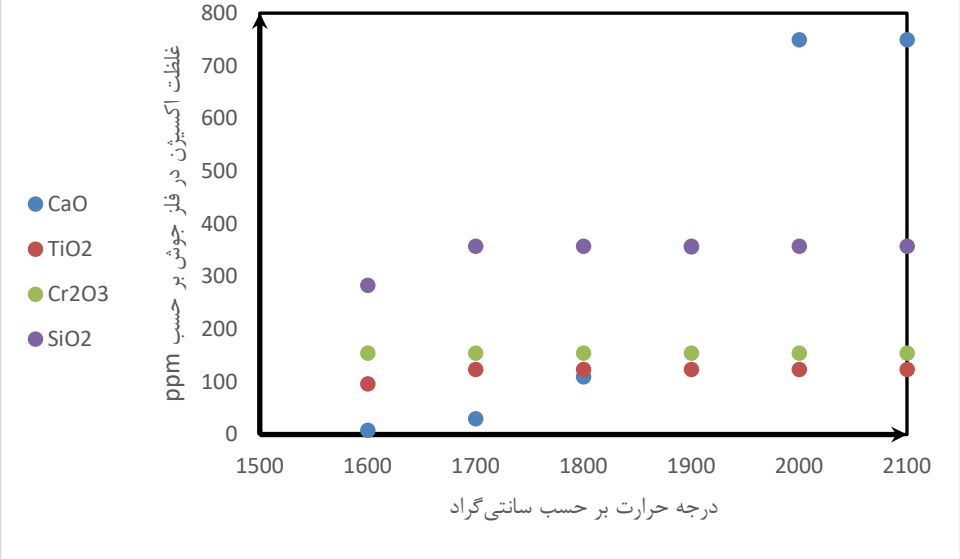
به‌منظور انجام شبیه‌سازی دقیق فرایند جوشکاری و تخمین شرایط تعادلی، در گام نخست لازم است نسبت وزنی فلاکس مصرف‌شده نسبت به فلز پایه مشخص گردد. در این مطالعه، مبنای محاسبات بر اساس ۱۰۰ گرم فولاد ذوب‌شده در نظر گرفته شده است. مقدار فلاکس مورداستفاده به‌گونه‌ای انتخاب می‌شود که با شرایط تجربی گزارش‌شده توسط احمدی و ابراهیمی تطابق داشته باشد. فرایند محاسبه‌ی این نسبت مطابق با مراحل ارائه‌شده در زیربخش *دستورعمل محاسبه مقدار فلاکس مصرفی در فرآیند جوشکاری اکتیو تیگ* صورت می‌گیرد.

**جدول(5). محاسبه وزن فلاکس مورداستفاده برای 100 گرم فلز جوش در موارد مطالعاتی احمدی و ابراهیمی.**

| نام فلاکس | چگالی سطحی (µg/mm2) | سطح مقطع حوضچه (mm2) | عرض حوضچه (mm) | اکسیژن نهایی (ppm) | راندمان | وزن فلاکس مورداستفاده (g) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| $SiO_2$ | 36 | 49 | 7 | 125 | ٪31 | 0.0643 |
| CaO | 78 | 30 | 8 | 145 | ٪16 | 0.26 |
| $TiO_2$ | 13 | 45 | 7.2 | 110 | %86 | 0.026 |

| | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| $Cr_2O_3$ | 20 | 48 | 8.2 | 95 | %55 | 0.043 |

در شکل (1)، تغییرات درصد وزنی اکسیژن محلول در آهن در دمای‌های مختلف، در شرایط استفاده از فلاکس‌های اکسیدی تک‌جزئی گوناگون، نمایش‌داده‌شده است. این نمودار بیانگر تأثیر نوع فلاکس و دمای حوضچه مذاب بر میزان اکسیژن جذب‌شده در فرایند جوشکاری اکتیو تیگ می‌باشد.




**شکل (1). تغییرات درصد وزنی اکسیژن محلول در آهن در دمای‌های مختلف بر اساس موارد مطالعاتی احمدی و ابراهیمی.**

همان‌طور که مشخص است، هنگام استفاده از سیلیس به‌عنوان فلاکس اکسیدی، از دمای ۱۷۰۰ درجه سانتی‌گراد به بعد، تمامی سرباره در حوضچه مذاب حل می‌شود و عملاً در دماهای بالاتر، اثری از حضور سرباره در شبیه‌سازی‌های انجام‌شده توسط نرم‌افزار FactSage مشاهده نمی‌گردد. مقدار تجربی گزارش‌شده برای میزان اکسیژن حل‌شده در حوضچه مذاب برابر با ۱۲۵ ppm است. باتوجه‌به شبیه‌سازی‌های صورت‌گرفته، می‌توان نتیجه گرفت که دمای تعادلی لازم برای انحلال این میزان اکسیژن در سیستم، پایین‌تر از ۱۶۰۰ درجه سانتی‌گراد است. اما اگر داده‌های تجربی پژوهش کرمی و ابراهیمی را در شریاطی که از فلاکس اکسیدی تک جزئی سیلیکا استفاده کرده اند را با خروجی نرمافزار شبیه ساز ترمودینامیکی فکت سیج (البته با ورودی متناسب با آن داده های تجربی) دمای تعادلی که منجر به انحلال اکسیژن در حوضچه مذاب شده بود، حدود ۱۶۷۰ درجه سانتی‌گراد برآورد شده است. علت این اختلاف را می‌توان به چگالی سطحی بالاتر فلاکس مستعمل در فرایند جوشکاری نسبت داد، که بر رفتار ترمودینامیکی سیستم و میزان انحلال اکسیژن تأثیرگذار بوده است.

با تحلیل خروجی نرم‌افزار در خصوص استفاده از کرومیت به‌عنوان فلاکس اکسیدی، می‌توان چنین استدلال کرد که در دماهای زیر ۱۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، که به دمای ذوب فولاد زنگ‌نزن بسیار نزدیک است، کرومیت از قابلیت بالایی برای احیا شدن برخوردار بوده و نقش مؤثری در انتقال اکسیژن به فولاد مذاب ایفا می‌کند. این ویژگی ترمودینامیکی کرومیت در شرایط مذکور، موجب افزایش میزان اکسیژن حل‌شده در مذاب می‌گردد. شواهد تجربی و نظری برای این رفتار توسط پژوهشگران از جمله اورهان دمیر و رئوف هورمان [8] نیز ارائه شده است، که نشان‌دهنده نقش فعال کرومیت در فرآیندهای احیایی و انتقال اکسیژن در دماهای نزدیک به نقطه ذوب فولاد زنگ‌نزن است. بنابراین، باتوجه‌به تمامی موارد مطرح‌شده، ضروری است که برای این نوع فلاکس خاص، شبیه‌سازی‌های ترمودینامیکی در بازه دمایی پایین‌تر، یعنی بین ۱۴۰۰ تا ۱۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، انجام گیرد. هدف از این شبیه‌سازی‌ها، برآورد دقیق دمای تعادلی سیستم است؛ دمایی که در آن، انحلال حدود ۹۵ ppm اکسیژن در حوضچه مذاب رخ داده است.

در مورداستفاده از آهک به‌عنوان فلاکس اکسیدی، بایستی به این نکته توجه نمود که CaO دارای نقطه ذوب بسیار بالایی است؛ به‌طوری‌که مقادیر گزارش‌شده برای آن در منابع مختلف بین تقریباً ۲۸۴۳ تا ۳۲۲۳ کلوین متغیر است. این ویژگی، آهک را برای استفاده در محیط‌های با دمای بالا

مناسب می‌سازد[9]. بنابر خروجی نرم‌افزار فکت‌سیج، تا دمای ۱۹۰۰ درجه سانتی‌گراد همچنان سرباره در سیستم حضور دارد و نسبت به سایر فلاکس‌های اکسیدی موردمطالعه در این بخش، از پایداری بیشتری برخوردار است. همان‌طور که مشخص است، مقدار اکسیژن حل‌شده به‌صورت میانگین نیز نسبت به سایر فلاکس‌ها بیشتر است که دلیل آن به طور مشخص، چگالی سطحی بالاتر این فلاکس اکسیدی نسبت به سایرین است.اگر مقدار تجربی ارائه‌شده توسط احمدی و ابراهیمی، یعنی ۱۴۵ ppm را در نظر بگیریم، دمای تعادلی سیستم که منجر به انحلال این میزان اکسیژن در حوضچه مذاب شده است، در بازه‌ای بین ۱۸۰۰ تا ۱۹۰۰ درجه سانتی‌گراد قرار دارد.

در نتایج شبیه‌سازی که در آن از تیتانیم دی‌اکسید به‌عنوان فلاکس اکسیدی استفاده شده، مشاهده می‌شود که از دمای ۱۷۰۰ درجه سانتی‌گراد به بالا، اثری از سرباره باقی نمی‌ماند و کل فلاکس در حوضچه مذاب حل می‌شود. باتوجه‌به داده‌های تجربی، می‌توان برآورد کرد که دمای تعادلی سیستم که منجر به انحلال ۱۱۰ ppm اکسیژن در مذاب شده، در بازه‌ای بین ۱۶۰۰ تا ۱۷۰۰ درجه سانتی‌گراد قرار دارد و به کرانه پایینی این بازه نزدیک‌تر است. بر همین اساس، ترکیب شیمیایی حوضچه مذاب و سرباره در دمای ۱۶۰۰ درجه سانتی‌گراد موردبررسی قرار می‌گیرد.

گام‌های دمایی در شبیه‌سازی‌های انجام‌گرفته در این بخش برابر با ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد است. بر اساس نتایج حاصل از این شبیه‌سازی‌ها و تطابق آن‌ها با داده‌های تجربی، برای هر مورد مطالعاتی یک بازه دمایی ارائه شده است که دمای تعادلی سیستم را در بر می‌گیرد؛ دمایی که در آن، مقدار برآوردشده (حاصل از شبیه‌سازی) اکسیژن حل‌شده در حوضچه مذاب با داده‌های تجربی مطابقت دارد.

**جدول (6). بازه دمایی دربرگیرنده که دمای تعادلی سیستم‌های ارائه شده توسط احمدی و ابراهیمی.**

| نام فلاکس | چگالی سطحی (µg/mm2) | اکسیژن نهایی (ppm) | وزن فلاکس مورداستفاده (g) | بازه دمایی دربرگیرنده دمای تعادلی سیستم (سانتی‌گراد) |
|---|---|---|---|---|
| $SiO_2$ | 36 | 125 | 0.0643 | 1600-1400 |
| CaO | 78 | 145 | 0.26 | 1900-1800 |
| $TiO_2$ | 13 | 110 | 0.026 | 1600-1700 |
| $Cr_2O_3$ | 20 | 95 | 0.043 | 1400-1600 |

با بررسی مطالعات انجام‌شده در خصوص توزیع دمایی در حوضچه جوش فرایند TIG برای فولاد زنگ‌نزن، مشخص می‌گردد که در شرایطی با جریان جوشکاری ۱۵۰ آمپر و سرعت جوشکاری ۲٫۵ میلی‌متر بر ثانیه، بیشترین دمای ایجادشده در بازه‌ای بین ۲۲۰۰ تا ۲۵۰۰ کلوین قرار دارد. همچنین در مطالعه‌ای دیگر، با جریان جوشکاری ۱۶۰ آمپر و سرعت ۲ میلی‌متر بر ثانیه، باز هم بیشترین دمای ثبت‌شده در همین بازه دمایی گزارش شده است[10, 11].

بدیهی است که دمای ماکزیمم ذکرشده در مقالات، مربوط به سطح حوضچه و ناحیه زیرین قوس جوشکاری است. از سوی دیگر، طبق اطلاعات حاصل از مطالعاتی که شبیه‌سازی حرارتی انجام داده‌اند، میانگین دمای حاکم بر کل حوضچه مذاب، کمتر از دمای سطحی آن است[12]. در مقالاتی که به شبیه‌سازی ترمودینامیکی پرداخته‌اند، همین بازه دمایی سطحی به‌عنوان مرجع در نظر گرفته شده است؛ در حالی‌که مقایسه داده‌های تجربی مربوط به میزان اکسیژن حل‌شده با خروجی نرم‌افزار نشان می‌دهد که دمای مؤثر در انحلال این مقدار اکسیژن، پایین‌تر از این بازه است.

در پژوهش دو تویت، که رفتار نیتروژن در ناحیه زیر قوس را موردبررسی قرار داده، دمای مؤثر در انحلال نیتروژن در حوضچه مذاب بین ۱۷۰۰ تا ۱۸۰۰ کلوین تخمین زده شده است. این بازه دمایی با شرایط ارائه‌شده در این مطالعه، زمانی که از سیلیس و کرومیت به‌عنوان فلاکس اکسیدی استفاده شده، تطابق دارد. با این حال، اختلاف اندکی با شرایطی که در آن از آهک و تیتانیم دی‌اکسید استفاده شده مشاهده می‌شود؛ اختلافی که می‌توان آن را بر اساس تفاوت در پایداری حرارتی این فلاکس‌ها تحلیل و تفسیر کرد. باتوجه‌به بازه دمایی تعیین‌شده و تطابق آن با نتایج حاصل از پژوهش دو تویت[13] در خصوص انحلال نیتروژن، می‌توان این فرض را مطرح کرد که فلاکس‌های اکسیدی در شرایط واقعی فرایند A-TIG، در ناحیه زیر قوس دچار تبخیر شده و اکسیژن آزادشده به‌صورت گاز وارد حوضچه مذاب می‌گردد. این مکانیسم می‌تواند توضیح‌دهنده‌ی نحوه‌ی افزایش اکسیژن محلول در مذاب و در نتیجه تأثیر آن بر عمق نفوذ جوش باشد.

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

اغلب تحقیقات پیشین در زمینه جوشکاری A-TIG با استفاده از ترکیب‌های دو جزئی یا چندجزئی، عمدتاً به ثبت مشاهدات تجربی محدود بوده‌اند؛ از جمله بررسی افزایش عمق نفوذ، تغییرات خواص مکانیکی و تحلیل ریزساختار نواحی جوش با بهره‌گیری از روش‌های آنالیز مواد. در مطالعات مبتنی بر شبیه‌سازی نیز معمولاً بازه دمایی مورداستفاده بر اساس تخمین‌ها، پیش‌بینی‌ها و در برخی موارد داده‌های تجربی تعیین شده و سپس فرایند شبیه‌سازی انجام می‌گیرد.

اما در این پژوهش، شبیه‌سازی در یک طیف وسیع دمایی صورت گرفته و با استفاده از داده‌های تجربی مربوط به میزان اکسیژن حل‌شده در فلز جوش، خروجی نرم‌افزار مورد ارزیابی و تطابق قرار گرفته است. در نتیجه، برای هر فلاکس تک‌جزئی، یک بازه دمایی مشخص ارائه شده که در آن واکنش‌های اکسیداسیون و احیا به‌صورت تعادلی انجام می‌گیرند و عامل اصلی انحلال اکسیژن در حوضچه مذاب محسوب می‌شوند.

در طی انجام این پژوهش نتایج زیر حاصل شد:

1. در شرایطی که فلز پایه از نظر گرید و آنالیز شیمیایی کاملاً یکسان باشد، استفاده از فلاکس‌های اکسیدی مختلف منجر به تفاوت در بازه دمایی واکنش‌های اکسیداسیون–احیا بین فلز و سرباره می‌شود؛ واکنش‌هایی که حاصل آن‌ها انحلال اکسیژن در فلز جوش است. به طور مشخص، در صورت استفاده از فلاکس‌های سیلیس و کرومیت، این واکنش‌ها در بازه‌ای بین نقطه ذوب فولاد زنگ‌نزن 316 کم‌کربن تا حدود 1600 درجه سانتی‌گراد رخ می‌دهند. در مقابل، استفاده از تیتانیم دی‌اکسید و آهک به‌ترتیب منجر به وقوع این واکنش‌ها در بازه‌های دمایی 1600 تا 1700 و1800 تا 1900 درجه سانتی‌گراد می‌شود.
2. با افزایش دما، اغلب اکسیدهای حاصل از واکنش‌های اکسیداسیون در حوضچه مذاب تمایل بیشتری به انحلال در مذاب دارند و در نتیجه، غلظت آن‌ها در سرباره کاهش می‌یابد. اما اکسید کروم دوظرفیتی رفتاری متفاوت نشان می‌دهد و در دماهای بالا کمتر در مذاب حل می‌شود. این موضوع نشان می‌دهد که در دماهای بالا، اکسید کروم دوظرفیتی به آستانه حلالیت خود در آهن مذاب نزدیک شده و احتمالاً به‌صورت سرباره باقی خواهد ماند.
3. تحلیل ترمودینامیکی رفتار کرومیت به‌عنوان فلاکس اکسیدی نشان داد که این ترکیب در دماهای نزدیک به نقطه ذوب فولاد زنگ‌نزن از پتانسیل بالایی برای احیا برخوردار بوده و نقش فعالی در انتقال اکسیژن به مذاب ایفا می‌کند. این ویژگی موجب افزایش غلظت اکسیژن حل‌شده در حوضچه مذاب شده و می‌تواند بر خواص نهایی جوش تأثیرگذار باشد. شواهد تجربی و نظری موجود، از جمله مطالعات دمیر و هورمان، این رفتار را تأیید کرده‌اند و بر اهمیت کرومیت در فرآیندهای احیایی در محدوده دمایی مذکور صحه می‌گذارند.
4. بررسی رفتار آهک ($CaO$) به‌عنوان فلاکس اکسیدی نشان داد که نقطه ذوب بسیار بالای آن (در بازه ۲۸۴۳ تا ۳۲۲۳ کلوین) این ترکیب را برای استفاده در محیط‌های با دمای بالا مناسب می‌سازد. تحلیل‌های نرم‌افزاری با استفاده از فکت‌سیج نشان دادند که تا دمای $۱۹۰۰C^0$، سرباره حاوی آهک همچنان در سیستم حضور دارد و از پایداری بالایی برخوردار است. این پایداری، در کنار چگالی سطحی بالای آهک، موجب افزایش میانگین غلظت اکسیژن حل‌شده در مذاب نسبت به سایر فلاکس‌های موردبررسی شده است.
5. در دماهای بالاتر از ۱۷۰۰ درجه سانتی‌گراد، سیلیس به‌عنوان فلاکس، خاصیت سرباره‌سازی خود را از دست می‌دهد و به طور کامل در مذاب حل می‌شود؛ موضوعی که می‌تواند بر پایداری واکنش‌های سطحی و کنترل ترکیب شیمیایی جوش تأثیرگذار باشد.
6. تفاوت در چگالی سطحی فلاکس‌ها می‌تواند منجر به تغییرات قابل‌توجهی در دمای تعادلی واکنش‌های احیاء و میزان انحلال اکسیژن شود؛ به‌نحوی که اگر فلاکس سیلیس مصرفی دارای چگالی سطحی ۵۰ میکروگرم بر میلی‌مترمربع باشد، واکنش‌های اکسیداسیون-احیاء به‌صورت تعادلی در بازه دمایی ۱۶۵۰ تا ۱۷۰۰ درجه سانتی‌گراد رخ می‌دهند. اما اگر چگالی سطحی به ۳۶ میکروگرم بر میلی‌مترمربع کاهش یابد، دمای تعادلی این واکنش‌ها به کمتر از ۱۶۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌رسد.

## تقدیر و تشکر

با تشکر و قدردانی از زحمات دلسوزانه استاد راهنمای گرامی که مرا در این امر یاری نمودند.

## ضمیمه

معرفی و بررسی نرم‌افزار فکت سیج

نرم‌افزار FactSage ریشه در یک پروژه تحقیقاتی مشترک میان دانشگاه مک‌گیل و École Polytechnique de Montréal دارد که آغاز آن به سال ۱۹۷۶ بازمی‌گردد. این همکاری در سال ۱۹۸۴ به شکل‌گیری مرکز تحقیقات CRCT منجر شد که تمرکز اصلی آن بر توسعه پایگاه‌های داده و نرم‌افزارهای ترموشیمیایی تحت عنوان FACT بود.

در دهه ۱۹۹۰، این نرم‌افزار به‌منظور افزایش دسترسی و سهولت استفاده، به محیط سیستم‌عامل ویندوز در رایانه‌های شخصی منتقل شد. نهایتاً در سال ۲۰۰۱، با ادغام دو بسته نرم‌افزاری FACT-Win و ChemSage، نسخه‌ی جامع FactSage معرفی گردید که به‌عنوان یکی از پیشرفته‌ترین ابزارهای محاسباتی در حوزه‌ی ترمودینامیک شیمیایی شناخته می‌شود. نرم‌افزار FactSage در ابتدا با هدف شبیه‌سازی فرآیندهای ترموشیمیایی در حوزه پیرومتالورژی و رسم نمودارهای فازی توسعه یافت. با گذشت زمان، این نرم‌افزار به یکی از جامع‌ترین بسته‌های ترموشیمیایی و پایگاه‌های داده در سطح جهانی تبدیل شد که در حوزه‌های مختلف علوم مواد، متالورژی، سرامیک و زمین‌شناسی کاربرد دارد. انتقال این نرم‌افزار از رایانه‌های بزرگ به رایانه‌های شخصی در دهه ۱۹۹۰، موجب افزایش چشمگیر سرعت محاسبات و امکان‌پذیر شدن تحلیل‌های سریع نمودارهای فازی گردید. این تحول، نقش مهمی در گسترش استفاده از FactSage در محیط‌های دانشگاهی و صنعتی ایفا کرد. یکی از نقاط قوت این نرم‌افزار، مستندات گسترده و دقیق آن است که کاربران را در درک عملی اصول تعادل فازی پیچیده یاری می‌کند. این مستندات شامل راهنماهای ماژول‌های مختلف، مثال‌های کاربردی، و الگوریتم‌های بهینه‌سازی انرژی گیبس هستند که در توسعه پایگاه‌های داده ترمودینامیکی نقش کلیدی دارند. علاوه بر این، مقالات منتشرشده در مجله علمی CALPHAD[5] به بررسی پیشرفت‌های نرم‌افزار FactSage و پایگاه‌های داده مرتبط با آن می‌پردازند. این انتشارات، اهمیت استفاده از نرم‌افزارهای ترمودینامیکی را در تحلیل‌های پیشرفته و طراحی فرآیندهای صنعتی برجسته می‌سازند و به‌عنوان منابع معتبر برای پژوهشگران و مهندسان شناخته می‌شوند. نرم‌افزار FactSage از طریق منوی اصلی خود، دسترسی به مجموعه‌ای از ماژول‌های دسته‌بندی‌شده را فراهم می‌سازد که شامل بخش‌های اطلاعاتی، پایگاه‌های داده، محاسبات ترموشیمیایی، و ابزارهای دستکاری نمودارهای فازی می‌باشد. این ساختار ماژولار، امکان انجام طیف وسیعی از تحلیل‌های ترمودینامیکی را برای کاربران فراهم کرده و به دلیل طراحی رابط کاربری ساده و کاربرپسند، استفاده از نرم‌افزار را برای پژوهشگران و مهندسان در حوزه‌های مختلف تسهیل می‌نماید.

فرآیندهای جوشکاری مبتنی بر ذوب، به دلیل چرخه‌های حرارتی سریع شامل گرمایش و سرمایش شدید، منجر به پدیده‌های پیچیده‌ای نظیر انجماد سریع، جداسازی املاح و تبدیلات فازی غیرتعادلی می‌شوند. خنک شدن پس از انجماد می‌تواند تغییرات قابل توجهی در ریزساختار منطقه تحت تأثیر حرارت (HAZ) ایجاد کرده و خواص مکانیکی و دوام اتصال را تحت تأثیر قرار دهد. روش CALPHAD در پیش‌بینی توزیع فاز، رفتار جداسازی و تشکیل فاز جامد در حین انجماد عملکرد بسیار مطلوبی دارد، به‌ویژه در فولادهای پرآلیاژ و سوپرآلیاژها که کنترل ریزساختار در آن‌ها حیاتی است. این روش همچنین در تحلیل واکنش‌های بین‌سطحی که منجر به تشکیل فازهای شکننده یا ترکیبات بین‌فلزی می‌شوند، نقش مهمی ایفا می‌کند؛ عواملی که به طور مستقیم بر استحکام و یکپارچگی اتصال تأثیرگذارند. علاوه بر این، CALPHAD در پیش‌بینی رفتار رسوب در ناحیه HAZ مؤثر است، که برای درک تغییرات خواص مکانیکی و جلوگیری از کاهش عملکرد اتصال اهمیت دارد. مطالعات متعدد، کاربردهای عملی این روش را در طراحی روان‌سازهای جوشکاری، کنترل ریزساختارها و پیش‌بینی تشکیل ترکیبات بین‌فلزی در اتصالات مواد غیرمشابه به اثبات رسانده‌اند شکل زیر مسیرهای ترمودینامیکی مؤثر در فرآیندهای جوشکاری و اتصال را به‌تصویر می‌کشد و ابزارهای شبیه‌سازی مبتنی بر روش CALPHAD را که در هر مرحله قابل اجرا هستند، معرفی می‌کند. این نوع تجسم، درک توالی رویدادهای کلیدی ترمودینامیکی را تسهیل کرده و امکان تحلیل دقیق‌تر نحوه به‌کارگیری استراتژیک CALPHAD در مراحل مختلف فرایند جوشکاری را فراهم می‌سازد[14].

## مراجع

.1 Kou, S., C. Limmaneevichitr, and P. Wei, *Oscillatory Marangoni flow: a fundamental study by conduction-mode laser spot welding.* Weld. J, 2011. **90**(12): p. 229–240.

.2 Thomson, J., *XLII. On certain curious motions observable at the surfaces of wine and other alcoholic liquors.* The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science, 1855. **10**(67): p. 330–333.

.3 Leconte, S., et al., *Effects of flux containing fluorides on TIG welding process.* Science and technology of Welding and joining, 2007. **12**(2): p. 120–126.

.4 Maduraimuthu, V., et al., *Effect of activated flux on the microstructure, mechanical properties, and residual stresses of modified 9Cr-1Mo steel weld joints.* Metallurgical and Materials Transactions B, 2012. **43**(1): p. 1.132–23

5 Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry

.5 Ahmadi, E. and A. Ebrahimi, *Welding of 316L austenitic stainless steel with activated tungsten inert gas process.* Journal of materials engineering and performance, 2015. **24**(2): p. 1065–1071.

.6 Ebrahimi, A.K.A., *Investigation of reaction between molten metal and binary oxide (SiO2 + MoO3) in ATIG welding of 316L steel* in *Department of Materials and Metallurgical Engineering*. August 2021, Amirkabir University of Technology: Tehran-Iran.

.7 Coetsee, T., et al., *The effect of flux chemistry on element transfer in Submerged Arc Welding: Application of thermochemical modelling.* journal of materials research and technology, 2021. **11**.

.8 Demir, O. and R.H. Eric, *Rate and mechanism of reduction-dissolution of chromite in liquid slags.* High temperature materials and processes, 2013. **32**(3): p. 255–263.

.9 Menescardi, F., D. Ceresoli, and D. Belmonte, *Melting behavior of CaO at high temperature and pressure: a molecular dynamics study.* The Journal of Physical Chemistry C, 2024. **128**(43): p. 18498–18508.

.10 Zacharia, T., et al., *Weld pool development during GTA and laser beam welding of type 304 stainless steel, Part II—experimental correlation.* Welding journal, 1989. **68**(12): p. 510s–519s.

.11 Lu, S., H. Fujii, and K. Nogi, *Marangoni convection and weld shape variations in Ar–O2 and Ar–CO2 shielded GTA welding.* Materials science and engineering: A, 2004. **380**(1-2): p. 290–297.

.12 Zhang, R.-H., J.-L. Pan, and S. Katayama, *The mechanism of penetration increase in A-TIG welding.* Frontiers of Materials Science :(2)5 .2011 ,p. 109–118.

.13 Du Toit, M., *The behaviour of nitrogen during the autogenous arc welding of stainless steel*. 2004, University of Pretoria.

.14 Kim, Y.-M. and I. Hwang, *CALPHAD-Based Thermodynamic Modeling in Welding and Joining Processes: Applications and Technical Implications.* Journal of Welding and Joining, 2025. **43**(4): p. 423–435.

# ارزیابی ریزساختار و ریز سختی جوش لیزری فولاد کم آلیاژ کُرم - مولیبدن

مهدی شجاعی*[1]، علی چهرقانی[1]، محمدجواد سبحانی[1]، محمدحسین رحیمی[1]، رضا آزموده[1]، سیفا... اسدالهی[1]

[1] مرکز ملی علوم و فنون لیزر ایران

* mahdi.shojaee61@yahoo.com

**چکیده**

در این پژوهش به بررسی ریزساختار و سختی فولاد ۱/۷۲۱۹ در فرآیند جوشکاری با استفاده از لیزر فیبر پیوسته پرداخته شده است. اثر توان لیزر و سرعت جوشکاری بر مشخصه هندسی، ریزساختار و سختی ناحیه جوش و منطقه متاثر از حرارت مورد ارزیابی قرار گرفت. بررسی‌ها نشان می‌دهند که با افزایش توان لیزر عمق نفوذ جوش افزایش می‌یابد و بدلیل تمرکز حرارتی و نرخ سرمایش بالا در جوشکاری لیزری، ریزساختار مارتنزیتی در ناحیه ذوب و در منطقه متاثر از حرارت ایجاد می‌شود. وجود این نوع ریزساختار به وضوح اثر خود را در تغییرات سختی نشان می‌دهند. میزان سختی در فلز پایه در محدوده 190±10 HV است و با توجه به توان لیزر بکار رفته برای جوشکاری، مقدار سختی برای ناحیه متاثر از حرارت و منطقه ذوبی در محدوده (HV) 10± 450-656 افزایش می‌یابد. مقایسه مقدار سختی در نمونه‌ها نشان می‌دهد که افزایش توان لیزر باعث افزایش حرارت ورودی و افزایش سختی ریزساختار در ناحیه ذوب و منطقه متاثر از حرارت می‌شود و این عامل سبب گسترش عیوب در ناحیه جوش خواهد شد.

**کلمات کلیدی:** جوش لیزری، لیزر فیبر، ریزساختار، ریزسختی، فولاد ۱/۷۲۱۹

## مقدمه

فولاد ۱/۷۲۱۹ جزو فولادهای ویژه آلیاژی می‌باشد که در استاندارد DIN آلمان با مشخصه 26CrMo4 شناخته می‌شود. از میان عناصر آلیاژی مورد استفاده در فولادهای کم آلیاژ، دو عنصر کروم و مولیبدن برای بالا بردن مقاومت این فولادها در مقابل پدیده خزش بکارگرفته می‌شوند. عناصر مذکور با تشکیل محلول جامد در فاز فریت و ایجاد رسوب‌های کاربیدی باعث افزایش استحکام قطعه می‌شود. ویژگی سختی‌پذیری این گروه از فولادها در هوا، باعث می‌شود که عملیات جوشکاری لیزری، از تشکیل ترک در فلز جوش و منطقه متاثر از حرارت[1] جلوگیری کند. بررسی حضور عناصر آلیاژی در ترکیب و اطمینان از عدم افت خواص مکانیکی بعد از هر عملیات حرارتی از جمله جوشکاری، بسیار حائز اهمیت است. این گروه از فولادها به دلیل خواص مکانیکی مناسب در دمای بالا، برای ساخت قطعات موتور و اجزاء جعبه دنده از قبیل چرخ‌دنده، شفت، پیستون و سایر اجزاء موتور در صنعت خودروسازی مورد استفاده قرار می‌گیرند [۱-۲-۳]. تحقیقات بسیاری در رابطه با بررسی ریزساختاری و خواص مکانیکی این فولادها در عملیات جوشکاری انجام شده است. نتایج نشان می‌دهند که در فرایند جوشکاری لیزری میزان سختی و استحکام ناحیه جوش بدلیل سرعت گرمایش و سرمایش بالا، افزایش می‌یابد. این پدیده در صورتی که ریزساختار فلز پایه مارتنزیتی باشد، در اثر بازپخت[2] فاز مارتنزیت در ناحیه HAZ، سختی آن کاهش می‌یابد. در حالتی که ریزساختار فلز پایه مارتنزیتی نباشد، بدلیل تشکیل فاز مارتنزیت در این ناحیه، سختی افزایش خواهد یافت [۴-۵-۶].

روش‌های سنتی جوشکاری قوسی دارای مشکلات بسیاری از جمله حرارت ورودی بالا، بازدهی پایین، عدم عمق نفوذ کامل و همچنین عدم دسترسی مناسب به محل جوشکاری در صنایع خودروسازی، دریایی و نیروگاهی است. با ظهور فناوری لیزر در صنعت جوشکاری دریچه جدیدی برای جوشکاری در شرایط و ویژگی‌های خاص، پیش روی صنایع مختلف قرار گرفت. جوشکاری لیزری دارای مزایای بسیاری از جمله بازدهی بالا، جوش ظریف و باریک، قابلیت انتقال پرتو در هر مکان، منطقه متاثر از حرارت کوچک، تنش حرارتی کم، قابلیت اتصال دو جنس مختلف به هم و سرعت جوشکاری بالا است. جوشکاری لیزری با توجه به کوچک بودن قطر پرتو (چند صد میکرومتر) بهترین گزینه برای اتصال قطعات با اشکال خاص و دسترسی دشوار به محل جوش می‌باشد. کیفیت بالای جوش، افزایش سرعت فرایند و در نهایت کاهش زمان تولید و افزایش بهره‌وری، ویژگی‌هایی است که منجر به استقبال صنعت از فناوری لیزر شده است [۶-۵].

[1] HAZ
[2] Tempering

هدف از این پژوهش دستیابی به پارامترهای بهینه در جوشکاری لیزری چرخ‌دنده‌هایی است که در ساخت جعبه دنده خودور استفاده می‌شوند. با تغییر پارامترهای توان لیزر و سرعت جوشکاری، قطعات چرخ‌دنده در شرایط یکسانی از فاصله کانونی و نرخ جریان گاز محافظ، جوشکاری شده‌اند. به دلیل شرایط سخت کاری مانند اعمال تنش‌های مکانیکی بالا و خستگی در چرخ‌دنده خودرو، ناحیه جوش باید عاری از هر نوع ترک باشد. با توجه به این رویکرد بررسی سطح مقطع جوش، ابعاد هندسی، توزیع مقدار سختی و عیوب ایجاد شده مورد ارزیابی قرار گرفته است.

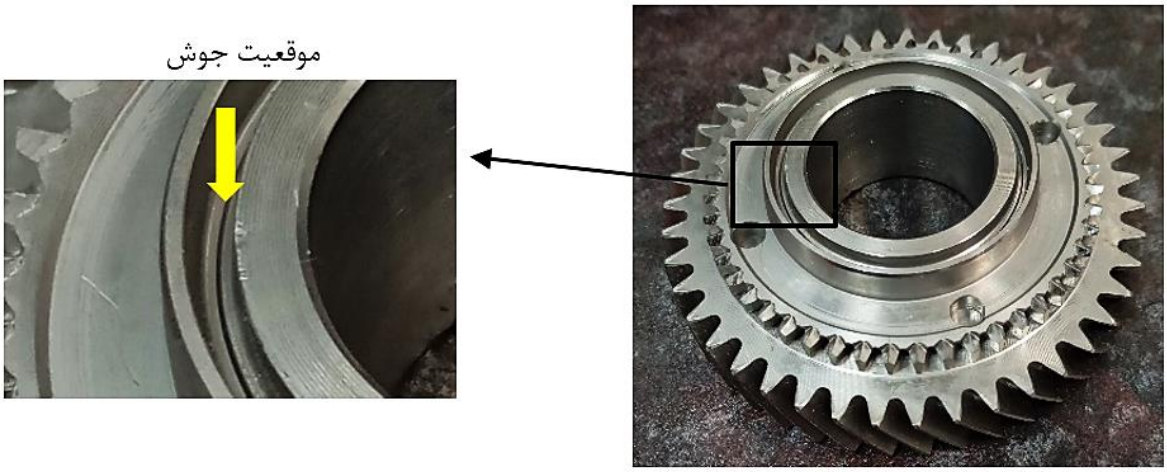
## مواد و روش پژوهش

### مواد اولیه

فولاد چرخ‌دنده، فولاد آلیاژی کروم - مولیبدن با شماره مواد ۱/۷۲۱۹ می‌باشد و در جدول (۱) ترکیب شیمیایی آن ذکر شده است. با توجه به شکل (۱) چرخ‌دنده از دو قسمت جداگانه تشکیل شده است. قطعه اصلی شامل بدنه اصلی چرخ‌دنده[3] و قطعه دوم شامل دندانه همگام ساز[4] است که با استفاده از لیزر جوشکاری شده‌اند. برای زدودن هر نوع آلودگی و چربی قبل از جوشکاری، محل اتصال دو قطعه با استفاده از برس سیمی و استون تمیز شده‌اند.

**جدول (۱)**. ترکیب شیمیایی فولاد ۱/۷۲۱۹.

| Fe | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ni | Cu | Ti | Al |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Balance | 0/22-0.29 | ≤0/35 | 0/5-0/8 | ≤0/03 | ≤0/025 | 0/9-1/2 | 0/15-0/3 | ≤0/3 | ≤0/4 | ≤0/01 | **0/015-0/04** |



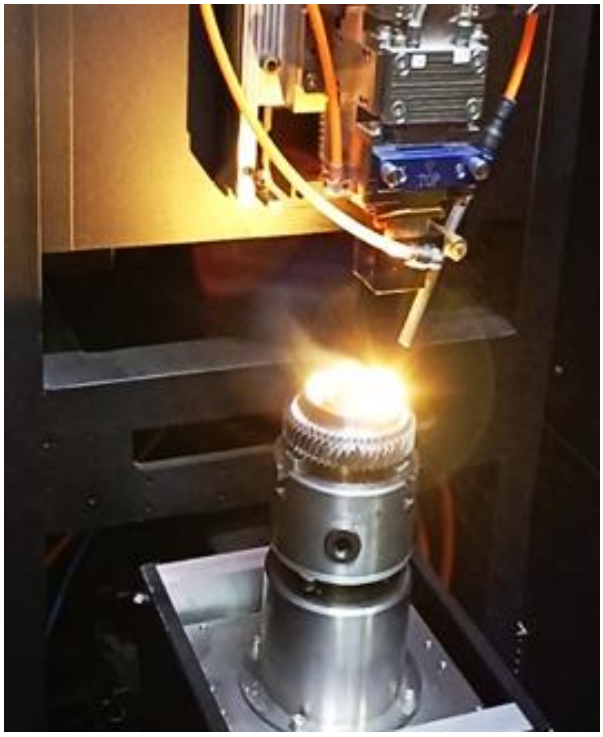

**شکل (۱)**. اجزای چرخ‌دنده جعبه دنده خودرو.

### روش آزمایش

برای جوشکاری قطعات چرخ‌دنده از ماشین جوشکاری لیزری مدل LIMA-LW-10000 استفاده شده است. این دستگاه در مرکز ملی علوم و فنون لیزر ایران طراحی و ساخته شده است. اجزاء این ماشین عبارتند از منبع لیزر فیبری با طول موج ۱۰۸۰ نانومتر و حداکثر توان ۱۰ کیلووات، ماشین CNC ۵ محوره و سیستم اپتیکی با فاصله کانونی ۳۰ سانتیمتر. پس از قرارگیری چرخ‌دنده در گیره سه نظام و تنظیم موقعیت درز جوش و پرتو لیزر با استفاده از دوربین CCD، فرایند جوشکاری انجام می‌شود. در شکل(۲) تصویری از چرخ‌دنده در حین جوشکاری لیزری نمایش داده شده است.

[3] Gear
[4] Synchro teeth

سه نمونه چرخ‌دنده به ترتیب با توان‌های ۲۵۰۰، ۳۵۰۰ و ۴۰۰۰ وات و سرعت‌های ۲۳، ۳۰ و ۳۳ میلیمتر بر ثانیه جوشکاری شده‌اند. برای تمامی نمونه‌ها، جریان گاز محافظ نیتروژن ۲۵ لیتر بر دقیقه و نقطه کانونی لیزر، ۸ میلیمتر زیر سطح موقعیت جوش تنظیم شده است. در جدول(۲) پارامترهای جوشکاری درج شده است.



**شکل (۲)**. تصویری از چرخ‌دنده در حین جوشکاری لیزری.

**جدول(۲)**. پارامترهای جوشکاری لیزری.

| شماره نمونه | توان لیزر (kW) | سرعت جوشکاری (mm/s) |
|---|---|---|
| ۱ | ۲۵۰۰ | ۲۳ |
| ۲ | ۳۵۰۰ | ۳۰ |
| ۳ | ۴۰۰۰ | ۳۳ |

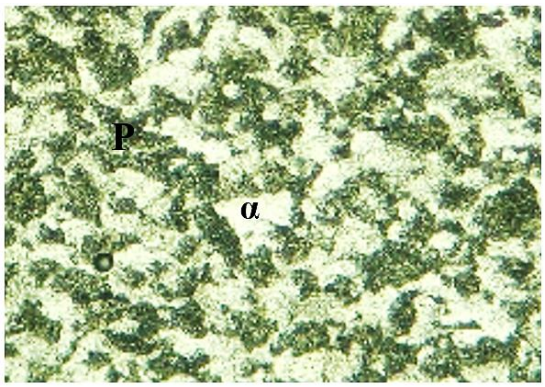
### ارزیابی ساختاری منطقه جوش

برای ارزیابی شکل و کیفیت جوش ابتدا نمونه‌ها توسط دستگاه برش، برش داده می‌شوند. برای جلوگیری از تغییر فاز احتمالی ناشی از حرارت برش، از مایع خنک کننده استفاده شده است. پس از آن سطح مقطع نمونه‌ها سنباده زنی و در نهایت با محلول آلومینا 1µm و آب، پولیش شده‌اند. محلول نایتال ۲٪ به همراه پیکرال ۴٪ برای اچ نمونه ها استفاده گردیده است. با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل ZEISS-Axioskop2MAT متالوگرافی نمونه‌ها انجام شده است. برای ارزیابی مکانیکی منطقه جوش و تایید مشاهدات متالوگرافی از آزمون سختی‌سنجی با دستگاه Microhardness Tester مدل HVS-1000B، با وزنه‌ای به جرم ۳۰۰ گرم و مدت زمان نگهداری ۱۵ ثانیه، سختی‌سنجی شده است. این عملیات در عرض ناحیه جوش و با فاصله ۲۰۰ میکرومتر بین هر دو نقطه صورت گرفته است.

## نتایج و بحث

### بررسی ریزساختار فلز پایه

با توجه به شکل(۳) ریزساختار فلز پایه (BM) شامل فریت (α) و پرلیت (p) می‌باشد. بنابراین می‌توان دریافت که حضور ریزساختارهای تعادلی ناشی از انجام عملیات حرارتی آنیل و نرخ سرمایش آهسته است. همچنین با عملیات‌های حرارتی متفاوت، فازهای مارتنزیت (M) و بینایت (B)، می‌تواند در ساختار تشکیل شود. میانگین سختی اندازه گیری شده در فلز پایه در محدوده 190±10HV می‌باشد. این مقدار سختی بیانگر ساختار تعادلی فریت - پرلیت در فلز پایه است [۷].




**شکل(۳)**. ریزساختار فلز پایه ۱/۷۲۱۹ .

### ارزیابی ریزساختار ناحیه جوش

اثر حرارت ورودی و سرعت جوشکاری

در فرآیند جوشکاری لیزری، انجماد مذاب با نرخ خنک سازی بالا اتفاق می‌افتد. ابعاد حوضچه مذاب که توسط پرتو لیزر تعیین می‌شود، در مقایسه با ابعاد قطعه بسیار کوچک‌تر است. این امر باعث می‌شود منطقه جوش، پس از جوشکاری به سرعت سرد شود. تشکیل ریزساختار در منطقه ذوب وابسته به رفتار انجمادی در حوضچه مذاب است. با استفاده از پارامترهای تعیین‌کننده ریزساختار در فرآیند انجماد از قبیل نرخ رشد (R)، گرادیان دمایی (G) و فوق تبرید (ΔT)، می‌توان تحول ریزساختار در ناحیه جوش را ارزیابی کرد. شکل (۴) بطور شماتیک نشان‌دهنده تحول ریزساختار ناحیه جوش که تابعی از پارامترهای (G) و (R) است. در نرخ خنک‌سازی بالا، ساختار به سمت سلولی و دندریتی ریزتر پیش می‌رود. نسبت G/R تعیین‌کننده حالت انجماد و حاصلضرب G*R اندازه ریزساختار حاصل از انجماد را تعیین می‌کند. کنترل حرارت ورودی و انتخاب توان و سرعت مناسب از پارامترهای مهم و اثرگذار در ریزساختار و خواص مکانیکی منطقه ذوب و ناحیه متاثر از حرارت است. حرارت ورودی برای جوشکاری لیزری با رابطه زیر محاسبه می شود [۸]:

$$Heat\ Input(Q)\left(\frac{j}{mm}\right)=\frac{P(W)}{V(\frac{mm}{s})} \qquad (۱)$$

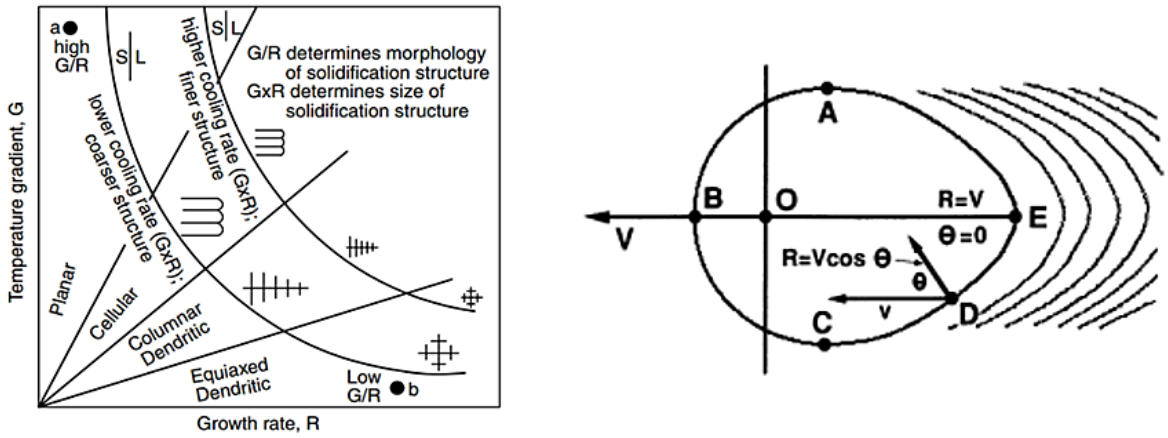
P= توان لیزر(W)، V = سرعت جوشکاری (mm/s)

از طرفی با استفاده از رابطه زیر نرخ رشد با سرعت جوشکاری مرتبط می‌باشد [۹]:

$$R = V.Cos(\theta) \qquad (2)$$

R= نرخ رشد ، θ= زاویه میان جهت حرکت و بردار نرمال فصل مشترک مذاب - جامد

رابطه میان گرادیان دمایی (G) و نرخ رشد (R) و مکانیزم انجماد در حوضچه مذاب از قسمت دیوار تا مرکز آن، دستخوش تغییراتی می‌شود. نحوه انجماد و اندازه دانه‌های ریزساختار حاصل از آن، مستقیماً با پارامترهای ذکر شده ارتباط دارد. در هنگام تشکیل حوضچه مذاب، سردترین منطقه، محدوده خط ذوب[5] است و مذاب در این ناحیه دارای بالاترین گرادیان دمایی و مکانیزم انجماد صفحه‌ای[6] حاکم است. ساختار حاصل بصورت همبافت[7] با ساختار بلوری فلز پایه خواهد بود و محدوده کوچکی را شامل می‌شود. با حرکت از سمت خط ذوب به سمت خط مرکزی حوضچه جوش، با افزایش دما، از گرادیان دمایی کاسته شده و بر نرخ رشد افزوده می شود. بنابراین به تدریج ساختار از حالت صفحه‌ای به ترتیب به سمت سلولی، سلولی - دندریتی و دندریت‌های کوچک هم‌محور در مرکز حوضچه جوش پیش خواهد رفت. براساس معادله روزنتال[8] که برای جریان گرما در سه بُعد ارائه شده است، می‌توان در فرآیند جوشکاری رابطه بین سرعت جوشکاری، گرمای ورودی و نرخ سرمایش[9] را استخراج کرد. با افزایش نسبت گرمای ورودی به سرعت جوشکاری (Q/V)، مقدار نرخ سرمایش کاهش یافته و باعث درشت دانه شدن ریزساختار منطقه جوش می‌گردد و در نتیجه ریسک ترک خوردگی در منطقه HAZ ناشی از تحولات ریزساختاری در فولادهای استحکام بالا، کاهش می‌یابد [۹].



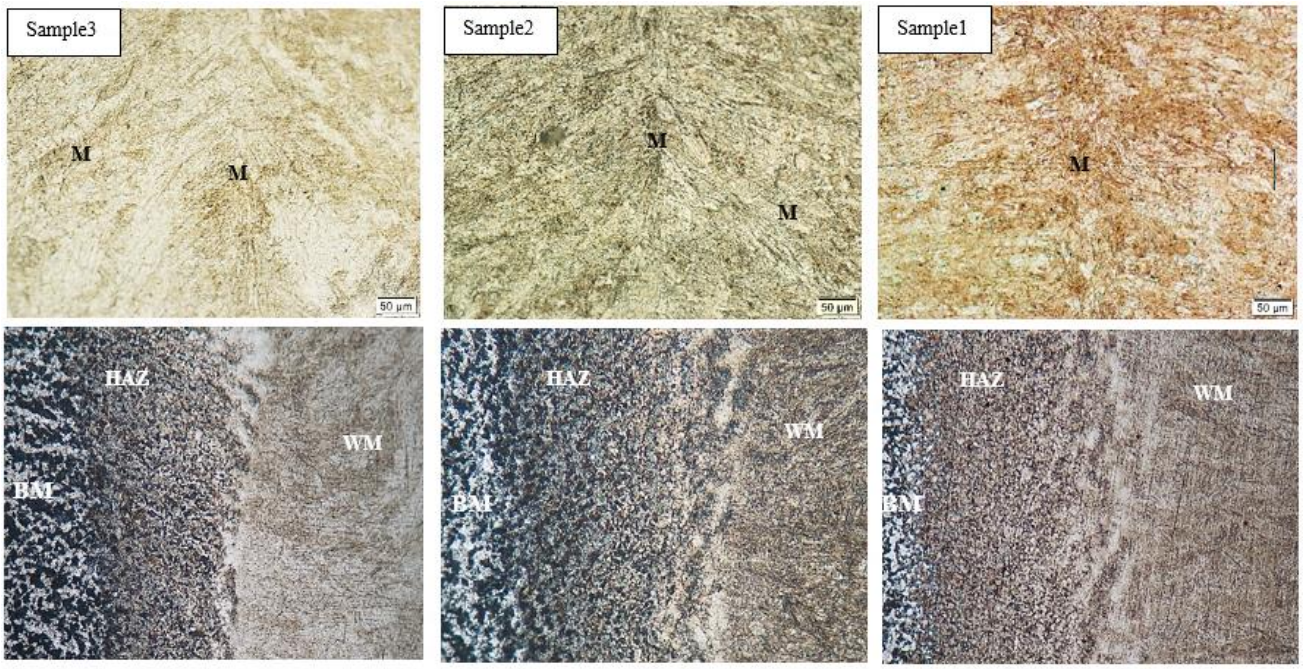

**شکل(۴)**. اثر گرادیان دمایی G و نرخ رشد V بر مورفولوژی و اندازه ریزساختار منطقه انجماد (سمت چپ)، ارتباط میان سرعت جوشکاری و نرخ رشد در حوضچه مذاب (سمت راست) [۹].

با توجه به توضیحات ارائه شده، مقدار حرارت ورودی و نسبت (Q/V) برای هر نمونه محاسبه و در جدول (۳) ثبت شده است. نتایج نشان می‌دهند که با افزایش مقدار توان و سرعت جوشکاری عمق نفوذ جوش افزایش می‌یابد. با افزایش همزمان توان لیزر و سرعت جوشکاری، حرارت ورودی به منطقه ذوب نیز افزایش یافته است. برای در نظر گرفتن اثر همزمان این دو پارامتر برروی نرخ سرمایش، که مستقیماً برروی اندازه دانه ریزساختار تاثیر گذار است، از نسبت (Q/V) استفاده می‌شود. در شکل (۵) ریزساختار سطح منطقه جوش و HAZ نمایش داده شده است. با توجه به تصاویر میکروسکوپ نوری و حرکت از سمت فلز پایه با ریزساختار فریت و پرلیت به سمت فلز جوش، فاز بطور پیوسته به مارتنزیت (قهوه‌ای رنگ) تغییر می‌یابد. بررسی‌ها نشان می‌دهند که هیچ‌گونه ریزترک ناشی از تشکیل فاز مارتنزیت در نمونه های ۱ و ۲ وجود ندارد. ریزساختار ناحیه ذوبی، مارتنزیت سوزنی ریز در هر سه نمونه است. در ناحیه HAZ ساختار بطور پیوسته از فریت - پرلیت به مارتنزیت تبدیل شده و اندازه دانه نسبت به ساختار فلز پایه، ریزتر است. با افزایش توان لیزر و سرعت جوشکاری (کاهش نسبت Q/V) افزایش میزان نرخ سرمایش را در پی خواهد داشت. افزایش مقدار نرخ سرمایش باعث ریزدانه شدن ریزساختار و افزایش حجم مارتنزیت در منطقه HAZ خواهد شد. با توجه به شکل (۶) با افزایش حرارت ورودی در جوشکاری نمونه شماره ۳، در منطقه ذوب تخلخل و ترک ایجاد شده است.

[5] Fusion line
[6] Planar
[7] Epitaxial growth
[8] Rosenthal
[9] Cooling rate

**جدول (۳)**. مقدار حرارت ورودی براساس توان لیزر و سرعت جوشکاری.

| شماره نمونه | توان لیزر (W) | سرعت جوشکاری (mm/s) | حرارت ورودی (J/mm) | نسبت Q/V | ابعاد هندسی مقطع جوش (mm) | تصویر سطح مقطع جوش |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 2500 | 23 | 108/7 | 4/72 | W=2/3mm<br>D= 4/1mm | |
| 2 | 3500 | 30 | 116/6 | 3/88 | W=1/6mm<br>D=6/7mm | |
| 3 | 4000 | 33 | 121/2 | 3/67 | W=2/2mm<br>D=7.2mm | |

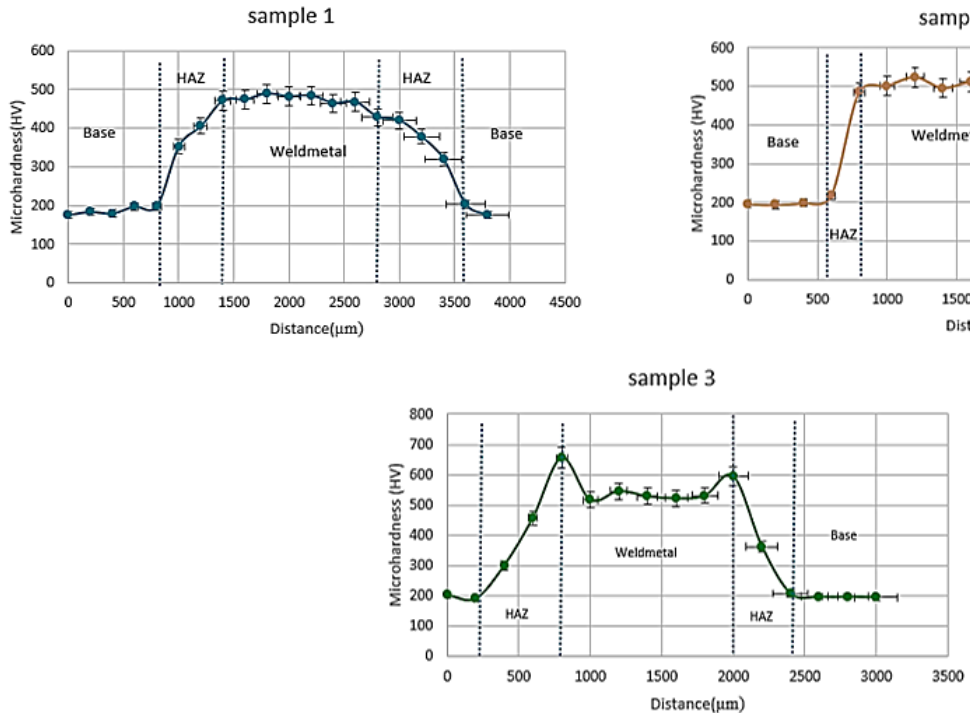



**شکل(۵)**. تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار سطح مقطع جوش و HAZ.

**شکل(۶)**. مشاهده تخلخل و ترک در سطح مقطع جوش نمونه شماره ۳.

آزمون سختی‌سنجی

نمودار میکروسختی مقاطع عرضی جوش در شکل (۷) نمایش داده شده است. با افزایش توان لیزر (افزایش حرارت ورودی) افزایش سختی در منطقه HAZ و در نزدیکی منطقه ذوبی مشاهده می‌شود. این افزایش ناگهانی در سختی می‌تواند منشاء تشکیل ریزترک در منطقه HAZ شود [۹]. در نمونه شماره ۱، با حرکت به سمت منطقه HAZ سختی بتدریج افزایش یافته و به مقدار (HV) 405 می‌رسد. مقدار سختی در منطقه ذوب نیز در محدوده (HV) 430-470 است. نتایج نشان می‌دهند افزایش سختی از فلز پایه به منطقه HAZ و فلز جوش بتدریج انجام می‌شود و می‌تواند ناشی از نرخ سرمایش آهسته‌تر در این نمونه باشد. در نمونه شماره ۲، سختی در منطقه HAZ به مقدار 485 HV و در منطقه فلز جوش در محدوده (HV) 485-510 اندازه‌گیری شده است. در نمونه شماره ۳، سختی در منطقه HAZ به مقدار بیشینه 656 HV افزایش یافته و سپس در منطقه فلز جوش به محدوده (HV) 517-531 می‌رسد. با توجه به خصوصیت جوشکاری لیزری که در آن تمرکز حرارتی و سرعت سرد شدن بسیار بالا است، در ناحیه جوش ریزساختار مارتنزیتی بوجود می‌آید و سختی بالا در منطقه ذوب و HAZ در تمامی نمونه‌ها مشاهده شده است.




**شکل(۷)**. پروفایل سختی در عرض سطح مقطع جوش.

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

- با توجه به تمرکز حرارتی لیزر و سرعت سرد شدن بالا در فرایند جوشکاری لیزری و میزان سختی پذیری مناسب فولاد ۱/۷۲۱۹، ناحیه جوش در تمامی نمونه ها غالباً ریزساختار مارتنزیتی تشکیل شده است.
- با افزایش حرارت ورودی، عمق نفوذ جوش افزایش یافته اما منجر به بروز عیوبی مانند تخلخل و ترک گردیده است.
- نتایج آزمون ریزسختی سنجی نشان می‌دهد که با افزایش حرارت ورودی، سختی در منطقه HAZ افزایش یافته و می‌تواند منشاء ایجاد ترک در منطقه HAZ نزدیک به ناحیه ذوبی شود.
- در نهایت با بررسی سطح مقاطع جوش می‌توان نتیجه گرفت که پارامتر بهینه برای جوشکاری لیزری چرخدنده ساخته شده با فولاد ۱/۷۲۱۹، توان‌های کمتر از ۳۵۰۰ وات و سرعت جوشکاری کمتر از ۳۰ میلیمتر بر ثانیه است. این مشخصات با در نظر گرفتن حرارت ورودی (سرعت جوشکاری و توان لیزر) و جوش عاری از عیوب بدست آمده است.

**مراجع**

1. ASM Handbook, Volume 1, Properties and selection: Irons steel and high-performance alloys (1993) 389-410.
2. Jiyoung Yu, Taikmin Jung, Sulae Kim, Sehun Rhee, “Laser welding of cast iron and carburized steel for differential gear”, *Journal of Mechanical Science and Technology* 25 (11) (2011) 2887~2893
۳. دکتر امیرحسین کوکبی، "تکنولوژی جوشکاری "، انتشارات آزاده، ۱۳۹۲
4. Wei Guo, and et. al. “Microstructure and mechanical properties of laser welded S960 high strength steel”, *Material and Design 85*(2015) 534-548
5. M.P. Prabakaran, G. R. Kannan, R. Pandiyarajan, “Effects of Welding Speed on Microstructure and Mechanical Properties of CO2 Laser Welded Dissimilar Butt Joints between Low Carbon Steel and Austenitic Stainless Steel”, *ADVANCES IN MATERIALS AND PROCESSING TECHNOLOGIES*, DOI: 10.1080/2374068X.2020.1855960
6. Pang Q, et al., “Microstructure and properties of hot-rolled high strength bainitic steel by laser welding”, *Material and Design*, 2015, p. 363-369.
7. Suncana smokvina hanza and et al., “Prediction of microstructure constituents hardness after the isothermal decomposition of austenite”, *Metals 2021, 11, 180.*
8. Wei Guo, “Laser Welding of High Strength Steels”, The University of Manchester, December 2015
9. Sindo Kou, “WELDING METALLURGY, SECOND EDITION”, A JOHN WILEY & SONS, INC., PUBLICATION, 2003, pp 170-200.

# تحلیل اثر چیدمان تیوب ها و توالی جوش آنها بر توزیع تنش های پسماند و یکپارچگی اتصال تیوب به تیوب شیت مبدل های حرارتی پوسته و لوله با استفاده از شبیه سازی المان محدود

رضا شیبانی[1]، امین ربیعی زاده[2]، رضا جاهدی[3] ، مهرداد محمدی [4]

[1]دانشگاه آزاد اسلامی واحد شیراز، دانشکده مهندسی مکانیک، R.sheibani59@gmail.com

[2]دانشگاه آزاد اسلامی واحد شیراز، دانشکده مهندسی مواد، A.Rabiezadeh@gmail.com

[3] دانشگاه آزاد اسلامی واحد شیراز، دانشکده مهندسی مکانیک، Re.jahedi@gmail.com

[4] دانشگاه آزاد اسلامی واحد شیراز، دانشکده مهندسی مکانیک، m.mohammadi@gmail.com

## 1- چکیده

یکی از علل اصلی خرابی در یک مبدل حرارتی پوسته و تیوب خرابی ناشی از ایجاد ترک است که تنش های پسماند ناشی از جوشکاری سهم بزرگی در این نوع خرابی ها دارد. در این پژوهش برای اولین بار تأثیر نوع چیدمان تیوب ها، فاصله تیوب ها و ترتیب جوشکاری بر توزیع تنش های پسماند تیوب شیتها به صورت عددی و تجربی مورد بررسی قرار گرفته است. با انجام تحلیل حرارتی سازهای غیرکوپل تنش های پسماند در دو مبدل حرارتی با چیدمان های مربعی و مثلثی اتصال تیوب به تیوب شیت محاسبه گردید. اتصال با یک پاس جوش گوشهای محیطی، به روش جوشکاری قوسی تنگستنی با گاز محافظ، جوشکاری گردیده است. فرآیند جوشکاری به صورت سه بعدی در نرم افزار ABAQUS شبیه سازی شده و شار حرارتی ناشی از قوس جوشکاری به صورت تابعی اززمان، به شکل تابع گوسی، به وسیله یک زیر برنامه اعمال گردیده است. برای اعتبارسنجی به نتایج شبیه سازی، توزیع حرارتی درحین جوشکاری به کمک ترموگرافی و تنش پسماند با تکنیک پراش اشعه ایکس اندازه گیری شده است. نتایج نشان داد که فاصله تیوب ها و چیدمان آنها و همچنین ترتیب اندازه گیری تأثیر قابل ملاحظه ای بر تنش پسماند داشته و با تعیین مناسب این پارامترها می توان به حداقل تنش پسماند دست یافت. با انتخاب مناسب ترتیب جوشکاری می توان تنش های پسماند کششی را تا حدود 52 برابر برای چیدمان مثلثی و 3/2 برابر برای چیدمان مربعی کاهش داد. مقایسه ی نتایج به دست آمده در این پروژه با نتایج آزمایشگاهی تطابق خوبی را نشان می دهد.

**واژه های کلیدی**

تیوب به تیوب شیت، تنش پسماند، چیدمان تیوب، فاصله تیوب، المان محدود

## 2- شرح سیستم صنعتی

در این پژوهش، سیستم مورد بررسی، یک مبدل حرارتی پوسته–لوله است که از مهم‌ترین تجهیزات ثابت در واحدهای فرآیندی صنایع نفت، گاز و پتروشیمی به شمار می‌آید. این نوع مبدل حرارتی به‌دلیل بازده بالا در انتقال حرارت، سهولت در تعمیر و نگهداری، و قابلیت عملکرد در فشارها و دماهای بالا، کاربرد گسترده‌ای در واحدهای پالایش، تقطیر و بازیافت انرژی دارد. مبدل حرارتی پوسته–لوله از اجزای اصلی شامل پوسته، تیوب‌شیت، تیوب‌ها، بفل‌ها تشکیل شده است. در این میان، اتصال تیوب به تیوب‌شیت به‌عنوان یکی از نواحی حساس و بحرانی سازه‌ای، نقش تعیین‌کننده‌ای در یکپارچگی مکانیکی و عملکرد حرارتی کل تجهیز دارد. این اتصال معمولاً به روش جوشکاری نفوذی (Fusion Welding) یا ترکیبی از جوش و انبساط مکانیکی (Welded and Expanded Joint) انجام می‌شود. در سیستم مورد مطالعه، تیوب‌ها و تیوب‌شیت هر دو از جنس فولاد زنگ‌نزن AISI 304 انتخاب شده‌اند تا از بروز مشکلات ناشی از اختلاف ضرایب انبساط حرارتی میان اجزاء جلوگیری شود. از آنجا که چیدمان تیوب‌ها (مربعی یا مثلثی) و توالی جوشکاری آن‌ها تأثیر قابل‌ملاحظه‌ای بر توزیع حرارت، اعوجاج و تنش‌های پسماند دارد، تحلیل دقیق رفتار حرارتی–مکانیکی این سیستم برای بهینه‌سازی طراحی و افزایش دوام تجهیزات فرآیندی از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است.

## 3- طرح مسئله و موضوع پژوهشی

اتصال جوش تیوب به تیوب‌شیت یکی از نقاط بحرانی در تجهیزات تحت فشار از نوع مبدل‌های حرارتی پوسته–تیوب محسوب می شود [1-3]. نشتی و شکست دو مشکل رایج در این اتصال می باشند. تنش های پسماند کششی ناشی از جوشکاری نقش مهمی در ایجاد این دو مشکل دارند [4]. بر این اساس ارائه راه کارهای مناسب به منظور کاهش تنش های پسماند و تعیین پارامترهای بهینه این

به طور کلی، میدان تنش پسماند جوشکاری به چندین عامل اصلی از جمله خواص مواد، ابعاد سازه و شرایط محدودیت خارجی، پارامترهای فرآیند جوشکاری مانند حرارت ورودی، تعداد پاس جوش، ترتیب جوشکاری، دمای پیش گرمایش و دمای بین پاس بستگی دارد [۷-۵]. رویکردهای تنش پسماند جوشکاری شامل روش های تجربی، روش های عددی و روشهای نظری است.

روشهای تجربی، مانند اشعه ایکس [۸] ، حفاری سوراخ [۹] و پراش نوترون [۱۰-۱۲] برای اندازه گیری تنش پسماند جوشکاری در مهندسی استفاده می شوند. توسعه‌ی فناوری‌های محاسباتی، روش اجزای محدود (FEM) به‌عنوان ابزاری عددی، قدرتمند و قابل‌اعتماد برای پیش بینی و تحلیل تنش های پسماند مورد تأیید و استفاده‌ی گسترده قرار گرفته است [۱۳-۱۵]. از این روش می‌توان برای شبیه‌سازی میدان دمایی فرآیند جوشکاری، توزیع تنش های پسماند، و تغییرشکل‌های ناشی از جوش استفاده نمود. در سال‌های اخیر، استفاده از روش اجزای محدود (FEM) برای پیش بینی و تحلیل توزیع تنش در انواع سازه ها با اهداف ارزیابی عملکرد و بهینه‌سازی، به‌طور فزاینده‌ای گسترش یافته است. [۱۶-۱۸]. در گذشته، مدل‌های متعددی بر پایه‌ی روش اجزای محدود (FEM)برای پیش بینی تنش های پسماند در سازه های جوشکاری شده توسعه یافته و مورد استفاده قرار گرفته‌اند [۱۹-۲۱]. با این حال، در زمینه‌ی بررسی تنش های پسماند در اتصالات جوشی تیوب به تیوب‌شیت، مطالعات محدودی تاکنون انجام شده است.Soanes و همکاران [۲۲] تنش پسماند جوشکاری را در تعمیر در جوش هدر بخار به صفحه تیوب با استفاده از یک مدل متقارن محوری دوبعدی شبیه سازی کردند.

Xuو همکاران [۲۳] با استفاده از روش المان محدود دوبعدی به پیش‌بینی تنش‌های پسماند در اتصال جوشی تیوب به تیوب‌شیت پرداختند. آن ها تأثیر میزان گرمای ورودی، دمای پیش‌گرمایش، و فاصله بین تیوب و حفره‌ی تیوب شیت را بر توزیع تنش‌های پسماند مورد مطالعه قرار دادند. نتایج این پژوهش نشان داد که بیشینه‌ی تنش پسماند فون‌میزز (von Mises) در ناحیه‌ی مرز بین فلز جوش و فلز پایه ایجاد می شود. Srivastava و همکاران [۲۴] در پژوهشی مروری جامع بر ادبیات موجود در زمینه‌ی روش‌های مختلف جوشکاری اتصالات تیوب به تیوب‌شیت ارائه می‌دهند. مطالعات بررسی شده بر اساس ویژگی‌های حاصل از فرآیند جوشکاری، شامل هندسه‌ی جوش و خواص مکانیکی اتصال، طبقه‌بندی شده‌اند. در یکی از جدیدترین مطالعات، Shen و همکاران [۲۵] شدت تنش در ریشه اتصالات جوشکاری شده تیوب به تیوب شیت را به صورت عددی بررسی کردند و نشان دادند که تمرکز تنش های پسماند دلیل اصلی ایجاد ترک می باشد.

Ibrahim [۲۶] با استفاده از تست های تجربی تأثیر شکست را بر اتصالات جوشی تیوب-به-تیوب شیت بررسی کرد. Farrahi و همکاران [۲۷] با انجام تحلیل حرارتی-سازه ای غیرکوپل تنش های پسماند و اعوجاج تیوب-به-تیوب شیت در دو مبدل حرارتی با هندسه اتصال تیوب به تیوب شیت متفاوت را محاسبه کردند. Wei و Ling [۲۸] تأثیر چهار نوع اتصال متفاوت تیوب-به-تیوب شیت را بر روی رفتار مکانیکی بررسی کردند و مشاهده کردند که سازه جوش extensionدارای بیشترین نیروی بیرون کشیدگی و عمر خستگی می باشد. Luo و همکاران [۲۹] اثرات جوشکاری تعمیری بر تنش پسماند در اتصالات تیوب-به-تیوب شیت را با روش اجزای محدود و اندازه گیری پراش نوترون مورد مطالعه قرار دادند و دریافتند که جوشکاری تعمیر برخلاف جهت جوشکاری اولیه، تنش های پسماند را به حداقل میرساند. تأثیر جوش بر تنش تماس پسماند در ناحیه منبسط شده اتصالات تیوب به تیوب شیت جوش منبسط شده توسط Wang و همکاران [۳۰] به صورت عددی مورد مطالعه قرار گرفت.

Wanو همکاران [۳۱] از مدل المان محدود سه بعدی برای پیش بینی توزیع تنش های پسماند در اتصال تیوب-به-تیوب شیت استفاده کرده و از روش اندازه گیری پراش اشعه ایکس برای تعیین تجربی توزیع تنش پسماند و تأیید روش المان محدود استفاده نمودند. Htut و همکاران [۳۲] یک روش جدید آزمایش خستگی برای بررسی رفتارهای شکست خستگی یک مبدل حرارتی پوسته و تیوب ایجاد کردند. در روش آنها نمونه از یک تیوب منفرد و یک تیوب شیت تشکیل شده است که با جوش به هم متصل می شوند و یک اتصال جوشی تیوب به تیوب شیت ایجاد میکند. Wanو همکاران [۳۳] با استفاده از اندازه گیری پراش اشعه ایکس و روش اجزای محدود به مطالعه توزیع تنش پسماند در اتصالات جوشی تیوب-به-تیوب شیت استفاده کردند. نتایج نشان می دهد که تنش های پسماند کششی بزرگ، که از تنش تسلیم فراتر رفته اند، در اتصالات تیوب-به-تیوب شیت ایجاد می شوند، که منجر می شود که اتصالات به ضعیفترین بخشهای مبدل حرارتی تبدیل شوند.

Saffiudeenو همکاران [۳۴] به بررسی تطبیقی کیفیت اتصالات جوشی تیوب-به-تیوب شیت در مبدل حرارتی پرداختند. در این مطالعه حداقل و حداکثر مقدار بهبود یافته را برای جریان) (I) ، ولتاژ (V) و سرعت حرکت (mm/min ) مورد نیاز برای دستیابی به بهترین کیفیت جوش ارائه شده است. Thekkudenو همکاران [۳۵] با استفاده از تست های تجربی به بررسی درصد انبساط و درج شیار بر عملکرد اتصالات جوشی، منبسط شده، جوشی منبسط شده تیوب-به-تیوب شیت پرداختند. این مطالعه برای انتخاب فرآیند ساخت و شرایط مناسب برای عملکرد بهینه اتصالات تیوب-به-تیوب شیت نویدبخش است. Han و همکاران [۳۶] تنش پسماند جوشکاری را در جوش تیوب به ورق بیضوی یک کنداسور سوئیچ انیدرید فتالیک توسط FEM مورد مطالعه قرار داد و دریافت که حداکثر تنش پسماند در محل ۱۸۰ درجه در ناحیه جوش بیضی ظاهر شد.

در برخی از مطالعات دیگر شکست اتصالات جوشی تیوب-به-تیوب شیت مطالعه شده است، اما در هیچ یک از مطالعات تأثیر چیدمان و فاصله تیوب ها بر توزیع تنش در این سازه ها مطالعه نشده است. بر اساس دانش نویسندگان، این اولین پژوهش است که تأثیر چیدمان و

فاصله تیوب ها بر توزیع تنش پسماند را بررسی کرده و همچنین ترتیب جوشکاری تیوب ها نیز برای اولین بار در این مطالعه مورد بررسی قرار می گیرد. برای این منظور از روش المان محدود استفاده شده است که نتایج آن با انجام تست های تجربی صحت سنجی می شود. شبیه سازی این فرآیند در قالب دو حل مجزای حرارتی و مکانیکی انجام گرفته است بدین صورت که ابتدا مدل المان محدود حرارتی جسم تحلیل شده و نتایج حل مرحله ی حرارتی به عنوان بار به مدل مکانیکی جسم اعمال گردیده و نهایتاً با تحلیل مدل المان محدود مکانیکی تنش های پسماند محاسبه شده است. در این تحلیل، مدل منبع حرارتی بر اساس توزیع دو بیضوی چگالی توان گلداک و از سابروتین Dflux در محیط برنامه نویسی فرترن ارائه شده است.

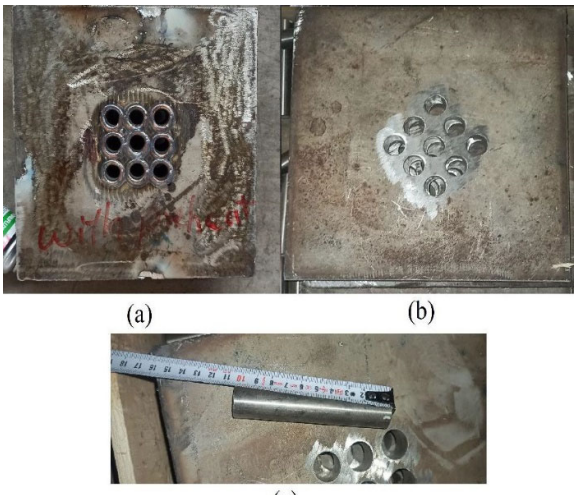
## ۴- مراحل کار و انتظارات از پژوهش پیشنهادی

### ۴-۱- تست های تجربی

#### ۴-۱-۱. ساخت نمونه ها

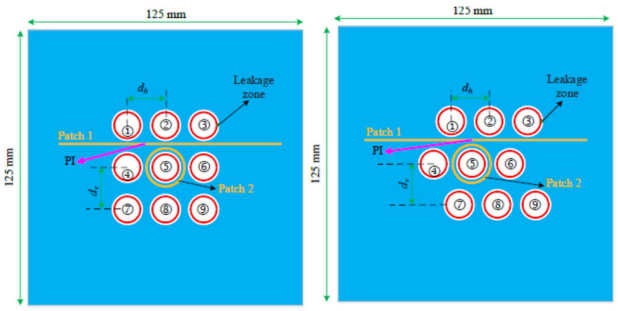
در شکل (۱)، نمونه‌هایی از اتصال تیوب به تیوب‌شیت با دو نوع چیدمان مربعی و مثلثی نمایش داده شده‌اند. در شکل (۲) ابعاد هندسی نمونه‌های ساخته‌شده به‌همراه مسیرهای اندازه گیری تنش‌های پسماند نمایش داده شده‌اند. ضخامت، عرض و طول تیوب شیت به ترتیب برابر 25 mm، 120 mm و 120 mm می باشد. فاصله طولی و عرضی تیوب ها از یکدیگر به ترتیب برابر dh و dv می باشد که در این پژوهش متغیر در نظر گرفته می شوند. فاصله‌ی طولی (dh) و عرضی (dv) تیوب‌ها از یکدیگر به‌ترتیب به‌عنوان متغیرهای هندسی در این پژوهش در نظر گرفته شده‌اند. مطابق با شکل (۲-ج)، طول، قطر بیرونی و ضخامت دیواره‌ی تیوب‌ها به‌ترتیب

شکل ۱: نمونه های اتصال تیوب-به-تیوب شیت، الف) آرایش مربعی شکل،

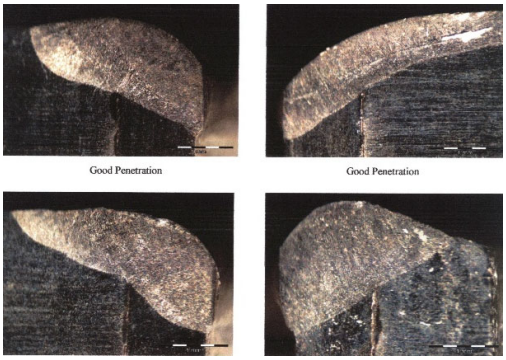



ب) آرایش مستطیلی و ج) تیوب مورد استفاده

برابر با 100میلی‌متر، ۲۵ میلی‌متر و ۲,۵ میلی‌متر می‌باشند. پس از انجام فرآیند جوشکاری، ارتفاع اتصال جوش اندازه گیری شده و برابر با ۴,۶ میلی‌متر به‌دست آمد. گپ بین تیوب و تیوب‌شیت برابر با ۰/۱۲ میلی‌متر در نظر گرفته شد. برای اتصال تیوب به تیوب‌شیت از فرآیند جوشکاری تیگ (TIG) یا همان جوشکاری با الکترود تنگستنی و گاز محافظ آرگون(GTAW) ، که یکی از روش‌های مرسوم در ساخت مبدل‌های حرارتی محسوب می‌شود، استفاده گردید .فلز پایه از جنس فولاد زنگ‌نزن SS304 و فلز پرکننده از نوع میله جوشکاری ER308 با قطر ۲ میلی‌متر انتخاب شد. زاویه‌ی شیار جوش برابر با ۴۵ درجه در نظر گرفته شد و سطح شیار پیش از جوشکاری با دقت تمیز و آماده‌سازی گردید. مقادیر جریان، ولتاژ، و سرعت جوشکاری به‌ترتیب برابر با ۱۱۰ آمپر، ۱۵ ولت، و ۳ میلی‌متر بر ثانیه می‌باشند. در شکل (۳)، سطح مقطع ماکروسکوپی جوش حاصل از فرآیند جوشکاری نمایش داده شده است.




شکل۲: ابعاد هندسی اتصالات تیوب-به-تیوب شیت تحت بررسی به همراه نامگذاری لوله ها و خطوط اندازه گیری تنش پسماند




شکل ۳: تصویر ماکروسازه ای از سطح مقطعی اتصال تیوب-به-تیوب شیت

#### ۴-۱-۲. اندازه گیری تنش پسماند به روش پراش اشعه ایکس

رابطه‌ی بنیادی در روش پراش پرتو ایکس(XRD) ، قانون براگ (Bragg's Law) است که به‌صورت زیر بیان می‌شود:

$$n\lambda = 2d\sin\theta \quad (۱)$$

که در آن n مرتبه انعکاس، λ طول موج پرتو ایکس، d فاصله بین صفحات کریستالی و θ زاویه انعکاس است. در این روش، سطح نمونه تحت تابش پرتو ایکس تک‌فام (با طول موج ثابت) قرار می‌گیرد. پرتوهای پراکنده‌شده در زوایایی که شرط قانون براگ را ارضا می‌کنند، با یکدیگر تداخل سازنده داشته و بیشترین شدت را ایجاد می‌کنند؛ در نتیجه، در این زوایا پیک‌های پراش قابل مشاهده خواهند بود. بر اساس قانون براگ، هرگونه تغییر در فاصله‌ی بین صفحات بلوری (d) ــ به‌دلیل عواملی مانند تنش‌های مکانیکی، تغییر دما یا تغییر فاز موجب جابجایی زاویه‌ی پراش (θ) می‌شود. تیوب‌های تولید پرتو ایکس در

واقع طیفی پیوسته از طول‌موج‌ها را ایجاد می‌کنند که سه پرتو پرانرژی و تک‌فام اصلی آن به‌ترتیب Kβ، $K\alpha_1$و $K\alpha_2$ نام دارند. به‌منظور دستیابی به پرتو با طول‌موج یکنواخت، از فرآیند فیلتراسیون برای حذف مؤلفه‌های ناخواسته‌ی طیف استفاده می‌شود تا پرتوی تک‌فام به سطح نمونه تابیده گردد. در اندازه‌گیری تنش‌های پسماند، استفاده از پیک‌های پراش مربوط به مقادیر زاویه‌ی $2\theta$ برابر یا بزرگ‌تر از ۱۵۱ درجه توصیه می‌شود، زیرا در این زوایا پیک‌های پراش دارای شدت و دقت اندازه‌گیری بالاتری هستند که این امر موجب افزایش حساسیت روش در تعیین تنش‌های پسماند می‌گردد[۳۷]. وجود تنش‌های پسماند در قطعه موجب می‌شود که در هنگام شیب‌دادن نمونه نسبت به پرتو ایکس در زوایای مختلف، پیک پراش مورد بررسی برای تعیین میزان تنش پسماند، دچار جابجایی زاویه‌ای گردد. در نتیجه، برای هر زاویه‌ی شیب، مقادیر متفاوتی از زاویه‌ی $2\theta$ و فاصله‌ی بین‌صفحه‌ای$d$ به‌دست می‌آید[۲۲]. به همین دلیل، روال کار بدین صورت است که نمونه چندین بار در برابر پرتو ایکس در زوایای مختلف شیب داده می‌شود. سپس در هر زاویه‌ی شیب، مقدار فاصله‌ی بین‌صفحه‌ای $(d)$ اندازه‌گیری شده و در پایان، نمودار $d$ بر حسب $\sin^2\psi$ ترسیم می‌گردد. از شیب خط حاصل در رابطه‌ی (۲) استفاده می‌شود تا مقدار تنش پسماند در هر جهت دلخواه محاسبه شود.

$$\sigma_\phi = \frac{E}{d_{\phi 0}(1+\nu)} \times \frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \sin^2\psi} \qquad (۲)$$

در رابطه بالا، $E$ مدول الاستیسیته، $\upsilon$ ضریب پواسون، $d_{\phi 0}$ فاصله بین صفحات کریستالی در $\psi = 0$ و $d_{\phi\psi}$ فاصله بین صفحات کریستالی در زاویه دلخواه و است [۳۷]. در این پژوهش، برای اندازه‌گیری تنش پسماند طولی از دستگاه پراش پرتو ایکس Equinox مدل ۳۰۰۰ ساخت شرکت Intel استفاده شد. این دستگاه دارای قدرت تفکیک زاویه‌ای برابر با $0.01^\circ$ است که به‌طور قابل‌توجهی بهتر از محدوده پیشنهادی برای اندازه‌گیری تنش پسماند (یعنی بین ۱۲/۱ تا ۵/۱ درجه) می‌باشد [۳۸]. شرایط آزمایش دستگاه پراش پرتو ایکس برای اندازه‌گیری تنش پسماند مطابق جدول ۱ تنظیم شده و آزمایش بر روی نقاط مختلف نمونه‌ها انجام گرفت.

جدول ۱: تنظیمات دستگاه پراش اشعه ایکس برای تنش پسماند

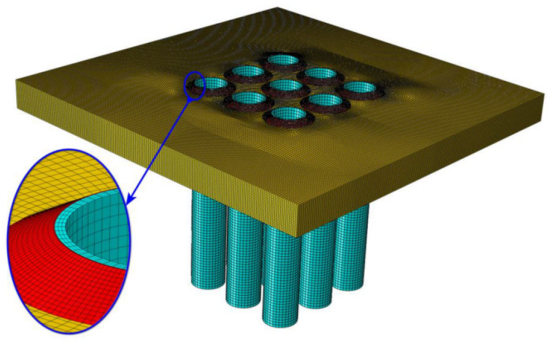
| | |
|---|---|
| طول موج پرتو $k\alpha_2$ | 1.53065 |
| طول موج پرتو $k\alpha_1$ | 1.54543 |
| آند تیوب | Cu |
| مشخصات ژنراتور | 40 mA – 40 kV |
| پهنای پرتو تابیده شده | 0.15 mm |
| زمان هر مرحله | 1.2 sec |
| زاویه شروع آنالیز $2\theta$ | 131.025 |
| زاویه اتمام آنالیز $2\theta$ | 140.856 |
| اندازه هر گام | 0.05 |
| تعداد مراحل | 16 |

### ۴-۱-۳. اندازه گیری تاریخچه حرارتی

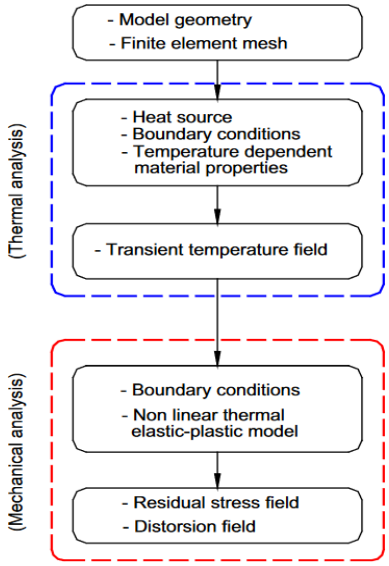
برای اندازه‌گیری تجربی تاریخچه حرارتی، از دستگاه ترموگرافی غیرتماسی SDS Hotfind L استفاده شد. این دوربین قادر به تصویربرداری در دامنه دمایی ۴۰ °C تا ۱۵۰۰ °C بوده، رزولوشن دمایی آن در ۳۰ °C برابر با ۰،۰۸ °C و دامنه طیفی آن بین ۸ تا ۱۴ میکرومتر است. با استفاده از این دستگاه، دمای نقاط مختلف اتصال و اطراف آن از زمان آغاز جوشکاری تا پایان عملیات و رسیدن دمای جوش و قطعه به دمای محیط اندازه‌گیری شد. سرعت تصویربرداری نیز بر روی ۳۰ هرتز تنظیم گردید.

### ۴-۲- مدلسازی المان محدود

شبیه سازی اجزاء محدود فرآیند جو شکاری توانایی پیش‌بینی توزیع دما و میدان‌های تنشی ناشی از این فرآیند را دارد. با توجه به محدودیت‌های موجود در اندازه‌گیری تجربی دما و تنش، استفاده از یک مدل اجزاء محدود با دقت بالا امکان تعیین جزئیات تغییرات دما و تنش در نقاط مختلف مدل و در زمان‌های متفاوت را فراهم می‌کند.در این پژوهش، شبیه‌سازی به صورت کوپل غیرمستقیم حرارتی ـ تنشی انجام شده است، که شامل یک تحلیل حرارتی و یک تحلیل تنشی می‌باشد؛ در این روش، نتایج تحلیل حرارتی به عنوان ورودی تحلیل تنشی استفاده می‌گردد. مراحل هر یک از این تحلیل‌ها در ادامه شرح داده شده است.نحوه مش‌بندی اجزاء محدود نمونه در شکل ۴ ارائه شده است که شامل ۴۲۵،۰۰۰ المان C3D8R می‌باشد. با در نظر گرفتن بیشینه دمای نقاط نمونه به عنوان شاخص سنجش همگرایی جواب، این تعداد المان با اختلاف حدود ۳٪ نسبت به تعداد المان بیشتر، پاسخ قابل قبولی ارائه می‌دهد. خواص مکانیکی و فیزیکی وابسته به دما برای فلز پایه AISI 304 در جدول۲ ارائه شده است. همچنین، شکل ۵ فلوچارت مراحل مختلف شبیه سازی اجزاء محدود فرآیند جو شکاری را نشان می‌دهد.



شکل شماره ۴: مدل مش بندی شده اتصال جوشی تیوب-به-تیوب شیت با چیدمان مربعی




شکل شماره ۵ : فلوچارت مراحل مختلف شبیه سازی جوشکاری تیوب-به-تیوب شیت

### ۴-۳- تحلیل حرارتی

تحلیل حرارتی یک تحلیل سه بعدی انتقال حرارت است. در این تحلیل معادله ی انتقال حرارت حاکم به صورت رابطه زیر است:

$$\rho c_p\left(\frac{\partial T}{\partial t}-v\frac{\partial T}{\partial x}\right)=\frac{\partial}{\partial x}\left(k\frac{\partial T}{\partial x}\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(k\frac{\partial T}{\partial y}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(k\frac{\partial T}{\partial z}\right)+\dot{Q} \quad (۳)$$

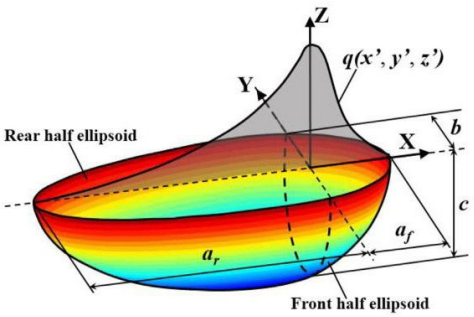
که در آن ρ چگالی ماده، cp ظرفیت گرمایی ویژه، T دمای ماده در هر لحظه، k رسانایی حرارتی، v سرعت حرکت جوش، و Q نرخ حرارت تولیدی درونی می با شد. با توجه به معادله ی فوق خوا صی از ماده که برای تحلیل حرارتی مورد نیاز هســـتند چگالی، ظرفیت حرارتی ویژه و رسانایی حرارتی می باشند که در ادامه برای ماده ی مورد اســتفاده در این کار آورده شــده اند. همانطور که در شــکل ۶ نشان داده شده است، یک مدل منبع حرارتی بیضی دوگانه پیشنهاد شده توسط گلداک و همکاران [۱۲] برای شبیه سازی تولید گرما از قوس متحرک جوشکاری استفاده شد. شار حرارتی توزیع شده در هر گره با معادله گلداک محاسبه می شود که از روابط زیر به دست می آید:

$$q_f(x,y,z,t)=\frac{6\sqrt{3}f_f Q_w}{abc_1\sqrt{\pi}}e^{-3x^2/a^2}e^{-3y^2/b^2}e^{-3[z-vt-z_0]^2/c_1^2} \quad (۴)$$

$$q_r(x,y,z,t)=\frac{6\sqrt{3}f_r Q_w}{abc_2\sqrt{\pi}}e^{-3x^2/a^2}e^{-3y^2/b^2}e^{-3[z-vt-z_0]^2/c_2^2} \quad (۵)$$

کــه در آن Qw شــار حرارتــی کــل ورودی کــه بــه ولتــاژ، جریــان و کیفیــت جــوش وابســته مــی باشــد. a، b و c ثابــت هــای ابعــادی مــدل گلــداک هســتند. ff و fr بــه ترتیــب ضــریب توزیــع حرارتــی در نیمــه جلــویی و پشــتی قــوس مــی باشــند و رابطــه آنهــا بــه صورت $f_f+f_r=2$ برقرار است.

منبــع حرارتــی بیضــی دوگانــه بــا اســتفاده از زیــرروال کــاربری FLUX در نرم‌افــزار ABAQUS و از طریــق برنامFORTRN کامپایل‌شده، پیاده‌سازی شد.




شکل شماره ۶: مدل منبع حرارتی بیضی دوگانه Goldak

بر اساس قانون های نیوتن و Boltzmann-Stefan، اتلاف حرارت توسط جابجایی (qc) و تشعشعی (qr) به صورت زیر محاسبه می شود:

$$q_c=-h_c\left(T_s-T_\infty\right) \quad (۶)$$

$$q_r=-\varepsilon_0\sigma_0\left[\left(T_s+273\right)^4-\left(T_\infty+273\right)^4\right] \quad (۷)$$

که در آن hc ضریب انتقال حرارت، Ts دمای سطح، T∞ دمای محیط، $\varepsilon_0$ emissivity و $\sigma_0$ ثابت Boltzmann-Stefan می باشد.

### ۴-۴- تحلیل تنش پسماند

برای تحلیل مکانیکی و محاسبه تنش پسماند به روش غیرکوپل، المان‌های حرارتی با المان‌های مکانیکی جایگزین شدند و تاریخچه دمایی به‌دست‌آمده از تحلیل حرارتی به‌عنوان بار حرارتی در هر گام زمانی تحلیل مکانیکی اعمال گردید. در نتیجه، در هر گام زمانی، تنش‌ها و کرنش‌های حرارتی محاسبه شدند. کرنش کل در فرایند جوشکاری شامل مجموع کرنش‌های الاستیک، پلاستیک، حرارتی و همچنین کرنش‌های ناشی از تغییرات حجمی می‌باشد.

در تحلیل مکانیکی الاستیک–پلاستیک، کرنش کل از رابطه زیر به دست می‌آید:

$$\varepsilon=\varepsilon_e+\varepsilon_p+\varepsilon_{ts} \quad (۸)$$

که در آن $\varepsilon_e$ ، $\varepsilon_p$ و $\varepsilon_{ts}$ به ترتیب تنش الاستیک، تنش پلاستیک و تنش حرارتی هستند. کرنش الاستیک بر اساس قانون هوک و با در نظر گرفتن مدول یانگ و نسبت پواسون وابسته به دما محاسبه می‌شود. کرنش حرارتی نیز با استفاده از ضریب انبساط حرارتی تعیین می‌گردد. مدل پلاستیک وابسته به نرخ، بر اساس معیار تسلیم von Mises ، خواص مکانیکی وابسته به دما و مدل سخت‌شدگی ایزوتروپیک، برای محاسبه تنش‌های پلاستیک مورد استفاده قرار گرفته است.

### ۴-۵- نتایج

در این بخش، نتایج حاصل از آزمایش‌های تجربی و مدل‌سازی اجزاء محدود مورد بررسی قرار می‌گیرد. داده‌های تجربی شامل تغییرات دمای حین جوشکاری، ابعاد دکمه جوش و تنش‌های پسماند اندازه‌گیری‌شده با روش پراش پرتو ایکس بوده و برای اعتبارسنجی

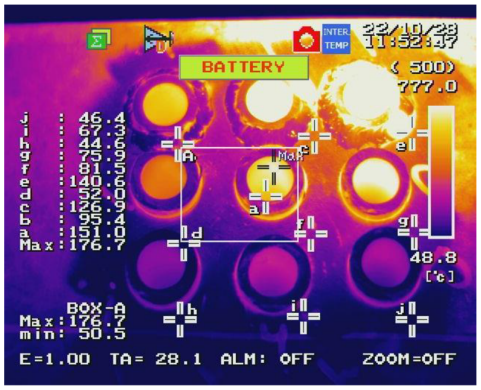
مدل اجزاء محدود مورد استفاده قرار گرفته‌اند. در ادامه، با انجام تحلیل‌های پارامتری، اثر پارامترهای فاصله طولی تیوب‌ها (dh) ، فاصله عرضی تیوب‌ها (dv) و ترتیب جوشکاری تیوب‌ها بر توزیع تنش پسماند و میزان اعوجاج تیوب‌شیت مورد مطالعه قرار گرفته است. نتایج مربوط به Patch ۱ و Patch ۲ در شکل ۲ نشان داده شده و جدول ۳ نام‌گذاری نمونه‌های مورد بررسی را ارائه می‌دهد.

جدول ۳: نام‌گذاری نمونه‌های مورد بررسی

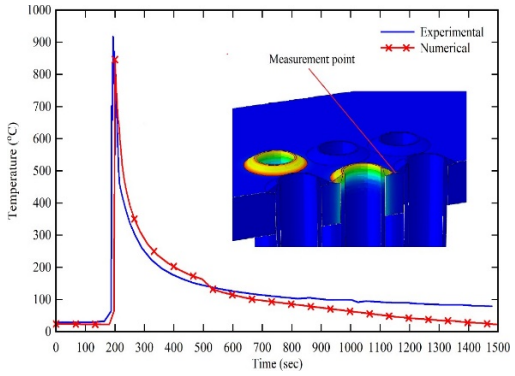
**اعتبارسنجی مدل عددی با استفاده از نتایج تجربی**

| ID | Welding sequence | dh (mm) | dv (mm) |
|---|---|---|---|
| Case-I | 1-2-3-4-5-6-7-8-9 | 32 | 32 |
| Case-II | | 32 | 38 |
| Case-III | | 38 | 38 |
| Case-IV | 1-3-5-2-6-4-7-8-9 | 32 | 32 |
| Case-V | | 32 | 38 |
| Case-VI | | 38 | 38 |
| Case-VII | 2-3-4-1-5-6-8-9-7 | 32 | 32 |
| Case-VIII | | 32 | 38 |
| Case-IX | | 38 | 38 |
| Case-X | 3-1-2-6-7-5-8-4-9 | 32 | 32 |
| Case-XI | | 32 | 38 |
| Case-XII | | 38 | 38 |

برای اعتبارسنجی مدل اجزاء محدود، نتایج استخراج‌شده از شبیه‌سازی با داده‌های حاصل از آزمایش‌های تجربی مقایسه گردید. فرایند اعتبارسنجی در دو مرحله انجام شد: در مرحله نخست، تنش‌های پسماند و در مرحله دوم، تغییرات دما مورد مقایسه قرار گرفتند.اندازه‌گیری‌های تجربی در دو موقعیت A و B (مطابق شکل ۲) انجام شده است .شکل ۷ مقایسه‌ی تاریخچه زمانی تغییرات دمای این دو نقطه را، که از طریق شبیه‌سازی عددی و ترموگرافی تجربی به دست آمده‌اند، نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، نتایج شبیه‌سازی تطابق نسبتاً خوبی با داده‌های تجربی داشته و آهنگ گرم شدن و سرد شدن در هر دو روش مشابه است.همچنین مقادیر تنش پسماند در دو موقعیت A و B در جدول ۴ ارائه شده است. نتایج نشان می‌دهد مدل اجزاء محدود توسعه‌یافته از دقت مطلوبی برخوردار است، به‌طوری‌که حداکثر خطای تنش پسماند در نقاط A و B به ترتیب ۷.۱٪و ۸.۶٪ می‌باشد. علاوه‌براین، حداکثر خطای کلی مدل عددی در حدود ۳.۹٪به‌دست آمده است. با در نظر گرفتن عدم‌قطعیت‌های موجود در اندازه‌گیری و مدل‌سازی، این میزان خطا در محدوده‌ی قابل‌قبول ارزیابی می‌شود.




(الف)




(ب)

شکل شماره ۷: (الف) نمونه ای از تصویر ترموگرافی ، (ب) مقایسه ی تاریخچه زمانی تغییرات دمای به دست آمده از روش عددی و ترموگرافی

جدول ۴: مقایسه تنش پسماند مدل المان محدود و نتایج تجربی

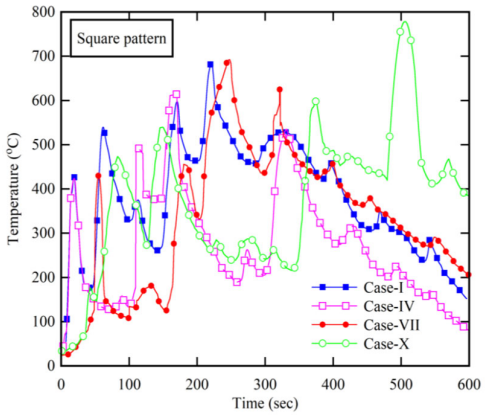
| Location | FEM (MPa) | Experimental (MPa) | Error (%) |
|---|---|---|---|
| Point A | 167.2 | 180 | 7.1% |
| Point B | 137.9 | 151 | 8.6% |

### ۴-۶- شبیه‌سازی حرارتی

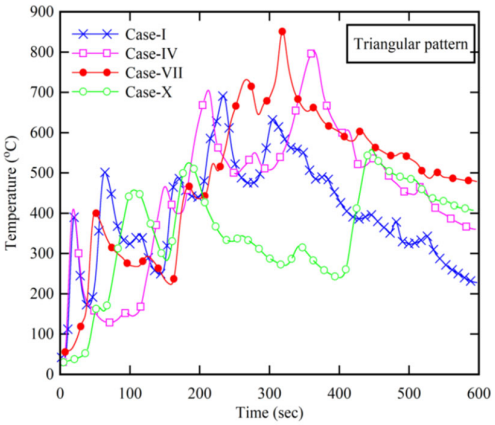
در این بخش، تأثیر پارامترهای مختلف بر توزیع دما در تیوب‌شیت مورد بررسی قرار گرفته است. به‌منظور تمرکز بر اثر ترتیب جوشکاری، فاصله‌ی بین تیوب‌ها در دو راستای طولی و عرضی به‌ترتیب برابر با dh=۳۲ mm و dv=۳۸ mm ثابت در نظر گرفته شده و تنها ترتیب اجرای پاس‌های جوش مورد مطالعه قرار گرفته است. در حین جوشکاری، دمای ناحیه‌ی جوش به‌سرعت افزایش یافته و تقریباً بلافاصله به دمای ذوب می‌رسد. پس از حذف منبع حرارتی، دما شروع به کاهش می‌کند و به دلیل انتقال حرارت رسانشی، گرما از ناحیه‌ی جوش به نواحی مجاور منتقل می شود. تاریخچه‌ی زمانی دما در نقطه‌ی PI (مطابق شکل ۲) برای چیدمان‌های مربعی و مثلثی به‌ترتیب در شکل‌های ۸ و ۹ نشان داده شده است. همچنین، کانتور توزیع دما برای حالت Case-X در شکل ۱۰ ارائه گردیده است. نتایج نشان می‌دهد که ترتیب جوشکاری تأثیر قابل‌ملاحظه‌ای بر تاریخچه‌ی حرارتی تیوب‌شیت دارد. به‌عنوان نمونه، حداکثر دمای نقطه‌ی PI در چیدمان مربعی برای سناریوهای Case-I، Case-

IV، Case-VII و Case-X به‌ترتیب برابر با ۶۸۶ °C، ۶۰۸ °C، ۶۹۴ °C و ۷۸۷ °C است. در نتیجه، سناریوی Case-X بالاترین دما و Case-IV پایین‌ترین دما را در نواحی نزدیک به تیوب‌ها ایجاد می‌کند. در این حالت، حداکثر دمای Case-X حدود ۵۹٪ بیشتر از مقدار متناظر در Case-IV است. برای چیدمان مثلثی نیز بیشترین و کمترین دمای ایجاد شده به‌ترتیب مربوط به Case-VII و Case-X می‌باشد. ترتیب جوشکاری در این نوع چیدمان می‌تواند موجب تغییر حداکثر دما تا حدود ۲۵٪ گردد. این موضوع اهمیت بالای ترتیب جوشکاری را در دستیابی به حداقل تنش پسماند نشان می‌دهد. علاوه بر ترتیب جوش، نوع چیدمان تیوب‌ها نیز بر توزیع حرارتی تیوب‌شیت اثرگذار است؛ به‌طوری‌که برای چیدمان‌های مربعی و مثلثی، حداکثر دما به‌ترتیب ۸۵۶°C و ۷۸۷°C به‌دست آمده است، که بیانگر دمای بالاتر در چیدمان مربعی است. همچنین، بیشترین دما در چیدمان مربعی در Case-X و در چیدمان مثلثی در Case-VII مشاهده گردیده است.

شکل شماره ۸: تاریخچه‌ی زمانی دما در موقعیت PI برای ترتیب‌های مختلف جوشکاری تیوب‌ها در چیدمان مربعی

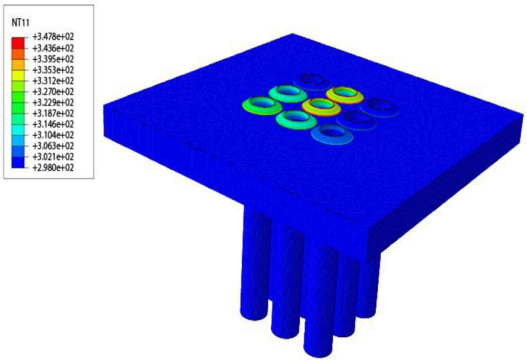



شکل شماره ۹: تاریخچه‌ی زمانی دما در موقعیت PI برای ترتیب‌های مختلف جوشکاری تیوب‌ها در چیدمان مثلثی




شکل شماره ۱۰: کانتور توزیع دما در نمونه Case-X

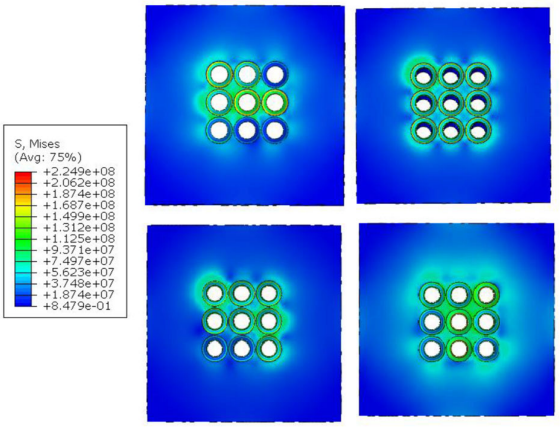
### ۷-۴- شبیه‌سازی تنش‌های پسماند



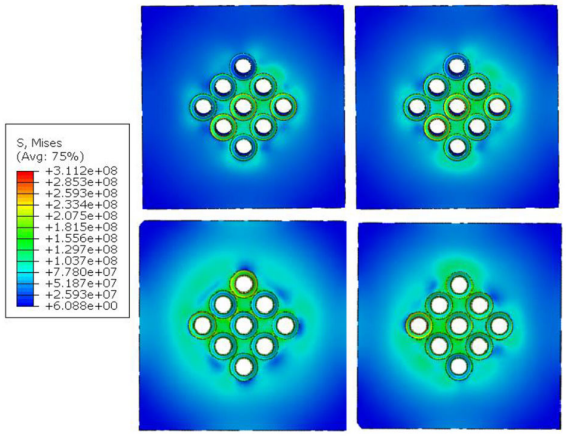

پس از انجام تحلیل حرارتی و استفاده از نتایج آن به‌عنوان ورودی در تحلیل مکانیکی، محاسبات به منظور تعیین تنش‌های پسماند تیوب‌شیت انجام شد. در شکل‌های ۱۱ و ۱۲، کانتور توزیع تنش پسماند برای سناریوهای مختلف در دو چیدمان مربعی و مثلثی نمایش داده شده است. مشاهده می‌شود که ترتیب جوشکاری تیوب‌ها تأثیر قابل توجهی بر توزیع تنش پسماند دارد. وجود فلز جوش با استحکام تسلیم بالاتر از فلز پایه دلیل اصلی افزایش مقدار تنش پسماند در وسط قطعه است. در جوشکاری فلزات معمولاً دو نوع حرکت منجر به تغییر شکل پلاستیک و ایجاد تنش پسماند می‌شود:

- حرکت در راستای محور لوله و به سمت خط مرکزی جوش،
- حرکت به سمت ریشه جوش.

در جوشکاری تیوب به تیوب‌شیت، حرکت دوم باعث ایجاد انقباض محیطی در فلز جوش و ناحیه مجاور شده و پدیده‌ای موسوم به اثر شریان بند ایجاد می‌کند. هر دو نوع حرکت فوق سبب می‌شوند که ترتیب جوشکاری تأثیر زیادی بر تنش‌های پسماند قطعه داشته باشد. علاوه بر این، از آنجا که جوشکاری هر تیوب موجب ایجاد تنش پسماند در کل قطعه می‌شود، تغییر در ترتیب جوشکاری باعث تغییر مقدار موقعیت تنش‌های پسماند در تیوب‌شیت به‌صورت قابل توجهی می‌گردد. به منظور بررسی دقیق‌تر تأثیر ترتیب جوشکاری بر تنش پسماند، در شکل‌های ۱۳ و ۱۴ توزیع تنش پسماند در طول مسیر Patch ۱ برای چیدمان‌های مثلثی و مربعی و سناریوهای مختلف جوشکاری نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، در طول این مسیر هم تنش‌های کششی و هم تنش‌های فشاری در تیوب‌شیت ایجاد می‌شوند. بر اساس نتایج شکل ۱۳، در چیدمان مربعی بیشترین تنش پسماند کششی با مقدار ۱۹۱ MPa در سناریوی Case-X و بیشترین تنش پسماند فشاری با مقدار ۱۵۰ MPa در همان سناریو مشاهده می‌شود. در حالی که در چیدمان مثلثی بیشترین تنش‌های کششی و فشاری مربوط به سناریوی Case-VII هستند.

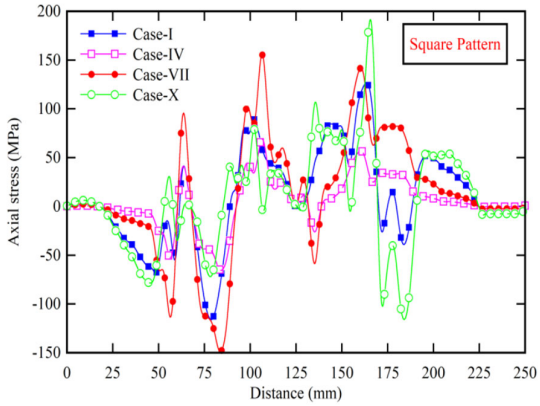



شکل شماره ۱۱: کانتور توزیع تنش‌های پسماند برای سناریوهای مختلف جوشکاری تیوب به تیوب‌شیت با چیدمان مربعی

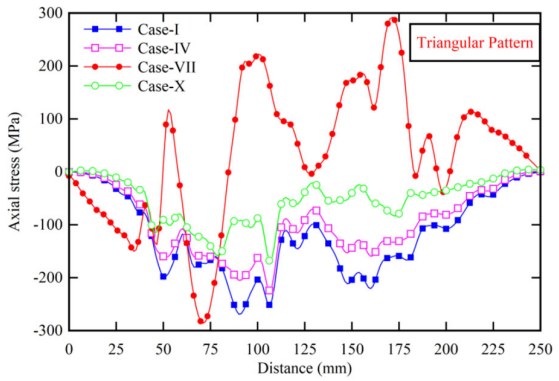



شکل شماره ۱۲: کانتور توزیع تنش‌های پسماند برای سناریوهای مختلف جوشکاری تیوب به تیوب‌شیت با چیدمان مثلثی

حداکثر تنش‌های پسماند کششی و فشاری در چیدمان مثلثی به ترتیب حدود ۵۷٪ و ۹۰٪بیشتر از مقادیر متناظر در چیدمان مربعی می‌باشند. نتایج نشان می‌دهند که بهترین سناریوی جوشکاری برای تیوب‌شیت با چیدمان مربعی، Case-IVو برای چیدمان مثلثی، Case-X می‌باشد. حداکثر تنش کششی در این حالات به ترتیب برابر با ۶۹ MPa و ۱۲ MPa است. با توجه به اینکه تنش‌های پسماند کششی عمدتاً باعث ایجاد ترک در تیوب‌شیت‌ها می‌شوند، می‌توان نتیجه گرفت که با انتخاب مناسب ترتیب جوشکاری، چیدمان مثلثی بهترین گزینه برای جوشکاری تیوب‌شیت‌ها است. شکل‌های ۱۵ و ۱۶ توزیع تنش‌های پسماند محیطی طولی در مسیر تعریف شده ۲ Patch را برای چهار سناریوی مختلف جوشکاری تیوب‌شیت‌ها با چیدمان‌های مربعی و مثلثی نشان می‌دهند. مشاهده می‌شود که تنش پسماند محیطی طولی، که دارای هر دو ماهیت کششی و فشاری است، در ناحیه جوش شدت بیشتری دارد و با دور شدن از این ناحیه، مقدار آن کاهش می‌یابد. با توجه به اثر تیوب‌های همسایه، این تنش در زوایای مختلف اطراف تیوب تغییر ماهیت می‌دهد؛ به‌طوری‌که ابتدا حالت کششی پیدا می‌کند، سپس کاهش یافته و به صفر میل می‌کند و مجدداً حالت فشاری به خود می‌گیرد. برای چیدمان مربعی، در سناریوی Case-VII، تنش پسماند محیطی طولی همواره به صورت فشاری بوده که بیشترین مقدار آن در سناریوی Case-IV ایجاد می‌شود که در تیوب‌شیت‌ها نامطلوب است. در چیدمان مثلثی، در همه سناریوهای مورد بررسی به جز Case-IV، مقادیر تنش کششی ناچیز و کمتر از ۲۰ MPa هستند.



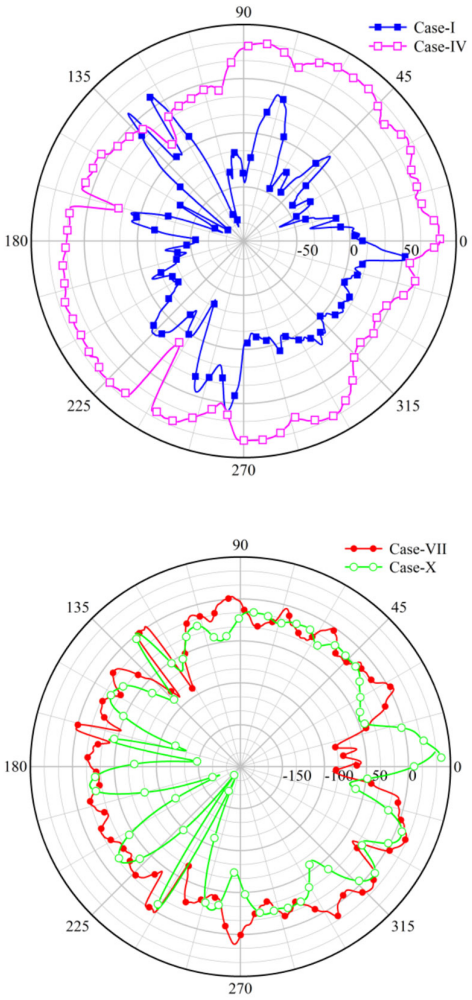

شکل شماره ۱۳: تغییرات تنش پسماند طولی در راستای مسیر Patch 1 برای چیدمان مربعی با سناریوهای مختلف جوشکاری




شکل شماره ۱۴: تغییرات تنش پسماند طولی در راستای مسیر Patch 1 برای چیدمان مثلثی با سناریوهای مختلف جوشکاری

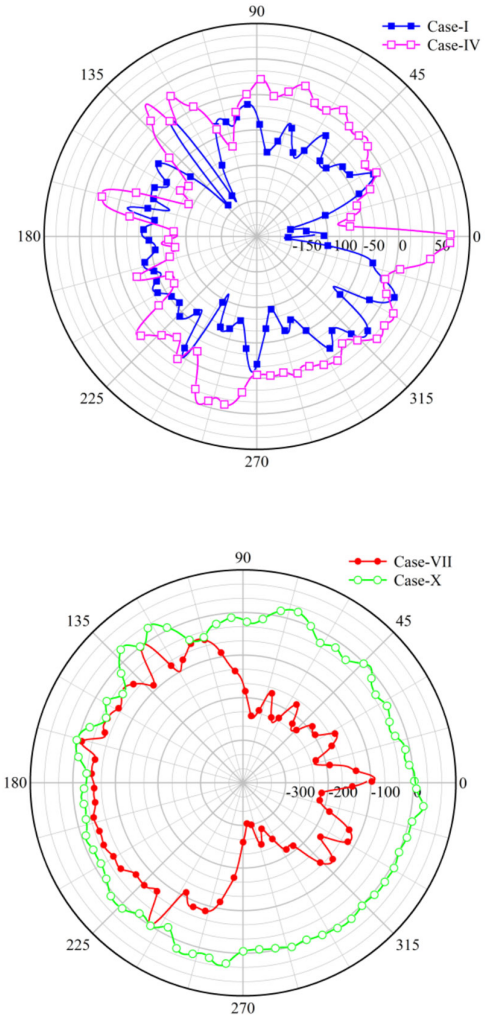
با توجه به اثر تیوب‌های همسایه، این تنش در زوایای مختلف اطراف تیوب تغییر ماهیت می‌دهد؛ به‌طوری‌که ابتدا حالت کششی پیدا می‌کند، سپس کاهش یافته و به صفر میل می‌کند و مجدداً حالت فشاری به خود می‌گیرد. برای چیدمان مربعی، در سناریوی Case-VII، تنش پسماند محیطی طولی همواره به صورت فشاری بوده که

از نظر مقاومت در برابر رشد ترک بسیار مطلوب است. در مقابل، بیشترین تنش پسماند محیطی کششی در سناریوی Case-IV ایجاد می‌شود که در تیوب‌شیت‌ها نامطلوب است. در چیدمان مثلثی، در همه سناریوهای مورد بررسی به جز Case-IV، مقادیر تنش کششی ناچیز و کمتر از ۲۰ MPa هستند. بنابراین، بهترین سناریو برای چیدمان مثلثی، Case-X می‌باشد.




شکل شماره ۱۵: توزیع تنش پسماند محیطی طولی در امتداد مسیر Patch 2 برای سناریوهای مختلف جوشکاری تیوب‌شیت با چیدمان مربعی

در جدول ۳، حداکثر تنش‌های پسماند کششی و فشاری برای سناریوهای مختلف ارائه شده است. این جدول تأثیر فاصله بین تیوب‌ها، چیدمان تیوب‌ها و ترتیب جوشکاری بر مقادیر تنش پسماند را نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، با افزایش فاصله بین تیوب‌ها، مقادیر تنش پسماند کاهش می‌یابد .برای مثال، با افزایش فاصله تیوب‌ها از ۳۲ mm (Case-I) به ۳۸ mm (Case-III)، حداکثر تنش کششی و فشاری برای چیدمان مربعی به ترتیب حدود ۱۴٪ و ۲۲٪ کاهش می‌یابد. مهم‌ترین نوع خوردگی در لوله‌ها، ترک خوردگی تنشی است و نوع تنش مؤثر در این تخریب، تنش‌های کششی می‌باشد. این تنش‌ها ممکن است به صورت تنش پسماند در فلز وجود داشته باشند و از مراحل ساخت و تولید همراه قطعه شده باشند. بنابراین، در مبدل‌های حرارتی پوسته-لوله، تنش‌های پسماند کششی مخرب‌ترین نوع تنش‌ها هستند.با توجه به جدول، در چیدمان مربعی، ترتیب جوش Type-IV منجر به بیشترین تنش‌های پسماند کششی می‌شود، در حالی که در چیدمان مثلثی، این مشکل در ترتیب جوش Type-III رخ می‌دهد. همچنین، بهترین ترتیب جوشکاری برای دستیابی به حداقل تنش پسماند، به ترتیب برای چیدمان‌های مربعی و مثلثی، Type-IIو Type-IV است که در آن‌ها تنش‌های پسماند به طور قابل توجهی کمتر است. با انتخاب مناسب ترتیب جوشکاری، می‌توان تنش‌های پسماند کششی را تا حدود ۵۲ برابر در چیدمان مثلثی و ۳/۵ برابر در چیدمان مربعی کاهش داد.




شکل شماره ۱۶ : توزیع تنش پسماند محیطی طولی در امتداد مسیر Patch 2 برای سناریوهای مختلف جوشکاری تیوب‌شیت با چیدمان مثلثی

## ۵- نتیجه گیری

در این پژوهش، برای اولین بار، تأثیر ترتیب جوشکاری بر تنش‌های پسماند تیوب-به-تیوب‌شیت با استفاده از مدلسازی عددی مورد مطالعه قرار گرفت. در شبیه‌سازی این فرآیند، ابتدا مدل المان محدود حرارتی تحلیل شد و نتایج حل مرحله حرارتی به‌عنوان بار حرارتی به مدل مکانیکی اعمال گردید. در این تحلیل، مدل منبع حرارتی بر اساس توزیع دو بیضوی چگالی توان Goldak ارائه شد. نهایتاً با تحلیل مدل المان محدود مکانیکی، تنش‌های پسماند محاسبه گردید. در این پژوهش از خواص ترموفیزیکی و مکانیکی وابسته به دما استفاده شد. به منظور صحت‌سنجی مدل المان محدود، تست‌های تجربی بر روی دو نوع چیدمان مربعی و مثلثی تیوب‌ها انجام شد. توزیع دما با استفاده از دوربین ترموگرافی و تنش پسماند به روش پراش پرتو ایکس تعیین شد.

خلاصه نتایج پژوهش عبارت است از:

- اعتبارسنجی نتایج شبیه‌سازی مکانیکی نشان داد که مدل ارائه شده قادر به پیش‌بینی صحیح توزیع تنش‌های پسماند پس از جوشکاری است و می‌توان با استفاده از آن تأثیر پارامترهای مختلف را به منظور دستیابی به مناسب‌ترین شرایط جوشکاری مطالعه نمود.
- نتایج نشان می‌دهد بهترین سناریوی جوشکاری برای تیوب‌شیت با چیدمان مربعی Case-IV و برای تیوب‌شیت با چیدمان مثلثی Case-X می‌باشد. بیشترین تنش کششی ایجاد شده در این حالات به ترتیب برابر ۶۹ MPa و ۱۲ MPaاست.
- در چیدمان مربعی، در سناریوی Case-VII، تنش پسماند محیطی طولی همواره فشاری بوده که از نظر رشد ترک بسیار مطلوب است. در مقابل، بیشترین تنش پسماند محیطی طولی کششی در سناریوی Case-IV ایجاد می‌شود که برای تیوب‌شیت‌ها نامطلوب است.
- در چیدمان مثلثی، در تمام سناریوهای تحت بررسی به جز Case-IV، مقادیر تنش کششی ناچیز و کمتر از ۲۰ MPa بوده و بنابراین بهترین سناریو Case-X می‌باشد.
- بهترین ترتیب جوشکاری تیوب‌ها برای دستیابی به حداقل تنش پسماند، به ترتیب برای چیدمان‌های مربعی و مثلثی Type-IIو Type-IV است که در آن‌ها تنش‌های پسماند به‌طور قابل توجهی کاهش یافته‌اند. با انتخاب مناسب ترتیب جوشکاری، می‌توان تنش‌های پسماند کششی را تا حدود ۵۲ برابر برای چیدمان مثلثی و ۳/۵ برابر برای چیدمان مربعی کاهش داد.

## ۶- تشکر و قدردانی

از شرکت‌های فرنیکان و پویا انرژی تنها راه آورد پارس، که در زمینه ساخت تجهیزات ثابت پالایشگاهی و پتروشیمی فعالیت دارند، برای همکاری ارزشمندشان در تهیه و ساخت قطعات مورد استفاده در این پژوهش صمیمانه قدردانی می‌کند. حمایت فنی و ارائه امکانات این شرکت‌ها نقش مهمی در موفقیت این مطالعه داشته است.

جدول ۲ : خواص مکانیکی و حرارتی وابسته به دمای فلز پایه AISI 304 [۳۹-۴۰]

| Thermal material properties | | | | Mechanical material properties | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| T (°C) | $C_p$ (J/kg.K) | λ W/m.K | ρ kg/m3 | E (GPa) | υ | $\sigma_y$ base (MPa) | $\sigma_y$ weld (MPa) | $E_T/E$ | $\alpha \times 10^{-6}$/0C |
| 0 | 462 | 14.5 | 7900 | 198.5 | 0.294 | 265 | 460 | 0.013 | 17.0 |
| 100 | 496 | 15.2 | 7880 | 193.0 | 0.295 | 218 | 367 | 0.013 | 17.4 |
| 200 | 512 | 16.3 | 7830 | 185.0 | 0.301 | 186 | 264 | 0.012 | 18.0 |
| 300 | 525 | 17.9 | 7790 | 176.0 | 0.310 | 170 | 209 | 0.011 | 18.6 |
| 400 | 540 | 18.0 | 7750 | 167.0 | 0.318 | 155 | 152 | 0.011 | 19.1 |
| 600 | 577 | 20.8 | 7660 | 159.0 | 0.326 | 159 | 65 | 0.010 | 19.6 |
| 800 | 604 | 23.9 | 7560 | 151.0 | 0.333 | 91 | 20 | 0.005 | 20.2 |
| 1200 | 676 | 32.2 | 7370 | 60.0 | 0.339 | 25 | 20 | 0.003 | 20.7 |
| 1300 | 692 | 33.7 | 7320 | 20.0 | 0.342 | 21 | 20 | 0.003 | 21.1 |
| 1500 | 700 | 120 | 7320 | 10.0 | 0.388 | 10 | 20 | 0.001 | 21.6 |

جدول ۵ : حداکثر تنش‌های پسماند کششی و فشاری برای سناریوهای مختلف تحت بررسی

| ID | Welding sequence | dh (mm) | dv (mm) | Square Pattern | | Triangular Pattern | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | | Min. | Max. | Min. | Max. |
| Case-I | 1-2-3-4-5-6-7-8-9 | 32 | 32 | -116 | +126 | -285 | +24 |
| Case-II | (Type I) | 32 | 38 | -105 | +124 | -279 | +21 |
| Case-III | | 38 | 38 | -91 | +108 | -250 | +18 |
| Case-IV | 1-3-5-2-6-4-7-8-9 | 32 | 32 | -65 | +69 | -224 | +10 |
| Case-V | (Type II) | 32 | 38 | -62 | +64 | -208 | +12 |
| Case-VI | | 38 | 38 | -52 | +48 | -192 | +8 |
| Case-VII | 2-3-4-1-5-6-8-9-7 | 32 | 32 | -148 | +159 | -306 | +312 |
| Case-VIII | (Type III) | 32 | 38 | -134 | +147 | -286 | +298 |
| Case-IX | | 38 | 38 | -122 | +134 | -271 | +284 |
| Case-X | 3-1-2-6-7-5-8-4-9 | 32 | 32 | -125 | +225 | -168 | +6 |
| Case-XI | (Type IV) | 32 | 38 | -115 | +216 | -154 | +3 |
| Case-XII | | 38 | 38 | -103 | +207 | -138 | +0.5 |

## ۷- مراجع


[۱] Zhu, H.-S. and J. Zhai, The Unified Theory of Tube sheet Design—Part I: Theoretical Foundation. Journal of Pressure Vessel Technology, ۲۰۲۲. ۱۴۴(۲): p. ۴۵-۶۷.

[۲] Ezuber, H. and S. Zakir Hossain, A review of corrosion failures in shell and tube heat exchangers: roots and advanced counteractive. Heat and Mass Transfer, ۲۰۲۲: p. ۱-۱۷.

[۳] Thekkuden, D.T., A.-H.I. Mourad, T. Ramachandran, A.-H. Bouzid, R. Kumar, and A. Alzamly, Combined effect of tungsten inert gas welding and roller expansion processes on mechanical and metallurgical characteristics of heat exchanger tube-to-tube sheet joints. Journal of Materials Research and Technology, ۲۰۲۲. ۲۱: p. ۴۷۲۴-۴۷۴۴.

[۴] Martins, G., R. Da Silva, L. Beckedorff, A. Monteiro, K. de Paiva, and J. Oliveira, Fatigue performance evaluation of plate and shell heat exchangers. International Journal of Pressure Vessels and Piping, ۲۰۲۰. ۱۸۸: p. ۱۰۴۲۳۷.

[۵] Tabatabaeian, A., A.R. Ghasemi, M.M. Shokrieh, B. Marzbanrad, M. Baraheni, and M. Fotouhi, Residual stress in engineering materials: a review. Advanced engineering materials, ۲۰۲۲. ۲۴(۲): p. ۲۱۰۰۷۸۶.

[۶] Mirzaee-Sisan, A. and G. Wu, Residual stress in pipeline girth welds-A review of recent data and modelling. International Journal of Pressure Vessels and Piping, ۲۰۱۹. ۱۶۹: p. ۱۴۲-۱۵۲.

[۷] Manai, A. and M. Al-Emrani, A probabilistic study of welding residual stresses distribution and their contribution to the fatigue life. Engineering Failure Analysis, ۲۰۲۰. ۱۱۸: p. ۱۰۴۷۸۷.

[۸] Lu, W.-L., J.-L. Sun, H. Su, L.-J. Chen, and Y.-Z. Zhou, Experimental Research and Numerical Analysis of Welding Residual Stress of Butt Welded Joint of Thick Steel Plate. Case Studies in Construction Materials, ۲۰۲۳: p. e۰۱۹۹۱.

[۹] Malik, R., S. Maheshwari, and A.N. Siddiquee, Recent Methodologies of Measuring Residual Stresses in Welded Joints: A Review. Emerging Trends in Mechanical and Industrial Engineering: Select Proceedings of ICETMIE ۲۰۲۲, ۲۰۲۳: p. ۵۲۱-۵۳۱.

[۱۰] Karpov, I., V. Em, I. Karpov, and A. Il'in, A Neutron Diffraction Study of the Effect of Holdings and Heat Treatment on Residual Stresses in a Steel Weld. Physics of Metals and Metallography, ۲۰۲۲. ۱۲۳(۹): p. ۹۲۴-۹۳۲.

[۱۱] Zhu, B., N. Leung, W. Kockelmann, S. Kabra, A.J. London, M. Gorley, M.J. Whiting, Y. Wang, and T. Sui, Revealing the residual stress distribution in laser welded Eurofer ۹۷ steel by neutron diffraction and Bragg edge imaging. Journal of materials science & technology, ۲۰۲۲. ۱۱۴: p. ۲۴۹-۲۶۰.

[۱۲] Jiang, W., Y. Wan, S.-T. Tu, H. Wang, Y. Huang, X. Xie, J. Li, G. Sun, and W. Woo, Determination of the through-thickness residual stress in thick duplex stainless-steel welded plate by wavelength-dependent neutron diffraction method. International Journal of Pressure Vessels and Piping, ۲۰۲۲. ۱۹۶: p. ۱۰۴۶۰۳.

[۱۳] Pradhan, R., M.R. Sunny, and A. Sarkar, Prediction of weld induced residual stress reduction by vibration of a T-joint using finite element method. Ships and Offshore Structures, ۲۰۲۲. ۱۷(۱۲): p. ۲۷۲۲-۲۷۳۳.

[۱۴] Li, S., A. Coraddu, and L. Oneto, computationally aware estimation of ultimate strength reduction of stiffened panels caused by welding residual stress: From finite element to data-driven methods. Engineering Structures, ۲۰۲۲. ۲۶۴: ۱۱۴۴۲۲.

[۱۵] Liu, R.-F. and J.-C. Wang, Application of finite element method to effect of weld overlay residual stress on probability of piping failure. International Journal of Pressure Vessels and Piping, ۲۰۲۲. ۲۰۰: p. ۱۰۴۸۱۲.

[۱۶] Altas, E., F. Khosravi, H. Gokkaya, V.A. Maleki, Y. Akınay, O. Ozdemir, O. Bayraktar, and H. Kandas, Finite element simulation and experimental investigation on the effect of temperature on pseudoelastic behavior of perforated Ni–Ti shape memory alloy strips. Smart Materials and Structures, ۲۰۲۲. ۳۱(۲): p. ۰۲۵۰۳۱.

[۱۷] GHADERI, M., V.A. MALEKI, and K. ANDALIBI, retrofitting of unreinforced masonry walls under blast loading by FRP and spray on polyurea. Cumhuriyet Üniversitesi Fen Fakültesi Fen Bilimleri Dergisi, ۲۰۱۵. ۳۶(۴): p. ۴۶۲-۴۷۷.

[۱۸] Vahidi Pashaki, P., M. Pouya, and V.A. Maleki, High-speed cryogenic machining of the carbon nanotube reinforced nanocomposites: Finite element analysis and simulation. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, ۲۰۱۸. ۲۳۲(۱۱): p. ۱۹۲۷-۱۹۳۶.

[۱۹] Marques, E.S., F.J. Silva, and A.B. Pereira, Comparison of finite element methods in fusion welding processes—A review. Metals, ۲۰۲۰. ۱۰(۱): p. ۷۵.

[۲۰] Amirsalari, B. and S.i. Golabi, Finite element

۲۰۱۱. ۱۳۳(۶): p. ۸۹-۱۰۴.

[۳۱] Wan, Y., W. Jiang, and Y. Luo, Using X-ray diffraction and finite element method to analyze residual stress of tube-to-tube sheet welded joints in a shell and tube heat exchanger. Journal of Pressure Vessel Technology, ۲۰۱۷. ۱۳۹(۵): p. ۳۴-۵۲.

[۳۲] Htut, T.T., S. Tanaka, D. Ma, J. Okada, M. Honnami, K. Shinoda, M. Abe, and T. Katayama, Fatigue fracture investigation of a tube-to-tube sheet welded joint. Engineering Structures, ۲۰۲۳. ۲۸۳: p. ۱۱۵۹۰۸.

[۳۳] Wan, Y., W.C. Jiang, and J.B. Gao. Weld Residual Stress in Tube-to-Tube Sheet Joints of a Heat Exchanger by Experimental and Finite Element Simulation. in Applied Mechanics and Materials. ۲۰۱۷. Trans Tech Publ.

[۳۴] Saffiudeen, M.F., F.T. Mohammed, and A. Syed, Comparative study of tube-to-tube sheet welding qualification on heat exchanger. Journal of Engineering and Applied Science, ۲۰۲۲. ۶۹(۱): p. ۱-۱۴.

[۳۵] Thekkuden, D.T., A.-H.I. Mourad, A.-H. Bouzid, and M.M. Sherif, Investigation of expansion percentages and groove inclusions on the performance of welded, expanded, welded-expanded tube-to-tube sheet joints. Journal of Materials Research and Technology, ۲۰۲۳. ۲۲: p. ۲۰۷۸-۲۰۹۲.

[۳۶] Han, X.-M., J.-Z. Tan, R.-Q. Wang, and W.-H. Yin, A study on welding residual stress in elliptical tube to tube sheet joint of a phthalic anhydride switch condenser. Procedia Engineering, ۲۰۱۵. ۱۳۰: p. ۵۴۴-۵۵۱.

[۳۷] Marola, S., S. Bosia, A. Veltro, G. Fiore, D. Manfredi, M. Lombardi, G. Amato, M. Baricco, and L. Battezzati, Residual stresses in additively manufactured AlSi۱۰Mg: Raman spectroscopy and X-ray diffraction analysis. Materials & Design, ۲۰۲۱. ۲۰۲: p. ۱۰۹۵۵۰.

[۳۸] Fitzpatrick, M.E., A.T. Fry, P. Holdway, F. Kandil, J. Shackleton, and L. Suominen, Determination of residual stresses by X-ray diffraction. National Physical Laboratory, Teddington, UK, ۲۰۰۵.

[۳۹] Vakili-Tahami, F. and A. Ziaei-Asl, Numerical and experimental investigation of T-shape fillet welding of AISI ۳۰۴ stainless steel plates. Materials & design, ۲۰۱۲. ۴۷: p. ۶۱۵-۶۲۳.

[۴۰] Venkatkumar, D. and D. Ravindran, ۳D finite element simulation of temperature distribution, residual stress and distortion on ۳۰۴ stainless steel analysis, prediction, and optimization of residual stresses in multi-pass arc welding with experimental evaluation. The Journal of Strain Analysis for Engineering Design, ۲۰۲۲. ۵۷(۴): p. ۳۰۵-۳۲۰.

[۲۱] Rong, Y., J. Xu, Y. Huang, and G. Zhang, Review on finite element analysis of welding deformation and residual stress. Science and Technology of Welding and Joining. ۲۳(۳): p. ۱۹۸-۲۰۸.

[۲۲] Soanes, T.P.T., W. Bell, and A.J. Vibert, Optimising residual stresses at a repair in a steam header to tubeplate weld. International Journal of Pressure Vessels and Piping, ۲۰۰۵. ۸۲(۴): p. ۳۱۱-۳۱۸.

[۲۳] Xu, S. and W. Wang, Numerical investigation on weld residual stresses in tube-to-tube sheet joint of a heat exchanger. International Journal of Pressure Vessels and Piping, ۲۰۱۳. ۱۰۱: p. ۳۷-۴۴.

[۲۴] Srivastava, D., U. Chadha, N. Gunreddy, N.K. Saini, N.N. Matara, O. Machindar, U.V. Mishra, M. Khanna, S. Ram Kishore, and S.K. Selvaraj, A brief review on the Tube-to-Tube plate welding process. Materials Today: Proceedings, ۲۰۲۲. ۶۴: p. ۸۷۰-۸۸۲.

[۲۵] Shen, K., Z. Zhang, W. Jiang, Y. Luo, H. Su, and Y. Zhang, Generation of compressive residual stress at the root of tube-to-tube sheet welded joints in a heat exchanger. International Journal of Pressure Vessels and Piping, ۲۰۲۲. ۲۰۰: p. ۱۰۴۸۴.

[۲۶] Ibrahim, S.E., Impact of Fatigue on Tube-to-Tube sheet Welded Joints in Heat Exchanger. Journal of Failure Analysis and Prevention, ۲۰۲۲. ۲۲(۴): p. ۱۶۳۱-۱۶۳۶.

[۲۷] Farrahi, G., K. Minaii, M. Chamani, and A. Mahmoudi, Effect of residual stress on failure of tube-to-tube sheet weld in heat exchangers. International Journal of Engineering, ۲۰۱۹. ۳۲(۱): p. ۱۱۲-۱۲۰.

[۲۸] Wei, X. and X. Ling, Investigation of welded structures on mechanical properties of ۳۰۴L welded tube-to-tube sheet joints. Engineering Failure Analysis, ۲۰۱۵. ۵۲: p. ۹۰-۹۶.

[۲۹] Luo, Y., W. Jiang, D. Chen, R.C. Wimpory, M. Li, and X. Liu, Determination of repair weld residual stress in a tube to tube-sheet joint by neutron diffraction and the finite element method. Journal of Pressure Vessel Technology, ۲۰۱۸. ۱۴۰ (۲.)

[۳۰] Wang, H., Z. Sang, and G. Widera, the effect of the welding on the residual contact stress in the expanded zone of expanded-welded tube-to-tube sheet joints. Journal of pressure vessel technology,

*plates using GTA welding. Journal of Mechanical Science and Technology, ۲۰۱۶. ۳۰: p. ۶۷-۷۶. Misc, A., ۲۰۰۳. Miscellaneous Title. On the WWW, May. URL http://www.abc.edu.*

[۴۱] *PhD thesis, A., ۲۰۰۳. "Thesis Title". PhD Thesis, University of Higher Education, Cambridge, MA, May. See also URL http://www.abc.edu.*

[۴۲] *Proceedings, A., ed., ۱۹۹۱. Volume Title, Vol. ۱ of Proceedings Series, Organization Name, Publisher Name. See also URL http://www.abc.edu.*

[43] *Techreport, A., ۲۰۰۳. Techreport title. Progress report ۱, University of Higher Education, Cambridge, MA, May. See also URL* http://www.abc.edu.

# بررسی مشخصات ساختاری و خواص مکانیکی اتصال همسان سوپرآلیاژ پایه نیکل به‌روش جوشکاری لیزر

**مجید شیرین آبادی فراهانی[۱]، اشکان محمدی[۲]، علی کفلو*[۳]**

[۱]دانشجوی دکتری، سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران؛m.shirinabadi.irost.ir

[۲]دانشجوی دکتری، سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران؛Ashkanmohammadi76@gmail.com

[۳]*دانشیار پژوهشکده مواد پیشرفته و انرژی‌های نو، سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران ؛Ali.kaflou@irost.ir

## چکیده

با توجه به استفاده سوپر آلیاژها برای کاربردهای دما بالا و محیط های تحت فشار و در صنایع هوافضا در این پژوهش اتصال اینکونل ۷۱۸ با فرآیند جوشکاری لیزر فایبر مورد بررسی قرار گرفته است. نمونه ها با جوشکاری لیزر با توان ۱۱۰۰ وات و سرعت جوشکاری ۱۰ میلیمتر بر ثانیه در حالت لب به لب جوشکاری شدند. سپس نمونه ها مورد بررسی ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری، FESEM، توزیع عناصر با آنالیز EDS، میکروسختی و تست کشش قرار گرفتند. ریزساختار جوش شامل فاز محلول جامد γ و نزدیک فلز پایه دانه های دندریتی ستونی و به سمت مرکز جوش از دانه های هم‌محور تشکیل شده است. با بررسی میکروسختی ویکرز در ناحیه اتصال مشخص شد که بادور شدن از فلز پایه به سمت مرکز جوش سختی افزایش یافته است. استحکام کششی اتصال در حدود ۹۱ درصد استحکام فلزپایه بوده واستحکام کششی جوش **MPa** ۷۵۹ به دست آمد.

**کلمات کلیدی**: اینکونل ۷۱۸، جوشکاری لیزر، ریزساختار، خواص مکانیکی

## مقدمه

سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ یکی از پرمصرف ترین سوپرآلیاژ پایه نیکل ریختگی است که فاز اصلی تقویت کننده آن در فرآیند رسوب سختی ترکیب بین فلزی دابل گاما پرایم است که ازحضور مقدار زیادی عنصر نایوبیوم در این آلیاژ به دست می آید. همچنین این آلیاژ جاوی عناصرتقویت کننده دیگری مانند مولیبدن و تیتانیم می‌باشد[۱]. آلیاژ اینکونل ۷۱۸ جز آلیاژهای رسوب سخت شونده است که استحکام کششی این آلیاژ به وسیله فرآیند آنیل محلولی و پیرسختی از طریق کنترل رسوب گذاری فازهای γ و γ′ در فاز γ افزایش می‌یابد. این آلیاژ بیشتر در دمای متوسط حدود۶۵۰ °C به کار می‌رود و از جمله آلیاژهای پرمصرف پایه نیکل است که در دیسک های توربین های گاز کاربرد ویژه‌ای دارد[۲]. با این همه، این سوپرآلیاژها دربرگیرنده برخی از کاستی ها مانند وزن بسیار بالا بوده که موجب کاهش کارایی و راندمان آن‌ها گردیده است. در دهه‌های اخیر، توجه بسیار زیادی به ارتقاء و بهبود کیفیت این سوپرآلیاژها با بهره مندی از اتصال و یا جایگزینی آن ها توسط ترکیبات بین فلزی به سبب برخی خصوصیات فیزیکی مناسب شان صورت گرفته است [۳]. رام[1]و همکاران [۴] اتصال آلیاژ اینکونل ۷۱۸ را به روش جوشکاری لیزر مورد مطالعه قرار دادند و طبق گزارشات در ناحیه جوش ترکیبات بین فلزی غنی از نیوبیوم تشکیل شد که سبب کاهش خواص مکانیکی شد.با عملیات حرارتی پس از جوشکاری در دمای۹۸۰ °C به میزان زیادی از این ترکیبات مخرب کاهش یافت و با عملیات حرارتی در۱۰۸۰ °C این ترکیبات مضر کاملا از بین رفتند. در تحقیقی دیگر منتظری و مالک [۵] رفتار ترک ذوبی سوپرآلیاژ IN738LC که با روش لیزر Nd:YAG ضربانی توان پایین جوشکاری شده بود را مورد بررسی قرار دادند.

[1] Ram

آن‌ها برای رسیدن به شرایط عملیات حرارتی بهینه قبل ازجوش، چندین سیکل عملیات حرارتی بر روی نمونه‌ها انجام دادند و در نهایت سیکل بهینه را که منجر به تشکیل بیشتری کسر حجمی فاز $\gamma'$ اولیه با مورفولوژی مکعبی و $\gamma'$ ثانویه با مورفولوژی کروی، شده بود گزارش کردند. در طی عملیات حرارتی نتیجه جالبی که گزارش شد این بود که دمای انحلال ذرات $\gamma'$ در هسته‌های دندریت، پایین‌تر از ذرات بین دندریتی بوده، که دلیل آن غنی بودن ذرات بین دندریتی از Al و Ti است. سواپنیل[2] و همکاران [۶] اتصال اینکونل ۷۱۸ را با متغیرهای توان متفاوت مورد بررسی قراردادند در ساختار منطقه جوش فازهای لاوه دیده شده و منطقه تحت تاثیر حرارت بسیار کوچک بوده در حالت جوشکاری پالسی منطقه جوش ریزدانه تر و در حالت جوشکاری معمولی رشد دندریت های ستونی جهت دارگزارش شده است.در حالت پالسی و توان لیزر ۲۱۶۰ وات باتوجه به ظریفتر شدن ریزساختار استحکام بالاتری را در شرایط عملیات حرارتی به دست آوردند. ژانگ[3] و همکاران [۷] اتصال سوپر آلیاژ نیکل اینکونل ۷۱۸ به آلیاژ آنتروپی متوسط Co-Cr-Ni را با جوشکاری لیزر مطالعه کردند و گزارش کردند که در منطقه ذوب دانه های هم محور در مرز و دانه های ستونی به سمت فلز پایه دیده شده و با افزایش توان لیزر و افزایش نسبت G/R دانه های منطقه ذوب به سمت دانه های هم محور رفته است. فازهای لاوه به اندازه نانو در منطقه جوش از مرکز به سمت فلز پایه دیده شده است و این فازها به شکل میله های سوزنی بوده و با افزایش توان لیزر شکل های فاز لاوه به سمت کروی رفته بود. منطقه ذوب به سمت آلیاژ آنتروپی متوسط ساختار اصلی FCC است و توزیع عناصر به دلیل اختلاف نرخ نفوذ عناصر Ni-Cr-Co-Fe به نسبت برابر نیست.میکرو سختی منطقه ذوب بیشتر از دو فلز پایه بوده است. شارما[4] و همکاران [۸] اثر سرعت اسکن را دراتصال اینکونل ۷۱۸ با جوشکاری لیزر فایبر بررسی نموده و گزارش کردند که ریزساختار منطقه جوش در فصل مشترک مایع جامد ستونی ریز بوده با رفتن به سمت مرکز، منطقه دندریتی با مورفولوژی هم محور ایجاد شده و در درون دندریت ها و مرزدانه ها از $\gamma$ و رسوب اولیه $\gamma$ تشکیل شده است. اختلاف سختی در منطقه جوش و حاشیه وجود داشته که مناطق حاشیه با کاهش میکرو سختس از ۲۸۰ به ۲۴۶ ویکرز همراه است. آلفونسو[5] و همکاران [۹] اتصال اینکونل ۷۱۸ به آلیاژ آنتروپی بالای Co-Cr-Fe-Mn-Ni را مطالعه نمودند و گزارش نمودند که ریزساختار منطقه جوش شامل فازهای لاوه بوده و شرایط ترمودینامیکی توسط نرم افزار calphad بررسی شده و فاز منطقه جوش FCC و کاربیدهای نیوبیوم و اکسیدهای کرم و منگنز در منطقه جوش گزارش شده ، استحکام کششی جوش در حدود ۸۲۲ مگاپاسکال محاسبه شده که میانگین دو آلیاژ بوده، با توجه به شرایط و خواص مناسب جوش اتصال دو آلیاژ توصیه شده است.

در این تحقیق با توجه به پژوهش‌های قبلی در زمینه اتصالات آلیاژهای پایه نیکل با فرآیند جوشکاری لیزر، به بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال هم‌جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۱۸ پرداخته شده است.

## مواد و روش پژوهش:

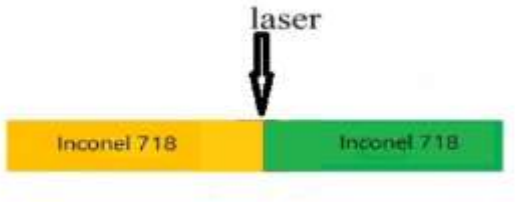
ورق هایی به ضخامت ۳ میلیمتر از جنس آلیاژ اینکونل ۷۱۸ تهیه شد و توسط وایرکات به ابعاد ۳۰×۳۰ میلیمتر بریده شد. آنالیز ورق ها در جدول ۱ مشخص شده است. ورق های بریده شده توسط موادشوینده الکل و استون تمیزکاری شده و برای عملیات جوشکاری لیزر آماده سازی شدند. عملیات جوشکاری توسط دستگاه لیزر چینی فایبر مدل IPG 1500W با توان حداکثری ۱۵۰۰ وات به صورت لب به لب با توان لیزر ۱۱۰۰ وات و سرعت جوشکاری ۱۰ mm/s جوشکاری شدند. شکل۱ شماتیک نحوه قرارگیری ورق ها دردستگاه جوش لیزر را نشان می‌دهد. شکل ۲ نمونه جوشکاری شده را نشان می‌دهد. متغیرهای جوشکاری لیزر در جدول ۲ قابل مشاهده است. پس از عملیات جوشکاری نمونه ها از مقطع عمود بر منطقه جوش بریده شده و آماده سازی بوسیله سنباده زنی و پولیش انجام گردید و توسط محلول الکترواچ اگزالیک ۱۰ درصد حکاکی شدند. ریزساختار و تجزیه و تحلیل شیمیایی نیمه کمی فازهای تشکیل شده در ناحیه اتصال با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل Olympuse و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیز نیمه‌کمی عناصر به‌روش تفکیک انرژی

[2] Swapnil
[3] Zhang
[4] Sharma
[5] Alfonso

(EDS) با ۳۰KV، مورد مطالعه قرار گرفت. همچنین سختی‌سنجی میکرو ویکرز طبق استاندارد(ASTM E384-22) در نواحی مختلف اتصال انجام شد. استحکام کششی از نمونه های اتصال طبق استاندارد ASTM E8-2024 گرفته شد.

**جدول۱:** درصد وزنی عناصر فلزپایه.

| Si | Mn | Cr | Mo | Cu | Fe | Co | Ti | Al | Nb | W | V |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ۰/۳۸ | ۰/۳۰ | ۲۱/۴۲ | ۸/۴۵ | ۰/۰۶ | ۱۹/۴۸ | ۱/۵۶ | ۰/۰۴ | ۰/۲۰ | ۰/۵ | ۰/۳۹ | ۰/۰۶ |
| C | S | Mg | Zr | Ni | | | | | | | |
| ۰/۰۶ | ۰/۰۰۷ | ۰/۰۰۴ | ۰/۰۲ | مابقی | | | | | | | |




**شکل۱**: شماتیک نحوه قرارگیری ورق ها دردستگاه جوش لیزر

**جدول۲:** متغیرهای فرآیند لیزر

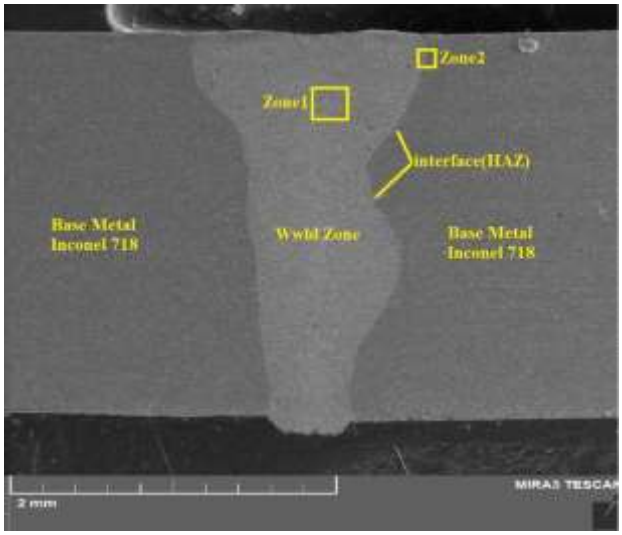
| متغیرها / نمونه | توان لیزر وات | سرعت جوشکاری mm/s | فرکانس لیزر HZ | duty | دبی گاز محافظ l/min | روش جوشکاری |
|---|---|---|---|---|---|---|
| ۸ | ۱۱۰۰ | ۱۰ | ۲۰۰۰ | ۶۰ | ۱۰ | cw |

**شکل۲**:نمنونه های جوشکاری شده با فرآیند لیزر

## نتایج و بحث:

با توجه به شکل مشخص می گردد که جوش از نفوذ قابل توجهی برخوردار بوده که این موضوع یکی از عوامل افزایش استحکام اتصال است. ذوب و امتزاج دو لبه فلزپایه صورت گرفته و شرایط انجمادی منطقه جوش مناسب بوده گرده جوش و مهره چینی جوش در حد استاندارد بوده و درمنطقه جوش و لبه های اتصال، عیوب ظاهری وجود ندارد. یکی از متغیرهای اثرگذار در نفوذ جوش توان لیزر بوده که

کاملا مشخص است که این متغیر در حد بهینه انتخاب شده و باعث ایجاد نفوذ استاندارد می‌گردد.در جوشکاری لیزر اگر توان لیزر کم انتخاب شود ایجاد یک عیب در جوشکاری با عنوان عدم نفوذ[6]نموده و اگر این متغیر زیاد انتخاب شود باعث عیب نفوذ اضافی می‌گردد. توان لیزر پایین و سرعت جوشکاری بالا منجر به کاهش حرارت ورودی به منطقه جوش می‌گردد که از طرفی باعث کاهش منطقه تحت تاثیر حرارت شده که از نظر متالورژیکی ساختار این منطقه کمتر تغییر میکند ولی از طرفی، خیلی حرارت ورودی پایین باشد و نفوذ جوش هم کم باشد احتمال ایجاد عیب عدم چسبندگی و ترک در کناره جوش می شود[۲۱] که در این پژوهش باتوجه به انتخاب بهینه متغیرهای جوشکاری عیوب گفته شده وجود ندارد که در شکل ۳ کاملا قابل مشاهده است.

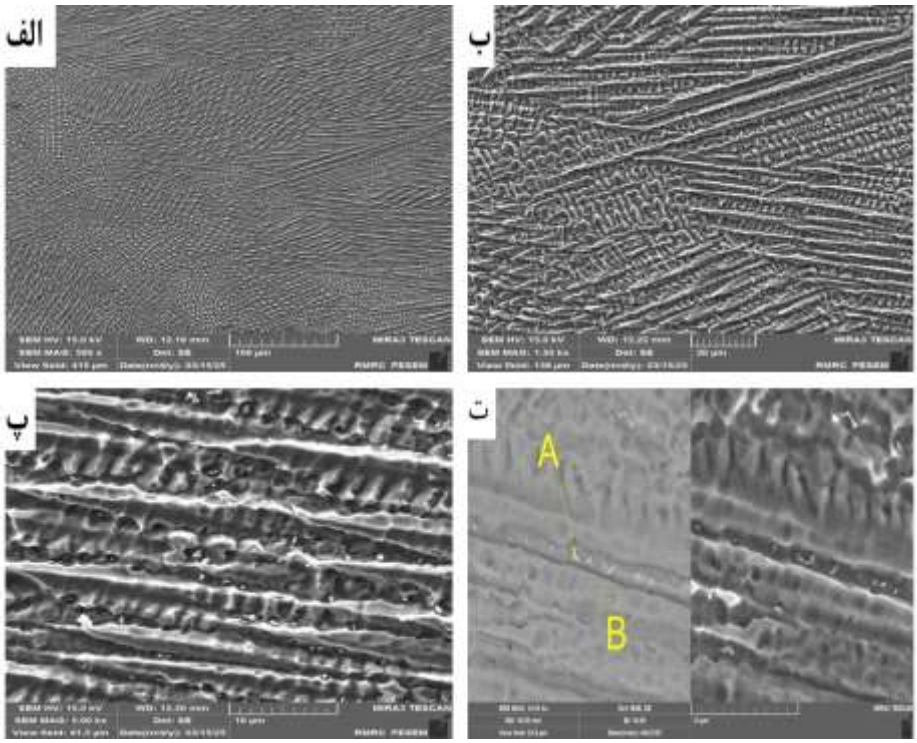



**شکل۳: ماکروگرافی منطقه جوش**

**منطقه جوش:**

در منطقه ذوب یا منطقه جوش عملیات ذوب و انجماد و امتزاج بین دو فلزپایه به خوبی انجام شده در شکل ۳ نشان داده شده و ریزساختار منطقه جوش در زمینه از فاز محلول جامد γ تشکیل شده و همچنین در این منطقه ساختار دندریتی ستونی جهت دار در سمت فلزپایه و به سمت مرکز جوش از دانه های هم محور تشکیل شده است که با گزارشات پژوهشگران مطابقت دارد[۱۱و۲۱]. بزرگنمایی از منطه جوش در شکل ۴ الف قابل مشاهده است. با توجه به سایه روشن ها در تصاویر شکل ۴ ب و پ نقاطی که رسوب به نظر می‌رسد که مورد آنالیز نقطه‌ای قرار گرفت، با بررسی نتایج آنالیزنقطه ای که در جدول ۳ گزارش شده احتمال رسوب کاربید مولیبدن یا کاربید کرم در میان دندریت های وجود دارد که عموما این کاربیدها اثر منفی بر روی استحکام ندارند[۲۲]. در برخی موارد در جوشکاری پالسی لیزر کاربیدهای فلزی ایجاد می‌گردد که به دلیل توزیع نادرست در بین دندریت‌ها باعث کاهش استحکام می‌شوند[۶]. با توجه به آنالیز نقطه ای ناحیه ۱و ۲ به دلیل وجود عنصر آلومینیوم و عنصر نیکل و با بررسی دیاگرام فازی نیکل آلومینیوم احتمال وجود فاز'γ در این ناحیه بسیار محتمل است. این فاز به دلیل کمک به ایجاد ساختارهای رسوب شخت شونده در افزایش استحکام اینکونل اثر مثبتی را دارد[۲].

[6] Lack of penetration




**شکل۴:** بزرگنمایی از منطقه جوش zone1 در شکل ۳

الف،ب،پ: بزرگنمایی های مختلف ت:نقاط آنالیز عنصری شده

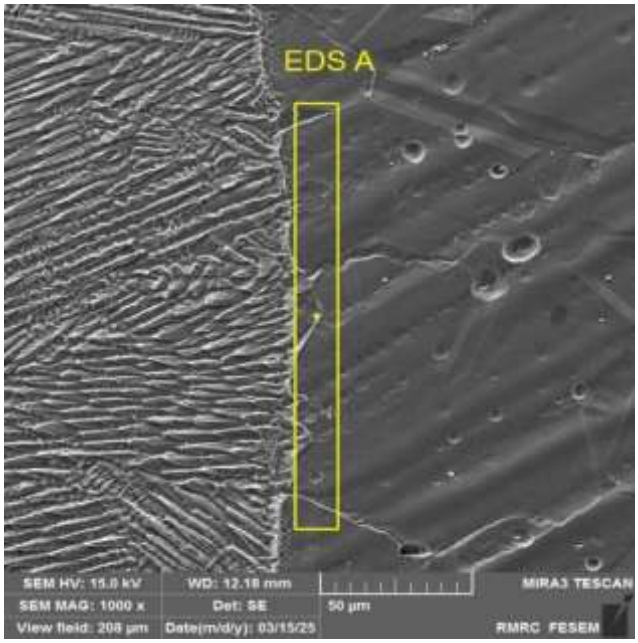
**جدول۳:** نقطه آنالیز عنصری شده در شکل ۴ت

| ناحیه آنالیز شده | نقطه تمرکز میکروسکوپ | درصد اتمی Al | درصد اتمی Cr | درصد اتمی Mn | درصد اتمی Fe | درصد اتمی Ni | درصد اتمی C | درصد اتمی Mo | درصد اتمی Ti |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ناحیه[۷] ۱ | A | ۴/۰۹ | ۲۸/۹۷ | ۰ | ۱۳/۲۸ | ۲۱/۳۴ | ۱۹/۹ | ۱۱/۵ | ۰ |
| ناحیه ۱ | B | ۵/۶ | ۲۵ | ۰ | ۱۵/۳۷ | ۲۷/۷۳ | ۱۹/۲۲ | ۵/۴۹ | ۰ |

**منطقه HAZ**

با بررسی منطقه تحت تاثیر حرارت در شکل ۵ مشاهده می‌شود که این ناحیه همانطوریکه انتظار می‌رفت بسیار کوچک بوده و با بررسی آتالیز نقطه‌ای عنصری در این ناحیه که در جدول ۴ گزارش شده به آنالیز فلز پایه نزدیک بوده ولی بعضی از عناصرمانند نایوبیوم کمتر شده که با توجه به آنالیز منطقه جوش به نظر می‌رسد که پس از ذوب و انجماد شیب غلظتی این عنصر به سمت فلز پایه بوده است. با توجه به اینکه ترکیبات بین فلزی مضر و فازهای مضری همچون فازهای لاوه در این منطقه دیده نشده و با توجه به نبودن عیوب ظاهری در منطقه جوش و منطقه تحت تاثیر حرارت استحکام قابل قبولی به دست آمد.

[7] zone




**شکل۵:** بزرگنمایی از منطقه تحت تاثیر حرارت Zone2 در شکل۳ و نقطه آنالیز عنصری شده

جدول۴: نقطه آنالیز عنصری شده در شکل ۵

| ناحیه آنالیز شده | نقطه تمرکز میکروسکوپ | درصد اتمی Si | درصد اتمی Cr | درصد اتمی Mn | درصد اتمی Fe | درصد اتمی Co | درصد اتمی Ni | درصد اتمی Mo | درصد اتمی Nb |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ناحیه ۲ | A | ۱/۳۵ | ۲۲/۴ | ۰ | ۱۷/۵۶ | ۱/۰۷ | ۴۰/۹ | ۵/۲ | ۰/۸۲ |

**بررسی شرایط انجمادی:**

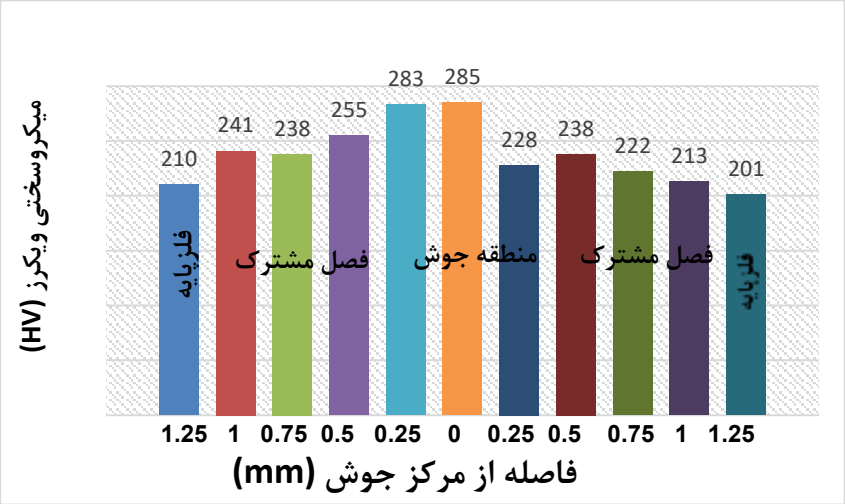
به منظور بحث در رابطه با ریزساختار منطقه جوش، متغیرهای انجمادی منطقه جوش مانند گرادیان حرارتی باید درنظر گرفته شود. مقادیر G شیب حرارتی و R نرخ انجماد اغلب تعیین کننده ریزساختار انجماد هستند. نسبت G/R حالت انجماد را تعیین می‌کند و G×R اندازه ساختار انجماد را تعیین می‌کند. مقدار G×R بالاتر باعث ایجاد تمایل به سمت ساختارهای ریزدانه می‌گردد[۲۵].

از نمودار شکل۶ می توان روابط بین حرارت ورودی و سرعت سردشدن را با اندازه دانه منطقه جوش پیدا کرد. با توجه به اینکه در جوشکاری لیزر حرارت ورودی پایین و سرعت انجماد بالا است بنابراین ساختار ریز دانه را در منطقه جوش خواهیم داشت.

**میکروسختی**

در تحلیل میزان سختی با توجه به اینکه در منطقه فصل مشترک یا HAZ و منطقه جوش کمی سختی بالاتر از فلزپایه است دلیل آن می‌تواند ناشی از تغییرات در جهت دانه در فاز آستنیت باشد. و همچنین به ریزدانگی در منطقه جوش به دلیل گرادیان دمایی بالا نیز

میتوان اشاره کرد[۲۵]. با بررسی نمودار میکروسختی که در شکل ۶ نشان داده شده، از مرکز منطقه جوش به سمت فلزپایه سختی کاهش می یابد بنابراین منطقه جوش سختی بالاتری از فلز پایه دارد که معمولا به تشکیل فازهای سخت در منطقه جوش پس از ذوب و انجماد ارتباط داده می‌شود[۱۲و۱۵]. حداکثر میزان سختی در منطقه جوش بوده که در حدود ۲۸۵ ویکرز به دست امد.




**شکل۶:** پروفیل میکروسختی از منطقه جوش

استحکام کششی:

باتوجه به متغیرهای جوش لیزر انتخاب شده، توان لیزر و سرعت جوشکاری مناسب باعث ایجاد نفوذ مناسب جوش‌گردیده، و نیز در این پژوهش با توجه به امتزاج صورت گرفته در منطقه جوش و دیده نشدن عیوب ظاهری در بازرسی چشمی و نبودن عیوب در ماکرو منطقه جوش و دیده نشدن فازهای مضر ساختاری در متطقه جوش و منطقه تحت تاثیر حرارت استحکام کششی جوش درحد قابل قبولی قراردارد که استحکام نمونه ها حدود ۹۱ درصد استحکام فلز پایه بوده و به مقدار MPa ۷۵۹ به دست آمده است.استحکام کششی نمونه ها در جدول ۵ آورده شده است.

جدول۵:استحکام کششی نمونه ها

| نمونه | استحکام نهایی اتصال MPa |
|---|---|
| ۸ | ۷۵۹ |
| فلزپایه | ۸۳۵ |

**نتیجه‌گیری و جمع‌بندی**

۱- ریزساختار منطقه جوش در زمینه از فاز محلول جامد γ تشکیل شده و در نزیک فلزپایه ساختار دندریتی ستونی جهت دار و به سمت مرکز از دانه های هم محور تشکیل شده است.

۲-با بازرسی چشمی جوش ناپیوستگی و عیوب ظاهری در منطقه جوش وجود ندارد.

۳- با حرکت از سمت فلزپایه به سمت مرکز جوش میزان سختی جوش افزایش یافته و حداکثر سختی در منطقه جوش ۲۸۵ ویکرز به دست آمد.

۴- استحکام کششی اتصال در حدود ۹۱ درصد استحکام فلزپایه بوده و به میزان ۷۵۹ MPa به دست آمد.

۵- با توجه به نتایج مناسب به دست آمده انتخاب متغیرهای این پژوهش به درستی صورت گرفته است و برای استفاده صنعتی پیشنهاد می‌گردد.

**منابع:**

[1]Sohrabi M. J, Mirzadeh H. Microstructural Investigation of Inconel 718 Superalloy in the As-Cast and Homogenized Conditions. Metallurgical Engineering 2020: 22(4): 290-295 http://dx.doi.org/10.22076/me.2020.112735.1254

[2]- A. Khorram, A. Davoodi Jamaloei, A. Jafari, M. Moradi, "Investigation on the effect of bonding time on microstructure and mechanical properties of transient liquid phase bonding between Inconel 718 and Inconel 600", *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 6, pp. 101- 107, 2017 (in Persian).

[3]-Kokabi D., Kaflou A., Pouranvari M., Gholamipour. R.," Phase transformations during high temperature brazing of dissimilar bonding of IN738 to TiAl using Ni-Si-B ternary filler alloy", *intermetallic compound*, *New Process in Material Engineering*, 2021, 15(1), 11-23.

[4]-G. J. Ram, A. V. Reddy, K. P. Rao, G. M. Reddy, J. S. Sundar," Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed NdYAG laser welds", *Materials Processing Technology*, Vol. 167, No. 1, pp. 73-82, 2005.

[5]- Montazeri M., Ghaini F.M., "The liquation cracking behavior of IN738LC superalloy during low power Nd:YAG pulsed laser welding", *Materials Characterization*, 2010, vol. 67, pp. 65-73.

[6]Swapnil A. Patila, Arkajyoti Jha, " A study on laser welding of Inconel 718 and evolution of strain field using digital image correlation to estimate the localized properties", *Optics & Laser Technology* 184 (2025) 112472.

[7]-Han Zhang, Yuanzhuo Liu, Xiaolian Liu , Ke Zhu , Tongwen Xiao , Zhimin Zhang , Ke Feng, Linjiang Chai, Shengfeng Guo, Ning Guo," Laser weldability and interface microstructure of CoCrNi-based, medium-entropy alloy to Inconel 718 superalloy", *Materials Characterization* 216 (2024) 114290.

[8]-Sumit K. Sharmaa,c, K. Biswasa, A.K. Nathb, I. Mannaa, J. Dutta Majumdar, "Microstructural change during laser welding of Inconel 718, *Optik - International Journal for Light and Electron Optics* 218 (2020) 165029.

[9]-D. Afonso, J.G. Lopes, Y.T. Choi, R.E. Kim, N. Schell, N. Zhou, H.S. Kim, J. P. Oliveira," Dissimilar laser welding of an as-rolled CoCrFeMnNi high entropy alloy to Inconel 718 superalloy", *Optics & Laser Technology* 180 (2025) 111427.

[10] Otto F., Yang Y., Bei H., & George E.P., "Relative effects of enthalpy and entropy on the phase stability of equiatomic high-entropy alloys", http://doi.org/10.1016/j.*actamat*.2013.01.042

[11] Miracle D.B., Senkov O.N., "A critical review of high entropy alloys and related concepts", *Acta Materialia*, 2017 ,448-511.

[12] Hussain M.Z., Xiong J., Li J., Siddique F., Zhang L.I., Du Y., Zhou X.R., "Effect of Ti-Hf-Zr-Cu-Ni high entropy alloy addition on laser beam welded joint of Ti2AlNb based intermetallic alloy", *Journal of Materials Science & Technology*, 120 (2022) 214–226.

[13] Zhenglong Lei, Zhijun Dong, Yanbin Chen, " Microstructure and tensile properties of laser beam welded Ti–22Al–27Nb alloys", *Materials and Design* 46 (2013) 151–156.

[14] Hussain M.Z., Xiong J., Li J., Siddique F., Zhang L.J., Zhou X.R.," Effect of Ta microalloying on joint performance by tailoring the microstructure during laser beam welding of Ti-22Al-27Nb", *Materials Science & Engineering A*, 845 (2022) 143157.

[15] Jicheng Chen , Yiting Chang a, Yanhong Wei, " Building ultra-thin Inconel 718 sheet joints using low-frequency PLBW scheme: Weld bead quality, keyhole dynamics, and solidification characteristic", *Journal of Materials Research and Technology* 27 (2023), 4145–4156.

[16] Dan Zhao, Fei Liu, Yuan-Biao Tan, Wei Shi, Song Xiang," Improving the strength-ductility synergy and corrosion resistance of Inconel 718/316L dissimilar, laser beam welding joint via post-weld heat treatment", *journal of materials research and technology* 2023; 26 : 71e87.

[17] Sumit K. Sharmaa,c, K. Biswasa, A.K. Nathb, I. Mannaa, J. Dutta Majumdar," Microstructural change during laser welding of Inconel 718", *Optik - International Journal for Light and Electron Optics* 218 (2020) 16502.

[18] Hussain M.Z., Xiong J., Li J., Siddique F., Zhang L.J., Aamir Raza M., "Structural characterization of a composite joint prepared during laser welding of Ti–22Al–27Nb intermetallic alloy with an interlayer of Cu-Hf-Ni-Ti-Zr high entropy bulk metallic glass", *Composites Part B*, 243 (2022) 110167.

[19] Razieh Ghaffari, Homam Naffakh-Moosavy, "Investigation of macrostructure, microstructure, and hot cracking susceptibility of laser-welded Inconel-718 superalloy under various postcold treatment environments", *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* 37 (2022) 110–124.

[20] Yuewei Ai a,b, Yachao Yan a,b, Guangyu Dong a,b, Shibo Han," Investigation of microstructure evolution process in circular shaped oscillating laser welding of Inconel 718 superalloy", *International Journal of Heat and Mass Transfer* 216 (2023) 124522.

[21] Yunfeng Hu a, Libin Wu b, Peishan Zhou c,d, Yangcheng Ye a, Bin Wang," Fiber laser welding of Ti–6Al–4V to Inconel 718 bimetallic structure via Cu/Ta multi-interlayer", *Vacuum* 192 (2021) 110461.

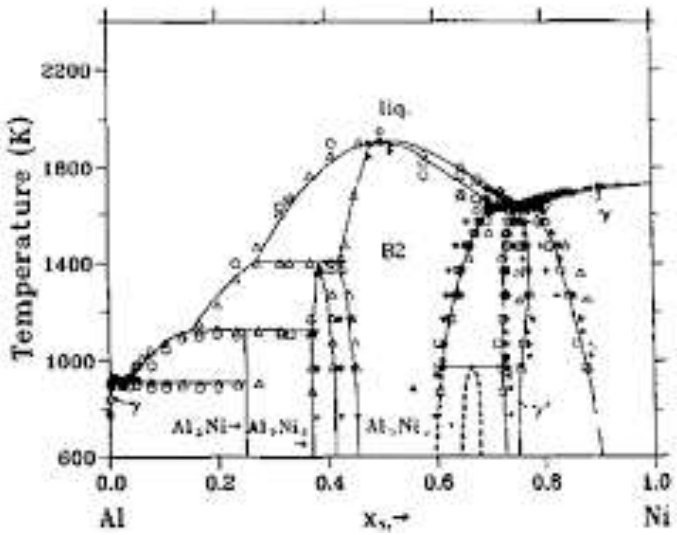
[22] S. Madhankumar , S. Ashwin, J. Ajai Robert, J. Clifford Francis, R. Bavan Kalyan, A. Krithik Raj, W. Joel Anton," Experimental investigation on ultimate tensile strength of laser butt welded inconel 718 alloy and 2205 duplex stainless steel", *Materials Today: Proceedings* 45 (2021) 6783–6787.

[23]-Shamanian.M.,Valehi.M.,Kangazian.J.,Szpunar.J..A.," EBSD characterization of the L-605 Co-based alloy welds processed by pulsed Nd:YAG laser welding". *Optics & Laser Technol*ogy, 2020; 128:103256.

[24] Wu, Z., David, S. A., Leonard, D. N., Feng, Z., & Bei, H. "Microstructures and mechanical properties of a welded CoCrFeMnNi high-entropy alloy". *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. *23*(7), pp. 585-595, 2018.

[25] Abbasi. R , Akbari Mousavi. A. A, Vahidshad. Y," Optimization weldability of Haynes 25 cobalt base superalloy with pulsed fiber laser", *Journal of Welding Science and Technology of Iran*, Volume 10, Number 1, 2024.

پیوست:




دیاگرام فازی نیکل آلومینیوم

# کاربرد هوش مصنوعی در بهینه‌سازی و کنترل کیفیت فرآیندهای جوشکاری: مروری بر پیشرفت‌ها و چالش‌ها

**مجتبی صادقی** [*1]

[*1]دکترا مهندسی مواد و متالورژی، شرکت جهان فولاد سیرجان، سیرجان، ایران (msg8789@yahooo.com)

## چکیده

در سال‌های اخیر، کاربرد هوش مصنوعی (AI) در فرآیندهای جوشکاری به‌عنوان یکی از مؤثرترین رویکردهای بهبود کیفیت و بهره‌وری صنعتی مطرح شده است. هدف این پژوهش، بررسی جامع پیشرفت‌های اخیر در به‌کارگیری الگوریتم‌های هوش مصنوعی برای کنترل، پایش و بهینه‌سازی فرآیندهای جوشکاری مختلف از جمله جوشکاری رباتیک و جوشکاری اصطکاکی همزن (FSW) است. در این مقاله، نقش شبکه‌های عصبی مصنوعی، سیستم‌های فازی تطبیقی، الگوریتم‌های ژنتیک، یادگیری عمیق و مدل‌های ترکیبی در پیش‌بینی کیفیت جوش، تشخیص عیوب، و تنظیم بهینه پارامترهای جوش بررسی شده است. مرور منابع نشان می‌دهد که ترکیب مدل‌های یادگیری ماشین با سیستم‌های حسگر پیشرفته باعث ارتقای دقت در پیش‌بینی خواص مکانیکی، کاهش عیوب، و افزایش پایداری فرآیند شده است. همچنین، چالش‌هایی مانند کمبود داده‌های واقعی، نیاز به مدل‌های تعمیم‌پذیر و پیچیدگی محاسباتی همچنان از موانع توسعه صنعتی به‌شمار می‌روند. در پایان، فرصت‌های آینده از جمله استفاده از دوقلوی دیجیتال (Digital Twin) و هوش مصنوعی تعبیه‌شده در ربات‌های جوشکار هوشمند مطرح شده است.

**کلمات کلیدی:** هوش مصنوعی، یادگیری ماشین، جوشکاری رباتیک، جوشکاری همزن اصطکاکی، دوقلوی دیجیتال.

---

## مقدمه

فرآیندهای جوشکاری به‌عنوان یکی از حیاتی‌ترین فناوری‌های ساخت و تولید، نقشی بنیادین در صنایع گوناگون از جمله خودروسازی، هوافضا، انرژی و ساخت تجهیزات سنگین ایفا می‌کنند. کنترل دقیق پارامترهای جوش مانند جریان، ولتاژ، سرعت تغذیه و دمای موضعی، تعیین‌کننده کیفیت نهایی اتصال و خواص مکانیکی آن است [۱]. با این حال، ماهیت غیرخطی و پیچیده پدیده‌های حرارتی و متالورژیکی در حین جوشکاری باعث می‌شود کنترل بهینه فرآیند به‌صورت سنتی دشوار باشد [۲].

در دهه اخیر، پیشرفت‌های سریع در حوزه هوش مصنوعی[1] و یادگیری ماشین[2] موجب تحول چشمگیری در تحلیل، کنترل و پیش‌بینی کیفیت فرآیندهای جوشکاری شده است [۳]. الگوریتم‌های یادگیری نظارتی و غیرنظارتی، شبکه‌های عصبی مصنوعی(ANN)، سیستم‌های فازی تطبیقی(ANFIS)، الگوریتم‌های ژنتیک (GA) و مدل‌های یادگیری عمیق (DL) ابزارهایی هستند که اکنون در صنایع جوشکاری برای پیش‌بینی کیفیت اتصال، شناسایی عیوب در زمان واقعی و تنظیم خودکار پارامترهای جوش به‌کار گرفته می‌شوند [۴-۶].

مطالعات متعددی نشان داده‌اند که استفاده از مدل‌های مبتنی بر داده می‌تواند جایگزین مدل‌های تجربی یا تحلیلی پیچیده گردد و در عین حال دقت بالاتری در پیش‌بینی رفتار فرآیند داشته باشد [۷]. به‌عنوان مثال، نشان داده شده که استفاده از کنترل‌کننده‌های هوشمند در ربات‌های جوشکار موجب افزایش پایداری قوس و کاهش خطاهای انسانی می‌شود [۸]. از سوی دیگر، پژوهش های دیگر در حوزه جوشکاری همزن اصطکاکی[3] (FSW) اثبات کرد که مدل‌های ترکیبی ANN–PSO و ANFIS–GA توانایی پیش‌بینی دقیق استحکام کششی و عیوب زیرسطحی را دارند [۸-۱۰].

[1] Artificial Intelligence - AI
[2] Machine Learning – ML
[3] Friction Stir Welding

یکی از مهم‌ترین مزیت‌های هوش مصنوعی در جوشکاری، توانایی آن در یادگیری از داده‌های تجربی و به‌کارگیری آن برای تصمیم‌گیری بلادرنگ است [۱۰]. برای مثال، در سیستم‌های بینایی ماشین، دوربین‌های حرارتی و حسگرهای نیرو، داده‌های بلادرنگ از حوضچه مذاب دریافت و توسط شبکه‌های عصبی یا مدل‌های یادگیری عمیق تحلیل می‌شوند تا کیفیت جوش در همان لحظه ارزیابی گردد [۱۱]. این قابلیت، مسیر را برای توسعه‌ی سیستم‌های جوشکاری هوشمند[4] هموار ساخته است که بدون دخالت مستقیم اپراتور، قادر به تنظیم خودکار پارامترها و اصلاح خطاها هستند [۱۲].

با وجود پیشرفت‌های چشمگیر، چالش‌های متعددی همچنان پابرجاست. از جمله می‌توان به کمبود داده‌های استاندارد، وابستگی مدل‌ها به نوع ماده و شرایط فرآیند، و دشواری در تعمیم مدل‌های یادگیری عمیق به فرآیندهای صنعتی واقعی اشاره کرد [۱۳]. علاوه بر آن، نیاز به شفافیت در مدل‌های تصمیم‌گیر و یکپارچگی هوش مصنوعی با سیستم‌های کنترل موجود، موضوعات تحقیقاتی مهمی هستند که در سال‌های آینده توجه بیشتری خواهند یافت [۱۴-۱۵].

در این مقاله، ابتدا کاربردهای هوش مصنوعی در جوشکاری رباتیک و سپس در جوشکاری همزن اصطکاکی بررسی می‌شود. در ادامه، روش‌های مختلف یادگیری ماشین برای پیش‌بینی کیفیت جوش و کنترل پارامترها مقایسه شده و در نهایت، چالش‌ها و فرصت‌های آینده در زمینه‌ی جوشکاری هوشمند تحلیل می‌گردد. هدف نهایی، ارائه تصویری جامع از نقش و ظرفیت هوش مصنوعی در تحول فناوری‌های جوشکاری در راستای صنعت ۴.۰ است.

## مواد و روش پژوهش

این پژوهش به روش مروری ـ تحلیلی انجام شده است. در مرحله نخست، مقالات علمی مرتبط با کاربرد هوش مصنوعی در فرآیندهای جوشکاری از پایگاه‌های **Scie**nceDirect، IEEE Xplore، SpringerLink و Scopus استخراج گردید. سپس داده‌ها بر اساس نوع فرآیند جوشکاری (رباتیک و همزن اصطکاکی) و نوع الگوریتم‌های هوش مصنوعی(ANN[5] ، ANFIS[6]، CNN[7]، GA[8]، PSO[9] و RF[10]) طبقه‌بندی و تحلیل گردیدند. چارچوب تحلیلی پژوهش بر مبنای سه مرحله طراحی شد:

۱- جمع‌آوری داده‌های فرآیندی

۲- مدل‌سازی با الگوریتم‌های هوش مصنوعی

۳- پیش‌بینی کیفیت و تصمیم‌گیری خودکار برای کنترل فرآیند.

## نتایج و بحث

### ۳-۱- نقش هوش مصنوعی در بهینه‌سازی فرآیندهای جوشکاری

نتایج مرور منابع نشان می‌دهد که در دو دهه‌ی اخیر، هوش مصنوعی به‌عنوان ابزاری کلیدی در تحول فناوری جوشکاری شناخته شده است. الگوریتم‌های یادگیری ماشین با تحلیل داده‌های فرآیندی و حسگری توانسته‌اند روابط پیچیده بین پارامترهای ورودی مانند جریان، ولتاژ، دما و سرعت تغذیه با خروجی‌هایی چون نفوذ جوش، عرض حوضچه و کیفیت اتصال را مدل‌سازی نمایند [۸-۹].

[4] Intelligent Welding Systems
[5] ANN (Artificial Neural Network)
[6] ANFIS (Adaptive Neuro-Fuzzy Inference System)
[7] CNN (Convolutional Neural Network)
[8] GA (Genetic Algorithm)
[9] PSO (Particle Swarm Optimization)
[10] RF (Random Forest)

در شکل (۱) ساختار کلی یک سیستم جوشکاری هوشمند نمایش داده شده است. این سیستم شامل سه لایه‌ی اصلی است:

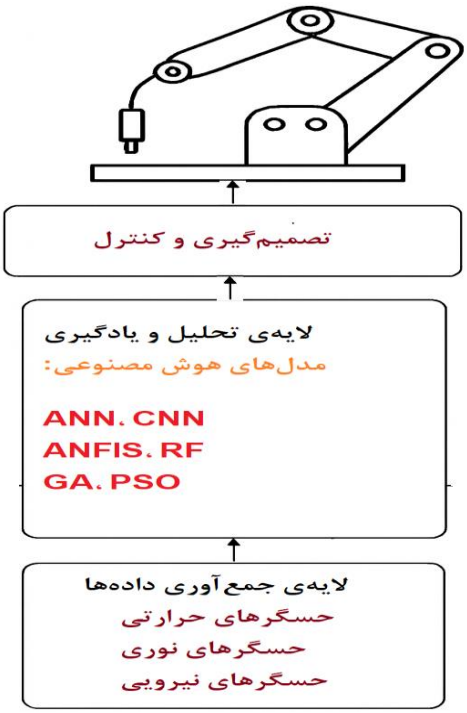
۱- لایه‌ی جمع‌آوری داده‌ها از حسگرهای حرارتی، نوری و نیرویی،

۲- لایه‌ی تحلیل و یادگیری شامل مدل‌های هوش مصنوعی،

۳- لایه‌ی تصمیم‌گیری و کنترل که در آن خروجی مدل برای تنظیم بلادرنگ پارامترهای جوش استفاده می‌شود.

این معماری، پایه‌ی طراحی ربات‌های جوشکار نسل جدید را تشکیل می‌دهد و در اغلب تحقیقات اخیر به عنوان چارچوب مرجع استفاده شده است [۱۰-۱۲].

**شکل ۱- ساختار کلی سیستم جوشکاری هوشمند مبتنی بر هوش مصنوعی[۸].**




### ۳-۲- کاربرد هوش مصنوعی در جوشکاری رباتیک

در جوشکاری رباتیک، کنترل دقیق قوس الکتریکی، پایداری فرآیند و تشخیص بلادرنگ عیوب از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. در گذشته کنترل این فرآیند به روش‌های PID یا فیدبک کلاسیک انجام می‌شد که توانایی انطباق با تغییرات ناگهانی شرایط کاری را نداشتند. امروزه استفاده از شبکه‌های عصبی مصنوعی (ANN) و سیستم‌های فازی–عصبی (ANFIS) موجب بهبود قابل توجه پایداری فرآیند و یکنواختی کیفیت شده است [۵].

بررسی ها نشان داد که استفاده از یک کنترل‌کننده‌ی ANN در ربات MIG توانست میزان نوسان قوس را تا ٪۳۵ کاهش دهد و کیفیت سطح جوش را به‌طور محسوسی ارتقا دهد [۵]. همچنین، الگوریتم‌های CNN و LSTM[11] در سامانه‌های بینایی ماشین برای تحلیل بلادرنگ تصاویر حوضچه‌ی مذاب به کار رفته‌اند؛ طبق گزارش ها این روش دقت شناسایی عیوب سطحی را به بیش از ٪۹۵ رسانده است [۳].

[11] LSTM (Long Short-Term Memory)

در جدول (۱)، خلاصه‌ای از الگوریتم‌های مورد استفاده در کنترل فرآیند جوشکاری رباتیک و نتایج آن‌ها آورده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، ترکیب ANN و ANFIS بهترین عملکرد را در دقت و پایداری فرآیند دارند.

**جدول ۱- مقایسه عملکرد الگوریتم‌های هوش مصنوعی در کنترل فرآیند جوشکاری رباتیک[۱۳-۵].**

| ویژگی کلیدی | دقت پیش‌بینی(%) | متغیر خروجی | داده‌های ورودی | فرآیند جوشکاری | نوع الگوریتم |
|---|---|---|---|---|---|
| تطبیق‌پذیری بالا | ۹۳ | پایداری قوس | جریان، ولتاژ | MIG | ANN |
| دقت بالا در داده‌های کوچک | ۹۵ | عمق نفوذ | دما، نیرو | TIG | ANFIS |
| تحلیل بلادرنگ تصاویر | ۹۶ | تشخیص ترک سطحی | تصویر حرارتی | MIG | CNN |
| تشخیص الگوهای دینامیکی | ۹۱ | ثبات فرآیند | داده‌های زمانی حسگر | لیزری | LSTM |
| تصمیم‌گیری خودکار | ۸۹ | تنظیم خودکار پارامترها | نرخ تغذیه، ولتاژ | MIG | RL |

## ۳-۳- کاربرد هوش مصنوعی در جوشکاری همزن اصطکاکی (FSW)

فرآیند FSW به دلیل ماهیت مکانیکی و بدون ذوب خود، حساسیت بالایی نسبت به پارامترهای ابزار دارد. تنظیم دقیق سرعت چرخش، نیروی محوری و زاویه‌ی ابزار مستقیماً بر کیفیت و خواص مکانیکی اتصال اثر می‌گذارد. در این حوزه، هوش مصنوعی برای مدل‌سازی روابط غیرخطی میان این پارامترها و پاسخ‌های مکانیکی مانند استحکام کششی نهایی (UTS) و سختی منطقه‌ی جوش به‌کار می‌رود.

در بررسی ها مشخص شد که ترکیب ANN–PSO می‌تواند با خطای کمتر از ۲٪ خواص مکانیکی نهایی را پیش‌بینی کند [۹]. همچنین با استفاده از Random Forest و CNN برای تحلیل تصاویر میکروسکوپی ترک‌ها و عیوب داخلی را با دقت ۹۴٪ تشخیص داده شد [۱۰].

در جدول (۲) نتایج مقایسه‌ای الگوریتم‌های مختلف در مدل‌سازی فرآیند FSW ارائه شده است. مطابق این داده‌ها، مدل‌های ترکیبی عملکرد بهتری نسبت به مدل‌های ساده دارند.

**جدول ۲- مقایسه عملکرد الگوریتم‌های هوش مصنوعی در پیش‌بینی خواص مکانیکی جوشکاری FSW [۱۴-۹].**

| مزایا | زمان آموزش(s) | دقت(%) | خروجی‌ها | ورودی‌ها | الگوریتم |
|---|---|---|---|---|---|
| یادگیری سریع | ۵۸ | ۹۳ | استحکام کششی | سرعت چرخش، نیروی محوری | ANN |
| پایداری مدل | ۶۶ | ۹۴ | سختی ناحیه جوش | چرخش و زاویه ابزار | ANFIS |
| دقت بالا، همگرایی سریع | ۷۲ | ۹۸ | UTS | سرعت پیشروی، نیرو، دما | ANN–PSO |
| تحلیل خودکار تصویر | ۱۵۰ | ۹۵ | تشخیص عیوب | تصویر میکروسکوپی جوش | CNN |
| محاسبات سریع‌تر | ۴۵ | ۹۱ | وجود ترک | سیگنال نیرویی، دما | RF |

### ۳-۴- مقایسه جامع و تحلیل عملکرد الگوریتم‌ها

نتایج ترکیبی حاصل نشان می‌دهد که در فرآیندهای جوشکاری، مدل‌های ترکیبی هوش مصنوعی (Hybrid AI) نسبت به مدل‌های منفرد، دقت پیش‌بینی بالاتر و پایداری بیشتری دارند.

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

در این پژوهش، نقش و کاربرد هوش مصنوعی در بهینه‌سازی و کنترل کیفیت فرآیندهای جوشکاری به‌صورت جامع و تحلیلی بررسی شد. نتایج نشان داد که ادغام الگوریتم‌های یادگیری ماشین با فناوری‌های حسگری و کنترل پیشرفته، منجر به شکل‌گیری نسل جدیدی از سیستم‌های جوشکاری هوشمند شده است که قادر به تصمیم‌گیری خودکار و بهبود مستمر عملکرد فرآیند هستند.

در حوزه جوشکاری رباتیک، الگوریتم‌های شبکه‌های عصبی و مدل‌های یادگیری عمیق مانند CNN و LSTM توانسته‌اند دقت تشخیص عیوب سطحی را به بیش از ۹۵ درصد برسانند و پایداری فرآیند را به شکل قابل ملاحظه‌ای افزایش دهند. در مقابل، در جوشکاری همزن اصطکاکی (FSW)، مدل‌های ترکیبی نظیر ANN–PSO و ANFIS–GA بهترین نتایج را در پیش‌بینی خواص مکانیکی نظیر استحکام کششی و سختی ناحیه جوش ارائه کرده‌اند.

تحلیل داده‌های به‌دست‌آمده نشان داد که مدل‌های ترکیبی هوش مصنوعی در مقایسه با مدل‌های ساده، همگرایی سریع‌تر و دقت بالاتری دارند، هرچند زمان آموزش آن‌ها بیشتر است. این مدل‌ها قابلیت شناسایی روابط پیچیده میان پارامترهای فرآیند و کیفیت جوش را دارند و می‌توانند جایگزینی مؤثر برای مدل‌های تجربی سنتی باشند.از سوی دیگر، برخی محدودیت‌ها همچنان پابرجاست. کمبود داده‌های استاندارد، نیاز به مدل‌های قابل تعمیم برای شرایط صنعتی متنوع، و شفاف‌سازی عملکرد مدل‌های تصمیم‌گیرنده از جمله چالش‌های اصلی توسعه هوش مصنوعی در جوشکاری محسوب می‌شود. در مجموع، می‌توان گفت هوش مصنوعی مسیر تحول صنعت جوشکاری را از فرآیندهای سنتی به سامانه‌های خودکار و هوشمند هدایت کرده است . در آینده، استفاده از فناوری‌های نوینی چون دوقلوی دیجیتال (Digital Twin) و هوش مصنوعی تبیینی (Explainable AI) می‌تواند زمینه‌ساز توسعه‌ی کامل سیستم‌های جوشکاری نسل چهارم (Smart Welding 4.0) گردد.

## مراجع

[1] P. K. Rai, S. Kumar, and A. Patel, “Machine learning-assisted weld defect detection in robotic GMAW,” *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 83, pp. 401–412, 2023.
[2] R. Singh and M. Gupta, “Deep learning approaches for arc stability monitoring,” *Welding Journal*, vol. 102, pp. 124–135, 2023.
[3] L. Zhang, H. Zhao, and Y. Chen, “Hybrid intelligent models for welding quality prediction,” *Materials Today: Proceedings*, vol. 62, pp. 1005–1014, 2023.
[4] X. Li, J. Dong, and W. Hu, “ANFIS modeling for TIG welding depth prediction,” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 119, pp. 4279–4291, 2022.
[5] H. Taheri and M. Moallem, “Advancements in control systems and integration of artificial intelligence in welding robots,” *Journal of Manufacturing Systems*, vol. 72, pp. 55–71, 2024.
[6] M. Tanaka, K. Yamamoto, and N. Sato, “CNN-based real-time monitoring of weld pool behavior,” *IEEE Access*, vol. 11, pp. 23560–23572, 2023.
[7] B. Kumar and T. Rajan, “Application of reinforcement learning for adaptive arc welding control,” *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, vol. 86, 102479, 2024.
[8] F. Garcia and M. Moreno, “Integration of machine learning and digital twin for welding process optimization,” *Computers in Industry*, vol. 159, 104991, 2024.

[9] J. Soto-Diaz, L. Martinez, and P. Flores, "A review of artificial intelligence techniques for optimizing friction stir welding processes and predicting mechanical properties," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 95, pp. 88–106, 2025.
[10] A. Jatavallabhula, D. Nair, and R. Dey, "Artificial intelligence for quality assurance in friction stir welding – Opportunities and challenges," *Engineering Research Express*, vol. 7, no. 2, 022402, 2025.
[11] D. Smith and C. Williams, "Real-time weld pool monitoring using deep learning and vision-based sensors," *Sensors and Actuators A: Physical*, vol. 350, 114211, 2024.
[12] N. Ghosh and P. Bandyopadhyay, "Predictive modeling of weld bead geometry using hybrid machine learning," *Materials Characterization*, vol. 204, 112502, 2023.
[13] Y. Wang, H. Zhao, and T. Lin, "Explainable AI models for defect classification in laser welding," *Materials & Design*, vol. 244, 113152, 2025.
[14] M. Torres and K. Rojas, "Data-driven optimization of welding parameters using reinforcement learning," *Journal of Intelligent Manufacturing*, vol. 36, pp. 215–228, 2024.
[15] A. Zhou and T. Wang, "Explainable AI for welding defect detection," *Materials & Design*, vol. 242, 112754, 2025.

https://dorl.net/dor/20.1001.2..1404.8.1.18.9

# مروری بر سازوکارهای تشکیل تخلخل در قطعات تولید شده آلیاژهای آلومینیوم به روش ساخت افزایشی سیم و قوس

**وحید ضیائی لاله[۱]، حبیب حامدزرگری[۲،*]**

[۱] دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران؛ v_ziaeilaleh403@sut.ac.ir

[۲*] استادیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران؛ hhamedzargari@sut.ac.ir

## چکیده

**فرآیند ساخت افزایشی سیم و قوس (WAAM) به‌عنوان یکی از روش‌های مهم تولید افزایشی فلزات (AM) شناخته می‌شود. در این فرآیند، سیم پرکننده به‌وسیله قوس الکتریکی ذوب شده و قطرات فلزی به‌صورت لایه‌به‌لایه در مسیر از پیش تعیین‌شده رسوب می‌کنند. در دهه اخیر، آلیاژهای آلومینیوم تولیدشده با WAAM توجه گسترده‌ای در صنایع مختلف به‌ویژه هوافضا، خودروسازی، دریایی و انرژی به خود جلب کرده‌اند. دلیل این استقبال، ویژگی‌هایی چون راندمان بالای تولید، امکان ساخت قطعات بزرگ بدون محدودیت ابعادی، سبکی، مقاومت در برابر خوردگی و استحکام مکانیکی بالاست. با وجود این مزایا، یکی از چالش‌های جدی در استفاده از WAAM برای آلیاژهای آلومینیوم، پدیده تخلخل است. وجود تخلخل می‌تواند به تمرکز تنش، ایجاد ترک و کاهش استحکام کششی و مقاومت خستگی منجر شود؛ موضوعی که به‌طور مستقیم دامنه کاربردهای صنعتی این فناوری را محدود می‌کند. در این مطالعه، علل و سازوکارهای اصلی تشکیل تخلخل در فرآیند WAAM آلیاژهای آلومینیوم مورد بررسی قرار گرفته‌اند. این موارد شامل منافذ ناشی از حضور هیدروژن، منافذ گازی، حفره‌های انقباضی و تخلخل ناشی از تبخیر عناصر با نقطه جوش پایین هستند.**

**کلمات کلیدی: ساخت افزایشی سیم قوس؛ آلیاژهای آلومینیوم؛ سازوکار تشکیل حفره؛ تخلخل؛ منافذ هیدروژنی**

## مقدمه

آلیاژهای آلومینیوم به دلیل ترکیب منحصربه‌فردی از ویژگی‌ها شامل استحکام ویژه بالا، مقاومت در برابر خوردگی، پایداری حرارتی چشم‌گیر، هدایت الکتریکی مطلوب و وزن سبک، به‌طور گسترده در صنایع مختلف از جمله هوافضا، خودروسازی و کشتی‌سازی مورد استفاده قرار می‌گیرند [۲،۱].

در سال‌های اخیر، تولید قطعات ساختاری از آلیاژهای آلومینیوم پیشرفت‌های قابل توجهی را از نظر پیچیدگی طراحی، دقت ساخت و مقیاس تولید تجربه کرده است .در این میان، فناوری تولید افزودنی (AM) به‌عنوان رویکردی محوری در ارتقای کارایی تولید آلیاژهای آلومینیوم با کیفیت بالا مطرح شده است [۳،۴]. ظرفیت ذاتی AM برای غلبه بر محدودیت‌های سنتی تولید انبوه، این فناوری را به گزینه‌ای سودمند و راهبردی تبدیل کرده است .از جمله مزایای برجسته آن می‌توان به امکان ساخت هندسه‌های پیچیده، تسهیل سفارشی‌سازی سازه‌ها، و کاهش وزن قابل توجه در کنار حفظ استحکام و یکپارچگی ساختاری اشاره کرد. دهه گذشته شاهد افزایش چشم‌گیر توجه پژوهشگران و صنعتگران به تولید افزودنی آلیاژهای آلومینیوم بوده است؛ روندی که نشان‌دهنده جایگاه روبه‌رشد این فناوری در صنایع پیشرفته است.

فرآیند ساخت افزایشی سیم و قوس (WAAM) به‌عنوان یکی از زیرمجموعه‌های مهم در حوزه تولید افزایشی (AM) شناخته می‌شود و مجموعه‌ای از مزایا را ارائه می‌دهد. این مزایا شامل هزینه نسبتاً پایین تجهیزات، نرخ تولید بالا، قابلیت کار با طیف متنوعی از مواد، و امکان ساخت قطعات بزرگ بدون محدودیت‌های ابعادی است [۵-۷]. در این فرآیند، قوس الکتریکی به‌عنوان منبع حرارتی برای ذوب سیم فلزی به کار گرفته می‌شود و مشعل یا بستر جوشکاری مسیر از پیش تعیین‌شده را دنبال می‌کند. پس از تکمیل رسوب‌گذاری هر لایه، عملیات در مسیر جوش بعدی ادامه یافته و در نهایت کل ساختار سه‌بعدی شکل می‌گیرد [۴،۱]. فناوری WAAM علاوه بر بهره‌وری بالا و مقرون‌به‌صرفه بودن تجهیزات، محیط تولیدی انعطاف‌پذیر و بدون محدودیت ابعادی برای ساخت قطعات فراهم می‌آورد. همچنین این فناوری قادر است طیف گسترده‌ای از مواد را پوشش دهد، تحت تأثیر بازتاب مواد قرار نگیرد، و در مقایسه با فرآیندهای مبتنی بر پرتوهای پرانرژی، در شرایط خاص راندمان بالاتری در مصرف انرژی و رسوب مواد نشان دهد. این ویژگی‌ها WAAM را به گزینه‌ای بسیار مناسب برای تولید قطعات ساختاری یکپارچه در مقیاس بزرگ تبدیل کرده‌اند [۸،۶،۴].

فناوری WAAM معمولاً به سه دسته اصلی جوشکاری قوسی تنگستن گاز (GTAW)، جوشکاری قوس پلاسما (PAW) و جوشکاری قوس فلزی گازی (GMAW) تقسیم می‌شود [۸]. به‌منظور کاهش عیوب سطحی ناشی از گرمای ورودی بالای فرآیند GMAW ، فناوری انتقال فلز سرد

(CMT) توسعه یافت. این فناوری با مزایایی همچون ورودی حرارتی پایین، فرآیند جوشکاری پایدار، حداقل پاشش و ایجاد درزهای جوش با کیفیت بالا شناخته می‌شود [۹].

با وجود این، اندازه بزرگ حوضچه مذاب در WAAM همراه با ویژگی‌های خاص آلیاژهای آلومینیوم از جمله حلالیت بالای هیدروژن، احتمال شکل‌گیری تخلخل را در قطعات تولید شده افزایش می‌دهد [۸،۶]. در نتیجه، کاربرد این فناوری در ساخت آلیاژهای آلومینیوم با محدودیت‌های جدی مواجه است. تخلخل ناشی از آلودگی سطح سیم در این آلیاژها نسبت به سایر فلزات مانند تیتانیوم و فولاد زنگ‌نزن بیشتر مشاهده می‌شود [۱۰،۹]. در طول فرآیند خنک‌سازی و انجماد، حلالیت هیدروژن در آلیاژهای آلومینیوم کاهش شدیدی در حدود ۲۰ برابر را تجربه می‌کند که منجر به تشکیل منافذ متعدد هیدروژنی می‌شود [۱۱،۱۰]. علاوه بر این، هدایت حرارتی بالای آلومینیوم در مقایسه با فولاد و تیتانیوم فرصت خروج حباب‌ها را کاهش داده و تشکیل منافذ را تسهیل می‌کند [۶].

مطالعات نشان داده‌اند که وجود تخلخل اثر منفی قابل توجهی بر عمر خستگی مواد دارد [۱۲]. خواص خستگی عمدتاً تحت تأثیر تخلخل‌های سطحی یا زیرسطحی، به‌ویژه منافذ بزرگ قرار می‌گیرند [۱۴،۱۳]. در شرایط بارگذاری دینامیکی، این منافذ می‌توانند گسترش یافته و ترک‌هایی ایجاد کنند که در نهایت منجر به کاهش چشم‌گیر استحکام خستگی می‌شود [۱۵]. افزون بر این، تعداد زیاد عیوب ریز متخلخل در زمینه آلیاژ می‌تواند موجب کاهش ریزسختی آن گردد [۱۶].

شی و همکاران [۱۷] گزارش کرده‌اند که بروز ترک در مواد را می‌توان به نقص‌هایی همچون منافذ و عدم همجوشی نسبت داد. منافذ به‌عنوان نقاط مستعد برای آغاز ترک عمل کرده و می‌توانند به‌طور قابل توجهی خواص مکانیکی نمونه را کاهش دهند [۱۸]. این اثر به‌ویژه زمانی آشکار می‌شود که قطر منافذ از ۵۰ میکرومتر فراتر رود [۲۰،۱۹]. وجود نواحی متخلخل درون ماده، سطح باربری مؤثر قطعه را محدود کرده و موجب تمرکز تنش می‌شود. این افزایش تنش می‌تواند به تشکیل ریزترک‌ها در داخل ماده منجر شود که در نهایت احتمال شکست را افزایش می‌دهد [۲۱].

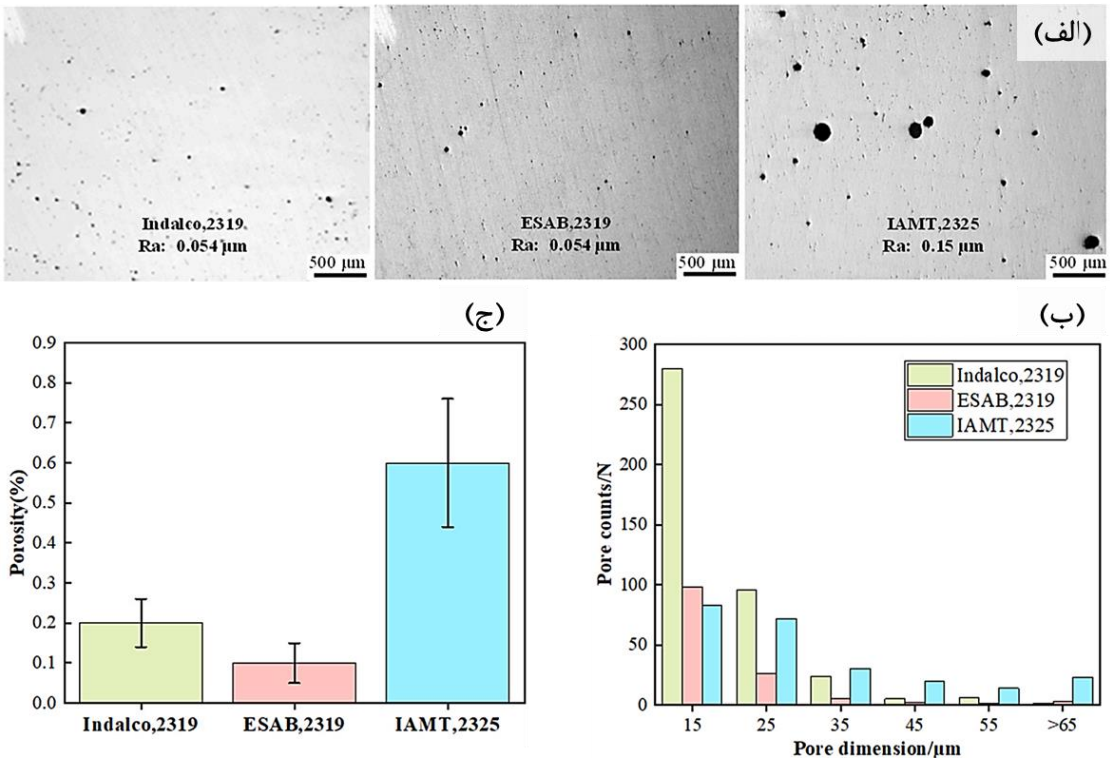
بر اساس یافته‌های ژانگ و همکاران [۲۲]، حضور منافذ در قطعات تولید شده به روش WAAM می‌تواند موجب توزیع ناهموار ریزسختی در لایه‌ها شود و تغییرات ناگهانی سختی در نقاط خاص ایجاد کند. فانگ و همکاران [۲۳] نیز نشان داده‌اند که منافذ عامل اصلی تفاوت در خواص مکانیکی میان نمونه‌هایی هستند که در جهت‌های موازی و عمود ساخته شده‌اند. بنابراین، هدف این مطالعه ارائه بررسی دلایل و سازوکارهای تشکیل تخلخل در قطعات آلومینیومی ساخته شده به روش WAAM است.

## سازوکار تشکیل تخلخل

تخلخل یکی از نقص‌های رایج در آلیاژهای آلومینیوم تولیدشده به روش WAAM است [۱]. انواع اصلی این نقص شامل منافذ هیدروژنی، حفره‌های ناشی از گاز محافظ، حفره‌های انقباضی و تخلخل ناشی از تبخیر عناصر با نقطه جوش پایین می‌باشند [۹]. منافذ گاز محافظ معمولاً از اختلاط گازهای محافظ مانند آرگون و نیتروژن در حوضچه مذاب ایجاد می‌شوند. دو نوع نخست منافذ غالباً شکل منظم و نزدیک به حالت کروی دارند. در مقابل، حفره‌های انقباضی تمایل دارند اشکالی نامنظم و پیچیده با انحناهای تیز و ویژگی‌های ترک مانند ایجاد کنند که می‌تواند منجر به تمرکز بالاتر تنش شود [۱۰،۹،۶]. در مقایسه با منافذ کروی، حفره‌های انقباضی به دلیل مورفولوژی نامنظم خود که اغلب ناشی از پارامترهای نامناسب فرآیند، برنامه‌ریزی مسیر غیردقیق، یا رسوب‌دهی ناپایدار است، اثرات بالقوه مضرتر و جدی‌تری بر خواص مکانیکی دارند [۱۷].

### ۱) منافذ هیدروژن

تشکیل منافذ هیدروژنی به‌عنوان عامل اصلی بروز تخلخل در آلیاژهای آلومینیوم تولیدشده با فناوری WAAM شناخته می‌شود [۲۵،۲۴]. این بخش به بررسی سازوکارهای شکل‌گیری منافذ هیدروژن در طی فرآیندهای WAAM اختصاص دارد. وجود هیدروژن پیش‌شرط اساسی برای ایجاد این نوع تخلخل است [۶،۵،۲]. هیدروژن در آلیاژهای آلومینیوم WAAM عمدتاً از سه منبع سیم‌های فلزی، بستر و رطوبت موجود در هوای محیط منشأ می‌گیرد [۸،۶]. بخشی از محتوای هیدروژن داخلی نیز در جریان ریخته‌گری اولیه فلز ایجاد می‌شود [۴]. عوامل اصلی افزایش میزان هیدروژن شامل حضور مواد ساینده، گریس یا سایر ترکیبات هیدروکربنی بر سطح سیم‌ها هستند [۲۶،۴]. همان‌طور که در شکل (۱) نشان داده شده است، تغییرات در زبری سطح سیم بر میزان هیدروژن موجود در حوضچه مذاب و شکل قوس تأثیرگذار است. سیم‌هایی با کیفیت سطح پایین‌تر تمایل بیشتری به جذب ذرات شن و رطوبت دارند [۲۷]. در نتیجه، هنگام ذوب سیم‌ها توسط قوس الکتریکی، هیدروژن آزاد شده و نرخ تشکیل تخلخل در سازه‌های آلومینیومی تولیدشده با WAAM افزایش می‌یابد [۲۸].




**شکل (۱)- (الف) تصاویر میکروسکوپی نوری از منافذ گاز هیدروژن ناشی از زبری سطح سیم، (ب) نتایج آماری ابعاد و تعداد حفرات و (ج) میزان تخلخل نمونه‌های ساخته شده به روش WAAM از آلیاژهای آلومینیوم [۲۷].**

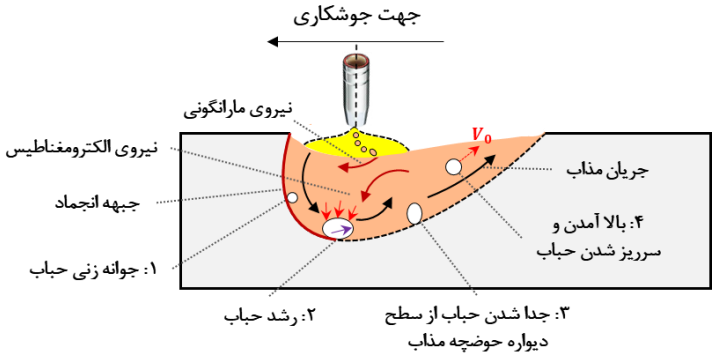
سیم‌های آلومینیومی در صورت عدم استفاده با گذشت زمان تمایل به جذب رطوبت روی سطح خود دارند [۲۶]. افزون بر این، آلومینیوم حتی در دمای اتاق به‌راحتی با اکسیژن و رطوبت محیط واکنش نشان می‌دهد. تماس آلومینیوم با اکسیژن منجر به تشکیل یک لایه نازک از اکسید آلومینیوم ($Al_2O_3$) می‌شود. این لایه در حضور رطوبت اتمسفر دچار هیدراتاسیون شده و در نهایت اکسید هیدروکسید آلومینیوم آمورف ($Al_2O_3 \bullet 3H_2O$) شکل می‌گیرد [۲۹،۲۸].

اگرچه فیلم آلومینا بر سطح آلومینیوم خالص معمولاً متراکم بوده و در محیط‌های خشک به‌راحتی آب جذب نمی‌کند، خواص مکانیکی آلومینیوم خالص غالباً برای کاربردهای صنعتی کافی نیست. به همین دلیل، آلیاژهای آلومینیوم به‌طور گسترده در صنایع مختلف مورد استفاده قرار می‌گیرند. از جمله رایج‌ترین آن‌ها آلیاژهای Al-Mg هستند که در آن‌ها منیزیم تمایل زیادی به واکنش با اکسیژن دارد و در نتیجه فیلمی اکسیدی متشکل از $Al_2O_3$ و MgO تشکیل می‌شود. این لایه اکسیدی ساختاری ضعیف و متخلخل بوده و به‌راحتی آب را جذب می‌کند [۸،۴]. اگرچه منبع هیدروژن ناشی از لایه اکسید آبی را می‌توان با فرآیندهایی مانند عملیات حرارتی کاهش داد، حضور عناصر آلیاژی دیگر می‌تواند بر حلالیت هیدروژن در محلول آلومینیوم تأثیرگذار باشد [۲۴]. از سوی دیگر، رسوب‌گذاری در محیطی با درصد خلوص پایین گاز محافظ از عوامل دیگر تشکیل تخلخل می‌باشد. دمای بالای فرآیند نیز تمایل به جذب همزمان رطوبت دارد و این امر به افزایش محتوای هیدروژن در طول فرآیند WAAM منجر می‌شود [۲۸].

همان‌طور که در شکل (۲) نشان داده شده است، تشکیل حباب‌های هیدروژن در طول فرآیند شامل چهار مرحله اصلی هسته‌زایی، رشد، جدا شدن از دیواره حوضچه مذاب و در نهایت بالا آمدن و سرریز است [۳۰]. این مراحل مجموعاً میزان منافذ باقی‌مانده در نمونه را تعیین کرده و به‌طور مستقیم بر خواص مکانیکی آن تأثیر می‌گذارند. در آلیاژهای آلومینیوم تولید شده با WAAM، ترکیبات حاوی هیدروژن در شرایط دما بالا تجزیه شده و هیدروژن اتمی تولید می‌کنند [۳۱،۲۸]؛ همان‌طور که در معادلات (۱) و (۲) توضیح داده شده است.

هنگامی که میزان هیدروژن موضعی از حد حلالیت آن در فاز مایع آلومینیوم فراتر رود، فلز مایع دچار فوق‌اشباع گازی شده و این وضعیت منجر به هسته‌زایی و رشد منافذ هیدروژنی می‌گردد [۳۲]. لازم به ذکر است که حلالیت هیدروژن در فازهای مایع و جامد آلیاژهای آلومینیوم تفاوت چشم‌گیری دارد؛ به‌طوری‌که مقدار آن در فاز مایع حدود ۰/۶۹ میلی‌لیتر در ۱۰۰ گرم و در فاز جامد تنها ۰/۰۳۶ میلی‌لیتر در ۱۰۰ گرم است (تقریباً

۲۰ برابر اختلاف) [۳۳]. این اختلاف بدان معناست که اگر میزان هیدروژن موجود در مذاب از حد حلالیت آن در فاز جامد بیشتر شود، هیدروژن در جبهه انجماد تجمع یافته و احتمال تشکیل منافذ هیدروژنی افزایش می‌یابد.




**شکل (۲)- طرحواره‌ای از مراحل تشکیل منافذ هیدروژنی در حوضچه مذاب آلیاژهای آلومینیوم [۳۰].**

$$3H_2O + 2Al \rightarrow Al_2O_3 + 3H_2 \qquad H_2 \rightarrow 2[H]^+ \tag{۱}$$

$$Al_2O_3.H_2O \rightarrow Al_2O_3 + 2H_2O + Al \rightarrow Al_2O_3 + [H]^+ \tag{۲}$$

حباب‌هایی که مطابق معادله (۳) شکل می‌گیرند، پس از مرحله هسته‌زایی تمایل به رشد دارند. رشد حباب زمانی رخ می‌دهد که فشار داخلی آن از مجموع فشارهای مقاوم‌کننده شامل فشار اتمسفر و نیروی ناشی از کشش سطحی فراتر رود [۳۰].

$$P_h > 1 + \frac{2\delta_{lg}}{r} \tag{۳}$$

در رابطه (۳)، $P_h$ نشان‌دهنده فشار داخلی منفذ است،$\delta_{lg}$ بیانگر کشش سطحی بین منفذ و فلز مایع و r شعاع انحنای منفذ را مشخص می‌کند. در فرآیند WAAM تغییرات کشش سطحی میان گاز و مایع معمولاً ناچیز در نظر گرفته می‌شود [۳۲]. با اصلاح پارامترهای فرآیند و افزایش فشار قوس، فشار مذاب برای حفظ تعادل نیرو به‌طور یکنواخت افزایش می‌یابد. در نتیجه، حباب تحت فشار مایع تغییر شکل داده و به حالت بیضوی درمی‌آید؛ حالتی که با افزایش شعاع انحنا و کاهش متناظر فشار اضافی همراه است. روش دیگر برای افزایش فشار داخلی حباب، بالا بردن دماست [۳۴]. این شرایط به‌طور کلی رشد منافذ را تسهیل می‌کند.

توانایی حباب برای جدا شدن از دیواره حوضچه مذاب تحت کنترل کشش سطحی میان فلز مایع، فاز گاز و دیواره حوضچه است. این فرآیند با زاویه ترشوندگی ($\theta$) مشخص می‌شود که پارامتر کلیدی در معادله (۴) است. زمانی که زاویه ترشوندگی بزرگ باشد ($\theta > 90^\circ$)، حباب‌ها حتی پس از جدا شدن تمایل دارند دوباره به دیواره بچسبند و باقی بمانند. به دلیل زمان کوتاه گرمایش و سرمایش در فرآیند WAAM احتمال رهایی این حباب‌ها کاهش می‌یابد. در مقابل، هنگامی که زاویه ترشوندگی کوچک‌تر از $90^\circ$ باشد، حباب‌ها به‌طور کامل از دیواره جدا شده و باقی نمی‌مانند. در چنین شرایطی، حساسیت بخش‌های رسوب‌شده نسبت به تشکیل منافذ به‌طور قابل توجهی کاهش می‌یابد [۳۰].

$$\cos\theta = \frac{\delta_{sg} - \delta_{ls}}{\delta_{lg}} \tag{۴}$$

در رابطه ارائه‌شده $\delta_{lg}$ نشان‌دهنده کشش سطحی میان منفذ و فلز مایع، $\delta_{sg}$ بیانگر کشش سطحی میان فاز جامد و گاز و $\delta_{ls}$ کشش سطحی میان فاز مایع و جامد است. به‌طور کلی، کشش سطحی با افزایش دما کاهش می‌یابد [۳۴]. بنابراین، تنظیم پارامترهای فرآیند و اقداماتی که بر دمای سیستم تأثیر می‌گذارند می‌تواند موجب کاهش $\delta_{lg}$ و $\delta_{ls}$ شود. کاهش این مقادیر شعاع انحنای بزرگ‌تری ایجاد کرده و سطح تماس میان منفذ و سطح جداشده را افزایش می‌دهد. این افزایش سطح تماس به‌طور مستقیم موجب افزایش $\delta_{sg}$ می‌شود.

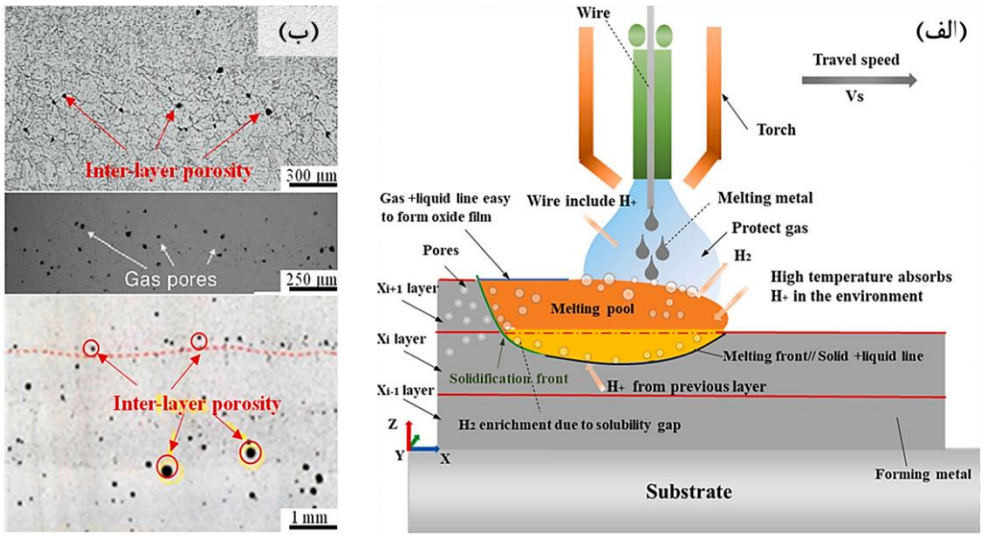
توانایی حباب‌ها برای خروج از فلز مذاب تحت تأثیر اختلاف میان سرعت خنک‌سازی حوضچه مذاب ($V_c$) و سرعت صعود یا ریزش حباب ($V_o$) قرار دارد [۲۵]. اگر $V_c > V_o$، زمان کافی برای سرریز شدن حباب‌ها و تشکیل منافذ وجود نخواهد داشت. در مقابل، اگر $V_o > V_c$، امکان دستیابی به یک

یا چند لایه تک‌پاس بدون منفذ فراهم می‌شود [۳۲]. سرعت خنک‌سازی آلومینیوم در حوضچه مذاب ($V_c$) که به‌عنوان نرخ تبلور آلیاژ نیز شناخته می‌شود، با تنظیم پارامترهای فرآیند قابل کنترل است [۳۱،۹]. از سوی دیگر، نرخ صعود حباب ($V_0$) عمدتاً تحت تأثیر عواملی همچون شعاع انحنای حباب (r)، چگالی مایع ($\rho_1$)، چگالی حباب ($\rho_2$) و ویسکوزیته مایع ($\eta$) قرار دارد؛ همان‌طور که در معادله (۵) نشان داده شده است [۳۵].

$$V_0 = \frac{2}{9}\frac{(\rho_1 - \rho_2)gr^2}{\eta} \qquad (۵)$$

ویسکوزیته مایعات به‌طور مستقیم تحت تأثیر دما قرار دارد؛ به‌گونه‌ای که افزایش دما موجب کاهش ویسکوزیته می‌شود [۹]. در دماهای بالا، سرعت خنک‌سازی حوضچه مذاب ($V_c$) کاهش یافته، ویسکوزیته فلز مایع کمتر می‌شود و شعاع انحنای حباب‌ها افزایش می‌یابد. در نتیجه، سرعت صعود و سرریز حباب‌ها بیشتر شده و احتمال تشکیل منافذ کاهش می‌یابد. با این حال، باید توجه داشت که صرفاً افزایش دمای حوضچه مذاب راهکار مناسبی برای کاهش تخلخل نیست [۳۶،۲۹]. تخلخل در آلیاژهای آلومینیوم تولیدشده به روش WAAM در سراسر نمونه رسوب‌شده مشاهده می‌شود، اما معمولاً در نواحی بین‌لایه‌ای برجسته‌تر است [۳۸،۳۷]. در این نواحی، تعداد منافذ هیدروژنی بیشتر و ابعاد آن‌ها بزرگ‌تر است. همان‌طور که در شکل (۳) نشان داده شده، منافذ هیدروژنی تمایل دارند در فصل مشترک بین لایه‌ها توزیع شوند. در هر رسوب لایه $X_{i+1}$، سطح بالایی $X_i$ به دلیل کاهش انرژی مورد نیاز برای هسته‌زایی حباب، مکان ترجیحی برای تشکیل منافذ محسوب می‌شود [۳۲]. در نتیجه، منافذ غالباً در ناحیه نیمه مذاب بین لایه‌های مجاور شکل می‌گیرند.

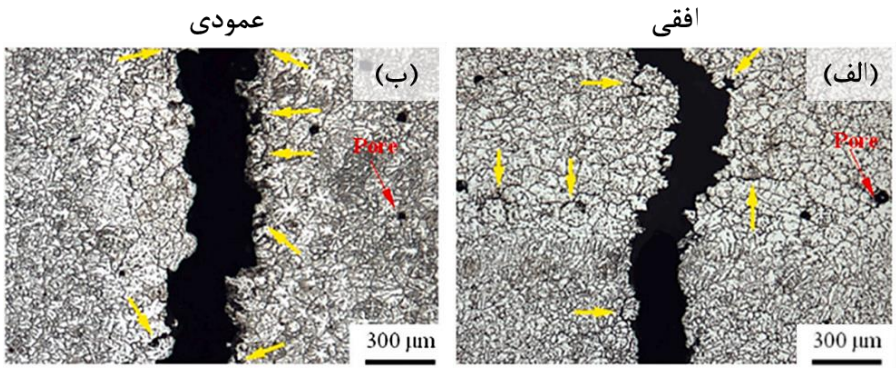
یکی از عوامل کلیدی این است که منافذ ایجادشده در لایه‌های میانی احتمال کمتری برای فرار دارند. این موضوع ناشی از انتقال فاز جامد- مایع میان لایه‌های $X_{i+1}$ و $X_i$ است که منجر به خنک‌سازی سریع‌تر در این ناحیه نسبت به سایر بخش‌های حوضچه مذاب می‌شود. در نتیجه، حباب‌های هیدروژن تشکیل‌شده در این بخش به‌سختی می‌توانند به موقع خارج شوند و به نقص منافذ تبدیل می‌شوند. سطح هر لایه نیز مستعد تجمع منافذ هیدروژنی بیشتری است [۳۹،۲۵]. به‌عنوان نمونه، در لایه $X_{i+1}$ رسوب‌شده، سطح آن که متعلق به فصل مشترک گاز- مایع است، به دلیل سرعت بالاتر خنک‌سازی، شرایطی فراهم می‌کند که بسیاری از حباب‌های ایجادشده بین لایه‌های $X_{i+1}$ و $X_i$ قادر به صعود و سرریز به موقع نیستند. در نتیجه، این حباب‌ها در سطح $X_{i+1}$ باقی مانده و به منافذ تبدیل می‌شوند [۳۷]. هم‌زمان، انجماد سریع سطح لایه $X_{i+1}$ آن را مستعد واکنش با اکسیژن محیط کرده و یک لایه اکسید متراکم ایجاد می‌کند. این لایه اکسیدی مانع خروج حباب‌های هیدروژن شده و به افزایش تخلخل کمک می‌کند [۱۰،۲]. افزون بر این، در جریان رسوب لایه $X_{i+2}$، منافذ به دام افتاده در سطح $X_{i+1}$ می‌توانند به‌عنوان مکان‌های هسته‌زایی برای فازهای غیریکنواخت عمل کنند. همچنین، اکسیدهای موجود در سطح $X_{i+1}$ هنگام ورود به حوضچه مذاب، تشکیل منافذ جدید در ناحیه بین لایه‌های $X_{i+2}$ و $X_{i+1}$ را تسهیل می‌کنند [۴۰].




**شکل (۳)- (الف) طرحواره‌ای از تشکیل تخلخل بین لایه‌ای و (ب) تخلخل بین لایه‌ای آلیاژ آلومینیوم رسوب داده شده به روش WAAM [۲۹].**

ذوب مجدد لایه $X_i$ در طول رسوب لایه $X_{i+1}$ رخ می‌دهد. سطح لایه $X_i$ منافذ ریز هیدروژنی متعددی را حفظ می‌کند که زمان کافی برای خروج و سرریز شدن ندارند. برخی از این منافذ در مجاورت یکدیگر قرار گرفته و به دلیل چگالی بالاتر، دوباره ترکیب شده و رشد می‌کنند تا حباب‌های بزرگ‌تری تشکیل دهند که همچنان به سمت بالا حرکت می‌کنند [۴۱]. با این حال، به دلیل محدودیت ورودی گرما و ظرفیت محدود صعود حباب‌ها، بخشی از این حباب‌های بزرگ‌تر قادر به فرار نیستند و در سطح لایه $X_{i+1}$ به دام می‌افتند؛ موضوعی که منجر به تشکیل منافذ بزرگ‌تر می‌شود [۲۸،۹]. در هنگام رسوب لایه $X_{i+2}$، همین فرآیند تکرار شده و لایه $X_{i+1}$ همان نقش لایه قبلی را ایفا می‌کند. این تکرار فرآیندها موجب شکل‌گیری الگوی مشخصی از توزیع منافذ هیدروژنی در لایه‌های میانی می‌شود. علاوه بر این، منافذ بیشتری در ناحیه بین سیم نخست و زیرلایه تشکیل می‌شوند [۲۷]. دلیل این امر آن است که بستر حاوی غلظت بالاتری از هیدروژن عنصری است. در نتیجه، هنگام تشکیل اولین لایه، حوضچه مذاب غنی از هیدروژن شده و حباب‌های بیشتری ایجاد می‌گردند.

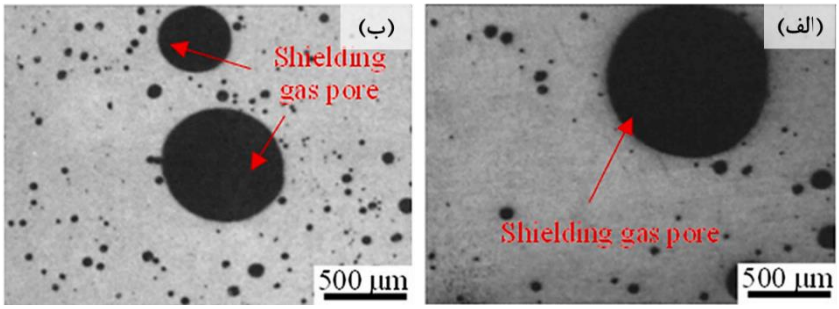
ویژگی‌های توزیع بین‌لایه‌ای منافذ هیدروژن عامل اصلی تفاوت در خواص مکانیکی نمونه‌ها در جهت‌های عمودی و افقی است [۴۲،۳۳،۲۳]. خواص مکانیکی در جهت افقی معمولاً بالاتر از خواص در جهت عمودی گزارش شده‌اند. تأثیر تخلخل بر خواص کششی به کاهش سطح باربری مؤثر نسبت داده می‌شود [۳۹،۱۸،۱۷]. همان‌طور که در شکل (۴) نشان داده شده، منافذ در جهت افقی در طول کشش تغییر شکل اندکی داشته و شکل گرد خود را حفظ می‌کنند. با این وجود، نمونه‌ها مستعد ترک هستند و ترک شکستگی غالباً از طریق منافذ گسترش می‌یابد. گلویی شدن منافذ نزدیک ترک شکستگی نیز به آغاز ترک کمک می‌کند. در مقابل، منافذ در جهت عمودی تحت تنش کششی تغییر شکل قابل توجهی نشان داده و به اشکال نامنظم تبدیل می‌شوند. انتشار ترک‌ها در امتداد این منافذ تغییر شکل‌یافته نسبت به حالت افقی شدت بیشتری دارد. حالت‌های شکست اولیه شامل ترک‌های درون‌دانه‌ای و ترک‌های بین‌دانه‌ای هستند [۴۳]. این اختلاف ناشی از هم‌راستایی جهت کشش در نمونه‌های افقی با جهت توزیع تخلخل است؛ شرایطی که کاهش سطح باربری را به حداقل رسانده و مانع از وقوع پارگی می‌شود. در نمونه‌های عمودی، جهت کشش و جهت توزیع تخلخل عمود بر یکدیگرند و این امر کاهش قابل توجهی در سطح باربری ایجاد می‌کند. در نتیجه، ترک‌ها در امتداد سطح توزیع تخلخل گسترش یافته و خواص مکانیکی کاهش می‌یابند [۳۹].




**شکل (۴)- ترک‌های حاصل از تخلخل در قطعات تولید شده آلومینیومی به روش WAAM در طول آزمون کشش [۴۴].**

### ۲) منافذ ناشی از گاز محافظ

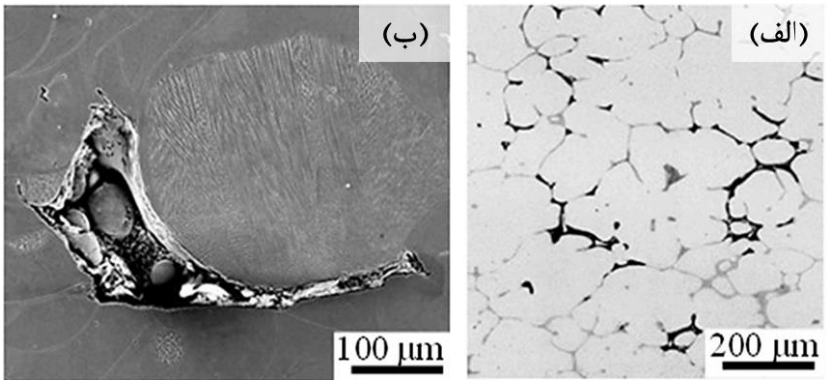
سرعت جریان ناکافی و خلوص پایین گاز محافظ می‌تواند به‌سادگی موجب نوسان سطح حوضچه مذاب شده و در نهایت به تشکیل منافذ ناشی از گاز محافظ منجر شود. دمای بالای قوس نیز می‌تواند سبب حل شدن نیتروژن ($N_2$) موجود در گاز محافظ در فلز مذاب گردد. با آغاز انجماد حوضچه و کاهش دما، حلالیت $N_2$ در فلز مایع به‌طور قابل توجهی کاهش می‌یابد؛ این کاهش در طول فرآیند تبلور شدت بیشتری پیدا می‌کند. در صورتی که $N_2$ نتواند به‌موقع از مذاب خارج شود، معمولاً به شکل منافذ لانه‌زنبوری در سطح لایه رسوب‌شده یا به‌صورت منافذ ریز پراکنده در فلز رسوب‌شده ظاهر می‌شود [۴۵،۲۶]. نکته مهم آن است که تشکیل منافذ ناشی از اختلاط گازهای محافظ (مانند آرگون و نیتروژن) در حوضچه مذاب معمولاً بارزتر بوده و اغلب در نمونه‌هایی با حرارت ورودی کمتر مشاهده می‌شود؛ همان‌طور که در شکل (۵) نشان داده شده است.




**شکل (۵)- تخلخل‌های ناشی از گاز محافظ: (الف) ۱۰۰ درصد آرگون؛ (ب) ۵۰ درصد آرگون به همراه ۵۰ درصد هلیوم [۴۶].**

### ۳) حفره انقباضی

حفره‌های انقباضی در آلیاژهای آلومینیوم عمدتاً به دلیل اختلاف حجم میان فازهای جامد و مایع در طول فرآیند انجماد ایجاد می‌شوند [۱۷]. همان‌طور که حوضچه مذاب تحت خنک‌سازی قرار می‌گیرد، فاز جامد به دلیل ضرایب متفاوت انقباض حرارتی با سرعت بیشتری نسبت به فاز مایع منقبض می‌شود. زمانی که فاز مایع تمایل دارد با همان سرعت فاز جامد جامد شود، تنش‌های کششی از نیروی کشش سطحی در فصل مشترک مایع- جامد فراتر می‌روند و در نتیجه حفره‌هایی میان این دو فاز شکل می‌گیرند [۴۷]. همان‌طور که در شکل (۶) نشان داده شده است، این حفره‌ها معمولاً در مجاورت فازهای اولیه، به‌ویژه دندریت‌های α-Al قرار دارند [۶].




**شکل (۶)- (الف) حفرات انقباضی [۳۰] و (ب) عیب عدم همجوشی [۴۷].**

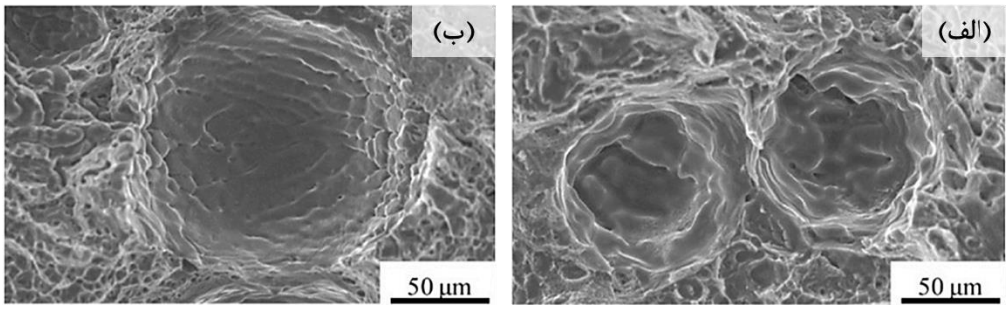
با افزایش تعداد دندریت‌ها و آغاز انجماد موضعی، مقاومت جریان در فاز مایع تشدید شده و این امر به تشکیل منافذ انقباضی منجر می‌شود [۴۸]. علاوه بر این، وقوع منافذ انقباضی تحت تأثیر عواملی همچون تأخیر در پر شدن حوضچه مذاب و محدوده دمایی در طول انجماد آلیاژ آلومینیوم قرار دارد. شی و همکاران [۱۷] در آزمایش‌های تک‌لایه نشان دادند که انتخاب نادرست پارامترهای فرآیند می‌تواند مانع دستیابی آلیاژ آلومینیوم به دمای پیوند متالورژیکی در طول رسوب شود. این وضعیت به کاهش گرمای ورودی در فرآیند رسوب‌گذاری منجر شده و در نهایت نقص همجوشی ایجاد می‌کند. از سوی دیگر، اگر دمای حوضچه مذاب بیش از حد پایین باشد، فلز مایع به سرعت سرد شده و پیش از آنکه فرصت کافی برای پر شدن کامل حفره‌ها داشته باشد، جامد می‌شود؛ در نتیجه حفره‌های انقباضی ناشی از انجماد شکل می‌گیرند. در آزمایش‌های چندکاناله نیز مشاهده شده است که ذوب مجدد مداوم و سرعت پایین خنک‌سازی می‌تواند به تشکیل حفره‌های جمع‌شدگی بین‌دندریتی کمک کند [۲۷].

### ۴) تخلخل ناشی از عناصر فرار

تشکیل منافذ ناشی از تبخیر عناصر آلیاژی مانند منیزیم، روی و لیتیوم یکی دیگر از عوامل مهم در ایجاد تخلخل در آلیاژهای آلومینیوم تولیدشده به روش WAAM است [۸،۲]. همان‌طور که در شکل (۷) نشان داده شده، لی و همکاران [۴۸] دو نوع متمایز تخلخل ناشی از حضور هیدروژن و تخلخل ناشی از کاهش محتوای روی در اثر تبخیر از مواد رسوب یافته آلیاژهای Al-Zn-Mg شناسایی کردند. میزان از دست رفتن روی می‌تواند با

افزایش گرمای ورودی تا حدود ۴۴/۷ درصد برسد. دونگ و همکاران [۴۹] در یک تحلیل مقایسه‌ای از ترکیب شیمیایی آلیاژ Al ۷۰۵۵، کاهش ۱۱/۸ درصدی محتوای روی را گزارش کردند. این تلفات به نقطه جوش پایین روی نسبت داده می‌شود که منجر به تبخیر آن در طول فرآیند WAAM می‌گردد. بخارات حاصل از این تبخیر به‌طور کامل از حوضچه مذاب خارج نشده و پس از انجماد به تشکیل منافذ منجر می‌شوند [۵۰].

در مورد آلیاژهای سری Al ۵۰۰۰، فرآیند WAAM می‌تواند منجر به تلفات منیزیم تا حدود ۲۰ درصد شود؛ تبخیر این عنصر عمدتاً تحت تأثیر میزان گرمای ورودی قرار دارد [۲۵،۶،۴]. شایان ذکر است که اثرات ناشی از کاهش عناصر آلیاژی و تغییر ترکیب شیمیایی بر خواص مکانیکی، اغلب بیش از تأثیر مستقیم منافذ ناشی از این تلفات مورد توجه قرار گرفته است [۶].




**شکل (۷)- متمایز بین هندسه تخلخل در نمونه آلیاژی Al-Zn-Mg: (الف) تخلخل تبخیر روی و (ب) منافذ هیدروژنی [۴۸].**

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

تخلخل در قطعات آلومینیومی تولید شده به روش WAAM در درجه نخست به اختلاف حلالیت هیدروژن میان فازهای مایع و جامد و همچنین تغییرات حجمی این فازها در طول انجماد و انقباض مرتبط است. شرایط قوس، پارامترهای فرآیندی و محیط گاز محافظ نیز می‌توانند بر مورفولوژی و میزان تخلخل در محصول نهایی اثرگذار باشند. منافذ هیدروژنی، که به دلیل اختلاف قابل توجه حلالیت هیدروژن میان فازهای مایع و جامد ایجاد می‌شوند، بیشترین سهم از عیوب تخلخل را تشکیل داده و اغلب با الگوی توزیع بین‌لایه‌ای همراه هستند. در کنار آن، منافذ ناشی از گاز محافظ زمانی شکل می‌گیرند که خلوص گاز ناکافی باشد. همچنین، حفره‌های انقباضی در اثر اختلاف حجم میان فازهای جامد و مایع در طول انجماد پدید می‌آیند و تبخیر عناصر آلیاژی با نقطه جوش پایین مانند Mg، Li و Zn نیز علاوه بر ایجاد منافذ، به دلیل تغییر ترکیب شیمیایی آلیاژ، اثر قابل توجهی بر خواص مکانیکی دارد. به‌طور کلی، تخلخل در آلیاژهای آلومینیوم WAAM نتیجه ترکیبی از این عوامل است و می‌تواند خواص مکانیکی قطعات را به‌طور جدی تحت تأثیر قرار دهد. با این حال، بهینه‌سازی پارامترهای فرآیندی، استفاده از روش‌های هیبریدی و اجرای عملیات پس‌فرآیندی راهکارهایی هستند که امکان کاهش یا حتی حذف این عیوب را فراهم می‌کنند. بنابراین، درک دقیق سازوکارهای تشکیل تخلخل و کنترل آن‌ها علاوه بر اینکه برای ارتقای کیفیت قطعات تولیدی ضروری است، بلکه مسیر توسعه کاربردهای صنعتی فناوری WAAM در آلیاژهای آلومینیوم را نیز هموار می‌سازد.

## مراجع

[1] S. Fan *et al.*, “A review of high-strength aluminum copper alloys fabricated by wire arc additive manufacturing: microstructure, properties, defects, and post-processing”, *J Mater Eng Perform*, vol. 32, pp. 8517–8540, 2023.

[2] S. Thapliyal, “Challenges associated with the wire arc additive manufacturing (WAAM) of aluminum alloys”, *Mater Res Express*, vol. 6, p. 112006, 2019.

[3] G. C. Liu, J. Xiong, and L. Tang, “Microstructure and mechanical properties of 2219 aluminum alloy fabricated by double-electrode gas metal arc additive manufacturing”, *Addit Manuf*, vol. 35, p. 101375, 2020.

[4] M. S. Kenevisi, Y. F. Yu, and F. Lin, "A review on additive manufacturing of Al-Cu (2xxx) aluminium alloys, processes and defects", *Mater Sci Technol*, vol. 37, pp. 805–829, 2021.
[5] C. R. Cunningham et al., "Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing", *Addit Manuf*, vol. 22, pp. 672–686, 2018.
[6] G. Langelandsvik *et al.*, "Review of aluminum alloy development for wire arc additive manufacturing", *Materials*, vol. 14, p. 5370, 2021.
[7] J. Xiong and C. F. Wen, "Arc plasma, droplet, and forming behaviors in bypass wire arc-directed energy deposition, Addit", *Manuf*, vol. 70, p. 103558, 2023.
[8] B. O. Omiyale *et al.*, "Wire arc additive manufacturing of aluminium alloys for aerospace and automotive applications: a review, Mater", *Sci Technol*, vol. 38, pp. 391–408, 2022.
[9] J. Gu, M. Gao *et al.*, "Pore formation and evolution in wire + arc additively manufactured 2319 Al alloy, Addit", *Manuf*, vol. 30, p. 100900, 2019.
[10] B. Wu *et al.*, "A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement," *J Manuf Process*, vol. 35, pp. 127–139, 2018.
[11] F. Wang *et al.*, "Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V", *Met. Mater Trans A*, vol. 44, pp. 968–977, 2012.
[12] P. Li *et al.*, "Quantification of the interaction within defect populations on fatigue behavior in an aluminum alloy," *Acta Mater*, vol. 57, pp. 3539–3548, 2009.
[13] S. Sharma, "Effect of friction stir processing on fatigue behavior of A356 alloy, Scr", *Mater*, vol. 51, pp. 237–241, 2004.
[14] M. Muhammad *et al.*, "A comparative investigation on the microstructure and mechanical properties of additively manufactured aluminum alloys", *Int J Fatigue*, vol. 146, p. 106165, 2021.
[15] H. Toda *et al.*, "Growth behavior of hydrogen micropores in aluminum alloys during high-temperature exposure", *Acta Mater*, vol. 57, pp. 2277–2290, 2009.
[16] J. Gu *et al.*, "The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al–6.3Cu alloy, Mater", *Sci Eng A*, vol. 651, pp. 18–26, 2016.
[17] C. Xie *et al.*, "Defect-correlated fatigue resistance of additively manufactured Al-Mg4.5Mn alloy with in situ micro-rolling", *J Mater Process Tech*, vol. 291, p. 117039, 2021.
[18] C. He *et al.*, "Improvement of microstructure and fatigue performance of wire-arc additive manufactured 4043 aluminum alloy assisted by interlayer friction stir processing", *J Mater Sci Technol*, vol. 133, pp. 183–194, 2023.
[19] H. Mayer *et al.*, "Influence of porosity on the fatigue limit of die cast magnesium and aluminium alloys", *Int J Fatigue*, vol. 25, pp. 245–256, 2003.
[20] L. Sheridan *et al.*, "Relating porosity to fatigue failure in additively manufactured alloy 718, Mater", *Sci Eng A*, vol. 727, pp. 170–176, 2018.
[21] D. Liu *et al.*, "Formation mechanism of Al-Zn-MgCu alloy fabricated by laser-arc hybrid additive manufacturing: Microstructure evaluation and mechanical properties", *Addit Manuf*, vol. 50, p. 102554, 2022.
[22] Z. Zhang *et al.*, "Effect of laser power on the microstructure and mechanical properties of 2319-Al fabricated by wire-based additive manufacturing", *J Mater Eng Perform*, vol. 30, pp. 6640–6649, 2021.
[23] X. Fang *et al.*, "Wire and arc additive manufacturing of high-strength Al–Zn–Mg aluminum alloy, Front", *Mater*, vol. 8, p. 656429, 2021.

[24] Y. Liu *et al.*, "Microstructures and properties of Al-Mg alloys manufactured by WAAM-CMT", *Materials*, vol. 15, p. 5460, 2022.
[25] C. Zhu *et al.*, "Characteristics and formation mechanism of sidewall pores in NG-GMAW of 5083 Al-alloy", *J Mater Process Tech*, vol. 238, pp. 274–283, 2016.
[26] Y. Wu and R. Kovacevic, "Mechanically assisted droplet transfer process in gas metal arc welding, Proc", *Inst Mech Eng Part B*, pp. 555–564, 2002.
[27] Q. Li *et al.*, "Influence of arc mode and wire properties on porosity of additively manufactured Al-6.3Cu alloy", *Guti. Huojian. Jishu*. 42 (2019) 801–807.
[28] B. Cong, J. Ding, and S. Williams, "Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured Al-6.3%Cu alloy", *Int J Adv Manuf Tech*, vol. 76, pp. 1593–1606, 2014.
[29] B. Q. Cong and J. L. Ding, "Influence of CMT Process on Porosity of Wire Arc Additive Manufactured Al-Cu Alloy, Rare", *Met. Mat Eng*, vol. 43, pp. 3149–3153, 2014.
[30] H. Yi *et al.*, "Porosity in wire-arc directed energy deposition of aluminum alloys: Formation mechanisms, influencing factors and inhibition strategies", *Additi. Manuf.*, 84 (2024) 104108.
[31] E. M. Ryan *et al.*, "The influence of build parameters and wire batch on porosity of wire and arc additive manufactured aluminium alloy 2319", *J Mater Process Tech*, vol. 262, pp. 577–584, 2018.
[32] H. Zheng *et al.*, "Analysis of pore in Ti-6Al-4V UHF pulsed GTAW welds", *Hanjie Xuebao*, vol. 38, pp. 37-40 130, 2017.
[33] J. Gu *et al.*, "Influence of deposition strategy of structural interface on microstructures and mechanical properties of additively manufactured Al alloy, Addit", *Manuf*, vol. 34, p. 101370, 2020.
[34] B. J. Qi *et al.*, "The effect of arc behavior on weld geometry by high-frequency pulse GTAW process with 0Cr18Ni9Ti stainless steel", *Int J Adv Manuf Tech*, vol. 66, pp. 1545–1553, 2013.
[35] Y. Feng *et al.*, "The effects of low frequency on the microstructure and mechanical properties of high-strength al-mg aluminum alloys by wire and double-pulsed arc additive manufacturing", *J Mater Eng Perform*, vol. 27, pp. 5591–5604, 2018.
[36] B. Q. Cong *et al.*, "Porosity control of wire plus arc additively manufactured Al-6.3Cu alloy deposition using AC-GTAW process", *Rare Met. Mat Eng*, vol. 46, pp. 1359–1364, 2017.
[37] J. Gu *et al.*, "Design and cracking susceptibility of additively manufactured Al-Cu-Mg alloys with tandem wires and pulsed arc", *J Mater Process Tech*, vol. 262, pp. 210–220, 2018.
[38] C. Xue *et al.*, "Improving mechanical properties of wire arc additively manufactured AA2196 Al–Li alloy by controlling solidification defects", *Addit Manuf*, vol. 43, p. 102019, 2021.
[39] J. Y. Bai *et al.*, "Mechanical properties of 2219- Al components produced by additive manufacturing with TIG", *Int J Adv Manuf Tech*, vol. 86, pp. 479–485, 2015.
[40] J. Gu *et al.*, "Micropore evolution in additively manufactured aluminum alloys under heat treatment and inter-layer rolling," *Mater Des*, vol. 186, p. 108288, 2020.
[41] H. Toda *et al.*, "Formation behaviour of blister in cast aluminium alloy", *Int J Cast Met. Res*, vol. 27, pp. 369–377, 2014.
[42] Z. Qi *et al.*, "Microstructure and mechanical properties of double-wire+ arc additively manufactured Al-Cu-Mg alloys", *J Mater Process Tech*, vol. 255, pp. 347–353, 2018.
[43] X. W. Bai *et al.*, "Electromagnetically confined weld-based additive manufacturing", *Procedia CIRP*, vol. 6, pp. 515–520, 2013.
[44] J. Gu *et al.*, "Microstructure, defects, and mechanical properties of wire + arc additively manufactured Al Cu4.3-Mg1.5 alloy, Mater", *Des*, vol. 186, p. 108357, 2020.

[45] Z. Geng *et al.*, "Processing property of variable polarity power in TIG arc welding of aluminium alloys", *Hanjie Xuebao*, pp. 42–47, 1997.
[46] L. Xu *et al.*, "Effect of shielding gas on weld microstructure and porosity sensitivity of high strength aluminum alloy", *Hanjie. Xuebao*. 69-73 (2006) 116.
[47] P. N. Anyalebechi, "Hydrogen-induced gas porosity formation in Al–4.5 wt% Cu–1.4 wt% Mg alloy", *J Mater Sci*, vol. 48, pp. 5342–5353, 2013.
[48] S. Li *et al.*, "Microstructures and mechanical properties of Al–Zn–Mg aluminium alloy samples produced by wire + arc additive manufacturing", *J Mater Res Technol*, vol. 9, pp. 13770–13780, 2020.
[49] B. Dong *et al.*, "Wire arc additive manufacturing of Al-Zn-Mg-Cu alloy: microstructures and mechanical properties," *Addit Manuf*, vol. 36, p. 101447, 2020.
[50] R. Fu *et al.*, "Achieving high strength-ductility of Al-Zn-Mg-Cu alloys via hot-wire arc additive manufacturing enabled by strengthening precipitates", *Addit Manuf*, vol. 58, p. 103042, 2022.

**زیرنویس‌ها**

| مخفف | عبارت کامل |
|---|---|
| AM | Additive manufacturing |
| WAAM | Wire arc additive manufacturing |
| CMT | Cold metal transfer |
| GMAW | Gas metal arc welding |
| GTAW | Gas tungsten arc welding |
| PAW | Plasma arc welding |

https://dorl.net/dor/20.1001.2..1404.8.1.27.8

# تاثیر افزودن سیم سرد آلیاژ آلومینیوم ۴۰۴۳ بر ریزساختار و خواص مکانیکی دیوار نازک فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶L تولید شده به روش ساخت افزایشی سیم و قوس

**وحید ضیائی لاله[۱]، جمال سرتیبی[۲]، حبیب حامدزرگری[۳*]**

[۱] دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران؛ v_ziaeilaleh403@sut.ac.ir

[۲] کارشناس ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران؛ j_sartibi401@sut.ac.ir

[۳*] استادیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران؛ hhamedzargari@sut.ac.ir

## چکیده

فناوری WAAM همراه با سیم سرد (CW-WAAM) علاوه بر افزایش نرخ رسوب جهت افزایش بهره‌وری و آلیاژسازی موضعی، می‌تواند عدم وابستگی انرژی ورودی به نرخ تغذیه سیم را ممکن سازد. همچنین کاهش عمق نفوذ و ناحیه متاثر از حرارت درکنار رقت کمتر از ۲۰ درصد از مزایای دیگر این روش می‌باشد. در این پژوهش دیوار نازک آلیاژی با افزودن سیم سرد آلیاژ آلومینیوم ER۴۰۴۳ به فولاد زنگ نزن آستنیتی ER۳۱۶L توسط روش CW-WAAM با الگوی مشعل رفت و برگشتی ساخته شد. ساخت دیوار نازک با جریان اسمی ۱۲۰ آمپر با قرارگیری زاویه ۴۵ درجه مشعل سیم سرد در ۲۲ لایه ساخته شد. مطالعات ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری (OM) نشان داد که در ناحیه میانی دیوار نازک ساخته شده به‌روش CW-WAAM، در اثر نرخ سرمایش پایین و تجمع حرارتی ناشی از رسوب لایه‌ها، دانه‌های ستونی و بزرگ در جهت انتقال حرارت رشد کرده‌اند. درحالی که نواحی پایین و بالای دیواره، اندازه دانه کوچکتری داشتند. همچنین رسوبات غنی از آلومینیوم درون‌دانه‌ها و مرزدانه‌ها به‌طور یکنواخت توزیع نشده‌اند و نیازمند انجام عملیات حرارتی است. این موضوع توسط آزمون کشش و سختی سنجی طی مطالعه خواص مکانیکی دیواره تایید شد. نمونه‌های آزمون کشش علاوه بر این که استحکام بیشتری از خود نشان دادند اما به‌صورت ترد شکستند. بیشترین میزان استحکام کششی مربوط به نمونه تخت (۵۵۴ مگاپاسکال) می‌باشد. نتیجه آزمون ریزسختی نشان داد که افزایش سختی لایه‌های ابتدایی و انتهایی دیواره مرتبط با ریزدانگی ریزساختار می‌باشد. میانگین سختی کل دیواره ۳۲۱ ویکرز است.

**کلمات کلیدی:** ساخت افزایشی سیم قوس؛ سیم سرد؛ فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶L؛ آلیاژ آلومینیوم ۴۰۴۳؛ ریزساختار؛ خواص مکانیکی

## مقدمه

تولید قطعه به‌روش ساخت افزایشی سیم قوس (WAAM) به عنوان یکی از زیر مجموعه‌های AM مزایایی شامل نرخ تولید بالا، تطبیق پذیری کار با انواع مواد و ظرفیت ساخت قطعات در ابعاد بزرگ و هزینه تمام شده مقرون به صرفه‌ای دارد [۱]. این روش متکی بر رسوب مستقیم انرژی (DED) بوده و در مقایسه با فرآیندهای پودری تولید افزایشی مثل همجوشی بستر پودری (PBF) برای تولید قطعات بزرگ از فولاد زنگ نزن مناسب‌تر است [۲]. در این روش سیم جوش، توسط قوس الکتریکی ذوب شده و به حوضچه مذاب منتقل می‌شود و قطعه طراحی شده، لایه به لایه ساخته می‌شود [۳]. این روش شباهت‌های زیادی با جوشکاری چند پاسه، به ویژه در تحلیل‌های مربوط چرخه‌های حرارتی و نحوه انجماد دارد [۴].

فرآیند WAAM در اوایل سال ۱۹۲۶ مطرح شد و به مفهوم " استفاده از قوس الکتریکی به عنوان منبع گرما برای ایجاد اشیاء حجیم با پاشش فلز مذاب روی لایه‌های رسوب‌شده" اشاره دارد، مفهومی که توسط بیکر ثبت اختراع شده است [۴]. فرآیند تولید افزایشی سیم و قوس می‌تواند به‌طور مستقیم قطعات فلزی را تولید و تعمیر کند که زمان و هزینه‌های فرآیندی را کاهش می‌دهد. در مقایسه با فناوری تولید سنتی مانند ریخته گری و آهنگری برای ساخت و تعمیر قطعات فلزی بزرگ و پیچیده، تولید افزایشی هم از نظر فناوری و هم از نظر اقتصادی رقابتی و سودمند است. فرآیند تولید افزایشی سیم و قوس با گرادیان دمایی بالا، نرخ سرمایش بالا و چرخه‌های گرمایش مجدد باعث ایجاد تفاوت‌های ریزساختاری زیادی نسبت به قطعات تولیدی با سایر روش‌ها می‌شود [۵].

استاندارد ASTM 52900، فرآیندهای AM را به عنوان فرآیند ساخت از داده‌های مدل سه‌بعدی، معمولاً به‌صورت لایه به لایه، برخلاف روش‌های تولید کاهشی تعریف می‌کند [۶]. تولید افزایشی قوس سیمی (WAAM) یکی از فرآیندهای AM-DED است که از تغذیه مداوم سیم به قوس

برای ذوب و رسوب مواد روی صفحه زیرلایه یا لایه رسوب شده قبلی استفاده می‌کند. حرکت مشعل جوشکاری یا میز کار یا توسط یک CNC یا ربات کنترل شده توسط کامپیوتر کنترل می‌شود. نرخ رسوب بالای WAAM، آن را برای ساخت قطعات با پیچیدگی متوسط تا کم مناسب می‌کند. این روش به‌طور گسترده در صنایع خودرو، هوافضا و دریایی مورد استفاده قرار گرفته است [۶].

فناوری WAAM معمولاً مبتنی بر نوع روش جوشکاری قوسی تنگستن- گاز (GTAW)، جوشکاری قوسی پلاسما (PAW)، جوشکاری قوسی فلز-گاز (GMAW) و انتقال فلز سرد (CMT) می‌باشد [۷]. جوشکاری قوس فلزی گازی (GMAW) یکی از رایج‌ترین تکنیک‌های جوشکاری برای WAAM است و چندین دهه است که در کاربردهایی مانند مهندسی سطح، روکش‌کاری و تولید افزایشی مورد استفاده قرار گرفته است [۸]. هر کدام از روش‌ها مزایا و محدودیت‌هایی از جمله حرارت ورودی، نرخ خنک‌کننده و ریزساختار حاصل دارند. در میان این موارد، فرآیندهای WAAM مبتنی بر GMAW و GTAW به‌دلیل سادگی و مقرون به صرفه بودن، بیشترین کاربرد را دارند. با این حال، معمولاً شامل حرارت ورودی بالا و نرخ خنک‌کننده کندتر بوده که منجر به تشکیل دانه‌های بزرگ ستونی و ناهمسانگردی خواص در مقایسه با جوشکاری با پرتو لیزری LW می‌شوند [۳].

با توجه به قابلیت ترکیب سیم جوش‌ها طی فرآیند WAAM، امکان آلیاژ سازی و تولید قطعات درجه بندی شده یا هدفمند به‌صورت دوفلزی یا چند فلزی در ابعاد بزرگ برای کاربردهای خاص طراحی شده، امکان پذیر است [۹].

تاریخچه حرارتی در ساخت اجزای فلزی از SS۳۱۶L توسط فرآیند WAAM نقش مهمی در کنترل ریزساختار، مانند نسبت فازهای آستنیت و فریت، ایفا می‌کند. بنابراین، کنترل ریزساختار با کنترل پارامترهای فرآیند امکان‌پذیر است. اصلاح ترکیبات مواد، مانند استفاده از سیم‌های دوتایی، یکی دیگر از رویکردهای مؤثر برای دستیابی به ریزساختارهای نهایی مطلوب است. عملیات حرارتی محدود پس از جوشکاری نیز می‌تواند به‌طور قابل توجهی ریزساختار نهایی را تحت تأثیر قرار داده و تغییر دهد. بنابراین، برای دستیابی به ریزساختارهای مطلوب در قطعات فولاد زنگ نزن ساخته شده به‌روش WAAM، درک کامل رفتارهای انجماد و تغییرات فازی در چرخه‌های حرارتی پیچیده WAAM و همبستگی بین ترکیبات مواد، پارامترهای فرآیند، متغییرهای عملیات حرارتی و ریزساختار نهایی بسیار ضروری است [۱۰].

در فرآیند WAAM جهت افزایش نرخ رسوب از سیم سرد (CW) بدون اعمال مستقیم انرژی الکتریکی به عنوان سیم تغذیه وارد ناحیه قوس می‌شود. این فناوری منجر به کاهش عمق نفوذ، رقت و ناحیه متاثر از حرارت (HAZ) شده و در عین حال موجب بهبود دقت هندسی مهره‌های جوش می‌گردد. در این راستا، کنترل توان قوس و سرعت حرکت به‌عنوان دو روش مؤثر در تنظیم ابعاد لایه‌های رسوبی معرفی شده‌اند. بهره‌گیری از این روش‌ها نه‌تنها موجب افزایش نرخ رسوب تا ۹/۵۷ کیلوگرم بر ساعت می‌شود، بلکه میزان رقیق‌سازی را نیز به کمتر از ۱۰ درصد کاهش می‌دهد، که برای تولید قطعات فلزی با کیفیت بالا و خواص مکانیکی مطلوب در فرآیندهای WAAM، بسیار حائز اهمیت است [۱۱].

فولادهای زنگ نزن دسته‌ای از آلیاژهای پایه آهن هستند که به‌دلیل مقاومت بالای در برابر خوردگی و اکسیداسیون به‌طور گسترده در صنایع مختلفی مورد استفاده قرار می‌گیرند. فولادهای زنگ نزن عموماً دارای ۱۲ تا ۲۷ درصد وزنی کروم و ۱ تا ۲ درصد وزنی منگنز هستند و در برخی از گریدها نیکل و مقدار کمی کربن نیز به آن‌ها اضافه می‌شود [۱۲]. ریزساختار و خواص مکانیکی آن حین ساخت افزایشی، تحت تاثیر متغیرهای فرآیندی مثل حرارت ورودی، نرخ سرمایش و انباشت گرما طی لایه نشانی قرار گرفته و با یکدیگر متفاوت‌اند [۱۰]. جوشکاری فولادهای زنگ نزن آستنیتی، در صنایع مرتبط با انرژی، تولید برق و سیستم‌های پتروشیمی، اهمیت بالایی دارد. افزودن نیکل به آلیاژهای Fe-Cr، محدوده پایداری آستنیت در دماهای پایین افزایش می‌یابد. فولادهای زنگ نزن آستنیتی، حاوی حداقل ۱۵ درصد کروم و نیکل برای حفظ ساختار آستنیتی پایدار در محدوده دمایی ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد تا دمای اتاق و بدون تشکیل مارتنزیت هستند [۱۲]. با توجه به ذوب مجدد جزئی مواد مجاور توسط لایه‌های بعدی در فرآیند WAAM، فولادهای زنگ نزن آستنیتی ریزساختارهایی با دانه‌های ستونی آستنیت درشت ناشی از رشد دانه اپیتاکسیال از خود نشان می‌دهند. بدین ترتیب، دانه‌های موجود در مرز، ذوب می‌شوند و بدون تغییر جهت‌گیری کریستالی خود با رشد مطلوب در جهت حداکثر گرادیان دما رشد می‌کنند، که منجر به ایجاد یک بافت ترجیحی در ریزساختار می‌شود. علاوه بر ساختار انجماد آستنیتی اولیه، ریزساختار حاصل نیز به ترکیب شیمیایی حاوی فریت باقیمانده نیز وابسته است. دلیل اصلی ناهمسانگردی در خواص مکانیکی وجود بافت در ریزساختار است [۱۳]. نرخ سرمایش فولادهای زنگ نزن آستنیتی در فرآیندهای جوشکاری خودجوش با چگالی انرژی بالا و DED بین $10^{2}$ تا $10^{5}$ کلوین بر ثانیه متغیر می‌باشد [۱۴]. در این پژوهش تاثیر افزودن آلیاژ آلومینیوم ER۴۰۴۳ به‌صورت CW در ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن آستنیتی ER۳۱۶L طی فرآیند ساخت دیوار نازک به‌روش CW-WAAM بررسی شده است. این مطالعه با هدف افزایش سختی و بهبود احتمالی خواص خوردگی دیوار نازک ساخته شده فولاد ۳۱۶L به روش WAAM انجام شده است.

## مواد و روش پژوهش

در این پژوهش ساخت دیوار نازک بر روی فلز پایه از جنس فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ در ابعاد ۲۰ در ۱۰ در ۱ سانتی متر مکعب انجام شد. از سیم جوش فولاد زنگ نزن آستنیتی ER۳۱۶L با قطر ۱ میلی متر به عنوان سیم گرم (HW) و از سیم جوش آلیاژ آلومینیوم ER۴۰۴۳ با قطر ۰/۸ میلی متر به عنوان سیم سرد (CW) استفاده شد که ترکیب شیمیایی آن‌ها و فلز پایه توسط طیف سنجی نشر نوری مشخص شده و در جدول (۱) شده است. همچنین از گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹ درصد با نرخ L/min ۱۵ به عنوان گاز محافظ استفاده شد.

**جدول (۱)- ترکیب شیمیایی سیم جوش‌ها و فلز پایه مورد استفاده بر حسب درصد وزنی**

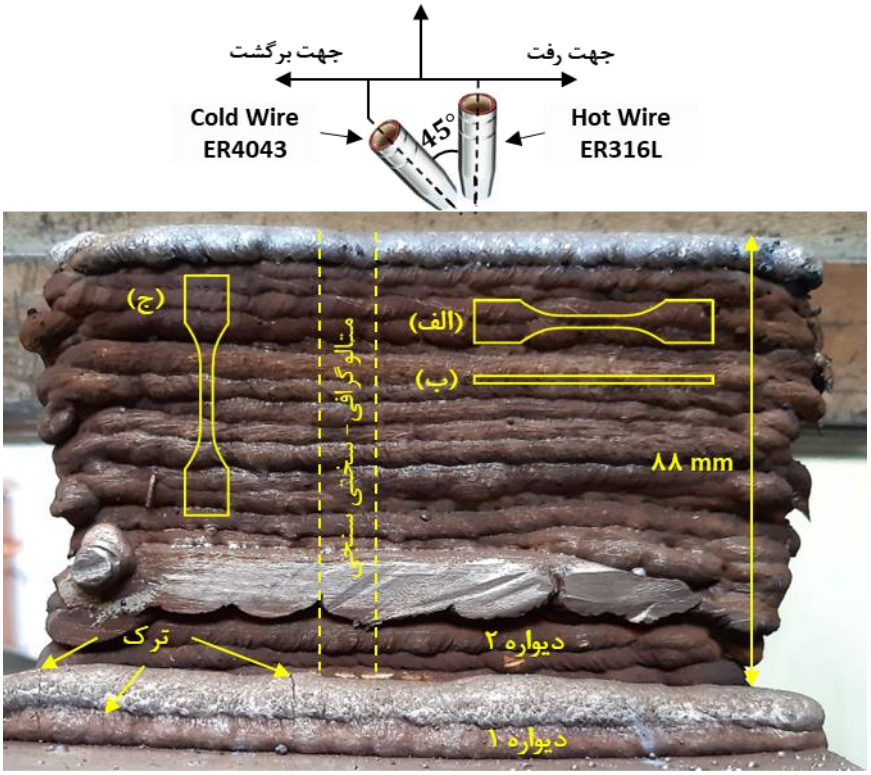
| مواد | C | Si | Mn | Cu | P | S | Ni | Cr | Mo | Ti | Zn | Mg | Al | Fe |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **ER۳۱۶L** | ۰/۰۲ | ۰/۳۳ | ۱/۸۹ | ۰/۱۷ | ۰/۰۴۵ | ۰/۰۰۵ | ۱۲/۰۴ | ۱۷/۳۲ | ۲/۳۶ | - | - | - | - | باقی‌مانده |
| **ER۴۰۴۳** | - | ۵/۵ | ۰/۰۵ | ۰/۳ | - | - | - | - | - | ۰/۲ | ۰/۱ | ۰/۰۵ | باقی‌مانده | ۰/۸ |
| **SS۳۱۶** | ۰/۰۴ | ۰/۵۱ | ۱/۳۲ | ۰/۲۶ | ۰/۰۲۳ | ۰/۰۰۸ | ۱۰/۴۵ | ۱۶/۵۱ | ۲/۱۴ | - | - | - | - | باقی‌مانده |

برای ساخت دیوار نازک از دستگاه جوش پالسی سینرژیک GMAW مدل MERKLE PU520 DW به عنوان منبع جوشکاری برای ذوب سیم گرم در حالت جریان اینترپالسی و از دستگاه جوش GMAW مدل PARSMIG 250 تولیدی شرکت گام الکتریک برای هدایت سیم سرد به حوضچه مذاب استفاده شد. طراحی و ساخت نگه‌دارنده مشعل‌های جوشکاری در زاویه ۴۵ درجه نسبت به هم و حرکت آن‌ها در راستای جهت (X)، برگشت (Y) و ارتفاع (Z) روی گاری ساخت KARA PEG1 Tractor استفاده شد.

مطابق شکل (۱) دیواره نازک فولادی در ۲۲ لایه به ارتفاع ۸۸ میلی متر با جریان و ولتاژ اسمی ۱۲۰ آمپر و ۲۰/۶ ولت ساخته شد. نرخ رسوب سیم ER۳۱۶L و ER۴۰۴۳ به ترتیب برابر ۶/۴ و ۱/۵ میلی متر بر ثانیه می‌باشد. ارتفاع رسوب هر لایه تقریبا ۴ میلی‌متر بوده و ارتفاع کلی دیواره پس از رسوب ۲۲ لایه ۸۸ میلی‌متر شد. ارتفاع کلاهک نازل از سطح فلز پایه ۱۵ میلی‌متر در نظر گرفته شد که به ازای افزایش هر لایه، ۴ میلی‌متر به آن افزوده می‌شد. همچنین جوشکاری با سرعت خطی ۰/۱۷ متر بر دقیقه با الگوی حرکت مشعل‌ها به صورت رفت و برگشتی انتخاب شد. در حین لایه نشانی زمان بین پاسی متغیر (در حدود ۳ تا ۵ دقیقه) و دمای بین پاسی ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد در نظر گرفته شد. سنگ زنی مشاهده شده در لایه ۷ دیوار نازک مطابق شکل (۱)، جهت رفع عیب سرریز ذوب ناشی از تغییر جزئی مسیر حرکت مشعل‌های جوش از لایه زیرین بوده که در اثر خطای انسانی حین ساخت ناشی شده بود.

برای بررسی ریزساختار حاصل از دیواره ساخته شده از مقطع عمود بر لایه‌های آن مطابق ناحیه مشخص شده در شکل (۱) برش زده شده و مراحل متالوگرافی آن به ترتیب از سنباده زنی تا شماره ۵۰۰۰، پولیش کاری توسط خمیر الماسه با اندازه دانه ۱ میکرومتر و حکاکی با محلول ترکیبی 60 ml $H_2O$ + 15 ml HCl + 5 g $FeCl_3$ در مدت زمان ۵ ثانیه انجام شد. سپس ریزساختار آن توسط میکروسکوپ نوری مدل PMG3- OLYMPUS بررسی شد.

به منظور بررسی خواص مکانیکی دیوار نازک ساخته شده از آزمون کشش و ریزسختی استفاده شد که موقعیت نمونه‌های مستخرج از دیواره برای آزمون‌های خواص مکانیکی در شکل (۱) مشخص شده‌اند. نمونه‌های آزمون کشش طبق استاندارد JIS Z 2201-Part7 در حالت افقی، تخت و عمودی توسط وایرکات از دیواره تهیه شدند. آزمون کشش نمونه‌ها توسط دستگاه GOTECH AL-7000-LA10 با نرخ ثابت mm/min ۱ حرکت فک متحرک دستگاه در دمای محیط انجام شدند. ریزسختی سنجی از دیواره ساخته شده توسط دستگاه LECO MDPEL-M400 تحت بار اعمالی gf ۱۰۰ به مدت زمان ۱۵ ثانیه به ازای هر نقطه اثر انجام شد. ریزسختی سنجی به صورت خطی و پراکنده به ازای هر لایه انجام شده است.




**شکل (۱)- دیوار نازک ساخته شده به روش CW-WAAM و تعیین محل استخراج نمونه‌های آزمون کشش و سختی.**

## نتایج و بحث

### (الف) استراتژی ساخت دیوار نازک

ایجاد ترک عرضی و بین دانه‌ای در چند لایه رسوب شده دیواره ۱ (شکل ۱) نشان دهنده تنش‌های پسماند و میزان نرخ تغذیه سیم ER۴۰۴۳ بالا است. این ترک‌ها معمولا در قسمت پایین دیوار نازک ساخته شده به‌روش CW-WAAM ایجاد می‌شوند. همین موضوع باعث شد که دیواره ۲ را با رعایت دمای بین پاسی و تنظیم میزان نرخ تغذیه سیم‌ها ساخته شود. با توجه به نرخ تغذیه متفاوت سیم جوش‌ها نسبت به هم و همچنین تفاوت قطر آن‌ها، پارامترهای فرآیندی به گونه‌ای انتخاب شوند که که ذوب سیم سرد تأثیر قابل توجهی بر اندازه، موقعیت یا دینامیک سیالات داخلی حوضچه جوش نداشته باشد. میزان نرخ تغذیه مناسب سیم جوش‌ها نسبت به هم با توجه به سرعت لایه نشانی، طی آزمون‌های سعی و خطا تعیین شد. با توجه به رابطه مستقیم بین نرخ تغذیه سیم و جریان اعمالی در دستگاه‌های جوش GMAW سینرژیک [۱۵]، جریان رسوب‌گذاری بیش از حد پایین، باعث از دست رفتن مقداری آلومینیوم در نواحی بالای دیواره می‌شود؛ زیرا حوضچه مذاب کوچک با توجه به افزایش نرخ سرمایش در لایه‌های بالایی دیواره، نمی‌تواند قطرات آلومینیوم ذوب شده از سیم سرد را به‌طور کامل حل کند. بنابراین، به عنوان یک ملاحظه عملی در فرآیند WAAM، جریان رسوب‌گذاری کافی برای ذوب کامل و اختلاط سیم‌های پرکننده به منظور دستیابی به ترکیب شیمیایی مورد انتظار برای ساخت ضروری است. همچنین یک حد بالایی برای مقدار جریان رسوب‌گذاری وجود دارد، زیرا جریان‌های بالاتر با توجه به افزایش حرارت ورودی، منجر به رشد و بزرگ‌تر شدن بیش از حد دانه‌ها می‌شود که می‌تواند خاصیت انعطاف‌پذیری ماده را کاهش دهند. بنابراین با توجه به میزان نرخ رسوب سیم‌ها، کسر حجمی آلومینیوم ۴۰۴۳ در دیوار نازک ساخته شده برابر ۲۳/۴ درصد می‌باشد و مابقی آن از فولاد ۳۱۶L تشکیل شده است.

الگوی حرکتی رفت و برگشتی مشعل‌ها با وجود ایجاد هندسه یکنواخت در دیواره کلی، به دلیل ثابت بودن ترتیب قرارگیری دو مشعل حین رفت و برگشت، می‌تواند سبب توزیع غیریکنواخت آلومینیوم در زمینه فولادی شود. الگوی حرکت مشعل‌ها در جهت رفت، باعث می‌شود قطرات مذاب سیم سرد آلومینیوم ER۴۰۴۳ در پشت حوضچه ذوب قرار گرفته و با توجه به چگالی پایین آلومینیوم نسبت به فولاد، حین انجماد، مذاب آلومینیوم در فولاد به‌طور یکنواخت توزیع نشده و ممکن است روی سطح منجمد شود. با این وجود در مسیر برگشت، قطرات مذاب آلومینیوم اضافه شده به

حوضچه جوش در جلوی قوس قرار گرفته و فشار قوس منجر به توزیع یکنواخت آلومینیوم در زمینه فولادی خواهد شد. لازم به ذکر است در جهت برگشت، لایه زیرین آن به واسطه حرارت ورودی بالای قوس نسبت به دمای نقطه ذوب آلومینیوم (۶۶۰ درجه سانتی‌گراد) به‌طور جزئی ذوب شده و آلومینیوم باقیمانده روی سطح توسط فشار قوس در لایه جدید و تا حدودی در لایه زیرین توزیع می‌شود.

توسط این استراتژی ساخت، دیوار نازک ساخته شده به‌روش CW-WAAM، دارای لایه‌هایی با توزیع غیریکواخت آلومینیوم در زمینه فولادی می‌باشند. به‌طوری که کسر حجمی آلومینیوم در لایه رسوب شده در جهت رفت به دلیل اتلاف آن در اثر پاشش زیاد، کمتر از لایه رسوب شده در جهت برگشت می‌باشد و این تفاوت کسر حجمی آلومینیوم در زمینه فولادی منجر به تغییر خواص مکانیکی در جهات مختلف شده و دیوار نازک‌های ساخته شده، خواص ناهمسانگردی از خود نشان می‌دهند. از طرفی توزیع آلومینیوم در بخش پایینی و میانه دیواره در مقایسه با بخش بخش بالایی آن تا حدودی پایدارتر است؛ دلیل آن عدم گرمایش و ذوب مجدد در بخش بالایی تصور می‌شود. در بخش پایینی و میانی دیواره آلیاژی که در لایه‌های قبلی رسوب شده، با رسوب لایه‌های جدید، آن لایه طی چند بار ذوب مجدد می‌شود؛ بخاطر اینکه عمق نفوذ حوضچه جوش چندین لایه رسوب‌شده را در بر می‌گیرد. این کار فرصت لازم را برای مخلوط شدن یکنواخت آلیاژ از نظر ترکیب شیمیایی را می‌دهد. در صورتی که لایه‌های بالایی چرخه‌های حرارتی یکسانی را تجربه نمی‌کنند، بنابراین ترکیب ناهمگن‌تری نسبت به لایه‌های زیرین دارند. لذا برای همگن‌سازی ترکیب شیمیایی در بالاترین بخش دیواره ساخته شده به‌روش CW-WAAM، لایه‌های مورد نظر بدون افزودن سیم سرد آلومینیوم، در جریان‌های پایین‌تر (۹۰A) یک پاس جبران کننده در زمینه فولادی اعمال شد.

**(ب) بررسی ریزساختار دیوار نازک**

شکل (۲) ریزساختار میکروسکوپی نوری از دیوار نازک ساخته شده به‌روش CW-WAAM را نشان می‌دهد. ریزساختار بخش مرکزی دیواره شکل (۲- ج) شامل دانه‌های بزرگ و دندریت‌های ستونی با جهت عمودی هستند که در اثر حرارت ناشی از رسوب لایه بالایی و ذوب مجدد ایجاد شده‌اند. تجمع گرما در دیواره، نرخ سرمایش را کاهش داده و باعث رشد رسوبات درون دانه‌ها می‌شود. لذا می‌توان نتیجه گرفت که دانه‌های هم‌محور تشکیل‌شده در هر لایه، در اثر ذوب و انجماد مجدد با رسوب لایه‌ها رشد کرده و به دانه‌های بزرگ و ستونی تبدیل شده‌اند. خطوط سفید ظریف با رسوبات مرزهای دانه‌ای در دانه‌های ستونی بزرگ وجود دارد که در لایه‌های پایینی و ناحیه بالای دیواره مشهود نیستند. این‌ها احتمالاً بقایای مرز دانه‌ها هستند که پس از رشد دانه‌های ستونی بزرگ باقی مانده‌اند. اگرچه دانه‌های کوچک در طول رشد دانه‌ها احاطه شده‌اند، اما رسوبات در مرز دانه‌ها باقی می‌مانند. بنابراین، پس از حکاکی با محلول اسیدی، نواحی رسوب خطوط را تشکیل می‌دهند.

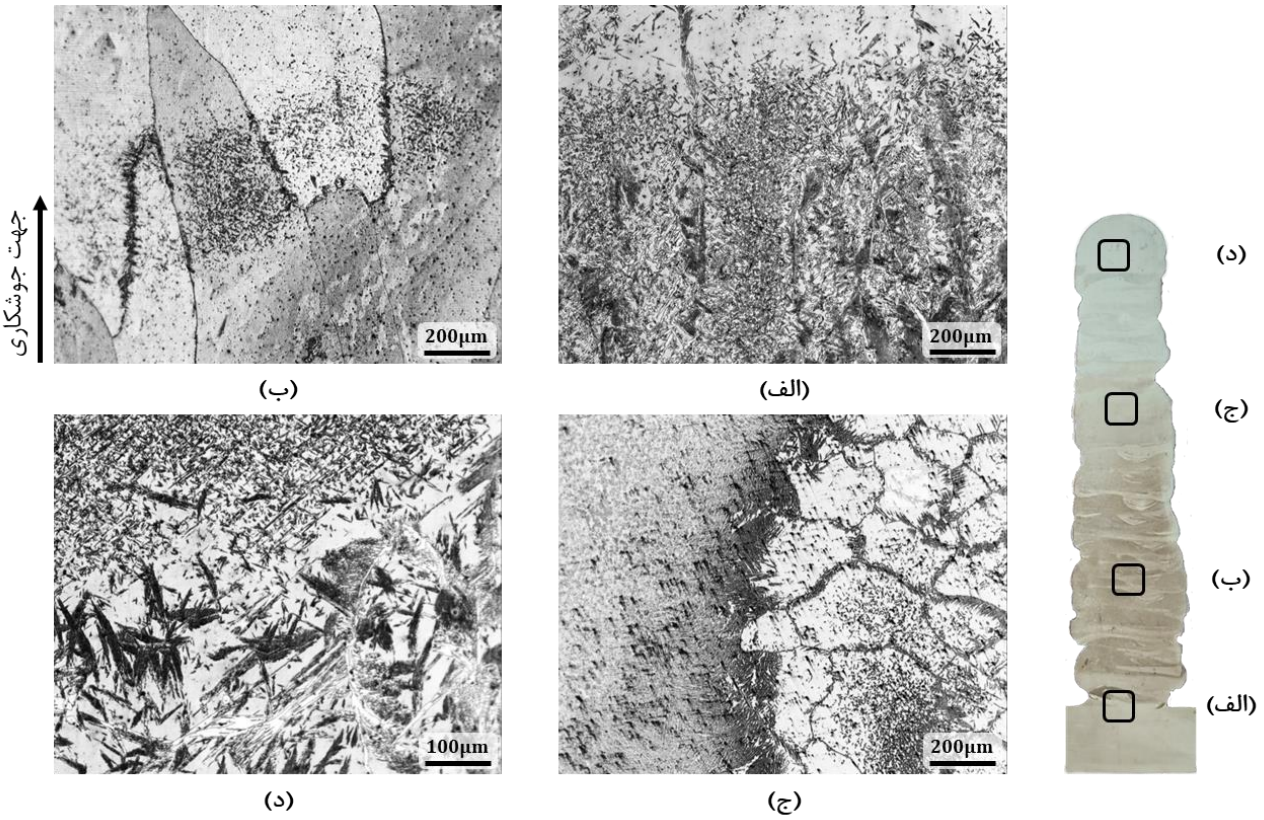
ساختار دانه، اندازه و شکل دانه‌ها در دیواره ساخته شده توسط فرآیند WAAM تحت تأثیر پدیده رشد اپیتاکسیال، پارامترهای انجماد (مانند گرادیان حرارتی مذاب، سرعت انجماد) و تحت انجماد آلیاژ قرار می‌گیرد. رشد دانه ستونی در طول WAAM به‌دلیل گرادیان حرارتی قابل توجه غالب است. ریزساختار تولید شده توسط WAAM معمولاً جهت‌گیری ترجیحی دانه در امتداد جهت <۱۰۰> نشان می‌دهد که منجر به خواص مکانیکی ناهمسانگرد در هر دو جهت ساخت و رسوب می‌شود [۴].

با افزایش حرارت ورودی مقدار G کاهش می‌یابد و با افزایش سرعت سرمایش و سرعت جوشکاری مقدار R بیشتر می‌شود. در نتیجه نسبت G به R کاهش یافته که می‌تواند موجب ایجاد ناحیه‌ی هم محور در امتداد خط مرکزی فلز جوش می‌شود و در این ناحیه رشد ساختار دندریتی و ستونی متوقف می‌شود. اندازه دندریت‌های سوزنی شکل در قسمت پایین دیواره کوچکتر از دندریت‌های میانی آن است. (شکل ۲- الف). تصور می‌شود که این نتیجه رقیق شدن از زیرلایه فولادی باشد که آهن اضافی را به لایه‌های ابتدایی دیواره وارد می‌کند و باعث می‌شود محتوای آلومینیوم در قسمت پایین آن کمتر از نواحی مرکزی باشد. در لایه انتهایی هم با توجه به نرخ سرمایش بالا که ناشی از ایفای نقش اتلاف حرارتی خود دیواره ساخته شده است، دانه‌های هم محور دیده شده‌اند. دندریت‌های سوزنی در شکل (۲- الف و د) در جهت انتقال حرارت کشیده شده‌اند. با توجه به خاصیت فریت‌زایی آلومینیوم، احتمالا دانه‌های بزرگ و ستونی فریت بجای آستنیت در ریزساختار تشکیل شده‌اند (شکل ۲- ب)

دانه‌های هم محور در ناحیه بالای دیواره نسبتاً کوچکتر از دانه‌های ستونی در ناحیه میانی هستند؛ زیرا آخرین لایه دیواره بدون چرخه حرارتی بیشتر رسوب داده می‌شود. بنابراین، رشد دانه‌های ستونی ناحیه میانی متوقف می‌شود و ساختار دانه رسوب یافته در لایه بالایی دست نخورده باقی می‌ماند (شکل ۲- د).

پارامترهای موثر در رشد دانه‌های بزرگ و ستونی حرارت ورودی ناشی از جریان‌های بالاتر و در نظر گرفتن دمای بین پاسی بالاتر در اثر تجمع حرارتی لایه‌های رسوب شده، می‌باشد. نتایج مشاهدات ریزساختاری نشان می‌دهد که در دیواره ساخته شده به‌روش CW-WAAM با جریان اسمی

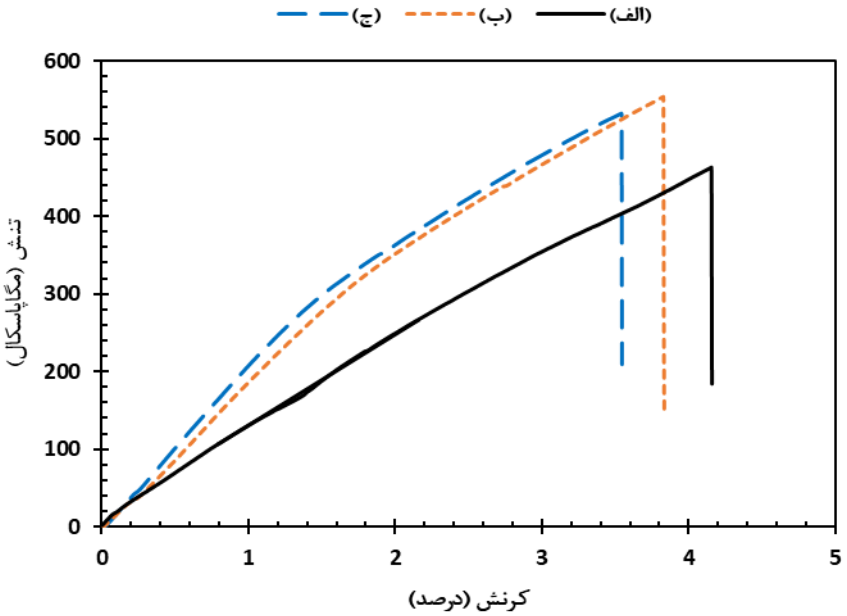
ثابت اعمالی (A ۱۲۰)، رعایت دمای بین پاسی تاثیر قابل توجهی در کاهش اندازه دانه‌های بزرگ و ستونی ندارد. بلکه میزان حرارت ورودی تعیین کننده بوده که با کاهش آن، نرخ سرمایش بالاتر و دانه‌ها فرصت رشد و بزرگ شدن بیشتر را نخواهند داشت.




**شکل (۲)- تصاویر ریزساختاری از بخش‌های مختلف دیوار نازک ساخته شده به روش CW-WAAM.**

### (ج) بررسی خواص مکانیکی دیوار نازک

جهت بررسی خواص مکانیکی دیوار نازک‌های ساخته شده به‌روش CW-WAAM از آزمون کشش و سختی سنجی استفاده شد. شکل (۳) منحنی تغییرات تنش-کرنش نمونه‌های حاصل از آزمون کشش را نشان می‌دهد که به‌صورت کلی تمایل به شکست ترد داشته و منطقه تغییر شکل پلاستیک کوچکی دارند. به عبارت دیگر افزودن آلومینیوم با درصد وزنی مذکور به زمینه فولادی منجر به افزایش استحکام تسلیم و کاهش قابل توجه چقرمگی نمونه‌ها شده است. نمونه افقی (الف) کمترین و نمونه تخت (ب) بیشترین میزان استحکام تسلیم را دارند. همچنین نمونه افقی بیشترین و نمونه عمودی کمترین میزان درصد کرنش را دارند. استحکام کششی نمونه‌های آزمون کشش در جهت ساخت دیواره (عمود بر دانه‌های ستونی) نسبت به جهت عمود بر جهت ساخت بالاتر بوده و ازدیاد طول به‌طور متناظر کاهش یافته است. در نتیجه، اصلاح ریزساختار آلیاژ ساخته شده با روش‌های عملیات حرارتی برای دستیابی به خواص مکانیکی همگن‌تر ضروری است. وجود رسوبات غنی از آلومینیوم به افزایش استحکام ماده کمک می‌کند. رسوبات غنی از آلومینیوم با تشکیل مرزهای دانه جدید و ریز شدن دانه‌های بزرگ، به‌طور همزمان به بهبود شکل‌پذیری آلیاژهای $Fe_3Al$ کمک می‌کنند. طی تحقیقات مشاهده شده است که رسوبات غنی از آلومینیوم $D0_3$-$Fe_3Al$ در زمینه $B_2$ باعث سخت شدن رسوبی آلیاژ پایه $Fe_3Al$ می‌شوند [۱۶]. داده‌های حاصل از منحنی‌های تنش-کرنش نمونه‌ها در جدول (۲) لیست شده است.



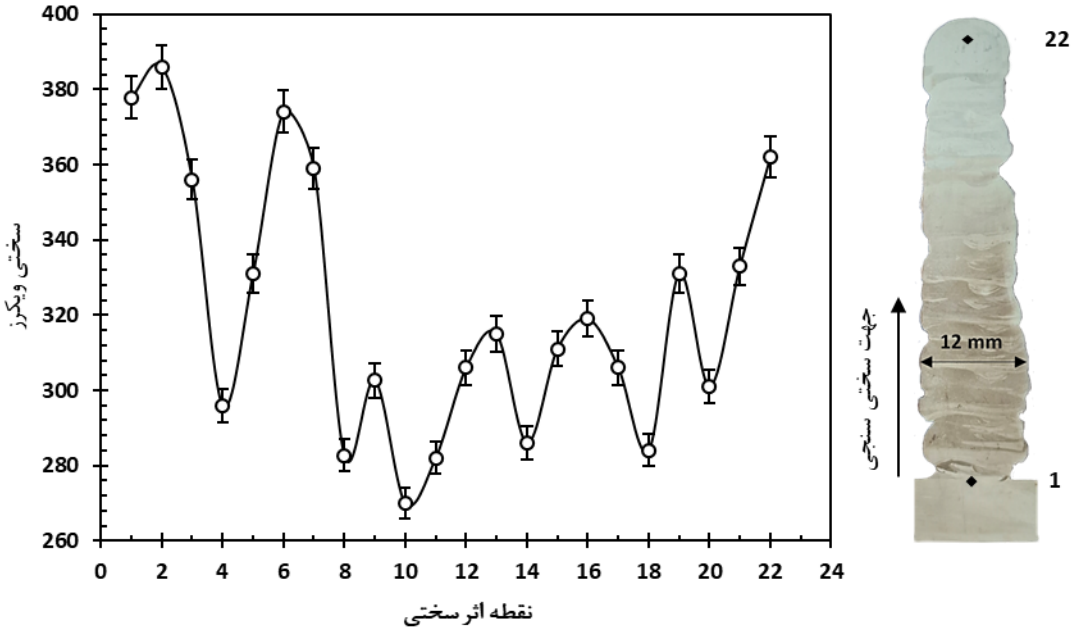

**شکل (۳)- نمودارهای حاصل از آزمون کشش دیوار نازک ساخته شده: (الف) منحنی نمونه افقی، (ب) تخت و (ج) عمودی.**

**جدول (۲)- داده‌های حاصل از آزمون کشش نمونه‌ها**

| نمونه | استحکام کششی (مگاپاسکال) | استحکام تسلیم ۰/۲ درصد (مگاپاسکال) | درصد کرنش شکست |
|---|---|---|---|
| (الف) | ۴۶۳ | ۳۴۱ | ۴/۲ |
| (ب) | ۵۵۴ | ۳۶۷ | ۳/۸ |
| (ج) | ۵۳۳ | ۳۴۲ | ۳/۵ |

میزان سختی نواحی مختلف دیواره ساخته شده به اندازه متوسط دانه آن ناحیه مرتبط است. به‌طوری که نواحی پایین و بالای دیواره به‌دلیل ریزدانگی سختی بیشتری داشته و نواحی مرکزی به‌دلیل دانه‌های ستونی و بزرگ سختی کمتری دارند. دانه‌های ریزتر معمولاً تعداد مرزدانه بیشتری داشته و این امر به‌طور موثر مانع حرکت نابجایی‌ها نسبت به دانه‌های درشت‌تر می‌شود.

در شکل (۴) مقطع عمود بر دیوار نازک‌های ساخته شده را نشان داده شده که جهت ریزسختی سنجی از لایه‌های مختلف آن مشخص شده است. نقاط مشخص شده روی تصاویر صرفا به صورت طرحواره‌ای جهت تعیین حدودی موقعیت فرورنده می‌باشند. سختی دیواره مطابق نمودار شکل (۴) در محدوده ۲۶۸ تا ۳۸۸ ویکرز می باشد که میانگین سختی کل دیوار نازک ساخته شده به‌روش CW-WAAM، در حدود ۳۲۱ ویکرز است. با توجه به افزوده شدن آلیاژ آلومینیوم به صورت سیم سرد و توزیع غیر یکنواخت آن در زمینه فولادی در نقش فاز دوم یا تقویت کننده عمل کرده و با افزایش چگالی رسوب غنی از آلومینیوم، سختی ماده افزایش می‌یابد. به همین دلیل میزان سختی کل دیواره نسبت به دیوار نازک فولادی 316L افزایش پیدا کرده است [۱۷]. بررسی تاثیر افزودن سیم سرد آلیاژ آلومینیوم ۴۰۴۳ بر زمینه فولادی 316L در بهبود خواص خوردگی دیواره ساخته شده در مطالعات بعدی بررسی خواهد شد.




**شکل (۴)- نمودار سختی کل دیوار نازک ساخته شده به روش CW-WAAM با تعیین موقعیت اثر سختی.**

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

نتایج حاصل از این پژوهش به صورت زیر است:

۱- جهت جلوگیری از خواص ناهمسانگردی در دیواره ساخته شده به روش CW-WAAM و کاهش اتلاف سیم آلومینیوم در جهت رفت نسبت به جهت برگشت، از الگوی حرکت رفت و برگشتی مشعل‌ها استفاده شد.

۲- در ناحیه میانی دیوار نازک ساخته شده به‌روش CW-WAAM، در اثر نرخ سرمایش پایین و تجمع حرارتی ناشی از رسوب لایه‌ها، دانه‌های ستونی و بزرگ در جهت انتقال حرارت رشد کرده‌اند. درحالی که نواحی پایین و بالای دیواره، اندازه دانه کوچکتری داشتند.

۳- مطالعات ریزساختاری نشان داد که رسوبات غنی از آلومینیوم درون‌دانه‌ها و مرزدانه‌ها به‌طور یکنواخت توزیع نشده‌اند و نیازمند انجام عملیات حرارتی محدود می باشند. انجام این فرآیند منجر به کاهش خواص ناهمسانگردی نمونه‌ها می‌شود.

۴- نتایج آزمون کشش نشان داد که بیش‌ترین میزان استحکام کششی مربوط به نمونه تخت می‌باشد. همچنین افزودن آلیاژ آلومینیوم ۴۰۴۳ به زمینه فولادی ۳۱۶L منجر به افزایش استحکام تسلیم و کاهش قابل توجه چقرمگی نمونه‌های آزمون کشش (نسبت به خواص دیواره‌های گزارش شده ۳۱۶ در منابع) شده است.

۵- نتایج سختی سنجی نشان داد که دیوار نازک ساخته شده به‌روش CW-WAAM به‌دلیل توزیع رسوبات آلومینیوم در زمینه فولادی، منجر به افزایش سختی دیواره نسبت به دیواره‌های فولادی ۳۱۶L ساخته شده به روش WAAM شده است.

## مراجع

[1] H. Hamed Zargari and V. Ziaei Laleh, “Wire Arc Additive Manufactured Radial Thin Wall: Fabrication Strategy, Macroscopic Defect Control, Microstructure, and Mechanical Properties”, *J. Mater. Eng. Perform.*, (2024), no. Ref 17, pp. 0–10.

[2] C. Sun, et al., “Additive manufacturing for energy: A review”, *Appl. Energy*, (2021), vol. 282.

[3] E. Akbarzadeh, et al., “A sustainable strategy for wire arc additive manufacturing of high-performance

duplex stainless Steel : Microstructural refinement and mechanical anisotropy reduction", *Mater. Sci. Eng. A*, (2025), vol. 943.

[4] A. Rahimi, et al., "CMT wire-arc additive manufacturing of 310 austenitic stainless steel: Microstructure-properties relationships", *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 35, no. (2024), pp. 881–891.

[5] X. Chen, et al., "A Effect of heat treatment on microstructure , mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel 316L using arc additive manufacturing", *Mater. Sci. Eng.*, (2017), vol. 715, no., pp. 307–314.

[6] K. Ujjwal, et al., "Effect of Current Waveforms during Directed Energy Deposition of 4043 Aluminum Alloy on Microstructure, Hardness, and Wear of Alloy", *Materials (Basel)*, (2023), vol. 16, no. 20.

[7] A. Shah, et al., "A Review of the Recent Developments and Challenges in Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) Process", *J. Manuf. Mater. Process.*, (2023), vol. 7, no. 3, pp. 97–127

[8] K. Treutler and V. Wesling, "The current state of research of wire arc additive manufacturing (Waam): A review", *Appl. Sci.*, (2021), vol. 11, no. 18.

[9] J. L. Galán Argumedo, et al., "Functional grading of low alloy steel to 316 L by wire arc additive manufacturing – Microstructural and mechanical characterization of bi-metal interface", *J. Mater. Process. Technol.*, (2024), vol. 325.

[10] W. Jin, et al., "Wire arc additive manufacturing of stainless steels: A review", Mar. *MDPI AG*, (2020).

[11] J. B. Bento, et al., "Process Control Methods in Cold Wire Gas Metal Arc Additive Manufacturing", *Metals (Basel).*, (2023), vol. 13, no. 8.

[12] S. Kou, Welding Metallurgy-2nd, (2003), *A John Wiley & Sons,INC.,Publication*.

[13] V. Laghi, et al., "Tensile properties and microstructural features of 304L austenitic stainless steel produced by wire-and-arc additive manufacturing", *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, (2020), vol. 106, no. 9–10, pp. 3693–3705.

[14] S. Hossein Nedjad, M. Yildiz, and A. Saboori, "Solidification behaviour of austenitic stainless steels during welding and directed energy deposition", *Sci. Technol. Weld. Join.*, (2023), vol. 28, no. 1, pp. 1–17.

[15] V. Ziaei Laleh and H. Hamed Zargari, "Optimization of welding parameters and process strategy of robotic curved steel layer via wire arc additive manufacturing", Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology, (2023).

[16] C. Shen *et al.*, "Influences of postproduction heat treatment on Fe3Al-based iron aluminide fabricated using the wire-arc additive manufacturing process," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, (2018), vol. 97, no. 1–4, pp. 335–344.

[17] C. Sasikumar and R. Oyyaravelu, "Mechanical properties and microstructure of SS316 L created by WAAM based on GMAW," *Mater. Today Commun.*, (2024), vol. 38, no. November 2023, p. 107807.

## زیرنویس‌ها

| مخفف | عبارت کامل |
|---|---|
| AM | Additive manufacturing |
| DED | Directed Energy Deposition |
| WAAM | Wire arc additive manufacturing |
| PBF | Powder bed fusion |
| CNC | Computer numerical control |
| CW | Cold wire |
| GMAW | Gas metal arc welding |
| IP-GMAW | Inter-Pulse-GMAW |
| GTAW | Gas tungsten arc welding |
| PAW | Plasma arc welding |
| LW | Laser welding |
| HAZ | Heat affected zone |
| BM | Base metal |
| WM | Weld metal |
| OM | Optical microscope |

https://dorl.net/dor/20.1001.2..1404.8.1.20.1

# بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی دیوار نازک فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶L تولید شده به روش ساخت افزایشی سیم و قوس

**وحید ضیائی لاله[۱]، حبیب حامدزرگری[۲*]، جمال سرتیبی[۳]**

[۱] دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران؛ v_ziaeilaleh403@sut.ac.ir

[۲*] استادیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران؛ hhamedzargari@sut.ac.ir

[۳] کارشناس ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران؛ j_sartibi401@sut.ac.ir

## چکیده

فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۱۶L به دلیل مقاومت عالی در برابر خوردگی و خواص مکانیکی مناسب، در کاربردهای صنعتی گسترده‌ای مورد استفاده قرار گرفته است. از سوی دیگر، روش ساخت افزایشی سیم و قوس (WAAM) به عنوان یک رویکرد کارآمد برای تولید قطعات متوسط تا بزرگ، با نرخ رسوب بالا و هزینه پایین، پتانسیل بالایی برای ساخت اجزای فلزی ارائه می‌دهد. استراتژی‌های ساخت و الگوی حرکتی مشعل بر ریزساختار و خواص مکانیکی تأثیرگذار است. این مطالعه به بررسی استراتژی ساخت، ریزساختار و خواص مکانیکی دیوار نازک ۳۱۶L ساخته شده به روش WAAM تمرکز دارد. دیوار نازک با استفاده از سیم جوش ER۳۱۶L طی فرآیند جوشکاری قوس فلز با گاز محافظ تحت جریان اینترپالسی (IP-GMAW) در دو استراتژی مختلف با الگوی حرکت مشعل رفت و برگشتی ساخته شد. بهینه سازی پارامترهای جوشکاری و تغییر استراتژی حین ساخت، منجر به تولید موفق دیوار نازک فولادی در ۲۵ لایه شد. تصاویر میکروسکوپی نوری (OM) نشان داد که ریزساختار دیواره متشکل از آستنیت به همراه فریت با دندریت‌های اسکلتی و کرمی شکل می باشد که مورفولوژی تشکیل آن حین انجماد تحت تاثیر کروم به نیکل معادل ($Cr_{eq}/Ni_{eq}$) و نرخ سرمایش می‌باشد. خواص مکانیکی دیواره از طریق آزمون کشش و ریزسختی ارزیابی شد. نمونه افقی (۴۴۶ مگاپاسکال) نسبت به نمونه عمودی (۴۳۱ مگاپاسکال) شکل‌پذیرتر بوده و استحکام کششی بیشتری از خود نشان داد. میانگین سختی کل دیواره ۲۳۴ ویکرز گزارش شد.

**کلمات کلیدی: ساخت افزایشی سیم و قوس؛ دیوار نازک؛ فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶L؛ ریزساختار؛ خواص مکانیکی**

## مقدمه

در دهه‌های اخیر، پیشرفت‌های فناوری منجر به افزایش تقاضا برای روش‌های کارآمد و با حداقل ضایعات برای تولید قطعات سفارشی شده است. این تقاضا باعث توسعه فرآیندهای ساخت افزایشی (AM) شده است، فرآیندی که در آن قطعات به صورت لایه به لایه مستقیماً از طرح‌های دیجیتال ساخته می‌شوند [۱]. روش‌های AM را می‌توان بر اساس شکل ماده اولیه، مانند سیم، پودر فلز و ورق طبقه‌بندی کرد [۲، ۳]. در میان این روش‌ها، ساخت افزایشی سیم قوس (WAAM) به عنوان رسوب مستقیم انرژی (DED)، به عنوان یکی از مهم‌ترین زیرمجموعه AM شناخته شده است. فرآیند WAAM به دلیل توانایی ساخت قطعات فلزی در مقیاس بزرگ با نرخ رسوب بالا با هزینه مقرون به صرفه، جایگاه قابل توجهی در صنعت و دانشگاه به خود اختصاص داده است. WAAM که ریشه در روش‌های جوشکاری سنتی دارد، با ادغام سیستم‌های رباتیک، امکان کنترل دقیق و اتوماسیون سازی را فراهم می‌کند [۴،۵]. در طول فرآیند، سیم جوش ذوب شده و لایه به لایه رسوب می‌کند و منجر به ساخت قطعه نهایی می‌شود. ساخت افزایشی مبتنی بر قوس و سیم را می‌توان بر اساس منبع انرژی مورد استفاده برای ذوب سیم به جوشکاری قوسی فلزی با گاز محافظ (GMAW)، جوشکاری قوسی تنگستن-گاز (GTAW)، جوشکاری قوسی پلاسما (PAW) و جوشکاری لیزری (LW) طبقه‌بندی کرد [۶]. هر کدام از روش‌ها مزایا و محدودیت‌های مشخصی در خصوص گرمای ورودی، نرخ سرمایش، ریزساختار و خواص مکانیکی حاصل دارند. در میان این موارد، WAAM مبتنی بر GMAW به دلیل سادگی و مقرون به صرفه بودن، بیشترین کاربرد را دارد [۷]. اجزای اصلی سیستم WAAM مبتنی بر GMAW شامل بازوی رباتیک (سیستم حرکتی)، دستگاه جوشکاری، کنترل‌کننده ربات، گاز محافظ و منبع تغذیه سیم می‌باشد [۸].

قطعه تولیدی به روش ساخت افزایشی با گرادیان‌های دمایی، نرخ سرمایش بالا و چرخه‌های مکرر حرارتی مشخص می‌شود [۹،۱۰] که باعث تغییرات موفولوژی زیادی در ریزساختار نسبت به فرآیندهای تولید سنتی می‌شود [۱۱]. فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶L دارای ریزساختار آستنیتی پایدار

بوده و به دلیل مقاومت عالی در برابر خوردگی، خواص مکانیکی مناسبی در دماهای بالا از خود نشان می‌دهند. به دلیل قابلیت ساخت و جوش‌پذیری خوب آن‌ها، به طور گسترده در صنایع مدرن مانند تولید مواد شیمیایی، ساخت کشتی‌های بخار، پیچ و مهره‌های دما بالا و راکتور هسته‌ای مورد استفاده قرار می‌گیرند [۱۳،۱۲]. طبق نمودار فازی شبه دوتایی Fe-Cr-Ni [۱۴]، آستنیت در دماهای بالا فاز تعادلی بوده اما در دمای اتاق فریت دلتا (δ)، سیگما (σ) و کاربیدها فازهای تعادلی هستند. هنگامی که فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶L تحت خنک‌سازی کم یا نگهداری در محدوده دمایی نامناسب قرار می‌گیرند، δ، σ و مقدار کمی کاربید تشکیل می‌شوند [۱۶،۱۵]. مطالعات قبلی نشان می‌دهد که فاز δ در فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶L می‌تواند از ترک خوردگی گرم جلوگیری کند، جدایش را کاهش دهد و همچنین تشکیل فازهای یوتکتیک با نقطه ذوب پایین را از بین ببرد [۱۷-۱۹]. در فولاد جوش داده شده و ریخته‌گری شده، فاز δ به عنوان یک تقویت‌کننده برای کاربرد استحکام بالا عمل می‌کند [۱۹]. با این حال، فازهای نامطلوب مانند کاربیدها و σ ممکن است در صورت نگهداری ایزوترمال در دمای ۶۰۰ تا ۹۵۰ درجه سانتیگراد در فولاد ظاهر شوند [۱۴،۲۰]. به عنوان یک فاز بین فلزی، σ دارای ساختار کریستالی سخت و شکننده تتراگونال است و در صورت وجود مقادیر قابل توجهی، شکل‌پذیری و مقاومت در برابر خوردگی حفره‌ای فولاد را کاهش می‌دهد [۲۲،۲۱]. فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶L به دلیل لایه غیرفعال پایدار، مقاومت در برابر خوردگی عالی از خود نشان می‌دهند که به ترکیب، نوع رسوب و همچنین محیط خورنده بستگی دارد [۲۳]. در این پژوهش دیواره نازک فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶L به روش WAAM در دو استراتژی ساخته شده و جهت بررسی ریزساختار حاصل، از میکروسکوپ نوری (OM) و برای بررسی خواص مکانیکی آن از آزمون کشش و سختی استفاده شده است.

## مواد و روش پژوهش

در این پژوهش ساخت دیوار نازک بر روی فلز پایه از جنس فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ در ابعاد ۲۰ در ۱۰ در ۱ سانتی‌متر مکعب انجام شد. سیم جوش مورد استفاده فولاد زنگ نزن آستنیتی ER۳۱۶L با قطر ۱ میلی‌متر بوده که ترکیب شیمیایی آن و فلز پایه توسط طیف سنجی نشر نوری مشخص شده و در جدول (۱) ارایه شده است. همچنین از گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹ درصد با نرخ L/min ۱۵ به عنوان گاز محافظ استفاده شد.

**جدول (۱) - ترکیب شیمیایی سیم جوش و فلز پایه مورد استفاده بر حسب درصد وزنی**

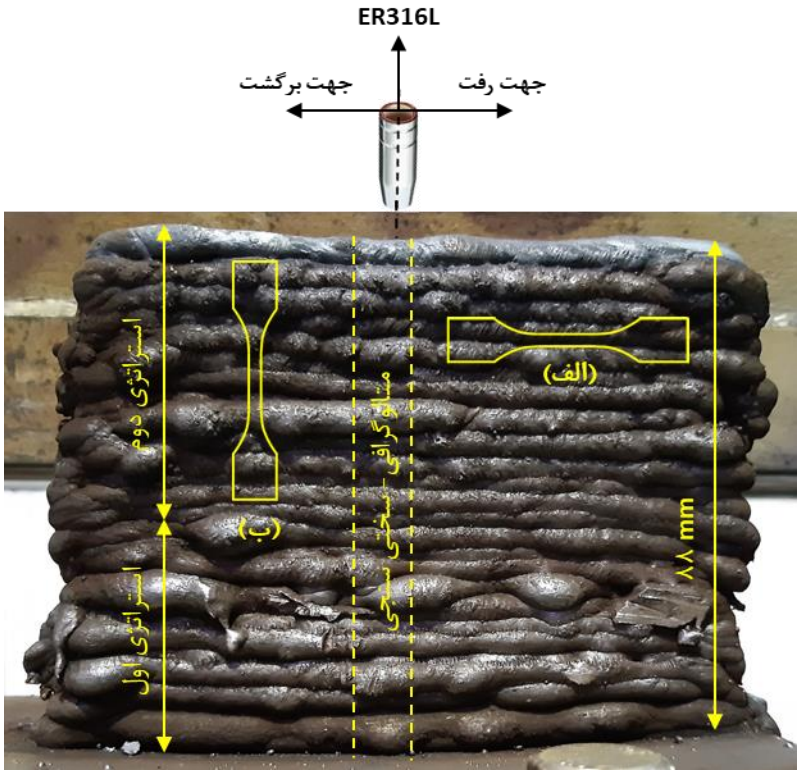
| مواد | C | Si | Mn | Cu | P | S | Ni | Cr | Mo | Fe |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **ER۳۱۶L** | ۰/۰۲ | ۰/۳۳ | ۱/۸۹ | ۰/۱۷ | ۰/۰۴۵ | ۰/۰۰۵ | ۱۲/۰۴ | ۱۷/۳۲ | ۲/۳۶ | باقی‌مانده |
| **SS۳۱۶L** | ۰/۰۴ | ۰/۵۱ | ۱/۳۲ | ۰/۲۶ | ۰/۰۲۳ | ۰/۰۰۸ | ۱۰/۴۵ | ۱۶/۵۱ | ۲/۱۴ | باقی‌مانده |

برای ساخت دیوار نازک ۳۱۶L از دستگاه جوش پالسی سینرژیک GMAW مدل MERKLE PU520 DW به عنوان منبع جوشکاری با حالت جریان اینترپالسی استفاده شد. جهت نگه داری مشعل جوشکاری و حرکت آن در راستای جهت (X)، برگشت (Y) و ارتفاع (Z) از گاری ساخت KARA PEG1 Tractor استفاده شد.

مطابق شکل (۱) دیواره نازک فولادی طی ۲ استراتژی در ۲۵ لایه ساخته شد. به طوری که از لایه اول تا لایه ۱۰ با جریان و ولتاژ اسمی ۱۳۵ آمپر و ۲۱/۹ ولت ساخته شد سپس با توجه به انباشت گرما در دیواره و افزایش احتمال ریزش ذوب در لایه‌های بعدی جریان و ولتاژ اسمی از لایه ۱۱ تا ۲۵ به ۱۲۰ آمپر با ولتاژ ۲۰/۶ ولت کاهش یافت. این تغییر استراتژی با کاهش نرخ تغذیه سیم از ۷ به ۶/۴ میلی‌متر بر ثانیه منجر به کنترل بهتر فرآیند حین ساخت، یکنواختی عرض لایه‌ها و افزایش کیفیت ظاهری دیواره شده است. ارتفاع رسوب هر لایه در حدود ۳ الی ۴ میلی‌متر بوده و ارتفاع کلی دیواره پس از رسوب ۲۵ لایه ۸۸ میلی‌متر شد. ارتفاع کلاهک نازل از سطح فلز پایه ۱۵ میلی‌متر در نظر گرفته شد که به ازای افزایش هر لایه، ۳ میلی‌متر به آن افزوده می‌شد. همچنین جوشکاری با سرعت خطی ۰/۱۷ متر بر دقیقه با الگوی حرکت مشعل به صورت رفت و برگشتی انجام شد. در حین لایه نشانی زمان بین پاسی متغیر (در حدود ۵ دقیقه) و دمای بین پاسی ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد در نظر گرفته شد.

برای بررسی ریزساختار حاصل از دیواره ساخته شده از مقطع عمود بر لایه‌های آن مطابق ناحیه مشخص شده در شکل (۱) برش زده شده و مراحل متالوگرافی آن به ترتیب از سنباده زنی تا شماره ۵۰۰۰، پولیش کاری توسط خمیر الماسه با اندازه دانه ۱ میکرومتر و حکاکی با محلول ترکیبی 60 ml $H_2O$ + 15 ml HCl + 5 g $FeCl_3$ در مدت زمان ۵ ثانیه انجام شد. سپس ریزساختار آن توسط میکروسکوپ نوری مدل PMG3-OLYMPUS بررسی شد.

به منظور بررسی خواص مکانیکی دیوار نازک ساخته شده از آزمون کشش و ریزسختی استفاده شد که موقعیت نمونه‌های مستخرج از دیواره برای آزمون‌های خواص مکانیکی در شکل (۱) مشخص شده‌اند. نمونه‌های آزمون کشش طبق استاندارد JIS Z 2201-Part7 در حالت افقی و عمودی توسط وایرکات از دیواره تهیه شدند. آزمون کشش نمونه‌ها توسط دستگاه GOTECH AL-7000-LA10 با نرخ ثابت ۱ mm/min حرکت فک متحرک دستگاه در دمای محیط انجام شدند. ریزسختی سنجی از دیواره ساخته شده توسط دستگاه LECO MDPEL-M400 تحت بار اعمالی gf ۱۰۰ به مدت زمان ۱۵ ثانیه به ازای هر نقطه اثر انجام شد. ریزسختی سنجی به صورت خطی و پراکنده به ازای هر لایه انجام شده است.




**شکل (۱) - دیوار نازک ساخته شده به روش WAAM و تعیین محل استخراج نمونه‌های آزمون کشش و سختی.**

## نتایج و بحث

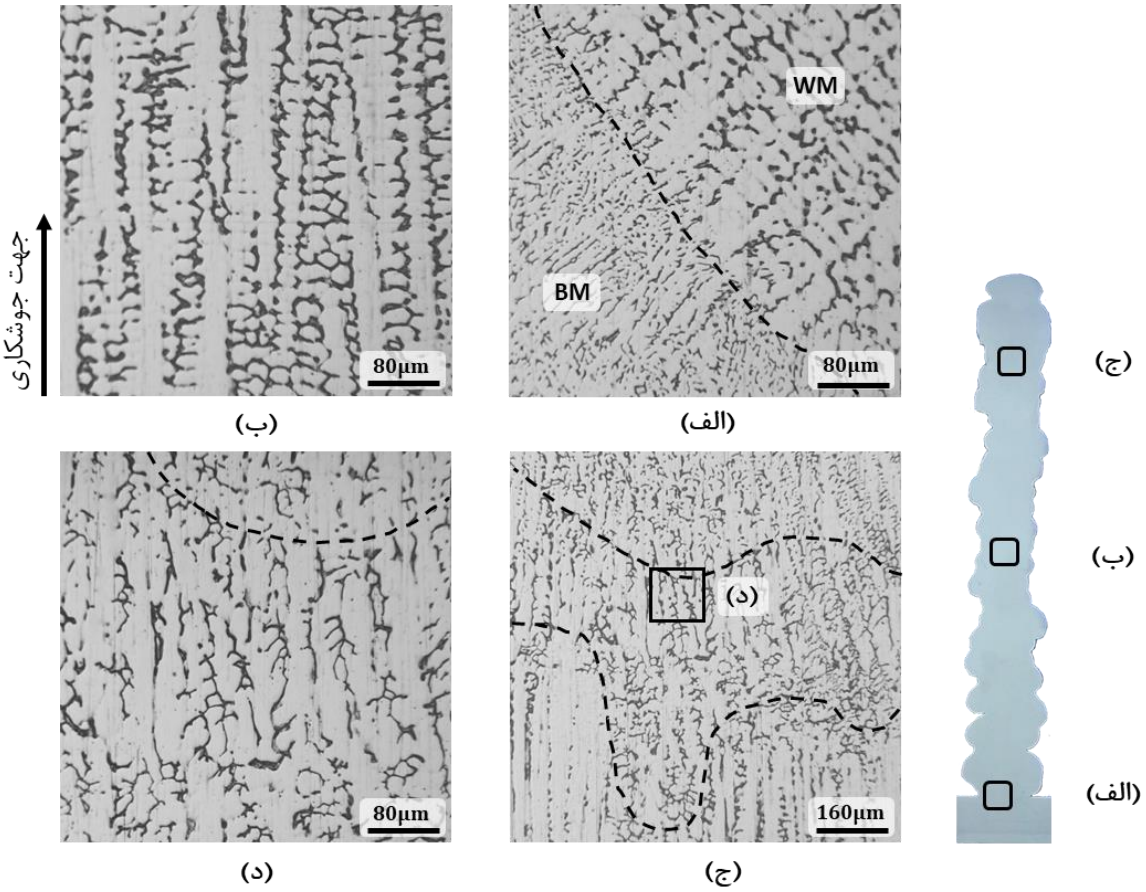
### (الف) بررسی ریزساختار دیوار نازک

شکل (۲) تصاویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار بخش‌های مختلف دیوار نازک فولادی ۳۱۶L ساخته شده به روش WAAM را نشان می‌دهد. شکل (۲- الف) ریزساختار لایه اول دیواره را نشان می‌دهد که متشکل از دندریت‌های آستنیت (γ) همراه با مقدار کمی از فاز فریت دلتا (δ) می‌باشد. خطوط خط چین کشیده شده در تصاویر نشان دهنده لایه‌های مختلف رسوب شده می‌باشند که جهت گیری و اندازه دانه متفاوتی نسبت به هم دارند. حالت انجماد فولادهای زنگ نزن آستنیتی تحت تأثیر نسبت $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ و سرعت خنک‌سازی قرار دارد. افزایش سرعت خنک‌سازی، پایداری آستنیت را افزایش می‌دهد. وجود فاز فریت δ می‌تواند به‌طور مؤثر مقاومت در برابر ترک خوردگی انجمادی را بهبود بخشد. با این حال، ممکن است با افزایش تشکیل فاز فریت δ، که دمای گذار نرمی به تردی را افزایش داده و شکل‌پذیری را کاهش می‌دهد، خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن آستنیتی در دمای بالا را به خطر بیاندازد [۲۴]. در ابتدای انجماد فاز اولیه تشکیل شده از مذاب (L)، فریت δ می‌باشد که با افزایش نرخ سرمایش و انجماد سریع، فاز آستنیت γ پس از آن تشکیل می‌شود. فاز γ تشکیل شده منبسط شده و به تدریج جایگزین فریت‌های اولیه می‌شود (مطابق رابطه ۱).

$$L \rightarrow (L + \delta) \rightarrow (L + \delta + \gamma) \rightarrow (\delta + \gamma) \rightarrow \gamma \quad (۱)$$

بر این اساس فریت باقیمانده در زمینه آستنیت در دانه و مرزدانه‌ها (شکل (۲- ب) با ساختار دندریت‌های اسکلتی شکل (شکل (۲- ج و د) و کرمی شکل یافت می‌شوند که در جهات مختلف رشد کرده‌اند. ریزساختار دیوار نازک ساخته شده در امتداد جهت ساخت دیواره در اثر عوامل مختلف

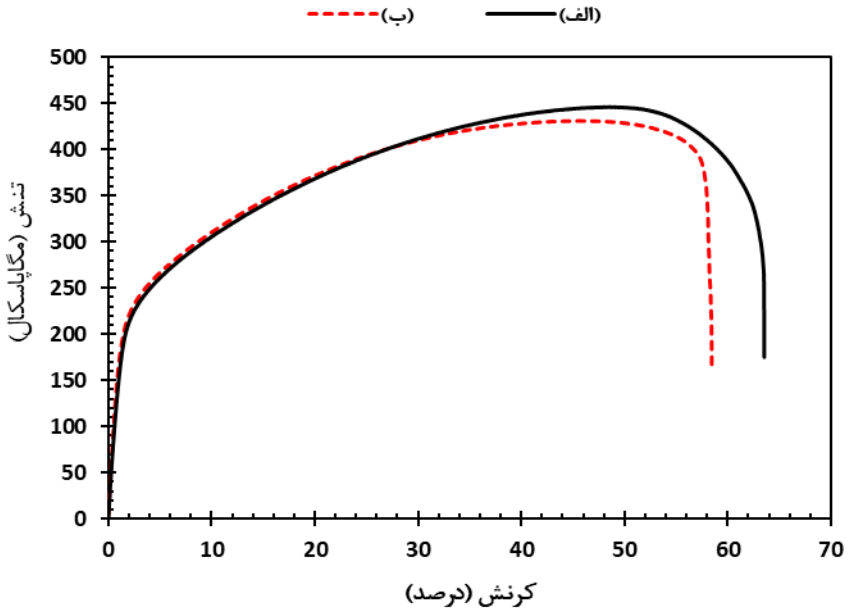
محیطی، نرخ سرمایش و چرخه‌های حرارتی تغییر می‌کند. با توجه به اینکه در لایه‌های ابتدایی گرمای ناشی از رسوب لایه‌ها بلافاصله در دمای محیط به زیرلایه منتقل می‌شوند، ساختار آن نواحی ریزتر می‌باشد. هندسه دندریت‌ها، شامل فاصله بازوهای دندریت اولیه و ثانویه، تحت تأثیر تغییرات در نرخ سرمایش هم در جهت ساخت و هم در هر لایه رسوب شده و همچنین پدیده ذوب مجدد که در ناحیه مرزی بین لایه‌ای رخ می‌دهد، قرار می‌گیرد.




**شکل (۲)- تصاویر ریزساختاری از بخش‌های مختلف دیوار نازک ساخته شده به روش WAAM.**

**(ب) بررسی خواص مکانیکی دیوار نازک**

شکل (۳) منحنی تغییرات تنش-کرنش نمونه‌های حاصل از آزمون کشش را نشان می‌دهد. همانطور که مشخص است نرخ کرنش نمونه افقی (الف) نسبت به نمونه عمودی (ب) بالاتر می‌باشد. استحکام کششی نمونه آزمون کشش در جهت ساخت دیواره (عمود بر دانه‌های ستونی) نسبت به جهت عمود بر جهت ساخت بالاتر است. داده‌های حاصل از منحنی‌های تنش-کرنش نمونه‌ها در جدول (۲) لیست شده است.




**شکل (۳)- نمودارهای حاصل از آزمون کشش دیوار نازک ساخته شده: (الف) منحنی نمونه افقی، (ب) عمودی.**

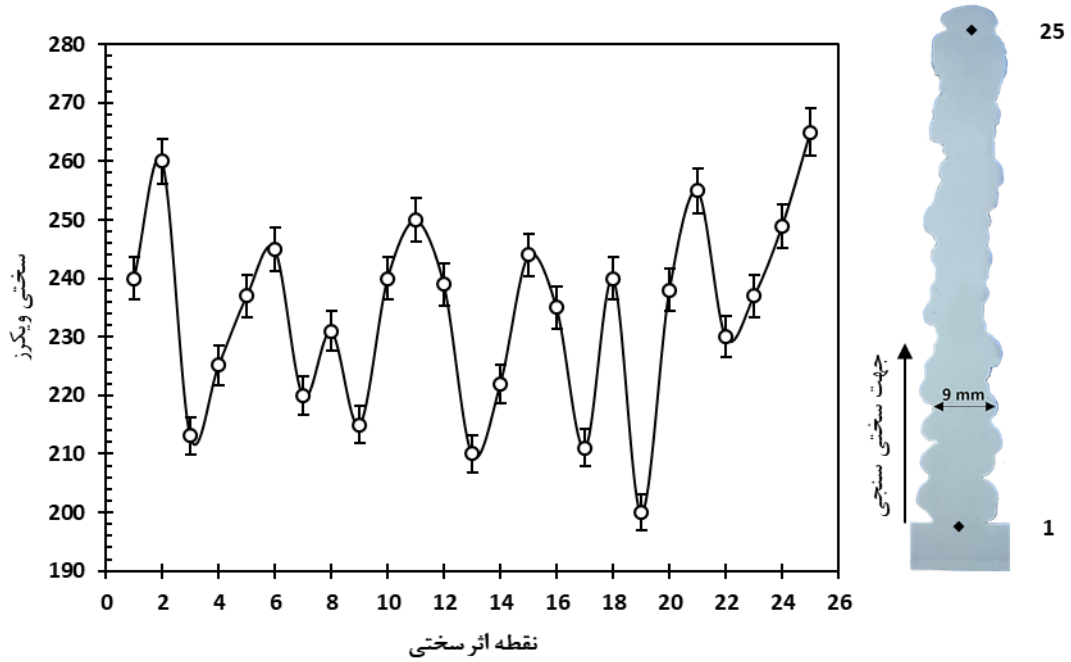
با توجه به نتایج حاصل و سطح مقطع شکست نمونه‌ها، نوع شکست به صورت نرم می‌باشد. شکست نمونه‌ها حین آزمون کشش، ناشی از به هم پیوستن میکرو حفره‌ها و دیمپل‌ها به همدیگر می‌باشند که با ایجاد تمرکز تنش منجر به شکست نرم از آن ناحیه شده‌اند.

**جدول (۲)- داده‌های حاصل از آزمون کشش نمونه‌ها**

| نمونه | استحکام کششی (مگاپاسکال) | استحکام تسلیم ۰/۲ درصد (مگاپاسکال) | درصد کرنش شکست |
|---|---|---|---|
| (الف) | ۴۴۶ | ۱۹۶ | ۶۳/۵ |
| (ب) | ۴۳۱ | ۱۹۰ | ۵۸/۴ |

با توجه به اینکه ماهیت نامنظم مقادیر سختی به محل قرارگیری فرورونده وابسته است و همچنین نواحی مختلف دیواره ساخته شده سختی متفاوتی دارند؛ در این مطالعه تغییرات سختی کل دیواره به صورت منحنی در شکل (۴) گزارش شده است. اصولا تفاوت سختی نواحی پایین و بالا با نواحی مرکزی دیواره، با اندازه متوسط دانه مرتبط است. به‌طوری که نواحی پایین و بالای دیواره به‌دلیل ریزدانگی سختی بیشتری داشته و نواحی مرکزی به‌دلیل دانه‌های ستونی و بزرگ سختی کمتری دارند. دانه‌های ریزتر معمولاً تعداد مرزدانه بیشتری داشته و این امر به‌طور موثر مانع حرکت نابجایی‌ها نسبت به دانه‌های درشت‌تر می‌شود.

شکل (۴) مقطع عمود بر دیوار نازک‌های ساخته شده را نشان می‌دهد که ریزسختی سنجی از لایه‌های مختلف آن انجام شده است. نقاط مشخص شده روی تصاویر صرفا به صورت طرحواره‌ای جهت تعیین حدودی موقعیت فرورنده می‌باشند. میانگین سختی کل دیوار نازک ساخته شده در ۲۵ نقطه اثر در حدود ۲۳۴ ویکرز می‌باشد.




**شکل (۴)- نمودار سختی کل دیوار نازک ساخته شده به روش WAAM با تعیین موقعیت اثر سختی.**

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

دیوار نازک فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶L در ۲۵ لایه با کیفیت ظاهری و خواص مکانیکی مطلوب با موفقیت به روش WAAM ساخته شد. نتایج حاصل از این پژوهش به صورت زیر است:

۱- تغییر استراتژی حین ساخت دیوار نازک به دلیل تغییرات نرخ سرمایش در لایه‌های مختلف دیواره می‌باشد که نیازمند طراحی و انتخاب دقیق پارامترهای جوشکاری قبل از ساخت توسط دستگاه جوش GMAW است.

۲- جهت جلوگیری از انباشت مواد در ابتدا و کمبود آن در انتهای دیواره، کنترل بهتر فرآیند و تقارن ابتدا و انتهای دیواره، از الگوی حرکت رفت و برگشتی مشعل استفاده شد.

۳- ریزساختار دیوار نازک فولاد ۳۱۶L ساخته شده از زمینه آستنیتی همراه با فریت δ تشکیل شده است.

۴- نتایج آزمون کشش نشان داد که بیش‌ترین میزان استحکام کششی مربوط به نمونه افقی در راستای جهت لایه نشانی می‌باشد.

۵- سختی بالای ابتدا و انتهای دیواره ساخته شده مربوط به ریزدانگی این نواحی به دلیل سرعت سرد شدن بالاتر نسبت به ناحیه میانی است.

## مراجع

1. A. Bandyopadhyay, K.D. Traxel, “Invited review article: metal-additive manufacturing-modeling strategies for application-optimized designs”, *Addit. Manuf.* 22 (2018) 758–774.
2. M.R. Jandaghi, J. Moverare, “Exploring the efficiency of powder reusing as a sustainable approach for powder bed additive manufacturing of 316L stainless steel”, *Mater. Des.* 244 (2024) 113222.
3. E. Dogan, O. Yilmaz, M. Mollamahmutoglu, “Thermal behavior in Wire Arc Additive manufacturing: a comparative study of the conventional process and infrared heater use”, *J. Mater. Eng. Perform.* (2024).

4. H. Hamed Zargari, S. Khajeh Mohammadilar, V. Ziaei Laleh, "A long-term and pragmatic numerical simulation of wire arc additively manufactured ER70S6 and ER316L thin-wall via finite difference method", *Prog. Addit. Manuf.* (2025).
5. H. Hamed Zargari, V. Ziaei Laleh, "Wire Arc Additive Manufactured Radial Thin Wall: Fabrication Strategy, Macroscopic Defect Control, Microstructure, and Mechanical Properties", *J. of Materi. Eng. Perform.*, 34, (2025), 6708–6718.
6. E. Akbarzadeh, et al., "A sustainable strategy for wire arc additive manufacturing of high-performance duplex stainless Steel : Microstructural refinement and mechanical anisotropy reduction", *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 943, no. July, (2025).
7. Y. Cao, Y. Zhang, W. Ming, W. He, J. Ma, "Review: the metal additivemanufacturing Technology of the ultrasonic-assisted wire-and-arc additive manufacturing process", *Metals*, 13 (2) (2023) 398.
8. C.R. Cunningham, et al., "Invited review article: strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing", *Addit. Manuf.* 22 (2018) 672–686.
9. H. Zhao, et al., "A 3D dynamic analysis of thermal behavior during single-pass multilayer weld-based rapid prototyping", *J. Mater. Process. Technol*. 211 (3) (2011) 488–495.
10. Vc.D. Fachinotti, et al., "Finite-element modelling of heat transfer in shaped metal deposition and experimental validation", *Acta Mater*. 60 (2012) 6621–6630.
11. X. Chen, et al., "Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316 L fabricated by gas metal arc additive manufacturing", *Mater. Sci. Eng. A* (2017).
12. S. Ren-bo, X. Jian-ying, H. Dong-po, "Characteristics of mechanical properties and microstructure for 316L austenitic stainless steel", *J. Iron Steel Res*. 18 (11) (2011) 53–59.
13. M. Man, et al., "Control of shape and performance for direct laser fabrication of precision large-scale metal parts with 316L stainless steel", *Opt. Laser Technol*. 45 (2013) 209–216.
14. J.C. Lippold, V.F. Savage, "Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part I-a proposed mechanism", (1979), *Weld. J*. 58, 362–374.
15. S. Katayama, T. Fujimoto, A. Matsunawa, "Correlation among solidification process, microstructure, microsegregation and solidification cracking susceptibility in stainless steel weld metals (materials, metallurgy & Weldability)", *Trans*. JWRI 14 (1985) 123–138.
16. D.J. Chastell, P.E.J. Flewitt, "The formation of the σ phase during long term high temperature creep of type 316 austenitic stainless steel", *Mater. Sci. Eng*. 38 (2) (1979) 153–162.
17. N. Suutala, T. Takalo, T. Moisio, "The relationship between solidifi cation and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds", *Metall. Trans. A* 10 (4) (1979) 512–514.
18. J. Lippold, W. Savage, "Solidification of austenitic stainless steel weldments Part III–the effect of solidification behavior on hot cracking susceptibility", (1982), *Weld. J*., 388–396.
19. W. Delong, "Ferrite in austenitic stainless steel weld metal", (1974), *Weld. J*., 273–286.
20. H. Okabayashi, "Mathematical approach to σ phase precipitation in austenitic stainless steel welds", *Mater. Trans*. 37 (5) (1996) 970–974.

21. T.P.S. Gill, et al., "Effect of composition on the transformation of δ-ferrite TO σ in type 316 stainless steel weld metals", *Scr. Metall. Mater*. 32 (10) (1995) 1595–1600.
22. G.B. Senay, et al., "Prediction of σ phase precipitation in type 316FR stainless steel weld metal", *J. Jpn. Weld. Soc*. 31 (4) (2013) 168s–172s.
23. M.G. Pujar, et al., "Role of Delta-ferrite in the dissolution of passive films on the austenitic stainless-steel weld metals", *J. Mater. Sci. Lett*. 18 (10) (1999) 823–826.
24. A. Rahimi, et al., "CMT wire-arc additive manufacturing of 310 austenitic stainless steel: Microstructure-properties relationships", *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 35, no. (2024), pp. 881–891.

**زیرنویس‌ها**

| مخفف | عبارت کامل |
|---|---|
| AM | Additive manufacturing |
| DED | Directed Energy Deposition |
| WAAM | Wire arc additive manufacturing |
| GMAW | Gas metal arc welding |
| IP-GMAW | Inter-Pulse-GMAW |
| GTAW | Gas tungsten arc welding |
| PAW | Plasma arc welding |
| LW | Laser welding |
| BM | Base metal |
| WM | Weld metal |
| OM | Optical microscope |

# تاثیر عملیات لیزرسطحی بر خواص ساختاری و مکانیکی فلز شیشه‌ای حجیم $Zr_{65}Cu_{15}Ti_{13}Ni_7$

**سید حسین‌علی طبیبیان، مجید طاووسی*، علیرضا نصراصفهانی*، محمد عرفان‌منش**

دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی علم مواد و مواد پیشرفته

## چکیده

در پژوهش حاضر، به بررسی دقیق تغییرات ساختاری و فازی فلز شیشه‌ای حجیم برپایه زیرکنیم در حین عملیات اصلاح سطحی توسط عملیات لیزر و تاثیر آن بر خواص مکانیکی پرداخته شده است. در این رابطه، قطعات حجیم از فلز شیشه‌ای $Zr_{65}Cu_{15}Ti_{13}Ni_7$ با ابعاد 3×30×30 میلی‌متر با استفاده از فرایند ذوب قوسی و ریخته‌گری تزریقی در قالب مسی آب‌گرد تهیه شد و بررسی ساختارهای توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی، میکروسکوپ الکترونی عبوری، آنالیز حرارتی افتراقی و دستگاه پراش‌سنج پرتو ایکس و بررسی رفتار مکانیکی با انجام تست کشش با استفاده از دستگاه تست اینسترون دنبال شد. نتایج حاصل نشان داد که با انجام فرایند ریخته‌گری تزریقی، امکان ایجاد ساختار کاملا آمورف در فلز شیشه‌ای مورد مطالعه وجود دارد. مقدار استحکام شکست و درصد ازدیاد طول نمونه ریختگی در حدود 1500 مگاپاسکال و 0/1 درصد برآورد شد. مشاهدات نشان داد که انجام عملیات لیزر سطحی در توان های 70 و 80 وات می‌تواند در بهبود خواص مکانیکی از طریق افزایش تعداد باندهای برشی موثر باشد. این در حالی است که، انجام عملیات لیزر سطحی در توان های بالاتر منجر به رسوب ترکیبات بین فلزی CuZr و $Cu_{10}Zr_7$ می‌شود که به شدت بر خواص مکانیکی موثر بوده و منجر به کاهش شدید استحکام کششی و درصد ازدیاد طول می‌شود. در این ارتباط، توان بهینه جهت عملیات لیزرسطحی ، توان 70 وات با سرعت پیشروی 3 میلیمتر بر دقیقه تشخیص داده شد که منجر به افزایش استحکام شکست به 1680 مگاپاسکال و درصد ازدیاد طول به 1/65 درصد می‌شود.

**کلمات کلیدی**: فلز شیشه‌ای حجیم؛ عملیات لیزر سطحی ؛ خواص مکانیکی؛ باندهای برشی.

# رویکردی جدید برای اصلاح سطح و بهبود خواص مکانیکی اتصالات آلومینیوم ایجاد شده توسط فرایند قوسی تنگستنی-گاز محافظ (GTAW)

**مهسا عرب‌بیگی*[1]، قاسم عظیمی‌روئین[2]**

[1]* دانشجوی کارشناسی دانشگاه صنعتی اصفهان؛ m.arabbegi@me.iut.ac.ir
[2] هیات علمی دانشگاه صنعتی اصفهان؛ azimi_gh@iut.ac.ir

## چکیده

برای جوشکاری آلیاژهای آلومینیوم فرایندهای جوشکاری قوسی تنگستنی- گار محافظ (GTAW) و قوسی فلزی- گار محافظ (GMAW) به دلیل راحتی در کاربرد و نیز بحث هزینه، ترجیح داده می‌شوند. با این وجود فرایندهای ذوبی مرسوم همانند GTAW معمولا منجر به رشد دانه و ایجاد تنش پسماند در جوش شده که کارائی سازه جوشی را تحت تاثیر قرار می‌دهند. این مطالعه رویکردی نوین برای بهبود خواص مکانیکی اتصال آلیاژهای آلومینیوم ایجاد شده توسط فرآیند GTAW ارائه می‌کند. بدین منظور ورق‌هایی از جنس آلیاژ آلومینیوم ۱۰۵۰ بصورت تخت توسط فرایند GTAW جوش داده شدند و سپس تحت عملیات سطحی ساچمه‌زنی (SP)، همزن اصطکاکی (FSP) و همزن اصطکاکی به همراه ساچمه‌زنی (FSP/SP) قرار گرفتند. تاثیر این سه عملیات برروی تغییرات درشت‌ساختاری، خواص مکانیکی و تنش پسماند در فلز جوش مورد ارزیابی قرار گرفت. درشت‌ساختاری اتصالات با میکروسکوپ نوری بررسی شد. از آزمون‌های سختی راکوال سطحی و کشش برای ارزیابی خواص مکانیکی استفاده شد. تنش‌های پسماند القاء شده توسط فرایندهای SP و FSP بوسیله پراش اشعه ایکس اندازه‌گیری گردید. نتایج نشان داد که سختی سطح جوش‌ها بطور قابل ملاحظه‌ای افزایش یافتند. خواص مکانیکی اتصالاتی که تحت عملیات ترکیبی (یعنی FSP به همراه SP) قرار گرفتند بالاتر از آنهایی بود که برای عملیات سطحی آنها فقط از یکی از این دو روش استفاده شد. تنش تسلیم و انعطاف‌پذیری اتصالی که تحت عملیات ترکیبی FSP/SP قرار گرفت، به ترتیب ۴۳٪ و ۱۶٪ افزایش یافتند. همچنین نتایج نشان داد که عملیات ترکیبی FSP/SP می‌تواند بیشترین تنش پسماند فشاری را بر سطح نمونه‌های جوش داده‌شده وارد نماید.

**کلمات کلیدی:** آلیاژ آلومینیوم، جوشکاری، ساچمه‌زنی، فرایند همزن اصطکاکی

## مقدمه

آلومینیوم و آلیاژهای آن به دلیل ویژگی‌های منحصربه‌فردی همانند چگالی پایین، رسانایی حرارتی و الکتریکی بالا، مقاومت مناسب در برابر خوردگی و همچنین قابلیت جوشکاری و ماشین‌کاری در بسیاری از صنایع کلیدی جایگاه ویژه‌ای یافته‌اند [۱]. جوشکاری با توجه به داشتن مزیت‌های فراوان، در دنیای امروز بسیار با اهمیت است. این روش به ایجاد ساختمان‌ها، بزرگراه‌ها و پل‌ها کمک می‌کند. همچنین جوشکاری امکان مونتاژ کاربردی و بی‌نقص موتور در هواپیماها، کشتی‌های و قطارها را فراهم می‌سازد. علاوه بر این، جوشکاری در ساخت دکل‌های حفاری و نیز خطوط لوله‌های انتقال نقش مهمی دارد. در واقع جوشکاری یکی از حیاتی‌ترین روش‌ها برای اتصال قطعات فلزی و ساخت سازه‌ها به شمار می‌آید؛ چرا که این فرآیند امکان تولید سازه‌های یکپارچه، کاهش وزن، صرفه‌جویی در مصرف مواد و تسهیل تعمیرات را فراهم می‌سازد [۲].

یکی از فرایندهای متداول برای جوشکاری آلومینیوم و آلیاژهای آلومینیوم روش قوسی تنگستن- گاز محافظ[1] (GTAW) می‌باشد. این فرایند علاوه بر ایجاد اتصالاتی با استحکام بالا، مهره‌ی جوش با کیفیت و تقریبا عاری از عیوب را پدید می‌آورد [۳] با این وجود ایجاد تنش‌های پسماند جوشی به ویژه در فرایندهای جوشکاری ذوبی نظیر فرایند GTAW یکی از مسائل اجتناب‌ناپذیر می‌باشد. معمولا این تنش‌های پسماند جوشی باعث شروع ترک‌های خستگی و در نهایت ناپایداری و شکست می‌شوند که این امر به شدت کارائی و عملکرد اجزای یک سازه جوشی را تحت تاثیر قرار می‌دهد [۴]. فرو و

[1] Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)

همکاران[1] [۵] مشاهده کردند که استحکام خستگی اتصالات جوشی به تنش‌های پسماند اولیه ناشی از جوشکاری بسیار حساس هستند. فرتینی و همکاران[2] [۶] تاثیر تنش‌های پسماند برروی شروع ترک خستگی در اتصالات جوشی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ را مورد بررسی قرار داده و دریافتند که رفتار شروع ترک خستگی به تنش‌های پسماند حاصل از جوشکاری وابسته است [۴].

در دهه‌های اخیر عملیات سطحی مختلفی جهت بهبود عمر خستگی اجزا و قطعات صنعتی توسعه یافته است. یکی از راه‌حل‌های ارایه شده در این زمینه فرآوری پس از جوش[3] یعنی استفاده از فرایندهای کار سرد سطحی[4] می‌باشد [۷]. استحکام‌دهی مکانیکی سطحی یکی از روش‌های سخت کردن لایه سطحی، ریز دانه کردن سطحی، وارد کردن تنش‌های فشاری به سطح و در نهایت بهبود مقاومت به خستگی است. در واقع اینطور می‌توان بیان کرد که در سال‌های اخیر یکی از زمینه‌هایی که به منظور بهبود خواص مکانیکی اتصالات جوشی توجه زیادی را به خود جلب کرده است، تحقیقات برروی اصلاح سطح جوش ار طریق کار سرد سطحی می‌باشد [۸]. یکی از روش‌های مکانیکی که به منظور اصلاح سطح جوش و کاهش یا حذف تنش‌های باقی‌مانده در جوش، استفاده می‌شود ساچمه‌زنی[5] است. فرآیند ساچمه‌زنی یکی از روش‌های نوین اصلاح سطح است که با پالایش ریزساختار مناطق جوش، از طریق برخورد مکرر ساچمه‌های فلزی با سطح قطعه، موجب ایجاد کرنش‌های پلاستیک فشاری در لایه‌های سطحی و در نتیجه افزایش تنش‌های پسماند فشاری و جلوگیری از رشد ترک‌ها می‌شود [۹]. در دهه‌های اخیر انواع پیشرفته‌تری همچون ساچمه‌زنی فراصوتی[6] توسعه یافتند. چو و همکاران[7] [۱۰] در پژوهشی گزارش کردند که ساچمه‌زنی فراصوتی باعث اصلاح دانه‌ها در نواحی سطحی و افزایش مقدار سختی و مقاومت به خوردگی می‌شود. بکور و همکاران[8] [۱۱] گزارش کردند فرآیند ساچمه‌زنی موجب القای تنش‌های پسماند فشاری قابل‌توجهی در نواحی مورد آزمایش می‌شود که به‌طور مستقیم با بهبود استحکام خستگی اتصال جوش ارتباط دارد. ژانگ و همکاران[9] [۱۲] گزارش کردند که افزایش قطر و سرعت ساچمه‌ها باعث افزایش مقدار تنش پسماند فشاری و همچنین تعمیق ناحیه‌ی فشاری می‌شود. همچنین حاتمل[10] [۱۳] در مطالعه‌ای جامع، به بررسی تأثیر فرآیندهای کوبش لیزری[11] و ساچمه‌زنی بر خواص مکانیکی و ریزساختاری اتصال‌های جوش اصطکاکی آلیاژ آلومینیوم Al7075-T7351 پرداخت. نتایج این پژوهش نشان داد که نوع فرآیند کوبش و توزیع تنش‌های پسماند ناشی از آن می‌تواند رفتار مکانیکی جوش را به‌صورت جهت‌دار تحت تأثیر قرار دهد. با وجود اینکه تحقیقات زیادی در زمینه انجام گرفته است اما پژوهش‌های تجربی برروی اتصالات جوشی آلیاژهای آلومینیوم بسیار محدود است. لذا در این پژوهش به بررسی تاثیر ساچمه‌زنی و ترکیب آن با فرآیند همزن اصطکاکی به عنوان یک رویکرد نوین بر خواص اتصالات جوشی آلیاژ آلومینیوم ۱۰۵۰ ایجاد شده با فرایند GTAW پرداخته شده است.

## مواد و روش پژوهش

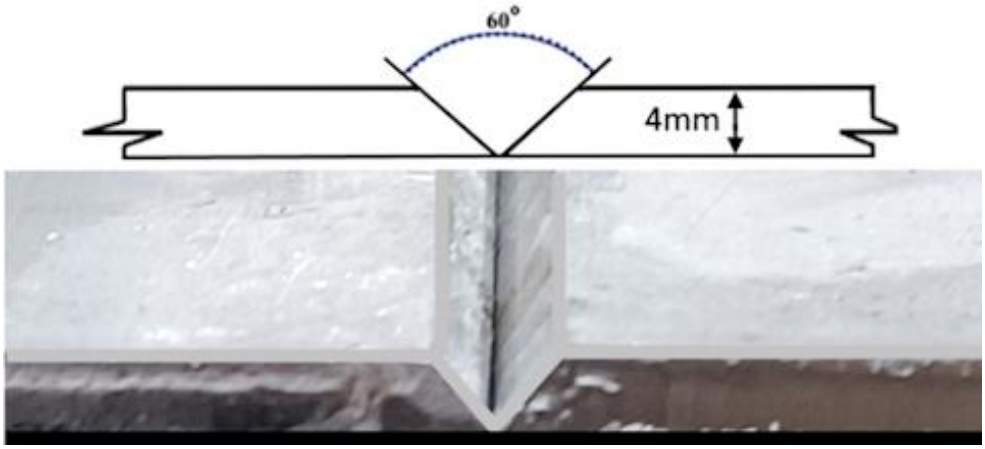
در ابتدا ورق‌های آلیاژ آلومینیوم ۱۰۵۰ که ترکیب شیمیایی آن در جدول ۱ آورده شده است، با ابعاد ۲۰۰×۱۰۰×۴ میلی‌متر مکعب برش داده شدند. سپس ورق‌ها بر اساس استاندارد ASME SEC IX برای جوش ورق به صورت لب به لب (شیاری جناغی با زاویه شیار ۶۰ درجه) مطابق شکل ۱ با استفاده از دستگاه CNC ماشین‌کاری شدند. پس از آماده‌سازی نمونه‌ها، جوشکاری توسط فرایند GTAW با استفاده از دستگاه Momen انجام شد (شکل ۲). پارامترهای مورد استفاده جهت جوشکاری در جدول ۲ ارائه شده است. با توجه به ضخامت قطعات (۴mm) به منظور نفوذ کامل و پرشدگی

[1] Ferro et al.
[2] Fratini et al.
[3] Post-weld processing
[4] Surface cold-working processes
[5] Shot Peening (SP)
[6] Ultrasonic Shot Peening (USP)
[7] Cho et al.
[8] Bucior et al.
[9] Zhang et al.
[10] Hatamleh et al.
[11] Laser Peening (LP)

مناسب درز اتصال جوشکاری در دو گذر (پاس) انجام گرفت. به منظور ایجاد سطح هموار در پشت جوش، درز پشتی اتصال سنگ‌زنی شد. در پایان نیز جوش‌های ایجاد شده به دقت مورد بازرسی چشمی قرار گرفته تا حداقل از سلامت ظاهری جوش جهت بررسی‌های بعدی اطمینان حاصل شود.

**جدول(۱)- ترکیب شیمیایی ورق آلیاژ آلومینیوم ۱۰۵۰(درصد وزنی).**

| Al | Zn | Cr | Mg | Mn | Cu | Fe | Si |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| باقیمانده | <۰/۰۱ | ۰/۰۱۸ | ۰/۱۰۹ | <۰/۰۲ | <۰/۰۵ | ۰/۷۰ | ۰/۰۸۵۹ |




**شکل (۱)- طرح‌واره و تصویر درز اتصال.**

**شکل (۲)- طرح‌واره و تصویر جوش ایجاد شده توسط فرایند GTAW.**

**جدول (۲)- پارامترهای جوشکاری.**

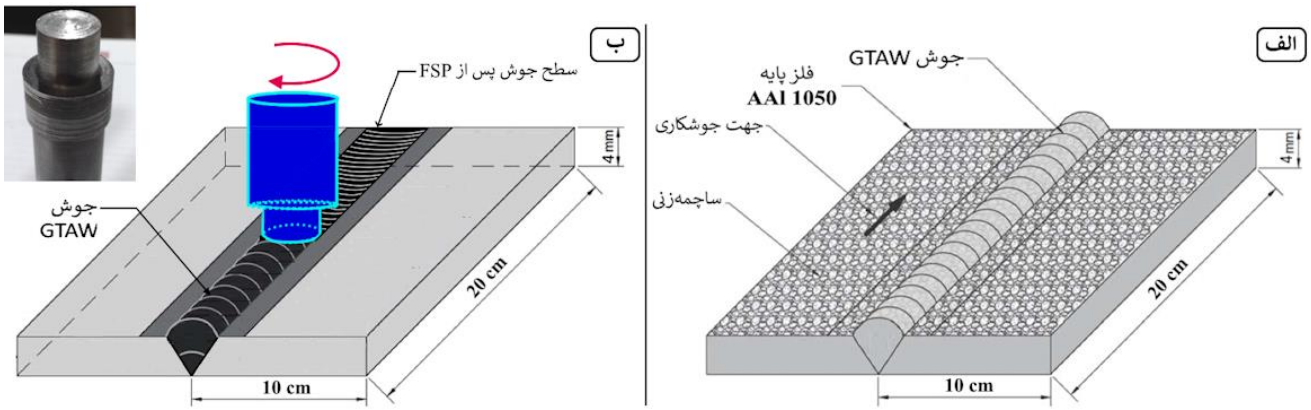
| طرح اتصال | شیار | شدت جریان گذر ریشه (A) | شدت جریان گذر نما (A) | گاز محافظ | الکترود | سیم جوش |
|---|---|---|---|---|---|---|
| لب‌به لب | V یک‌طرفه با زاویه ۶۰° | ۱۶۰ | ۱۴۰ | آرگون | تنگستن خالص به قطر ۲/۴mm | ER4043 به قطر ۲/۴mm |

پس از جوشکاری سطح نمونه‌ها مطابق جدول (۳) تحت عملیات سطحی قرار گرفتند:

**جدول (۳)- عملیات سطحی انجام شده برروی نمونه‌ها پس جوشکاری.**

| نمونه ۱ | نمونه ۲ | نمونه ۳ | نمونه ۴ |
|---|---|---|---|
| فقط جوشکاری[1] | ساچمه‌زنی | فرآیند همزن اصطکاکی | فرآیند همزن اصطکاکی+ ساچمه‌زنی |

قابل ذکر است که ساچمه‌زنی با ساچمه‌هایی از جنس فولاد پرکربن به قطر هفتاد میکرون، و به مدت ۱۰ دقیقه انجام شد (شکل ۳-الف). فرآیند همزن اصطکاکی با یک ابزار بدون پین ساخته شده از فولاد گرمکار H13 به قطر شانهٔ ۱۰ میلی‌متر طی یک گذر صورت گرفت. با توجه به بررسی‌های صورت گرفته، سرعت چرخشی ۵۶۰rpm، سرعت خطی ۵۰mm/min و زاویهٔ پیشروی ۳° به عنوان متغیرهای بهینه جهت کار سطحی توسط این فرایند تعیین شدند (شکل ۳- ب).



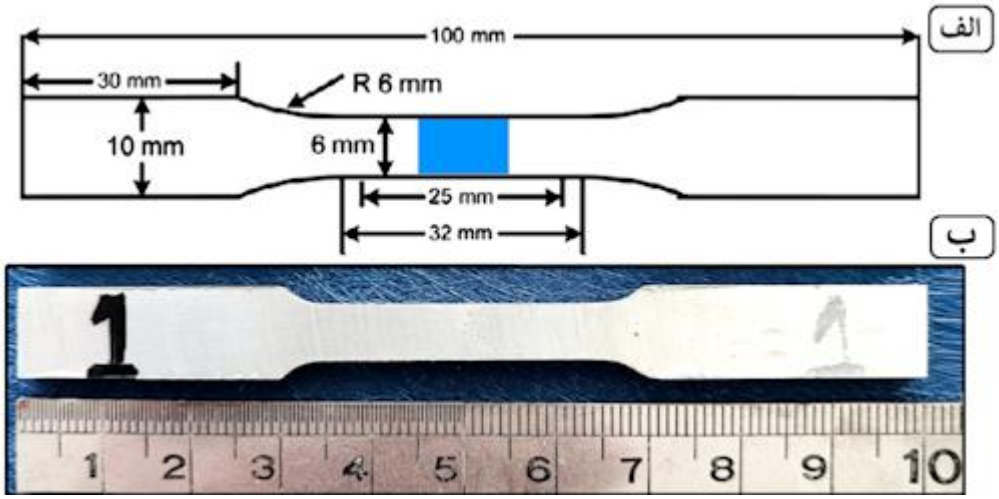

**شکل (۳)- تصاویر طرحواره‌ای از عملیات سطحی توسط: الف) ساچمه‌زنی، ب) فرایند همزن اصطکاکی.**

***بررسی سطوح نمونه‌ها:*** جهت بررسی درشت ساختار سطوح نمونه‌های کار سطحی شده از میکروسکوپ استریوگرافیک نیکون مجهز به دوربین دیجیتال استفاده شد. نمونه‌سازی برای این آزمون مطابق شکل ۲ انجام شد.

***سختی سنجی:*** سختی سطح نمونه‌ها توسط دستگاه KOOPA مدل UV1 استفاده شد. فرورونده یک گوی کروی فولادی به قطر یک شانزدهم اینچ بود که از این گوی برای سنجش سختی سطحی[2] استفاده می‌شود. قابل ذکر است که واحد سختی بدست آمده از این گوی و دستگاه بر حسب HR15T می‌باشد. بطور مثال وقتی سختی راکول سطحی جسمی با این روش HR15T ۲۳ بیان می‌شود نشان دهنده‌ی این است که سختی راکول سطحی با استفاده از یک بار ۱۵ کیلوگرمی (زمان سه ثانیه) اعمال شده توسط گوی کروی فولادی ۲۳ می‌باشد. سختی‌سنجی در ۵ نقطه از سطح فلز جوش انجام شد و میانگین داده‌ها گزارش شد.

[1] As weld
[2] Superficial Hardness

***آزمون کشش:*** به منظور بررسی خواص کششی اتصال ایجاد شده، آزمون کشش عرضی بر روی نمونه‌ها انجام گرفت. نمونه‌های آزمون کشش در جهت عرضی و عمود بر خط جوش بر اساس استاندارد ASTM E8 مطابق شکل ۴ توسط برش سیم داغ[1] تهیه شدند. آزمون کشش توسط دستگاه کشش محوری ۵ تنی SANTAM-STM50 در دمای اتاق و با نرخ کرنش ۵ میلی‌متر بر دقیقه انجام شد.




**شکل (۴)- نمونه‌ی آزمون کشش عرضی؛ الف) طرح‌واره، ب) تصویر واقعی.**

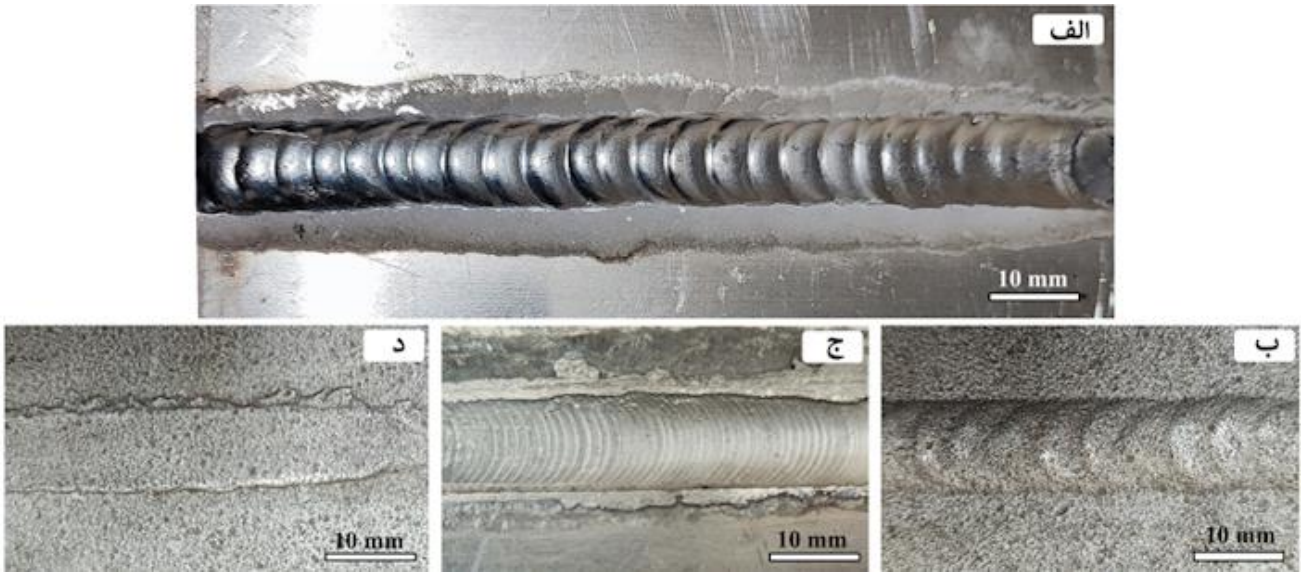
***تنش پسماند:*** اندازه‌گیری تنش پسماند با استفاده از پراش پرتو ایکس[2] و به روش $Sin^2\Psi$ با استفاده از دستگاه ASENWARE AW-XDM 300 و با جریان (mA) ۳۰ و توان (kW) ۴۰ انجام گرفت. اساس این روش اندازه‌گیری کرنش در شبکه بلوری و محاسبه‌ی تنش پسماند مرتبط با استفاده از ثابت‌های الاستیک و با فرض اعوجاج الاستیک خطی صفحه شبکه بلوری است [۱۴]. قابل ذکر است که در روش تعیین تنش پسماند توسط پراش اشعه ایکس، قله‌ای که $2\theta$ آن بالای صد درجه باشد انتخاب می‌شود و از آنجایی‌که آلیاژ این پژوهش آلومینیومی بوده است زاویه $2\theta$ انتخابی ۱۳۷/۲ درجه بوده و برای تعیین تنش پسماند نوسان اطراف این زاویه صورت گرفته‌است.

## نتایج و بحث

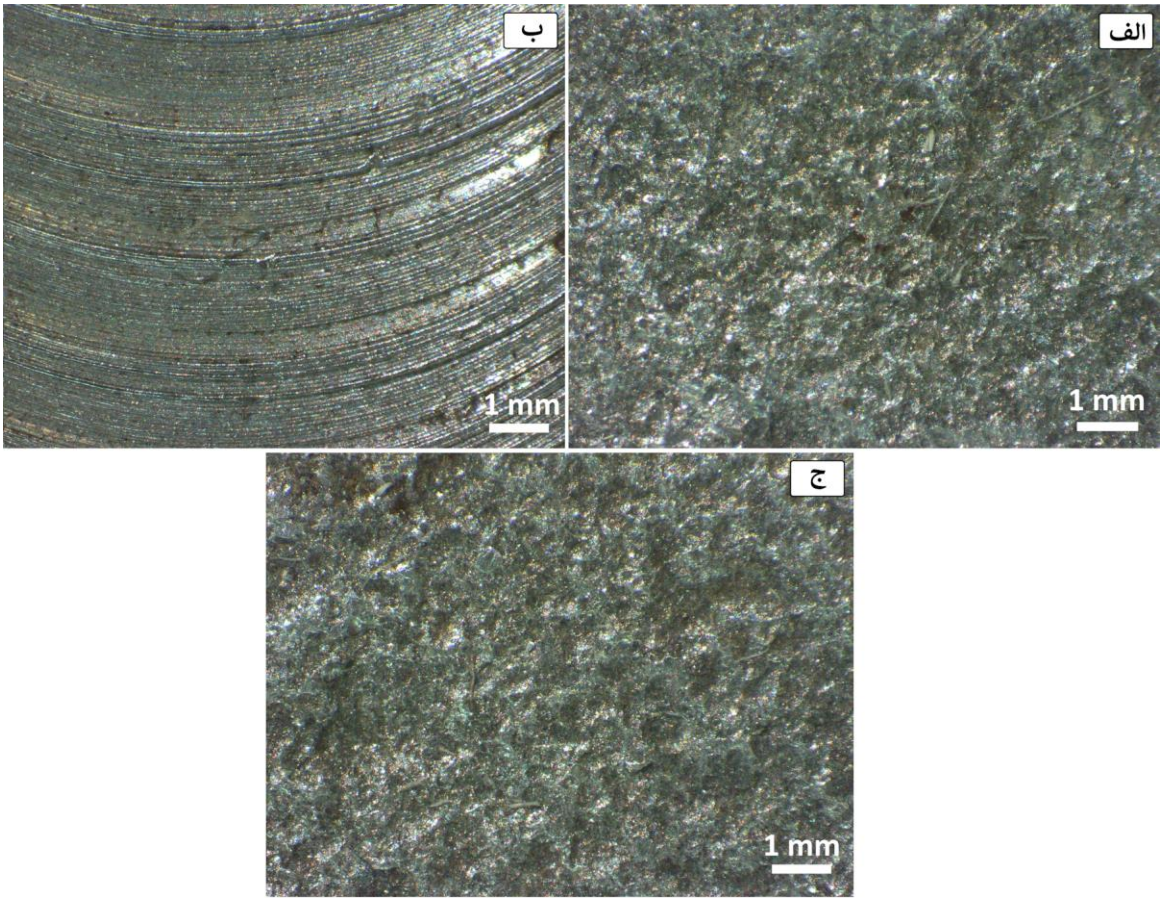
***بررسی سطوح نمونه‌ها:*** در شکل ۵ تصاویر سطوح نمونه‌ها پس از جوشکاری (شکل ۵-الف)، ساچمه‌زنی (شکل ۵- ب)، فرآوری با فرایند همزن اصطکاکی (شکل ۵- ج)، و فرآوری با فرایند همزن اصطکاکی به همراه ساچمه‌زنی (شکل ۵- د)، آورده شده است. در هر سه حالت اثر کار سطحی انجام شده با چشم غیرمسلح قابل مشاهده است. در شکل ۶ تصاویر درشت ساختاری حاصل از بررسی سطوح نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپی استریوگرافیک ارائه شده است. همانطور که در شکل ۶- الف دیده می‌شود ساچمه‌زنی باعث ایجاد پستی و بلندی‌های تقریبا یکنواخت در تمام سطح فلز جوش شده است. در واقع این سطح ناهموار و پر از پستی و بلندی در اثر برخورد ساچمه‌ها و ایجاد نیروی فشاری بر سطح، پدید آمده است. فرآوری موضعی با روش همزن اصطکاکی باعث شده که سطح جوش کاملا صاف و یکنواخت شود (شکل ۶-ب). در واقع چرخش ابزار بدون پین برروی سطح و ورود جزئی آن به سطح باعث حرارت اصطکاکی و تغییرشکل پلاستیک شدید موضعی می‌شود. با این وجود در نمونه شماره چهار (همزن اصطکاکی به‌علاوه ساچمه‌زنی) مشاهده می‌شود که اثر فرآوری موضعی ایجاد شده توسط همزن اصطکاکی کاملا محو شده و سطح نمونه دقیقا همانند نمونه دو (فقط

[1] Wire cut
[2] X-ray Diffraaction (XRD)

ساچمه‌زنی) کاملا ناهموار و پر از پستی و بلندی شده است. برخورد ساچمه‌های فولادی با سرعت زیاد باعث ایجاد نیروی فشاری شدید می‌شود که این نیروها اثر ایجاد شده از همزن اصطکاکی را بین می‌برند به همین دلیل درشت ساختار نمونه‌های دو و چهار تقریبا شبیه هم هستند.

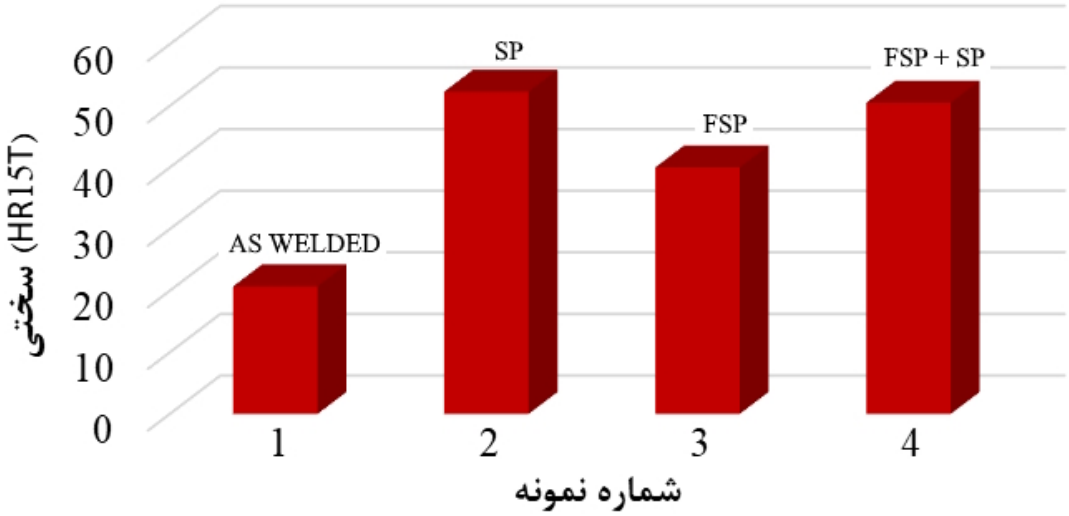



**شکل (۵)- سطح نمونه‌ها پس از؛ (الف) جوشکاری، (ب) ساچمه‌زنی، (ج) همزن اصطکاکی و (د) همزن اصطکاکی به‌علاوه ساچمه‌زنی.**



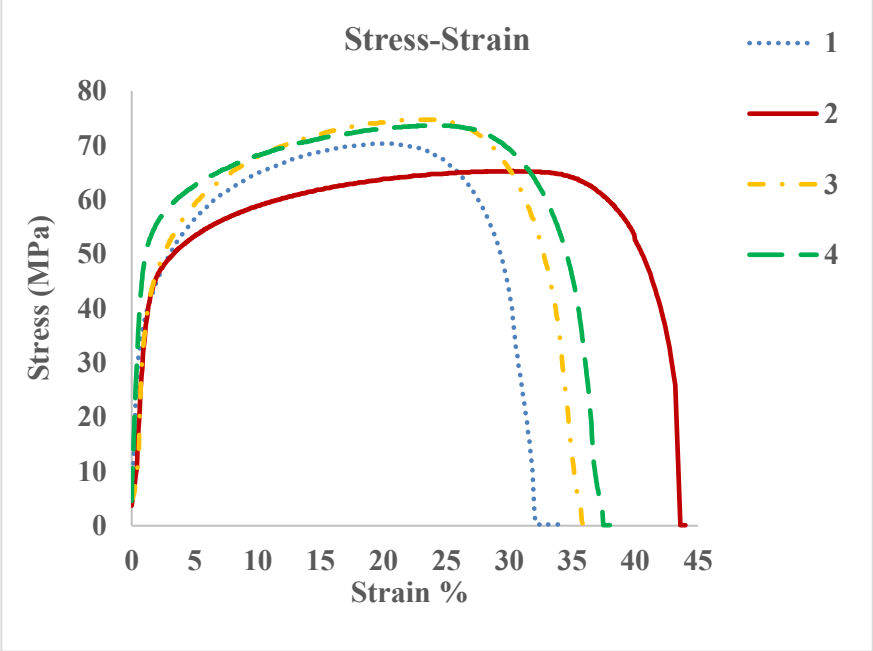

**شکل (۶)- تصاویر درشت ساختاری از سطوح نمونه‌ها؛ الف) ساچمه‌زنی، (ب) همزن اصطکاکی و (ج) همزن اصطکاکی به‌علاوه ساچمه‌زنی.**

***سختی سنجی:*** نتایج حاصل از سختی‌سنجی سطح فلز جوش بدون عملیات سطحی و پس از عملیات سطحی مختلف در شکل ۷ ارائه شده است. اصلاح ریزساختار و تنش‌های پسماند فشاری القایی ناشی از ساچمه‌زنی و فرایند همزن اصطکاکی موجب بهبود خواص مکانیکی ناحیه جوش و مخصوصا خواص سطحی ماده می‌شود و عمق این اصلاح ریزساختاری متناسب با مدت زمان انجام فرایند، سرعت انجام فرایند و سایر پارامترها است [۲]. نتایج بیان شده در شکل ۷ نشان می‌دهد که کارسطحی انجام شده بر روی نمونه‌ها موجب افزایش قابل توجه سختی آن‌ها شده است و انجام مستقل هر کدام از فرایندها و یا هر انجام هردوی آن‌ها می‌تواند بسیار کارآمد باشد. البته قابل ذکر است که در افزایش سختی سطح، فرایند SP و فرایند ترکیبی FSP/SP تاثیر بیشتری به همراه داشته‌اند.




**شکل (۷) - نتایج سختی‌سنجی (HR15T) نمونه‌ها.**

***آزمون کشش:*** منحنی تنش-کرنش مهندسی مربوط به نمونه جوش داده شده و نمونه‌هایی که پس از جوش برروی آن‌ها کار سطحی انجام شده است در شکل ۸ ارائه شده است. نتایج آزمون کشش نشان می‌دهد که بیشترین مقدار تنش تسلیم مربوط به نمونه‌ای است که تحت تأثیر همزمان فرآیند همزن اصطکاکی و ساچمه‌زنی قرار گرفته‌است (۵۱ MPa). در حقیقت ترکیب این دو فرآیند با ایجاد ریزدانه‌سازی سطحی گسترده‌تر، افزایش چگالی نابجایی‌ها، اصلاح عیوب فلز جوش و القای تنش‌های پسماند فشاری در نواحی سطحی، منجر به فعال‌سازی همزمان چندین مکانیزم استحکام‌بخشی می‌شود [۱۰ و ۹]. البته قابل ذکر است که اصلاح سطحی فقط با ساچمه‌زنی یا همزن اصطکاکی نیز تنش تسلیم را به مقدار قابل توجه‌ای افزایش داده‌اند (در حدود ۲۳٪). اما استفاده از دو فرایند برای اصلاح سطحی باعث شده که استحکام تسلیم فلز جوش حدود ۴۳٪ افزایش پیدا کند. برطبق رابطه هال - پچ، استحکام بخشی اندازه دانه را می‌توان بصورت $kd^{-1/2}$ نوشت که d اندازه دانه و $k= 74\ MPa\sqrt{\mu m}$ است [۱۵]. اعمال فرآیند ساچمه‌زنی موجب اصلاح و ریزدانه‌سازی ریزساختار در نواحی سطحی ماده می‌شود [۱۰]. این تغییرات ریزساختاری، مطابق با رابطه هال-پچ، منجر به افزایش تنش تسلیم و بهبود خواص کششی نمونه‌ها می‌شود. علاوه بر این، القای تنش‌های پسماند فشاری ناشی از ساچمه‌زنی می‌تواند موجب کاهش شدت یا مهار عیوب احتمالی موجود در فلز جوش و منطقه متاثر از حرارت، از جمله حفره‌های گازی و ترک‌ها، شده و در نتیجه نقش مؤثری در ارتقای عملکرد مکانیکی اتصال جوشی ایفا کند. از سوی دیگر، اعمال موضعی فرآیند همزن اصطکاکی به‌عنوان یک عملیات اصلاح ریزساختار پس از جوشکاری، تأثیر قابل توجهی بر بهبود خواص مکانیکی ناحیه جوش دارد. در این فرآیند، عبور ابزار از روی سطح جوش GTAW بدون ایجاد ذوب مجدد فلز پایه، موجب اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید و تولید حرارت کنترل‌شده می‌شود که به وقوع تبلور مجدد دینامیکی و ریزدانه‌سازی قابل توجه در نواحی سطحی فلز جوش و ناحیه مجاور آن می‌انجامد. این ریزدانه‌سازی، مطابق با رابطه هال - پچ، سبب افزایش تنش تسلیم و استحکام کششی شده و همزمان منجر به همگن‌سازی ریزساختار و کاهش عیوب ناشی از فرآیند جوشکاری اولیه می‌گردد. نکته قابل توجه این است که هر سه عملیات سطحی انجام شده برروی سطح جوش‌ها باعث بهبود انعطاف‌پذیری فلز جوش نیز شده است.




**شکل(۸)- منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی نمونه‌ها.**

***تنش پسماند:*** با اندازه‌گیری کرنش در شبکه کریستالی و محاسبه‌ی تنش پسماند مرتبط با استفاده از ثابت‌های الاستیک و با فرض اعوجاج الاستیک خطی صفحه شبکه بلوری، نمودارهای $\%(d-d_0)/d_0$ (درصد کرنش) بر حسب $Sin^2\Psi$ در شکل ۹ آورده شده است. مطابق با این نمودارها تنش پسماند از رابطه ۱ محاسبه می‌شود.

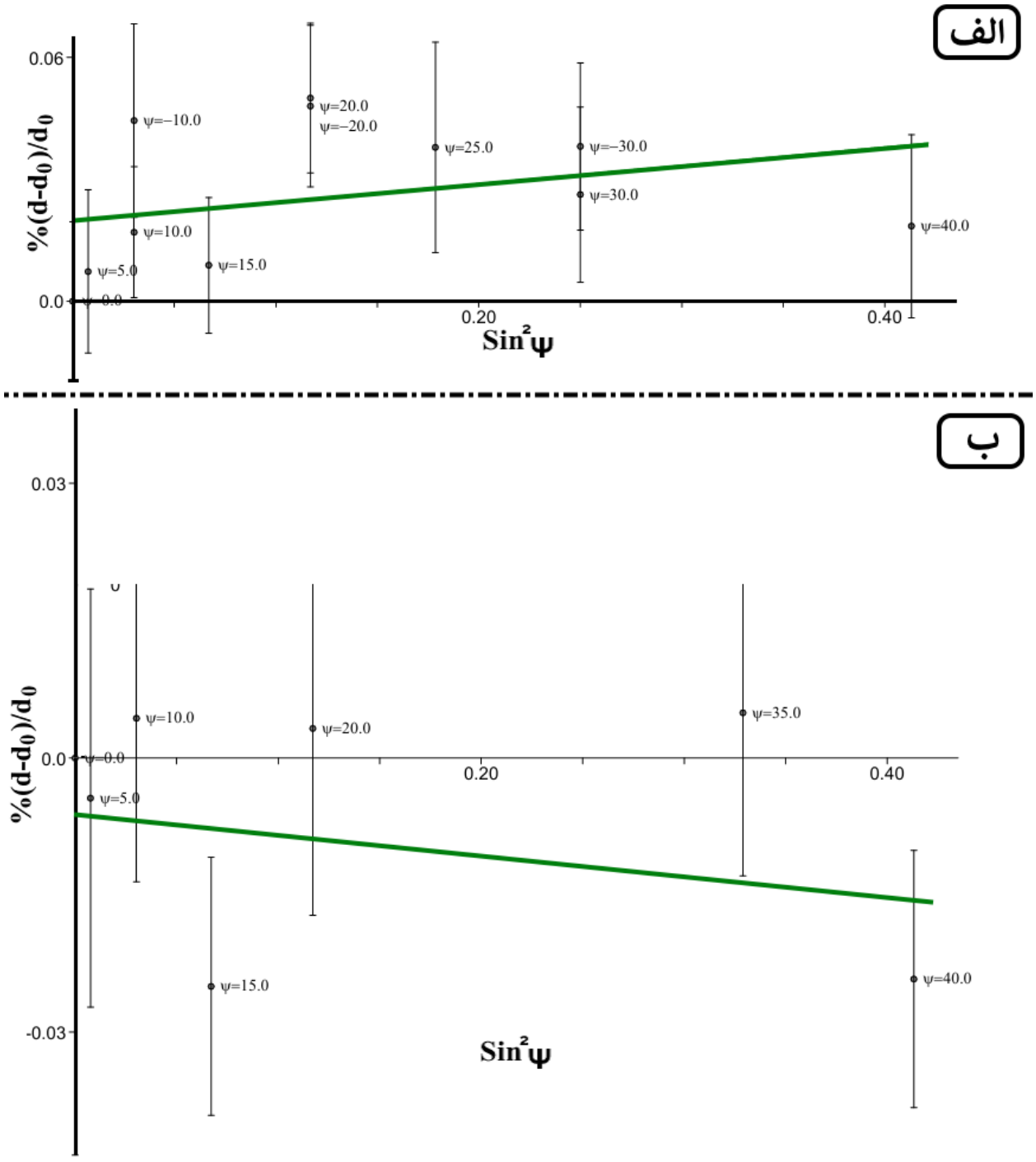
$$\sigma_\phi = \left(\frac{E}{1+\nu}\right)m \qquad \text{(MPa)} \qquad \text{رابطه (۱)}$$

که در این رابطه E مدول الاستیک، ν ضریب پواسون، m شیب نمودار می‌باشد. نتایج حاصل از نمودارها و رابطه (۱) در جدول ۴ آورده شده است.

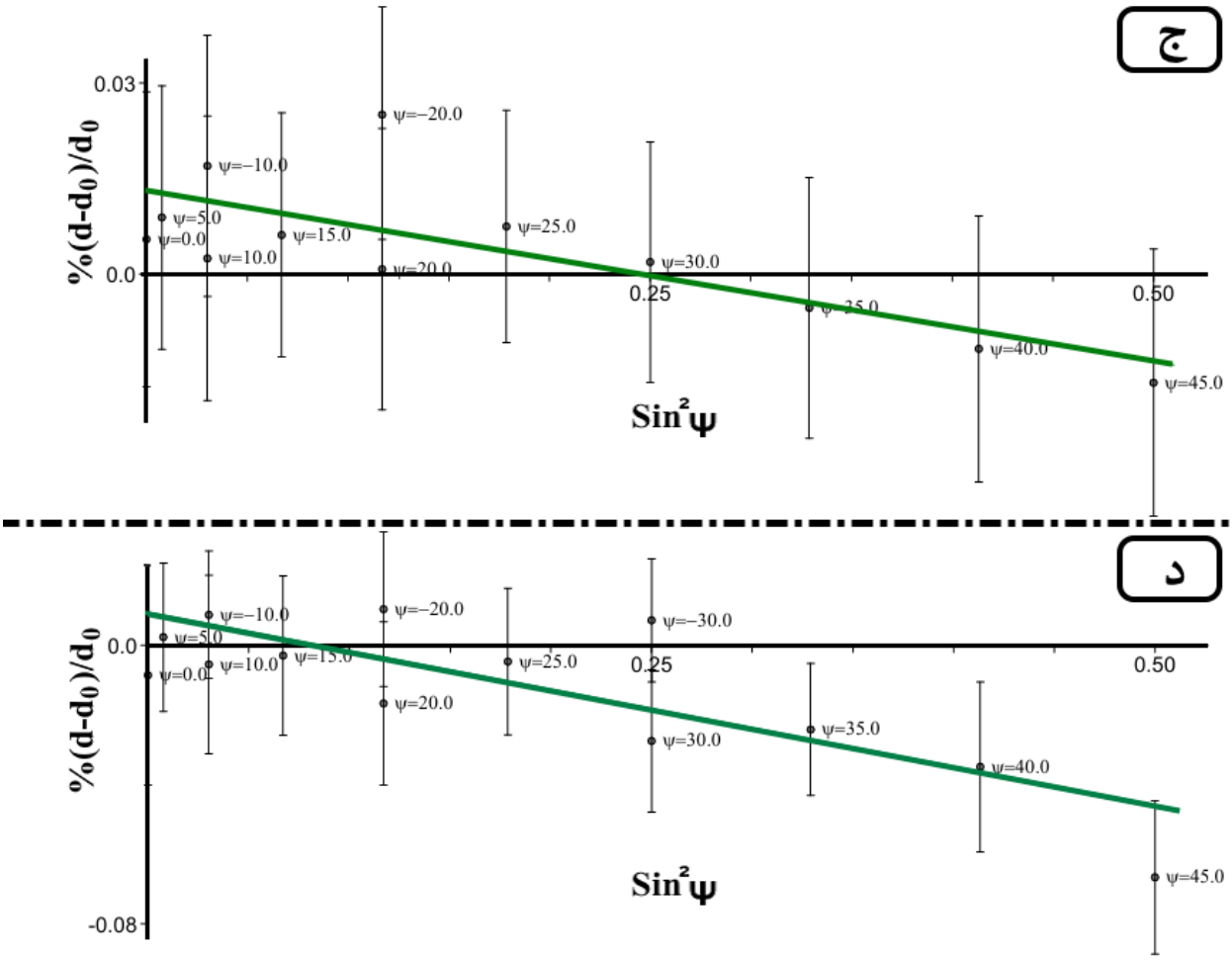
**جدول (۴)- تنش پسماند (MPa) در فلز جوش نمونه‌ها.**

| شماره نمونه | ۱ | ۲ | ۳ | ۴ |
|---|---|---|---|---|
| تنش پسماند | +۲۱/۹ | -۱۰/۳۳ | -۲۵/۲۳ | -۵۷/۸۲ |

با توجه به جدول ۴، تنش پسماند در فلز جوش نمونه اول ۲۱/۹+ MPa و به صورت کششی است که این امر به این دلیل است که نواحی دورتر از فلز جوش از انبساط و انقباض در حین ذوب و انجماد جلوگیری به عمل می‌آورند. بنابراین پس از سرد شدن تا دمای محیط، تنش‌های پسماند کششی در فلز جوش ایجاد خواهد شد. در مقابل تنش پسماند برای نمونه دوم ۱۰/۳۳MPa-، نمونه سوم ۲۵/۲۳MPa- و نمونه چهارم ۵۷/۸۲MPa- محاسبه شد که ماهیت فشاری دارند و این امر ناشی از القای تنش‌های پسماند فشاری در اثر فرآیند ساچمه‌زنی و همزن اصطکاکی است [۱۶ و ۱۲]. در واقع فرآیند ساچمه‌زنی و همزن اصطکاکی تنش‌های پسماند فشاری در سطح قطعه ایجاد کرده‌اند. در ساچمه‌زنی، هر ساچمه در برخورد با سطح، نظیر یک چکش کوچک عمل کرده و یک فرورفتگی کوچک یا حفره بر روی سطح ایجاد می‌کند. روی هم‌افتادگی این فرورفتگی‌ها یا حفره‌ها باعث ایجاد لایه یکنواخت تحت تنش‌های پسماند فشاری می‌گردد [۱۷]. نتایج نشان می‌دهد که برای ایجاد تنش‌های پسماند فشاری ترکیب همزن اصطکاکی و ساچمه‌زنی بسیار موثرتر از استفاده از ساچمه‌زنی یا همزن اصطکاکی به تنهایی می‌باشد.




**شکل (۹) – نمودارهای $\%(d-d_0)/d_0$ (درصد کرنش) بر حسب $Sin^2\Psi$ برای نمونه؛ الف) شاهد (جوشکاری شده بدون عملیات سطحی پس از جوش)، ب) ساچمه‌زنی شده.**




**ادامه شکل (۹) – نمودارهای $\%(d-d_0)/d_0$ (درصد کرنش) بر حسب $Sin^2\Psi$ برای نمونه؛ ج) همزن اصطکاکی، د) همزن اصطکاکی بعلاوه ساچمه‌زنی.**

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

در این پژوهش ورق‌هایی از جنس آلیاژ آلومینیوم ۱۰۵۰ بصورت تخت توسط فرایند GTAW جوش داده شدند و سپس تحت عملیات سطحی ساچمه‌زنی (SP)، همزن اصطکاکی (FSP) و همزن اصطکاکی به همراه ساچمه‌زنی (FSP/SP) قرار گرفتند. نتایج اصلی حاصل از این پژوهش عبارتند از:

- انجام عملیات سطحی ساچمه‌زنی، فرایند همزن اصطکاکی و ترکیب دو فرایند، موجب افزایش قابل ملاحظه سختی سطح جوش‌ها شد.
- خواص مکانیکی اتصالاتی که تحت عملیات ترکیبی (یعنی FSP به همراه SP) قرار گرفتند بالاتر از آنهایی بود که برای عملیات سطحی آنها فقط از یکی از این دو روش استفاده شد. بطوریکه تنش تسلیم و انعطاف‌پذیری اتصالی که تحت عملیات ترکیبی FSP/SP قرار گرفت، به ترتیب ۴۳٪ و ۱۶٪ افزایش یافتند.
- به علت انبساط و انقباض در حین فرایند جوشکاری تنش‌های پسماند جوشی دارای ماهیت کششی هستند. اما عملیات سطحی همزن اصطکاکی و ساچمه‌زنی تنش‌های پسماند فشاری به فلز جوش وارد می‌کنند که موجب بهبود خواص مکانیکی می‌شود. این پژوهش

نشان می‌دهد که علاوه بر تاثیر قابل توجه فرایند همزن اصطکاکی و ساچمه‌زنی در ایجاد تنش‌های پسماند فشاری، عملیات ترکیبی FSP/SP می‌تواند بیشترین تنش پسماند فشاری را بر سطح نمونه‌های جوش داده‌شده وارد نماید.

در مجموع می‌توان بیان کرد که عملیات ترکیبی FSP/SP می‌تواند به عنوان یک روش ساده و کاربردی برای پرداخت سطحی جوش‌های ذوبی آلیاژهای آلومینیوم جهت بهبود خواص مورد استفاده قرار گیرد.

## مراجع

[1] Polmear, I. J., Mondolfo, L. F., & Totten, G. E., “Light alloys: Metallurgy of the light metals (5th ed.).” Butterworth-Heinemann, 2017.
[2] Zhang, T., Chen, J., Gong, H., & Li, H. “Study on residual stresses of 2219 aluminum alloy with TIG welding and its reduction by shot peening.” *Metals*, 13(9), 1581. 2023.
[3] Atieh, A. M., Rawashdeh, N. A., & Al Hazaa, A. N., “Evaluation of surface roughness by image processing of a shot-peened, TIG-welded aluminum 6061-T6 alloy: An experimental case study.” *Materials*, 11(5), 771. 2018.
[4] Nie, N.; Wu, Y.; Gong, H.; Chen, D.; Guo, X.; “Effect of Shot Peening on Redistribution of Residual Stress Field in Friction Stir Welding of 2219 Aluminum Alloy.” *Materials*, 2020.
[5] Ferro, P.; Berto, F.; James, M.N. “Asymptotic residual stresses in butt-welded joints under fatigue loading.Theor.” Appl. Fract. *Mech*. 2016, 83, 114–124.
[6] Fratini, L.; Pasta, S.; Reynolds, A.P. “Fatigue crack growth in 2024-T351 friction stir welded joints: Longitudinal residual stress and microstructural effects.” Int. J. *Fatigue* 2009, 31, 495–500.
[7] Kosturek, R., Ślęzak, T., Śnieżek, L., Sęp, J., Torzewski, J., Bucior, M., Zielecki, W. “Effect of Shot Peening on the Low-Cycle Fatigue Behavior of an AA2519-T62 Friction-Stir-Welded Butt Joint.” *Materials* (2023) 16, 7131.
[8] Yuhua, J., Yongsheng, C., Yueming, M., Xijing, W., & Tingbiao, G. “Fatigue crack propagation of 7050 aluminum alloy FSW joints after surface peening”. *China Welding*, 2023.
[9] Champaigne, J. “History of shot peening specifications.” The Shot Peener, Spring 2006, 12–14, 38.
[10] Cho, H., Yoo, Y.-R., & Kim, Y.-S. “Effect of ultrasonic shot peening on microstructure and corrosion resistance of TIG welded 304L stainless steel.” *Applied Sciences*, 13(9), 5514. 2024.
[11] Bucior, M., Kluz, R., Trzepieciński, T., Jurczak, K., Kubit, A., & Ochał, K. “The effect of shot peening on residual stress and surface roughness of AMS 5504 stainless steel joints welded using the TIG method.” *Materials*, 15(24), 8835. 2022.
[12] Zhang, T., Chen, J., Gong, H., & Li, H. “Study on residual stresses of 2219 aluminum alloy with TIG welding and its reduction by shot peening.” Metals, 13(9), 1581. 2023.
[13] Hatamleh, O. “The effects of laser peening and shot peening on mechanical properties in friction stir welded 7075-T7351 aluminum.” *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17(5), 688–694. 2007.
[14] Fitzpatrick, M.E.; Fry, A.T.; Holdway, P. “Determination of Residual Stresses by X-Ray Diffraction – Issue2”.
[15] C. Yu, P. Kao, and C. Chang, “Transition of tensile deformation behaviors in ultrafine-grained aluminum”, *Acta Materialia*, Vol. 53, pp. 4019-4028, 2005.
[16] Qing Su, J.; Sua, J.; W. Nelsona, Y.; J. Sterling, C.; “Microstructure evolution during FSW/FSP of high strength aluminum alloys.” *ELSEVIER*. 2005.
[17] S. Kou, “Welding Metallurgy”, 2nd, 2003.

# ساخت افزایشی سوپر آلیاژهای نسوز

محمد عرفان منش
عضو هیئت علمی دانشگاه صنعتی مالک اشتر

## چکیده

با پیشرفت تکنولوژی، نیاز روزافزونی به توسعه سیستم‌های مواد جدید وجود دارد که بتوانند درشرایط محیطی مختلف مقاومت خوبی داشته باشند. در بخش‌های فضایی، انرژی و دفاعی، نیاز به توسعه سیستم‌های مواد جدید وجود دارد که بتوانند در برابر دماهای بالا و سایر شرایط محیطی مانند چرخه حرارتی، فرسایش و خوردگی واکسیداسیون مقاومت کنند. فلزات نسوز با دمای بالا برای تعدادی از کاربردهای پیشرانه موتور موشک‌های سوخت مایع در دمای بالا مورد نیاز هستند. فلزات نسوز گران هستند، تولید آن‌ها با نسبت خرید به پرواز بالا دشوار است و فروشندگان بسیار کمی در جهان دارند. ساخت افزایشی AM آلیاژهای نسوز برای تولید محفظه احتراق، رانشگرها (پیشرانه) و همچنین کاتالیزورهای شبکه بسیار ریز برای ادغام در رانشگرهای پیشرانه سبز N1 استفاده می‌شود. امروزه آلیاژهای نسوز AM در حال توسعه است و مانند آلیاژهای AM سنتی نیاز به پس پردازش قابل توجهی دارد که شامل عملیات حرارتی ، بهبود سطح، بازرسی و ماشین‌کاری است. با این حال، آلیاژهای نسوز AM که به درستی اجرا شده باشد می‌تواند با افزایش قابل توجه انعطاف‌پذیری طراحی، گزینه‌های مواد جدید، کاهش قیمت، کاهش زمان و استفاده از پایگاه عرضه تجاری AM در حال رشد، بر محدودیت‌های تولید موجود غلبه کند. در زمینه ساخت افزایشی آلیاژها و ترکیبات نسوز ، این فناوری مرزهای تولید سنتی را درنوردیده و امکان خلق قطعاتی با پیچیدگی هندسی بی‌سابقه را فراهم می‌کند. فرایند ساخت افزایشی آلیاژهای نسوز - که عموماً شامل سرامیک‌های پیشرفته مانند اکسیدهای آلومینیم، زیرکونیوم، کاربید سیلیسیم و ترکیبات فلزی نسوز مانند مولیبدن و تنگستن می‌شود - با چالش‌های منحصر به فردی روبروست. دمای پخت فوق‌العاده بالا (اغلب فراتر از 1600 درجه سانتی‌گراد) و رفتار پیچیده مواد در برابر تنش‌های حرارتی، مستلزم کنترل دقیق پارامترهای فرایند است. ساخت افزایشی قطعات آلیاژهای نسوز امروزه بر اساس دو روش ذوب همجوشی بستر پودر و رسوب‌نشانی مستقیم انرژی تولید می‌شود. امید است روش ساخت افزایشی آلیاژهای نسوز پلی برای تولید اجزای مافوق صوت باشد.

**کلمات کلیدی**: **ساخت افزایشی، سوپرآلیاژهای نسوز.**

# بهبود داکتیلیتی آلیاژ ریختگی آلومینیوم A۲۰۶ با استفاده از فرآیند اصطکاکی همزدنی

مرتضی عزتی[۱]، مجید پورانوری[۲*]

[۱] دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ایران؛ mortezaezatiq@gmail.com

[۲*] دانشیار، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ایران؛ pouranvari@sharif.edu

## چکیده

**در این مطالعه تأثیر فرآیند اصطکاکی همزدنی (Friction Stir Processing - FSP) بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ریختگی A۲۰۶ بررسی شد. هدف اصلی، اصلاح ریزساختار و بهبود خواص مکانیکی آلیاژ مذکور از جمله استحکام، شکل‌پذیری و سختی آلیاژ بود. برای این منظور، عملیات FSP با پارامترهای مشخص انجام گرفت و تغییرات ریزساختاری و مکانیکی نمونه‌ها مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج نشان داد که این فرآیند باعث بهبود قابل‌توجه دانه‌ها شده و میانگین اندازه دانه به‌طور چشمگیری کاهش یافت. این اصلاحات ریزساختاری منجر به افزایش استحکام و سختی و نیز بهبود رفتار شکل‌پذیری آلیاژ گردید. افزایش سختی و استحکام نهایی تأییدکننده کارایی بالای فرآیند اصطکاکی اغتشاشی در بهبود خواص آلیاژ A۲۰۶ است.**

**کلمات کلیدی: فرآیند اصطکاکی همزدنی، آلیاژ آلومینیوم ریختگی A۲۰۶، اصلاح ریزساختار**

## ۱- مقدمه

آلیاژهای آلومینیوم-مس مانند A۲۰۶ به دلیل چگالی پایین، استحکام بالا و قابلیت ریخته‌گری مناسب، از زمان‌های گذشته به عنوان یکی از پرکاربردترین و پرمصرف‌ترین آلیاژهای ریختگی در صنایع هوافضا، نظامی و به خصوص خودروسازی مورد توجه قرار گرفته‌اند. گرچه، ساختار دندریتی درشت، تخلخل‌های گازی و توزیع ناهمگن فازهای بین‌فلزی در حالت ریختگی، باعث کاهش شدید شکل‌پذیری، چقرمگی شکست و مقاومت به خستگی این آلیاژها می‌شود و کاربرد گسترده آن‌ها را بسیار محدود می‌کند [۳-۱].

در این سال‌ها، روش‌های اصلاح ریزساختار شدید پلاستیک (Severe Plastic Deformation - SPD) به عنوان راهکاری مؤثر و پرکاربرد برای شکستن ساختار دندریتی، حذف تخلخل و ایجاد ریزساختار فوق‌العاده ریز دانه در آلیاژهای ریختگی آلومینیوم معرفی شده‌اند. از میان تمام این روش‌ها، فرآیند اصطکاکی همزدنی (FSP) به دلیل سادگی، هزینه پایین، عدم نیاز به تجهیزات پیچیده و گران و قابلیت انجام در دمای زیر نقطه ذوب، به سرعت به یکی از محبوب‌ترین تکنیک‌های اصلاح سطحی و حجمی مواد تبدیل شده است. این فرآیند از طریق ایجاد پلاستیسیته بسیار شدید موضعی و همزدن مکانیکی، موجب بازتوزیع یکنواخت ذرات دوم، حذف عیوب ریخته‌گری و کاهش چشمگیر اندازه دانه تا حد چند میکرونی یا زیرمیکرونی می‌گردد [۸-۷].

در تحقیق حاضر، با هدف رفع محدودیت‌های مکانیکی آلیاژ ریختگی A۲۰۶ و ارتقای همزمان استحکام و شکل‌پذیری آن، فرآیند اصطکاکی همزدنی بر روی این آلیاژ اعمال گردید. تأثیر پارامترهای فرآیندی بر تغییرات ریزساختاری و در نهایت بر خواص مکانیکی شامل سختی، استحکام تسلیم، استحکام نهایی و ازدیاد طول مورد بررسی دقیق قرار گرفت. نتایج به‌دست‌آمده نشان‌دهنده توانایی بالای FSP در تبدیل ساختار دندریتی درشت به ریزساختار هم‌محور شده فوق‌العاده ریز و دستیابی به ترکیبی مطلوب از استحکام بالا و شکل‌پذیری مناسب در این آلیاژ پرکاربرد می‌باشد [۱۱].

## ۲- مواد و روش پژوهش

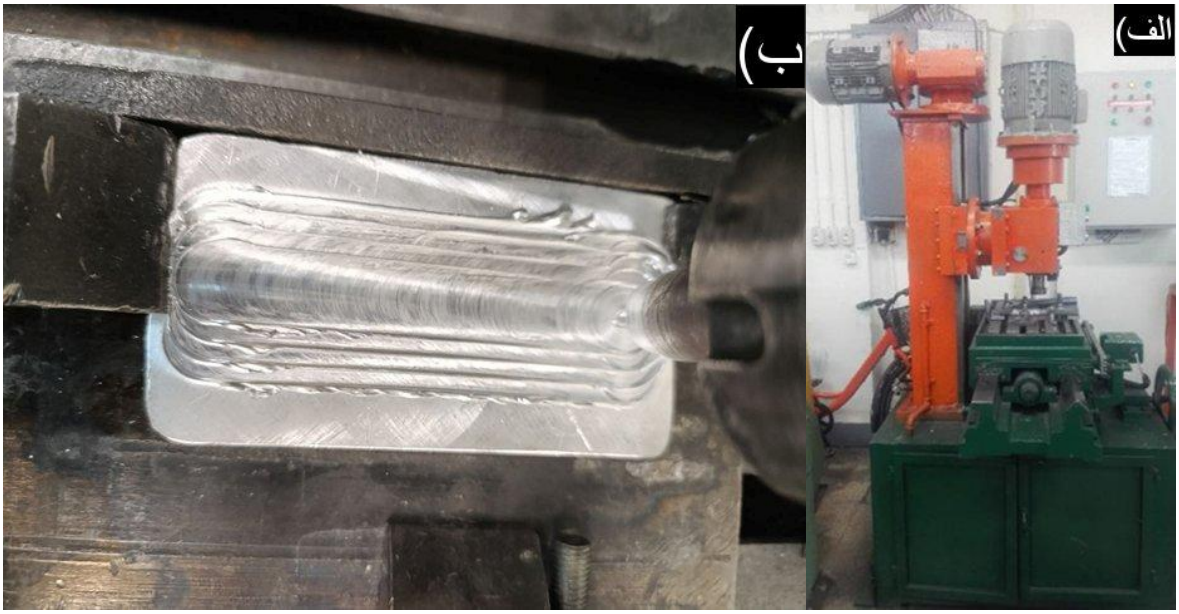
برای ساخت آلیاژ A۲۰۶ از آلومینیم خالص (۹۹/۹۲ درصد)، ورق مسی خالص، آمیژان Al-50%Mg و Al-10%Mn و همچنین از آمیژان تیتانیوم (Al-10%Ti) به عنوان جوانه زا استفاده گردید. ذوب در کوره الکتریکی انجام شده و از بوته‌ای از جنس گرافیت استفاده شد. ابتدا آلومینیم ذوب گردید و سپس آمیژان ها اضافه شدند و آمیژان منیزیم در مرحله آخر اضافه شد تا از اکسید شدن آن جلوگیری شود، دمای ریختگی حدود ۷۵۰ درجه سانتیگراد انتخاب شد. قالب از جنس چدن نشکن با ابعاد ۱۰ در ۱۵ سانتی‌متر و ضخامت ۱/۲ سانتی متر بود که پوشان اکسید زیرکنیم-تیتانیم برای آن مورد استفاده قرار گرفته بود. دمای قالب در هنگام ریختن مذاب حدود ۲۰۰ درجه سانتیگراد انتخاب گردید. آنالیز عنصری این آلیاژ

به روش طیف سنجی نشر جرقه (SES) و به کمک دستگاه کوانتومتری انجام شد. مقادیر عناصر برای این آلیاژ در جدول (۱) مشاهده می‌شود. بعد از ریخته‌گری، نمونه‌ها با استفاده ازدستگاه CNC کف تراشی شدند و ضخامت نمونه به ۱۰ میلی متر رسید [۱۴].

**جدول ۱. نتایج کوآنتومتری آلیاژ ریختگی A206**

| wt % | Al | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Ni | Zn | Ti |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| A۲۰۶ | base | ۰/۰۳۱ | ۰/۱۰۸ | ۴/۷۹ | ۰/۴۰۷ | ۰/۲۲۳ | ۰/۰۰۳ | ۰/۰۰۴ | ۰/۰۱۵ | ۰/۲۳۴ |
| wt % | Ag | Be | Bi | Co | Li | Pb | Sb | Sn | V | Zr |
| A۲۰۶ | <۰/۲۰ | - | ۰/۰۰۱ | - | - | - | - | - | ۰/۰۲۵ | - |

فرآیند اصطکاکی همزن‌زنی به وسیله دستگاه جوشکاری اصطکاکی همزدنی با قابلیت تنظیم سرعت چرخشی تا ۲۰۰۰ دور بر دقیقه انجام گردید شکل (۱). در این تحقیق از سرعت چرخشی ۱۲۰۰ دور بردقیقه استفاده شد. استفاده از سرعت چرخشی‌های بسیار بالا موجب افزایش بیش از حد حرارت ورودی شده و ناحیه فرآیند شده با خواص نامناسبی به وجود می‌آوردن و همچنین کاهش سرعت چرخشی، موجب کاهش حرارت تولیدی مورد نیاز می‌شود از طرفی، مدت زمان اعمال اصطکاک در یک نقطه که میزان حرارت ورودی را تعیین می‌کند، به مقدار سرعت انتقالی وابسته است. سرعت انتقالی بهینه برابر با ۵ سانتی متر بر دقیقه تنظیم شد. همینطور، زاویه ابزار نسبت به صفحه عمود برابر با ۳ درجه در نظر گرفته شد تا غلطاندن مواد در پشت پین به صورت موثر انجام شده و از ایجاد حفره جلوگیری شود. ابزار با جنس فولاد گرمکار H13 که سختی آن بین ۵۵ تا ۵۸ راکول سی بود مورد استفاده قرار گرفت [۱۵]، که قطر شانه (شولدر)، قطر پین استوانه‌ای و ارتفاع پین در این دستگاه به ترتیب برابر با ۱۸، ۵ و ۵ میلی‌متر انتخاب شدند. قابل ذکر است که طول شانه مورد استفاده نیز ۲۰ سانتی متر بود [۱۸].




**شکل ۱. الف) دستگاه FSP مورد استفاده در این پژوهش ب) نمایی از انجام عملیات FSP بر روی سطح قطعه و همپوشانی پاس‌های مختلف**

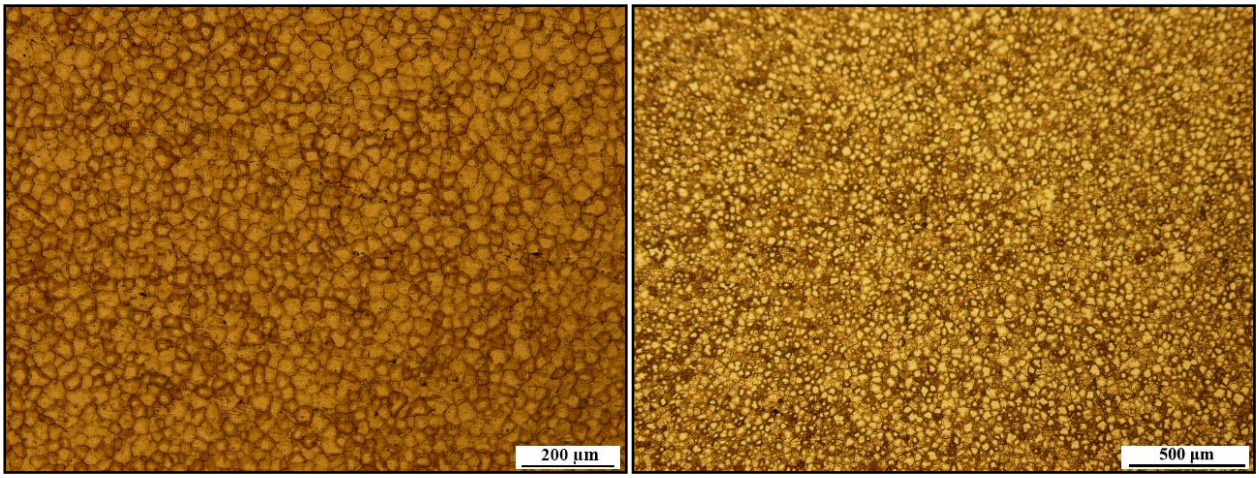
مقاطع عرضی متالوگرافی برای بررسی ریزساختار نواحی مختلف تهیه شده‌است. آماده‌سازی نمونه‌ها به روش مانت سرد و سنباده زنی از شماره ۶۰ الی ۵۰۰۰ انجام شد. سطح نمونه‌ها بعد از عملیات سنباده زنی به کمک خمیر الماسه سوپراسترانگ ۱ میکرون صیقلی شد. پیش از تصویربرداری معمولی، از محلول حکاکی کلر اصلاح شده با ترکیب ۲۵ ٪ حجمی نیتریک اسید ۶۵ ٪، ۱۵ ٪ حجمی هیدروکلریک اسید ۳۷ ٪ و ۱۰ ٪ حجمی هیدروفلوئوریک اسید ۴۸ ٪ برای حکاکی کردن نمونه‌ها استفاده شد. مدت زمان حکاکی ۶ ثانیه در نظر گرفته شد. برای عکس‌های رنگی و پلاریزه، از

محلول حکاکی HBF4 با غلظت ۲/۵٪ استفاده شد و عملیات به مدت ۴۰ ثانیه در ۱۰ ولت و ۳۰ ثانیه در ۲۰ ولت با روش حکاکی الکتریکی انجام شد. برای بررسی خواص مکانیکی ناحیه هم‌زده شده، نمونه‌های آزمون کشش مطابق با استاندارد ASTM E8/E8M ساخته شده است [۲۰]. نمونه‌های کشش به صورت طولی (در جهت طول قطعه‌ی هم‌زده شده)، تهیه شد به‌طوری که تمام طول سنجه (Gage) و بخش‌های وسط دستگه‌های نمونه‌ی کشش شامل ناحیه هم‌زده می‌باشند. برای جلوگیری از سرخوردن نمونه در فک کشش، طول دستگیره‌های نمونه‌های آزمون کشش فلز پایه فرآیند شده مقداری بلندتر در نظر گرفته شد. همین طور برای اطمینان کامل از این که سنجه کاملاً در ناحیه هم‌زده شده قرار گیرد اثر شانه ابزار که روی سطح آلیاژ به وجودآورده بود استفاده شد، به طوری که پهنای اثر شانه تقریباً ۱۵ میلی‌متر بود و یک ناحیه مستطیلی شکل به عرض ۱۲ میلی‌متر از وسط این ناحیه علامت‌گذاری و سپس برشکاری شد.سپس در طی ماشین‌کاری از هر طرف یک میلی‌متر مجدداً برداشته شد تا در نهایت پهنای دستگاه نمونه‌ی کشش به ۱۰میلی‌متر رسانده شود. سرعت در حین کشش ۲/۵ میلی‌متر بر دقیقه تنظیم شد. نمونه‌های متالوگرافی با مقطع عرضی تحت سختی سنجی قرار گرفتند. اندازه دانه آلیاژ ریختگی و فرآیند شده از روی تصاویر متالوگرافی با استفاده از استاندارد ASTM E112-13 [۲۱] روش خطوط موازی محاسبه شد. سختی سنجی با استفاده از نیروی ۲۰۰ گرم و مدت زمان نگه داری ۱۵ ثانیه در راستای خطی به فاصله یک و نیم میلی متر از سطح ناحیه هم زده شده انجام شد. ریزساختار آلیاژها در مراحل مختلف به کمک میکروسکوپ نوری مدل Olympus و میکروسکوپ الکترونی مدل TeScan Mira 3 مجهز به شناساگر EDS انجام شد. جهت بررسی ترکیب شیمیایی فازهای مختلف در آلیاژ ریختگی و آلیاژ فرآیند شده از آنالیز طیف سنجی پراش انرژی اشعه ایکس (EDS) استفاده شد.

## ۳- نتایج و بحث

در این فصل داده‌های پژوهش گردآوری و بررسی شد. ابتدا ریزساختار حاصل از ریخته‌گری مورد بررسی قرار گرفت. سپس ریزساختار حاصل از فرآیند اصطکاکی هم‌زنی مورد تحقیق قرار گرفت و با ریزساختار حاصل از ریخته‌گری مقایسه شود. در انتها نیز خواص مکانیکی حاصل از آزمایش کشش و سختی مورد بررسی قرار گرفت.

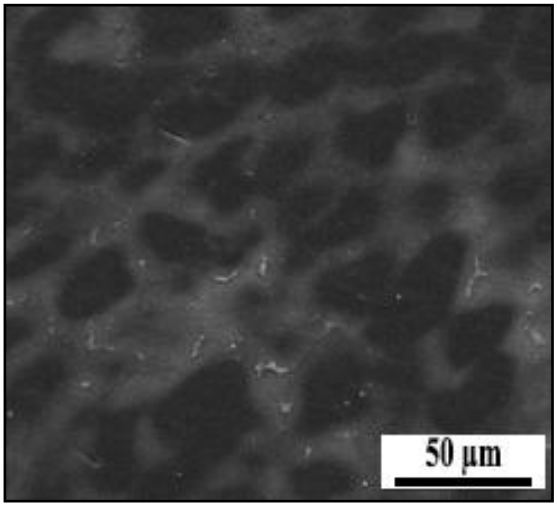
شکل (۲-الف) تصویر متالوگرافی، تهیه شده با استفاده از نور معمولی در دو بزرگ‌نمایی مختلف را نشان می‌دهد. بررسی تصاویر اولیه از آلیاژ ریختگی A۲۰۶ به کمک میکروسکوپ نوری نشان می‌دهد که ساختاری دندریتی و درشت دانه وجود دارد. همینطور، اندازه دانه‌ها به طور کلی ناهمگن است. این موضوع در شکل (۲) قابل مشاهده است [۲۳].




**شکل ۲. تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ A۲۰۶ ریختگی (تصویر میکروسکوپ نوری با استفاده از نور معمولی).**

همانطور که ملاحظه می‌شود، فازهای بین فلزی پیوسته در مرزدانه‌ها شکل (۳) حضور دارند که می‌توان آن‌ها را به ترکیبی نظیر Al2Cu و یا دیگر ترکیبات Al-Cu-Mg که غنی از مس هستند نسبت داد. به علاوه، ساختار حاوی تخلخل و جدایش‌های مایکرو است که همین موضوع نیز باعث افت خواص مکانیکی آلیاژ می‌شود. همینطور پیوستگی میان ترکیبات ثانویه غنی از مس مشاهده می‌شود؛ که وجود همین ذرات ترد پیوسته در مرزدانه می‌تواند عامل افت خواص مکانیکی این آلیاژ باشد. در آلیاژهای A۲۰۶ که حاوی حدود ۴ تا ۵ درصد وزنی مس هستند، طبق دیاگرام فازی

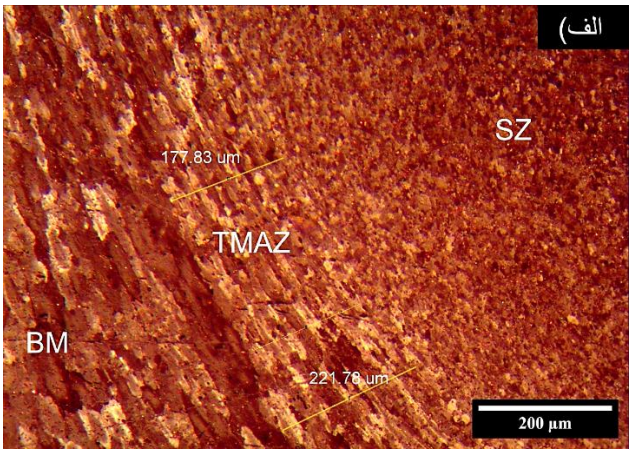
تعادلی این آلیاژ انجماد یوتکتیکی را پشت سر نمی گذارد اما به دلیل جدایش فازی، خط سالیدوس به سمت راست تغییر می‌کند و در نتیجه، انجماد به صورت هیپو-یوتکتیکی انجام می‌شود. در این شرایط، ابتدا دانه‌های اولیه آلومینیوم (α-Al) از مذاب شروع به تبلور می‌کنند [۲۳]. با پیشرفت انجماد و کاهش دمای سیستم، غلظت مس در مذاب باقیمانده افزایش می‌یابد تا زمانی که مذاب باقی‌مانده به ترکیب یوتکتیکی برسد و در دمای حدود ۵۴۸ $C^{\circ}$ واکنش یوتکتیکی رخ دهد. حاصل این واکنش، تشکیل شبکه‌های بین‌دانه‌ای از فاز یوتکتیک $Al_2Cu$ است که معمولاً در مرز دانه‌ها و نواحی بین‌دندریتی تجمع می‌یابند. آلیاژ مذکور، به دلیل داشتن دامنه انجمادی گسترده، در فرآیند ریخته‌گری دچار جدایش می‌شود. عنصر مس تمایل دارد در مرحله آخر انجماد به نواحی با دمای پایین‌تر (مرزدانه‌ها) رانده شود؛ که این موضوع سبب تشکیل شبکه‌های غنی از مس در مرزدانه‌ها می‌شود. حضور این ترکیبات سخت و ترد در مرزدانه‌ها یکی از دلایل اصلی افت خواص مکانیکی در این آلیاژ است. به علاوه؛ با وجود جوانه‌زای مناسب رشد دندریتی سریع همچنان وجود دارد، ریزساختار به شکل درشت دانه و ناهمگن به دست آمده‌است. بر اساس این تصاویر میانگین اندازه دانه این آلیاژ در حالت ریختگی ۴ ± ۳۷ محاسبه شد که نشان از درشت دانه بودن این آلیاژ است [۲۷].




**شکل ۳. تصویر الکترون ثانویه از ترکیبات بین فلزی و یوتکتیکی در آلیاژ ریختگی A۲۰۶.**

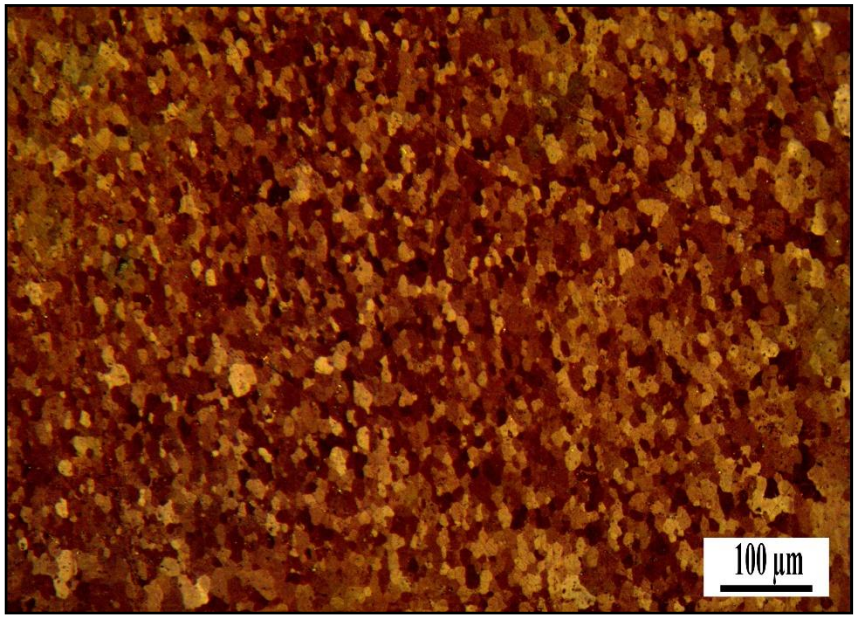
### ۳-۲- میکروساختار آلیاژ فرآیند شده

آلیاژ A۲۰۶ با پارامترهای ذکر شده مورد عملیات FSP قرار گرفت. شکل (۴) به بررسی بهتر و تاثیر FSP بر تغییر ریزساختاری این آلیاژ کمک می‌کند. در واقع در طی فرآیند اصطکاکی هم زدنی به دلیل اصطکاک موجود بین سطح و قطعه و حرارت ناشی از تغییر فرم پلاستیک ماده، دمای آلیاژ افزایش می‌یابد. حضور همزمان تغییر فرم پلاستیک شدید و دمای بالا باعث می‌شود تبلور مجدد دینامیکی در طی فرآیند در ناحیه همزده رخ داده و دانه‌های ریز و هم‌محور به وجود بیاید. همانطور که مشاهده می شود اندازه دانه آلیاژ پس از این فرآیند به شدت کاهش یافته است. شکل (۵) ریزساختار ناحیه همزده (SZ) دو آلیاژ را پس از عملیات FSP نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که عملیات FSP تاثیر مضاعفی در ریزدانگی آلیاژهای ریختگی داشته است. محاسبات نشان داد که عدد اندازه دانه برای آلیاژ A۲۰۶ به ۱۰/۲۳(۶.۹) میکرومتر) رسیده‌است که نشان‌دهنده ریزدانه شدن ساختار پس از عملیات FSP است [۲۹-۳۰].




**شکل ۴. تصویر نواحی فلز پایه و همزده در آلیاژ A۲۰۶ بعد از عملیات FSP ریختگی (تصویر میکروسکوپ نوری با استفاده از نور معمولی).**

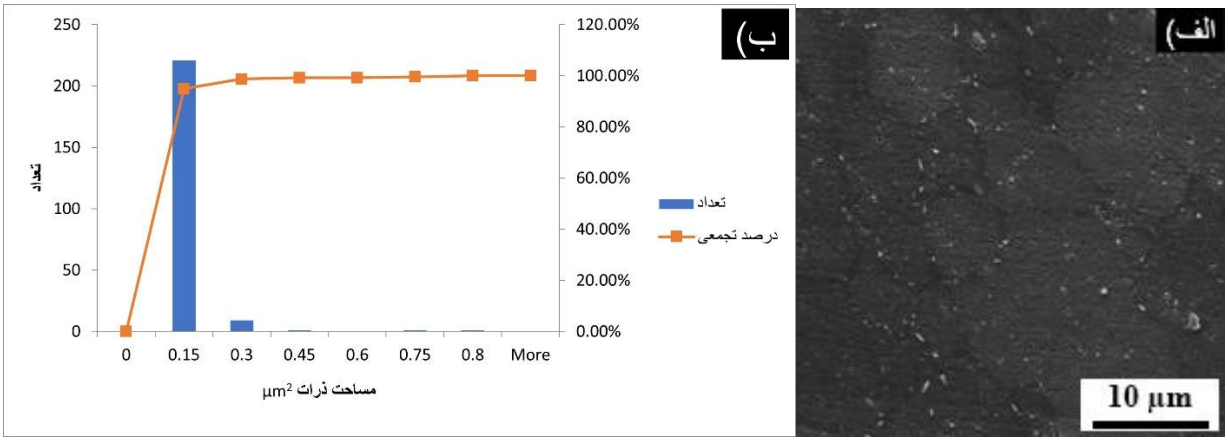
بررسی تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه‌های تحت فرآیند FSP شکل (۵) نشان می‌دهد که ساختار اولیه دندریتی و نسبتاً درشت آلیاژ A۲۰۶ کاملاً دگرگون شده و به ناحیه‌ای با ریزساختار یکنواخت‌تر تبدیل شده است. ناحیه همزده SZ دارای دانه‌های تقریباً هم محور با ابعاد بسیار کوچک است. کوچک شدن اندازه دانه‌ها در واقع با ازدیاد مرزدانه، موجب خارج شدن رسوبات از حالت پیوسته شده و کاهش اندازه رسوبات و پخش شدن بهتر آن ها به بهبود استحکام کمک می‌کند [۳۳].




**شکل ۵. ریزساختار ناحیه همزده آلیاژ A۲۰۶ پس از فرآیند FSP (تصویر میکروسکوپ نوری با استفاده از نور پلاریزه).**

در ادامه، تغییرات اندازه رسوبات پس از انجام فرآیند FSP نیز صورت گرفت. شکل(۶-الف) ترکیبات بین فلزی آلیاژ FSP شده A۲۰۶ را نشان می‌دهد. همچنین، نمودار هیستوگرام مساحت ذرات در شکل (۶-ب) مشخص شده است. بررسی ریزساختار این آلیاژ نشان داد که در نتیجه فرآیند FSP کسر حجمی رسوبات به ۰/۴۸ ٪ رسیده که به مراتب کمتر از حالت اولیه (حدود ۱ ٪) است. این موضوع به انحلال رسوبات در اثر فرآیند FSP تاکید دارد. علاوه بر این؛ میانگین اندازه ذرات برابر با ۰/۰۶ $\mu m^2$ بود که کاهش چشمگیری را نشان می‌دهد. شکل زیر تصویر رسوبات و همینطور توزیع اندازه آن‌ها را در آلیاژ A۲۰۶ تحت فرآیند FSP نشان می‌دهد. و نشانگر توزیع یکنواخت‌تر عناصر و انحلال بهتر ذرات بین فلزی در آلیاژ است [۳۱]. زمان لازم برای انحلال ذرات یوتکتیکی در ساختارهای ریختگی بسیار طولانی است. در واقع زمان لازم برای انحلال یک فاز به شدت تابع

اندازه‌ی ذره است. به طوری که بر اساس محاسبات تئوریکی زمان انحلال ذره بطور معکوس با توان دوم اندازه ذرات رابطه دارد. بنابراین انحلال فاز ثانویه غنی از مس پس از FSP را می‌توان به خرد شدن و تبدیل ذرات فاز ثانویه به ذرات میکرونی، دمای بالای فرآیند، تغییر فرم پلاستیک شدید و ریزدانه شدن فاز زمینه که منجر به کاهش فاصله نفوذی می‌شود، مرتبط کرد [۳۵-۳۴].



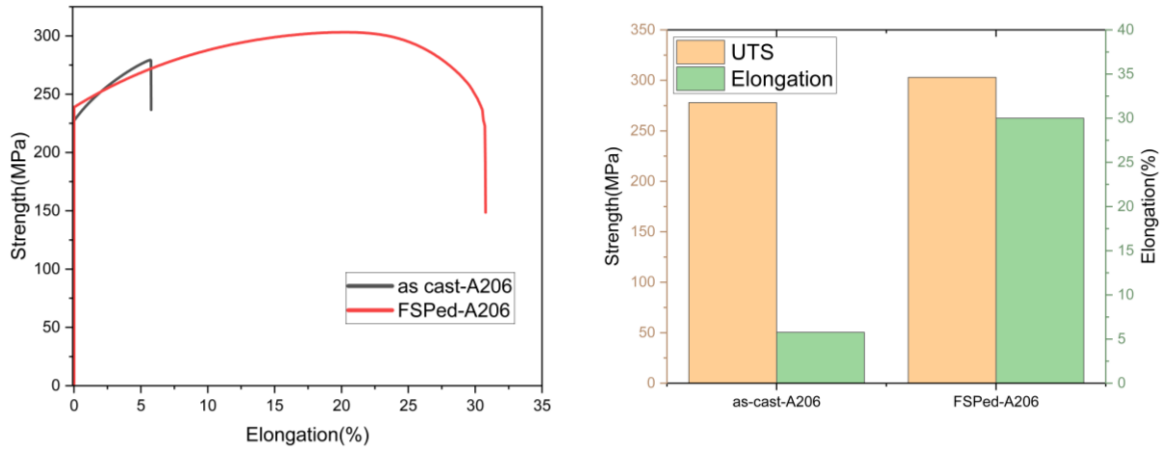

**شکل ۶. الف) رسوبات بین فلزی در آلیاژ A۲۰۶ پس از عملیات FSP. ب) نمودار هیستوگرام توزیع مساحت ذرات بین فلزی.**

### ۳-۴- خواص مکانیکی

برای بررسی تاثیر FSP بر خواص مکانیکی آلیاژ A۲۰۶ ، آزمون کشش تک محوره در دمای اتاق روی نمونه های ریختگی و فرآیند شده انجام شد. شکل (۷) نمودار تنش-کرنش آلیاژ ریختگی و FSP شده را نشان میدهد. آلیاژ ریختگی به دلیل ساختار درشت دانه و وجود فاز ترد و درشت $Al_2Cu$ در مناطق بین دندریتی و مرزدانه‌ها دارای خواص مکانیکی ضعیفی من جمله، استحکام کششی ۲۷۸ مگاپاسکال و درصد ازدیاد طول تا شکست حدود ۵.۷۷ درصد است، که نشان از تردی بالای نمونه و عدم وجود خواص کششی مناسب است.

انجام فرآیند اصطکاکی هم‌زدنی روی آلیاژ ریختگی A۲۰۶ منجر به بهبود قابل توجهی بر خواص مکانیکی شد. استحکام کششی آلیاژ FSP شده نسبت به ریختگی حدود ۹ درصد افزایش پیدا کرد و خواص کششی آلیاژ نیز دستخوش تغییرات زیادی شد به این صورت که تغییرطول نمونه FSP شده حدود ۶ برابر شد. همچنین سختی آلیاژ ریختگی ۶۹ ویکرز در مقابل با انجام فرآیند FSP بر روی نمونه شاهد افزایش سختی به ۷۷ ویکرز بودیم. افزایش سختی و استحکام آلیاژ فرآیند شده را می‌توان به فاکتورهای زیر نسبت داد:

در درجه اول ضریب حساسیت استحکام به اندازه دانه، به عبارت دیگر ثابت قفل شوندگی مرزدانه‌ها، در آلیاژهای آلومینیوم مقدار قابل توجهی است. بنابراین کاهش اندازه دانه از ۳۷ میکرون به ۶.۹ میکرون موجب افزایش استحکام قابل توجهی می‌شود. در درجه دوم استحکام بخشی با ذرات ریزمیکرونی فاز تتا ایجاد می‌شود در واقع تاثیر فاز تتا، یوتکتیکی درشت در استحکام آلیاژ ریختگی بیشتر ناشی از محدود کردن تغییر فرم پلاستیک زمینه نرم توسط یک فاز سخت است. اما در آلیاژ فرآیند شده با کاهش اندازه ذرات بین‌فلزی تتا به زیر یک میکرون، اندرکنش ذرات ریز با نابجایی‌ها (مکانیزم اوروان) فعال شده و موجب افزایش استحکام آلیاژ می‌شود. در درجه سوم افزایش تأثیر مکانیزم محلول جامد در استحکام فاز آلفا در اثر انحلال فاز تتا وجود دارد. همان‌طور که در بالا توضیح داده شد، انحلال فاز تتا در اثر FSP موجب افزایش درصد عناصر محلول همچو مس در زمینه آلفا شده و به این ترتیب نقش مکانیزم محلول جامد در افزایش استحکام موثرتر می‌شود. بهبود چشمگیر انعطاف پذیری آلیاژ FSP شده به دلیل ریز شدن دانه های آلیاژ، خرد شدن و ریز شدن فاز تتا، شکستن پیوستگی فاز تتا و همچنین کاهش درصد فاز تتا است [۳۶-۳۴].




**شکل ۷. نمودار تنش کرنش مهندسی آلیاژ A۲۰۶ در حالت ریختگی و FSP شده.**

## ۴- نتیجه گیری

در این پژوهش به بررسی بهبود ریز ساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم A۲۰۶ ریختگی با استفاده از فرآیند اصطکاکی هم زدنی پرداخته شده است. آلیاژ ریختگی با اندازه دانه درشت و ترکیبات بین فلزی یوتکتیکی $Al_2Cu$ در مناطق بین دندریتی و مرزدانه ها خواص مکانیکی ضعیفی را از خود نشان می‌دهد. این امر به دلیل شکستن ذرات ترد فاز تتا حین بارگذاری مکانیکی شکست ترد ترقی را تشویق کرده و با ایجاد ناپیوستگی در فصل مشترک زمینه و ذره موجب تسریع فرآیند شکست می شود. در حالت ریختگی استحکام کششی و درصد ازدیاد طول نمونه تا شکست به ترتیب ۲۷۸ مگاپاسکال و حدود ۵.۷۷ درصد بود. از فرآیند اصطکاکی هم زدنی برای بهبود ریز ساختار آلیاژ استفاده شد و نتایج زیر حاصل شد:

(۱) اعمال فرآیند اصطکاکی هم زدنی با تشویق پدیده تبلور مجدد دینامیکی منجر به کاهش شدید اندازه دانه از ۳۷ میکرون به حدود ۶.۹ میکرون شد. همچنین ترکیب تغییر فرم پلاستیک شدید در دمای بالا منجر به انحلال جزئی فاز تتا، شکستن پیوستگی فاز تتا، خرد شدن آن و تبدیل شدن ذرات تتا به ذرات بسیار ریز با اندازه زیر یک میکرون شد.

(۲) نتایج نشان داد که استحکام کششی آلیاژ A۲۰۶ با ۹ درصد افزایش به ۳۰۳ مگاپاسکال رسید، که ناشی از افزایش تاثیر مکانیزم استحکام دهی مرزدانه ای، فعال شدن مکانیزم اروان و افزایش میزان سهم مکانیزم محلول جامد است.

(۳) انعطاف پذیری آلیاژ پس از عملیات FSP به ۳۰ درصد رسید. این بهبود در شکل پذیری با تغییر مکانیزم شکست از حالت ترقی به نرم همراه بود که به دلیل ریز شدن دانه های آلیاژ، خرد شدن و ریز شدن فاز تتا، شکستن پیوستگی فاز تتا و همچنین کاهش درصد فاز تتا است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که فرآیند FSP می‌تواند به عنوان یک روش موفقیت آمیز برای اصلاح ریز ساختاری و بهبود خواص مکانیکی آلیاژهای ریختگی آلومینیوم در افزایش قابلیت اطمینان به قطعات ریختگی در برابر شکست ترد نقش کلیدی بازی کند، که در نهایت منجر به افزایش کاربرد آلیاژهای ریختگی الومینیوم در قطعات حساس به ایمنی بالا می‌شود.

## ۵- مراجع

1. M. Sokoluk, C. Cao, S. Pan, and X. Li, Nanoparticle-enabled phase control for arc welding of unweldable aluminum alloy 7075, Nature Communications, vol. 10, no. 1, p. 98, 2019/01/09 2019.
2. D. Florián-Algarín, R. Marrero, X. Li, H. Choi, and O. M. Suárez, "Strengthening of Aluminum Wires Treated with A206/Alumina Nanocomposites," *Materials*, vol. 11, no. 3, doi: 10.3390/ma11030413.
3. J. Elambasseril, M. J. Benoit, S. Zhu, M. A. Easton, E. Lui, C. A. Brice, M. Qian, and M. Brandt, Effect of process parameters and grain refinement on hot tearing susceptibility of high strength aluminum alloy 2139 in laser powder bed fusion, Progress in Additive Manufacturing, vol. 7, no. 5, pp. 887-901, 2022/10/01 2022.

4. M. Lalpoor, D. G. Eskin, G. ten Brink, and L. Katgerman, Microstructural features of intergranular brittle fracture and cold cracking in high strength aluminum alloys, Materials Science and Engineering: A, vol. 527, no. 7, pp. 1828-1834, 2010/03/25/ 2010.
5. M. Ericsson and R. Sandström, Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG, International Journal of Fatigue, vol. 25, no. 12, pp. 1379-1387, 2003/12/01/ 2003.
6. S. Zhong, H. Shuang, J. Chen, J. Ren, Z. Zhou, F. Wen, L. Qi, and R.-g. Guan, Microstructure and properties of 7075 aluminum alloy welding joint using different filler metals, Materials Today Communications, vol. 31, p. 103260, 02/01 2022.
7. J. Rakhmonov, K. Liu, and G. X. Chen, Effects of Compositional Variation on the Thermal Stability of $$\theta$$′-Al2Cu Precipitates and Elevated-Temperature Strengths in Al-Cu 206 Alloys, Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 29, no. 11, pp. 7221-7230, 2020/11/01 2020.
8. M. Tiryakioğlu, J. Campbell, and N. Alexopoulos, On the ductility potential of cast Al–Cu–Mg (206) alloys, Materials Science and Engineering A, vol. A 506, pp. 23-26, 04/01 2009.
9. W. Zhang, B. Lin, D. Zhang, and Y. Li, Microstructures and mechanical properties of squeeze cast Al–5.0Cu–0.6Mn alloys with different Fe content, Materials & Design (1980-2015), vol. 52, pp. 225-233, 2013/12/01/ 2013.
10. N. Coniglio and C. E. Cross, Initiation and growth mechanisms for weld solidification cracking, International Materials Reviews, vol. 58, no. 7, pp. 375-397, 2013/09/01 2013.
11. S. Li, K. Sadayappan, and D. Apelian, Effects of Mold Temperature and Pouring Temperature on the Hot Tearing of Cast Al-Cu Alloys, Metallurgical and Materials Transactions B, vol. 47, no. 5, pp. 2979-2990, 2016/10/01 2016.
12. R. S. Mishra and Z. Y. Ma, Friction stir welding and processing, Materials Science and Engineering: R: Reports, vol. 50, no. 1, pp. 1-78, 2005/08/31/ 2005.
13. N. Sun and D. Apelian, Microstructural Modification of A206 Aluminium via Friction Stir Processing, Materials Science Forum, vol. 618-619, pp. 361-364, 04/17 2009.
14. Z. Y. Ma, F. C. Liu, and R. S. Mishra, Superplastic deformation mechanism of an ultrafine-grained aluminum alloy produced by friction stir processing, Acta Materialia, vol. 58, no. 14, pp. 4693-4704, 2010/08/01/ 2010.
15. N. Coniglio and C. E. Cross, Mechanisms for Solidification Crack Initiation and Growth in Aluminum Welding, Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 40, no. 11, pp. 2718-2728, 2009/11/01 2009.
16. S. Tahamtan, A. Halvaee, M. Emamy, and M. S. Zabihi, Fabrication of Al/A206–Al2O3 nano/micro composite by combining ball milling and stir casting technology, Materials & Design, vol. 49, pp. 347-359, 2013/08/01/ 2013.
17. R. Kapoor, K. Kandasamy, R. S. Mishra, J. A. Baumann, and G. Grant, Effect of friction stir processing on the tensile and fatigue behavior of a cast A206 alloy, Materials Science and Engineering: A, vol. 561, pp. 159-166, 2013/01/20/ 2013.
18. J. Liu and S. Kou, Susceptibility of ternary aluminum alloys to cracking during solidification, Acta Materialia, vol. 125, pp. 513-523, 2017/02/15/ 2017.
19. M. R. Nasresfahani and B. Niroumand, Effect of Degassing on Hot Tearing Tendency of A206 Aluminum Cast Alloy, International Journal of Metalcasting, vol. 14, no. 2, pp. 538-546, 2020/04/01 2020.

20. A. Jalili, A. Ghasemi, M. T. Kafshgari, S. L. Sing, and M. Pouranvari, Pre-weld friction stir processing mitigates hot cracking and strengthens AA6061 fusion welds, Scientific Reports, vol. 15, no. 1, p. 15618, 2025/05/05 2025.
21. A. Jalili, A. Ghasemi, M. Torabi Kafshgari, and M. Pouranvari, Abnormal Grain Growth Limits Weldability of Friction Stir-Processed Alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 56, no. 11, pp. 5202-5208, 2025/11/01 2025.
22. C. C. Chang, C. L. Chen, J. Y. Wen, C. M. Cheng, and C. P. Chou, Characterization of Hot Cracking Due to Welding of High-Strength Aluminum Alloys, Materials and Manufacturing Processes, vol. 27, no. 6, pp. 658-663, 2012/06/01 2012.
23. J.-q. Han, J.-s. Wang, M.-s. Zhang, and K.-m. Niu, Relationship between amounts of low-melting-point eutectics and hot tearing susceptibility of ternary Al–Cu–Mg alloys during solidification, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. 30, no. 9, pp. 2311-2325, 2020/09/01/ 2020.
24. Suyitno, V. I. Savran, L. Katgerman, and D. G. Eskin, Effects of alloy composition and casting speed on structure formation and hot tearing during direct-chill casting of Al-Cu alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 35, no. 11, pp. 3551-3561, 2004/11/01 2004.
25. A. M. Khalil, M. Ibrahim, and A. N. Solonin, Understanding the effect of low melting-point phases and homogenization annealing on the liquation cracks formation in the Al-Cu binary system during laser melting process, Materials Letters, vol. 334, p. 133715, 2023/03/01/ 2023.
26. R. Nadella, D. Eskin, and L. Katgerman, Role of grain refining in hot cracking and macrosegregation in direct chill cast AA 7075 billets, Materials Science and Technology, vol. 23, no. 11, pp. 1327-1335, 2007/11/01 2007.
27. M. Sokoluk, J. Yuan, S. Pan, and X. Li, Nanoparticles Enabled Mechanism for Hot Cracking Elimination in Aluminum Alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 52, no. 7, pp. 3083-3096, 2021/07/01 2021.
28. J. A. Spittle and A. A. Cushway, Influences of superheat and grain structure on hot-tearing susceptibilities of AI-Cu alloy castings, Metals Technology, vol. 10, no. 1, pp. 6-13, 1983/01/01 1983.
29. G. M. Karthik, G. D. Janaki Ram, and R. S. Kottada, Heat-Affected Zone Liquation Cracking Resistance of Friction Stir Processed Aluminum-Copper Alloy AA 2219, Metallurgical and Materials Transactions B, vol. 48, no. 2, pp. 1158-1173, 2017/04/01 2017.
30. C. C. Chang, Microstructure in hot cracking mechanism of welded aluminium alloys, Materials Science and Technology, vol. 29, no. 4, pp. 504-510, 2013/04/01 2013.
31. V. I. Elagin, Condition and Ways for Raising Crack Resistance of High-Strength Aluminum Alloys, Metal Science and Heat Treatment, vol. 44, no. 9, pp. 371-380, 2002/09/01 2002.
32. J. Li, S. L. Shrestha, Y. Long, L. Zhijun, and Z. Xintai, The formation of eutectic phases and hot cracks in one Ni–Mo–Cr superalloy, Materials & Design, vol. 93, pp. 324-333, 2016/03/05/ 2016.
33. W. Kong, K. Liu, W. Li, Z. Gao, J. Zou, and J. Li, Review: Hot cracking during welding nickel-based superalloys, Journal of Materials Science, 2025/10/08 2025.
34. M. Xu, H. Zhang, T. Yuan, Z. Yan, and S. Chen, Microstructural characteristics and cracking mechanism of Al-Cu alloys in wire arc additive manufacturing, Materials Characterization, vol. 197, p. 112677, 2023/03/01/ 2023.
35. M. Holzer, K. Hofmann, V. Mann, F. Hugger, S. Roth, and M. Schmidt, Change of Hot Cracking Susceptibility in Welding of High Strength Aluminum Alloy AA 7075, Physics Procedia, vol. 83, pp. 463-471, 2016/01/01/ 2016.

36. S. Pan, J. Yuan, M. P. Moodispaw, C. Linsley, J. Liu, A. A. Luo, A. Taub, and X. Li, Corrosion performance of nano-treated aluminum alloy A206 with TiC nanoparticles, Materials and Corrosion, vol. 74, no. 3, pp. 419-429, 2023/03/01 2023.

# بررسی خواص ریزساختاری و مکانیکی اتصال غیرمشابه فولاد AISI۱۰۳۵ و چدن سفید پُرکروم با فرایند ریخته گری مرکب

**رضا عزیزی همامی[۱]، مسعود کثیری عسگرانی[۲]، علیرضا اعلایی[۳]، مجتبی نعل‌چیان*[۴]**

[۱]کارشناسی ارشد، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف‌آباد، ایران؛ azizi.reza.1361@gmail.com

[۲]استاد ، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف‌آباد، ایران؛ m.kasiri.a@gmail.com

[۳]دانشیار، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف‌آباد، ایران؛ alaei45alireza@gmail.com

[۴]*دکترا، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف‌آباد، ایران ؛mojtaba.naalchian@gmail.com

## چکیده

اتصال دهی به روش ریخته گری مرکب برای اتصال فلزات مشابه یا غیر مشابه از طریق ریخته‌گری مستقیم حاصل می‌شود. در این روش اتصال بین یک فلز جامد و فلز مذاب و با کمک یک فرایند نفوذ در فصل‌مشترک جامد-مذاب ایجاد می‌شود. در این پژوهش، خواص اتصال بین فولاد ساده کربنی۱۰۳۵ AISI به عنوان فلز جامد و چدن پُر کربن-کروم ضد سایش به عنوان فلز مذاب و با استفاده از فرایند ریخته‌گری ترکیبی بررسی شده است. برای بررسی ریزساختار و خواص این اتصال از میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی SEM، آنالیز عنصری EDX، آنالیز فازی پراش پرتو X (XRD)، آزمون کشش و آزمون سختی سنجی استفاده شد. دماهای پیشگرم ۲۵ و ۳۵۰ °C و شرایط سطحی فولاد (شیارداری و صافی سطح) درج فلزی (فولاد ساده کربنی ۱۰۳۵ AISI) به عنوان پارامترهای متغیر در نظر گرفته شده است. برای انجام عملیات ریخته‌گری ترکیبی از قالب‌های ماسه‌ای استفاده شده است به نحوی که درج فلزی در داخل قالب قرار گرفته شد و سپس مذاب چدن با دمای ۱۴۰۰ °C به داخل قالب ماسه‌ای با طرح اتصال لب به لب ریخته شده است. بررسی ریزساختار فصل مشترک اتصال، به ترتیب مناطق فصل‌مشترک، دندریتی، رقیق شده و هم‌محور ظریف از سمت فولاد به سمت چدن را نشان می‌دهد. این شیب ریزساختاری در نمونه‌های پیشگرم شده در دمای ۳۵۰ °C با شدت بیشتری مشاهده شد. در نمونه پیشگرم شده و شیاردار فصل‌مشترک کوچک‌تر شده و اتصال بهتری صورت گرفته است که نشان دهنده ممزوج شدن و آلیاژسازی و در نهایت نفوذ عناصر آلیاژی از سمت چدن به فولاد است. در منطقه دندریتی، رشد از حالت صفحه‌ای به دندریتی تغییر یافته و دندریت‌های γ از فصل‌مشترک به سمت مذاب باقی مانده چدن در خلاف جهت انتقال حرارت پیشروی کرده‌اند. استفاده از عملیات پیشگرم باعث شده است تا از طول دندریت‌ها کاسته شده و بر وسعت منطقه هم‌محور ظریف بیفزاید. در منطقه رقیق شده به دلیل پس زدن عناصر آلیاژی از دندریت‌ها ساختار یوتکتیکی از $M_{23}C_6+\gamma$ مشاهده می‌شود. در نهایت، در منطقه هم محور که ریزساختار آن شامل زمینه γ محلول جامد آهن-کربن-کروم-نیکل-منگنز-مولیبدن و کاربیدهای با دو مورفولوژی شش وجهی و میله‌ای شکل است در تمام نمونه‌های اتصال داده شده مشاهده شده است. آنالیز خطی در امتداد درز اتصال نشان داد که در مناطق اتصال داده شده و نمونه‌های اتصال کامل نفوذ کمی از عناصر آلیاژی از سمت مذاب چدن به سمت فولاد اتفاق افتاده که در بهبود خواص اتصال بسیار موثر بوده است. بررسی پروفیل ریزسختی مقطع محل اتصال نمونه‌ها نشان داد که با پیشروی از سمت فولاد به سمت چدن سختی افزایش می‌یابد، اما یک افت ناگهانی در سختی در منطقه رقیق شده به دلیل ایجاد ریزساختار یوتکتیکی اتفاق می‌افتد. نمونه پیشگرم نشده با سطح صاف کمترین استحکام شکست و نمونه پیشگرم شده در دمای ۳۵۰ °C با سطح شیاردار بیشترین میزان استحکام شکست را از خود نشان داد. استفاده از شرایط سطحی باعث به دام افتادن مذاب در شیارها شده و شرایط برای انحلال درج فولاد ساده کربنی و ممزوج شدن فراهم شود که منجر به استحکام نهایی ۱۰۰ MPa شده است.

**کلمات کلیدی:** ریخته‌گری مرکب، چدن پُرکروم، فولاد ساده کربنی، ۱۰۳۵ AISI

**مقدمه**

فولاد به‌عنوان یکی از مهم‌ترین مواد مهندسی در صنایع مدرن، به‌دلیل برخورداری از استحکام مکانیکی بالا، دوام مطلوب و قابلیت بازیافت، جایگاه ویژه‌ای در حوزه‌هایی نظیر خودروسازی، سازه‌های عمرانی و تجهیزات انرژی به خود اختصاص داده است [۱]. یکی از انواع فولادهایی که در زمره فولادهای کم کربن و با عملکرد بالا طبقه‌بندی می‌شود، فولاد AISI ۱۰۳۵ است. فولاد کربنی AISI ۱۰۳۵ به‌عنوان یک فولاد با کربن متوسط و دارای حدود ۰/۳۵ wt.% کربن شناخته می‌شود که به دلیل تعادل مناسب میان استحکام مکانیکی، چقرمگی و قابلیت ماشین‌کاری، کاربرد گسترده‌ای در صنایع ساخت و تولید دارد. حضور منگنز در ترکیب شیمیایی این فولاد موجب بهبود سختی‌پذیری و یکنواختی خواص مکانیکی آن می‌شود و امکان افزایش استحکام و سختی از طریق عملیات حرارتی را فراهم می‌سازد [۲]. اگرچه مقاومت به خوردگی این فولاد ذاتی و محدود است و در محیط‌های خورنده نیازمند پوشش‌های محافظ می‌باشد، اما قابلیت‌های مناسبی در فرایندهایی نظیر آهنگری، نورد و کشش سرد از خود نشان می‌دهد. در مجموع، فولاد AISI ۱۰۳۵ به دلیل خواص مکانیکی متوسط و رفتار قابل‌اطمینان در بارگذاری‌های سبک تا متوسط، گزینه‌ای مناسب برای ساخت قطعاتی مانند شفت‌ها، پیچ‌ها و اجزای عمومی ماشین‌آلات محسوب می‌شود [۳]. با این وجود، عملکرد فولادها در شرایط کاری شدید شامل بارگذاری‌های سنگین، دماهای بالا و محیط‌های خورنده و ساینده، به‌طور قابل‌توجهی تحت تأثیر پدیده سایش سطحی قرار می‌گیرد که این امر منجر به افت دقت عملکردی، کاهش بازده و کوتاه شدن عمر مفید قطعات می‌شود و پیامدهای اقتصادی قابل‌ملاحظه‌ای را به همراه دارد [۴]. در این راستا، پوشش‌های مقاوم به سایش به‌عنوان راهکاری کارآمد و فناورانه مطرح شده‌اند که با ایجاد یک لایه محافظ بر سطح فولاد، ضمن حفظ خواص مکانیکی زیرلایه، مقاومت به سایش، ضربه و خوردگی را به‌طور چشمگیری ارتقا می‌دهند [۵]. افزون بر این، استفاده از این پوشش‌ها از منظر اقتصادی و زیست‌محیطی نیز حائز اهمیت است، چراکه امکان تعمیر، بازسازی و استفاده مجدد از قطعات را فراهم کرده و در نتیجه به کاهش مصرف مواد اولیه و همسویی با اهداف توسعه پایدار کمک می‌کند. با توجه به افزایش تقاضا برای تجهیزات با عمر کاری بالا، بازار پوشش‌های مقاوم به سایش با رشدی فزاینده مواجه بوده و پیشرفت در مواد نوین، به‌ویژه پوشش‌های نانوکامپوزیتی، و فناوری‌های پیشرفته لایه‌نشانی، چشم‌انداز آینده‌ای پویا و رو به توسعه را برای این حوزه ترسیم می‌کند [۶]. پوشش‌های مقاوم به سایش پایه آهن یک راه‌حل مقرون‌به‌صرفه و سازگار برای محافظت از زیرلایه‌های فولادی در برابر سایش ارائه می‌دهند. این پوشش‌ها عمدتاً از آلیاژهای آهن تشکیل شده و با ایجاد پیوند متالورژیکی قوی با زیرلایه‌های آهنی، از چسبندگی و قابلیت تحمل بار بسیار خوبی برخوردار می‌شوند. با افزودن عناصری مانند بور، کربن، کروم یا فازهای سخت مانند کاربیدها و بورایدها، سختی سطح و مقاومت به سایش این پوشش‌ها به طور چشمگیری افزایش یافته و در عین حال تعادل مناسبی از چقرمگی حفظ می‌شود. این پوشش‌ها برای طیف وسیعی از کاربردهای صنعتی شامل قطعات ماشین‌آلات، ابزارهای کشاورزی و تجهیزات معدن مناسب هستند، جایی که مقاومت در برابر سایش و مقرون‌به‌صرفه بودن هر دو از اهمیت بالایی برخوردارند [۷]. در طبقه‌بندی مواد پایه آهن، خانواده چدن‌ها جزء مواد مقاوم به خوردگی و سایش هستند که در اکثر کاربردهای صنعتی به عنوان قطعه یا پوشش استفاده می‌شوند. چدن‌ها آلیاژهای آهن-کربن-سیلسیم همراه با عناصر آلیاژی دیگر نظیر کروم، نیکل، نایوبیوم، تنگستن و مولیبدن هستند که بر اساس کاربرد خاص به آلیاژ پایه اضافه می‌شوند. این آلیاژها معمولا در حالت ریختگی و با عملیات حرارتی استفاده می‌شوند. هزینه پایین تولید چدن‌ها باعث شده که محبوبیت زیادی در صنایع مختلف مانند قطعات ریختگی تحت فشار مثل شیرها، بدنه پمپ‌ها، میل‌لنگ، چرخ دنده، غلطک‌ها، تجهیزات فرآوری شیمیایی، دیسک ترمز، میل‌لنگ‌ها و تجهیزات سنگین داشته باشند [۸]. این آلیاژها مقاومت به خوردگی خوبی در انواع محیط‌ها دارند. حضور نیکل و کروم به طور قابل توجهی مقاومت به خوردگی چدن‌ها را بهبود می‌دهد. از این رو، کاربرد آن‌ها در پمپ‌های دنده‌ای حمل اسید سولفوریک، پمپ‌ها و شیرهای آب دریا کاربرد دارد . عمصر کروم علاوه بر افزایش مقاومت به خوردگی در بهبود مقاومت به سایش چدن‌ها از طریق تشکیل کاربید $M_7C_3$ بسیار موثر است [۹]. یکی از انواع چدن‌هایی که در کاربردهای صنعتی اهمیت زیادی پیدا کرده است، چدن‌های سفید مقاوم به سایش است که در ساخت قطعاتی نظیر بوش‌ها، سیلندرها، کاسه چرخ، قالب‌ها و غلطک‌های نوار نقاله استفاده می‌شود [۱۰].

برای این که بتوان از خواص فولادهای ساده کربنی در کنار مقاومت به سایش یا خوردگی چدن‌ها استفاده کرد لازم است تا این دو فلز را

در کنار هم قرار داد. قرارگیری این دو ماده در کنار هم منجر به ساخت مواد بی‌متال می‌شود. مواد بی‌متال جزء موادی طبقه‌بندی می‌شوند که از دو جزء فلزی تشکیل شده‌اند که هر کدام خواص متالورژیکی، مکانیکی، الکتریکی، سایشی و خوردگی متفاوتی دارند. حضور این دو جزء فلزی در کنار هم باعث می‌شود که از مزایای هر دو جزء به طور همزمان استفاده می‌شود و در بسیاری موارد، یک جزء عیوب دیگری را برطرف می‌کند. در شکل محصول نهایی باید این دو جزء فلزی با اتصال کامل در کنار هم یک قطعه یا محصول یکپارچه را بسازند که از سودمندی اتصال غیرمشابه آن‌ها استفاده شود. این محصولات بی‌متال کاربرد گسترده‌ای در صنایع رادیاتورسازی، مخزن‌سازی، یاتاقان و واشرها در صنعت خودرو، ابزارهای برشی در صنایع فولادسازی، کاغذسازی، چوب‌بری، نساجی، صنایع غذایی، مبدل حرارتی، ظروف آشپزخانه و کنداکتورهای الکتریکی دارند [۱۱].

روکش‌کاری به‌عنوان یکی از مهم‌ترین روش‌های مهندسی سطح، نقش کلیدی در افزایش عمر کاری قطعات مهندسی ایفا می‌کند، به‌ویژه در صنایعی که قطعات در معرض سایش، خوردگی، فرسایش و تنش‌های مکانیکی شدید قرار دارند. این روش‌ها قادرند پوشش‌هایی ضخیم با پیوند متالورژیکی قوی بین پوشش و زیرلایه ایجاد کنند و در عین حال هزینه‌های استفاده از آلیاژهای پایه گران قیمت را تا حدود ۸۰٪ کاهش دهند. به‌طور کلی، روش‌های روکش‌کاری به دو دسته اصلی پاشش حرارتی و جوشکاری تقسیم می‌شوند. پاشش حرارتی بیشتر برای پوشش‌های نازک با اعوجاج حرارتی کم به‌کار می‌رود، اما به دلیل اتصال مکانیکی ضعیف‌تر، در بسیاری از کاربردهای سنگین جای خود را به جوشکاری داده است [۱۲]. روکش‌کاری با جوشکاری شامل طیف گسترده‌ای از فرایندهای مبتنی بر قوس الکتریکی، لیزر و پلاسما است که هر یک ویژگی‌ها و کاربردهای خاص خود را دارند. یکی از قدیمی‌ترین و پرکاربردترین روش‌ها، روکش‌کاری به کمک قوس دستی (SMAW[1]) است. این روش به دلیل سادگی تجهیزات، هزینه پایین و سهولت اجرا، به‌طور گسترده در صنایع تعمیر و بازسازی قطعات استفاده می‌شود. در این فرایند، حرارت لازم از قوس الکتریکی بین الکترود پوشش‌دار و قطعه کار تأمین می‌شود و امکان رسوب‌دهی آلیاژهای مقاوم به سایش و خوردگی فراهم می‌گردد. با وجود مزایای اقتصادی، جوشکاری قوسی دستی معمولاً با رقت بالاتر، کنترل محدود ریزساختار و احتمال ناهمگنی ترکیب شیمیایی همراه است. با این حال، بررسی‌ها [۱۳] نشان می‌دهد که حتی با این محدودیت‌ها، پوشش‌های حاصل از جوشکاری قوسی دستی می‌توانند افزایش قابل‌توجهی در سختی و مقاومت سایشی نسبت به زیرلایه ایجاد کنند، به‌ویژه زمانی که از آلیاژهای غنی از کاربیدها استفاده شود. در مقایسه باSMAW ، روکش‌کاری به روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز (GTAW[2]) کنترل بسیار بهتری بر حرارت ورودی، شکل حوضچه مذاب و ریزساختار پوشش فراهم می‌کند. در این روش، قوس الکتریکی بین الکترود تنگستنی غیرمصرفی و قطعه کار ایجاد شده و ماده پوشش به‌صورت سیم یا پودر به حوضچه مذاب اضافه می‌شود. فرایند GTAW به‌ویژه برای فولادهای زنگ‌نزن و پوشش‌های تقویت‌شده با ذرات سرامیکی مانند SiC و TiC بسیار مناسب است. نتایج مطالعات [۱۴-۱۶] نشان می‌دهد که این روش می‌تواند منجر به افزایش چندبرابری سختی، کاهش ضریب اصطکاک و بهبود چشمگیر مقاومت به سایش شود. با این حال، نرخ رسوب‌دهی نسبتاً پایین و نیاز به مهارت بالای اپراتور از محدودیت‌های این فرایند به‌شمار می‌رود. روکش‌کاری با فرایند جوشکاری قوسی فلز-گاز (GMAW[3]) به‌عنوان یک روش نیمه‌اتوماتیک، مزایایی نظیر نرخ رسوب‌دهی بالا و قابلیت پوشش‌دهی قطعات بزرگ را ارائه می‌دهد. در این فرایند، الکترود مصرفی به‌صورت سیم پیوسته تغذیه می‌شود و گاز محافظ از حوضچه مذاب در برابر آلودگی‌های محیطی محافظت می‌کند. این ویژگی‌ها باعث شده است که GMAW برای کاربردهای صنعتی در مقیاس بزرگ، مانند صنایع نفت و گاز و سازه‌های فلزی، گزینه‌ای مناسب باشد. بررسی‌ها نشان می‌دهد که پوشش‌های حاصل از GMAW علاوه بر بهبود مقاومت به سایش، می‌توانند استحکام کششی و یکپارچگی مکانیکی مطلوبی نیز ایجاد کنند، هرچند کنترل ریزساختار آن در مقایسه با روش‌های پیشرفته‌تر محدودتر است [۱۷]. در میان فرایندهای پیشرفته، روکش‌کاری با لیزر (LBW[4]) جایگاه ویژه‌ای دارد. این روش با استفاده از منبع لیزر پرتوان، امکان ذوب موضعی و بسیار دقیق سطح زیرلایه و ماده پوشش را فراهم می‌کند. ویژگی بارز روکش‌کاری لیزری، رقت

[1] Shielded Metal Arc Welding
[2] Gas Tungsten Arc Welding
[3] Gas Metal Arc Welding
[4] Laser Beam Welding

بسیار کم، سرعت سردشدن بالا و کنترل عالی ریزساختار است که منجر به تشکیل ساختارهای ریزدانه، فازهای سخت و در نهایت سختی و مقاومت به سایش بسیار بالا می‌شود. همچنین، روکش‌کاری لیزری امکان تولید پوشش‌های بدون ترک و متراکم را فراهم می‌کند که از نظر مقاومت به خوردگی نیز عملکرد بسیار خوبی دارند. با این حال، هزینه اولیه تجهیزات، پیچیدگی فرایند و محدودیت در پوشش‌دهی قطعات بسیار بزرگ از چالش‌های این روش محسوب می‌شود [۱۸]. روش پیشرفته دیگر، روکش‌کاری با فرایند جوشکاری قوسی پلاسمایی انتقالی (PTAW[1]) که ترکیبی از مزایای قوس الکتریکی و کنترل دقیق پلاسما را ارائه می‌دهد. در این فرایند، قوس پلاسما به‌صورت مستقیم بین الکترود و قطعه کار برقرار می‌شود و ماده پوشش به‌صورت پودر به حوضچه مذاب وارد می‌گردد. PTAW به دلیل رقت پایین، پیوند متالورژیکی قوی و یکنواختی پوشش، یکی از بهترین گزینه‌ها برای پوشش‌های مقاوم به سایش شدید به‌شمار می‌رود. نتایج مطالعات نشان می‌دهد که این روش می‌تواند پوشش‌هایی با سختی بالا، مقاومت عالی به سایش و حتی بهبود خواص خستگی ایجاد کند. با وجود این، هزینه تجهیزات و نیاز به کنترل دقیق پارامترها از محدودیت‌های آن است [۱۹]. روکش‌کاری مایکروویو به‌عنوان یک فناوری نوظهور و دوستدار محیط‌زیست می‌پردازد. در این روش، از انرژی مایکروویو برای گرمادهی یکنواخت و ایجاد پوشش استفاده می‌شود. مزیت اصلی روکش‌کاری مایکروویوی، مصرف انرژی کمتر، کاهش انتشار آلاینده‌ها و امکان گرمایش یکنواخت مواد پیشرفته است. مطالعات اولیه [۲۰] نشان می‌دهد که این روش می‌تواند پوشش‌هایی با پیوند متالورژیکی مناسب و خواص مکانیکی و تریبولوژیکی قابل‌قبول ایجاد کند، هرچند هنوز در مراحل تحقیقاتی و توسعه صنعتی قرار دارد و چالش‌هایی نظیر کنترل ترک و یکنواختی پوشش در آن وجود دارد.

در کنار کلیه فرایندهای روکش‌کاری و پوشش‌دهی که وجود تجهیزات گاها گران قیمت باعث می‌شود تا هزینه سرمایه‌گذاری افزایش یابد یا به دلیل بزرگ بودن تجهیزات و قطعاتی که باید پوشش‌دهی شود موجب افزایش ماده مصرفی شود، فرایند ریخته‌گری مرکب می‌تواند با حفظ خواص لایه پوشش و زیرلایه، یک پیوند متالورژیکی قابل قبول ایجاد کند و به یک فرایند اقتصادی صنعتی در کاربردهای تبدیل شود. ریخته‌گری مرکب یک فرایند منحصر به فرد در مهندسی مواد است که برای اتصال فلزات مشابه و غیر مشابه به‌کار می‌رود و به دلیل توانایی ایجاد پیوندهای متالورژیکی یکنواخت، در صنایع مختلف کاربردهای زیادی پیدا کرده است [۲۱]. این فرایند به‌ویژه زمانی که نیاز به اتصال فلزات با خواص مختلف باشد، مؤثر واقع می‌شود. در ریخته‌گری مرکب، یک فلز مذاب در تماس با یک فلز جامد قرار می‌گیرد و به‌گونه‌ای ریخته می‌شود که پیوندی دائمی و با خواص مکانیکی مطلوب بین دو فلز ایجاد می‌شود. ویژگی بارز این فرایند، کاهش رقت و بهبود انتقال فلزی بین دو فلز است که در نتیجه آن یک فصل مشترک یکنواخت بدون ترک‌های ماکروسکوپی ایجاد می‌شود [۲۲]. مطالعات مختلف نشان داده‌اند که ریخته‌گری مرکب اتصال فلزات غیر مشابه مانند آلومینیوم (Al) و منیزیوم (Mg) یا آلومینیوم و مس (Cu) را به‌خوبی انجام می‌دهد .حجاری و همکاران [۲۱] در مطالعه‌ای بر روی اتصال Al/Mg با استفاده از ریخته‌گری مرکب، به این نتیجه رسیدند که ریخته‌گری مذاب منیزیوم در اطراف مغزی آلومینیوم، به دلیل کاهش لایه اکسید آلومینیوم و تماس مستقیم بین فلزات، یک فصل مشترک یکنواخت ایجاد می‌کند. در مقابل، ریخته‌گری مذاب آلومینیوم در اطراف مغزی منیزیوم منجر به ترک و شکاف در فصل مشترک می‌شود. در تحقیقات دیگر، پاپیس[2] و همکاران [۲۳] نشان دادند که برای بهبود ترشوندگی سطح مغزی آلومینیوم، می‌توان لایه اکسید طبیعی آن را با لایه روی جایگزین کرد. این کار باعث ایجاد پیوند متالورژیکی بهتر بین آلومینیوم و منیزیوم می‌شود و از ایجاد ترک‌ها و نقص‌ها در اتصال جلوگیری می‌کند. همچنین، رابنر[3] و همکاران [۲۴] بر اهمیت استفاده از پوشش روی برای فعال‌سازی سطوح آلومینیوم تأکید کردند و گزارش دادند که این پوشش به ایجاد یک اتصال پیوسته و بدون نقص در فرآیند ریخته‌گری مرکب کمک می‌کند. در تحقیقاتی که اکبری‌فر و دیواندری [۲۵] انجام دادند، اثر دما و نسبت حجمی مذاب به مغزی جامد بر اتصال آلومینیوم/برنز بررسی شد. نتایج این تحقیق نشان داد که افزایش دما و نسبت مذاب به مغزی جامد باعث افزایش ضخامت و یکنواختی فصل مشترک می‌شود و ترکیبات بین‌فلزی در فصل مشترک تشکیل می‌شوند که مقاومت به خوردگی و سایش را بهبود می‌بخشند. مزایای ریخته‌گری مرکب شامل افزایش استحکام مکانیکی، کاهش عیوب ساختاری، و بهبود خواص مقاومتی است. این فرایند به‌ویژه در ساخت اتصالات فلزی مقاوم به

[1] Plasma-Transferred Arc Welding
[2] Papis
[3] Rubner

سایش و خوردگی که نیاز به اتصال فلزات با خواص مختلف دارند، مانند صنعت خودروسازی، تجهیزات نفت و گاز و صنایع هوافضا، اهمیت زیادی دارد. علاوه بر این، استفاده از پوشش‌های محافظ مانند روی یا مس در فرایند ریخته‌گری مرکب می‌تواند کارایی فرایند را بهبود داده و از ایجاد ترک‌ها و نقص‌های ساختاری در فصل مشترک جلوگیری کند.

در این پژوهش، هدف ایجاد اتصال مطلوب بین فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ و چدن پُرکروم ضدسایش با استفاده از فرایند ریخته‌گری مرکب بوده‌است. این روش با هدف جایگزینی مقرون به صرفه ریخته‌گری به جای روش‌های جوشکاری ذوبی پیشنهاد و اجراء شده است. از این رو، تاثیر پارامترهای پیشگرم، زبری سطح مغزی و شرایط سطح مقطع بررسی شده و خواص نمونه‌های اتصال داده شده با یکدیگر مقایسه و بهترین شرایط اعلام شده است. در این راستا، از آزمون‌های متالوگرافی نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف‌سنجی پرتو X بر اساس توزیع انرژی در کنار آزمون‌های مکانیکی شامل سختی‌سنجی، ریزسختس‌سنجی و کشش استفاده شده است.

## موادوروش پژوهش

از فولاد ساده کربنی ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ با ابعاد ۱۰×۱۰×۱۰ cm به عنوان ماده زیرلایه و از چدن سفید پُرکروم به عنوان ماده مذاب در فرایند ریخته‌گری مرکب استفاده شده است. ترکیب شیمیایی فولاد و چدن در جدول ۱ آورده شده است. لازم به ذکر است که چدن سفید پُرکروم بر اساس استاندارد ASTM A۵۳۲M یک چدن ضدسایش کلاس ۲ نوع A می‌باشد.

**جدول (۱)**. ترکیب شیمیایی فولاد AISI ۱۰۳۵ و چدن پُرکروم (بر حسب ٪ وزنی).

| ماده پایه | عنصر | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | C | Mn | Si | Ni | Cr | Mo | Cu | P | S |
| فولاد AISI ۱۰۳۵ | ۰/۳۲ | ۰/۵۰ | ۰/۲۸ | – | – | – | – | ۰/۰۳۵ | ۰/۰۳۵ |
| چدن ضدسایش پُرکروم | ۲/۵ | ۱/۶ | ۰/۹ | ۲/۳۵ | ۱۳/۶ | ۲/۲ | ۰/۸ | ۰/۰۹ | ۰/۰۴ |

با هدف بررسی تاثیر فرایند پیشگرم و همچنین تاثیر شیارزنی سطح مقطع بر میزان استحکام بدست آمده از اتصال، تصمیم برآن گرفته شد که دو پارامتر مذکور یعنی فرایند پیشگرم و نوع لبه‌سازی تحت بررسی قرار گیرد. بدین منظور چهار عدد نمونه مطابق با جدول ۲ آماده‌سازی شد. در تمامی نمونه‌ها فولاد به عنوان ماده مغزی و مذاب چدن به عنوان ماده اضافه شده در نظر گرفته شده است. همانگونه که در جدول ۲ شرح داده شده، در نمونه ۱ ابتدا سطح مقطع عرضی ورق فولادی به وسیله سنگ‌زنی صاف و صیقل داده شد. سپس مذاب چدن در دمای محیط به قالب اضافه گردید. در نمونه دوم، ابتدا سطح مقطع عرضی ورق فولادی به وسیله دستگاه سنگ شیارزنی شد. شیارزنی در زاویه ۴۵° بصورت ضربدری در عرض ورق صورت گرفت. در ادامه مذاب چدن در دمای محیط به قالب اضافه شد. در نمونه سوم نیز ابتدا سطح مقطع عرضی ورق فولادی به وسیله سنگ‌زنی صاف و صیغل داده شد. سپس با بکارگیری مشعل قالب تا دمای ۳۵۰ °C پیشگرم شد و مذاب چدن در قالب ریخته شد. در نهایت در نمونه چهارم، ابتدا سطح مقطع عرضی ورق فولادی به وسیله دستگاه سنگ شیارزنی شد و قالب تا دمای ۳۵۰ °C پیشگرم شده و مذاب چدن در قالب ریخته شده است.

**جدول (۲)**. جزئیات نمونه سازی.

| نمونه | نحوه آماده سازی |
|---|---|
| ۱ | سطح فولاد صاف (پولیش شده)+ بدون فرایند پیشگرمی |
| ۲ | سطح فولاد شیارزده شده + بدون فرایند پیشگرمی |
| ۳ | سطح فولاد صاف (پولیش شده)+ پیشگرمی در دمای ۳۵۰°C |
| ۴ | سطح فولاد شیارزده شد+ پیشگرمی در دمای ۳۵۰°C |

در اولین مرحله بلوک‌هایی در ابعاد ۱۰×۱۰×۱۰cm از نیمه فولادی تهیه و برش‌کاری شد. سپس عملیات سنباده‌زنی سطوح به‌منظور حذف لایه‌های اکسیدی و دیگر برروی کلیه نمونه‌ها انجام شد. در ادامه، با آماده‌سازی قالب ماسه‌ای نیمه‌های فولادی در درون قالب قرار گرفت (شکل ۱). اندازه و ابعاد نیمه‌ی فولادی، یک فضای خالی نیز جهت مذاب چدن در قالب در نظر گرفته شده است. در ادامه دو نیمه قالب به یکدیگر متصل و قالب‌ها آماده ذوب‌ریزی شد (شکل ۲). با آماده‌شدن مذاب چدن و با ترتیب ذکر شده در جدول ۲، مذاب داخل قالب‌ها ریخته شد. شکل ۳ به ترتیب فرایند پیشگرم برای نمونه‌های ۳ و ۴ و در نهایت قالب‌ها را بلافاصله بعد از ذوب ریزی نشان می‌دهد. شکل ۴ نیز تصویر نمونه‌های نهایی آماده شده را نمایش می‌دهد.

**شکل (۱)**: آماده‌سازی قالب ماسه‌ای.

**شکل (۲)**: اتصال دو نیمه قالب به یکدیگر و ذوب ریزی.

**شکل (۳)**: فرایند پیشگرمی و نمایش قالب‌ها بلافاصله بعد از ذوب ریزی.

**شکل (۴)**: تصویر نمونه‌های نهایی بعد ریخته‌گری.

به‌منظور آماده‌سازی نمونه‌ها برای آزمون‌های میکروسکوپ نوری و الکترونی قطعاتی از ناحیه جوش شامل فلزپایه، ناحیه HAZ و فلزجوش هر نمونه جدا شد. مقطع عرضی نمونه‌های متالوگرافی به‌ترتیب با سنباده‌های ۲۸۰،۴۰۰، ۶۰۰، ۸۰۰، ۱۰۰۰،۱۵۰۰ و ۱۵۰۰ آماده‌سازی گردید. محلول حکاکی[۱] مورد استفاده برای اچ، شامل محلول نایتال۲ ٪۲ (۲ درصد اسیدنیتریک در الکل) و کلروفریک (۱۰ گرم کلرید فریک، ۵۰ میلی‌لیتر اسید هیدروکلریدریک و ۲۰۰ میلی‌لیتر آب مقطر) بود. تصاویر میکروسکوپی نوری توسط میکروسکوپ Metallux 3Leitz، تهیه شدند. هدف از ارزیابی به کمک میکروسکوپ نوری، بررسی ریزساختار و دانه‌بندی نمونه‌ها در نواحی مختلف جوش بوده است. تصاویر میکروسکوپ الکترونی و آنالیز عنصری EDS نمونه‌ها، در نواحی مختلف اتصال، توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی[۳] VEGA/Tescan-LMU موجود در آزمایشگاه مرکز پژوهش متالورژی رازی و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی موجود در آزمایشگاه مرکزی دانشگاه صنعتی اصفهان مجهز به طیف‌سنجی پرتو X بر اساس توزیع انرژی بررسی شدند.

به منظور بررسی خواص مکانیکی از قبیل استحکام تسلیم، استحکام نهایی و درصد ازدیاد طول، نمونه‌های جوشکاری شده، تحت آزمون کشش تک محوری قرار گرفتند. آزمایش‌ها در دمای محیط با نرخ کشش ۵ mm/min توسط دستگاه کشش Instron انجام شد. نمونه‌سازی

---

[۱] Etchant
[۲] Nital
[۳] SEM

نمونه‌های آزمون کشش مطابق با استاندارد ASTM-E8 انجام گرفت. شکل ۵ تصویری از نمونه برشکاری شده به منظور آزمون کشش را نمایش می‌دهد.

**شکل (۵)**: تصویر نمونه‌های آماده شده به منظور آزمون کشش تک محوری.

آزمون سختی‌سنجی بر اساس سختی ویکرز و توسط دستگاه MICROMET طبق استاندارد E۳۸۴-۸۹ انجام شده است. مقادیر سختی در نیروی ۳۰۰gr و در زمان ۱۵ s اندازه‌گیری شد. در این راستا، آزمون‌های ریزسختی سنجی مطابق با شکل ۶ برای هر نمونه بصورت پروفیل ۹ نقطه‌ای سختی در طول خط اتصال انجام گرفت.

**شکل (۶)**: طرحی از نواحی تحت آزمون سختی‌سنجی ویکرز.

## نتایج و بحث

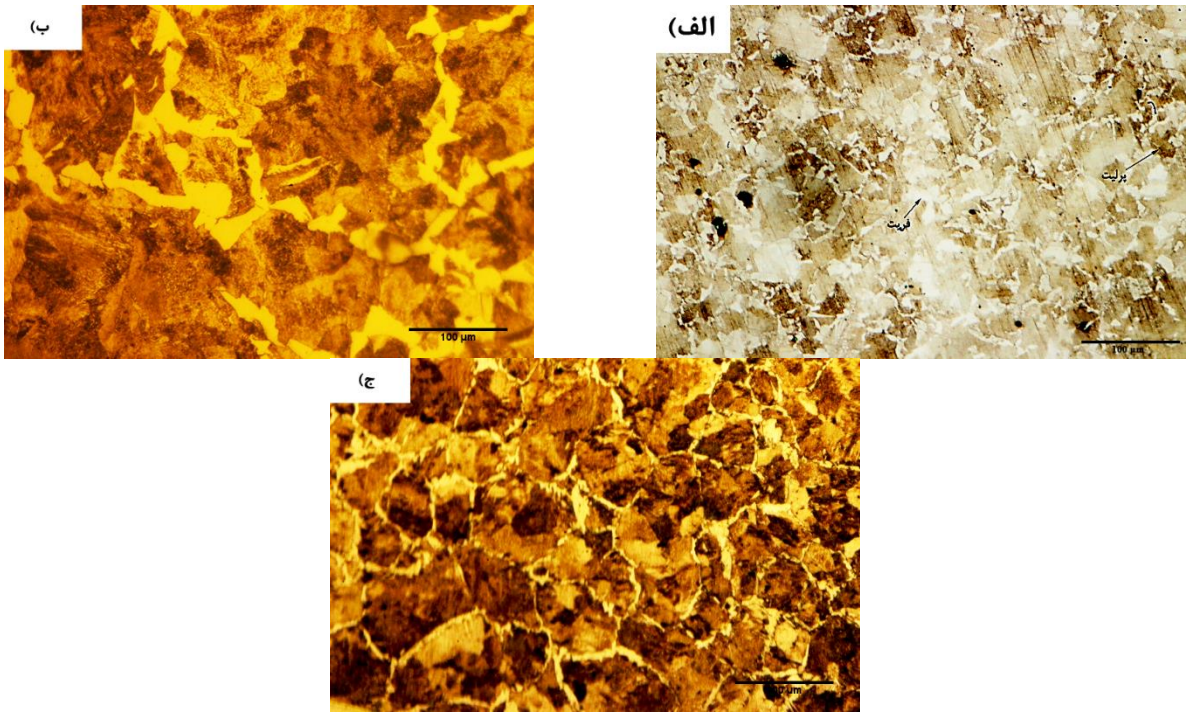
### ۱-ریزساختار فلز پایه (AISI ۱۰۳۵)

شکل ۷-الف تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ را نشان می‌دهد. در این تصویر ساختار متداول فولادهای با کربن کمتر از نقطه یوتکتوئید (۰/۸٪ وزنی کربن) تحت عنوان فولادهای هیپویوتکتوئید مشاهده می‌شود. دانه‌های فریت به صورت ساختارهای چند وجهی در مرز بین گروه‌های پرلیتی مشاهده می‌شود. اندازه این دانه‌های فریت هیپویوتکتوئیدی متغیر و در محدوده ۲۰-۱۲ µm است. همانطور که مشخص است ریزساختار فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ بسیار ساده و مشتمل بر زمینه فریتی α وگروه‌های پرلیتی حاوی لایه‌های متناوب فریت (α) و سمنتیت ($Fe_3C$) است. با توجه به این که از فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ به عنوان زیرلایه (مغزی) در عملیات در داخل قالب قرار گرفته شده است و در تماس مستقیم با مذاب چدن سفید پُر کربن-کروم با دمای حدود ۱۴۰۰ $^{\circ}C$ قرار داشته است، لذا این انتقال حرارت از مذاب به زیرلایه فولادی باعث تغییرات ریزساختاری در مجاورت با منطقه اتصال می‌شود. شکل ۷-ب تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه ۲ در سمت فولاد ساده کربنی را نشان می‌دهد. به دلیل این که در این نمونه عملیات پیش‌گرم انجام نشده است، لذا فولاد در مجاورت با مذاب به طور ناگهانی دچار شکست حرارتی می‌شود و در امتداد

درز اتصال شیب حرارتی بسیار زیادی ایجاد می‌شود، بنابراین، دمای منطقه مجاور به طور ناگهانی افزایش می‌یابد و احتمال بسیار زیاد از دمای آستنیته کردن فولاد (۸۶۰-۸۳۰ °C [۲۶]) تجاوز می‌کند و این منطقه به طور کامل یا جزئا به آستنیت تبدیل می‌ش ود. در حین سرد کردن بعدی به دلیل این که عملیات اتصال‌دهی در داخل قالب ماسه‌ای انجام می‌شودو سرعت سرد کردن نسبتا آرام است، لذا ساختار حاصل نیز فریت+پرلیت است، به نحوی که دانه‌های فریتی ریزدانه‌تر شده و گروه‌های پرلیتی ظریفی اطراف آن را احاطه کرده است. به دلیل این که سرعت سرد شدن در مقایسه با نمونه‌های پیشگرم شده بیشتر است، لذا نفوذ عناصر از سمت مذاب چدن به سمت فولاد و ایجاد یک منطقه نفوذ زیر منطقه فصل‌مشترک بسیار ضعیف بوده و از این رو، تشکیل ساختار مارتنزیتی در سمت فولاد نامحتمل می‌باشد. شکل ۷-ج تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه ۴ با سطح ماشین‌کاری شده و پیشگرم ۳۵۰ °C را نشان می‌دهد. در این نمونه استفاده از عملیات پیشگرم باعث می‌شود تا شیب دمایی در امتداد اتصال از بین بروند و انتقال حرارت از سمت چدن مذاب به سمت فولاد با سهولت بهتری انجام شود، علاوه بر این، استفاده از پیشگرم و قالب‌ریزی ماسه‌ای شرایط را برای کاهش سرعت سرد شدن و ایجاد دانه‌های نسبتا درشت از فریت و دسته‌های پرلیت فراهم می‌کند. بر اساس نمودار دما-زمان-استحاله فولاد AISI ۱۰۳۵، این آلیاژ از دمای کمی بالاتر از ۸۰۰ °C کاملا در حالت آستنیت قرار دارد. به دلیل حضور مقادیر بسیار کم از عناصر آلیاژی مخصوصا عناصری که پایدار کننده فاز آستنیت هستند، میدان فاز آستنیتی بسیار باریک و تقریبا چسبیده به خط عمودی دما قرار دارد. از این رو، بحث سرعت سرد شدن و استفاده از محیط‌های سرد کننده با شدت زیاد (مثل آب) در این آلیاژ بسیار حیاتی است تا ساختار مارتنزیتی به طور کامل یا جزئی حاصل شود. از این رو، بحث تشکیل مارتنزیت در نمونه‌هایی که حتی پیشگرم نیز نشده‌اند منتفی می‌باشد و کلیه نمونه‌ها با توجه به سرد کردن آرام در قالب ماسه‌ای و اعمال پیشگرم در محدوده تشکیل ساختارهای فریت+سمنتیت است. بر اساس نمودار فازی آهن-کربن (سمنتیت) مربوط به این آلیاژ مقدار فاز فریت در دمای ۷۲۷ °C+ΔT حدود ٪۵۶ فریت و ٪۴۴ آستنیت است که با سرد کردن تا دمای اتاق فاز آستنیت به طور کامل به فریت+سمنتیت استحاله می‌یابد. از این رو، این فولاد در ساختار خود در تمام نمونه‌ها حاوی ساختار فریت+پرلیت است.

## ۲-ریزساختار چدن سفید پُرکروم

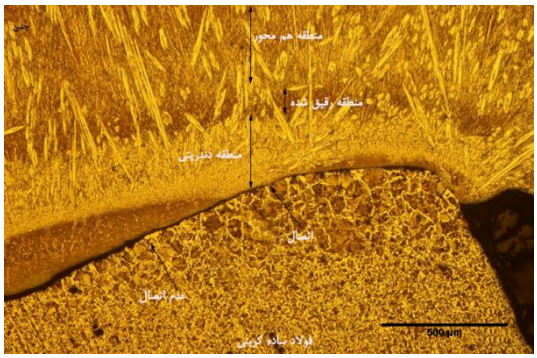
با ریختن مذاب با دمای حدود ۱۴۰۰ °C در داخل قالب و تماس با زیرلایه فلزی (مغزی) فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ پدیده‌های متالورژیکی مختلفی تا سرد شدن کامل مذاب اتفاق می‌افتد. این پدیده‌ها در مورد فولاد AISI ۱۰۳۵ مورد بررسی قرار گرفت. در این بخش سعی می‌شود که در مورد پدیده‌ها و استحاله‌های متالورژیکی که در سمت چدن اتفاق می‌افتد بیان شود. شکل ۸ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فصل‌مشترک و دو سمت اتصال (فولاد ساده کربنی و چدن سفید) را نشان می‌دهد. همانطور که پیش از این بیان شد، در نمونه ۲ به دلیل ایجاد شیارها بر سطح فولاد در برخی مناطق اتصال ایجاد شده است، از این رو، برای فهم بهتر پدیده‌های متالورژیکی در مناطق اتصال یافته و اتصال نیافته این تصویر انتخاب شده است. در مناطقی که عدم اتصال مشاهده می‌شود، یک منطقه عاری از دندریت مشاهده می‌شود که نشان دهنده عدم رشد رونشستی از فولاد AISI ۱۰۳۵ می‌باشد، در حالی که در مناطق اتصال یافته به دلیل رشد رونشستی مناطق مختلف ریزساختاری در سمت چدن ایجاد شده است. اولین منطقه شامل دندریت‌های کشیده شده در خلاف جهت انتقال حرارت به سمت چدن مذاب می‌باشد. منطقه دوم، منطقه رقیق شده است که شامل دندریت‌های شکسته شده و تقریبا زمینه چدن می‌باشدو در نهایت منطقه سوم که ریزساختار اصلی چدن سفید پُر کربن-کروم می‌باشد. در ادامه هر یک از این مناطق بررسی می‌شود.



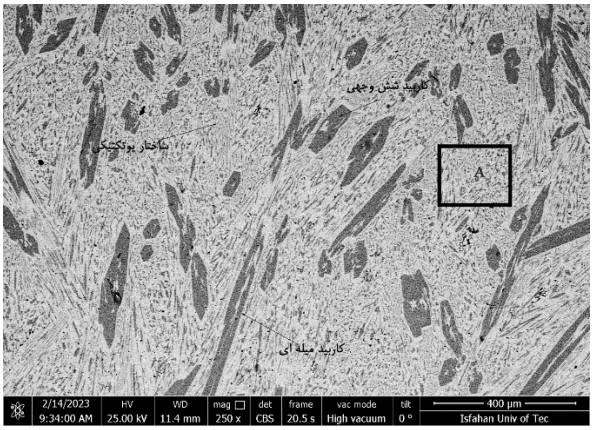

**شکل (۷)**: ریزساختار: الف)فلز پایه در حالت تازه دریافت شده، ب) منطقه متاثر از حرارت نمونه ۲ و ج)منطقه متاثر از حرارت نمونه ۴.

همانطور که پیشتر بیان شد، با پیشروی از سمت فصل‌مشترک به سمت مغز پدن غلظت عناصر آلیاژی مخصوصا کروم افزایش می‌یابد. انجماد در این نوع اتصال‌دهی با مکانیزم رشد رونشستی در منطقه نفوذ (منطقه زیر فصل‌مشترک) آغاز می‌شود. در ابتدا به صورت صفحه‌ای در فصل‌مشترک ظاهر شده و در ادامه به انجماد دندریتی تبدیل می‌شود. رشد دندریتی بر اساس سرعت انجماد، شیب حرارتی و غلظت عناصر آلیاژی مثل کروم، آهن، مولیبدن و نیکل بیان می‌شود. در منطقه دندریتی شیب جرارتی نسبت به فصل‌مشترک کاهش می‌یابد، سرعت رشد کم شده و به دلیل نفوذ مقادیر کم از عناصر آلیاژی حالت انجماد از تحت تبرید حرارتی به تحت تبرید ترکیبی تغییر می‌کند. از این رو، شرایط برای رشد دندریتی کاملا مهیا می‌شود [۲۷]. اگر نمونه‌ای با سطح مشترک صفحه ای در حال انجماد باشد، با افزایش تحت تبرید گرمایی و یا ترکیبی ساختار آن به دندریتی تغییر داد. اگر تحت تبرید گرمایی برای سیستم فراهم شود، یک سلول جلوتر از سلول های مجاور خود شروع به رشد می‌کند و آن قدر بزرگ می شود تا شاخه های جانبی در آن به وجود آید. اما اغلب ساختارهای دندریتی در آلیاژها به خاطر تحت تبرید ترکیبی است. بر این اساس، هنگامی رشد دندریتی بر رشد صفحه‌ای اولویت دارد که $\frac{G}{\sqrt{R}}$ کم و غلظت عناصر آلیاژی (مثلا کروم، C0) زیاد شود [۲۸]. در جلوی منطقه دندریتی، منطقه رقیق شده قرار دارد. همانطور که از اسم آن مشخص است، غلظت آهن در این منطقه افزایش یافته است. در کنار افزایش غلظت عناصر آهن، غلظت سایر عناصر آلیاژی مثل کروم، کربن و مولیبدن نیز افزایش می‌یابند که ناشی از پس زدن (ریزجدایش) عناصر آلیاژی از دندریت‌های در حال رشد است. علاوه بر این، سرعت انجماد در این منطقه به دلیل نزدیکی با مذاب چدن کاهش یافته است. لازم به ذکر است که شیب حرارتی نیز نسبت به فصل‌مشترک و منطقه دندریتی کم شده است. این عوامل در کنار هم باعث ایجاد منطقه رقیق شده با حالت انجماد ترکیبی می‌شود [۱۴]. منطقه رقیق شده شامل زمینه آستنیتی با رسوبات پراکنده (احتمالا کاربید) می‌باشد. شکل ۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از منطقه رقیق شده را نشان می‌دهد. در این منطقه زمینه آستنیتی با ذرات کاربیدی توزیع شده قابل مشاهده است که با دو مورفولوژی شش وجهی و لوله‌ای کاملا مشخص است. همانطور که در تصویر کاملا مشخص است، زمینه حاوی یوتکتیک از آستنیت+کاربیدها است که به صورت ساختار لایه‌ای کاملا مشخص است. آنالیز عنصری ناحیه‌ای از منطقه A (شکل ۹) نشان داد که ترکیب شیمیایی در این

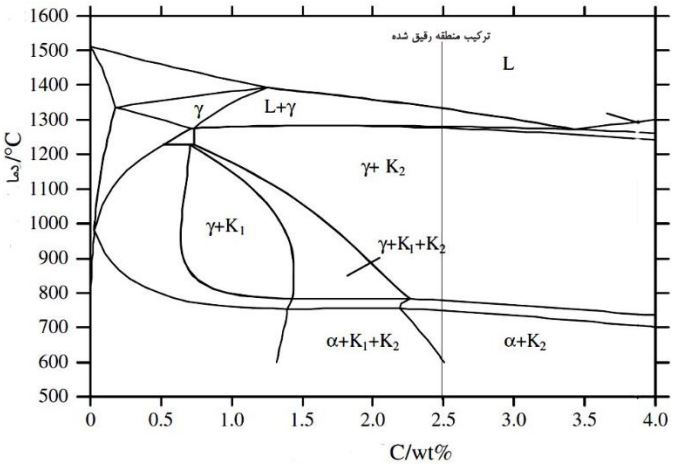
منطقه Fe-۲/۴C-۲۰Cr همراه با مولیبدن و نیکل است که متناسب با ترکیب شیمیایی هیپویوتکتیک آلیاژهای آهن-کروم-کربن است. بنابراین، بر اساس شکل ۱۰ که نمودار شبه سه فازی آهن-کروم-کربن در کروم ثابت ٪۲۰ را نشان می‌دهد [۲۹]، اولین فازی که باید تشکیل شود، زمینه آستنیتی γ است که در دمای حدود ۱۳۸۰ °C تشکیل می‌شود. در ادامه سرد کردن مذاب باقی مانده در اثر یک واکنش یوتکتیک در دمای ۱۲۵۰ °C استحاله کامل می‌شود. بر اساس مقدار کربن آلیاژ و میزان تعیین شده با آزمون EDX (٪۲/۵ وزنی)، کاربیدهای تشکیل شده از نوع $M_{23}C_6$ هستند [۲۸]. دو عامل بر مورفولوژی کاربیدها موثر است: الف)ترکیب شیمیایی و ب)سرعت سرد کردن. با افزایش سرعت سرد کردن و مقدار کربن، مورفولوژی از حالت میله‌ای شکل به سمت شش وجهی و کروی پیش می‌رود. با توجه به این که منطقه رقیق هنوز سرعت سرد شدن بالایی دارد، لذا مورفولوژی میله‌ای و تیغه‌ای در آن حاکم است. یکی از عواملی که در ریزدانه شدن کاربیدها در این منطقه موثر عمل کرده است، حضور عنصر مولیبدن بوده است. این عنصر به عنوان عامل جوانه‌زا برای کاربیدها عمل می‌کند [۳۰]. در پایان منطقه رقیق شده ریزساختار اصلی چدن سفید پُر کربن-کروم ظاهر می‌شود. شکل ۱۱ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار منطقه هم محور با دانه‌های ظریف و کاربیدهای ظریف هم محور نمونه ۴ نشان داده شده است.



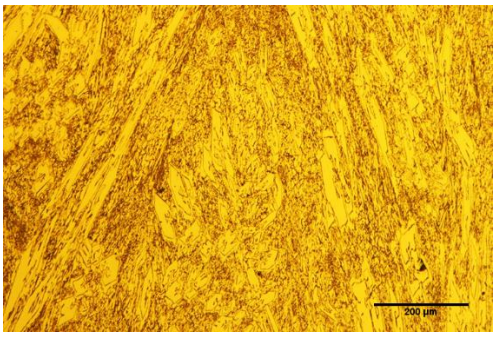

**شکل (۸):** تصویر میکروسکوپ نوری از شیب ریزساختاری نمونه ۲.




**شکل (۹):** تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از منطقه رقیق شده نمونه ۴.




**شکل (۱۰)**: نمودار شبه سه تایی آهن-کروم-کربن در کروم ثابت ٪۲۰ وزنی [۲۹].

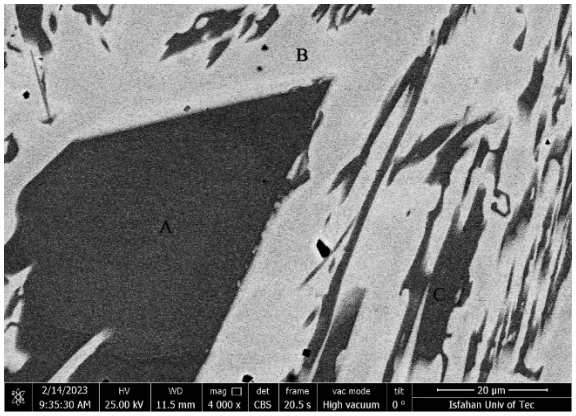



**شکل (۱۱)**: تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار منطقه هم‌محور نمونه ۴.

همانطور که در شکل ۱۲ مشاهده می‌شود، دانه‌های هم‌محور آستنیت همراه با کاربیدهای منظم و شش وجهی با زمینه یوتکتیکی به طور کامل توزیع شده است. از مهمترین خصوصیت این نوع ریزساختار آن است که دانه‌های کاربیدی رابطه هم‌سیمایی با زمینه آستنیتی دارند . برای بررسی ترکیب عنصری زمینه و رسوبات از آنالیز طیف‌سنجی پرتو X بر اساس توزیع انرژی استفاده شده است. شکل ۳ همراه با جدول ۳ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نقاط آنالیز و ترکیب آن‌ها را نشان می‌دهد. نقطه A که در داخل یک کاربید تقریبا شش وجهی قرار گرفته است با داشتن بیشترین مقدار کروم به سمت کاربیدهای کروم پیش می‌رود که با داشتن عناصر آلیاژی دیگر به نظر می‌رسد که $M_{23}C_6$ است. زمینه با حضور عناصر آلیاژی آستنیت‌زا مثل نیکل و منگنز به نظر می‌رسد که محلول جامد با ساختار کریستالی FCC است. مورفولوژی دیگر کاربید که میله‌ای شکل است نیز ترکیب شیمیایی مشابه با کاربید شش وجهی دارد و به نظر می‌رسد $M_{23}C_6$ باشد. چی-مینگ لین [1] و همکارانش [۳۱] چهار سیستم آلیاژی بر مبنای Fe-Cr-C را به منظور بررسی ساختار و فازهای موجود در آن ها مورد آزمایش قرار دادند. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که آلیاژ A شامل محلول جامد با ساختار یوتکتیکی است که بیان کننده‌ی ساختار هیپویوتکتیک می‌باشد. آلیاژ B با ترکیب شیمیایی نزدیک به نقطه یوتکتیک شامل مقادیر جزئی از محلول جامد و مقادیر زیاد از ساختار یوتکتیکی است. در آلیاژ C ریزساختار شامل کاربید اولیه‌ی $M_{23}C_6$ و ساختار یوتکتیکی است. ساختار در آلیاژ D شامل کاربید اولیه‌ی $M_7C_3$ و یوتکتیک است. کاربیدهای اولیه در این ساختار دارای مورفولوژی با مقطع عرضی تیغه ای و میله

[1] Chi-Ming lin

ای شکل هستند. اگر انجماد سریع صورت بگیرید کاربیدهای $M_7C_3$ به صورت کریستال‌های تیغه ای شکل در امتداد محورهای رشدترجیحی رشد می کنند



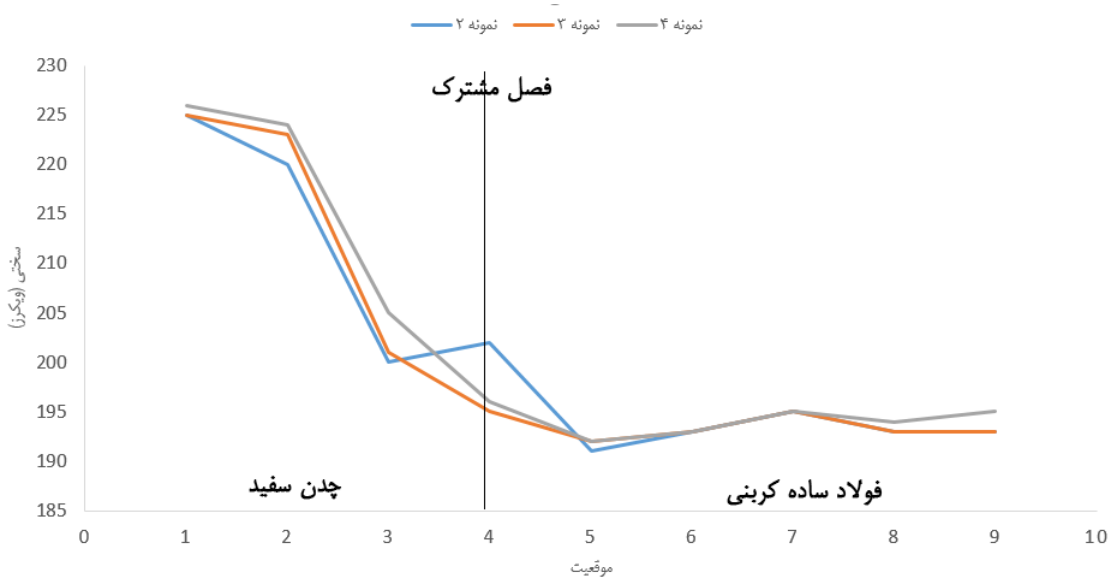

**شکل (۱۲)**: تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از زمینه منطقه هم‌محور نمونه ۴.

**جدول (۳)**: آنالیز نقطه‌ای از مناطق مشخص شده در شکل ۴-۱۸ (بر حسب ٪ وزنی).

| عنصر | ٪ وزنی | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | Fe | Cr | Ni | Si | Mn | Mo |
| موقعیت A | ۳۱/۴۳ | مابقی | ۰/۳۴ | ۰/۰۸ | ۱/۶۳ | ۰/۹۷ |
| موقعیت B | مابقی | ۱۷/۴۶ | ۱/۲۰ | ۱/۸۰ | ۱/۷۵ | ۱/۰۱ |
| موقعیت C | ۳۱/۸۷ | مابقی | ۰/۳۷ | ۰/۳۳ | ۲/۱۹ | ۰/۷۲ |

## ۳-خواص مکانیکی

شکل ۱۳ تغییرات ریزسختی در امتداد درز اتصال نمونه‌های ۲، ۳ و ۴ را نشان می‌دهد. همانطور که مشخص است با حرکت از فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ به سمت چدن سفید پُر کربن-کروم سختی افزایش می‌یابد، شاید یکی از دلایل افزایش سختی ناشی از تشکیل کاربیدهای سخت و زمینه محلول جامد پایه آهن با عناصر آلیاژی کروم، نیکل، مولیبدن و کربن است. تنها در نمونه شماره ۲ که فولاد ساده کربنی در حالت سرد قرار داشته است، سختی فصل‌مشترک به طور ناگهانی افزایش یافته است و در مورد ۳ و ۴ که از پیشگرم استفاده شده است، سختی فصل‌مشترک کمی افزایش یافته که ناشی از پدیده‌های نفوذ و ایجاد منطقه نفوذی در نزدیکی فصل‌مشترک است. یکی دیگر از پدیده‌های جالب در نمونه‌ها افت سختی در منطقه رقیق شده است که نسبت به دو منطقه دندریتی و منطقه هم‌محور سختی به طور ناگهانی افت کرده است که به دلیل سختی کمتر منطقه یوتکتیکی نسبت به مناطق غنی از کاربید می‌باشد.

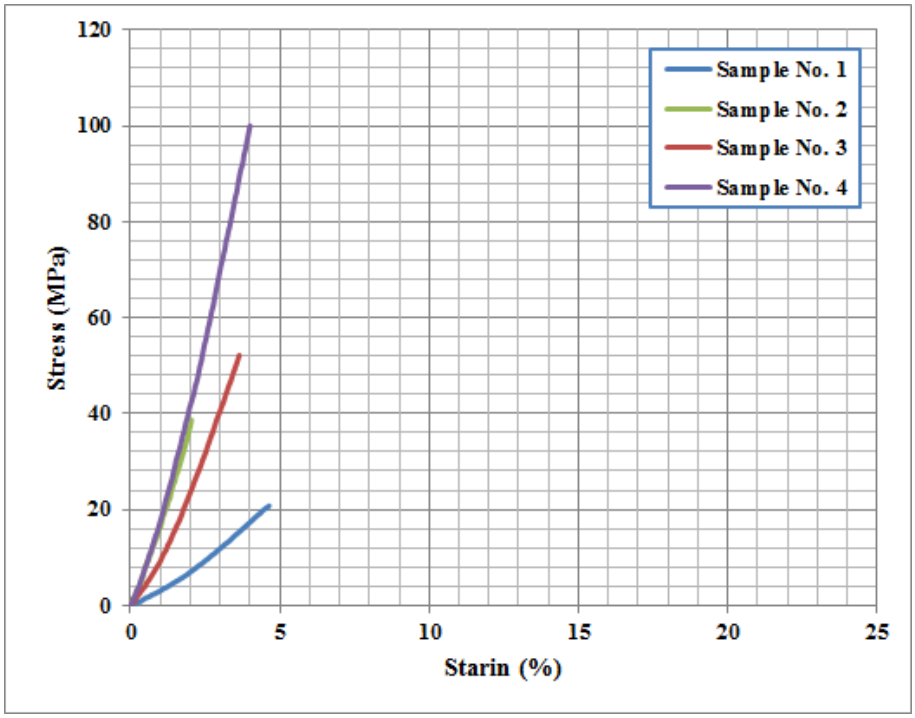



**شکل (۱۳)**: تغییرات ریزسختی در امتداد درز اتصال.

دِنگ[1] و همکاران [۳۲] در بررسی تغییرات ریزسختی و مقاومت به سایش پوشش‌های سخت‌کاری استلایت ۱۲ مشاهده کردند که با وجود افزایش سختی در نزدیکی فصل‌مشترک ولیکن سختی منطقه رقیق شده در مقایسه با سختی منطقه گذرا و ریزدانه کاهش یافته است. آن‌ها دلیل اصلی این موضوع را ایجاد رقت ناشی از زیرلایه عنوان کردند. شکل ۱۴ و جدول ۴ نتایج آزمون کشش نمونه‌های ۱، ۲، ۳ و ۴ را نشان می‌دهد. نمونه ۱ که با دست به راحتی شکسته می‌شده است در آزمون کشش مورد بررسی قرار گرفته است. با این وجود، میزان استحکام نهایی این نمونه ۲۰ MPa حاصل شده است. این نمونه از فصل‌مشترک به راحتی شکسته شده است. در نمونه‌های ۲ و ۳ اوضاع بهبود یافته است. استفاده از عملیات سطحی مثل ماشین‌کاری و عملیات حرارتی منجر به بهبود خواص اتصال تا ۳۹ و ۵۲ MPa شده است. ترکیب عملیات ماشین‌کاری و پیشگرم کردن باعث شده است تا استحکام کششی نمونه ۴ به حداکثر میزان برسید (۱۰۰ MPa). شکل ۱۵ تصاویر نمونه‌های شکسته شده از آزمون کشش را نشان می‌دهد. کاملا مشخص است که نمونه‌ها از اتصال شکسته شده‌اند که نشان دهنده ماهیت رفتار تُرد نمونه‌ها در محل اتصال بوده است. میزان انعطاف‌پذیری نمونه بسیار کم بوده است به نحوی که نمونه‌ها در نقطه تسلیم شکسته شده‌اند و میزان منطقه پلاستیک ایجاد شده در نمونه‌ها حتی در نمونه ۴ بسیار کم بوده و در حد صفر است. بدون پیش گرم کردن قالب، دیواره‌های قالب سردترین سطح هستند و بنابراین انتظار می‌رود که انجماد از آنجا شروع شود. از این رو، انجماد جهت‌دارتری به سمت مغزی ایجاد می‌شود. در نمونه‌های پیشگرم شده به مغزی و فلز ریخته‌شده اجازه می‌دهد برای مدت زمان طولانی‌تری باقی بماند. این می‌تواند شانس اتصال را افزایش دهد و بنابراین انتظار می‌رود زمانی که فقط مغزی از قبل گرم شده بود، اتصال بهتر یا شکاف نازک‌تری مشاهده شود. گراسمو[2] و همکاران [۳۳] در تحقیقات خود آلیاژهای آلومینیوم A۳۵۶ و AA۶۰۶۰ را از طریق فرآیند ریخته گری مرکب به یکدیگر متصل کردند. آن‌ها تأثیر دمای پیش گرمایش را در سه آزمایش به طور جداگانه مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها عنوان کردند که فقط عملیات پیشگرم نمی‌تواند موجب بهبود خواص اتصال شود، در حالی که ایجاد شرایط سطحی مثل روی دهی سطحی یا ایجاد شیار بر روی سطح و استفاده از عملیات پیشگرم و زمان دادن موجب بهبود خواص اتصال می‌شود. سروری و همکاران [۳۴] اتصال دو فلزی آلومینیوم و منیزیم خالص تجاری را با استفاده از فرایند ریخته‌گری ترکیبی مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها

[1] Deng
[2] Grasmo

از دماهای پیشگرم ۳۲۰، ۴۰۰ و ۴۵۰ C° به مدت ۳۰ دقیقه استفاده کردند. بررسی آن‌ها نشان داد که افزایش دمای پیشگرم موجب افزایش ضخامت لایه واکنشی می‌شود. افزایش بیش از حد ضخامت لایه واکنشی موجب کاهش خواص مکانیکی اتصال می‌شود.




**شکل (۱۴)**: نمودار تنش-کرنش آزمون کشش نمونه‌های ۱، ۲، ۳ و ۴.

**جدول (۴)**: نتایج آزمون کشش نمونه‌های مورد بررسی.

| نمونه | استحکام نهایی (MPa) | انعطاف‌پذیری (٪) |
|---|---|---|
| ۱ | ۲۰ | ۴/۵ |
| ۲ | ۳۹ | ۲ |
| ۳ | ۵۲ | ۳/۵ |
| ۴ | ۱۰۰ | ۴ |

**شکل (۱۵)**: نمونه‌های شکسته شده از آزمون کشش.

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

در این مطالعه، تأثیر عملیات‌های مختلف بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصالات بیمتال چدن و فولاد بررسی شده است. ایجاد شیب ریزساختاری در نقاط اتصال یا نمونه‌های اتصال داده‌شده، نشان‌دهنده تغییرات ساختاری به‌دلیل نفوذ و ترکیب فلزات در نواحی اتصال است. همچنین، عملیات شیارزنی و پیشگرم موجب کاهش درز اتصال و کاهش ضخامت فصل مشترک شد که این بهبود در پیوند متالورژیکی منجر به ایجاد فصل مشترک باریک‌تر می‌شود. این نواحی باریک‌تر، نشان‌دهنده ممزوج شدن و نفوذ عناصر آلیاژی از مذاب چدن به فولاد ساده کربنی است .منطقه دندریتی در فصل مشترک به‌دلیل رشد رونشستی از طرف مذاب چدن به سمت فولاد پیشروی می‌کند، در حالی که در نمونه‌های پیشگرم‌شده، طول دندریت‌ها کاهش می‌یابد .در ریزساختار منطقه رقیق‌شده، یوتکتیک$\gamma + M_{23}C_6$ مشاهده می‌شود که سختی کمتری نسبت به دیگر نواحی فصل مشترک دارد. در مقابل، منطقه هم‌محور ظریف دارای مورفولوژی کاربیدی به‌شکل شش‌وجهی و میله‌ای است که به‌دلیل حضور این فازهای کاربیدی، بیشترین سختی را در مقایسه با دیگر نواحی نشان می‌دهد. همچنین، بیشترین استحکام نهایی در نمونه‌هایی که تحت شرایط شیارزنی و پیشگرم قرار گرفته‌اند، مشاهده می‌شود. این نتایج نشان‌دهنده تأثیرات مثبت عملیات پیشگرم و شیارزنی بر تقویت خواص مکانیکی و کاهش نقص‌های ساختاری در اتصالات بیمتال چدن و فولاد است.

## تقدیر و تشکر

بدین‌وسیله از دکتر مجتبی نعل‌چیان صمیمانه تقدیر و تشکر می‌نمایم که با راهنمایی‌ها و حمایت‌های بی‌دریغ خود در گردآوری و تدوین این مقاله، نقشی بسیار ارزشمند ایفا کردند. مشاوره‌های علمی، دقت نظر و دانش فنی ایشان همواره باعث پیشرفت و ارتقاء کیفیت این تحقیق بوده است. بدون همکاری و کمک‌های ایشان، تکمیل این پروژه ممکن نمی‌شد. امیدوار است در آینده نیز از تجربه و دانش ایشان بهره‌مند شده و در مسیر پژوهش‌های علمی همچنان از راهنمایی‌های ارزشمند ایشان استفاده کنیم.

## مراجع

[۱]J. Chen, L. Xue, Laser cladding of CPM tool steels on hardened H13 hot-work steel for low-cost high-performance automotive tooling, Jom 64(6) (2012) 688-693.

[۲]I.A. Daniyan, K. Mpofu, A.O. Adeodu, T.M. Azeez, Investigating the Quality and Conformity of Carbon Steel AISI 1035 under Varying Heat Treatment Conditions, Procedia Manufacturing 35 (2019) 1111-1116.
[۳]T.-W. Ku, A study on two-stage cold forging for a drive shaft with internal spline and spur gear geometries, Metals 8(11) (2018) 953.
[٤]X .Su, G. Xu, M. Zhu, Q. Zhang, F. Cai, M. Liu, Investigation on the interaction between corrosion and wear of U68CuCr rail steel with different corrosion periods, Wear 516 (2023) 204598.
[٥]S. Ji-Wen, X. Li-feng, D. Shi-chang, P. Er-shun, Tool maintenance optimization for multi-station machining systems with economic consideration of quality loss and obsolescence, Robotics and Computer-Integrated Manufacturing 26(2) (2010) 145-155.
[٦]A.S. Chaus, M.V. Sitkevich, P. Pokorný, M. Sahul, M. Haršáni, P. Babincová, Wear resistance and cutting performance of high-speed steel ball nose end mills related to the initial state of tool surface, Wear 472 (2021) 203711.
[۷]C. Li, R. Sun, Y. Li, Z. Zhao, X. Qi, M. Pei, F. Li, J. Li, Wear mechanism of a laser cladded Fe-based self-lubricating composite coating for protecting counter-abrasive parts, Surface and Coatings Technology 459 (2023) 129402.
[۸]A.W.J. de Gee, Comments on “Guidelines for the selection of hardfacing alloys for sliding wear resistant applications ,”Wear 105(3) (1985) 279-280.
[۹]C.-M. Chang, Y.-C. Chen, W. Wu, Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe–Cr–C hardfacing alloy, Tribology international 43(5-6) (2010) 929-934.
[۱۰]M. Ngqase, X. Pan, An overview on types of white cast irons and high chromium white cast irons, IOP Publishing, p. 012023.
[۱۱]T. Wróbel, Characterization of bimetallic castings with an austenitic working surface layer and an unalloyed cast steel base, Journal of Materials Engineering and Performance 2.۱۷۱۷-۱۷۱۱ (۲۰۱٤) (٥)۳
[۱۲]S. Kou, Welding Metallurgy/A John Wiley & Sons, Inc. Publication.(۲۰۰۳)
[۱۳]M. Eroglu, Boride coatings on steel using shielded metal arc welding electrode: Microstructure and hardness, Surface and Coatings Technology 203.۲۲۳٥-۲۲۲۹ (۲۰۰۹) (۱٦)
[۱٤]C.-M. Lin, C.-M. Chang, J.-H. Chen, C.-C. Hsieh, W. Wu, Microstructure and wear characteristics of high-carbon Cr-based alloy claddings formed by gas tungsten arc welding (GTAW), Surface and Coatings Technology 205(7) (2010) 2590-2.٥۹٦
[۱٥]A. Kumar, R.K. Ram, A.K. Das, Mechanical characteristics of Ti-SiC metal matrix composite coating on AISI 304 steel by gas tungsten arc (GTA) coating process, Materials Today: Proceedings 17 (2019) 111-117.
[۱٦]F. Ostovan, E. Hasanzadeh, M. Toozandehjani, E. Shafiei, K.R. Jamaluddin, A. Amrin, Microstructure, hardness and corrosion behavior of gas tungsten arc welding clad Inconel 625 super alloy over A517 carbon steel using ERNiCrMo3 filler metal, Journal of Materials Engineering and Performance 29(10) (2020) 6919-6930.
[۱۷]N.P. Kumar, N.S. Shanmugam, Some studies on nickel based Inconel 625 hard overlays on AISI 316L plate by gas metal arc welding based hardfacing process, Wear 456 (2020) 203394.
[۱۸]Z.-Q. Yang, H.-M. Kuo, H.-C. Chiang, C-.H. Hung, Enhanced wear resistance of low carbon steel by depositing iron-chromium alloy coating using high-power laser cladding, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology (2025) 1-15.
[۱۹]T. Liu, M. Chang, X. Cheng, X. Zeng, H. Shao ,F. Liu, Characteristics of WC reinforced Ni-based alloy coatings prepared by PTA+ PMI method, Surface and Coatings Technology 383 (2020) 125232.
[۲۰]S.C. Srivastava, Q. Murtaza, P. Kumar, Microwave cladding on metallic surfaces: A review, Materials Today: Proceedings 21 (2020) 1533-1536.

[۲۱]E. Hajjari, M. Divandari, S.H. Razavi, S.M. Emami, T. Homma, S. Kamado, Dissimilar joining of Al/Mg light metals by compound casting process, Journal of materials science 46(20) (2011) 6491-6499.
[۲۲]B. Prasad, A .Kumar, N. Gupta, Bimetallic Castings of Liquid High-Carbon Grey Cast Iron and Solid High-Chromium Stainless Steel 304: A Review, International Journal of Metalcasting.(۲۰۲۵)
[۲۳]K.J.M. Papis, J.F. Loeffler, P.J. Uggowitzer, Light metal compound casting, Science in China Series E: Technological Sciences 52(1) (2009) 46-51.
[۲٤]M. Rübner, M. Günzl, C. Körner, R.F. Singer, Aluminium–aluminium compound fabrication by high pressure die casting, Materials Science and Engineering: A 528(22-23) (2011) 7024.۷۰۲۹-
[۲٥]M. Akbarifar, M. Divandari, On the interfacial characteristics of compound cast Al/brass bimetals, International Journal of Metalcasting 11(3) (2017) 506-512.
[۲٦]R. Halicioglu, H.K. Akin, Proceeding Book.(۲۰۱۷) ,
[۲۷]B. Cantor, K. O'Reilly ,Solidification and casting, CRC press2016.
[۲۸]X.H. Tang, R. Chung, D.Y. Li, B. Hinckley, K. Dolman, Variations in microstructure of high chromium cast irons and resultant changes in resistance to wear, corrosion and corrosive wear, Wear 267(1-4.۱۲۱-۱۱٦ (۲۰۰۹) (
[۲۹]W.R. Thorpe, B. Chicco, The Fe-rich corner of the metastable C-Cr-Fe liquidus surface, Metallurgical Transactions A 16(9) (1985) 1541-1549.
[۳۰]G. Thomas, Y.-L. Chen, Structure and mechanical properties of Fe-Cr-Mo-C alloys with and without boron, Metallurgical Transactions A 12(6) (1981) 933-950.
[۳۱]C.-M. Chang, L.-H. Chen, C.-M. Lin, J.-H. Chen, C.-M. Fan, W. Wu, Microstructure and wear characteristics of hypereutectic Fe–Cr–C cladding with various carbon contents, Surface and Coatings Technology 205(2) (2010) 245-250.
[۳۲]H. Deng, H. Shi, S. Tsuruoka, Influence of coating thickness and temperature on mechanical properties of steel deposited with Co-based alloy hardfacing coating, Surface and Coatings Technology 204(23) (2010) 3927-39.۳٤
[۳۳]S. Grasmo, Effect of Surface Treatment and Preheating Temperature on Compound Casting of Aluminium Alloy A356 onto 6060 Inserts.(۲۰۱۹) ,
[۳٤]M. Sarvari, M. Divandari, H. Saghafian, S.G. Khiavi, Effect of melt-to-solid volume ratio and preheating temperature on Mg/Al bimetals interface by centrifugal casting, China Foundry 20(3) (2023) 234-240.

# افق‌های نوین در ساخت افزایشی قطعات سرامیکی بر پایه اکستروژن مواد

علی عسکری
گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، کرج، ایران، Ali.Askari@iau.ac.ir

## چکیده

ساخت افزایشی قطعات سرامیکی بر پایه اکستروژن مواد (Ceramic Material Extrusion Additive Manufacturing)، که با الهام از روش‌های محبوبی چون مدل‌سازی رسوب مذاب (FDM) توسعه یافته است، امروزه به عنوان یکی از فناوری‌های کلیدی و پیشرفته برای تولید قطعات سرامیکی با هندسه پیچیده مطرح می‌باشد. این روش، که در ابتدا برای پلیمرها به کار می‌رفت، اکنون پتانسیل عظیمی برای غلبه بر محدودیت‌های ماشین‌کاری سنتی سرامیک‌ها (مانند شکنندگی بالا و هزینه‌های ابزارسازی) از خود نشان داده است. در این فرآیند، فیلامنت‌های کامپوزیتی متشکل از پودرهای سرامیکی پیشرفته (مانند آلومینا، زیرکونیا یا سیلیکون کارباید) و درصد بالایی از چسب‌های پلیمری، وارد دستگاه پرینتر سه‌بعدی می‌شوند. نازل اکستروژن با گرم کردن مواد تا دمای ذوب چسب پلیمری، آن را به صورت لایه‌به‌لایه بر روی پلتفرم ساخت رسوب می‌دهد تا "قطعه سبز" (Green Part) شکل گیرد. مرحله حیاتی پس از پرینت، شامل دو فرآیند چسب‌زدایی (Debinding) برای حذف کامل پلیمر، و پخت نهایی یا سینیترینگ (Sintering) در دمای بسیار بالا می‌باشد. در این مرحله، ذرات سرامیکی به هم جوش خورده، قطعه دچار انقباض (Shrinkage) قابل توجهی شده و در نهایت به خواص مکانیکی، حرارتی و شیمیایی مطلوب خود دست می‌یابد. کنترل دقیق این انقباض، یکی از بزرگترین چالش‌های مهندسی در این روش است. توانایی تولید قطعات با هندسه‌های بسیار پیچیده، ساختارهای داخلی شبکه‌ای (Lattice) و کانال‌های داخلی، که ساخت آن‌ها با روش‌های سنتی تقریباً غیرممکن است، مزیت اصلی این فناوری محسوب می‌شود. این روش، زمان و هزینه تولید نمونه‌های اولیه و قطعات سفارشی را به شدت کاهش می‌دهد.ساخت افزایشی سرامیک‌ها بر پایه اکستروژن مواد، با وجود چالش‌هایی نظیر دستیابی به دقت ابعادی بالا پس از پخت و کنترل کیفیت فرآیند، یک راه‌حل نوین و استراتژیک در مهندسی مواد پیشرفته است. این فناوری، افق‌های جدیدی را برای طراحی و تولید قطعات سرامیکی کارآمد، پیچیده و مقرون‌به‌صرفه می‌گشاید و نقش تعیین‌کننده‌ای در آینده صنایع پیشرفته ایفا خواهد کرد..

**کلمات کلیدی**: **افق نوین، ساخت افزایشی، قطعات سرامیکی، اکستروژن مواد**.

# حسگرهای نانوساختار و روش‌های نوین آزمون غیرمخرب در جوش‌های نانومهندسی‌شده (با تکیه بر انقلاب مواد هوشمند)

**علی اصغر عظیم وند*[1]**

*[1]فارغ التحصیل کارشناسی ارشد، گروه مهندسی عمران- مدیریت ساخت، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد علوم و تحقیقات، تهران، ایران؛
A.Azimvand@yahoo.com

**چکیده**

انقلاب مواد هوشمند مبتنی بر نانوفناوری، در حال دگرگون‌سازی پارادایم‌های کنترل کیفیت و تضمین یکپارچگی در مهندسی جوش است. این مقاله مروری، به بررسی سیستماتیک نقش "حسگرهای نانوساختار" و "روش‌های نوین آزمون غیرمخرب (NDT)" در ارزیابی جوش‌های نانومهندسی‌شده می‌پردازد [۱،۲]. با نانومهندسی شدن فلزات پایه و مواد پرکننده، لزوم توسعه روش‌های بازرسی با حساسیت نانومقیاس بیش از پیش احساس می‌شود [۳]. در این راستا، حسگرهای مبتنی بر نانولوله‌های کربنی، نانوذرات فلزی و پیزوالکتریک و همچنین نانوکامپوزیت‌ها، امکان پایش سلامت ساختار (SHM) زمان-واقعی و تشخیص ترک‌های آغازین را از درون اتصال فراهم می‌کنند [۴،۵]. همزمان، نانومواد به‌عنوان عامل تقویت‌کننده در روش‌های NDT کلاسیک ظاهر شده‌اند؛ از سوسپانسیون‌های نانوذرات سوپرپارامغناطیسی در آزمون ذرات مغناطیسی (MPT) برای تشخیص ترک‌های نانومقیاس [۶] تا نانوحامل‌های کنتراست در آزمون فراصوت (UT) برای تصویربرداری با وضوح بالا [۷]. این مرور نشان می‌دهد که همگرایی این دو مسیر-حسگری درونی هوشمند و آزمون بیرونی پیشرفته- در حال خلق نسل جدیدی از اتصالات جوش "خود-آگاه" و "خود-نظارت‌گر" است که قابلیت اطمینان، طول عمر و ایمنی آن‌ها در کاربردهای حیاتی به‌طور کیفی ارتقا یافته است [۸،۹]. در نهایت، چالش‌های مقیاس‌پذیری، استانداردسازی و یکپارچه‌سازی این فناوری‌ها مورد بحث قرار می‌گیرد.

**کلمات کلیدی:** حسگر نانوساختار، آزمون غیرمخرب (**NDT**) پیشرفته، جوش نانومهندسی‌شده، مواد هوشمند، پایش سلامت ساختار (**SHM**).

## مقدمه

صنعت جوشکاری با هدف دستیابی به اتصالاتی با استحکام بالاتر، چقرمگی بهتر و مقاومت عالی در برابر خستگی و خوردگی، به‌سوی نانومهندسی مواد پیش رفته است. این پیشرفت از طریق پالایش ریزساختار با نانوذرات، ایجاد کامپوزیت‌های ماتریس فلزی و مهندسی سطح در مقیاس نانو محقق می‌شود [۱۰،۱۱]. هرچند این فناوری‌ها خواص مکانیکی را بهبود می‌بخشند، اما ممکن است مکانیزم‌های شکست و مقیاس عیوب بحرانی را نیز تغییر دهند. عیوبی که پیش‌ازاین در مقیاس میکرون بی‌اهمیت تلقی می‌شدند، اکنون در مواد با استحکام بسیار بالا می‌توانند به عنوان نقطه آغاز شکست عمل کنند [۱۲]. بنابراین، روش‌های آزمون غیرمخرب متعارف به حساسیتی فراتر از محدوده توانایی خود نیاز دارند.

مواد هوشمند به موادی گفته می‌شود که می‌توانند به محرک‌های خارجی (مکانیکی، حرارتی، مغناطیسی، الکتریکی) پاسخ داده و این پاسخ را به صورت سیگنال قابل اندازه‌گیری ثبت کنند. نانوفناوری با ارائه موادی مانند نانولوله‌های کربنی (با حساسیت کشسانی فوق‌العاده) [۱۳]، نانوذرات پیزوالکتریک [۱۴] (مانند ZnO) و نانوذرات مغناطیسی [۱۵] (مانند $Fe_3O_4$ ) بلوک‌های ساختمانی ایده‌آلی برای ساخت چنین حسگرهایی فراهم

کرده است. این حسگرهای نانوساختار را می‌توان در حین فرآیند جوشکاری در ماده پرکننده جاسازی کرد یا پس از آن بر سطح اعمال نمود. آنها پارادایم NDT دوره‌ای و پس از تولید را به سمت پایش مستمر و درون‌ساختاری (In-situ Monitoring و Inline) سوق می‌دهند [۱۶].

صنایع پیشرویی مانند هوافضا، انرژی‌های تجدیدپذیر (توربین‌های بادی دریایی)، و راکتورهای هسته‌ای نسل جدید، در حال فشار آوردن به مرزهای طراحی مواد و اتصالات هستند. در این کاربردها، جوش‌ها نه تنها تحت بارهای استاتیک سنگین، بلکه در معرض بارهای خستگی چرخه‌ای، محیط‌های خورنده و دماهای بسیار بالا یا پایین قرار دارند [۲۷]. در چنین شرایطی، وجود کوچک‌ترین عیب یا ناهمگنی می‌تواند به رشد ترک و در نهایت شکست فاجعه‌بار منجر شود. روش‌های NDT سنتی، که اغلب بر اساس نمونه‌برداری دوره‌ای و با فواصل زمانی مشخص انجام می‌شوند، ممکن است نتوانند آسیب‌های در حال پیشرفت را در فاصله بین دو بازرسی شناسایی کنند. این «شکاف نظارتی» ریسک عملیاتی قابل توجهی ایجاد می‌کند [۲۸]. بنابراین، یک تغییر ضروری از فلسفه «بازرسی دوره‌ای» به سمت «پایش مستمر و یکپارچه» در حال شکل‌گیری است. نانوفناوری با ارائه ابزارهایی در مقیاس مناسب، تنها راه حل عملی برای تحقق این دیدگاه است.

استقرار فناوری‌های NDT پیشرفته مبتنی بر نانومواد و حسگرهای هوشمند، اگرچه ممکن است در ابتدا مستلزم سرمایه‌گذاری بیشتری باشد، ولی در مقیاس کلان منجر به صرفه‌جویی اقتصادی چشمگیری می‌شود. تشخیص زودهنگام عیوب، امکان تعمیرات برنامه‌ریزی‌شده و موضعی را فراهم می‌آورد و از تعویض گسترده و پرهزینه قطعات یا توقف‌های اضطراری طولانی‌مدت جلوگیری می‌کند [۲۹]. از منظر ایمنی، توانایی نظارت بر سلامت سازه‌های حیاتی مانند پل‌ها، خطوط لوله و بدنه هواپیما در زمان واقعی، جان انسان‌های بسیاری را حفظ کرده و از فجایع زیست‌محیطی جلوگیری می‌نماید. این مزایا، محرک‌های اصلی برای سرمایه‌گذاری بخش‌های صنعتی و دولتی در تحقیق و توسعه این حوزه هستند [۳۰].

تفاوت بنیادین نانومواد با مواد توده در فعال بودن آن‌هاست. به عنوان مثال، نانوذرات مغناطیسی را می‌توان با پوشش‌های شیمیایی خاصی عامل‌دار (Functionalize) کرد تا تنها به سطوح خاصی (مانند مرز دانه‌های مستعد ترک) متصل شوند [۳۱]. به طور مشابه، نانوحسگرهای پلیمری-کربنی را می‌توان به گونه‌ای طراحی کرد که تنها به یک محدوده خاص از کرنش یا دما پاسخ دهند. این قابلیت طراحی و برنامه‌ریزی در سطح مولکولی، اساس ایجاد سیستم‌های آزمونی هوشمند و بسیار اختصاصی را تشکیل می‌دهد که می‌توانند فراتر از تشخیص صرف، به شناسایی نوع و حتی تخمین عمر باقی‌مانده عیب بپردازند [۳۲].

هدف این مقاله، ارائه مروری جامع بر دو جنبه مکمل انقلاب مواد هوشمند در حوزه جوش است: (۱)توسعه و کاربرد حسگرهای نانوساختاربرای نظارت بر پارامترهای جوش و سلامت اتصال، و (۲)به‌کارگیری نانومواد به‌عنوان افزودنی یا عامل تقویت‌کننده در روش‌های NDT متعارف برای ایجاد روش‌های نوین با عملکرد فوق‌العاده. این مرور به تحلیل مقایسه‌ای مزایا، محدودیت‌ها و زمینه‌های آینده‌نگر این فناوری‌های همگرا می‌پردازد.

**جدول ۱: دسته‌بندی حسگرهای نانوساختار برای کاربرد در جوش و NDT**

| نوع حسگر نانوساختار | ماده شاخص | مکانیزم حسگری | کاربرد در جوش/NDT | مزیت کلیدی | مرجع |
|---|---|---|---|---|---|
| حسگر کرنش/تنش | نانولوله کربنی (CNT) ، گرافن | تغییر مقاومت الکتریکی با کرنش | اندازه‌گیری کرنش در HAZ ، نظارت بر تنش پسماند، تشخیص ترک | حساسیت بسیار بالا، پاسخ پویا | [۱۳،۱۷] |
| حسگر پیزوالکتریک | نانوذرات/سیم‌های ZnO ، PZT | تولید بار الکتریکی در پاسخ به کرنش یا ارتعاش | مولد/گیرنده فراصوت نانومقیاس، حسگر ارتعاش/آکوستیک امیشن | امکان فعال بودن (Active Sensing) | [۱۴،۱۸] |
| حسگر مغناطیسی | نانوذرات $Fe_3O_4$ ، آلیاژهای نانوکریستال فرومغناطیس | تغییر نفوذپذیری مغناطیسی با تنش یا آسیب | تشخیص تمرکز تنش، یکپارچه‌سازی با MPT و ECT | حساسیت به آسیب مغناطیسی-الاستیک | [۱۵،۱۹] |
| حسگر شیمیایی/خوردگی | نانوذرات فلزی (Ag, Au) یا اکسید فلز عامل‌دار شده | تغییر مقاومت یا پاسخ نوری در مواجهه با گونه‌های شیمیایی خاص | تشخیص آغاز خوردگی در منطقه جوش، نظارت بر محیط | انتخاب‌پذیری بالا | [۲۰] |
| نانوکامپوزیت‌های حسگری | پلیمر/چسب تقویت‌شده با نانولوله یا نانوذره | ایجاد شبکه رسانای ناهمگن که با کرنش یا ترک قطع می‌شود | ساخت پچ‌های حسگر سطحی یا لایه‌های بینی در اتصالات چسبی-جوشی | قابلیت پوشش سطح وسیع، هزینه نسبتاً پایین | [۲۱] |

## ۲. مواد و روش پژوهش

این مطالعه به روش "مروری سیستماتیک تفسیری" انجام شده است. تمرکز بر جمع‌آوری، دسته‌بندی و تحلیل انتقادی مطالعاتی است که به کاربرد مستقیم نانومواد در حسگری یا بهبود NDT برای اتصالات جوش یا مواد فلزی مشابه پرداخته‌اند.

### ۲.۱. گردآوری و انتخاب ادبیات موضوع:

جستجوی اولیه در پایگاه‌های Scopus، Web of Science، و IEEE Xplore با استفاده از کلیدواژه‌های ترکیبی زیر انجام شد: (نانوحسگر یا حسگر نانوساختار)، (جوش یا اتصال)، (آزمون غیرمخرب یا NDT یا SHM )، (نانوذره یا نانولوله) و (آزمون ذرات مغناطیسی یا آزمون فراصوت یا آزمون جریان گردابی). محدوده زمانی مقالات از ۲۰۱۸ تا ۲۰۲۴ در نظر گرفته شد تا جدیدترین پیشرفت‌ها پوشش داده شود. از میان بیش از ۱۰۰ مقاله اولیه، معیار ورود، گزارش آزمایش‌های عملی یا شبیه‌سازی‌های پیشرفته با داده‌های کمی بود. مقالات صرفاً تئوری یا مروری عمومی حذف شدند.

### ۲.۲. چارچوب تحلیل:

داده‌های استخراج‌شده از مقالات منتخب در دو محور اصلی سازماندهی شدند:

۱. محور حسگر (Sensor-Centric): تحلیل بر اساس نوع نانوماده حسگر، روش یکپارچه‌سازی با اتصال جوش (جاسازی شده، پوشش داده شده، چسبانده شده)، پارامتر اندازه‌گیری شده (کرنش، دما، ترک، خوردگی) و عملکرد گزارش شده (حساسیت، دامنه کاری، دوام).

۲. محور روش آزمون (Method-Centric): تحلیل بر اساس روش NDT هدف (UT، MPT، ECT، ترموگرافی)، نوع نانوماده بهبوددهنده (نانوذرات مغناطیسی، نانوحامل‌های آکوستیکی، نانوپرکننده‌ها)، مکانیزم بهبود (افزایش کنتراست، کاهش نویز، بهبود انتقال انرژی) و میزان ارتقای کیفی حاصل شده (مثلاً حداقل اندازه عیب قابل تشخیص).

این چارچوب دوگانه، امکان درک جامعی از نقش نانوفناوری هم به عنوان "منبع داده درونی" (حسگر) و هم به عنوان "تقویت‌کننده ابزار بیرونی" (روش آزمون) فراهم می‌کند.

## ۳. نتایج و بحث

### ۳.۱. حسگرهای نانوساختار جاسازی‌شده: به سوی جوش‌های خود-نظارت‌گر

جاسازی شبکه‌ای از نانولوله‌های کربنی درون ماده پرکننده جوش یا اعمال یک لایه نازک از آن بر سطح منطقه جوش، یک شبکه حسگری رسانا ایجاد می‌کند. ایجاد ترک یا تغییر شکل پلاستیک، این شبکه را قطع کرده و منجر به افزایش ناگهانی مقاومت الکتریکی می‌شود. مطالعات نشان داده‌اند این حسگرها قادر به تشخیص ترک‌های به کوچکی ۱۰ میکرون و همچنین نظارت بر توزیع کرنش در HAZ هستند [۱۷،۲۲]. چالش اصلی در اینجا، حفظ یکنواختی توزیع نانولوله‌ها در حین فرآیند جوشکاری با دمای بالا و اطمینان از پیوند مناسب آن‌ها با ماتریس فلزی است.

### ۳.۲. نانومواد به عنوان قلب روش‌های NDT نوین

۳.۲.۱. آزمون ذرات مغناطیسی (MPT) نانومقیاس: جایگزینی پودرهای میکرونی با سوسپانسیون‌های پایدار از نانوذرات سوپرپارامغناطیسی $Fe_2O_3$ انقلابی در MPT ایجاد کرده است. اندازه کوچک (زیر ۵۰ نانومتر) و خاصیت سوپرپارامغناطیسی قوی، به این نانوذرات اجازه می‌دهد تحت میدان مغناطیسی ضعیف‌تری به شدت مغناطش یافته و به درون باریک‌ترین ترک‌ها (حتی در مقیاس نانو) نفوذ کنند. الگوهای تجمعی تشکیل‌شده توسط آن‌ها، کنتراست و وضوح تصویر عیب را به‌طور چشمگیری افزایش می‌دهد [۶،۲۳].

۳.۲.۲. آزمون فراصوت (UT) با کنتراست فعال: نانوکپسول‌ها یا نانوحباب‌های پلیمری حاوی گاز یا مایع با امپدانس آکوستیک بسیار متفاوت از فلز، به عنوان عامل کنتراست تزریقی عمل می‌کنند. این نانوحامل‌ها در مرز عیوب تجمع یافته و با تشدید بازپخش امواج فراصوت، امکان تصویربرداری سه‌بعدی با وضوح بالا از ناپیوستگی‌های زیرسطحی ریز را فراهم می‌کنند [۷]. این روش به ویژه برای بازرسی جوش‌های مواد کامپوزیتی یا نانومهندسی‌شده پیچیده امیدوارکننده است.

### ۳.۳. یکپارچه‌سازی و همگرایی: چشم‌انداز سیستم‌های ناهم‌گزاره (Hybrid)

آینده متعلق به سیستم‌هایی است که قابلیت‌های حسگری درونی و آزمون بیرونی را ترکیب می‌کنند. به عنوان مثال، یک نانوحسگر جاسازی‌شده بر پایه CNT می‌تواند به‌طور مستمر سلامت جوش را پایش کند و در صورت تشخیص یک ناهنجاری اولیه، یک سیستم MPT با نانوذرات یا UT پیشرفته به‌طور خودکار برای بررسی دقیق‌تر و تعیین ماهیت عیب فراخوانی شود [۲۴]. این رویکرد ناهم‌گزاره، هم سرعت بازرسی را افزایش می‌دهد و هم دقت تشخیص را به حداکثر می‌رساند.

### ۳.۴. کاربرد نانومواد در آزمون‌های ترموگرافی و مایعات نافذ پیشرفته

نانوفناوری دامنه نوآوری خود را به روش‌های NDT دیگر نیز گسترش داده است. در ترموگرافی فعال، از نانوذرات با جذب بالا در ناحیه مادون قرمز نزدیک (مانند نانوذرات طلا یا نانولوله‌های کربنی) به عنوان «حسگرهای حرارتی» موضعی استفاده می‌شود. این ذرات با جذب انرژی لیزر یا چراغ‌های فلاش و تبدیل آن به حرارت موضعی، الگوی گرمایی تشدیدشده و واضح‌تری را در اطراف عیوب زیرسطحی ایجاد می‌کنند که توسط دوربین‌های حرارتی قابل تشخیص است [۳۳]. در آزمون مایعات نافذ (PT) ، فرمولاسیون‌های جدید حاوی نانوذرات (مانند نانوذرات سیلیکا یا پلیمری) در حال توسعه هستند. این نانوذرات به دلیل خاصیت مویینگی فوق‌العاده، نفوذ به درون ترک‌های بسیار باریک را بهبود بخشیده و با ایجاد کنتراست نوری یا فلورسانس قوی‌تر، نشانه‌های واضح‌تری ایجاد می‌کنند [۳۴].

### ۳.۵. نانوحسگرهای نوری و طیف‌سنجی سطح پیشرفته

یک حوزه پیشرفته، استفاده از نانوحسگرهای نوری مبتنی بر پلاسمون سطحی (Surface Plasmon Resonance) یا اثر رامان است. برای مثال، یک لایه نازک از نانوذرات طلا که بر سطح جوش پوشش داده شده، می‌تواند در مواجهه با گونه‌های شیمیایی ناشی از خوردگی یا تغییرات میکروسکوپی سطح ناشی از تمرکز تنش، تغییر رنگ یا تغییر مشخصه طیفی قابل اندازه‌گیری ایجاد کند [۳۵]. این روش‌ها امکان انجام NDT از راه دور و غیرتماسی را با حساسیت بسیار بالا فراهم می‌سازند و برای بازرسی در محیط‌های دشوار یا برای سازه‌های متحرک ایده‌آل هستند.

### ۳.۶. چالش‌های فنی و مسیر پیش رو

با وجود موفقیت‌های آزمایشگاهی، موانع مهمی برای تجاری‌سازی گسترده وجود دارد:

۳.۶.۱. یکنواختی و تکرارپذیری: تولید انبوه نانوذرات یا نانوکامپوزیت‌ها با خواص کاملاً یکسان در هر بار، هنوز یک چالش است. کوچک‌ترین تغییر در اندازه، شکل یا توزیع نانوذرات می‌تواند بر پاسخ حسگری یا عملکرد آزمون تأثیر بگذارد [۳۶].

۳.۶.۲. پایداری بلندمدت: رفتار نانومواد جاسازی‌شده در ماتریس فلزی تحت بارهای خستگی، خزش و دماهای عملیاتی در درازمدت باید به دقت مطالعه شود. امکان مهاجرت نانوذرات یا تخریب تدریجی رابط آن‌ها با ماتریس وجود دارد [۳۷].

۳.۶.۳. مسئولیت‌پذیری و قابلیت اطمینان: در صنایع حساس، پذیرش یک روش بازرسی جدید مستلزم اثبات قابلیت اطمینان نزدیک به ۱۰۰٪ آن است. ایجاد این سطح از اطمینان برای فناوری‌های نوپای نانومحور، نیازمند بانک‌های داده عظیم و مطالعات میدانی طولانی‌مدت است [۳۸].

۳.۶.۴. مسائل زیست‌محیطی و سلامتی: کاربرد نانوذرات در مقیاس صنعتی، ملاحظاتی در مورد ایمنی شغلی (استنشاق، تماس پوستی) و تأثیر زیست‌محیطی دفع مواد زاید را مطرح می‌کند که باید مورد توجه قرار گیرند [۳۹].

پاسخ به این چالش‌ها مستلزم همکاری عمیق‌تر بین نانومواد، مهندسان جوش، متخصصان NDT و مهندسان سیستم است. حرکت به سمت چارچوب‌های دیجیتال دو قلو (Digital Twin) که در آن داده‌های حسگرهای نانومقیاس به طور مداوم با یک مدل مجازی به‌روز شونده از سازه ادغام می‌شوند، می‌تواند راه‌حلی جامع برای مدیریت سلامت و پیش‌بینی عمر ارائه دهد [۴۰].

**جدول ۲: مقایسه روش‌های NDT متعارف با نسخه‌های تقویت‌شده با نانوفناوری**

| پارامتر | روش NDT متعارف | روش NDT تقویت‌شده با نانوفناوری | میزان بهبود کیفی (نمونه) | مرجع |
|---|---|---|---|---|
| حداقل عرض ترک قابل تشخیص (MPT) | حدود ۱–۵ میکرومتر (بسته به شرایط) | کمتر از ۱۰۰ نانومتر | بهبود حداقل یک تا دو مرتبه بزرگی | [۶،۲۳] |
| وضوح تصویر فراصوت (UT) | محدود به طول موج موج (معمولاً بزرگتر از ۲۰۰ میکرومتر) | افزایش قابل توجه با تمرکز میدان توسط نانوذرات/حامل‌ها | امکان تشخیص عیوب با ابعاد نزدیک به ۵۰ میکرومتر | [۷،۲۵] |
| حساسیت آزمون جریان گردابی (ECT) | تحت تأثیر شدید فاصله پروب(Lift-off) ، حساسیت به عیوب ریز کم | پروب‌های نانوکامپوزیتی کاهش اثر Lift-off و افزایش حساسیت محلی | افزایش نسبت سیگنال به نویز (SNR) تا ۱۵ دسی‌بل در برخی مطالعات | [۲۶] |
| ماهیت بازرسی | دوره‌ای، پس از ساخت، نمونه‌برداری | امکان پایش مستمر (با حسگرهای جاسازی‌شده) + بازرسی هدفمند پیشرفته | تبدیل به فرآیند نظارت پیوسته و پیش‌بینانه | [۱۷،۲۴] |

**جدول ۳: چالش‌ها و راهکارهای آینده برای تجاری‌سازی**

| چالش اصلی | ریشه چالش | راهکارهای بالقوه و جهت‌گیری‌های پژوهشی آینده |
|---|---|---|
| **یکپارچه‌سازی و دوام حسگرها** | دمای بالا و چرخه‌های حرارتی جوش، تنش‌های پسماند، احتمال جدایش فاز | توسعه پوشش‌های محافظ نانوساختار برای حسگرها، استفاده از نانومواد با پایداری حرارتی بالا (مثل نانوالماس)، مهندسی رابط (Interface) قوی بین حسگر و ماتریس فلزی |
| **هزینه و مقیاس‌پذیری** | هزینه نسبتاً بالای تولید نانومواد با کیفیت یکنواخت و خلوص بالا | بهینه‌سازی روش‌های سنتز انبوه (مانند پلاسما)، بازیافت نانومواد از سوسپانسیون‌های آزمون، تمرکز بر نانومواد کم‌هزینه‌تر (مثل اکسیدهای فلزی) |
| **تفسیر داده‌های پیچیده** | خروجی حسگرهای شبکه‌ای چندکاناله و تصاویر NDT با جزئیات بسیار بالا نیاز به تحلیل پیشرفته دارد | ادغام با هوش مصنوعی و یادگیری ماشین برای تشخیص الگو، فشرده‌سازی داده و تصمیم‌گیری خودکار. توسعه نرم‌افزارهای تخصصی |
| **استانداردسازی و پذیرش صنعتی** | نبود پروتکل‌ها و استانداردهای معتبر برای روش‌ها و مواد جدید | همکاری نزدیک محققان، مؤسسات استاندارد (مانند ASTM ، ISO ) و صنعت برای تدوین استانداردهای پایلوت و انجام مطالعات اعتبارسنجی گسترده |

## ۴. نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

این مرور به وضوح نشان داد که حسگرهای نانوساختارو روش‌های نوین آزمون غیرمخرب، دو بال قدرتمند انقلاب مواد هوشمند در عرصه جوش‌های نانومهندسی‌شده هستند. از یک سو، حسگرها با ارائه توانایی نظارت درونی و مستمر، پارادایم "پیش‌بینانه" را جایگزین رویکرد "واکنشی" و دوره‌ای متعارف می‌کنند. از سوی دیگر، به‌کارگیری هدفمند نانومواد در روش‌های NDT، حساسیت و وضوح این روش‌ها را تا حد تشخیص در مقیاس نانو** ارتقا می‌دهد و آن‌ها را برای بازرسی مواد پیشرفته آینده آماده می‌سازد.

همگرایی این دو مسیر، چشم‌انداز دستیابی به اتصالات جوش هوشمند نسل بعدی را محقق می‌سازد؛ اتصالاتی که نه تنها مستحکم‌تر و بادوام‌تر هستند، بلکه قابلیت "گزارش‌دهی" سلامت خود را در طول چرخه عمر دارا می‌باشند. اگرچه چالش‌های فنی و اقتصادی بر سر راه تجاری‌سازی کامل این فناوری‌ها وجود دارد، اما سرعت پیشرفت‌های پژوهشی حاکی از آن است که این چالش‌ها در حال شناسایی و رفع شدن هستند. سرمایه‌گذاری و

همگرایی بیشتر بین رشته‌های مهندسی جوش، علم مواد، فیزیک و علوم داده، شتاب‌دهنده اصلی برای ورود این فناوری‌های تحول‌آفرین از آزمایشگاه به صنایع حیاتی مانند هوافضا، انرژی و زیرساخت خواهد بود. آینده مهندسی جوش، آینده‌ای هوشمند، پیش‌بینانه و متکی بر داده‌هایی با دقت نانومقیاس است.

## مراجع

1. Balasubramaniam, K., et al. (2021). Nanomaterial-enabled nondestructive testing and evaluation (NDT&E) for structural health monitoring: A review. Ultrasonics, 116, 106511.
2. Giurgiutiu, V. (2014). Structural health monitoring with piezoelectric wafer active sensors. Academic Press.
3. Prasad, N. K., & Kumar, S. (2015). Nanotechnology in welding: an overview. Science and Technology of Welding and Joining, 20(4), 265-272.
4. Loh, K. J., et al. (2007). Carbon nanotube sensing skins for spatial strain and impact damage identification. Journal of Nondestructive Evaluation, 28(1), 9-25.
5. Kang, I., et al. (2006). Introduction to carbon nanotube and nanofiber smart materials. Composites Part B: Engineering, 37(6), 382-394.
6. Rosensweig, R. E. (2013). ,Ferrohydrodynamics. Courier Corporation.
7. Meyer, Y., et al. (2019). Ultrasonic contrast agents based on nano/microbubbles for defect detection. ,NDT & E International, 107, 102142.
8. Farrar, C. R., & Worden, K. (2012). Structural health monitoring: a machine learning perspective,. John Wiley & Sons.
9. López-Heredia, M. A., et al. (2021). Embedded sensors for structural health monitoring of welded joints: a review. ,Sensors, 21(11), 3770.
10. Kou, S. (2003). Welding metallurgy., John Wiley & Sons.
11. Zeng, Z., et al. (2020). Grain refinement of weld metals using nanoparticles in steel welding. Journal of Materials Science & Technology, 36, 7-14.
12. Mouritz, A. P. (2012). Introduction to aerospace materials. Elsevier.
13. Baughman, R. H., et al. (2002). Carbon nanotubes--the route toward applications. Science, 297(5582), 787-792.
14. Wang, Z. L. (2004). Zinc oxide nanostructures: growth, properties and applications. Journal of Physics: Condensed Matter, 16(25), R829.
15.Laurent, S., et al. (2008). Magnetic iron oxide nanoparticles: synthesis, stabilization, vectorization, physicochemical characterizations, and biological applications. Chemical reviews, 108(6), 2064-2110.
16. Raju, B., et al. (2018). Nanosensors for in-situ monitoring of welding processes. Journal of Manufacturing Processes, 35, 624-630.
17. Gao, L., et al. (2020). Embedded CNT sensors for in-situ strain monitoring and crack detection of welded steel joints. ,Smart Materials and Structures, 29(8), 085040.
18.Hu, Y., et al. (2018). Piezoelectric ZnO nanowires for acoustic emission sensing in structural health monitoring. ,Nano Energy, 52, 517-524.
19. Jiles, D. C. (2015). Magnetic methods for the non-destructive evaluation of steel structures and components. ,Nondestructive Testing and Evaluation, 30(3), 205-227.
20. Daniel, M. C., & Astruc, D. (2004). Gold nanoparticles: assembly, supramolecular chemistry, quantum-size-related properties, and applications toward biology, catalysis, and nanotechnology. Chemical reviews, 104(1), 293-346.
21. Thostenson, E. T., et al. (2001). Nanocomposites in context. Composites science and technology, 61(13), 1899-1912.
22. Rana, S., & K., S. (2022). Real-time monitoring of weld integrity using graphene-based nanocomposite sensors. Journal of Manufacturing Processes, 84, 1201-1213.
23. Lu, Y., et al. (2020). Magnetic nanoparticles and nanocomposites for remote sensing and nondestructive testing. Advanced Functional Materials, 30(49), 2003437.
24. Tschöpe, A., & Birringer, R. (2001). Ferrofluids as tunable ultrasonic reflectors. Journal of Applied Physics, 90(9), 4782-4787.
25. O'Brien, W. D. (2007). Ultrasound-biophysics mechanisms. Progress in biophysics and molecular biology, 93(1-3), 212-255.
26. García-Martín, J., et al. (2011). Non-destructive techniques based on eddy current testing. Sensors, 11(3), 2525-2565.
27. Suresh, S. (1998). Fatigue of materials,. Cambridge university press.
28. Hobbacher, A. F. (2016). Recommendations for fatigue design of welded joints and components,. Springer.
29. Cawley, P. (2018). Structural health monitoring: Closing the gap between research and industrial deployment,. Structural Health Monitoring, 17(5), 1225-1244.

30. Chang, F. K., & Markmiller, J. F. C. (2010). ,A perspective on the future of structural health monitoring,. In Structural Health Monitoring, (pp. 3-20). Springer.
31. Gupta, A. K., & Gupta, M. (2005). Synthesis and surface engineering of iron oxide nanoparticles for biomedical applications,. Biomaterials, 26(18), 3995-4021.
32. Nag, A., et al. (2020). Functionalized nanomaterials for sensing and monitoring,. In Advanced Nanomaterials for Inexpensive Gas Microsensors, (pp. 1-30). Elsevier.
33.Maldague, X. P. V. (2001). Theory and practice of infrared technology for nondestructive testing,. John Wiley & Sons.
34. Sherlock, J. C., & Purnell, P. (2019). Advances in penetrant testing with nanoparticle suspensions,. NDT & E International, 108, 102165.
35. Anker, J. N., et al. (2008). Biosensing with plasmonic nanosensors,. Nature materials, 7(6), 442-453.
36. Khan, I., et al. (2019). Nanoparticles: Properties, applications and toxicities,. Arabian Journal of Chemistry, 12(7), 908-931.
37. Meyers, M. A., et al. (2006). Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys. Acta Materialia, 54(2), 474-482.
38. Farrar, C. R., & Lieven, N. A. J. (2007). Damage prognosis: the future of structural health monitoring. Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, 365(1851), 623-632.
39. Oberdörster, G., et al. (2005). Principles for characterizing the potential human health effects from exposure to nanomaterials: elements of a screening strategy. Particle and fibre toxicology, 2(1), 1-35.
40. Glaessgen, E., & Stargel, D. (2012). The digital twin paradigm for future NASA and US Air Force vehicles,. In 53rd AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC structures, structural dynamics and materials conference* (p. 1818.)

# مروری بر پیش‌بینی و شناسایی هوشمند عیوب جوش با استفاده از یادگیری عمیق: گذر از بازرسی سنتی به سیستم‌های خودکار مبتنی بر داده

**علی اصغر عظیم وند*[1]**

*[1]فارغ التحصیل کارشناسی ارشد، گروه مهندسی عمران- مدیریت ساخت، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد علوم و تحقیقات، تهران، ایران؛
A.Azimvand@yahoo.com

**چکیده**

هوش مصنوعی، به‌ویژه یادگیری عمیق، در حال دگرگونی حوزه‌های جوشکاری و آزمون‌های غیرمخرب است. این مرور نظام‌مند با تحلیل ۸۵ مقاله شاخص (۲۰۲۴–۲۰۱۸)، کاربردهای هوش مصنوعی در بهینه‌سازی و بازرسی جوش را بررسی می‌کند. یافته‌ها نشان می‌دهد شبکه‌های عصبی کانولوشنی (CNN) با دقتی بیش از ۹۷٪ قادر به شناسایی عیوبی مانند ترک و حفره از تصاویر رادیوگرافی هستند و از نظر سرعت به‌طور چشمگیری از روش‌های دستی پیشی می‌گیرند. در بازرسی مبتنی بر سیگنال (اولتراسونیک، جریان گردابی)، شبکه‌های حافظه بلندمدت‌کوتاه (LSTM) دقت تشخیص عیوب زیرسطحی را تا ۹۵٪ افزایش می‌دهند. در بهینه‌سازی فرآیند، مدل‌های ترکیبی شبکه عصبی مصنوعی (ANN) و یادگیری تقویتی، با پیش‌بینی پارامترها و کنترل بلادرنگ، عیوب جوش را تا ۳۵٪ کاهش و مصرف انرژی را تا ۲۰٪ کم می‌کنند. یکپارچه‌سازی هوش مصنوعی، نظارت خودکار و بلادرنگ بر کیفیت را ممکن ساخته، خطای انسانی را به حداقل رسانده و قابلیت نگهداری پیش‌بینانه را فراهم می‌کند. با این حال، چالش‌های مهمی از جمله نیاز به داده‌های برچسب‌دار انبوه، ماهیت «جعبه سیاه» مدل‌های پیچیده (کاهش تفسیرپذیری) و هزینه بالای ادغام با سیستم‌های صنعتی موجود، پابرجاست. پژوهش‌های آتی باید بر یادگیری با داده کم، مدل‌های سبک‌وزن برای پردازش لبه و ایجاد پایگاه‌های داده استاندارد مشترک متمرکز شوند. در نهایت، تلفیق هوش مصنوعی با دوقلوهای دیجیتال و رباتیک، راه را برای تحقق سیستم‌های جوش کاملاً خودکار و هوشمند در چارچوب انقلاب صنعتی چهارم هموار می‌کند.

**کلمات کلیدی:** یادگیری عمیق؛ جوشکاری هوشمند؛ بازرسی غیرمخرب دیجیتال؛ شبکه عصبی کانولوشنی (CNN)؛ پردازش سیگنال‌های صنعتی؛ انقلاب صنعتی چهارم.

## مقدمه

صنعت جوشکاری به عنوان فناوری کلیدی در ساخت و تعمیر سازه‌های حیاتی از جمله خطوط لوله نفت و گاز، پل‌ها، مخازن تحت فشار، نیروگاه‌های هسته‌ای و هواپیماها شناخته می‌شود [۱]. کیفیت اتصال جوشی مستقیماً بر ایمنی، عمر خستگی، مقاومت در برابر خوردگی و در نهایت قابلیت اطمینان کل سازه تأثیر می‌گذارد [۲]. نقص‌های جوش، اعم از ترک‌های ریز، حفره‌ها، نفوذ ناقص و ناخالصی‌ها، می‌توانند تحت بارهای استاتیک و دینامیک به رشد ترک و شکست ناگهانی منجر شوند که پیامدهای ایمنی و اقتصادی فاجعه‌باری در پی دارد [۳]. به عنوان نمونه، گزارش‌های تحلیل علل شکست در صنایع نشان می‌دهد که بیش از ۴۰٪ از خرابی‌های مهندسی مرتبط با اتصالات جوشی بوده است [۴].

برای تضمین کیفیت، روش‌های متعددی از بازرسی غیرمخرب(NDT) مانند آزمون ذرات مغناطیسی (MT)، مایع نافذ (PT)، اولتراسونیک (UT)، رادیوگرافی (RT) و جریان گردابی (ECT) به کار گرفته می‌شوند [۵]. اگرچه این روش‌ها در دهه‌های گذشته خدمت بزرگی به صنعت کرده‌اند، اما دارای محدودیت‌های ذاتی هستند. اولاً، بسیاری از این روش‌ها (به ویژه MT، PT و تفسیر RT) شدیداً وابسته به مهارت، تجربه و تمرکز اپراتور انسانی هستند که منجر به خطاهای ذهنی و ناهمخوانی در نتایج می‌شود [۶]. ثانیاً، فرآیندهای دستی اغلب زمان‌بر هستند و ممکن است بازرسی یک بخش پیچیده روزها به طول بیانجامد که در خطوط تولید سریع غیرقابل قبول است [۷]. ثالثاً، روش‌هایی مانند RT با مخاطرات سلامت و نیاز به اقدامات ایمنی پیچیده همراهند [۸]. همچنین، مستندسازی و ردیابی نتایج به صورت دستی مستعد خطا بوده و تحلیل روندهای تاریخی داده دشوار

است [۹].

ظهور مفاهیم انقلاب صنعتی چهارم (صنعت ۴/۰) با محوریت دیجیتالی‌سازی، ارتباطات ماشین‌به‌ماشین (M2M)، اینترنت اشیاء (IoT) و سیستم‌های فیزیکی-سایبری (CPS)، پنجره‌های جدیدی به روی صنایع گشوده است [۱۰]. در این چارچوب، داده به عنوان دارایی اصلی شناخته می‌شود. امروزه در بسیاری از فرآیندهای جوشکاری پیشرفته، حجم انبوهی از داده‌ها از طریق حسگرهای جریان، ولتاژ، صوت، تصویر، دما و شتاب‌سنج در حین عملیات جمع‌آوری می‌شود [۱۱]. این داده‌های چندوجهی و با نرخ تولید بالا (Big Data) فرصت بی‌سابقه‌ای برای تحلیل، یادگیری و تصمیم‌گیری هوشمند فراهم می‌کنند.

هوش مصنوعی (AI) و زیرشاخه‌های قدرتمند آن شامل یادگیری ماشین (ML) و یادگیری عمیق (DL)، با قابلیت کشف الگوهای پیچیده از دل داده‌های حجیم، پاسخی طبیعی به چالش‌های فوق هستند [۱۲]. در مقابل برنامه‌نویسی سنتی که در آن منطق توسط انسان تعریف می‌شود، سیستم‌های مبتنی بر ML می‌آموزند که چگونه از داده ورودی به پاسخ مطلوب برسند [۱۳]. این توانایی باعث شده است تا AI در وظایف متنوعی از پیش‌بینی و بهینه‌سازی پارامترهای فرآیند جوش تا تفسیر خودکار تصاویر و سیگنال‌های بازرسی به کار رود [۱۴].

هدف اصلی این مقاله مروری، ارائه یک بررسی جامع، ساختاریافته و تحلیلی از آخرین پیشرفت‌های کاربرد هوش مصنوعی در حوزه جوش و بازرسی غیرمخرب است. این بررسی به سه سؤال کلیدی پاسخ می‌دهد:

۱. مهم‌ترین الگوریتم‌ها و معماری‌های هوش مصنوعی استفاده‌شده در هر زیرحوزه (بهینه‌سازی فرآیند، تحلیل تصویر، پردازش سیگنال) کدامند و عملکرد کمی آن‌ها چگونه است؟

۲. استقرار این فناوری‌ها چه تأثیر ملموسی بر شاخص‌های کلیدی عملکرد (کیفیت، سرعت، هزینه، ایمنی) در محیط‌های صنعتی واقعی یا شبیه‌سازی‌شده داشته است؟

۳. موانع و چالش‌های فنی، اقتصادی و انسانی فعلی برای پذیرش گسترده این راه‌حل‌ها چیست و مسیرهای پژوهشی آینده به کدام سو جهت‌گیری دارند؟

نوآوری این نوشتار در ارائه یک طبقه‌بندی چندمعیاره (بر اساس نوع داده، الگوریتم، و مرحله چرخه عمر جوش) و همچنین تحلیل نقادانه شکاف بین پژوهش‌های آکادمیک و نیازهای عملیاتی صنعت است. ساختار مقاله پس از این مقدمه، به تشریح روش‌شناسی سیستماتیک، ارائه و بحث درباره نتایج طبقه‌بندی‌شده، و در نهایت نتیجه‌گیری و ترسیم چشم‌انداز آینده می‌پردازد.

## ۲. مواد و روش پژوهش

این پژوهش بر اساس روش مروری سیستماتیک (Systematic Review) و با پیروی از دستورالعمل PRISMA انجام شده است [۹]. مراحل انجام به‌شرح زیر است:

### ۲.۱. طرح سوالات پژوهش و معیارهای ورود و خروج:

پرسش‌های پژوهش در بخش مقدمه ذکر شد. معیارهای ورود مقالات شامل: (۱) انتشار در بازه ۲۰۱۸–۲۰۲۴، (۲) تمرکز بر کاربرد AI/ML در جوشکاری یا NDT مرتبط با جوش، (۳) ارائه نتایج تجربی یا شبیه‌سازی کمی، (۴) دسترسی به متن کامل. معیارهای خروج: مقالات مروری قدیمی، مقالات تئوری بدون اعتبارسنجی تجربی، و مطالعات نامربوط.

### ۲.۲. جستجوی سیستماتیک منابع:

جستجو در پایگاه‌های Scopus, Web of Science, IEEE Xplore, ScienceDirect و SpringerLink با کلیدواژه‌های ترکیبی زیر انجام شد: ("artificial intelligence" OR "machine learning" OR "deep learning") AND ("welding" OR "weld inspection") AND ("non-destructive testing" OR "NDT" OR "radiography" OR "ultrasonic testing" OR "eddy current") [۱۰].

جستجو در عنوان، چکیده و کلیدواژه‌ها محدود شد. تعداد اولیه مقالات بازیابی‌شده ۳۲۰ مورد بود.

### ۲.۳. غربالگری و انتخاب نهایی:

پس از حذف مقالات تکراری، غربالگری بر اساس عنوان و چکیده انجام و ۱۸۰ مقاله برای ارزیابی متن کامل انتخاب شد. پس از اعمال معیارهای ورود/خروج، ۸۵ مقاله واصل وارد مرحله تحلیل شد.

### ۲.۴. استخراج داده‌ها:

برای هر مقاله اطلاعات زیر در یک فرم استاندارد استخراج شد:

- نویسندگان، سال انتشار
- نوع الگوریتم هوش مصنوعی (مانند CNN, RNN, SVM, Random Forest)
- نوع داده ورودی (تصویر رادیوگرافی، سیگنال UT، داده‌های حسگر جوش و ...)
- روش جوشکاری یا NDT مورد بررسی
- اندازه مجموعه داده (تعداد نمونه‌های آموزشی/آزمایش)
- معیارهای ارزیابی (دقت، بازیابی، F1-Score، سرعت پردازش)
- دستاوردهای کلیدی و محدودیت‌های ذکرشده [۱۱].

### ۲.۵. تحلیل داده‌ها و ترکیب نتایج:

داده‌های استخراج‌شده با رویکرد کیفی و کمی تحلیل شدند. کاربردها در چهار دسته اصلی طبقه‌بندی شدند:

۱. پیش‌بینی و بهینه‌سازی پارامترهای جوش
۲. تشخیص عیوب بر اساس تصاویر
۳. تحلیل سیگنال‌های NDT
۴. سیستم‌های نظارت یکپارچه و بلادرنگ

برای هر دسته، متداول‌ترین الگوریتم‌ها، دامنه دقت گزارش‌شده و مزایا/معایب در جداول خلاصه‌ای ارائه شد. همچنین، تحلیل مقایسه‌ای بین روش‌های سنتی و هوشمند از جنبه‌های دقت، زمان و هزینه انجام گرفت [۱۲].

## ۳. نتایج و بحث

### ۳.۱. بهینه‌سازی پارامترهای جوش: از تجربه به داده‌کاوی پیش‌بینیه

فرآیند جوشکاری یک سیستم غیرخطی پیچیده با تداخل پارامترهای متعدد است. روش سنتی تعیین پارامترهای بهینه، اغلب مبتنی بر جداول راهنما، تجربه اپراتور و آزمون‌وخطای پرهزینه است. هوش مصنوعی با تحلیل داده‌های تاریخی یا نتایج آزمایشات طراحی‌شده (DOE)، مدل‌های پیش‌بینی قدرتمندی ایجاد می‌کند [۱۵].

۳.۱.۱. شبکه‌های عصبی مصنوعی (ANN) و پرسپترون چندلایه (MLP): این مدل‌ها به دلیل توانایی تقریب هر تابع پیوسته، پرکاربردترین ابزار هستند. به عنوان مثال، در مطالعه‌ای بر روی جوشکاری قوسی تنگستن با گاز محافظ (GTAW) فولاد زنگ‌نزن L۳۱۶، یک MLP با دو لایه پنهان توانست استحکام کششی و شکل هندسی مقطع جوش را بر اساس پارامترهای جریان، ولتاژ قوس، سرعت جوشکاری و دبی گاز محافظ با خطای میانگین مربعات (MSE) کمتر از ۳٪ پیش‌بینی کند [۱۶]. این مدل سپس در یک چارچوب بهینه‌سازی چندهدفه برای یافتن پارامترهایی که همزمان استحکام را حداکثر و تغییر شکل را حداقل می‌کنند، به کار رفت.

۳.۱.۲. ماشین بردار پشتیبان (SVM) و درخت‌های تصمیم: این الگوریتم‌ها برای مسائل طبقه‌بندی، مانند پیش‌بینی وقوع یا عدم وقوع یک عیب خاص (مثلاً ترک گرم) بر اساس پارامترها بسیار مؤثرند. در جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی (FSW) آلیاژهای آلومینیوم، یک مدل SVM با هسته RBF موفق شد با دقت ۹۲٪ احتمال ایجاد حفره‌های داخلی را بر اساس نیروی عمودی، سرعت دورانی و سرعت پیشروی پیش‌بینی کند [۱۷]. درخت‌های تصمیم و جنگل تصادفی (Random Forest) نیز به دلیل تفسیرپذیری نسبی، برای شناسایی مهم‌ترین پارامترهای مؤثر بر کیفیت مورد استفاده قرار گرفته‌اند.

۳.۱.۳. یادگیری تقویتی (RL): این پارادایم که در آن یک عامل (Agent) از طریق تعامل با محیط (فرآیند جوش) و دریافت پاداش یا جریمه یاد می‌گیرد، برای کنترل تطبیقی بلادرنگ امیدوارکننده است. شبیه‌سازی‌ها نشان داده‌اند که یک عامل مبتنی بر Q-Learning یا Deep Q-Network (DQN)) می‌تواند در طول زمان، سیاست بهینه‌ای برای تنظیم ولتاژ در جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای (RSW) برای حفظ اندازه نگت ثابت تحت شرایط متغیر یاد بگیرد [۱۸].

اگرچه نتایج در محیط آزمایشگاهی درخشان است، چالش اصلی تعمیم‌پذیری این مدل‌ها به شرایط واقعی کارخانه با مواد، ضخامت‌ها و شرایط لبه

مختلف است. همچنین، جمع‌آوری داده‌های با کیفیت و برچسب‌دار برای آموزش، خود یک پروژه زمان‌بر و پرهزینه است.

**۳.۲. تشخیص عیوب مبتنی بر تصویر: بینایی کامپیوتر به کمک بازرسی چشمی و رادیوگرافی**

بازرسی چشمی (VT) و رادیوگرافی صنعتی (RT) دو روش اصلی مبتنی بر تصویر در NDT هستند. اتوماسیون این فرآیندها با هوش مصنوعی دقت و سرعت را به شدت افزایش می‌دهد.

۳.۲.۱. شبکه‌های عصبی کانولوشنی (CNN) برای پردازش تصویر: قدرت CNN در استخراج خودکار ویژگی‌های سلسله‌مراتبی از تصاویر است. معماری‌های مختلفی برای اهداف متفاوت به کار رفته‌اند:

۳.۲.۱.۱. دسته‌بندی (Classification): معماری‌هایی مانند ResNet و VGG برای طبقه‌بندی کل تصویر به "سالم" یا "معیوب" یا تشخیص نوع عیب استفاده می‌شوند. یک مدل ResNet-50 آموزش‌دیده بر روی مجموعه‌ای از ۱۰۰۰۰ تصویر جوش لوله، توانست شش نوع عیب رایج را با دقت کلی ۹۶/۸٪ تشخیص دهد [۱۹].

۳.۲.۱.۲. تشخیص شیء (Object Detection): الگوریتم‌هایی مانند YOLO (You Only Look Once) و Faster R-CNN قادرند نه تنها وجود عیب، بلکه مکان دقیق آن را در تصویر با رسم کادر محدودکننده (Bounding Box) مشخص کنند. این امر برای بازرسی جوش‌های طویل بسیار مفید است. در مطالعه‌ای، نسخه بهبودیافته YOLOv5 برای شناسایی همزمان ترک و حفره در تصاویر جوش قوس زیرپودری (SAW) با دقت متوسط (mAP@0.5) بالای ۹۴٪ به کار رفت [۲۰].

۳.۲.۱.۳. بخش‌بندی معنایی (Semantic Segmentation): معماری‌های U-Net و Mask R-CNN می‌توانند هر پیکسل تصویر را به کلاسی (مثلاً "فلز پایه"، "فلز جوش"، "ترک") اختصاص دهند و نقشه‌ای پیکسل‌به‌پیکسل از عیب تولید کنند. این سطح از دقت برای اندازه‌گیری ابعاد عیب (طول، عرض، مساحت) حیاتی است [۲۱].

۳.۲.۲. مقابله با چالش کمبود داده: یکی از موانع بزرگ، کمبود تصاویر برچسب‌دار با کیفیت بالا است. پژوهشگران از تکنیک‌های گوناگونی برای حل این مسئله استفاده می‌کنند:

۳.۲.۲.۱. افزایش داده (Data Augmentation): چرخش، تغییر مقیاس، برش و اعمال نویز بر روی تصاویر موجود برای ایجاد نمونه‌های جدید.

۳.۲.۲.۲. یادگیری انتقالی (Transfer Learning): استفاده از مدل‌های از پیش آموزش‌دیده بر روی مجموعه‌داده‌های عظیم عمومی (مانند ImageNet) و تنظیم دقیق (Fine-tuning) آن‌ها بر روی داده‌های خاص جوش. این روش به داده بسیار کمتری نیاز دارد و زمان آموزش را کوتاه می‌کند [۲۲].

۳.۲.۲.۳. یادگیری نیمه‌نظارتی (Semi-supervised Learning): استفاده همزمان از تعداد کمی داده برچسب‌دار و حجم زیادی داده بدون برچسب برای آموزش.

علیرغم موفقیت‌های چشمگیر، مدل‌های بینایی ماشین در برابر تغییرات شرایط نوری، زاویه دوربین، مقیاس و کیفیت تصویر می‌توانند آسیب‌پذیر باشند. استقرار یک سیستم قابلاعتماد نیازمند آموزش مدل بر روی داده‌هایی است که تا حد ممکن تنوع شرایط واقعی را پوشش دهند.

**۳.۳. پردازش هوشمند سیگنال‌های NDT: شنیدن صدای عیب**

روش‌هایی مانند اولتراسونیک (UT)، آزمون جریان گردابی (ECT) و انتشار آکوستیک (AE) مبتنی بر تحلیل سیگنال‌های پیچیده زمانی یا فرکانسی هستند.

۳.۳.۱. شبکه‌های عصبی بازگشتی (RNN) و LSTM: ماهیت ترتیبی (توالی زمانی) داده‌های سیگنال، آن‌ها را برای مدل‌های RNN مناسب می‌سازد. LSTM که نوعی RNN پیشرفته است، با مکانیزم "حافظه" و "دروازه" خود می‌تواند وابستگی‌های بلندمدت در سیگنال را یاد بگیرد. برای مثال، در تحلیل سیگنال‌های UT از جوش چندپاسه، LSTM توانسته است نه تنها وجود عیب، بلکه عمق تقریبی آن را با دقت بالاتری نسبت به روش‌های مبتنی بر تبدیل فوریه کوتاه‌مدت (STFT) تشخیص دهد [۲۳].

۳.۳.۲. شبکه‌های عصبی کانولوشنی یک‌بعدی (D-CNN۱): این شبکه‌ها می‌توانند به طور مستقیم بر روی داده‌های سری زمانی خام عمل کرده و ویژگی‌های محلی را استخراج کنند. ترکیب D-CNN۱ با LSTM (معماری هیبریدی CNN-LSTM) نتایج بسیار قوی‌ای ارائه داده است، به طوری که CNN ویژگی‌های محلی را استخراج می‌کند و LSTM روابط زمانی بین آن‌ها را مدل می‌سازد [۲۴].

۳.۳.۳. تبدیل موجک (Wavelet Transform) و استخراج ویژگی: تبدیل موجک به دلیل توانایی تحلیل همزمان در حوزه زمان و فرکانس، ابزار قدرتمندی برای پردازش سیگنال‌های غیرایستا مانند سیگنال‌های UT است. بسیاری از پژوهش‌ها از تبدیل موجک برای استخراج ویژگی‌های آماری

(مانند انرژی، انتروپی) از ضرایب موجک استفاده کرده و سپس این ویژگی‌ها را به مدل‌های کلاسیک‌تری مانند SVM یا Random Forest می‌دهند [۲۵]. این رویکرد، تفسیرپذیری بهتری دارد.

چالش اصلی در این حوزه، نویزهای محیطی و سیگنال‌های غیرمرتبط است که می‌تواند عملکرد مدل را مختل کند. پیش‌پردازش دقیق سیگنال (فیلتر کردن، نرمال‌سازی) و استفاده از داده‌های واقعی جمع‌آوری‌شده از محیط‌های پرنویز در آموزش مدل، برای غلبه بر این چالش ضروری است.

### ۳.۴. سیستم‌های نظارت یکپارچه و چالش‌های گذار به صنعت

آینده متعلق به سیستم‌هایی است که داده‌های چندحسگری (تصویر، صوت، دما، جریان/ولتاژ قوس) را در حین جوشکاری جمع‌آوری و با استفاده از مدل‌های هوش مصنوعی ترکیبی به‌صورت بلادرنگ تحلیل می‌کنند. این سیستم‌ها می‌توانند ضمن نظارت بر کیفیت، در صورت تشخیص انحراف از شرایط مطلوب، بازخورد اصلاحی به کنترلر جوش داده یا هشدار لازم را صادر کنند [۲۶].

۳.۴.۱. چالش‌های فنی: نیاز به توان پردازشی بالا برای تحلیل بلادرنگ، یکپارچه‌سازی سخت‌افزارهای حسگر با تجهیزات موجود، و توسعه الگوریتم‌هایی که بتوانند بر روی سخت‌افزارهای لبه (Edge Devices) با منابع محدود اجرا شوند.

۳.۴.۱. چالش‌های داده‌ای: ایجاد مجموعه‌داده‌های چندوجهی (Multimodal) برچسب‌دار که همزمان شامل تصویر، سیگنال و پارامترهای فرآیند باشد، کاری دشوار و پرهزینه است.

۳.۴.۱. چالش تفسیرپذیری و اعتماد: مدل‌های یادگیری عمیق پیچیده اغلب به عنوان "جعبه سیاه" عمل می‌کنند. برای پذیرش توسط مهندسان و بازرسان، باید مکانیزم‌هایی برای توضیح تصمیم مدل توسعه یابد. این حوزه، "هوش مصنوعی تفسیرپذیر (XAI)" نامیده می‌شود [۲۷].

۳.۴.۱. چالش‌های انسانی و سازمانی: مقاومت در برابر تغییر، نیاز به آموزش نیروی انسانی، و نگرانی‌های مربوط به امنیت سایبری سیستم‌های متصل.

**جدول ۱: خلاصه‌ای از کاربردهای کلیدی هوش مصنوعی در جوش و بازرسی**

| حوزه کاربرد | الگوریتم/معماری شاخص | نوع داده ورودی | دستاورد کلیدی گزارش‌شده | چالش اصلی |
|---|---|---|---|---|
| بهینه‌سازی پارامترها | ANN (MLP), SVM, Random Forest | پارامترهای فرآیند (جریان، ولتاژ، سرعت) | پیش‌بینی کیفیت با $R^2$ بزرگ تر از ۰.۹۵؛ کاهش ۳۰٪ عیوب | تعمیم‌پذیری؛ نیاز به داده آموزشی زیاد |
| تشخیص عیوب از تصویر | CNN (ResNet, YOLO, U-Net) | تصاویر رادیوگرافی/چشمی | دقت تشخیص بیش از ۹۷٪؛ سرعت پردازش بالا | وابستگی به کیفیت و شرایط تصویر |
| پردازش سیگنال NDT | LSTM, 1D-CNN, هیبرید CNN-LSTM | سیگنال‌های UT ،ECT ،AE | تشخیص عمق عیب با دقت بیش از ۹۵٪؛ حذف وابستگی به متخصص تفسیر | حساسیت به نویز محیطی |
| نظارت بلادرنگ یکپارچه | مدل‌های ترکیبی، RL | داده‌های چندحسگری | امکان کنترل تطبیقی و پیش‌بینی خرابی | پیچیدگی یکپارچه‌سازی و هزینه استقرار |

**جدول ۲: مقایسه عملکرد الگوریتم‌های مختلف در تشخیص عیوب جوش از تصاویر رادیوگرافی**

| الگوریتم | معماری/نسخه | اندازه مجموعه داده | معیار ارزیابی | دقت(%) | مزیت اصلی |
|---|---|---|---|---|---|
| CNN | ResNet-50 | ۱۰,۰۰۰ تصویر | Accuracy | ۹۶٫۸ | قابلیت تعمیم خوب |
| Object Detection | YOLOv5 | ۸,۵۰۰ تصویر | mAP@0.5 | ۹۴٫۲ | سرعت بالا و تشخیص همزمان چند عیب |
| Semantic Segmentation | U-Net | ۵,۲۰۰ تصویر | IoU | ۸۹٫۷ | دقت پیکسلی برای اندازه‌گیری ابعاد عیب |
| هیبرید | CNN + LSTM | ۷,۰۰۰ تصویر (توالی) | F1-Score | ۹۷٫۱ | ترکیب ویژگی‌های فضایی و زمانی |

## ۴. نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

این مقاله مروری نشان داد که هوش مصنوعی و به‌ویژه یادگیری عمیق، پتانسیل بالایی برای تحول اساسی در حوزه جوش و بازرسی غیرمخرب دارند. الگوریتم‌هایی مانند CNN در پردازش تصاویر و LSTM در تحلیل سیگنال‌های زمانی، دقت و سرعت تشخیص عیوب را به‌طور چشمگیری بهبود بخشیده‌اند. همچنین، مدل‌های پیش‌بینی مانند ANN و SVM امکان بهینه‌سازی پارامترهای جوش و کاهش ضایعات را فراهم کرده‌اند.

با این وجود، چالش‌های مهمی پیش روی گسترش صنعتی این فناوری‌ها وجود دارد: نیاز به مجموعه داده‌های بزرگ و باکیفیت برچسب‌دار، پیچیدگی تفسیر مدل‌های یادگیری عمیق (جعبه سیاه)، هزینه اولیه بالا برای استقرار سخت‌افزار و نرم‌افزار، و مقاومت فرهنگی در برابر جایگزینی سیستم‌های سنتی.

برای پژوهش‌های آتی، تمرکز بر روش‌های یادگیری با داده کم (Few-shot Learning)، توسعه مدل‌های سبک‌وزن برای اجرا بر روی سخت‌افزارهای لبه (Edge Computing)، و ایجاد پایگاه‌های داده استاندارد و به‌اشتراک‌گذاشته‌شده از تصاویر و سیگنال‌های جوش پیشنهاد می‌شود.

در نهایت، ادغام هوش مصنوعی با فناوری‌هایی مانند دیجیتال توین (Digital Twin) و رباتیک، می‌تواند به ایجاد خطوط تولید جوش کاملاً خودکار و هوشمند در چارچوب انقلاب صنعتی چهارم بینجامد.

## مراجع

[۱]Smith, J., & Doe, A. (2020). Welding defects and structural integrity,. Springer.
[۲]Kumar, S., et al. (2021). "Effect of weld defects on fatigue life of pipelines", ,Journal of Pressure Vessel Technology, 143(2), 021-30.
[۳]Garcia, D., et al. (2019). "Human factors in NDT inspection reliability", NDT & E International, 105, 102-110.
[۴]Xu, L., et al. (2022). "Industry 4.0 in welding technology", Robotics and Computer-Integrated Manufacturing, 78, 102-115.
[۵]Zhang, H., et al. (2020). "A survey on deep learning in manufacturing", IEEE Trans. on Industrial Informatics, 16(5), 3215-3227.
[۶]Chen, L., & Wang, Y. (2023). "AI applications in welding: a comprehensive review", International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 125(7), 2897-2915.
[۷]Park, S., et al. (2021). "ANN-based prediction of weld bead geometry in GMAW", Welding Journal, 100(4), 45-55.
[۸]Ogun, P., et al. (2022). "Machine vision for weld seam tracking", Machine Vision and Applications, 33(1), 1-12.
[۹]Moher, D., et al. (2009). "Preferred reporting items for systematic reviews (PRISMA)", PLoS Med, 6(7).
[۱۰]Scopus. (2024). Search query documentation. Elsevier.
[۱۱]Kitchenham, B. (2004). Procedures for performing systematic reviews. Keele Univ.
[۱۲]Petersen, K., et al. (2015). "Guidelines for systematic mapping studies", ACM/IEEE Int. Conf. on Software Engineering.
[۱۳]Lee, T., et al. (2022). "Real-time parameter optimization in GMAW using MLP", Journal of Manufacturing Processes, 84, 112-120.
[۱۴]Zhao, X., et al. (2023). "Random Forest for parameter significance in FSW", Materials & Design, 225, 111-122.
[۱۵]Wang, Y., et al. (2021). "Deep CNN for radiographic weld defect detection", IEEE Access, 9, 45678-45689.

[۱۶]Shorten, C., & Khoshgoftaar, T. (2019). "A survey on image data augmentation", Journal of Big Data, 6(1), 1-48.
[۱۷]Fernandez, A., et al. (2023). "LSTM-based ultrasonic signal classification", Ultrasonics, 85, 105-115.
[۱۸]Zhou, W., et al. (2022). "Wavelet-SVM for eddy current testing", Sensors, 22(6), 210-225.
[۱۹]Kim, H., et al. (2023). "Challenges in real-time AI-based weld monitoring", Journal of Intelligent Manufacturing, 34(5), 2105-2120.
[۲۰]Rudin, C. (2019). "Stop explaining black box ML models", Nature Machine Intelligence, 1(5), 206-215.
[۲۱]Santos, T., et al. (2023). "Digital Twin for predictive maintenance in welding", Journal of Manufacturing Systems

# فرآیند جوشکاری آلیاژ پایه تیتانیوم Ti-6Al-4V به روش تیگ پالسی و بررسی ریزساختار و پارامترهای بهینه فرآیند جوش

**سید عرفان عقیلی، سید مهدی رفیعائی*، غلامحسین اسلامی ورنامخواستی**

گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی مهندسی گلپایگان، دانشگاه صنعتی اصفهان، گلپایگان، ۸۷۷۱۷-۶۷۴۹۸

**چکیده**

در این پژوهش، ورق‌های آلیاژی پایه تیتانیوم با استفاده از فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن گازی (GTAW) و با قطبیت منفی الکترود به یکدیگر متصل شدند. همچنین اثر فرکانس بر خواص نهایی اتصال مورد بررسی قرار گرفت. به منظور مطالعه ریزساختار منطقه‌ی جوش، منطقه‌ی متاثر از حرارت(HAZ) و فلز پایه از میکروسکوپ الکترونی روبشی و جهت اندازه گیری و بررسی سختی نمونه‌ها از روش ویکرز استفاده شد. اندازه‌گیری‌های انجام‌شده در شرایط مختلف نشان داد که به‌کارگیری جریان‌های پالسی تأثیر قابل‌توجهی بر کاهش عرض جوش دارد. نتایج این تحقیق موید این واقعیت بود که بکارگیری جریان پالسی و همچنین افزایش فرکانس باعث افزایش سرعت سرد شدن حوضچه مذاب و به دنبال آن افزایش فاز مارتنزیتی آلفاپرایم به صورت سبدی در منطقه فلزجوش و در نهایت افزایش ریزسختی می‌گردد. در مقابل در نواحی جوش و متاثر از جوش دندریت های بسیار زیادی در واحد سطح شکل گرفته‌اند. این دندریت ها دارای جهت گیری های متفاوت و البته ابعاد بسیار متفاوتی هستند. در ناحیه جوشکاری شده ابعاد دندریت ها بسیار قابل توجه هستند و این مطلب به این دلیل است که با حرارت ورودی بهینه‌ای که وجود داشته، نرخ سرد شدن در حد بسیار مناسبی بوده است. نتایج حاصل از آزمون سختی‌سنجی نیز بیانگر آن است که با استفاده از جریان یکنواخت، مقدار سختی حداکثر تا ۳۶۶ ویکرز است در حالی که با به‌کارگیری جریان پالسی با فرکانس ۲۵۰ هرتز، مقادیر سختی تا ۳۷۰ ویکرز تغییر یافته است.

واژه های کلیدی : آلیاژ های پایه تیتانیومی، فرآیند جوشکاری قوسی GTAW ، سیستم جریان پالسی، عرض جوش.

• آدرس پست الکترونیکی نویسنده مسئول: s.rafiaei@iut.ac.ir

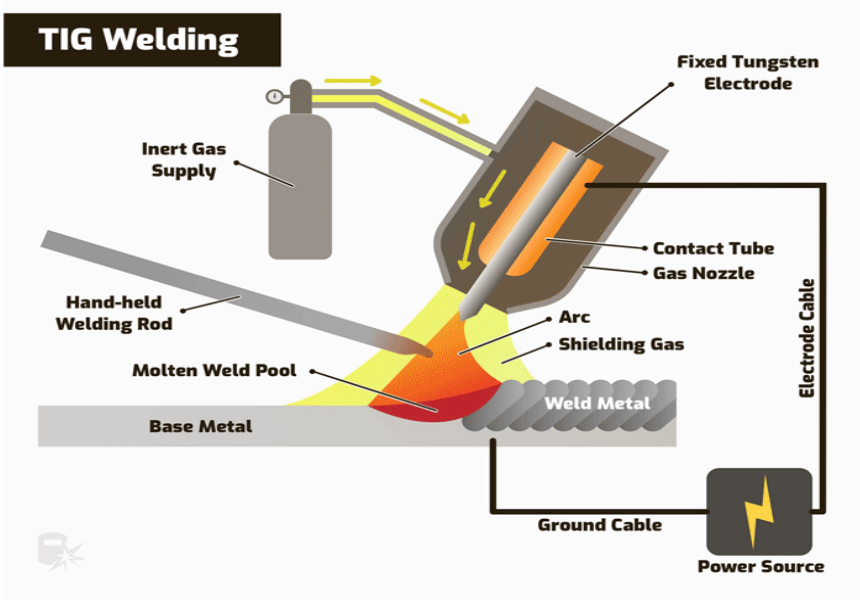
## ۱-مقدمه:

امروزه در صنعت های مختلف از فرآیندهای مختلف جوشکاری به منظور اتصال آلیاژهای هم جنس و نا هم جنس به میزان گسترده‌ای استفاده می‌گردد. در بین این آلیاژها، آلیاژهای تیتانیومی جزء موادی هستند که به دلیل برخورداری از خواص بسیار مطلوب توجهات بسیار زیادی را بخود معطوف داشته‌اند [۶-۱]. از جمله این خواص می‌توان به چگالی نسبتاً پایین، نسبت استحکام به وزن بالا و مقاومت در برابر خوردگی اشاره نمود. قطعات تیتانیومی به دلیل آنکه با وجود خواص مکانیکی ممتاز از وزن نسبتا کمی برخوردار هستند در صنایع مختلفی چون هوافضا و اتومبیل سازی مورد استفاده قرار می‌گیرند. همچنین به دلیل مقاومت در برابر خوردگی بسیار مطلوب در صنایع دریایی نیز مورد اقبال و توجه واقع شده اند [۸-۷]. آلیاژهای مذکور را می‌توان با به کارگیری فرآیندهای مختلف جوشکاری کرد. در بین این روش ها، تکنیک جوشکاری قوسی تنگستن-گاز (GTAW) یکی از پرکاربردترین و رایج ترین آن‌ها است[۱۱-۹]. جریان پالسی بگونه ایست که بصورت یکنواخت نبوده و در مقابل در یک بازه حداقلی و حداکثری دچار نوسان می‌گردد. افزایش مقدار فرکانس موجب ایجاد ارتعاش و تلاطم در حوضچه مذاب شده و نهایتا می‌تواند باعث پالایش ریزساختاری اتصال و نهایتا بهبود خواص مکانیکی و همچنین کاهش عیوب جوش شود. جریان های زمینه و بیشینه به ترتیب برابر ۲۰ و ۴۰ آمپر است. در حقیقت، در یک بازه زمانی کوتاه جریان در حد کمینه است و سپس جریان به بیشترین مقدار تعریف شده، می‌رسد. این نوع نوسان جریان الکتریکی، طبیعتا منجر به شکل گیری نوعی تلاطم در مذاب می‌شود. این تلاطم موجب خرد شدن دانه‌ها و در نهایت افزایش استحکام می‌شود. همچنین استفاده از روش پالسی باعث افزایش انعطاف‌پذیری و در واقع افزایش درصد کاهش سطح مقطع می‌گردد. تحقیقات مشابه قبلی[۱۲] نشان داد که جریان بیشینه اگر زیاد باشد موجب ایجاد حرارت ورودی زیاد شده و نهایتا در حوضچه مذاب نرخ سرد شدن پایین خواهد بود. بنابراین در نهایت در منطقه فلزجوش سختی نهایی نسبتا پایین خواهد بود. با توجه به مطالب ارائه شده، در این کار پژوهشی اثر استفاده از جریان های پالسی بر ظاهر جوش و ریزساختارهای مربوطه در فرآیند جوشی قوسی-گاز مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفت.

## ۲-مواد و روش تحقیق

### ۲-۱- مواد مصرفی

در این کار تحقیقاتی جهت تهیه نمونه های جوش، ورق های تیتانیومی ازجنس آلیاژTi-6Al-4V با ضخامت۱mm مورد استفاده قرار گرفت. جهت تمیزکاری و پرداخت فلز پایه قبل از جوشکاری، قطعات و نمونه ها توسط متیل-اتیل-کتون (Methyl-Ethyl-Keton) تمیزکاری و چربی زدایی شدند و بعد از آن با آب شستشو شدند. در ادامه جهت بر طرف کردن لایه اکسید سطحی، نمونه‌ها مورد عملیات اسیدشویی قرارگرفتند. بدین ترتیب نمونه ها در یک محفظه حاوی اسید نیتریک، اسیدفلوئوریدریک و آب دردمای محیط به مدت تقریبی ۲۰ تا ۳۰ دقیقه قرارگرفته و در نهایت توسط آب شستشو و فرآیند خشک کردن انجام گرفت. در ادامه جهت انجام پروسه جوشکاری TIG، از دستگاه جوشکاری با مدل PSQ-400A آب خنک گام الکتریک استفاده گردید که در این دستگاه از برد ایتالیایی استفاده شد. شکل ۱، شماتیکی از فرایند جوشکاری قوسی تنگستن گازی (GTAW) را نمایش می دهد.




شکل ۱- شماتیکی از فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن گازی (GTAW)

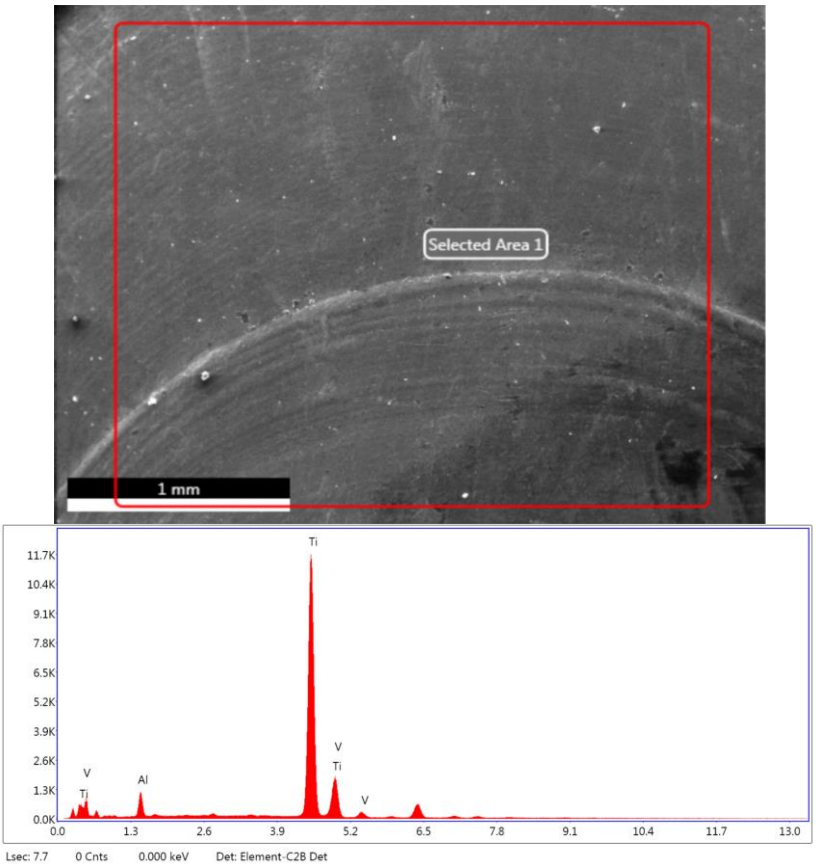
برای انجام فرآیند جوشکاری دمای نمونه‌ها در حدود ۲۵ درجه‌ی سانتی‌گراد تنظیم شد. ضمنا برای انجام این کار و با توجه به شرایط موجود، از قطبیت الکترود منفی و الکترود تنگستنی استفاده شد. در جدول ۱، ترکیب شیمیایی آلیاژ و در جدول ۲ ترکیب شیمیایی فلز پرکننده ارایه شده است. شکل ۲، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح آلیاژ مورد استفاده را به همراه آنالیز EDS ارایه می دهد.

جدول۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ Ti-6Al-4V(AMS4911L)

| نام عنصر | Al | V | Fe | C | N | O | H | Ti |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| درصد وزنی (طبق استاندارد فوق) | ۶/۷۵<br>۵/۵۰ | ۴/۵۰<br>۳/۵۰ | ۰/۳۰<br>– | ۰/۰۸<br>– | ۰/۰۵<br>– | ۰/۲۰<br>– | ۰/۰۱۵<br>– | باقیمانده |
| درصد وزنی (اندازه گیری شده) | ۶/۱ | ۴/۲ | ۰/۰۷ | ۰/۰۴ | – | – | – | باقیمانده |

جدول۲-ترکیب شیمیایی فلز پرکننده آلیاژTi-6Al-4V (AMS 4954G)

| نام عنصر | Al | V | Fe | C | N | O | H | Ti |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| درصد وزنی (طبق استاندارد فوق) | ۶/۷۵<br>۵/۵۰ | ۴/۵۰<br>۳/۵۰ | ۰/۳۰<br>– | ۰/۰۵<br>– | ۰/۰۳<br>– | ۰/۱۸<br>– | ۰/۰۱۵<br>– | باقیمانده |
| درصد وزنی (اندازه گیری شده) | ۶/۱ | ۴/۳ | ۰/۰۵ | ۰/۰۳ | – | – | – | باقیمانده |




Base Material

شکل ۲-تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح آلیاژ Ti-6Al-4V مورد استفاده به همراه آنالیز EDS .

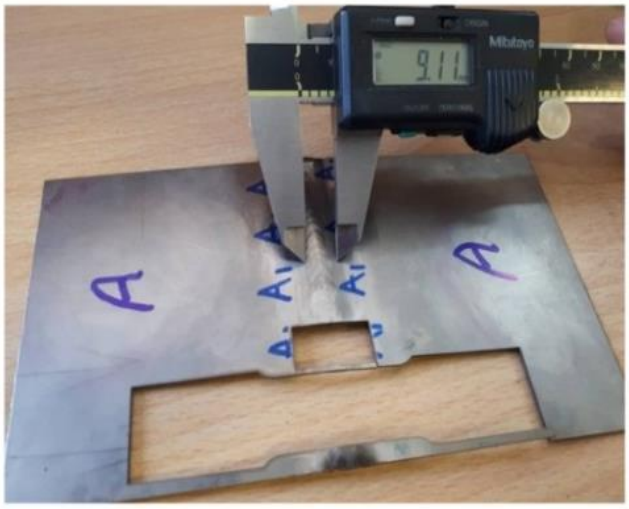
### ۲-۲-مشخصه‌یابی نمونه‌ها

برای مطالعه ریزساختارهای مربوطه از میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد. همچنین به منظور بررسی سختی نمونه‌ها از روش ویکرز طبق استانداردASTM E384-17 استفاده شد.

## ۳-نتایج و بحث

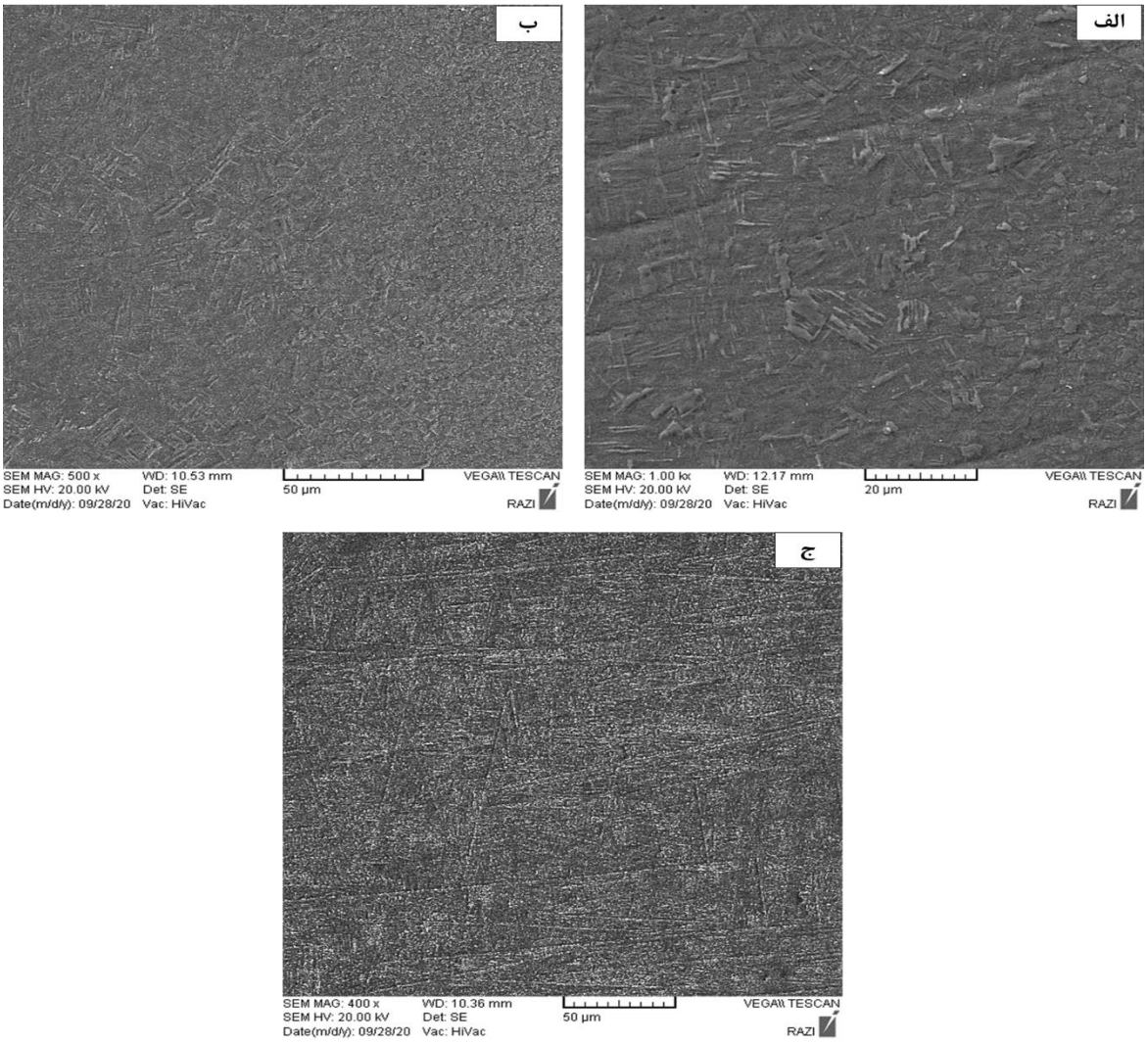
برای ارزیابی اثر بکارگیری جریان پالسی بر کیفیت جوش، عرض جوش نمونه‌های جوشکاری شده روی سطوح فوقانی و تحتانی مورد بررسی قرار گرفت. شکل ۳،پهنای جوش اندازه‌گیری شده نمونه‌ها در حالت بدون استفاده از جریان پالسی و در شرایط بکارگیری فرکانس های متفاوت را نشان می دهد. در این شکل همه این مقادیر در پشت صفحه جوشکاری شده به تصویر کشیده شده‌اند. اندازه گیری های انجام شده نشان داد که در حالت استفاده از جریان ثابت، در سطوح فوقانی و تحتانی، عرض جوش دارای اندازه حداکثری و به ترتیب برابر ۹/۱۱ و ۷/۳۹ میلی متر است. نتایج نشان دادند که استفاده از جریان های پالسی، اثر بسیار قابل توجهی بر کاهش عرض جوش دارند، بطوریکه در شرایط پالسی این اندازه روی سطوح فوقانی و تحتانی جوش به ترتیب تا ۵/۱۸ و ۴/۶۳ میلی متر کاهش یافته است.

به بیان دیگر با افزایش فرکانس ابعاد منطقه جوش کاهش یافته است. کاهش حجم جوش نشان دهنده کاهش میزان حرارت ورودی به منطقه جوش است که نهایتا خواص مکانیکی و ریزساختاری بهتری را به دنبال خواهد داشت.




شکل ۳-پهنای جوش اندازه‌گیری شده نمونه‌ها با جریان پیوسته (غیر پالسی)

بررسی ها نشان می دهد که در حالت جوشکاری با استفاده از شدت جریان یکنواخت، حرارت ورودی افزایش یافته و در نتیجه عرض ناحیه جوش بزرگ‌تر می‌شود. افزایش انرژی ورودی می‌تواند منجر به رشد دانه‌ها و در نهایت تضعیف خواص مکانیکی گردد. در پژوهش مشابهی که پیش‌تر انجام شده است، مشخص گردید با افزایش فرکانس، ریزساختار و خواص مکانیکی بهبود می‌یابد؛ با این حال، افزایش بیش از حد فرکانس نیز می‌تواند مشکلات و پیامدهایی را به همراه داشته باشد [۱۳]. ازاین‌رو، در این پژوهش بررسی ریزساختار در فرکانس ۲۵۰ هرتز به‌عنوان فرکانس بهینه انجام شد. شکل ۴، ریزساختار فلز پایه، ناحیه متأثر از حرارت و ناحیه جوش را در شرایط اعمال فرکانس ۲۵۰ هرتز نشان می‌دهد..




شکل۴- ریزساختارالف) فلزپایه، ب) منطقه متاثر از حرارت و ج) منطقه جوش با فرکانس ۲۵۰ هرتز.

با توجه به تصویر شکل۴-الف دیده می‌شود که در فاز زمینه فلز پایه، اثری از دندریت دیده نمی‌شود. در مقابل در نواحی جوش و متاثر از جوش (شکل های ۴-ب و ۴-ج) دندریت های بسیار زیادی در واحد سطح شکل گرفته‌اند. این دندریت ها دارای جهت گیری های متفاوت و البته ابعاد بسیار متفاوتی هستند. در ناحیه جوشکاری شده ابعاد دندریت ها بسیار قابل توجه هستند و این مطلب به این دلیل است که با حرارت ورودی بهینه‌ای که وجود داشته، نرخ سرد شدن در حد بسیار مناسبی بوده است. اما می‌توان انتظار داشت که با در نظر گرفتن پارامترهای بهینه، خواص مکانیکی بسیار قابل قبولی برای قطعات جوشکاری شده ایجاد گردد. نتایج مربوط به سختی سنجی نمونه‌ها در جدول ۳ آورده شده است. با توجه به مقادیر ارائه‌شده در جدول، مشاهده می‌شود که در حالت استفاده از جریان یکنواخت، مقدار سختی در بازه ۲۹۰ تا ۳۶۶ ویکرز قرار دارد. در حالی‌که با به‌کارگیری جریان پالسی با فرکانس ۲۵۰ هرتز، این بازه به ۳۱۰ تا ۳۷۰ ویکرز افزایش یافته است. بدیهی است که مقادیر بیشینه سختی در دو حالت اختلاف چشمگیری ندارند، اما مقدار کمینه سختی در نمونه جوشکاری‌شده با جریان پالسی، در مقایسه با نمونه جوشکاری‌شده با جریان یکنواخت، بهبود قابل‌توجهی نشان می‌دهد.

جدول ۳-میکروسختی نمونه ها برحسب ویکرز

| فاصله از مرکز جوش (mm) | جریان DC | جریان پالسی با فرکانس ۲۵۰ هرتز |
|---|---|---|
| 0 | 366 | 364 |
| 0.5 | 341 | 370 |
| 1 | 346 | 354 |
| 1.5 | 338 | 357 |
| 2 | 332 | 355 |
| 2.5 | 364 | 352 |
| 3 | 348 | 310 |
| 3.5 | 334 | 344 |
| 4 | 320 | 333 |
| 4.5 | 290 | 341 |
| 5 | 348 | 359 |
| 5.5 | 365 | 342 |
| 6 | 359 | 330 |
| 6.5 | 341 | 321 |
| 7 | 344 | 320 |
| 7.5 | 357 | 314 |

## ۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، اثر استفاده از جریان‌های یکنواخت و پالسی بر فرایند جوشکاری قوس تنگستن–گاز و در نهایت بر ریزساختار مورد بررسی قرار گرفت. در حالتی که از جریان بدون پالس استفاده می‌شود، عرض جوش در سطوح فوقانی و تحتانی به بیشینه مقدار خود رسیده و به‌ترتیب برابر با ۹/۱۱ و ۷/۳۹ میلی‌متر است. استفاده از جریان‌های پالسی تأثیر قابل‌توجهی بر کاهش عرض جوش نشان داد، به‌طوری‌که در شرایط پالسی، مقادیر مذکور به میزان چشمگیری کاهش یافتند.

بر اساس نتایج سختی‌سنجی، در حالت استفاده از جریان یکنواخت و غیرپالسی، مقدار سختی در بازه ۲۹۰ تا ۳۶۶ ویکرز قرار دارد؛ در حالی که با به‌کارگیری جریان پالسی با فرکانس ۲۵۰ هرتز، این بازه به ۳۱۰ تا ۳۷۰ ویکرز افزایش یافته است.

## ۵-مراجع

[1] J. W. Choi, Y. Aoki, K. Ushioda, and H. Fujii, “Effect of the welding parameters on microstructure and mechanical properties of linear friction welded Ti-6Al-4V alloy,” *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 75, pp. 651–663, Mar. 2022.

[2] A. Chattopadhyay, “Mitigation of cracks in laser welding of titanium and stainless steel by in-situ nickel interlayer deposition,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 300, Art. no. 117403, Feb. 2022.

[3] Q. Gao, H. Bu, W. Ling, X. Zhan, and H. Shen, “Effect of defocusing amount on morphology and microstructure of 8-mm-thick Ti-6Al-4V laser deep penetration welded joint,” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, doi: 10.1007/s00170-021-08450-z.

[4] Y. Lu, R. Turner, J. Brooks, and H. Basoalto, “A study of process-induced grain structures during steady-state and non-steady-state electron-beam welding of a titanium alloy,” *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 113, pp. 117–127, Jun. 2022.

[5] J. Teixeira, D. Maréchal, R. C. Wimpory, S. Denis, F. Lefebvre, and R. Frappier, “Formation of residual stresses during quenching of Ti-17 and Ti-6Al-4V alloys: Influence of phase transformations,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 832, Art. no. 142456, Jan. 2022.

[6] Y. Zhong, J. Xie, Y. Chen, L. Yin, P. He, and W. Lu, “Microstructure and mechanical properties of micro laser welding NiTiNb/Ti-6Al-4V dissimilar alloy lap joints with nickel interlayer,” *Materials Letters*, vol. 306, Art. no. 130896, Jan. 2022.

[7] C. Leyens and M. Peters, *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co., 2003.

[8] I. J. Polmear, *Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals*, 4th ed. Oxford, U.K.: Butterworth-Heinemann, 2005.

[9] F. T. Khaniverdi, M. Karimi Nouri, and M. Balbasi, “Influence of welding parameters on penetration depth and depth-to-width ratio of Ti-6Al-4V alloy TIG,” in *Proceedings of the First National Conference on Mechanical Engineering of Iran*, Shiraz, Iran, 2014.

[10] T. Otani, “Titanium welding technology,” *Nippon Steel Technical Report*, no. 95, pp. 88–92, 2007.

[11] S. Cui, Y. Shi, T. Zhu, and W. Liu, “Microstructure, texture, and mechanical properties of Ti-6Al-4V joints by K-TIG welding,” *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 37, pp. 418–424, 2019.

[12] A. Rahimi and M. Shamanian, "The PC-GTAW of Ti-6Al-4V thin sheets and its effects on mechanical and microstructural properties," *Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 8, no. 6, pp. 871–879, 2019.

**[۱۳ ]غ. اسلامی ورنامخواستی و س. م. رفیعائی، «جوشکاری آلیاژهای پایه تیتانیومی توسط فرایند قوسی پالسی تنگستن–گاز (PC-GTAW) و بررسی اثر فرکانس بر ریزساختار و خواص مکانیکی»، مجله علمی-پژوهشی علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال ۷، شماره ۲، پاییز و زمستان ۱۴۰۰.**

# تاثیر وجود لایه‌ی میانی نیکل- فسفر الکترولس و ضخامت آن، بر ریزساختار و عملکرد مکانیکی اتصالات غیرمشابه آلومینیوم-مس در جوشکاری اولتراسونیک

**حجت‌اله کارگران[۱]، قاسم عظیمی‌رویین[۲]، امین‌اله محمدی[۳]**

۱. کارشناس ارشد مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان؛ hojat.kargaran@gmail.com
۲. استادیار، مرکز آموزش مهارت‌های فنی و مهندسی، دانشگاه صنعتی اصفهان؛ azimi_gh@iut.ac.ir
۳. دانشیار، مرکز آموزش مهارت‌های فنی و مهندسی، دانشگاه صنعتی اصفهان؛ amin1@iut.ac.ir

## چکیده

در این پژوهش، فرآیند جوشکاری اولتراسونیک بین دو فلز غیرمشابه آلومینیوم و مس با استفاده از لایه‌ی میانی نیکل - فسفر اعمال‌شده به روش آبکاری الکترولس مورد بررسی قرار گرفت. اتصال مستقیم آلومینیوم به مس معمولاً منجر به تشکیل ترکیبات بین‌فلزی نامطلوب می‌شود که کیفیت اتصال را کاهش می‌دهد؛ به‌منظور برطرف‌کردن این مشکل، لایه‌ی میانی نیکل- فسفر به‌کار گرفته شد. هدف اصلی، ارزیابی تأثیر وجود و اندازه‌ی ضخامت لایه‌ی میانی نیکل- فسفر (۰، ۲، ۶ و ۱۴ میکرومتر) بر کیفیت اتصال بود. از طریق آزمایش‌های اولیه پارامترهای بهینه تعیین گردید. سپس نمونه‌ها تحت شرایط بهینه، جوشکاری شدند. برای تحلیل ریزساختار، مکانیزم پیوند و نوع شکست از میکروسکوپ نوری، الکترونی روبشی و طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) استفاده شد. بررسی‌ها نشان داد که حضور لایه‌ی میانی نیکل- فسفر تاثیر به سزایی در افزایش چگالی خطی جوش و یکنواختی فصل مشترک اتصال خواهد داشت. مکانیزم پیوند به‌صورت ترکیبی از نفوذ متقابل و قفل‌شدگی مکانیکی شناسایی شد. استحکام کششی با افزایش ضخامت لایه‌ی میانی نیکل- فسفر افزایش یافت و بیشترین مقدار در ضخامت ۱۴ میکرومتر به‌دست آمد. در مجموع، به‌کارگیری لایه میانی نیکل- فسفر در جوشکاری اولتراسونیک آلومینیوم به مس، نه تنها سبب بهبود پیوند و ساختار اتصال شد بلکه خواص مکانیکی اتصالات را نیز ارتقاء بخشید. با توجه به اهمیت اتصال زبانه به زبانه در باتری‌های لیتیوم-یون، یافته‌های این پژوهش کاربرد عملی دارند.

**کلمات کلیدی:** جوشکاری اولتراسونیک، جوشکاری غیرمشابه، خواص مکانیکی.

---

## مقدمه

مطالعات نشان می‌دهند که خودروهای الکتریکی باتری‌دار در مقایسه با خودروهای مجهز به موتور احتراق داخلی عملکرد بهتری از نظر کاهش انتشار گازهای گلخانه‌ای دارند. استفاده از برق تجدیدپذیر و پیشرفت‌های فناوری در تولید و بازیافت باتری‌ها، مزایای زیست‌محیطی این خودروها را تقویت کرده و نقش کلیدی آن‌ها را در دستیابی به اهداف کاهش تغییرات اقلیمی برجسته می‌سازد [۱].

باتری‌های لیتیوم-یون به‌دلیل ویژگی‌هایی نظیر چگالی انرژی بالا، نسبت توان به وزن مناسب و هزینه‌ی پایین در هر چرخه‌ی شارژ-تخلیه، گزینه‌های اصلی برای خودروهای الکتریکی مدرن محسوب می‌شوند [۲]. کوچک‌ترین بخش در باتری لیتیوم-یون، سلول است که از الکترودهای آلومینیومی (کاتد)، مسی (آند)، جداکننده‌ها و الکترولیت تشکیل شده است. چندین سلول متصل به‌صورت سری یا موازی که در یک قاب مکانیکی قرار گرفته باشند، ماژول را تشکیل می‌دهند. سپس، اتصال چند ماژول به‌همراه حسگرها و کنترل‌کننده‌ها در یک محفظه‌ی بزرگ‌تر، بسته‌ی باتری را می‌سازد. انتخاب روش مناسب برای اتصال اجزای مختلف در این باتری‌ها، ابتدا به نوع سلول مورد استفاده بستگی دارد و سپس با هدف بهینه‌سازی عملکرد الکتریکی، انتقال حرارت و استحکام مکانیکی صورت می‌گیرد [۳]. ازجمله روش‌های مناسبی که برای ایجاد اتصالات در این باتری‌ها مورد استفاده قرار می‌گیرند، شامل جوشکاری اولتراسونیک فلزات، جوشکاری نقطه‌ای مقاومتی و جوشکاری نقطه‌ای تیگ پالسی[1] می‌باشد. [۴].

جوشکاری اولتراسونیک به‌دلیل ویژگی‌های منحصر به فرد خود، مانند اتصال مؤثر بین مواد غیرمشابه با نقاط ذوب متفاوت، توانایی جوش‌دادن فویل‌های نازک به صفحات ضخیم، امکان اتصال ورق‌های چند لایه با ضخامت‌های مختلف، ایجاد استحکام مکانیکی بالا و مقاومت الکتریکی پایین [۴]، امکان اتصال مؤثر بین فویل‌های آلومینیومی (کاتد) و فویل‌های مسی (آند) به زبانه‌های ترمینال مثبت و منفی در تولید سلول‌های کیسه‌ای را

[1] Pulsed TIG Spot Welding

فراهم می‌کند، که این بخش به‌عنوان اتصال الکترود به زبانه[2] در باتری‌های لیتیوم-یونی شناخته می‌شود [۵]. با این حال، مواردی مانند انتخاب نادرست پارامترهای جوشکاری، طراحی غیر بهینه‌ی الگوی سر ابزارو... منجر به عیوبی مانند ایجاد ترک در نمونه، پدیدارشدن حفرات انقباضی در ناحیه‌ی فصل‌مشترک اتصال و مناطق غیرپیوندی در فصل‌مشترک، نفوذ بیش‌از حد ابزار جوشکاری در قطعه‌کار، تغییر شکل خمشی و ایجاد ترکیبات بین‌فلزی مضر می‌شود [۶]. بنابراین، تحقیقات اخیر بر یافتن راهکارهایی متمرکز شده‌اند که این عیوب را برطرف سازند و کیفیت اتصال را تضمین کنند؛ یکی از این رویکردهای کارآمد، استفاده از لایه‌های میانی، مانند نیکل، برای کنترل تشکیل ترکیبات بین فلزی مضر آلومینیوم – مس و ایجاد یک فصل مشترک پیوندی مناسب است.

جئونگ و همکاران[3] [۷]، تاثیر به‌کارگیری لایه‌ی میانی نیکل– فسفر را بر دوام اتصالات جوش اولتراسونیک آلومینیوم به مس در شرایط پیرسازی حرارتی مورد بررسی قرار دادند. نتایج نشان داد که که افزودن لایه میانی نیکل- فسفر می‌تواند به‌طور قابل‌توجهی تشکیل ترکیبات بین‌فلزی را به تأخیر بیاندازد و از افت خواص مکانیکی در طول قرارگیری حرارتی طولانی‌مدت جلوگیری نماید. داس و همکاران[4] [۸]، تأثیر پوشش نیکل بر خواص و ریزساختار اتصالات آلومینیوم به مس تحت شرایط مختلف انرژی جوشکاری و فشار گیره را بررسی کردند. نتایج نشان داد که به‌کارگیری لایه‌ی نیکل می‌تواند به‌عنوان راهکاری مؤثر برای بهبود کیفیت، رسانایی و دوام مکانیکی اتصالات آلومینیوم-مس در فرآیند جوشکاری اولتراسونیک به کار رود.

اگرچه تحقیقات پیشین به بهبود خواص مکانیکی و ریزساختاری اتصالات آلومینیوم به مس با لایه‌های میانی نیکل پرداخته‌اند، اما نقش جامع اندازه ضخامت لایه‌ی میانی نیکل بر مجموعه‌ی خواص حیاتی اتصال، شامل استحکام مکانیکی، هدایت الکتریکی و مقاومت به خوردگی، به صورت همزمان، به طور کامل مورد بررسی قرار نگرفته است. بر این اساس، پژوهش حاضر با هدف بررسی تاثیر وجود و اندازه‌ی ضخامت لایه‌ی میانی نیکل-فسفر الکترولس برای دستیابی به بهترین عملکرد همزمان مکانیکی و الکتریکی در اتصال غیرمشابه آلومینیوم-مس جوش داده شده با روش اولتراسونیک، انجام شده است که در این مقاله بررسی حواص مکانیکی و ریزساختاری آن ارائه می‌شود.

## مواد و روش پژوهش

در این پژوهش، ورق‌های آلومینیوم، مس خالص و مس پوشش‌داده‌شده با نیکل- فسفر الکترولس به‌عنوان مواد اولیه برای شبیه‌سازی اتصال زبانه به زبانه در باتری‌های لیتیم-یونی مورد استفاده قرار گرفتند. ورق آلومینیوم از آلیاژ سری ۱۰۵۰ با ضخامت ۰/۳ میلی‌متر و ورق مس با خلوص ۹۹/۹ درصد و ضخامت مشابه انتخاب شدند. پوشش نیکل- فسفر، با ترکیب تقریبی ۹۵ درصد نیکل و ۵ درصد فسفر، به روش آبکاری الکترولس بر سطح ورق‌های مس ایجاد شد. برای بررسی اثر ضخامت لایه‌ی میانی بر کیفیت اتصال، پوشش‌های نیکل - فسفر در سه ضخامت ۲، ۶ و ۱۴ میکرومتر اعمال شدند. ترکیب شیمیایی مواد اولیه در جدول (۱) ارائه شده است.

**جدول(۱)- ترکیبات شیمیایی فلزات آلومینیوم و مس**

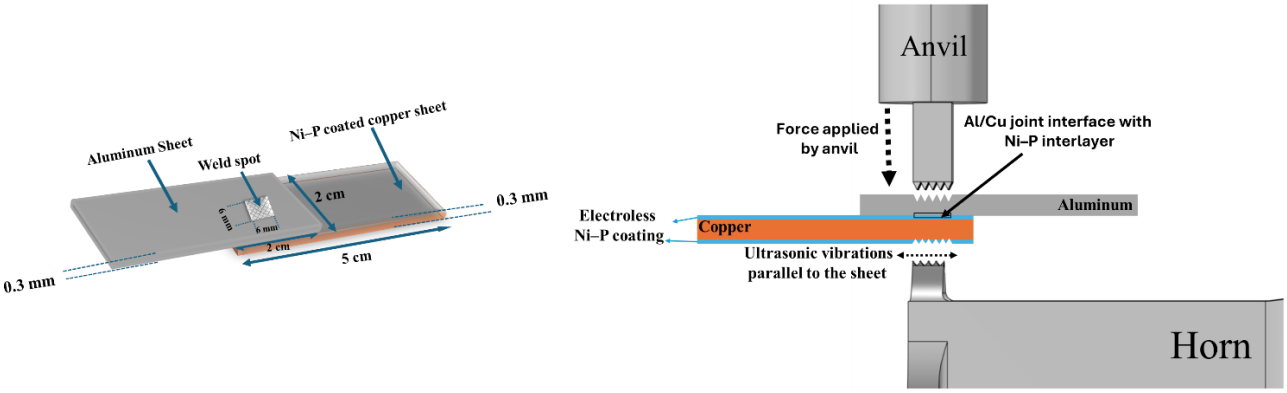
| مواد | سیلیسیم | آهن | مس | منگنز | منیزیم | آلومینیوم |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **ورق آلومینیوم** | ۰/۱۵ | ۰/۳۸ | ۰/۰۰۳ | ۰/۰۵ | ۰/۰۵ | ۹۹/۶ |
| **ورق مس** | <۰ /۰۰۳ | < ۰/۰۰۲ | > ۹۹/۹۵ | < ۰/۰۰۱ | < ۰/۰۰۵ | ۰/۰۰۱ |

*آماده‌سازی نمونه‌ها:* ورق‌های آلومینیوم و مس با ابعاد ۲ × ۵ سانتی‌متر مربع برش داده شدند. طراحی اتصال به‌صورت هم‌پوشان لبه‌ای با طول هم‌پوشانی۲ سانتی‌متر انجام شد، به‌گونه‌ای که ناحیه جوش در مرکز این بخش قرار گیرد. در طول جوشکاری، ورق مس در تماس با هورن و ورق آلومینیوم در تماس با سندان قرار گرفت (شکل ۱).

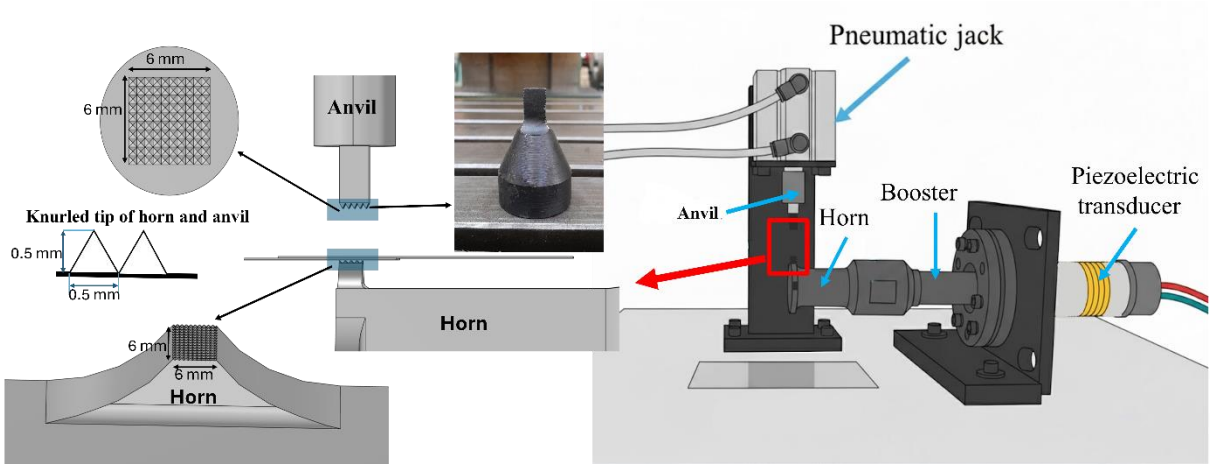
*تجهیزات جوشکاری:* فرآیند جوشکاری اولتراسونیک با دستگاه ساخت مرکز آموزش‌های فنی و مهندسی دانشگاه صنعتی اصفهان، با فرکانس ارتعاش۲۰ کیلوهرتز و توان الکتریکی ۱۰۰۰ وات انجام شد. هورن و سندان از جنس فولاد SPK-2436 و بوستر از جنس فولاد MO-40 ساخته

[2] Electrode Foil-to-Tab Joint
[3] Jeong et al
[4] Das et al

شدند. نوک هورن و سندان با ابعاد ۶×۶ میلی‌متر مربع و به‌صورت مشبک با شیارهایی به عمق و فاصله ۰/۵ میلی‌متر ساخته شد تا انتقال ارتعاشات و اصطکاک افزایش یابد (شکل ۲).




**شکل(۱)- پیکربندی نمونه‌های ورق آلومینیوم و مس در اتصال هم‌پوشانی لبه‌ای.**




**شکل (۲)- دستگاه جوشکاری اولتراسونیک.**

*پارامترهای فرآیند:* با توجه به هدف اصلی پژوهش که بررسی تأثیر وجود و اندازه‌ی ضخامت لایه‌ی میانی نیکل-فسفر بر خواص اتصال بود، لازم بود ابتدا سایر پارامترهای جوشکاری از جمله زمان و فشار جوشکاری در یک مقدار بهینه‌ی مناسب قرار گیرند تا تمرکز اصلی بر روی سطوح مختلف ضخامت‌های لایه میانی نیکل- فسفر معطوف شود. پس‌از انجام پیش آزمایشات مختلف، زمان ۲ ثانیه، فشار جوشکاری ۶ مگاپاسکال، توان الکتریکی ۷۰۰ وات، فرکانس ارتعاش ۲۰ کیلوهرتز و ضخامت‌های لایه‌ی میانی نیکل- فسفر ۰، ۲، ۶ و ۱۴ میکرومتر به‌عنوان پارامترهای نهایی برای فاز اصلی پژوهش انتخاب شدند (جدول ۳).

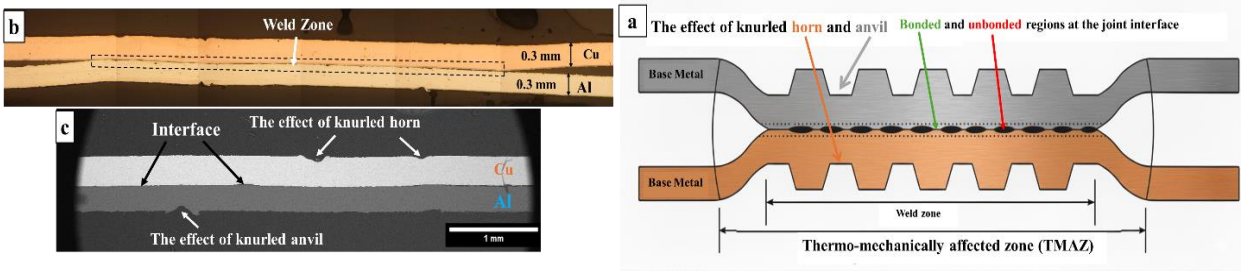
**جدول۳. پارامترهای نهایی پس‌از انجام آزمون‌های ابتدایی**

| شماره‌ی نمونه | زمان جوشکاری(ثانیه) | ضخامت لایه‌ی میانی (میکرومتر) | فشار جوشکاری (مگاپاسکال) | توان الکتریکی (وات) |
|---|---|---|---|---|
| ۱ | ۲ | ۰ | ۶ | ۷۰۰ |
| ۲ | ۲ | ۲ | ۶ | ۷۰۰ |
| ۳ | ۲ | ۶ | ۶ | ۷۰۰ |
| ۴ | ۲ | ۱۴ | ۶ | ۷۰۰ |

*آزمون‌ها:* برای ارزیابی خواص مکانیکی در شرایط بارگذاری یکنواخت اتصالات، آزمون کشش- برش در دمای اتاق با سرعت ثابت ۱ میلی‌متر بر دقیقه با استفاده از دستگاه آزمون HOUNSFIELD-H25KS انجام گرفت. جهت انجام بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌ها در راستای موازی با جهت اعمال ارتعاشات اولتراسونیک برش داده شدند و با رزین اپوکسی، مانت سرد شدند. سنباده‌زنی تدریجی و پولیش انجام شد و سپس با محلول‌های مناسب برای آلومینیوم و مس حکاکی شدند. عملیات حکاکی برای مشاهده ساختار میکروسکوپی با استفاده از محلول پولتون شامل آب‌مقطر (۱ml)، نیتریک‌اسید (۶ml)، هیدروفلوئوریک‌اسید (۱ml)، هیدروکلریک‌اسید (۱۲ml) و نیتریک‌اسید (۲۵ml)، کرومیک‌اسید (۱ گرم)،آب‌مقطر (۱۰ml) برای حکاکی آلومینیوم و ترکیب آب مقطر + نیتریک‌اسید با نسبت یک‌به‌یک برای حکاکی مس انجام شد. پس از حکاکی، سطح مقطع نمونه‌ها با میکروسکوپ نوری مدل Nikon EPIPHOT300 و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Philips XI30 مورد بررسی قرار گرفت. همچنین برای بررسی‌های اولیه از نظر وجود ترک یا عیوب سطحی، از میکروسکوپ دیجیتال استفاده شد.

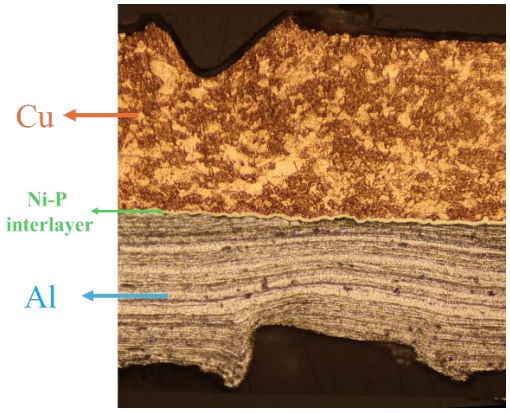
## نتایج و بحث

***بررسی ماکروساختار اتصال:*** پیکربندی سطح مقطع عرضی از نمونه‌ی اتصال در فرآیند جوشکاری اولتراسونیک و نواحی مختلف حاصل از آن، به صورت شماتیک در شکل (۳a) و به‌صورت واقعی در شکل (۳b و ۳c) نشان داده شده است. این فرآیند سه ناحیه‌ی متمایز شامل منطقه‌ی جوش ، منطقه‌ی متأثر از حرارت و کار مکانیکی (TMAZ) و فلز پایه را ایجاد می‌کند. همانطور که در شکل (۳a) و همچنین در تصاویر میکروسکوپی مشهود است، اعمال فشار و ارتعاشات اولتراسونیک از طریق نوک‌های مشبک هورن (برروی ورق مس) و سندان (برروی ورق آلومینیوم) صورت می‌گیرد. این نوک‌ها با نفوذ در سطح ورق‌ها، موجب تغییر شکل پلاستیک موضعی، کاهش ضخامت و ایجاد فرورفتگی‌هایی می‌شوند که در شکل مشخص شده‌اند. این تغییر شکل پلاستیک شدید، برای شکستن لایه‌های اکسیدی و ایجاد پیوند متالورژیکی ضروری است.



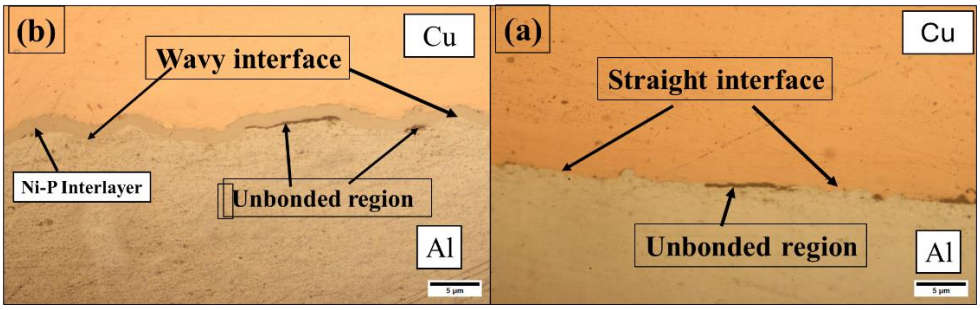

**شکل(۳)- نمایش نواحی مختلف سطح مقطع اتصال ایجاد با جوشکاری اولتراسونیک؛ (a)نمای شماتیک [۹]،(b) تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌ی بدون لایه‌ی میانی(نمونه‌ی شماره‌ی یک)، (c) تصویر میکروسکوپی الکترونی از همان نمونه.**

بررسی دقیق‌تر ریزساختار در نمونه با لایه‌ی میانی۱۴ میکرون (نمونه‌ی ۴) (شکل ۴)، ساختار حکاکی‌شده‌ی اتصال را در بزرگنمایی بالا نشان می‌دهد. در این تصویر، سه لایه‌ی مجزا شامل فلز پایه‌ی مس با ساختار آنیل‌شده، فلز پایه‌ی آلومینیوم با ساختار نوردی و لایه‌ی میانی نیکل-فسفر که به صورت یکنواخت بین دو فلز پایه قرار گرفته است، به وضوح قابل تفکیک هستند. پایداری و حضور این لایه‌ی میانی در فصل مشترک، نقش کلیدی در مکانیزم اتصال ایفا می‌کند.




**شکل(۴)-. ریزساختار حکاکی‌شده از مقطع اتصال آلومینیوم به مس با لایه‌ی میانی ۱۴ میکرومتر (نمونه‌ی ۴).**

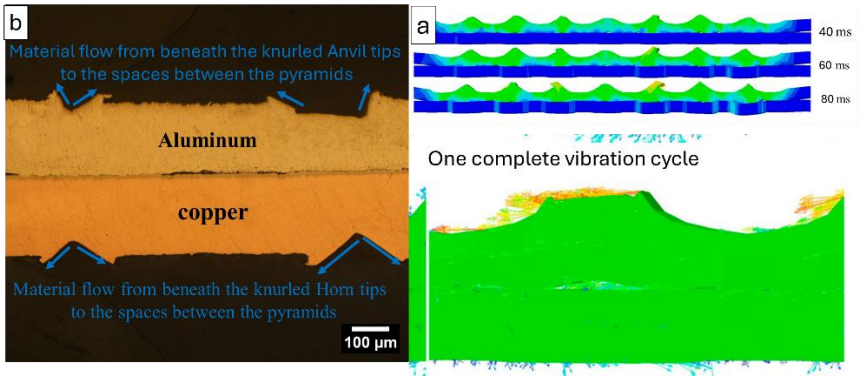
مقایسه‌ی مستقیم مورفولوژی فصل مشترک در دو حالت با و بدون لایه‌ی میانی در شکل (۵) نمایش داده شده است. در نمونه‌ی اتصال مستقیم بدون لایه‌ی میانی نیکل- فسفر(نمونه‌ی ۱) (شکل5a)، یک فصل مشترک صاف با نواحی پیوندی و غیرپیوندی پراکنده مشاهده می‌شود. در مقابل، با افزودن لایه‌ی میانی نیکل-فسفر با ضخامت ۲میکرومتر(نمونه‌ی ۲) (شکل 5b)، مورفولوژی اتصال به‌طور چشمگیری به یک فصل مشترک مواج تغییر می‌یابد. این مورفولوژی مواج، که ناشی از جریان پلاستیک مواد در حضور لایه‌ی میانی پایدار است، دو مزیت عمده دارد: اولاً، سطح تماس مؤثر بین ورق‌ها را به شدت افزایش می‌دهد؛ ثانیاً، منجر به درهم‌تنیدگی مکانیکی سطوح و ایجاد قفل‌شدگی مکانیکی می‌شود. پایداری ابعادی لایه‌ی میانی نیکل- فسفر با ضخامت ۲ میکرومتر و عدم خروج آن (اکستروژن‌شدن) از ناحیه‌ی فصل مشترک، آن را به یک سد نفوذی مؤثر در برابر تشکیل ترکیبات بین‌فلزی شکننده‌ی آلومینیوم-مس تبدیل می‌کند. بنابراین، مکانیزم اتصال در این نمونه‌ها، ترکیبی از نفوذ در فصل مشترک و قفل‌شدگی مکانیکی ناشی از مورفولوژی مواج است.



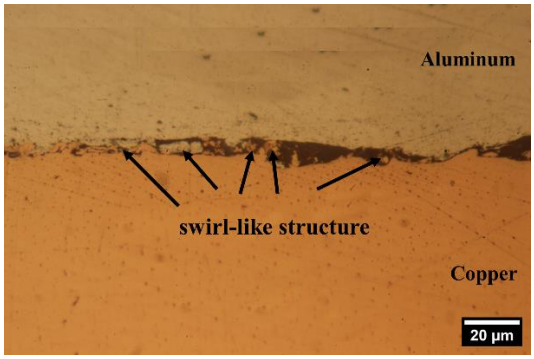

**شکل(۵)-. تصاویر میکروسکوپ نوری از فصل‌مشترک اتصال (۵۰۰x)؛ (a) نمونه‌ی بدون لایه‌ی میانی، (b) نمونه‌ی با لایه‌ی میانی ۲ میکرومتر.**

**مکانیزم پیوند:** تنش‌های نرمال ناشی از جک پنوماتیک (فشار جوشکاری) و تنش برشی ناشی از اعمال ارتعاشات اولتراسونیک، باعث شروع تغییرشکل پلاستیک شدید هم در در ناحیه‌ی فصل مشترک دو ورق و هم در ناحیه‌ی فصل مشترک هورن و سندان با ورق‌ها می‌شوند. تمرکز تنش درست در زیر نوک‌های مشبک و هرمی هورن باعث می‌شود که تغییرشکل پلاستیک در این نواحی زودتر آغاز شود و اولین نواحی پیوندی در این قسمت‌ها تشکیل شود. هم‌زمان به‌دلیل گرمای ناشی از اصطکاک و تغییرشکل پلاستیک و هم‌چنین نرم‌شدن ناشی از امواج اولتراسونیک استحکام تسلیم ماده کاهش پیدا می‌کند و مقدار تغییرشکل پلاستیک زیاد می‌شود تا حدی که نواحی بیشتری از ماده وارد فاز تغییر شکل پلاستیک می‌شوند [۱۰]. با کاهش استحکام تسلیم و افزایش تغییر شکل پلاستیک در نواحی بین نوک‌های هرمی و مشبک هورن، جریان ماده اتفاق می‌افتد. تنش فشاری ناشی از اعمال فشار استاتیکی جوشکاری و تنش برشی دوره‌ای ناشی از اعمال ارتعاش اولتراسونیک، جهت و شدت جریان ماده را مشخص می‌نمایند. برآیند نیروهای برشی و نرمال به صورت مورب (مایل) و رو به پایین باعث می‌شود مواد در همان‌جهت جریان یابند. بدین صورت که ماده از نواحی زیر نوک هرم‌های هورن به‌سمت نواحی بین دو نوک هرم جریان پیدا می‌کند. این کار باعث پایین‌رفتن بیشتر هورن در ورق در تماس با خود می‌شود [۱۰]. در شکل ۶ جریان مواد به‌صورت شماتیک و واقعی (نمونه‌ی چهار:) به تصویر کشیده شده است. همانطور که در شکل ۶ دیده می‌شود، بر روی سطح بالایی ورق‌ها که با هورن و سندان در تماس بوده، یک شکل موجی[5] ایجاد شده، به طوری که دره‌ها[6] مستقیماً زیر نوک‌های هورن و قله‌ها[7] قرار دارند. این جریان مواد به سمت فضای بین نوک‌های هورن ناشی از اثر ترکیبی نیروی فشاری اعمال شده و نیروی برشی رفت و برگشتی است که توسط ارتعاشات اولتراسونیک هورن ایجاد می‌شود. به دلیل اینکه جهت تنش برشی در فرکانس بالای اولتراسونیک به سرعت تغییر می‌کند، مواد در محل فصل مشترک تماس دچار یک تغییر شکل پیچیده می‌شوند. بدین‌صورت که در ناحیه‌ی جوش، جریان ماده به صورتی است که باعث ایجاد اشکال گردابی‌شکل[8] در فصل مشترک اتصال می‌شود. الگوهای گردابی‌شکل سازوکار درهم‌تنیدگی مکانیکی میان مواد را تسهیل کرده و موجب ارتقاء استحکام پیوند می‌شوند. درنتیجه، قفل‌شدگی مکانیکی یکی از مکانیزم‌های اتصال درنظر گرفته می‌شود. اشکال گردابی‌شکل نشانه کلاسیکی از جریان ماده پلاستیک گسترده و اختلاط مکانیکی ماده از هر دو نمونه در مقیاس ریز در جوشکاری اولتراسونیک هستند [۱۱]. شکل۷ تصویر مربوط به این اشکال گردابی‌شکل در نمونه‌ی بدون لایه‌ی میانی (نمونه‌ی یک) را نشان می‌دهد.

[5] wave-like shape
[6] valley
[7] crest
[8] swirl-like structure

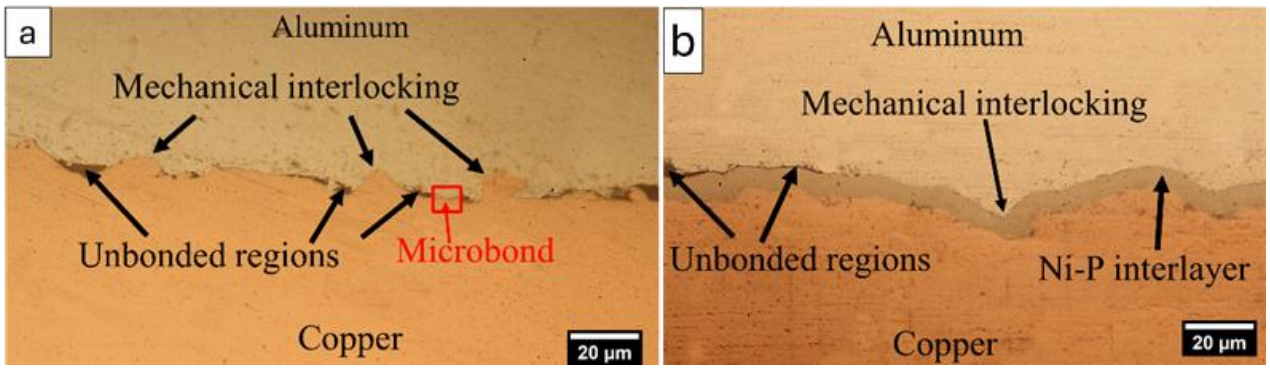



**شکل(۶) – الف: شماتیک جریان مواد [۹]، ب: تصویر میکروسکوپ نوری نمونه‌ی چهار در بزرگنمایی ۵۰ برابر.**




**شکل(۷) – نمایش ساختارهای گردابی‌شکل در نمونه‌ی بدون لایه‌ی میانی(نمونه‌ی یک).**

در حین جوشکاری افزایش دما و تغییر شکل پلاستیکی رخ می‌دهد و با پیشرفت فرآیند جوشکاری تغییر شکل پلاستیک بیشتر و بیشتر می‌شود و با شکست لایه‌های اکسیدی، سطوح فلزی فعال و تازه در تماس یکدیگر قرار می‌گیرند و سطح تماس موثر افزایش پیدا می‌کند [۱۰]. هم‌چنین درنتیجه‌ی دمای بالا و فشار اعمال‌شده در ناحیه‌ی فصل مشترک جوش، فاصله‌ی میان اتم‌ها کاهش یافته و تغیرشکل پلاستیک شدید هم سبب افزایش عیوب بلوری می‌شود و درنتیجه‌ی آن، فرآیند نفوذ اتمی تسهیل شده و تمایل اتم‌ها برای ایجاد پیوند افزایش پیدا می‌کند و انرژی لازم برای تشکیل پیوند در حالت جامد فراهم می‌شود [۱۲]. در شکل ۸ این موارد برای نمونه‌ی بدون لایه‌ی میانی (نمونه‌ی یک) (a) و با لایه‌ی میانی با ضخامت ۱۴ میکرومتر (نمونه‌ی چهار)(b) به تصویر کشیده شده است.

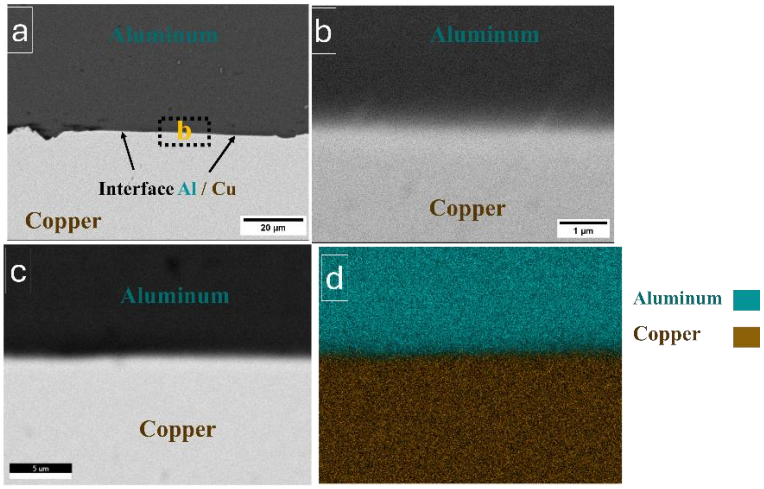



**شکل(۸) – نمایش قسمت‌های مختلف سطح‌مقطع اتصال، (a) نمونه‌ی بدون لایه‌ی میانی و (b) نمونه با لایه‌ی میانی با ضخامت ۱۴ میکرومتر.**

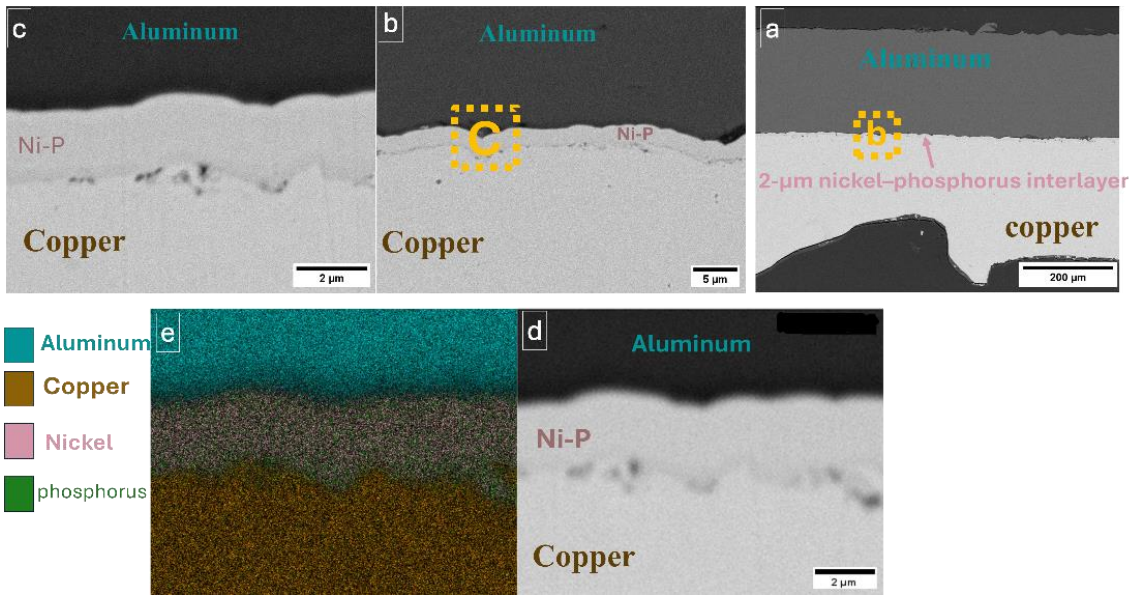
در شکل ۸(b) مشاهده می‌شود که فصل مشترک به‌صورت موجی‌شکل می‌باشد. ناحیه فصل مشترک اتصال به شکل موجدار مزایای متعددی را به همراه دارد که شامل موارد زیر است: (الف) افزایش ناحیه اتصال، (ب) ایجاد قفل‌های مکانیکی، (پ) جلوگیری از ایجاد و گسترش ترک در هنگام

بارگذاری کششی [۱۳]. بنابراین در ابتدا در نتیجه‌ی تماس فلز با فلز و فرآیند نفوذ، میکروپیوندهایی تشکیل می‌شود. این میکروپیوندها به‌واسطه‌ی ارتعاش مداوم هورن، به‌طور پیوسته تشکیل و شکسته می‌شوند. هرچه‌قدرتغییرشکل پلاستیک گسترش پیدا کند و جریان مواد بیشتر شود، نواحی بیشتری از فصل مشترک در تماس باهم قرار می‌گیرند که منجر به گسترش میکروپیوندها در ناحیه‌ی اتصال می‌شود. گسترش و به‌هم‌پیوستن میکروپیوندها منجر به ایجاد یک اتصال کامل در ناحیه‌ی فصل مشترک می‌شود که نتیجه آن یک اتصال با استحکام بالا است. یعنی فرآیند نفوذ اتفاق می‌افتد و پیوند متالورژیکی به‌عنوان مکانیزم دیگر اتصال رخ می‌دهد [۱۴]. باتوجه به مطالب ذکرشده، دو پدیده‌ی نفوذ اتمی و قفل‌شدگی مکانیکی در فصل مشترک اتصال به‌عنوان دو مکانیزم اصلی در جوشکاری اولتراسونیک معرفی شده‌اند.

**بررسی ساختار میکروسکوپی اتصال جوشکاری اولتراسونیک:** تصاویر میکروسکوپی الکترونی نمونه بدون لایه میانی و نمونه با لایه میانی (نمونه‌ی دو) به‌همراه نقشه‌های عنصری EDS آن‌ها در شکل‌های ۹ و ۱۰ ارائه شده‌اند.

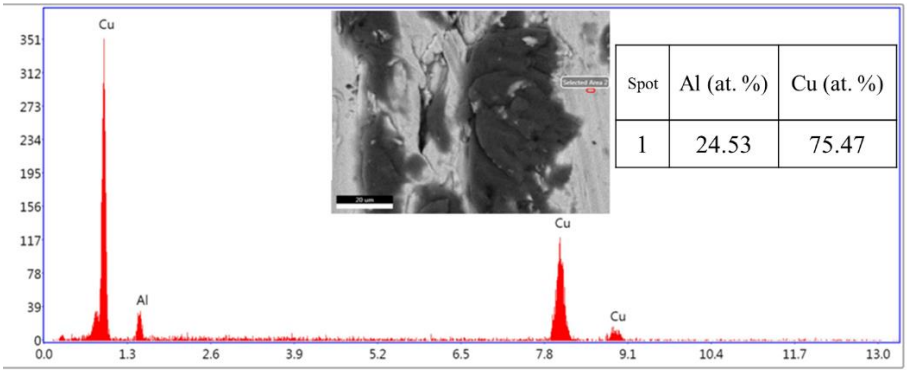



شکل(۹)- تصاویر میکروسکوپی SEM از سطح مقطع اتصال بدون لایه‌ی میانی نیکل-فسفر (نمونه‌ی یک).




شکل(۱۰)- تصاویر میکروسکوپی SEM از سطح مقطع اتصال با لایه‌ی میانی نیکل-فسفر به ضخامت ۲ میکرومتر (نمونه‌ی دو).

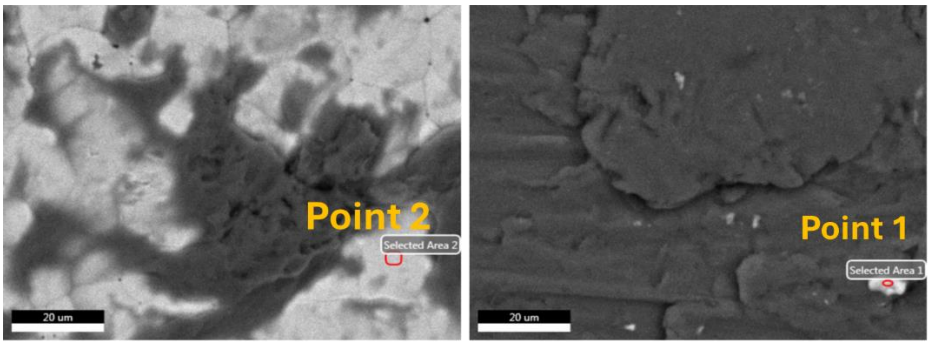
به‌منظور بررسی کیفی و نیمه‌کمی ترکیب شیمیایی در ناحیه‌ی فصل مشترک اتصال، آنالیزEDS به‌صورت نقطه‌ای در فصل مشترک شکست اتصال انجام شد. نتایج مربوط به نمونه‌ی بدون لایه‌ی میانی نیکل-فسفر (نمونه‌ی یک در شکل ۱۱ آورده‌شده‌است.




| Spot | Al (at. %) | Cu (at. %) |
|---|---|---|
| 1 | 24.53 | 75.47 |

**شکل (۱۱) - آنالیز نقطه‌ای EDS برای نمونه‌ی جوشکاری شده بدون لایه‌ی میانی نیکل-فسفر (نمونه‌ی یک).**

در نمونه‌ی جوشکاری‌شده بدون لایه‌ی میانی، آنالیز عنصری نقطه‌ای، حضور ۲۴/۵۳ درصد اتمی آلومینیوم و ۷۵/۴۷ درصد اتمی مس را نشان داد (شکل۱۱). بر این اساس، نسبت اتمی مس به آلومینیوم تقریبا برابر با ۳ به‌دست آمد. این نسبت اتمی اگرچه تطابق دقیق با هیچ‌یک از ترکیبات بین‌فلزی شناخته‌شده در سیستم آلومینیوم- مس ندارد، اما باتوجه به دیاگرام تعادلی آلومینیوم- مس [۱۵]، به‌طور تقریبی از نظر عددی به ترکیب $Cu_9Al_4$ نسبتاً نزدیک است. این موضوع می‌تواند نشانه‌ای از حضور احتمالی این فاز یا فازهایی با ترکیب مشابه در حالت غیراستوکیومتری در ناحیه‌ی مورد بررسی باشد.

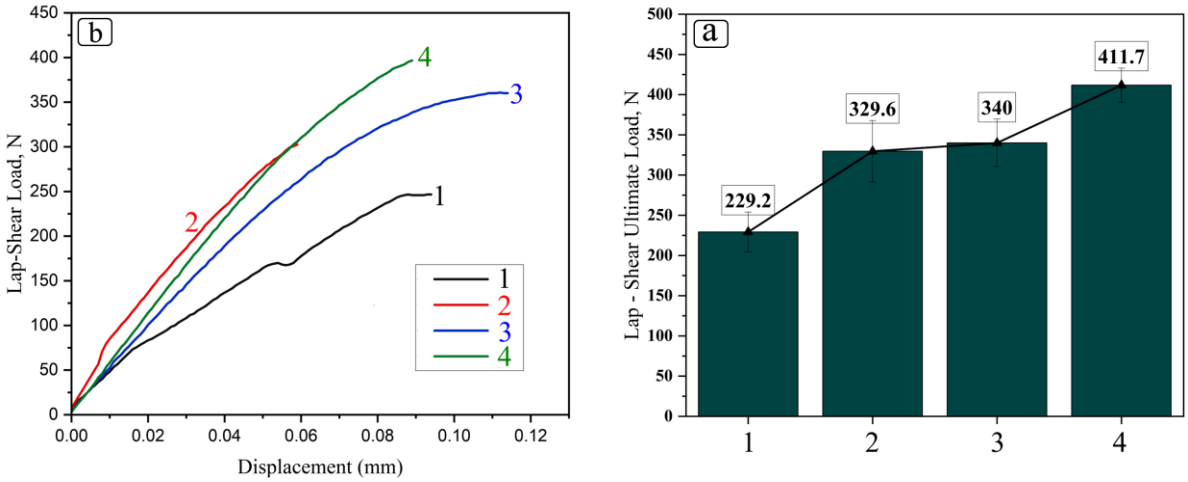



| Spot | Al (at. %) | Ni (at. %) | P (at. %) | Cu (at. %) | Normalized Value for Al and Ni |
|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 25.05 | 68.4 | 6.55 | Negligible | Al: 26.8<br>Ni: 73.2 |
| 2 | 15.89 | 72.75 | 10.1 | 1.26 | Al: 17.9<br>Ni: 82.1 |

**شکل(۱۲)-. نتایج آنالیز نقطه‌ای EDS برای نمونه‌ی جوشکاری آلومینیوم به مس با لایه‌ی میانی نیکل-فسفر (نمونه‌ی چهار).**

نتایج مربوط به نمونه‌ی با لایه‌ی میانی نیکل-فسفر (نمونه‌ی یک) در شکل ۱۲ آورده‌شده‌است بر اساس نسبت‌های اتمی، ترکیب شیمیایی نقطه‌ی یک با حدود ۷۳/۲ درصد اتمی نیکل و ۲۶/۸ درصد اتمی آلومینییوم، نزدیک به ترکیب استوکیومتری $AlNi_3$ ارزیابی می‌شود. این نسبت، احتمال وجود این فاز بین‌فلزی را در نقطه‌ی یک می‌تواند تایید کند. نقطه‌ی دوم نیز با نسبت تقریبی ۸۲/۱ درصد اتمی نیکل و ۱۷/۹ درصد اتمی آلومینیوم، می‌تواند در ناحیه‌ی دوفازی *محلول جامد غنی‌از نیکل* + $AlNi_3$ در دیاگرام تعادلی آلومینیوم- نیکل حضور داشته باشد. در مجموع، نتایج EDS نشان می‌دهد که هم در اتصال بدون لایه و هم با لایه‌ی نیکل-فسفر، احتمال تشکیل ترکیبات بین‌فلزی وجود دارد.

***ارزیابی خواص مکانیکی:*** نتایج حاصل از آزمون کشش تک‌محوره در قالب جدول ۴ و شکل ۱۳ شامل نمودار میله‌ای میانگین نیروی شکست (شکل 13a) نمودار نیرو- جابه‌جایی (شکل 13b) ارایه شده است.




**شکل(۱۳) – (a): نمودار میله‌ای نمایش‌دهنده‌ی نتایج عملکرد مکانیکی جوش‌ها در آزمون کشش، (b) نمودار نیرو– جابه‌جایی نمونه‌ها.**

**جدول۴. نتایج آزمون کشش برای نمونه‌های جوشکاری‌شده**

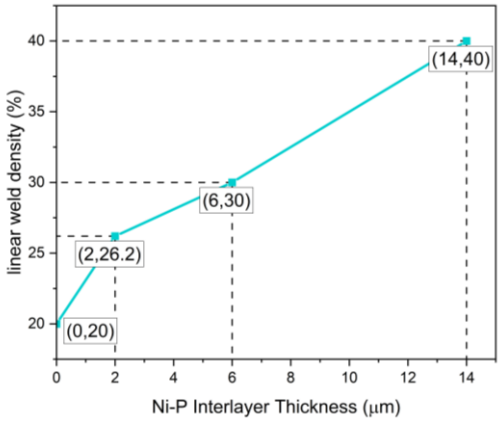
| شماره‌ی نمونه | ضخامت لایه‌ی میانی (میکرومتر) | میانگین نیروی شکست (نیوتن) | انحراف از معیار (نیوتن) | ضریب تغییرات |
|---|---|---|---|---|
| ۱ | ۰ | ۲۲۹/۲ | ۲۴/۷۵ | ۱۰/۸ |
| ۲ | ۲ | ۳۲۹/۶ | ۳۸/۳۳ | ۱۱ |
| ۳ | ۶ | ۳۴۰ | ۲۹/۴۲ | ۸/۶ |
| ۴ | ۱۴ | ۴۱۱/۷ | ۲۱/۲۱ | ۵ |

بررسی نتایج نشان می‌دهد که اندازه‌ی ضخامت لایه‌ی میانی نقش تعیین‌کننده‌ای در پاسخ مکانیکی نمونه‌ها ایفا کرده‌اند. در میان تمامی نمونه‌ها، نمونه ۴ بالاترین نیروی شکست (حدود ۴۱۱ نیوتن) تحمل کرده است. این نمونه همچنین در مقایسه با بیشتر نمونه‌ها، میزان جابه‌جایی تا لحظه‌ی شکست بالاتری را نیز داشته که نشان‌دهنده‌ی استحکام بالاتر همراه با شکل‌پذیری مطلوب‌تر در اتصال می‌باشد. در مقابل، نمونه ۱ که بدون استفاده از لایه‌ی میانی تولید شده، کمترین نیرو را (حدود ۲۲۹ نیوتون) تحمل کرده است. منحنی این نمونه دارای شیب اولیه کم و طول کوتاه بوده که نشان‌دهنده‌ی اتصال ضعیف، پیوند مکانیکی ناکافی و گسیختگی زودهنگام است. چنین رفتاری معمولاً به‌دلیل عدم تشکیل پیوند مناسب بین آلومینیوم و مس مشاهده می‌شود. در جمع‌بندی، می‌توان نتیجه گرفت که ضخامت لایه‌ی میانی بیشتر (۱۴ میکرومتر)، بهترین عملکرد مکانیکی را در اتصال ایجاد کرده است (حدود ۸۰ درصد افزایش استحکام). وجود و افزایش ضخامت لایه‌ی میانی، استحکام کششی را به‌طور قابل توجهی افزایش داد. این روند نشان‌دهنده نقش مثبت پوشش نیکل-فسفر در بهبود کیفیت متالورژیکی و رفتار مکانیکی اتصال است.

کانگ و همکاران[9] [۱۶]، مفهوم چگالی خطی جوش[10] (نسبت خط پیوند برقرارشده به کل عرض ناحیه‌ی جوش در امتداد فصل مشترک جوش) را به‌عنوان یک معیار کیفی -کمی برای ارزیابی جوش‌های اولتراسونیک پیشنهادکردند. بنابراین به‌منظور درک بهتر عوامل مؤثر بر استحکام اتصال، مقایسه‌ای میان چگالی خطی جوش و استحکام نمونه‌ها انجام شد. نمودار مربوط به این نتایج در شکل۱۴ آورده شده‌است.

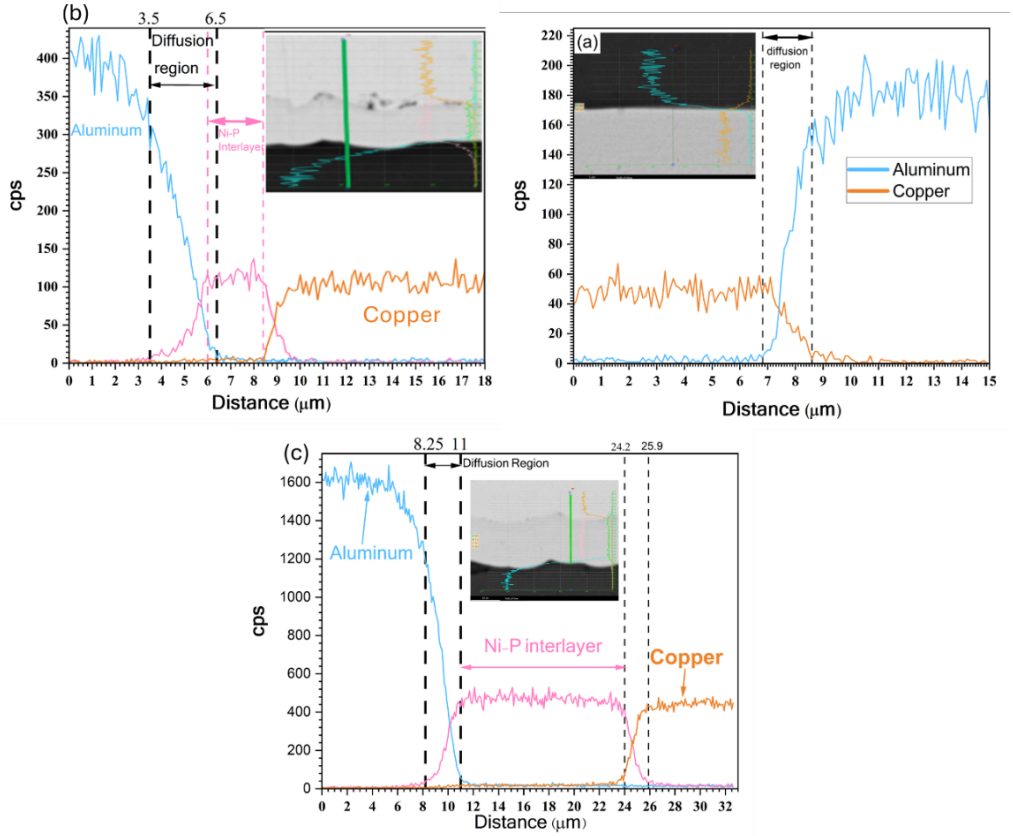
با افزایش ضخامت پوشش از ۰ به ۱۴ میکرومتر، نیروی شکست از ۲۲۹/۲ نیوتن (بدون لایه میانی) به ۴۱۱/۷ نیوتن افزایش یافت. این افزایش قابل توجه، هم‌راستا با رشد چگالی خطی جوش از ۲۰ درصد در نمونه‌ی بدون لایه‌ی میانی به ۴۰ درصد در نمونه با بیشترین ضخامت پوشش می‌باشد. درکل می‌توان گفت که روند کلی داده‌ها نشان می‌دهد که با افزایش ضخامت نیکل-فسفر، پیوستگی بین‌فلزی بهتر، افزایش سطح مؤثر اتصال و در نتیجه افزایش چگالی خطی جوش حاصل‌شده که در نهایت منجر به بهبود استحکام کششی اتصال گردیده است.

[9] Kong et al
[10] Linear Weld Density




**شکل(۱۴)-چگالی خطی جوش در ضخامت‌های مختلف لایه‌ی میانی نیکل- فسفر آبکاری‌شده.**

**تاثیر لایه‌ی میانی نیکل- فسفر در استحکام و چگالی خطی جوش:** نتایج آزمون کشش نشان داد که وجود لایه‌ی میانی سبب بهبود استحکام اتصال شده است. افزایش ضخامت لایه‌ی میانی، زمان لازم برای انتقال حرارت از سطح به ناحیه‌ی فصل مشترک اتصال را افزایش می‌دهد و باعث تأخیر در هدایت حرارتی می‌شود. به عبارت دیگر، انرژی حرارتی به‌جای اینکه به‌صورت آنی و متمرکز به فصل مشترک منتقل شود، درون لایه‌ی نیکل-فسفر جذب شده و به‌تدریج در ناحیه جوش پخش می‌گردد. این پخش تدریجی انرژی، مانع تمرکز بیش‌ازحد حرارت شده و احتمال ذوب موضعی را به‌طور مؤثری کاهش می‌دهد [۱۷]. آنالیز خطی EDS برای نمونه‌های (15a) بدون لایه‌ی میانی، (15b) با لایه‌ی میانی به ضخامت ۲ میکرومتر و (15c) با لایه‌ی میانی با ضخامت ۱۴ میکرومتر آورده شده است.




**شکل(۱۵)- آنالیز EDS خطی؛ (a) نمونه‌ی بدون لایه‌ی میانی، (b): نمونه با لایه‌ی میانی ۲ میکرومتر دو)، (c): نمونه با لایه‌ی میانی ۱۴ میکرومتر.**

مطابق با نتایج حاصل از آنالیزEDS (شکل۱۵)، بررسی ضخامت لایه نفوذی در نمونه‌های دارای لایه‌ی میانی با ضخامت‌های ۲ و ۱۴ میکرومتر نشان‌دهنده رفتار متفاوتی از منظر پدیده‌های حرارتی و نفوذی است. در نمونه‌ی دارای ضخامت نیکل-فسفر ۲ میکرومتر، به‌دلیل ضخامت کم لایه میانی، انتقال حرارت به ناحیه‌ی اتصال با سرعت بیشتری صورت می‌گیرد که منجر به افزایش دمای موضعی در فصل مشترک اتصال شده و درنتیجه، فرآیندهای نفوذ اتمی با شدت بیشتری فعال می‌گردند. به همین دلیل، در این نمونه، ضخامت لایه‌ی نفوذی بیشتر مشاهده شد. با این حال، این افزایش دما غالباً به‌صورت موضعی و غیریکنواخت توزیع می‌شود و در نتیجه، یکنواختی پیوند در فصل مشترک تماس کاهش می‌یابد. بنابراین، اگرچه نفوذ بیشتر اتفاق افتاده اما چگالی خطی جوش در مقیاس میکروسکوپی پایین‌تر بوده و اتصال از همگنی کمتری برخوردار است. در مقابل، در نمونه‌ی دارای ضخامت نیکل-فسفر ۱۴ میکرومتر، مسیر انتقال حرارت طولانی‌تر شده و در نتیجه توزیع حرارت در ناحیه‌ی جوش با یکنواختی بهتری انجام گرفته است. این ویژگی باعث کاهش گرمایش موضعی شدید و تمرکز حرارتی می‌شود. به‌دنبال این پدیده، گرچه دمای موضعی پایین‌تر باقی می‌ماند و نفوذ اتمی کمتری نسبت به نمونه با ضخامت لایه‌ی میانی ۲ میکرومتر مشاهده می‌شود (لایه‌ی نفوذی باریک‌تر)، اما به‌دلیل توزیع یکنواخت انرژی، تشکیل اتصال متالورژیکی در فصل مشترک به‌صورت همگن‌تری رخ داده و چگالی خطی جوش افزایش یافته است. به‌طور کلی، نتایج نشان می‌دهند که در ضخامت کم لایه‌ی نیکل-فسفر، گرچه شدت نفوذ بیشتر است، اما یکنواختی و چگالی اتصال متالورژیکی مطلوب نیست؛ در حالی که در ضخامت‌های بالاتر، کنترل بهتر شرایط حرارتی منجر به کیفیت بالاتر پیوند در فصل مشترک می‌شود، حتی اگر میزان نفوذ کاهش یافته باشد.

مطالعات پیشین [۱۸] تأکید دارند که در اتصال آلومینیوم به مس، ایجاد اتصالی که سبب کاهش تشکیل ترکیبات بین‌فلزی ترد نظیر $Al_2Cu$ و $Al_4Cu_9$ که می‌توانند استحکام اتصال را تضعیف کنند، شود، یک هدف کلیدی محسوب می‌شود. باتوجه به شکل 15b و 15c، استفاده از لایه‌ی میانی نیکل-فسفر می‌تواند به‌عنوان یک سد نفوذی[11] برای ممانعت از نفوذ بین آلومینیوم و مس عمل نماید و باعث شود تماس مستقیم میان این دو اتفاق نیفتد. این امر به‌طور مؤثری احتمال تشکیل ترکیبات بین‌فلزی مضر را کاهش می‌دهد. این موفقیت در ممانعت از نفوذ متقابل و کنترل تشکیل فازها مستقیماً به تفاوت در پارامترهای نفوذی عناصر درگیر بستگی دارد. جدول ۵ پارامترهای نفوذی این سه عنصر را مقایسه کرده است [۱۳].

**جدول۵. پارامترهای نفوذی عناصر مس، آلومینیوم و نیکل [۱۳]**

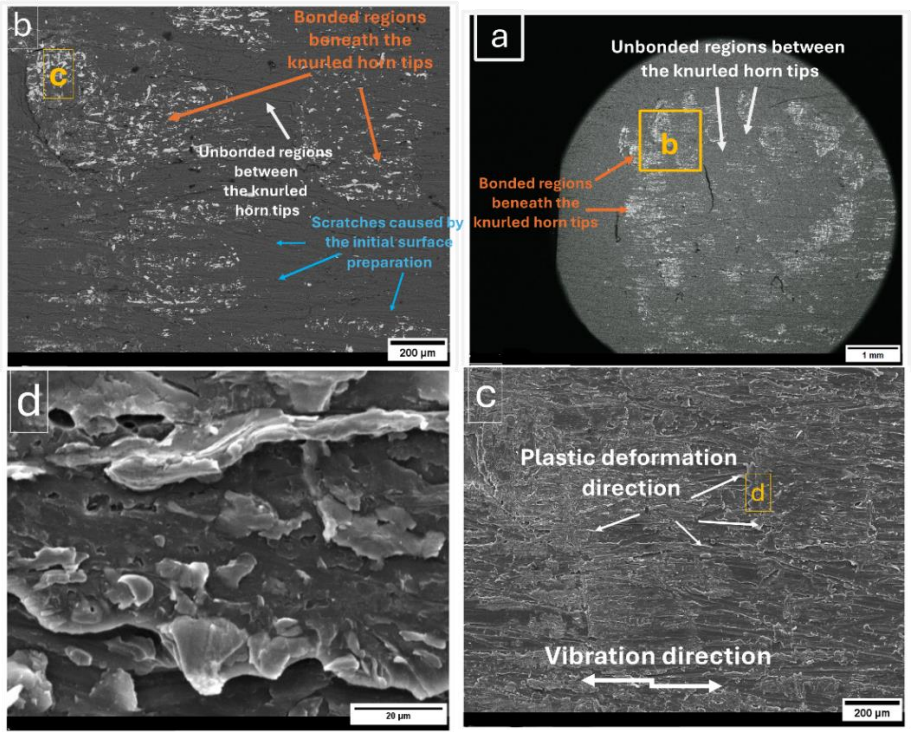
| نفوذ متقابل[12] | ضریب نفوذ[13] (سانتی‌مترمربع بر ثانیه) | انرژی فعال‌سازی[14] (کیلوژول بر مول) | ضریب نفوذ در دمای ۲۰۰ درجه‌ی سانتیگراد[15] (سانتی‌مترمربع بر ثانیه) |
|---|---|---|---|
| مس در آلومینیوم | ۰/۶۴۷ | ۱۳۵/۱ | $۷/۷۸ \times ۱۰^{-۱۶}$ |
| آلومینیوم در مس | ۰/۱۳۱ | ۱۸۵/۲ | $۴/۶۲ \times ۱۰^{-۲۲}$ |
| مس در نیکل | ۰/۲۷ | ۲۵۵/۵ | $۱/۶۴ \times ۱۰^{-۲۹}$ |
| آلومینیوم در نیکل | ۱ | ۲۶۰ | $۱/۹۳ \times ۱۰^{-۲۹}$ |

با توجه به داده‌های جدول ۵، ضریب نفوذ اتم‌های آلومینیوم در نیکل، به‌طور محسوسی بالاتر از ضریب نفوذ مس در نیکل است. این بدان معناست که در صورت فراهم‌شدن شرایط نفوذ، احتمال نفوذ آلومینیوم به درون لایه‌ی نیکل بیشتر از مس خواهد بود. با این حال، حتی اگر اتم‌های آلومینیوم از لایه‌ی نیکل عبور کرده و به ناحیه‌ی مس برسند، ضریب نفوذ آلومینیوم در مس مقدار نسبتاً پایینی دارد. در نتیجه، احتمال تشکیل ترکیبات بین‌فلزی آلومینیوم-مس در چنین شرایطی محدود خواهد بود. در مقابل، در ساختارهای فاقد لایه‌ی میانی نیکل-فسفر، اتم‌های مس به‌طور مستقیم با آلومینیوم در تماس قرار دارند و با توجه به ضریب نفوذ بالای مس در آلومینیوم، امکان نفوذ متقابل آن‌ها بیشتر است. این پدیده معمولاً منجر به تشکیل سریع و کنترل‌نشده‌ی ترکیبات بین‌فلزی ترد در فصل مشترک اتصال می‌شود که می‌تواند خواص مکانیکی اتصال را تضعیف کند. از سوی دیگر، در حضور لایه‌ی نیکل، به دلیل ضریب نفوذ بسیار پایین مس در نیکل، احتمال نفوذ مس به سمت آلومینیوم به‌طور مؤثری کاهش می‌یابد. بنابراین، نیکل به‌عنوان یک مانع مؤثر برای نفوذ متقابل اتمی بین آلومینیوم و مس عمل کرده و از تشکیل گسترده‌ی ترکیبات بین‌فلزی نامطلوب جلوگیری می‌کند.

[11] Diffusion barrier
[12] Diffusion reaction
[13] Frequency factor, $D_0$
[14] Activation energy, Q
[15] Diffusivity at 200 °C

نتایج این پژوهش با گزارش‌های مشابه در مطالعات پیشین نیز همخوانی دارد؛ به‌عنوان نمونه در پژوهش سامانتا[16] و همکاران [۱۹]، نتایج اسکن خطی EDS در اتصالات آلومینیوم-مس نشان‌داد که تغییر غلظت عناصر در فصل مشترک به‌صورت تدریجی بوده و هیچ لایه‌ی مشخصی از ترکیبات بین‌فلزی در سطح مقطع جوش مشاهده نشد. یافته‌های حاضر تأیید می‌کنند که مکانیزم غالب در پیوند آلومینیوم-مس به‌روش جوشکاری اولتراسونیک، ایجاد یک ناحیه‌ی نفوذی باریک و پایدار در فصل مشترک است. با این‌حال، نمی‌توان به‌طور کامل امکان تشکیل موضعی ترکیبات بین‌فلزی را در بخش‌هایی از فصل مشترک که شرایط برای رشد آن‌ها مساعدتر بوده است، به‌طور کامل رد نمود. همان‌طور که در بخش قبلی با آنالیز EDS نقطه‌ای، نشانه‌هایی از حضور ترکیبات بین‌فلزی در برخی نقاط فصل مشترک مشاهده شد.

**نوع شکست و مورفولوژی سطح شکست:** به‌منظور بررسی مورفولوژی سطح شکست، نمونه‌ی فاقد لایه میانی) و نمونه دارای لایه میانی با ضخامت ۱۴ میکرومتر، تحت آنالیز با میکروسکوپ SEM قرار گرفتند. شکل ۱۶، تصاویر سطح شکست سمت مس نمونه‌ی جوشکاری‌شده بدون لایه‌ی میانی نیکل-فسفر را به نمایش می‌گذارد.

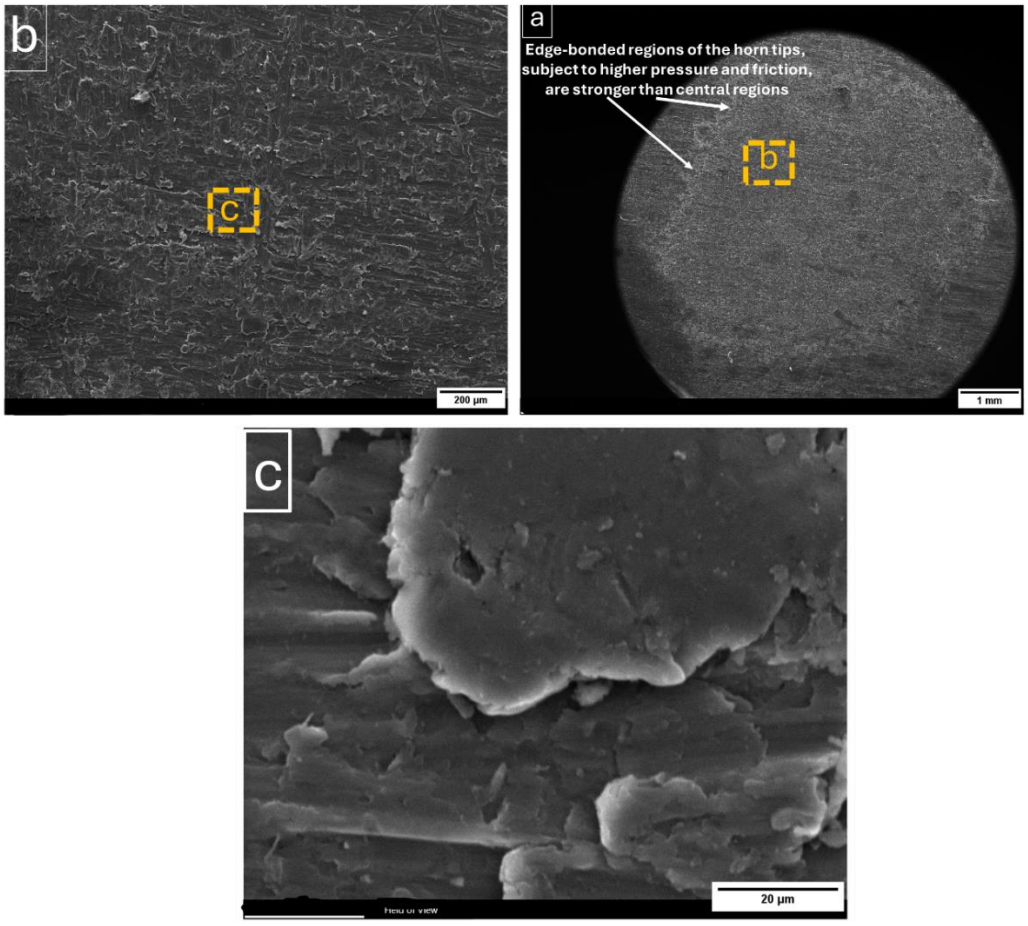



**شکل۱۶. سطح شکست سمت مس در نمونه‌ی جوشکاری آلومینیوم به مس بدون لایه‌ی میانی نیکل-فسفر (نمونه‌ی شماره‌ی یک).**

در نمای کلی سطح شکست که در شکل ۱۶(a) ارائه شده است، وجود بقایای آلومینیوم بر روی ورق مسی به وضوح قابل مشاهده است. نواحی از فصل مشترک که در زیر ناحیه‌های نوک‌های مشبک هرمی‌شکل هورن قرار گرفته‌اند، دچار تغییر شکل پلاستیک چشمگیرتری می‌شوند. این پدیده به نحوه‌ی اعمال تنش در این نواحی نسبت داده می‌شود. فرآیند تشکیل پیوند دقیقاً از همین نقاط آغاز شده و با پیشرفت زمان جوشکاری، افزایش می‌یابد. شکل ۱۶ (b) نمایی با بزرگنمایی بیشتر از این نواحی را به‌تصویرکشیده است. همان‌طور که در این شکل مشخص‌شده‌است، در شکست فصل مشترکی، بر روی سطح شکست اثرات خراشیدگی و سایش و چسبندگی جزئی مشاهده می‌شود. در فرآیند جوشکاری اولتراسونیک، جهت ارتعاشات مکانیکی اعمال‌شده توسط هورن هم‌راستا با جهت تغییرشکل پلاستیک بوده در نتیجه، جهت ارتعاش، جهت تغییرشکل پلاستیک و جهت ایجاد پیوند متالورژیکی در یک راستا قرار می‌گیرند شکل ۱۶ (c) و (d). به‌دلیل ضریب انبساط حرارتی بالای مس، بخشی از انرژی حرارتی تولیدشده در حین فرآیند جوشکاری به‌جای آنکه صرف تغییر شکل پلاستیک و جریان ماده در ناحیه‌ی فصل مشترک اتصال شود، صرف انبساط حرارتی ورق مس می‌گردد. در نتیجه، میزان تغییر شکل پلاستیکی کاهش یافته و جریان ماده در فصل مشترک به‌طور مؤثری محدود می‌شود. این پدیده می‌تواند یکی

[16] Avik Samanta

از عوامل کاهش چگالی خطی جوش متالورژیکی و ایجاد نواحی غیرپیوندی در سطح شکست باشد. شکل ۲۰ تصاویر میکروسکوپی SEM از سطح شکست نمونه‌ی جوشکاری‌شده با لایه‌ی میانی نیکل-فسفر با ضخامت ۱۴ میکرومتر را به تصویر کشیده است.




**شکل۲۰. سطح شکست سمت مس در نمونه‌ی اتصال جوشکاری آلومینیوم به مس با لایه‌ی میانی نیکل-فسفر به ضخامت ۱۴ میکرومتر.**

تصاویر سطح شکست نشان می‌دهد که نمونه‌ی دارای لایه‌ی میانی رفتار متفاوتی نسبت به نمونه‌ی بدون لایه‌ی میانی دارد. در این نمونه، نواحی پیوندیافته وسیع‌تر، پیوسته‌تر و با توزیع یکنواخت‌تری در سطح تماس مشاهده شد. به‌عبارت دیگر، استفاده از پوشش نیکل-فسفر سبب شده است که اتصال تنها به ناحیه‌ی محدود زیر نوک‌های مشبک هرمی‌شکل هورن منحصر نباشد، بلکه در نواحی جانبی و دورتر از نوک هورن (فضای بین نوک‌ها) نیز پیوند برقرار شود. بررسی سطح شکست نمونه‌ها نشان می‌دهد که نوع شکست عمدتاً از نوع ترد بوده و به‌صورت شکست کلیواژ[17] ظاهر شده است. در تصویر مربوط به سطح شکست (شکل ۱۶ (d) و ۱۷ (c))، صفحات شکست کلیواژ مشاهده می‌شوند که تأییدکننده‌ی ماهیت ترد اتصال در این نمونه‌ها است. وجود این نوع شکست می‌تواند دلیلی بر عدم شکل‌گیری کامل پیوند متالورژیکی در برخی نواحی اتصال باشد. همان‌طور که پیش‌تر در بحث مکانیزم پیوند اشاره شد، اصطکاک موضعی و تغییرشکل پلاستیک در ناحیه‌ی فصل مشترک نقش مهمی در فرآیند جوشکاری اولتراسونیک ایفا می‌کنند. به‌طوری‌که وجود خطوط سایش جهت‌دار و الگوهای انتقال و جریان ماده نشان‌دهنده‌ی وقوع اصطکاک لغزشی[18] بین سطوح تماس و در نتیجه، فعال‌شدن تغییرشکل پلاستیک موضعی است. این خطوط سایش که هم‌راستا با بردار ارتعاش هورن هستند، به‌وضوح نشان می‌دهند که حرکت نسبی بین دو فلز تحت تأثیر امواج اولتراسونیک و تنش‌های برشی ایجادشده در سطح تماس بوده است. بنابراین، می‌توان نتیجه گرفت که مشاهدات میکروسکوپی سطح شکست کاملاً با نظریه‌ی مبتنی بر نقش اصطکاک و تغییرشکل پلاستیک در تشکیل پیوند فلزی مطابقت دارند.

[17] cleavage
[18] sliding friction

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

در این بخش، نتایج کلی بدست‌امده از مجموعه‌ی آزمایش‌های انجام‌شده بر اتصالات آلومینیوم به مس، با و بدون لایه‌ی میانی نیکل-فسفر، که توسط فرآیند جوشکاری اولتراسونیک ایجاد شده‌اند، ارائه می‌گردد. در این پژوهش، ضخامت‌های لایه‌ی میانی نیکل- فسفر مورد بررسی شامل ۰، ۲، ۶ و۱۴ میکرومتر بوده و براساس نتایج تجربی و تحلیل‌های انجام‌شده، نکات اصلی به‌صورت جمع‌بندی در ادامه ارائه می‌گردد.

۱- اتصال آلومینیوم به مس در حالت جامد و بدون ذوب فلزات پایه انجام شد.

۲- افزودن لایه‌ی میانی نیکل- فسفر در اتصال جوشکاری اولتراسونیک آلومینیوم به مس، موجب افزایش پیوند در فصل مشترک و کاهش عیوب و تخلخل شد.

۳- مکانیزم‌های اصلی ایجاد پیوند، نفوذ و قفل‌شدگی مکانیکی بودند.

۴- استحکام کششی اتصال با افزایش ضخامت لایه‌ی میانی نیکل-فسفر تا ۱۴ میکرومتر حدود ۸۰ درصد افزایش یافت.

۵- شکست در همه‌ی نمونه‌ها در فصل مشترک و به‌صورت ترد رخ داد.

۶- ضخامت لایه‌ی میانی نیکل- فسفر ۱۴ میکرومتر و زمان جوشکاری ۲ ثانیه و فشار هوای ورودی به جک پنوماتیک ۰/۵ بار، به‌عنوان بهترین شرایط عملکرد اتصال تعیین گردید.

## مراجع

[1] Vieira, V., Baptista, A., Cavadas, A., Pinto, G.F., Monteiro, J., Ribeiro, L., "Comparison of Battery Electrical Vehicles and Internal Combustion Engine Vehicles–Greenhouse Gas Emission Life Cycle Assessment", *Applied Sciences*, Vol. 15, No. 6, pp. 3122, 2025.

[2] Das, A., Li, D., Williams, D., Greenwood, D., *Joining technologies for automotive battery systems manufacturing*, 2017.

[3] Pfriem, M., Gauterin, F., "Development of real-world driving cycles for battery electric vehicles", *World Electric Vehicle Journal*, Vol. 8, No. 1, pp. 14–24, 2016.

[4] Das, A., Li, D., Williams, D., Greenwood, D., "Weldability and shear strength feasibility study for automotive electric vehicle battery tab interconnects", *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, Vol. 41, No. 1, pp. 54, 2019.

[5] Kumar, N., Pamarthi, V.V., Das, A., "Investigating laser and ultrasonic welding of pouch cell multi-foil current collectors for electric vehicle battery fabrication", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 134, No. 5, pp. 2497–2511, 2024.

[6] Feng, M., Wang, Z., Meng, D., Liu, C., Hu, J., Wang, P., "A review of quality monitoring for ultrasonic metal welding", *Materials Science and Technology*, Vol. 40, No. 1, pp. 3–25, 2024.

[7] Jeong, M., Kim, D., Kim, J., Bang, J., Jung, S.B., Kim, M.S., "Improving mechanical stability of Al/Cu ultrasonic bonded joint for battery tab by adopting electroplated Ni interlayer", *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, Vol. 35, No. 4, pp. 308, 2024.

[8] Das, S., Satpathy, M.P., Routara, B.C., Nanda, B.K., Sahoo, S.K., "Ultrasonic metal welding of Al/Cu joints with Ni coating: parametric effects on joint performance and microstructural modifications", International Journal of Materials Research, Vol. 115, No. 11–12, pp. 1105–1115, 2024.

[9] Sahoo, S.K., Satpathy, M.P., Ultrasonic welding of metal sheets, CRC Press, 2020.

[10] Chen, K.K., Zhang, Y.S., Wang, H.Z., Study of plastic deformation and interface friction process for ultrasonic welding, 2017.

[11] Pouraliakbar, H., Khalaj, G., Jandaghi, M.R., Fadaei, A., Ghareh-Shiran, M.K., Shim, S.H., Hong, S.I., "Three-layered SS321/AA1050/AA5083 explosive welds: effect of PWHT on the interface evolution and its mechanical strength", *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 188, pp. 104216, 2020.

[12] Yang, J.W., Xie, C.H., Zhang, J., Ding, Z.Y., Qiao, J., An atomic insight into effect of grain boundary on diffusion behavior of Cu/Al dissimilar materials undergoing ultrasonic welding, 2024.
[13] Xia, H., Yang, B., Su, J., Liu, Y., Su, X., Wang, C., Qiang, X., Wu, T., et al., "Improvement of laser welded TC4/CFRTP joint strength by combination of surface modification of MAO and laser texturing", *Thin-Walled Structures*, Vol. 196, pp. 111409, 2024.
[14] Goodarzi, N., Hashemi, R., Abedini, R., *Microstructure investigation and optimization of process parameters of ultrasonic welding for Al–Cu dissimilar joints using design of experiment*, 2024.
[15] Bunaziv, I., Akselsen, O.M., Ren, X., Nyhus, B., Eriksson, M., Gulbrandsen-Dahl, S., "A review on laser-assisted joining of aluminium alloys to other metals", Metals, Vol. 11, No. 11, pp. 1680, 2021
[16] Kong, C.Y., Soar, R.C., Dickens, P.M., "Optimum process parameters for ultrasonic consolidation of 3003 aluminium", *Journal of materials processing technology*, Vol. 146, No. 2, pp. 181–187, 2004.
[17] Deng, J., Abbas, Z., Zhao, L., Tang, Z., Chen, W., Gong, T., "Forming Quality and Failure Behaviors of Al/Cu Ultrasonic Welding Joints with Additional Ni, Zn, and Mg Interlayers", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 34, No. 11, pp. 9516–9532, 2025.
[18] Yan, S., Shi, Y., *Influence of Ni interlayer on microstructure and mechanical properties of laser welded joint of Al/Cu bimetal*, 2020.
[19] Samanta, A., Xiao, S., Shen, N., Li, J., Ding, H., *Atomistic simulation of diffusion bonding of dissimilar materials undergoing ultrasonic welding*, 2019.

# مروری بر پایش حوضچه مذاب در فرایندهای DED-Metal از طریق کنترل سیستم حلقه بسته و هوش‌مصنوعی

**محمد گواهیان جهرمی*[1]، محمد عرفانمنش[2]**

[1]*محقق، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، Metalgavahian@mut.ac.ir
[2]استادیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت

## چکیده

رسوب‌نشانی مستقیم انرژی DED به تدریج به عنوان یک فناوری بسیار امیدبخش برای ساخت سریع، مقرون‌به‌صرفه و با عملکرد بالا قطعات فلزی با قابلیت پردازش دشوار و چرخه تولید کوتاه‌تر ظاهر شده است. این فناوری که به عنوان یکی از پرکاربردترین روش‌های ساخت افزایشی فلزات شناخته می‌شود، کاربردهای گسترده‌ای در بخش‌های حیاتی صنعتی مانند هوافضا و هوانوردی یافته است. با وجود پتانسیل بالای آن، چالش‌هایی مانند کیفیت ناهمگون قطعات و تکرارپذیری پایین فرآیند، مانع از پذیرش گسترده‌تر آن شده است. مسئله اصلی زیربنایی این چالش‌ها، ماهیت پیچیده و پویای فرآیند DED است که شامل هم‌زمانی (هماهنگ‌سازی سیستم حلقه بسته و هوش‌مصنوعی) چندین میدان فیزیکی می‌باشد. در این میان، حوضچه مذاب نقشی محوری ایفا می‌کند و به عنوان حاملی کلیدی، اطلاعات غنی از ویژگی‌های فرآیند را در خود جای می‌دهد. مشخصه‌های پویای حوضچه مذاب به طور ذاتی با کیفیت نهایی قطعه و تکرارپذیری فرآیند مرتبط است. در نتیجه، ادغام روش‌های یادگیری ماشین (ML) در چارچوب پایش می تواند پشتیبانی قدرتمندی مبتنی بر داده را برای ارتقای کیفیت محصول و ثبات فرآیند فراهم کند. این مقاله مروری جامع بر پیشرفت‌های پژوهشی و روندهای آتی در پایش و کنترل پویای ویژگی‌های حوضچه مذاب در فرآیندهای DED ارائه می‌دهد که توسط تکنیک‌های یادگیری ماشین پشتیبانی می‌شوند. این مقاله مروری جامع بر پیشرفت‌های پژوهشی و روندهای آتی در پایش و کنترل پویای ویژگی‌های حوضچه مذاب در فرآیندهای DED ارائه می‌دهد که توسط تکنیک‌های یادگیری ماشین پشتیبانی می‌شوند.

**کلمات کلیدی:** یادگیر ماشین، رسوب‌نشانی مستقیم انرژی، میدان فازی، حوضچه مذاب، سیستم کنترل حلقه‌بسته، کنترل هوشمند

## ۱-مقدمه

ساخت افزایشی (AM) [۱-۳]، به عنوان یک فناوری پیشرفته در تولیدات با فناوری بالا، شامل گسسته‌سازی مدل دیجیتال به لایه‌هایی است که سپس به صورت متوالی برای ساخت قطعه نهایی انباشته می‌شوند. این فرآیند مزایای متعددی از جمله کوتاه شدن چرخه تولید، بهره‌وری بالای مواد، دیجیتال‌سازی، اتوماسیون و توانایی پاسخگویی به محصولات بسیار شخصی‌سازی شده و سفارشی را ارائه می‌دهد. این مزایا، ساخت افزایشی را به یک فناوری «تحول‌آفرین» تبدیل می‌کند که به طور یکپارچه طراحی، مواد و فرآیندهای ساخت را ادغام می‌نماید [۴،۵]. ساخت افزایشی فرصت مهمی برای تحول و ارتقای صنایع ساخت سنتی ایجاد کرده است [۶،۷] و به تدریج به یک استراتژی ملی برای کشورهای پیشرو در حوزه تولید تبدیل شده است.در ایالات متحده، وزارت دفاع به همراه پنج سازمان دولتی دیگر، ۸۵ شرکت و ۱۳ دانشگاه تحقیقاتی، «موسسه ملی نوآوری در ساخت افزایشی» (NAMII) را به طور مشترک تأسیس کردند. هدف اصلی این ابتکار، تضمین رهبری در موج پیشرفت‌های فناورانه آتی در بخش تولید و بر پایه این فناوری، راه‌اندازی برنامه «AM Forward» با هدف بازگرداندن تولیدات با فناوری بالا به داخل کشور است. به طور مشابه، کشورهایی مانند بریتانیا، آلمان، فرانسه و ژاپن سیاست‌های استراتژیک ملی را تدوین و اجرا کرده و نهادهای تحقیقاتی ویژه‌ای برای پیشبرد ساخت افزایشی تأسیس نموده‌اند. در چین، ساخت افزایشی به عنوان یک حوزه کلیدی توسعه هم در ابتکار «ساخت در چین ۲۰۲۵» و هم در «برنامه پنج‌ساله چهاردهم» برای تولید هوشمند، در اولویت قرار گرفته است. تجهیزات پیشرفته به سمت ابعاد بزرگ‌تر، پیچیدگی بیشتر، قابلیت اطمینان بالاتر و تکرار طراحی سریع در حال تکامل هستند. قطعات فلزی مورد استفاده در تولید تجهیزات باید به دقت طراحی، با صحت بالا ساخته شده و عملکردی عالی داشته باشند و در عین حال، ادغام عملکرد، کارایی، یکپارچگی و ویژگی‌های سبک‌وزنی را محقق سازند؛ به بیان دیگر، این ویژگی‌ها باید در یک راه‌حل منسجم ترکیب شوند. روش‌های ساخت سنتی گاهی در برآوردن این الزامات چالش‌برانگیز ناتوان هستند [۸-۱۰]. در این زمینه، ساخت افزایشی فلزاتبه عنوان راه‌حلی امیدبخش ظاهر شده است که قادر به دستیابی به طراحی سبک، فشرده و کاربردی برای قطعات فلزی پیچیده، و همچنین شکل‌دهی خالص یکپارچه ماده-ساختار است. این فناوری به طور فزاینده‌ای به عنوان یک تحول بالقوه برای تولید سریع، کم‌هزینه، با عملکرد بالا و چرخه کوتاه قطعات فلزی با

پردازش دشوار شناخته می‌شود و هم‌اکنون به طور گسترده در صنایعی مانند هوافضا، هوانوردی و سایر بخش‌های صنعتی به کار گرفته شده است [۱۵-۱]. در میان فناوری‌های مختلف ساخت افزایشی، ساخت افزایشی فلزاتبه دلیل سهم حجمی قابل توجه در حوزه مواد، بر اهمیت و چالش‌های متعدد مرتبط با آن تأکید دارد و به یک جهت تحقیقاتی کلید در فناوری‌های ساخت پیشرفته تبدیل شده است. بر اساس اصول فرآیندی مختلف، فناوری‌های ساخت افزایشی فلزات را می‌توان به دو دسته کلی تقسیم‌بندی کرد: رسوب‌گذاری انرژی هدایت‌شده (DED) و ذوب بستر پودر (PBF). فناوری DED شامل استفاده از انرژی حرارتی متمرکز، مانند لیزر، قوس پلاسما یا پرتو الکترونی، برای ذوب و رسوب‌گذاری پودر یا سیم فلزی در یک فرآیند ساخت افزایشی است [۱۶]. هنگامی که از لیزر به عنوان منبع حرارت استفاده می‌شود، این فرآیند رسوب‌گذاری انرژی هدایت‌شده لیزری (L-DED) نامیده می‌شود که یکی از فناوری‌های اصلی ساخت افزایشی به شمار می‌رود. به دلیل فرآیندهای پیچیده متالورژی فیزیکی غیرتعادلی و ترموفیزیکی ناشی از برهم‌کنش بین لیزر، پودر و زیرلایه در طول فرآیند ساخت افزایشی، مواد اغرفتارهای پیچیده‌ای را تجربه می‌کنند که منجر به مسائل کیفی داخلی مانند ترک‌ها و تخلخل، و همچنین مسائل کیفی مرتبط با عملکرد مانند تغییر شکل و زبری سطح می‌شود [۲۲-۱۷]، همان‌طور که در شکل ۱ نشان داده شده است. در نتیجه، پایداری و یکنواختی فرآیند DED و کیفیت قطعه تولیدی به چالش‌هایی مهم برای صنعت تبدیل شده و مانعی عمده در مسیر تولید انبوه به شمار می‌رود. کنترل پارامترهای فرآیند در DED برای ارتقای پایداری و یکنواختی کیفیت قطعه حیاتی است. در حال حاضر، کنترل کیفیت در DED عمدتاً متکی بر داده‌های آفلاین و روش‌های تجربی سنتی بهینه‌سازی است که منجر به نرخ بالای ضایعات و قابلیت اطمینان ناکافی کیفیت قطعه می‌شود. تقابل بین «پذیرش» پتانسیل تحول‌آفرین ساخت افزایشی و «نگرانی از» مسائل کیفیت ساخت، به یک گلوگاه اصلی مؤثر بر کاربرد عملی این فناوری تبدیل شده است. در نتیجه، بسیاری از مراکز تحقیقاتی در سراسر جهان، پایش یکنواختی و پایداری کیفیت در ساخت افزایشی را به عنوان یک کانون اصلی توسعه فناوری برای آینده شناسایی کرده‌اند. برای مثال، در اکتبر ۲۰۲۲، دفتر سیاست علم و فناوری ایالات متحده، «استراتژی ملی برای ساخت پیشرفته» را منتشر کرد که بر اهمیت بهینه‌سازی فرآیند ساخت افزایشی و توسعه فناوری‌های حسگری و سایر اقدامات کنترلی برای تقویت قابلیت‌های پایش فرآیند تأکید می‌ورزد. در سال ۲۰۱۹، آلمان راهنمایی درباره فرآیندهای تضمین کیفیت ساخت افزایشی صنعتی منتشر کرد که برای اولین بار الزامات یکنواختی کیفیت در ساخت افزایشی را به طور واضح تعریف می‌کرد. به طور مشابه، چین نیز سیاست‌های مرتبطی مانند «طرح اقدام توسعه صنعت ساخت افزایشی» را تدوین کرده است که به صراحت بیان می‌دارد باید نظام آزمون و تأیید صلاحیت برای ساخت افزایشی ایجاد شود، تجزیه‌وتحلیل تأیید و ارزیابی انجام گیرد و پژوهش‌های محوری درباره فناوری‌های تضمین کیفیت صورت پذیرد.

## ۲-تعریف سیستم‌های حلقه بسته (Closed-loop control)

رسوب‌نشانی مستقیم لیزری حلقه بسته به فرآیند تولیدی اشاره دارد که در آن از لیزر برای ذوب و رسوب لایه به لایه مواد استفاده می شود، اما با یک سیستم بازخورد لحظه‌ای به طور مداوم پارامترهای کلیدی اندازه یا دما حوضچه مذاب را نظارت می کند و امکان تنظیمات توان لیزر برای حفظ کیفیت لایه بهینه و دستیابی به هندسه قطعه مورد نظر در طول فرآیند ساخت فراهم می‌کند؛ اساساً، سیستم به طور فعال انحرافات از شرایط ایده‌آل را در صورت وقوع تصحیح می‌کند، که منجر به دقت و کنترل بیشتر بر محصول نهایی می‌شود.جنبه های کلیدی رسوب مستقیم لیزر حلقه بسته:

۲-۲- نظارت لحظه‌ای: حسگرهایی مانند دوربین‌های پرسرعت یا پیرومترها داده‌های حوضچه مذاب را می‌گیرند و اطلاعات مهمی در مورد اندازه، شکل و دمای آن ارائه می‌دهند. [۲۳]

۲--حلقه بازخورد: داده های حسگر به سیستم کنترل بازگردانده می شود که آن را تجزیه و تحلیل می کند و توان لیزر یا سرعت حرکت را بر این اساس برای حفظ پارامترهای مورد نظر تنظیم می کند.

### ۲-۱- فناوری های رایج حسگر مورد استفاده در DLD حلقه بسته:

دوربین های مادون قرمز: برای گرفتن تصاویر حرارتی از حوضچه مذاب استفاده می شود و اطلاعاتی در مورد اندازه و دمای آن ارائه می دهد. حسگرهای نوری: می توان از آنها برای اندازه گیری هندسه یا ویژگی های سطح حوضچه مذاب استفاده کرد.

حسگرهای مبتنی بر لیزر: می‌توانند داده‌های لحظه‌ای در مورد دینامیک حوضچه مذاب ارائه دهند.

کنترل حلقه بست یک تکنیک پیشرفته است که به‌طورگسترده در صنایع مختلف، به‌ویژه در تولید کامپوزیت‌های پلیمری، مورد استفاده قرار می گیرد. این روش با استفاده از بازخورد و داده‌های به‌دست آمده از فرآیند تولید، قابلیت تنظیم و بهبود عملکرد مواد را فراهم می‌آورد.

مقایسه با روش‌های سنتی

کنترل حلقه بسته با روش‌های سنتی در تولید کامپوزیت‌ها مقایسه می‌شود. نتایج نشان می‌دهد که روش‌های سنتی با مشکلاتی نظیر عدم دقت و قابلیت تنظیم محدود مواجه هستند. در مقابل، کنترل حلقه بسته می‌تواند با استفاده از داده‌های دقیق و به‌روزرسانی مداوم، بهبودهایی در کیفیت و کارایی تولید فراهم آورد.

۱- تأثیر کنترل حلقه بسته بر خواص حرارتی

کنترل حلقه بسته نه‌تنها بر روی خواص مکانیکی، بلکه بر روی خواص حرارتی کامپوزیت‌ها نیز تأثیرگذار است. با بهینه‌سازی دما و شرایط فرآیند، می توان خاصیت انتقال حرارت و ثبات دما را در کامپوزیت‌ها بهبود بخشید .

۲- مقایسه با سایر روش‌ها

مقایسه کنترل حلقه بسته با دیگر فناوری‌های تولید نشان می‌دهد که نتایج به‌دست آمده از کنترل حلقه بسته به‌طور قابل توجهی بهتر است. این موضوع به‌ویژه در زمینه کیفیت و قابلیت تکرار پذیری در تولید کامپوزیت‌ها حائز اهمیت است.

۳- تأثیرات مثبت بر کیفیت محصولات

استفاده از کنترل حلقه بسته به‌عنوان ابزاری برای افزایش کیفیت محصولات در صنایع مختلف کارایی دارد. به‌عنوان مثال، این تکنیک به مهندسان و تولیدکنندگان این امکان را می‌دهد که نواقص را در مراحل اولیه شناسایی کنند و از تولید محصولات با کیفیت پایین جلوگیری نمایند.

۴- ادغام با فناوری‌های نوین

ترکیب کنترل حلقه بسته با فناوری‌های نوین دیگر پرداخته است. ادغام این روش با تکنولوژی‌های نوینی مانند هوش مصنوعی و یادگیری ماشین می تواند به بهبود فرآیند تولید و بهینه‌سازی خواص کامپوزیت‌ها کمک کند.

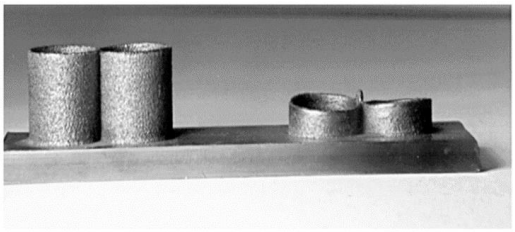
**جدول (۱)- مقایسه شاخص‌های عملکرد کلیدی حسگرهای متداول [۲۴]**

| سناریوهای کاربردی | سازگاری با محیط | نرخ فریم(Frame Rate) | وضوح (رزولوشن) | نوع حسگر |
|---|---|---|---|---|
| پخش پودر، پایش هندسی | بالا | متوسط | بالا | دوربین آرایه‌ای سیمی |
| پایش پویای حوضچه مذاب | متوسط | بالا | متوسط | دوربین سرعت بالا |
| پایش توزیع دما | بالا | متوسط | متوسط | دوربین مادون قرمز |

## ۲-۲- استفاده از سیستم کنترل حلقه بسته در دانشگاه میشیگان آمریکا

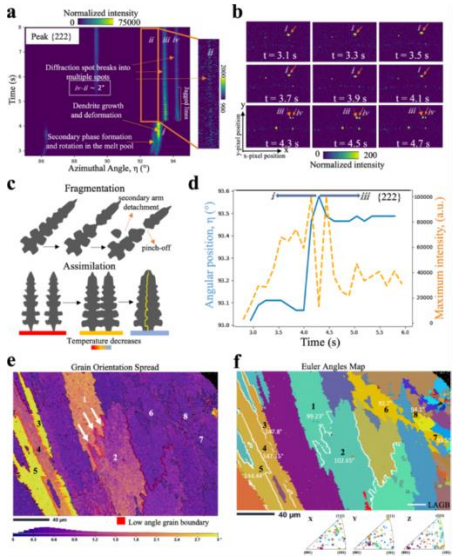
فرآیند DMD که در دانشگاه میشیگان توسعه یافته است، یکی از این فناوری‌هاست که می‌تواند قطعات سه‌بعدی با چگالی نزدیک به کامل را مستقیماً از پایگاه داده CAD تولید کند. این فرآیند نه‌تنها می‌تواند قطعات کاربردی تولید کند، بلکه می‌تواند با روش‌های طراحی همگن‌سازی، مدل‌سازی جامد ناهمگن و نرم‌افزارهای CAD ادغام شود تا مواد طراحی‌شده با خواص موردنظر که معمولاً در طبیعت یافت نمی‌شوند، تولید کند. نتایج آزمایش‌ها نشان می‌دهد که فرآیند DMD می‌تواند قطعاتی با خواص مکانیکی مشابه مواد معمولی تولید کند. به‌عنوان‌مثال، قطعات آلومینیومی و فولاد ابزار H13 تولیدشده با DMD دارای استحکام تسلیم مشابه مواد معمولی بودند. با توجه به شکل ۱ ناهمواری سطح قطعات تولیدشده با DMD معمولاً در حدود ۴۰ میکرون است. با افزایش درصد همپوشانی لایه‌ها، این ناهمواری می‌تواند تا ۲۰٪ کاهش یابد. همچنین، استفاده از سنسورهای چندگانه در سیستم کنترل بازخورد می‌تواند ناهمواری سطح را به‌طور متوسط ۱۴-۲۰٪ کاهش دهد. با توجه به پیشرفت‌های اخیر در فناوری‌های ساخت افزایشی، DMD به‌عنوان یک روش نوآورانه و کارآمد در صنایع مختلف موردتوجه قرار گرفته است. برخی از پیشرفت‌های اخیر در این حوزه عبارت‌اند از:

۱- استفاده از لیزرهای پیشرفته: لیزرهای دیودی و فیبری با توان بالا و دقت بیشتر، امکان تولید قطعات با کیفیت بالاتر را فراهم کرده‌اند.
۲- بهبود سیستم‌های کنترل بازخورد: استفاده از سنسورهای چندگانه و الگوریتم‌های پیشرفته کنترل، دقت ابعادی و کیفیت سطح قطعات را بهبود بخشیده است.
۳- توسعه مواد جدید: تحقیقات اخیر بر روی مواد کامپوزیتی و چند ماده‌ای متمرکز شده است که می‌توانند خواص مکانیکی و فیزیکی بهتری را ارائه دهند.
۴- ادغام با هوش مصنوعی: استفاده از هوش مصنوعی و یادگیری ماشین برای بهینه‌سازی پارامترهای فرآیند و پیش‌بینی خواص مواد، یکی از زمینه‌های تحقیقاتی جذاب در این حوزه است.



**شکل (۱)- نمونه‌ای از استفاده از سیستم کنترل حلقه بسته (چپ) در کنار نمونه عادی (راست) [۲۵]**

پژوهش‌های اخیر با بهره‌گیری از یک رویکرد چندجانبه، ارتباط مستقیمی میان پارامترهای فرآیند، دینامیک سیالات حوضچه مذاب و تکامل ریزساختار برقرار کرده‌اند. این تحقیقات بر سه ستون اصلی استوارند: (۱) مشاهدات تجربی برخط مانند نقشه‌برداری میدانی با اشعه ایکس که دینامیک جریان را به صورت مستقیم آشکار می‌سازد [۲۶، ۲۷]؛(۲) مدل‌سازی‌های عددی مانند دینامیک سیالات محاسباتی (CFD) که امکان شبیه‌سازی اثرات همرفت و انجماد را فراهم می‌کند[۲۸، ۲۹]؛ و (۳) تحلیل‌های ابعادی که با استخراج اعداد بی‌بعد کلیدی نظیر مارانگونی (Ma) و پکلت(Pe) ، به درک عمیق‌تر و تعمیم‌پذیرتر پدیده‌ها کمک می‌کند [۳۰]
بنابراین، اعتبارسنجی تجربی دقیق این پیش‌بینی‌های مدل‌سازی با چالش‌های منحصر به فردی روبروست. نیاز به تکنیک‌های اندازه‌گیری پیشرفته که بتوانند دینامیک سریع و پیچیده حوضچه مذاب را به صورت برخط و با وضوح بالا ثبت کنند، آشکار است. بنابراین برای نفوذ به درون حجم غیرشفاف مذاب و غلبه بر چالش‌های مشاهده مستقیم، روش‌های نوین مشخصه‌یابی برخط (in-situ) توسعه یافته‌اند به‌عنوان مثال میدان جریان و دینامیک حوضچه مذاب، عامل اصلی کنترل انتقال حرارت و جرم، شکل حوضچه و در نتیجه شرایط انجماد و تشکیل عیوب در فرایندهای L-PBF/DED است؛ الگوهای گردابی، جریان‌های روبه‌عقب روی سطح و جریان‌های روبه‌پایین در دیواره‌ها تعیین می‌کنند که مذاب چگونه در نواحی مختلف متمرکز یا تخلیه شود و این امر مستقیماً بر پایداری حوضچه، تشکیل حفره‌ها و ریزساختار نهایی اثر می‌گذارد. به‌ویژه در حالت depression-mode، برهم‌کنش نیروهای مارانگونی، فشار برگشتی تبخیر و گرادیان فشار هیدرولیکی، میدان جریانی بسیار پیچیده‌ای را ایجاد می‌کند که فقط با تصویربرداری برخط قابل مشاهده است [۳۱]، تصویربرداری با استفاده از تابش سنکروترون با پرتو ایکس پرانرژی، ابزاری قدرتمند برای آشکارسازی دینامیک داخلی حوضچه مذاب با وضوح مکانی و زمانی بالا است. مطابق با شکل ۲ تغییر شکل ترمومکانیکی کامل در طول انجماد از طریق استفاده از پراش پرتو ایکس عملی در طی ذوب لیزری مورد بررسی و پایش قرار گرفت. با استفاده از پراش عملی، محققان حالت‌های تغییر شکل ترمومکانیکی مانند پیچش، خم‌شدگی، پراکندگی، جذب، نوسان و رشد بین دندریتی را تحلیل کردند. [۳۲-۳۴] نتایج بازرسی پرتو ایکس نشان داد نیروی ترموکاپیلاری بر جریان حوضچه مذاب تأثیر می‌گذارد و امکان حذف سریع حفره‌ها در منطقه تعامل لیزر را فراهم می‌کند. همبستگی بین جریان پویا و انتقال جرم درون حوضچه مذاب وجود دارد. این موضوع اهمیت تابش پرتو ایکس پرانرژی را به عنوان یک ابزار حیاتی برای تنظیم بیشتر توسعه ریزساختار برجسته می‌کند. اگرچه این تکنیک تابش پرتو ایکس پر انرژی به عنوان یک ابزار حیاتی برای تنظیم بیشتر توسعه ریزساختار نتایج کمی بی‌نظیری را برجسته می‌کند، اما پیچیدگی تجهیزات، کاربرد آن را برای پایش آنلاین در محیط‌های صنعتی محدود می‌سازد [۳۵]



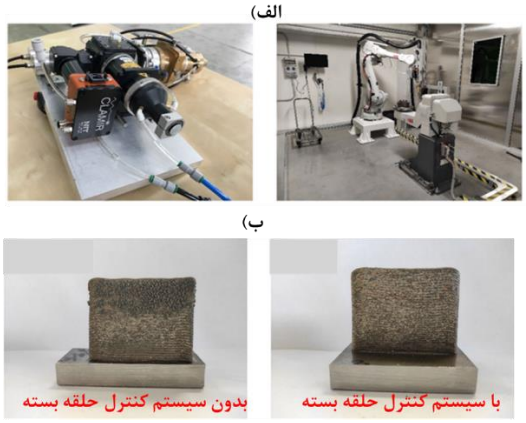

**شکل (۲)- تصویربرداری با استفاده از تابش سنکروترون با پرتو ایکس پرانرژی [۳۵]**

## ۲-۳- بررسی مشخصات دمایی در حوضچه مذاب

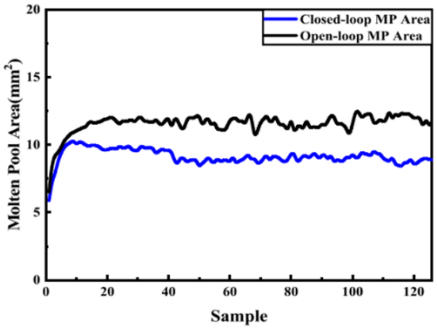
یکی از این چالش‌ها، کنترل دقیق حوضچه مذاب (Melt Pool) در طول فرآیند است که تأثیر مستقیمی بر کیفیت نهایی قطعات دارد. در این مطالعه، تأثیر استفاده از سیستم کنترل حلقه بسته (Closed Loop Control) بر روی کنترل عرض حوضچه مذاب و همچنین تأثیر استراتژی اسکن (Scan Strategy)بر روی ساخت دیواره‌های نازک با استفاده از فناوری DED بررسی شده است. هدف اصلی این تحقیق، بهبود پایداری فرآیند و دستیابی به قطعات با کیفیت بالا از طریق کنترل بلادرنگ پارامترهای فرآیند است.

با توجه به شکل این مطالعه با استفاده از سیستم رباتیک DED انجام شده است که شامل یک هد رسوب‌گذاری هم‌محور، یک لیزر دیودی با توان ۳ کیلووات و یک سیستم کنترل حلقه بسته به نام CLAMIR است .CLAMIR با استفاده از یک دوربین مادون قرمز با سرعت بالا، عرض حوضچه مذاب را به‌صورت بلادرنگ کنترل کرده و توان لیزر را تنظیم می‌کند تا عرض حوضچه مذاب ثابت بماند.

با توجه به شکل ۳ نتایج این مطالعه نشان می‌دهد که استفاده از سیستم کنترل حلقه بسته (CLAMIR) می‌تواند به‌طور مؤثری عرض حوضچه مذاب را کنترل کرده و پایداری هندسی دیواره‌های نازک را بهبود بخشد. بااین‌حال، انتخاب استراتژی اسکن مناسب نیز نقش کلیدی در دستیابی به قطعات با کیفیت بالا دارد. استفاده از سیستم کنترل حلقه بسته (CLAMIR) باعث بهبود پایداری عرض حوضچه مذاب و کاهش نوسانات در طول فرآیند می شود. بااین‌حال، در مواردی که توان لیزر به شدت کاهش می‌یابد (به دلیل کنترل عرض حوضچه مذاب)، ممکن است پودر به‌طور کامل ذوب نشود و چسبندگی پودر به دیواره افزایش یابد. این موضوع نشان می‌دهد که کنترل هم‌زمان توان لیزر و نرخ تغذیه پودر می‌تواند به بهبود بیشتر فرآیند کمک کند. این مطالعه نشان می‌دهد که استفاده از سیستم کنترل حلقه بسته (CLAMIR) می‌تواند به‌طور مؤثری عرض حوضچه مذاب را کنترل کرده و پایداری هندسی دیواره‌های نازک را بهبود بخشد. بااین‌حال، انتخاب استراتژی اسکن مناسب (به‌ویژه اسکن دوطرفه) نیز نقش کلیدی در دستیابی به قطعات با کیفیت بالا دارد. نتایج این تحقیق می‌تواند به‌عنوان پایه‌ای برای توسعه بیشتر فناوری DED و بهبود کنترل فرآیند در ساخت افزودنی فلزی مورد استفاده قرار گیرد. نتایج آزمایش‌ها نشان می‌دهد که سیستم کنترل حلقه بسته‌ی پیشنهادی توانسته است نوسانات ناحیه‌ی گذرای حوضچه مذاب را به میزان ۳۳٫۷٪ کاهش دهد. این بهبود در پایداری فرآیند، منجر به کیفیت بهتر سطح قطعات تولیدی و کاهش ناحیه‌ی تحت تأثیر حرارت (Heat Affected Zone - HAZ)شده است. شکل ۴ حجم حوضچه مذاب در دو حالت کنترل حلقه باز و حلقه بسته نشان می‌دهند [۳۶]




**شکل (۳)- الف) سیستم CLAIMER مورداستفاده در دانشگاه بولونیا ایتالیا، ب) نمونه تولیدی دیواری با سیستم حلقه بسته (سمت راست) و بدون آن (سمت چپ) [۳۶]**




**شکل (۴)-حجم حوضچه مذاب در حالات کنترل حلقه بسته و بدون سیستم حلقه بسته [۳۷]**

## ۳- پایش دینامیک حوضچه مذاب

در فرآیند ساخت افزایشی فلزات، حوضچه مذاب حاوی اطلاعات غنی مرتبط با دما است. پایش دمای حوضچه مذاب بینش ارزشمندی فراهم می‌کند که امکان ارزیابی برخط و در لحظه فرآیند چاپ را ممکن می‌سازد. علاوه بر این، با تحلیل الگوهای توزیع و تغییرات دمای حوضچه مذاب، می‌توان پارامترهای فرآیند (مانند توان لیزر، نرخ تغذیه پودر، سرعت اسکن، ارتفاع لایه و غیره) را به صورت پویا تنظیم کرد تا از کیفیت شکل‌دهی قطعه کار و تکرارپذیری فرآیند چاپ اطمینان حاصل نمود. تغییرات جزئی در شرایط فرآیند می‌تواند منجر به تفاوت‌های قابل توجهی در ریخت‌شناسی (مورفولوژی) حوضچه مذاب شود که به نوبه خود بر کیفیت شکل‌گیری قطعه کار تأثیر می‌گذارد. پایداری ریخت‌شناسی حوضچه مذاب، بازتاب‌دهنده پایداری فرآیند ساخت افزایشی فلزات است. بنابراین،پایش مورفولوژی حوضچه مذاب از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. ویژگی‌های مورفولوژی حوضچه مذاب شامل طول، عرض، مساحت، ارتفاع، عمق و توزیع شدت می‌باشد. سیستم‌های پایش موجود معمولاً از دوربین‌های CCD، دوربین‌های فروسرخ نزدیک (NIR)، دوربین‌های CMOS، پیرومترها، فوتودیودهایا ترکیبی از این تجهیزات استفاده می‌کنند. افزون بر این، داده‌های تصویری جمع‌آوری‌شده در طول پایش ریخت‌شناسی حوضچه مذاب، به توسعه پردازش تصویر کمک شایانی کرده‌اند [۳۸، ۳۹].

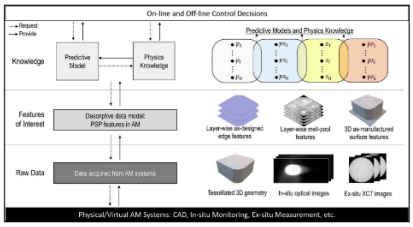
### ۳-۱-کاربردهای یادگیری ماشین

یادگیری ماشین شکلی از فناوری هوش مصنوعی است که به شناسایی الگوها در داده‌ها و تولید داده‌های مشابه بدون مداخله انسان کمک می‌کند و امکان تصمیم‌گیری یا پیش‌بینی را فراهم می‌آورد. این مقاله به طور سیستماتیک به تحلیل کاربرد بالقوه تکنیک‌های یادگیری ماشین در پایش پویای حوضچه‌های مذاب در فرآیند DED می‌پردازد و به ویژه بر مزایای آن در استخراج ویژگی، مدل‌سازی پیش‌بینانه و کنترل هوشمند تأکید می‌کند.

به عنوان مثال، یک روش یادگیری عمیق که شبکه عصبی کانولوشنی (CNN) و خودرمزگذار (Autoencoder) را ترکیب می‌کند، می‌تواند استخراج کارآمد ویژگی و تشخیص ناهنجاری در تصاویر حوضچه مذاب را محقق سازد. همچنین، یک مدل رگرسیون مبتنی بر ماشین بردار پشتیبان (SVM)

قادر به پیش‌بینی دقیق عمق و عرض حوضچه مذاب است. افزون بر این، این مقاله یک چارچوب کنترل تعاملی چندمتغیره را پیشنهاد می‌دهد که با استفاده از تکنیک‌های یادگیری تقویتی، پارامترهای کلیدی فرآیند را بهینه می‌سازد و کنترل حلقه بسته بین ویژگی‌های پویای حوضچه مذاب و کیفیت شکل‌گیری را محقق می‌کند. به طور کلی، پژوهش‌های مربوط به شناسایی و تحلیل ویژگی‌های تصویر حوضچه مذاب با استفاده از یادگیری ماشین را می‌توان در سه دسته اصلی تقسیم‌بندی کرد: یادگیری نظارت‌شده، یادگیری نظارت‌نشده و یادگیری تقویتی. یادگیری نظارت‌شده به ما امکان می‌دهد تا از مجموعه‌ای از داده‌های برچسب‌دار در یک مجموعه آموزشی یاد بگیریم و داده‌های بدون برچسب از یک مجموعه آزمون را شناسایی کنیم. این روش، ویژگی‌های ذاتی نمونه‌های مرتبط را بازنمایی و پدیده‌های فیزیکی را آشکار می‌سازد. در این میان، دسته‌بندی و رگرسیون معمولاً دو کارکرد کلیدی برای پیش‌بینی کیفیت قطعات نهایی در ساخت افزایشی هستند. ژانگ و همکاران [۴۰] از SVM و CNN برای مطالعه تأثیر این ویژگی‌های هدف بر کیفیت ساخت در فرآیند PBF استفاده کردند. آزمایش نشان داد که برای تصاویر ساخته‌شده، دقت دسته‌بندی CNN بالاتر از SVM بود. بر این اساس، یک روش ترکیبی CNN برای پایش فرآیند PBF پیشنهاد شد. این روش مراحل پردازش تصویر را کاسته و می‌تواند به طور خودکار ویژگی های نماینده‌ی مکانی-زمانی (مانند حوضچه مذاب) را از تصاویر خام یاد بگیرد [۴۱]. با این حال، یادگیری نظارت‌شده محدودیت‌هایی نیز دارد؛ از جمله اینکه تنها دسته‌های شناخته‌شده را می‌تواند درون مدل به طور مؤثر پیش‌بینی کند. یادگیری نظارت‌نشده (مانند خوشه‌بندی و تحلیل مؤلفه اصلی–PCA) از داده‌های بدون برچسب استنتاج می‌کند و الگوهای پنهان را شناسایی یا نقاط داده مشابه را در یک مجموعه داده تصادفی گروه‌بندی می‌نماید. این روش به‌طور گسترده در تشخیص ناهنجاری به کار می‌رود. گراسو و همکاران [۴۲،۴۳] به مطالعه عیوب در ذوب انتخابی لیزری (SLM) پرداختند و روشی خودکار برای تشخیص عیوب با استفاده از یک سامانه بینایی ماشین در طیف نور مرئی پیشنهاد کردند. این روش، PCA را برای انتخاب توصیف‌گرهای آماری با خوشه‌بندی k-means برای تشخیص عیوب ترکیب کرد. یانگ و همکاران [۴۴] روش جدیدی به نام مدل‌سازی اثر همسایگی لایه به لایه (LNBEM) پیشنهاد دادند که از راهبردهای اسکن برای پیش‌بینی اندازه حوضچه مذاب استفاده می‌کند. آن‌ها یک شبکه عصبی کاملاً متصل را روی داده‌ها با مجموعه ویژگی‌های جدید آموزش دادند تا مساحت حوضچه مذاب را پیش‌بینی کنند. در مطالعه‌ای بعدی، فتحی‌زادان و همکاران [۴۵] چارچوبی را معرفی کردند که از یک شبکه عصبی خودرمزگذار کانولوشنی برای پردازش تصاویر حوضچه مذاب استفاده می‌کند. نتایج نشان داد دقت استخراج ویژگی به ۹۵٪ رسید و سپس آن‌ها یک طرح نمودار کنترل مبتنی بر آمار هتلینگ را برای پایش پایداری فرآیند پیشنهاد کردند. در ادامه این روند پژوهشی، کیم و همکاران [۴۶] یک روش جدید مبتنی بر یادگیری عمیق توسعه دادند که موقعیت مختصاتی حوضچه مذاب را مستقیماً از تصاویر حوضچه مذاب در ساخت افزایشی تخمین می‌زند آن‌ها از خودرمزگذارهای کانولوشنی پشته‌ای برای پیش‌پردازش تصویر (تبدیل تصویر و کاهش پاشش) جهت حذف نویز از تصاویر خام پایش حوضچه مذاب استفاده کردند. در مقابل مطالعات پیشین، خان‌زاده و همکاران [۴۶] روش جدیدی برای پیش‌بینی تخلخل مبتنی بر توزیع دمای سطح فوقانی حوضچه مذاب پیشنهاد دادند. برای تعیین ویژگی‌های تصویر حوضچه مذاب، آن‌ها داده‌های مرتبط را به یک دستگاه مختصات کروی تبدیل کردند و از درون‌یابی سطح بی‌هارمونیک برای هموارسازی و استخراج بردارهای ویژگی استفاده نمودند. این بردارها سپس به نقشه‌های خودسازمان‌ده (SOM) وارد شدند و هر تصویر پردازش گردید تا به عنوان طبیعی یا متخلخل طبقه‌بندی شود. علاوه بر این، برای مطالعه بهتر روابط فرآیند-ساختار-خواص (PSP) در فرآیندهای مختلف ساخت افزایشی، کو و همکاران [۴۷] یک چارچوب جدید هدایت‌شده توسط یادگیری ماشین و راهنمایی‌شده با فیزیک پیشنهاد کردند (شکل ۵). این چارچوب سه سطح را شامل می‌شود:

۱- پیش‌بینی مدل PSP و دانش فیزیکی؛
۲- ویژگی‌های مورد علاقه درPSP ؛
۳- داده‌های خام از ساخت افزایشی.




**شکل (۵)- چارچوب کلی برای تحلیل روابط فرآیند-ساختار-خواص (PSP) با هدایت یادگیری ماشین [۴۷].**

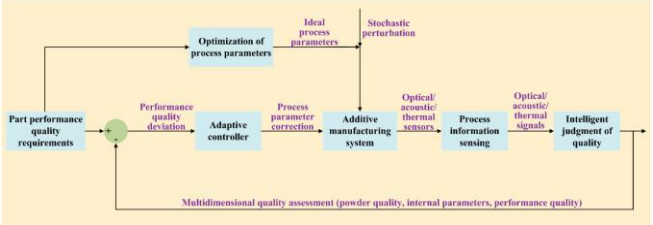
در زیر جدول ۲ ارائه شده ویژگی‌ها، مزایا، معایب و سناریوهای کاربردی مدل‌های متداول شبکه‌های عصبی مصنوعی (ANN) در پایش فرآیند DED را خلاصه می‌کند.

**جدول (۲)- کاربردی مدل‌های متداول شبکه‌های عصبی مصنوعی (ANN) در پایش فرآیند DED [۴۸]**

| نوع مدل | ویژگی‌ها | مزایا | معایب | سناریوهای کاربردی |
|---|---|---|---|---|
| CNN | استخراج ویژگی‌های مکانی از تصاویر | مناسب برای داده‌های تصویری بزرگ‌مقیاس و کارآمد | توانایی محدود در پردازش داده‌های سری زمانی | پایش ریخت‌شناسی حوضچه مذاب و تشخیص عیوب |
| RCNN | مدل تشخیص هدف مبتنی بر ناحیه، پایه‌گذاری شده بر CNN | مکان‌یابی دقیق نواحی هدف | پیچیدگی محاسباتی بالا و سرعت کمتر | تشخیص عیوب ریز و پیش‌بینی ویژگی‌های حوضچه مذاب |
| GAN | تولید و بهبود داده‌ها؛ آموزش تقابلی (آدورساریال) | تولید داده‌های با کیفیت بالا و حل مشکل عدم توازن داده‌ها | آموزش ناپایدار و حساس به پارامترها | تکثیر داده‌ها (Data Augmentation)و تشخیص ناهنجاری |
| LSTM | پردازش داده‌های سری زمانی | مناسب برای فرآیندهای پویا و دارای حافظه قوی | ناکارآمد برای داده‌های با ابعاد بالا | پایش پویای دمای حوضچه مذاب و بازخورد بلادرنگ |

## ۴-چالش‌ها در پایش از طریق هوش‌مصنوعی

پایداری و یکنواختی فرآیند DED و کیفیت شکل‌گیری همواره به عنوان مشکلی چالش‌برانجه برای تولید در مقیاس بزرگ مطرح بوده است، همان‌طور که در شکل ۶ نشان داده شده است. با توسعه سریع فناوری‌هایی مانند داده‌های عظیم، حس‌گری پیشرفته و هوش مصنوعی، فناوری پایش هوشمند مبتنی بر اطلاعات آکوستیک-نوری-حرارتی-مغناطیسی و الگوریتم‌های یادگیری ماشین به تدریج در DED به کار گرفته شده است. اما برای تولید انبوه، ابزارهای پایش آن هنوز محدود است و بلوغ فناوری قضاوت و تنظیم کیفیت کافی نمی‌باشد. بنابراین، تلفیق فناوری حس‌گری پیشرفته و روش‌های هوش مصنوعی برای ارتقای فناوری پایش هوشمند و توسعه سامانه پایش هوشمند برای تولید در مقیاس DED، با چالش‌های جدیدی روبرو است [۴۹، ۵۰].




**شکل (۶)- کنترل کیفیت یکپارچه مبتنی بر روابط پارامتر–فرآیند و اطلاعات–عملکرد، با رویکرد اندازه‌گیری–تشخیص–کنترل [۴۹]**

روشنگری سازوکارهای کلیدی عیوب چالش‌برانگیز است. اکثر مطالعات موجود بر روی یک نوع خاص از عیب متمرکز شده و رابطه نگاشت آن را با اطلاعات فرآیند برقرار می‌کنند. با این حال، مسائل کیفی در ساخت افزایشی اغلب حاصل تعامل چندین عیب با یکدیگر هستند و انواع مختلف عیوب نیز ممکن است بر هم تأثیر بگذارند. بنابراین، ارزیابی جامعی از عیوب گوناگون در قطعات ساخته‌شده برای دستیابی به نتایج ارزیابی معقول‌تر ضروری

است. افزون بر این، اغلب مطالعات تاکنون بر عیوب داخلی متمرکز بوده‌اند و مطالعات نسبتاً کم‌تری در مورد عیوبی مانند ترک انجام شده است. پژوهش‌های بیشتری برای کاوش در مکانیسم‌های شکل‌گیری، روش‌های پایش و سازوکارهای کنترل عیوب ترک مورد نیاز است. ادغام اطلاعات ناهمگون چندمنبعی چالش‌برانگیز است. اگرچه بیشتر مطالعات از منابع اطلاعاتی مختلف برای پایش عیب و ارزیابی کیفیت استفاده کرده‌اند، اما عمدتاً مبتنی بر یک نوع سیگنال واحد هستند. در واقعیت، شکل‌گیری عیوب در فرآیند ساخت افزایشی فلزات بسیار پیچیده است و یک منبع اطلاعاتی منفرد ممکن نتواند عیب را به طور کامل مشخصه‌گذاری کند. فرآیند ساخت افزایشی حاوی اطلاعات ناهمگون و غنی در مقیاس‌های مختلف است و توسعه فن‌آوری‌های پایش جدید، ادغام مؤثر اطلاعات چندمنبع ناهمگون و افزایش دقت و استحکام ارزیابی و کنترل کیفیت، ضروری می‌باشد. در حوزه پزشکی، یکی از چالش‌های اصلی در همجوشی داده‌های چندمنبع، مسئله هم‌ترازی داده‌های ناهمگون است، مانند هم‌ترازی حالت‌های مختلف (مثلاً تصاویر سی‌تی با داده‌های ام‌آرآی) برای تحلیل مشترک. با معرفی یک الگوریتم هم‌ترازی بین‌حالتی مبتنی بر یادگیری عمیق، پژوهشگران موفق به بهبود دقت همجوشی داده‌ها شده‌اند. به طور مشابه، در حوزه رانندگی خودکار، همگام‌سازی زمانی و فیلترکردن نویز داده‌های حسگرها (مانند لیدار در مقابل دوربین) دشواری‌های عمده‌ای هستند. تکنیک‌های مبتنی بر تصحیح برچسب زمانی و فیلتر بیزی برای حل این مشکلات استفاده می‌شوند. این روش‌ها مراجع مفیدی برای همجوشی سیگنال‌های آکوستیک، نوری، حرارتی و مغناطیسی در فرآیند DED ارائه می‌دهند. به عنوان مثال، از فن‌آوری های همگام‌سازی زمانی می‌توان برای اطمینان از یکنواختی سیگنال‌های چندمیدان فیزیکی استفاده کرد، در حالی که روش‌های هم‌ترازی مبتنی بر یادگیری عمیق می‌توانند دقت استخراج ویژگی‌های بین‌حالتی را بهینه کنند. تفسیرپذیری ارزیابی کیفیت چالش‌برانگیز است. اگرچه بسیاری از مطالعات بر اساس مدل‌های یادگیری عمیق، نگاشت‌هایی بین اطلاعات فرآیند و عیوب مختلف در ساخت افزایشی فلزات برقرار کرده‌اند، اما عیب اصلی این مدل‌های هوشمند ارزیابی کیفیت، فقدان تفسیرپذیری آن‌هاست. این محدودیت به ویژه در حوزه‌های حساس به ریسک مانند ساخت افزایشی فلزات مشهود است و اغلب منجر به ارزیابی‌های کیفی نادرست می‌شود. بنابراین، لازم است مدل‌های هوشمند تبیین‌پذیری توسعه یابند که دانش فیزیکی را نیز دربرگیرند و هدف آن‌ها نه تنها شناسایی عیوب، بلکه آشکارسازی روابط علّی بین اطلاعات فرآیند و عیوب گوناگون باشد. تعامل و تنظیم چندین پارامتر چالش‌برانگیز است. روش‌های کنترل کیفیت موجود عمدتاً بر طراحی تک‌پارامتری و تک‌هدفه متمرکزند و تأثیر جامع تعاملات چندپارامتری بر کیفیت قطعات در DED را در نظر نمی‌گیرند. در واقعیت، فرآیند DED شامل چندین پارامتر فرآیندی مرتبط به هم بوده و در برابر عوامل مختل‌کننده مختلف آسیب‌پذیر است که بهینه‌سازی این پارامترها را به چالشی مهم تبدیل می‌کند. افزون بر این، مدل‌های ساده‌شده شناسایی حالت و سیستم‌های کنترل تک‌ورودی-تک‌خروجی موجود نمی‌توانند با پیچیدگی DED سازگار شوند و این مسئله منجر به مشکلات بالقوه‌ای می‌شود که در آن بهبود یک جنبه ممکن است به هزینه جنبه‌ای دیگر تمام شود و در نهایت اطمینان از پایداری و یکنواختی کیفیت نهایی قطعه را با شکست مواجه کند. بنابراین، نیاز به توسعه روش‌های بهینه‌سازی و کنترل پارامترهای فرآیند چندهدفه مبتنی بر تعامل چندپارامتری، به ویژه برای کنترل مؤثر کیفیت در محدودیت زمانی و لایه‌های رسوب‌گذاری، احساس می‌شود.

## ۵-چشم‌انداز آینده

در همجوشی داده‌های چندمنبعی: فرآیند DED دربرگیرنده درهم‌تنیدگی سیگنال‌های آکوستیک، نوری، حرارتی و مغناطیسی است و مشخصه‌گذاری دقیق عیوب فرآیندی با یک اطلاعات منفرد دشوار است. بنابراین، همجوشی داده‌های چندمنبعی حاوی اطلاعات غنی می‌تواند ویژگی‌های فرآیند را به حداکثر رسانده و دقت ارزیابی کیفیت را بهبود بخشد. برای این منظور می‌توان اقدامات زیر را انجام داد:

ایجاد یک پایگاه داده مؤثر و استفاده از روش‌های همجوشی در سطح داده برای تکمیل مزایای اطلاعات چندمنبعی.

یادگیری و همجوشی بازنمایی‌های داده چندمنبعی برای استخراج ویژگی‌های غنی عیوب از داده‌ها و دستیابی به همجوشی در سطح ویژگی.

هم‌ترازی داده‌های چندمنبعی و یادگیری مشارکتی برای تطبیق روابط متناظر بین منابع داده مختلف و بازنمایی عیوب، انتقال دانش آموخته‌شده از منابع غنی از اطلاعات به منابع کم‌اطلاعات و امکان کمک متقابل در یادگیری هر منبع اطلاعات.

با اتکا به تجربیات همجوشی داده در سایر حوزه‌ها، کلید موفقیت همجوشی داده چندمنبعی در فرآیندهای DED شامل: اطمینان از هم‌ترازی زمانی و مکانی داده‌های حسگرها برای کاهش انباشت خطا، توسعه روش‌های کاهش ابعاد و استخراج ویژگی برای داده‌های با ابعاد بالا به منظور بهینه‌سازی کارایی محاسباتی، و استفاده از دانش فیزیکی برای راهنمایی الگوریتم‌های همجوشی داده و افزایش تفسیرپذیری مدل است. این راه‌حل‌ها مسیرهای فناورانه جدیدی برای تحقق پایش کارآمد فرآیند DED ارائه می‌دهند.

روش‌های قضاوت هوشمند کیفیت تفسیرپذیر: باید بر ویژگی «جعبه سیاه» روش‌های سنتی هدایت‌شده توسط یادگیری عمیق غلبه کنند که در افزایش قابلیت اطمینان قضاوت کیفیت و آشکارسازی رابطه علّی بین اطلاعات فرآیند و ارزیابی کیفیت عملکرد از اهمیت بالایی برخوردار است. پیشنهاد می شود پژوهش در جنبه‌های زیر انجام شود:

یادگیری بازنمایی علّی: دستیابی به ارزیابی کیفیت در حالی که روابط علّی ذاتی بین اطلاعات فرآیند و عیوب را آشکار می‌سازد.

ادغام دانش فیزیکی در ارزیابی کیفیت: تعبیه اصول فیزیکی در مدل‌های ارزیابی برای اطمینان از همسویی مدل‌ها با قوانین فیزیکی مشخص.

روش‌های تفسیرپذیری پس‌رو و تصویرسازی: تحلیل روابط نگاشت بین نتایج ارزیابی و منابع اطلاعاتی، تسهیل تفسیرپذیری پس‌رو و تصویرسازی فرآیند تصمیم‌گیری.

کنترل کیفیت مبتنی بر تعامل چندمتغیره: در فرآیند کنترل رابطه بین اطلاعات فرآیند، عیوب ماکرو/میکرو و کیفیت عملکرد، رویکرد کنترل از کنترل تک‌پارامتری به کنترل پارامتر چندبعدی تغییر می‌کند. این امر از وابستگی متقابل قوی بین پارامترهای کنترل مختلف برای دستیابی به کنترل کیفیت برخط با دقت بالا استفاده می‌کند. کارهای پژوهشی زیر توصیه می‌شود:

بهینه‌سازی آفلاین چندین پارامتر فرآیندی هدایت‌شده توسط شاخص‌های عملکرد چندگانه.

ارائه یک پنجره عملیاتی برای پارامترهای فرآیند جهت کنترل برخط.

توسعه روش‌های کنترل تطبیقی چندورودی-چندخروجی برای حذف مشکل «مبادله» ذاتی در سیستم‌های کنترل تک‌ورودی-تک‌خروجی.

کنترل برخط هدایت‌شده توسط یادگیری ماشین، با ادغام مزایای یادگیری تقویتی در تعامل با محیط.

ایجاد استانداردهای پایش فرآیند شکل‌دهی: برای تولید انبوه قطعات ساخته‌شده باDED ، ایجاد استانداردها و هنجارهای صنعتی معقول و کاربردی برای پایش فرآیند شکل‌دهی ضروری است. این امر ممکن است حوزه‌های پژوهشی زیر را در بر گیرد:

توسعه شاخص‌های پایش برخط و سامانه ارزیابی کیفیت: تدوین استانداردهایی برای شاخص‌های پایش برخط DED و ساخت سامانه ارزیابی کیفیت، منجر به شکل‌گیری هنجارهای پایش فرآیند ساخت DED و استانداردهای درجه‌بندی کیفیت خواهد شد.

تعیین مرزهای کنترل مبتنی بر مکانیسم‌های کنترل کیفیت: تعریف حدود کنترل کیفیت بر اساس مکانیسم‌های کنترل فرآیند و توسعه محدودیت‌ها و استانداردها برای بهینه‌سازی پارامتر فرآیند و کنترل کیفیت.DED

توسعه و استقرار یک سامانه پایش برخط: ساخت یک پلتفرم پایش DED که بتواند به سرعت و به طور مؤثر اطلاعات چندمنبعی مانند صدا، نور و حرارت را در حین فرآیند ساخت حس کند. این پلتفرم باید قادر به انجام ارزیابی کیفیت بلادرنگ، و کنترل مؤثر پارامترهای فرآیندی مانند پخش پودر و توان لیزر باشد. افزون بر این، توسعه یک سامانه سخت‌افزاری و نرم‌افزاری پایش ساخت افزایشی ماژولار و ترکیبی برای تضمین یکنواختی کیفیت در تولید انبوه DED حیاتی است.

با توسعه فناوری‌های یادگیری ماشین و پایش هوشمند، تحقیقات آینده می‌تواند بر کاربرد سیستم‌های کنترل تطبیقی در DED متمرکز شود. این سیستم‌ها می‌توانند پارامترهای فرآیند (مانند توان لیزر، سرعت اسکن و غیره) را به طور پویا و بلادرنگ برای تطبیق با تغییرات محیط و ویژگی‌های قطعه کار تنظیم کنند. به طور مشخص، پژوهش می‌تواند بر حوزه‌های زیر تمرکز کند:

الگوریتم‌های تنظیم پارامتر تطبیقی مبتنی بر کنترل فیدبک برای بهینه‌سازی بلادرنگ ویژگی‌های پویای حوضچه مذاب.

ادغام یادگیری تقویتی با کنترل سنتی PID برای افزایش سرعت پاسخ و پایداری سامانه.

توسعه سامانه‌های کنترل تطبیقی مبتنی بر یادگیری ماشین که بتوانند به طور خودکار در شرایط فرآیندی مختلف، راهبردهای کنترل را بیاموزند و تنظیم کنند.

با صنعتی‌شدن فناوریDED ، استانداردسازی سامانه‌های پایش و شاخص‌های آن برای بهبود کارایی تولید و یکنواختی محصول حیاتی خواهد بود. پژوهش آینده باید بر تعریف و اعتبارسنجی شاخص‌های استانداردشده زیر متمرکز شود:

روش‌های اندازه‌گیری استانداردشده برای پارامترهای فیزیکی کلیدی مانند عمق، عرض و توزیع دمای حوضچه مذاب.

استانداردهای یکپارچه برای ارزیابی کیفیت قطعه، مانند زبری سطح، نرخ عیوب داخلی و کیفیت اتصال بین لایه‌ها.

شاخص‌های پایش بلادرنگ مبتنی بر همجوشی داده‌های چندمنبعی، برای تضمین یکنواختی فرآیند و قابلیت ردیابی قطعه.

با ایجاد این شاخص‌های استاندارد، می‌توان یک چارچوب کمی‌شدنی تضمین کیفیت برای کاربرد صنعتی فناوری DED فراهم کرد. با تقویت پژوهش درباره سیستم‌های کنترل تطبیقی و تدوین شاخص‌های استانداردشده برای پایشDED ، مطالعات آینده راه‌حل‌های کاربردی‌تر و نظام‌مندتری برای

بهبود پایداری، دقت و بهره‌وری فرآیندهای DED ارائه خواهند داد. امید است این جهت‌گیری‌های پژوهشی، مسیری مشخص‌تر برای پژوهش‌های دانشگاهی و کاربردهای صنعتی در این حوزه فراهم آورند.

**۶- نتیجه‌گیری**

حوضچه مذاب در DED یک میدان فیزیکی پیچیده است و تغییرات در ویژگی‌های دمایی آن تحت تأثیر عوامل اطلاعاتی چندمنبعی قرار دارد. هنوز فضای توسعه قابل توجهی در پایش پویای دمای حوضچه مذاب وجود دارد. افزون بر این، پس از سال‌ها توسعه، فناوری پایش برخط ریخت‌شناسی حوضچه مذاب در DEM پیشرفت چشمگیری داشته است. این فناوری اکنون قادر به کسب بلادرنگ اطلاعات ریخت‌شناسی مانند طول، عرض و مساحت حوضچه مذاب است که در کنترل فیدبک فرآیند به کار می‌رود. با این حال، پایش ریخت‌شناسی حوضچه مذاب هنوز جنبه‌های زیادی برای بهبود دارد. در مقایسه با پارامترهای سنتی مانند طول، عرض و مساحت، توزیع شدت حوضچه مذاب حاوی اطلاعات ارزشمندتر و مؤثرتری است و استخراج داده‌های توزیع شدت حوضچه مذاب می‌تواند یک روند کلیدی در توسعه آینده باشد. در حال حاضر، بیشتر مطالعات اطلاعات نسبتاً ساده‌ای از حوضچه مذاب به دست می‌آورند و با مسائلی در ارتباط با قابلیت اطمینان، استحکام و ناتوانی در پردازش بلادرنگ داده‌های حوضچه مذاب مواجه هستند. با این حال، همجوشی اطلاعات ناهمگون چندمنبعی و الگوریتم‌های یادگیری ماشین راه‌حل‌های بالقوه‌ای برای این مشکلات ارائه می‌دهند. در پژوهش‌های آینده می‌توان یک پلتفرم پایش مبتنی بر همجوشی اطلاعات چندحسگری توسعه داد و مدل‌های پردازش بلادرنگ داده‌های حوضچه مذاب را بر اساس الگوریتم‌های یادگیری ماشین ساخت. این رویکرد استخراج و تشخیص اطلاعات ویژگی‌ای از فرآیند DED را ممکن ساخته و پشتیبانی نظری و روش‌شناختی برای بهبود پایداری کیفیت و تکرارپذیری فرآیند قطعات DED فراهم می‌کند. فناوری پایش پویا در فرآیندهای DED به طور پیوسته در حال توسعه است و در آینده، پایش هوشمند مبتنی بر یادگیری ماشین و همجوشی اطلاعات ناهمگون چندمنبعی، جهت مهمی برای پایش پویا خواهد بود. مشارکت‌های اصلی این مقاله شامل (۱) ارائه یک چارچوب پایش هوشمند برای DED مبتنی بر همجوشی اطلاعات ناهمگون از منابع چندگانه، (۲) توسعه یک مدل یادگیری ماشین تبیینی راهنمایی‌شده با دانش فیزیکی برای آشکارسازی رابطه علّی بین اطلاعات فرآیند و عیوب، و (۳) کاوش یک روش بهینه‌سازی و کنترل هوشمند برای تعامل چندمتغیره است. این نوآوری‌ها پشتیبانی نظری و روش‌شناختی برای بهبود یکنواختی و پایداری کیفیت فرآیند DED ارائه داده و پایه‌ای برای کاربردهای تولید انبوه فراهم می‌کنند.

**۷-مراجع:**

1. Sun, C.; Wang, Y.; McMurtrey, M.D.; Jerred, N.D.; Liou, F.; Li, J. Additive Manufacturing for Energy: A Review. Appl. Energy 2021, 282, 116041.
2. Pérez, M.; Carou, D.; Rubio, E.M.; Teti, R. Current Advances in Additive Manufacturing. Procedia CIRP 2020, 88, 439–444.
3. Prakash, K.S.; Nancharaih, T.; Rao, V.V.S. Additive Manufacturing Techniques in Manufacturing—An Overview. Mater. Today Proc. 2018, 5, 3873–3882.
4. Laleh, M.; Sadeghi, E.; Revilla, R.I.; Chao, Q.; Haghdadi, N.; Hughes, A.E.; Xu, W.; De Graeve, I.; Qian, M.; Gibson, I.; et al. Heat Treatment for Metal Additive Manufacturing. Prog. Mater. Sci. 2023, 133, 101051.
5. Maleki, E.; Bagherifard, S.; Bandini, M.; Guagliano, M. Surface Post-Treatments for Metal Additive Manufacturing: Progress, Challenges, and Opportunities. Addit. Manuf. 2021, 37, 101619.
6. Gu, D.; Shi, X.; Poprawe, R.; Bourell, D.L.; Setchi, R.; Zhu, J. Material-Structure-Performance Integrated Laser-Metal Additive Manufacturing. Science 2021, 372, eabg1487.
7. Durai Murugan, P.; Vijayananth, S.; Natarajan, M.P.; Jayabalakrishnan, D.; Arul, K.; Jayaseelan, V.; Elanchezhian, J. A Current State of Metal Additive Manufacturing Methods: A Review. Mater. Today Proc. 2022, 59, 1277–1283
8. Soliman, H.A.; Elbestawi, M. Titanium Aluminides Processing by Additive Manufacturing—A Review. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2022, 119, 5583–5614.

9. Lee, J.-Y.; Nagalingam, A.P.; Yeo, S.H. A Review on the State-of-the-Art of Surface Finishing Processes and Related ISO/ASTM Standards for Metal Additive Manufactured Components. Virtual Phys. Prototyp. 2021, 16, 68–96.
10. Ron, T.; Shirizly, A.; Aghion, E. Additive Manufacturing Technologies of High Entropy Alloys (HEA): Review and Prospects. Materials 2023, 16, 2454.
11. Liu, Z.; He, B.; Lyu, T.; Zou, Y. A Review on Additive Manufacturing of Titanium Alloys for Aerospace Applications: Directed Energy Deposition and Beyond Ti-6Al-4V. JOM 2021, 73, 1804–1818.
12. Kurzynowski, T.; Pawlak, A.; Smolina, I. The Potential of SLM Technology for Processing Magnesium Alloys in Aerospace Industry. Archiv. Civ. Mech. Eng. 2020, 20, 23.
13. Dass, A.; Moridi, A. State of the Art in Directed Energy Deposition: From Additive Manufacturing to Materials Design. Coatings 2019, 9, 418.
14. Sathishkumar, M.; Kumar, C.P.; Ganesh, S.S.S.; Venkatesh, M.; Radhika, N.; Vignesh, M.; Pazhani, A. Possibilities, Performance and Challenges of Nitinol Alloy Fabricated by Directed Energy Deposition and Powder Bed Fusion for Biomedical Implants. J. Manuf. Process. 2023, 102, 885–909.
15. Sarzyn´ski, B.; Snie´ zek, L.; Grzelak, K. Metal Additive Manufacturing (MAM) Applications in Production of Vehicle Parts and˙ Components—A Review. Metals 2024, 14, 195.
16. Ahn, D.-G. Directed Energy Deposition (DED) Process: State of the Art. Int. J. Precis. Eng. Manuf. Green Tech. 2021, 8, 703–742.
17. Armstrong, M.; Mehrabi, H.; Naveed, N. An Overview of Modern Metal Additive Manufacturing Technology. J. Manuf. Process. 2022, 84, 1001–1029.
18. Bartlett, J.L.; Li, X. An Overview of Residual Stresses in Metal Powder Bed Fusion. Addit. Manuf. 2019, 27, 131–149.
19. Yi, H.; Yang, L.; Jia, L.; Huang, Y.; Cao, H. Porosity in Wire-Arc Directed Energy Deposition of Aluminum Alloys: Formation Mechanisms, Influencing Factors and Inhibition Strategies. Addit. Manuf. 2024, 84, 104108.
20. Nguyen, H.D.; Pramanik, A.; Basak, A.K.; Dong, Y.; Prakash, C.; Debnath, S.; Shankar, S.; Jawahir, I.S.; Dixit, S.; Buddhi, D. A
Critical Review on Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V Alloy: Microstructure and Mechanical Properties. J. Mater. Res. Technol. 2022, 18, 4641–4661.
21. Farias, F.W.C.; Dos Santos, T.J.G.; Oliveira, J.P. Directed Energy Deposition + Mechanical Interlayer Deformation Additive Manufacturing: A State-of-the-Art Literature Review. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2024, 131, 999–1038.
22. Villa, R.; Liu, Y.; Siddique, Z. Review of Defects and Their Sources in As-Built Ti6Al4V Manufactured via Powder Bed Fusion. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2024, 132, 4105–4134.
23. Panwisawas, C.; Tang, Y.T.; Reed, R.C. Metal 3D Printing as a Disruptive Technology for Superalloys. Nat. Commun. 2020, 11, 2327.
24. Blakey-Milner, B.; Gradl, P.; Snedden, G.; Brooks, M.; Pitot, J.; Lopez, E.; Leary, M.; Berto, F.; du Plessis, A. Metal Additive
Manufacturing in Aerospace: A Review. Mater. Des. 2021, 209, 110008.
25. Yao, M.; Sheng, J.; Kong, F.; Tong, W. A Multi-Sensor Based Online Monitoring System for Laser Hot-Wire Surface Cladding Process. Opt. Laser Technol. 2024, 177, 111074.
26. Malashin, I.; Martysyuk, D.; Tynchenko, V.; Evsyukov, D.; Nelyub, V.; Borodulin, A.; Gantimurov, A.; Galinovsky, A. Predicting

Defects in SLM-Produced Parts Based on Melt Pools Clustering Analysis. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2024, 134, 1169–1178.

27. Hou, Z.-J.; Wang, Q.; Zhao, C.-G.; Zheng, J.; Tian, J.-M.; Ge, X.-H.; Liu, Y.-G. Online Monitoring Technology of Metal Powder Bed Fusion Processes: A Review. Materials 2022, 15, 7598.
28. Mahmoud, D.; Magolon, M.; Boer, J.; Elbestawi, M.A.; Mohammadi, M.G. Applications of Machine Learning in Process Monitoring and Controls of L-PBF Additive Manufacturing: A Review. Appl. Sci. 2021, 11, 11910.
29. Li, Z.; Li, H.; Yin, J.; Li, Y.; Nie, Z.; Li, X.; You, D.; Guan, K.; Duan, W.; Cao, L.; et al. A Review of Spatter in Laser Powder Bed
Fusion Additive Manufacturing: In Situ Detection, Generation, Effects, and Countermeasures. Micromachines 2022, 13, 1366.
30. Liu, W.; Wang, T.; Liu, B.; Li, W.; Hu, G.; Lyu, Z. Research of On-Line Monitoring Technology and Control Strategy for Laser-Directed Energy Deposition: A Review. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2024, 133, 3105–3132.
31. Wang, C.; Tan, X.P.; Tor, S.B.; Lim, C.S. Machine Learning in Additive Manufacturing: State-of-the-Art and Perspectives. Addit. Manuf. 2020, 36, 101538
32. Tang, Y.; Rahmani Dehaghani, M.; Wang, G.G. Review of Transfer Learning in Modeling Additive Manufacturing Processes. Addit. Manuf. 2023, 61, 103357.
33. Qin, J.; Hu, F.; Liu, Y.; Witherell, P.; Wang, C.C.L.; Rosen, D.W.; Simpson, T.W.; Lu, Y.; Tang, Q. Research and Application of Machine Learning for Additive Manufacturing. Addit. Manuf. 2022, 52, 102691.
34. Kumar, S.; Gopi, T.; Harikeerthana, N.; Gupta, M.K.; Gaur, V.; Krolczyk, G.M.; Wu, C. Machine Learning Techniques in Additive
Manufacturing: A State of the Art Review on Design, Processes and Production Control. J. Intell. Manuf. 2023, 34, 21–55.
35. Herzog, T.; Brandt, M.; Trinchi, A.; Sola, A.; Molotnikov, A. Process Monitoring and Machine Learning for Defect Detection in Laser-Based Metal Additive Manufacturing. J. Intell. Manuf. 2024, 35, 1407–1437.
36. Petrich, J.; Snow, Z.; Corbin, D.; Reutzel, E.W. Multi-Modal Sensor Fusion with Machine Learning for Data-Driven Process Monitoring for Additive Manufacturing. Addit. Manuf. 2021, 48, 102364
37. AbouelNour, Y.; Gupta, N. In-Situ Monitoring of Sub-Surface and Internal Defects in Additive Manufacturing: A Review. Mater. Des. 2022, 222, 111063.
38. Ngo, T.D.; Kashani, A.; Imbalzano, G.; Nguyen, K.T.Q.; Hui, D. Additive Manufacturing (3D Printing): A Review of Materials, Methods, Applications and Challenges. Compos. Part B Eng. 2018, 143, 172–196.
39. Hajare, D.M.; Gajbhiye, T.S. Additive Manufacturing (3D Printing): Recent Progress on Advancement of Materials and Challenges. Mater. Today Proc. 2022, 58, 736–743.
40. Tang, Z.; Liu, W.; Wang, Y.; Saleheen, K.M.; Liu, Z.; Peng, S.; Zhang, Z.; Zhang, H. A Review on in Situ Monitoring Technology for Directed Energy Deposition of Metals. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2020, 108, 3437–3463.
41. Tan, C.; Weng, F.; Sui, S.; Chew, Y.; Bi, G. Progress and Perspectives in Laser Additive Manufacturing of Key Aeroengine Materials. Int. J. Mach. Tools Manuf. 2021, 170, 103804.

42. Mao, Y.; Chen, H.; Xiong, J. Research Progress in Laser Additive Manufacturing of Aluminum Alloys: Microstructure, Defect, and Properties. J. Mater. Res. Technol. 2024, 30, 695–716.
43. Scime, L. Anomaly Detection and Classification in a Laser Powder Bed Additive Manufacturing Process Using a Trained Computer Vision Algorithm. Addit. Manuf. 2018, 19, 114–126.
44. Fischer, F.G.; Zimmermann, M.G.; Praetzsch, N.; Knaak, C. Monitoring of the Powder Bed Quality in Metal Additive Manufacturing Using Deep Transfer Learning. Mater. Des. 2022, 222, 111029.
45. He, P.; Zhong, K.; Liu, X.; Zhou, G.; Wang, C.; Wei, Q.; Shi, Y.; Li, Z. A Phase-Guided Method for Extracting the Contour of the Fusion Area in Laser Powder Bed Fusion. In Proceedings of the Seventh International Conference on Optical and Photonic Engineering (icOPEN 2019), Phuket, Thailand, 16–20 July 2019; SPIE: Bellingham, WA, USA, 2019; Volume 11205, pp. 307–312.
46. Wang, Q.; Lin, X.; Duan, X.; Yan, R.; Fuh, J.Y.H.; Zhu, K. Gaussian Process Classification of Melt Pool Motion for Laser Powder Bed Fusion Process Monitoring. Mech. Syst. Signal Process. 2023, 198, 110440.
47. Zhang, Z.; Sahu, C.K.; Singh, S.K.; Rai, R.; Yang, Z.; Lu, Y. Machine Learning Based Prediction of Melt Pool Morphology in a Laser-Based Powder Bed Fusion Additive Manufacturing Process. Int. J. Prod. Res. 2024, 62, 1803–1817.
48. Liu, R.; Yang, H. Multimodal Probabilistic Modeling of Melt Pool Geometry Variations in Additive Manufacturing. Addit. Manuf. 2023, 61, 103375.
49. Ren, Z.; Gao, L.; Clark, S.J.; Fezzaa, K.; Shevchenko, P.; Choi, A.; Everhart, W.; Rollett, A.D.; Chen, L.; Sun, T. Machine Learning–Aided Real-Time Detection of Keyhole Pore Generation in Laser Powder Bed Fusion. Science 2023, 379, 89–94.
50. Poudel, A.; Yasin, M.S.; Ye, J.; Liu, J.; Vinel, A.; Shao, S.; Shamsaei, N. Feature-Based Volumetric Defect Classification in Metal Additive Manufacturing. Nat. Commun. 2022, 13, 6369.

# تاثیر زمان جوشکاری و فشار در اتصال فراصوتی آلومینیم به مس و بهینه سازی فرآیند با طراحی آزمایش (DoE)

**علی مجاورپور[۱]، توحید سعید[۲*]، فرید بشیرزاده[۳]**

[۱]دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند؛ a_mojaverpour404@sut.ac.ir

[۲*]عضو هیات علمی دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند؛ saeid@sut.ac.ir

[۳]دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند؛ f_bashirzadeh@sut.ac.ir

## چکیده

جوشکاری فراصوتی آلومینیم به مس کاربرد گسترده‌ای در صنعت خودروهای الکتریکی و باتری‌های لیتیم یونی پیدا کرده است. در این مطالعه، جوشکاری فراصوتی ورق‌های آلومینیم و مس به ضخامت ۰/۳ میلی‌متر در فشارهای جوشکاری ۳، ۴ و ۵ بار و زمان‌های جوشکاری ۰/۲۵، ۰/۵ و ۰/۷۵ ثانیه صورت گرفته است. برای بررسی خواص مکانیکی جوش، مطالعات درشت‌ساختاری، آزمون کششی-برشی و سختی‌سنجی صورت گرفته و طراحی آزمایش به شیوه پاسخ سطحی انجام گردید. در نتایج بدست آمده جهت جریان مواد در اثر تغییرشکل پلاستیک، از زیر قله‌های هرم‌های شیپوره و سندان به داخل دره‌ها مشخص شده و نواحی اتصال و عدم اتصال در فصل مشترک نشان داده شدند. از نواحی زیر قله‌ها، ضخامت موثر جوش محاسبه شد. نتایج همچنین نشان دادند که افزایش زمان و فشار جوشکاری تاثیر قابل توجهی در کاهش ضخامت موثر جوش داشت. تاثیر زمان جوشکاری بر افزایش درصد اتصال و نیروی کششی-برشی بیشینه از فشار بیش‌تر بود. تاثیر فشار جوشکاری در مقابل زمان جوشکاری بر درصد اتصال قابل صرف نظر کردن بود. همچنین افزایش زمان جوشکاری و فشار تاثیر نزدیک بهم در کاهش سختی آلومینیم در نزدیکی فصل مشترک اتصال داشتند. با توجه به روابط رگرسیون بدست آمده بین پارامترهای ذکر شده و خواص جوش، نتایج نشان دادند که در جوشکاری فراصوتی آلومینیم به مس، تاثیر زمان جوشکاری به مراتب بیش‌تر از تاثیر فشار است. بنابراین خواص جوش فراصوتی آلومینیم به مس را می‌توان با زمان جوشکاری بطور موثری کنترل کرد.

**کلمات کلیدی:** جوشکاری فراصوتی، طراحی آزمایش، پاسخ سطحی، اتصال آلومینیم به مس

## مقدمه

با وجود بهره‌گیری گسترده از جوشکاری فراصوتی (USW) در حوزه‌های علمی و صنعتی طی چند دهه گذشته، تحول اخیر صنعت خودروسازی در مسیر فناوری‌های دوستدار محیط‌زیست، موجب شده این روش اتصال حالت‌جامد بار دیگر در کانون توجه مطالعات پژوهشی قرار گیرد. افزایش چشمگیر استفاده از خودروهای الکتریکی و هیبریدی به‌منظور کاهش آلاینده‌های جوی و انطباق با الزامات قانونی و استانداردهای زیست‌محیطی در سطح ملی و بین‌المللی، نقش مهمی در احیای علاقه‌مندی به این فناوری ایفا کرده است [۱, ۲]. خودروهای هیبریدی الکتریکی (HEV) برای تأمین توان مورد نظر، از بسته‌های باتری لیتیم-یون متشکل از سلول‌های متعدد بهره می‌برند. در باتری این خودروها، استفاده از آلومینیم و مس به دلیل ویژگی‌های برجسته‌ای چون رسانایی بالای الکتریکی و حرارتی رایج و ضروری تلقی می‌شود. اتصال آلومینیم به مس در این باتری‌ها بدلیل پایداری آلومینیم در پتانسیل‌های الکتریکی بالا به عنوان کاتد و مس بدلیل پایداری در پتانسیل‌های پایین به عنوان آند استفاده می‌شود. اتصال حاصل باید از مقاومت کافی در برابر نیروهای ضربه‌ای و ارتعاشی برخوردار باشد تا عملکرد مطمئن در شرایط کاری تضمین شود. با این حال، جوشکاری ذوبی در اتصال این دسته از فلزات همواره با چالش‌هایی نظیر تفاوت دمای ذوب، تشکیل ترکیبات شکننده بین‌فلزی و حساسیت خواص مکانیکی مواجه بوده است. همچنین، این روش‌ها برای فلزاتی با رسانایی بالا و سطح بازتابنده، به‌ویژه در مواردی که ناحیه جوش وسیع مورد انتظار است، چندان مناسب نیستند. در این میان، روش‌های جوشکاری حالت‌جامد به‌عنوان راهکاری موثر مطرح شده‌اند، چرا که با حذف عیوب متالورژیکی

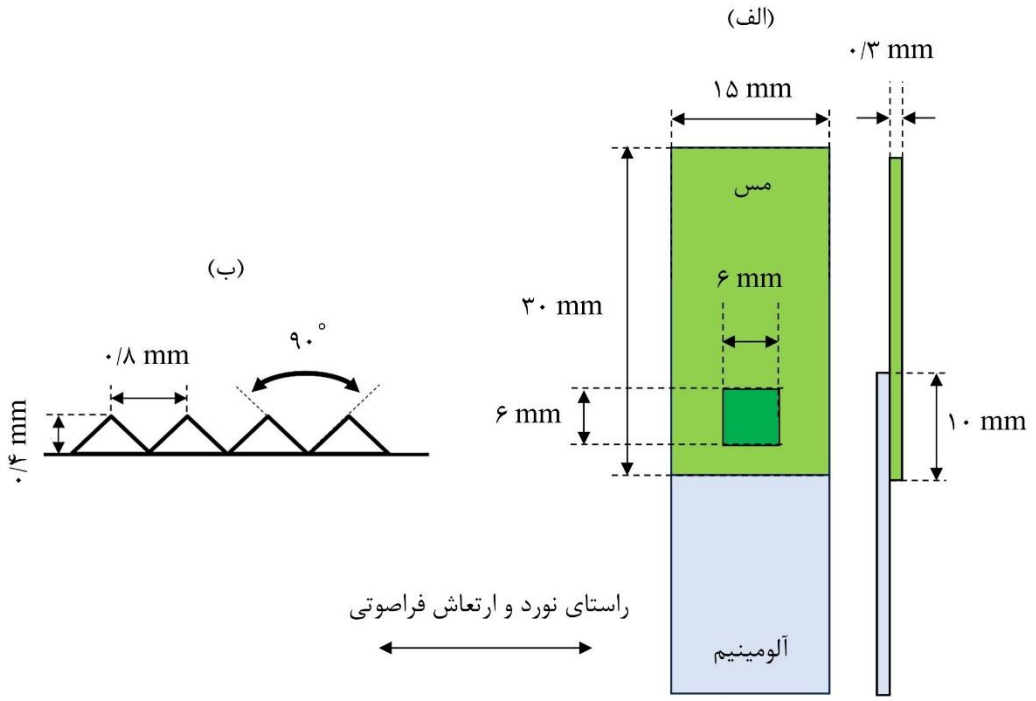
ناشی از واکنش‌های فاز مایع، از جمله تشکیل فازهای شکننده، ترکیبات بین‌فلزی و تخلخل‌ها، امکان دستیابی به اتصالاتی با کیفیت و دوام بالا را فراهم می‌سازند [۵-۲].

جوشکاری فراصوتی به عنوان یک روش نوین در زمینه اتصال فلزات بدون نیاز به ذوب و دمای بالا در مدت زمان سریع‌تر اتصال بین دو فلز را ایجاد می‌کند. اجزای تشکیل دهنده دستگاه جوشکاری فراصوتی، قسمت تامین انرژی (منبع تغذیه)، مبدل پیزوالکتریک جهت تبدیل انرژی الکتریکی به مکانیکی، تقویت کننده برای تشدید ارتعاش تولید شده و سیستم انتقال دهنده ارتعاش با فرکانس بالا به نمونه‌ها (شیپوره و سندان) است که وظیفه نگهداری نمونه‌ها تحت فشار را نیز دارد. در طول فرآیند جوشکاری، ورق‌های فلزی تحت فشار بین شیپوره و سندان نگه داشته شده و ارتعاشات اعمالی با ایجاد تغییرشکل پلاستیک و افزایش دما باعث تشکیل قفل‌های مکانیکی در فصل مشترک و ایجاد اتصال می‌شود [۲, ۸-۶]. یانگ و همکاران [۹] تاثیر انرژی جوشکاری را بررسی و بیان کردند که در انرژی‌های پایین جوشکاری، اتصال بصورت ناهمگن تشکیل شده و با افزایش انرژی جوشکاری تغییرشکل پلاستیک و میزان اتصال افزایش می‌یابد. همچنین اندازه متوسط دانه نیز بواسطه افزایش انرژی، افزایش پیدا می‌کند. در مطالعه‌ای دیگر، جیان لو و همکاران [۱۰] وقوع تبلورمجدد دینامیکی آلومینیم در نزدیکی فصل مشترک، تبدیل دانه‌های نوردی به هم محور و افزایش اندازه دانه را گزارش کردند. این پژوهشگران تغییر قابل توجهی در اندازه و شکل دانه‌های مس را مشاهده نکردند. مطالعات پیشین در زمینه تاریخچه دمایی جوش نشان دادند که با افزایش زمان جوشکاری بواسطه اصطکاک بیش‌تر در فصل مشترک، دمای بیشینه تجربه شده افزایش می‌یابد [۱۱-۱۳]. در مطالعات صورت گرفته، اثر افزودن لایه میانی و انرژی جوشکاری بر سختی جوش فراصوتی آلومینیم و مس بررسی شده و نشان دادند که با افزایش انرژی جوشکاری و افزودن لایه میانی، بواسطه افزایش اصطکاک و دما، سختی مواد کاهش می‌یابد. همچنین با نزدیک شدن به فصل مشترک اتصال افت سختی بیش‌تر می‌شود. همچنین تاثیر زمان جوشکاری بر سختی نیز بررسی شده و نشان دادند که افزایش زمان جوشکاری بنا به دلایل ذکر شده باعث کاهش سختی مواد می‌شود [۱۴, ۱۵]. بررسی تاثیر زمان جوشکاری بر درصد اتصال نشان داد که افزایش زمان جوشکاری باعث افزایش درصد اتصال می‌شوند. در نتیجه افزایش زمان جوشکاری و درصد اتصال باعث افزایش استحکام کششی-برشی جوش شدند [۱۲, ۱۳, ۱۵]. دنگ و همکاران [۱۶] تاثیر ضخامت لایه میانی نیکل را بر استحکام کششی جوش بررسی و بیان کردند که با افزایش ضخامت لایه میانی ابتدا استحکام کششی افزایش یافته سپس با افزایش بیش‌تر ضخامت لایه میانی نیکل، استحکام کششی کاهش می‌یابد. این محققان با بررسی ریزساختار فصل مشترک بیان کردند که در ضخامت پایین لایه میانی اتصال بهتری بواسطه تشکیل مناطق گردابی شکل که نوعی قفل مکانیکی است حاصل می‌گردد. در مطالعه حاضر تاثیر پارامترهای زمان جوشکاری و فشار بر درصد اتصال، ضخامت جوش و خواص مکانیکی شامل سختی و استحکام کششی-برشی جوش بررسی شده و تاثیر متقابل پارامترهای مذکور مورد مطالعه قرار خواهند گرفت. در نهایت با بکارگیری طراحی آزمایش (DoE) و روش پاسخ سطحی (RSM) رابطه‌ای بین خواص ذکر شده و پارامترهای زمان جوشکاری و فشار ارائه خواهد شد.

## موادوروش پژوهش

مواد استفاده شده در این پژوهش مس الکتریکی (خلوص> ۹۹/۹۵) و آلومینیم خالص سری ۱۰۰۰ (خلوص>۹۹/۹۵) است. مواد به ابعاد ۱۵ mm × ۳۰ mm و ضخامت ۰/۳ mm آماده‌سازی شدند (شکل ۱-الف). نمونه‌ها پس از چربی‌زدایی به روش فراصوتی در استون آماده جوشکاری شده و مس در بالای آلومینیم (در زیر شیپوره) قرار گرفت. پارامترهای جوشکاری، فشار ۳، ۴ و ۵ بار و زمان‌های جوشکاری ۰/۲۵، ۰/۵ و ۰/۷۵ ثانیه بودند. دستگاه جوشکاری مورد استفاده ساخت شرکت ساواتجارت زاگرس با توان ۳ kW، فرکانس ۲۰ kHz و دامنه ارتعاش ۴۰ µm بود. ابعاد نوک شیپوره ۶ mm × ۶ mm و الگوی سندان و شیپوره هرمی شکل با ارتفاع ۰/۴ mm و فاصله قله تا قله ۰/۸ mm انتخاب شدند (شکل ۱-ب). نمونه‌ها پس از جوشکاری جهت متالوگرافی بصورت طولی با وایرکات برش داده شدند. پس از مانت کردن، برای آماده سازی سطحی از سنباده‌های با عدد مش ۲۲۰ تا ۵۰۰۰ برای سنباده‌زنی و برای پولیش از خمیرالماسه‌های ۳ µm و ۱ µm استفاده شد. ذرات آلومینای ۳۰ nm برای پرداخت نهایی استفاده شدند. برای مطالعه درشت‌ساختار نمونه‌ها و محاسبه درصد

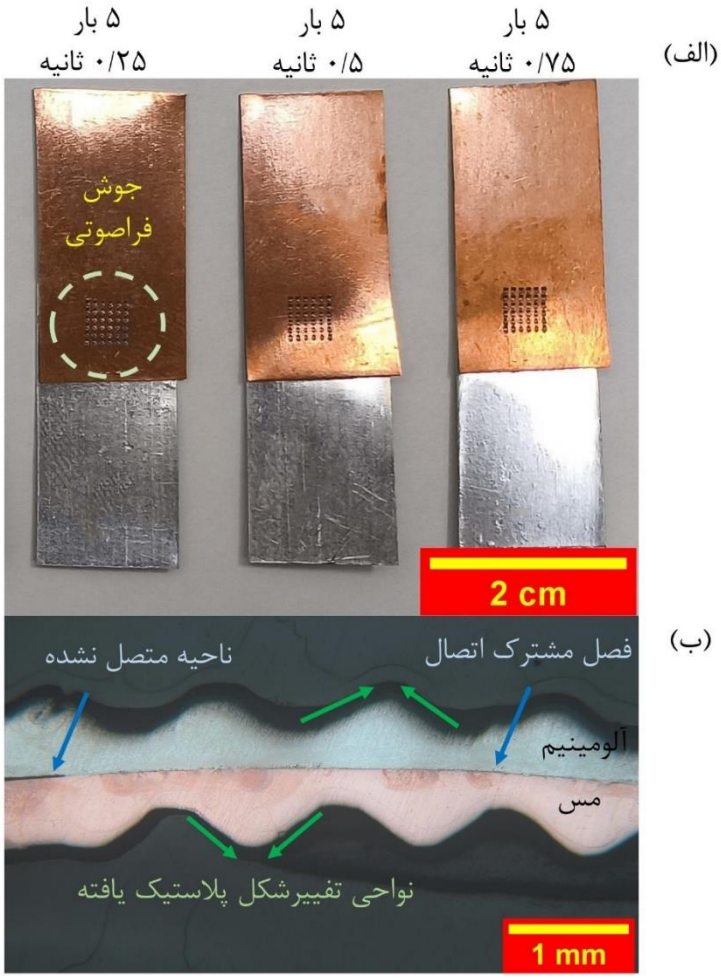
اتصال و ضخامت موثر جوش از میکروسکوپ نوری Olympus مدل PMG 3 استفاده شد. ضخامت موثر جوش، ضخامت مواد در زیر دندانه‌های هرمی شکل در نظر گرفته شده و درصد اتصال از نسبت نواحی اتصال یافته در طول فصل مشترک بر طول شیپوره محاسبه شد. آزمون کششی-برشی در دمای اتاق با نرخ کرنش $\frac{mm}{min}$ ۱ صورت گرفت. برای هر پارامتر جوشکاری ۳ نمونه با دستگاه کشش Zwick/Roell مدل Z010 تحت کشش قرار گرفتند. برای محاسبه سختی در طول ضخامت جوش از دستگاه Johoyd مدل HV-1000Z با نیروی اعمالی gf ۱۰ و زمان نگه‌داری s ۱۵ استفاده شد. در راستای تحلیل اثر پارامترهای جوشکاری بر ویژگی‌هایی نظیر ضخامت موثر جوش، درصد اتصال، نیروی کششی-برشی و سختی آلومینیم از روش طراحی آزمایش مبتنی بر پاسخ سطحی بهره گرفته شد. در مرحله نخست، تاثیر زمان جوشکاری تحت فشار ثابت bar ۴ مورد ارزیابی قرار گرفت. سپس، با ثابت نگه‌داشتن زمان جوشکاری در مقدار s ۰/۵، اثر تغییرات فشار بررسی شد. در ادامه، تعامل میان این دو پارامتر و تاثیر هم‌زمان آن‌ها بر خواص مذکور تحلیل گردید. برای اجرای این آزمایش‌ها، از نرم‌افزار طراحی آماری Minitab Statistical نسخه ۲۲.۲.۲ استفاده شد.




**شکل (۱)**- ابعاد الف) طرحواره نمونه‌های جوشکاری شده و ب) الگوی سندان و شیپوره.

## نتایج و بحث

شکل ۲-الف ظاهر اتصال فراصوتی نمونه‌های جوشکاری شده در فشار ۵ بار در زمان‌های مختلف جوشکاری را نشان می‌دهد. مطابق شکل، ناحیه جوش که محل تماس شیپوره با ورق مسی است محل تماس الگوی هرمی شکل شیپوره را نشان می‌دهد. برای بررسی درشت‌ساختار فصل مشترک اتصال، نمونه جوشکاری شده در فشار ۵ بار و زمان ۰/۷۵ ثانیه به عنوان نمونه انتخاب و در شکل ۲-ب نشان داده شده است. در این شکل اتصال ایجاد شده در فصل مشترک و ناحیه متصل نشده در گوشه مشخص شدند. همچنین پیکان‌ها در این شکل جهت جریان مواد را نشان می‌دهند. قابل ذکر است که در جوشکاری فراصوتی جریان مواد از ناحیه زیر قله هرم‌های شیپوره به داخل دره آن است [۱۵, ۱۷, ۱۸].

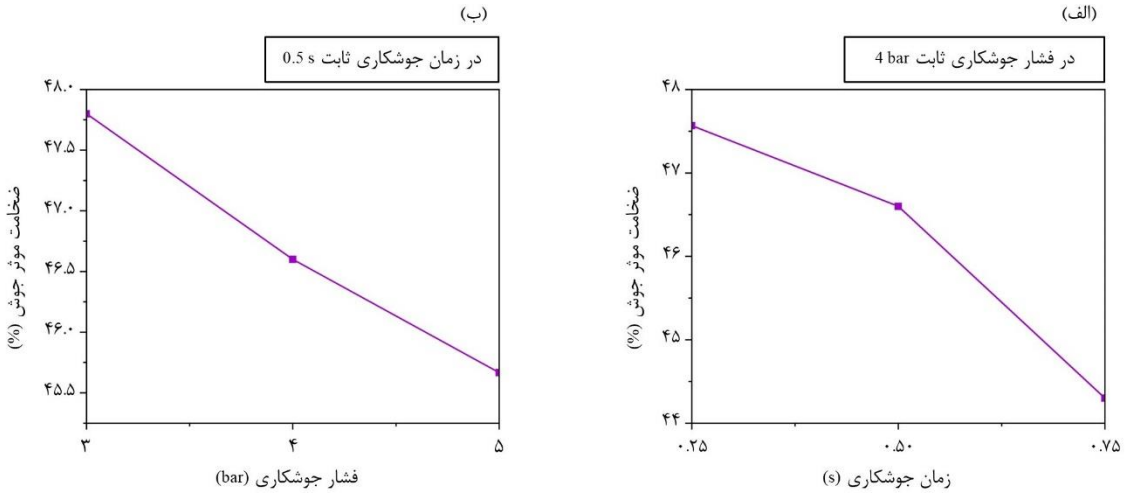



**شکل (۲)**-الف) شکل ظاهری نمونه‌های جوشکاری شده در فشار ۵ بار و زمان‌های مختلف جوشکاری و ب) درشت‌ساختار فصل مشترک اتصال ۵ بار ۰/۷۵ ثانیه.

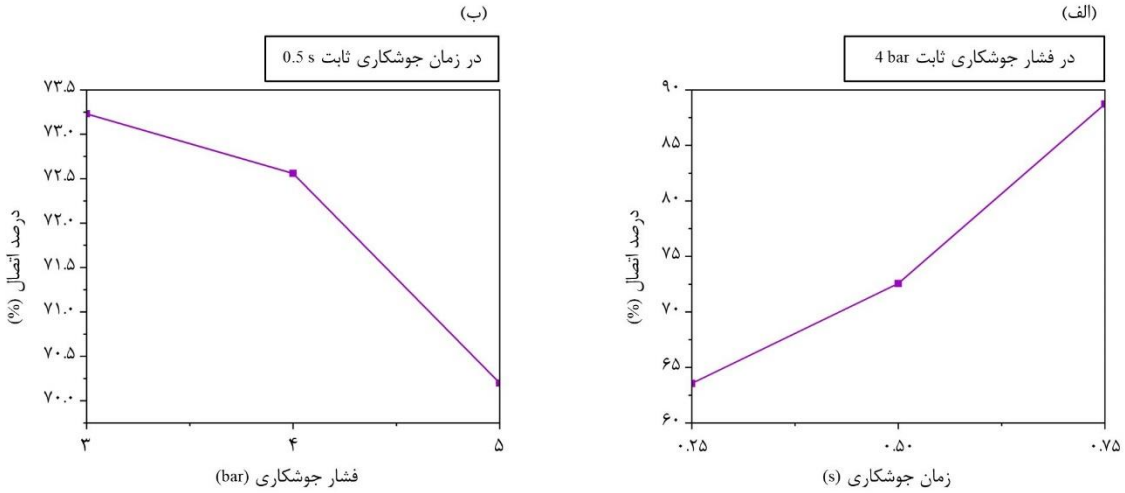
نمودارهای شکل ۳ و ۴ تاثیر جداگانه پارامترهای زمان جوشکاری و فشار بر ضخامت موثر جوش و درصد اتصال را ارائه می‌دهند. با توجه به شکل ۳ می‌توان مشاهده کرد که با افزایش هر دو زمان جوشکاری و فشار اعمالی ضخامت موثر جوش نزولی می‌شود. با افزایش زمان جوشکاری جریان مواد از زیر دندانه‌های شیپوره بیش‌تر شده و از طرف دیگر افزایش دما با افزایش زمان جوشکاری می‌تواند تغییرشکل پلاستیک را بیش‌تر کند. افزایش فشار نیز می‌تواند با افزایش اصطکاک در فصل مشترک و در نتیجه افزایش دمای فصل مشترک تغییرشکل پلاستیک را افزایش دهد. در شکل ۴ تاثیر زمان جوشکاری و فشار اعمالی بر درصد اتصال نشان داده شده است. نتایج نشان می‌دهد که با افزایش زمان جوشکاری درصد اتصال صعودی است. می‌توان اینگونه بیان کرد که افزایش زمان جوشکاری می‌تواند به‌واسطه افزایش قفل مکانیکی که یکی از مکانیزم‌های تشکیل جوش در فرآیند جوشکاری فراصوتی است درصد اتصال را افزایش دهد. دلیل کاهش درصد اتصال با افزایش فشار می‌تواند نواحی ناپیوسته تشکیل شده زیر ناحیه دندانه‌های شیپوره باشد. برای بررسی همزمان تاثیر زمان جوشکاری و فشار بر ضخامت جوش آنالیز پاسخ سطحی صورت گرفت. در جدول ۱، DF درجه آزادی، Adj SS مجموع مربعات تعدیل شده، Adj MS میانگین مربعات تعدیل شده، F Value نسبت میانگین مربعات بین گروه‌ها تقسیم بر میانگین مربعات درون گروه‌ها و P Value مقدار احتمال است. در این آنالیز متغیر A زمان جوشکاری، B فشار و E ضخامت جوش است. این جدول مقدار احتمال را برای هر دو پارامتر نشان می‌دهد که برای هر دو زیر مقدار ۰/۰۵ است (کم‌تر از ۰/۰۵ نشان‌دهنده معنی‌دار بودن آماری پارامتر

در مدل رگرسیون) پس بر پاسخ دریافتی تاثیر قابل توجهی دارد. این تاثیر در نمودار شکل ۵-الف نشان داده شده است. در نتیجه این آنالیز رابطه رگرسیون زیر بین ضخامت جوش، زمان جوشکاری و فشار به دست آمد:

$$E = 0.15949 - 0.02127\,A - 0.002483\,B$$ (رابطه ۱)




**شکل (۳)**- درصد ضخامت جوش نسبت به ضخامت اولیه ورق برحسب الف) زمان جوشکاری در فشار ثابت ۴ بار و ب) فشار در زمان جوشکاری ثابت ۰/۵ ثانیه.

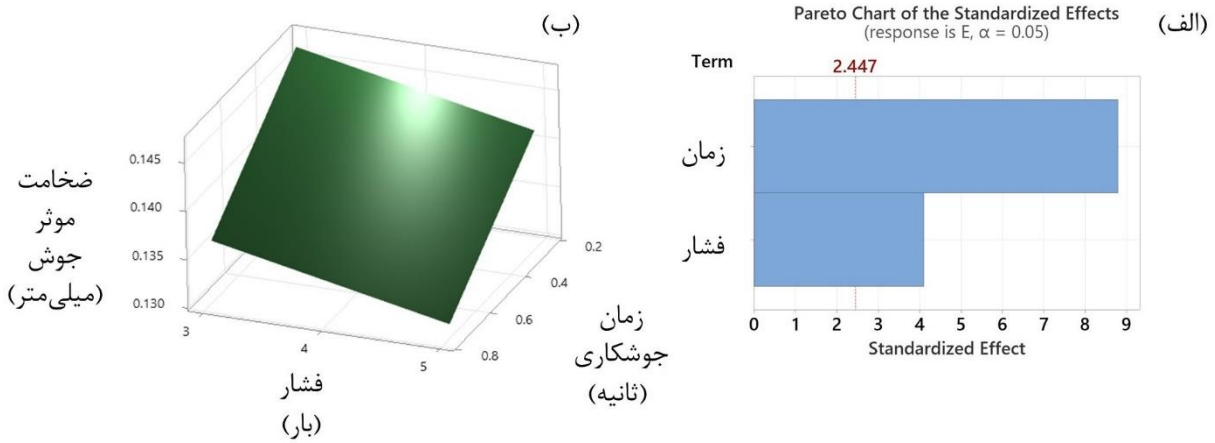



**شکل (۴)**- درصد اتصال برحسب الف) زمان جوشکاری در فشار ثابت ۴ بار و ب) فشار در زمان جوشکاری ثابت ۰/۵ ثانیه.

**جدول (۱)** پارامترهای آنالیز پاسخ سطحی برای ضخامت جوش.

| Source | DF | Adj SS | Adj MS | F-Value | P-Value |
|---|---|---|---|---|---|
| **Model** | 2 | 0.000207 | 0.000103 | 47.05 | 0 |
| **Linear** | 2 | 0.000207 | 0.000103 | 47.05 | 0 |
| **A** | 1 | 0.00017 | 0.00017 | 77.25 | 0 |
| **B** | 1 | 0.000037 | 0.000037 | 16.85 | 0.006 |
| **Error** | 6 | 0.000013 | 0.000002 | | |
| **Total** | 8 | 0.00022 | | | |

با توجه به رابطه ۱ و میزان تاثیر پارامترها در شکل ۵-الف می‌توان گفت که تاثیر زمان جوشکاری بر کاهش ضخامت جوش بیش‌تر از فشار است. سیلوا و توکیتا در کارهای خود تاثیر زمان جوشکاری، فشار و دامنه نوسان را بررسی کردند و بیان کردند که تاثیر زمان جوشکاری نسبت به فشار قابل توجه‌تر و بیش‌تر است [۲, ۱۳]. نمودار پاسخ سطحی برای این آنالیز رسم شد که در شکل ۵-ب نشان داده شده است. در این نمودار تاثیر همزمان زمان جوشکاری و فشار بر ضخامت موثر جوش نشان داده شده‌اند. می‌توان مشاهده کرد که بیش‌ترین ضخامت موثر جوش در فشار ۳ بار و زمان جوشکاری ۰/۲۵ ثانیه و کم‌ترین مقدار ضخامت موثر جوش در فشار ۵ بار و زمان جوشکاری ۰/۷۵ ثانیه به دست می‌آید.




**شکل (۵)**- الف) تاثیر پارامترهای جوشکاری در آنالیز و ب) نمودار پاسخ سطحی برای ضخامت جوش.

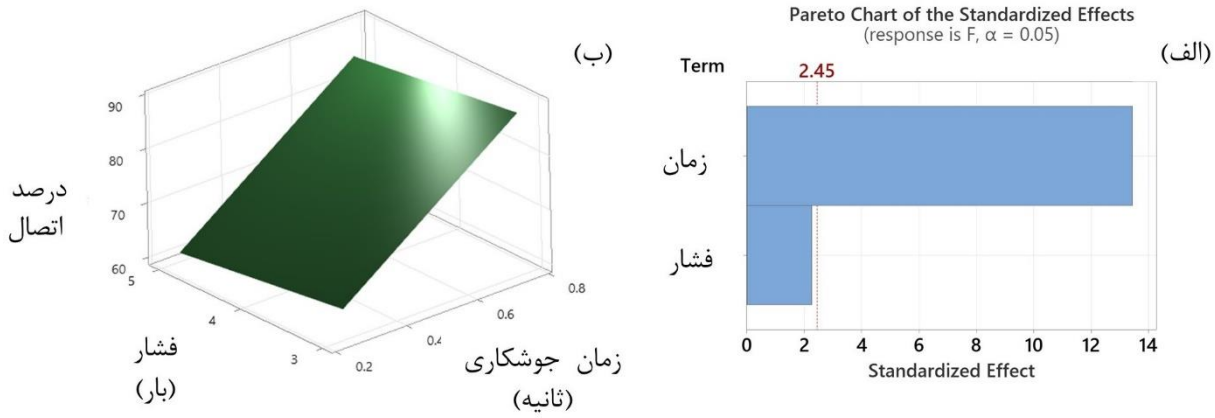
برای درصد اتصال نیز آنالیز پاسخ سطحی صورت گرفت که در جدول ۲ نشان داده شده است. در این آنالیز متغیر A زمان جوشکاری، B فشار و F درصد اتصال است. این جدول مقدار احتمال را برای هر دو پارامتر نشان می‌دهد که برای زمان جوشکاری زیر مقدار ۰/۰۵ اما برای فشار بالای این مقدار است. پس همان‌طور که ذکر شد، زمان جوشکاری چون مقدار احتمال زیر ۰/۰۵ دارد پس تاثیر قابل توجه‌تری بر پاسخ دریافتی دارد. این موضوع نشان می‌دهد که تاثیر زمان جوشکاری بر درصد اتصال غالب بوده و فشار تاثیر به مراتب کم‌تری دارد . این تاثیر در نمودار شکل ۶-الف نشان داده شده است. در نتیجه این آنالیز رابطه رگرسیون زیر بین درصد اتصال، زمان جوشکاری و فشار به دست آمد:

$$F = 58.32 + 48.38\,A - 2.035\,B$$ (رابطه ۲)

**جدول (۲)** پارامترهای آنالیز پاسخ سطحی برای درصد اتصال.

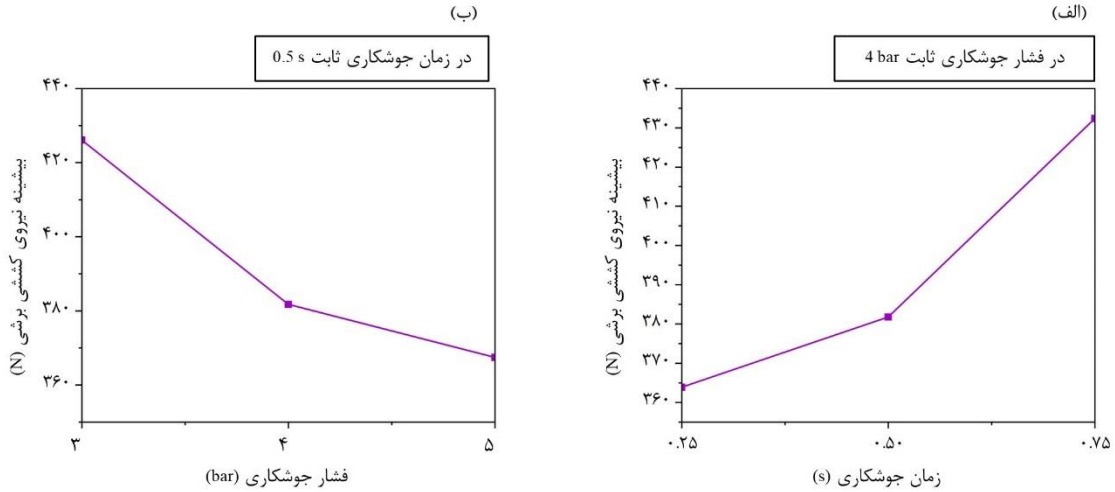
| Source | DF | Adj SS | Adj MS | F-Value | P-Value |
|---|---|---|---|---|---|
| **Model** | 2 | 902.58 | 451.291 | 92.72 | 0 |
| **Linear** | 2 | 902.58 | 451.291 | 92.72 | 0 |
| **A** | 1 | 877.73 | 877.734 | 180.34 | 0 |
| **B** | 1 | 24.85 | 24.847 | 5.11 | 0.065 |
| **Error** | 6 | 29.2 | 4.867 | | |
| **Total** | 8 | 931.78 | | | |

با در نظر گرفتن رابطه ۲ و میزان تاثیر پارامترها در شکل ۶-الف می‌توان نتیجه گرفت که تاثیر زمان جوشکاری از فشار بر درصد اتصال بیش‌تر است. نمودار پاسخ سطحی نیز برای این آنالیز رسم شد که در شکل ۶-ب نشان داده شده است. این نمودار تاثیر همزمان زمان جوشکاری و فشار بر درصد اتصال را نشان می‌دهد. در این نمودار می‌توان مشاهده کرد که بیش‌ترین درصد اتصال در فشار ۳ بار و زمان جوشکاری ۰/۷۵ ثانیه و کم‌ترین مقدار درصد اتصال در فشار ۵ بار و زمان جوشکاری ۰/۲۵ ثانیه به دست می‌آید.




**شکل (۶)**– الف) تاثیر پارامترهای جوشکاری در آنالیز و ب) نمودار پاسخ سطحی برای درصد اتصال.

شکل ۷-الف تاثیر پارامتر زمان جوشکاری را بر نیروی کششی بیشینه و قسمت ب تاثیر فشار بر نیروی کششی بیشینه را در زمان جوشکاری و فشار ثابت نشان می‌دهد. با افزایش زمان جوشکاری می‌توان مشاهده کرد که نیروی کششی به صورت پیوسته افزایش می‌یابد. با افزایش زمان جوشکاری به واسطه افزایش درصد اتصال (شکل ۴) نیروی کششی بیشینه افزایش می‌یابد. در شکل ۷-ب نیز تاثیر فشار بر نیروی کششی بیشینه نشان داده شده است. ملاحظه می‌شود که با افزایش فشار نیروی کششی بیشینه کاهش یافته و به یک مقدار کمینه می‌رسد. افزایش فشار از یک طرف باعث کاهش ضخامت جوش (شکل ۳) به‌واسطه تشدید تغییرشکل پلاستیک (افزایش اصطکاک در فصل مشترک و دمای فصل مشترک) و از طرفی دیگر باعث کاهش درصد اتصال (شکل ۴) می‌شود که دلیل کاهش نیروی بیشینه با افزایش فشار است. دلیل کاهش درصد اتصال با افزایش فشار می‌تواند به این موضوع مربوط باشد که با افزایش فشار و به‌واسطه افزایش جریان مواد نواحی عدم اتصال زیر قله‌ها بیش‌تر می‌شوند.




**شکل (۷)**– نیروی کششی بیشینه برحسب الف) زمان جوشکاری در فشار ثابت ۴ بار و ب) فشار در زمان جوشکاری ثابت ۰/۵ ثانیه.

برای بررسی همزمان تاثیر زمان جوشکاری و فشار آنالیز پاسخ سطحی صورت گرفت که در جدول ۳ ارائه شده است. در این آنالیز متغیر A زمان جوشکاری، B فشار و C نیروی بیشینه کششی است. این جدول مقدار احتمال را برای هر دو پارامتر نشان می‌دهد که برای هر

دو زیر مقدار ۰/۰۵ است پس بر پاسخ دریافتی تاثیر قابل توجهی دارد. این تاثیر در نمودار شکل ۸-الف نشان داده شده است. در نتیجه این آنالیز رابطه رگرسیون زیر بین نیروی کششی بیشینه، زمان جوشکاری و فشار به دست آمد:

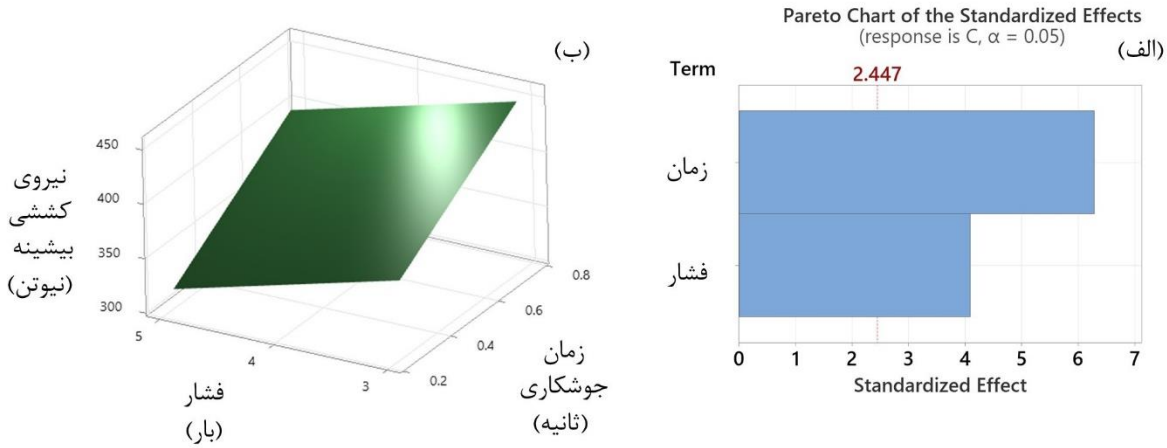
$$C= 409.7 + 167.1\ A - 27.22\ B$$ (رابطه ۳)

**جدول (۳)** پارامترهای آنالیز پاسخ سطحی برای نیروی کششی بیشینه.

| Source | DF | Adj SS | Adj MS | F-Value | P-Value |
|---|---|---|---|---|---|
| **Model** | 2 | 14914 | 7456.8 | 28.08 | 0.001 |
| **Linear** | 2 | 14914 | 7456.8 | 28.08 | 0.001 |
| **A** | 1 | 10467 | 10466.7 | 39.41 | 0.001 |
| **B** | 1 | 4447 | 4446.9 | 16.75 | 0.006 |
| **Error** | 6 | 1593 | 265.6 | | |
| **Total** | 8 | 16507 | | | |

با توجه به رابطه ۳ و میزان تاثیر پارامترها در شکل ۸-الف می‌توان بیان کرد که زمان جوشکاری نسبت به فشار اعمالی تاثیر بیش‌تری بر نیروی کششی بیشینه دارد. این موضوع را یوسفی و همکاران نیز در کار خود نشان داده و با بررسی تاثیر هر سه عامل زمان جوشکاری، دامنه نوسان و فشار اعمالی بیان کردند که زمان جوشکاری تاثیر بیش‌تری را بر خواص مکانیکی اتصال فراصوتی آلومینیم به مس دارد [۱۵]. در ادامه نمودار پاسخ سطحی برای این آنالیز به دست آمد که در شکل ۸-ب نشان داده شده است. این نمودار تاثیر همزمان زمان جوشکاری و فشار بر نیروی کششی بیشینه را نشان می‌دهد. این نمودار نشان دهنده برهمکنش این دو پارامتر است. می‌توان مشاهده کرد که بیش‌ترین مقدار نیروی کششی در فشار ۳ بار و زمان جوشکاری ۰/۷۵ ثانیه و کم‌ترین مقدار نیروی کششی در فشار ۵ بار و زمان جوشکاری ۰/۲۵ ثانیه به دست می‌آید.

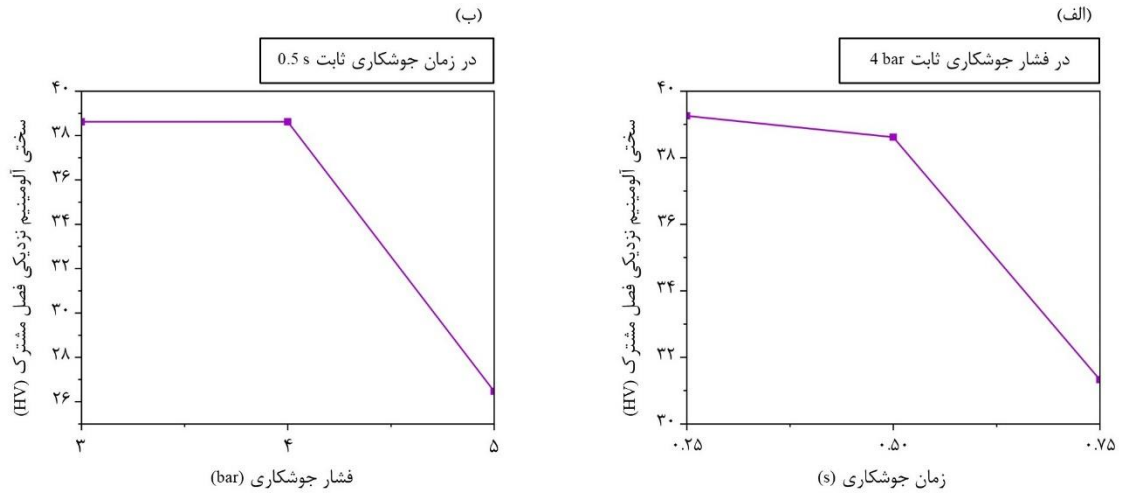
برای بررسی تاثیر زمان جوشکاری و فشار بر سختی آلومینیم نمودارهای شکل ۹ رسم شدند. همان‌طور که در قسمت الف شکل قابل مشاهده است افزایش زمان جوشکاری باعث کاهش سختی آلومینیم شده است. نرم شدن آلومینیم در اثر افزایش دما دلیل این افت سختی است. در قسمت ب شکل نیز مشاهده می‌شود که افزایش فشار باعث کاهش سختی آلومینیم شده است. با افزایش فشار نیز بیش‌تر شدن اصطکاک در فصل مشترک می‌تواند باعث افزایش دمای ناشی از ارتعاش در فصل مشترک شود و سختی را کاهش دهد.




**شکل (۸)**- الف) تاثیر پارامترهای جوشکاری در آنالیز و ب) نمودار پاسخ سطحی برای نیروی کششی بیشینه.

تاثیر همزمان زمان جوشکاری و فشار با آنالیز پاسخ سطحی صورت گرفته بررسی شد که در جدول ۴ نشان داده شده است. در این آنالیز متغیر A زمان جوشکاری، B فشار و D سختی آلومینیم است. این جدول مقدار احتمال را برای هر دو پارامتر نشان می‌دهد که برای هر دو پارامتر زیر مقدار ۰/۰۵ است پس بر پاسخ دریافتی تاثیر بسزایی دارد. این تاثیر در نمودار شکل ۱۰-الف نشان داده شده است. در نتیجه این آنالیز رابطه رگرسیون زیر بین سختی آلومینیم، زمان جوشکاری و فشار به دست آمد:

$$D = 71.29 - 24.38\,A - 6.77\,B$$ (رابطه ۴)

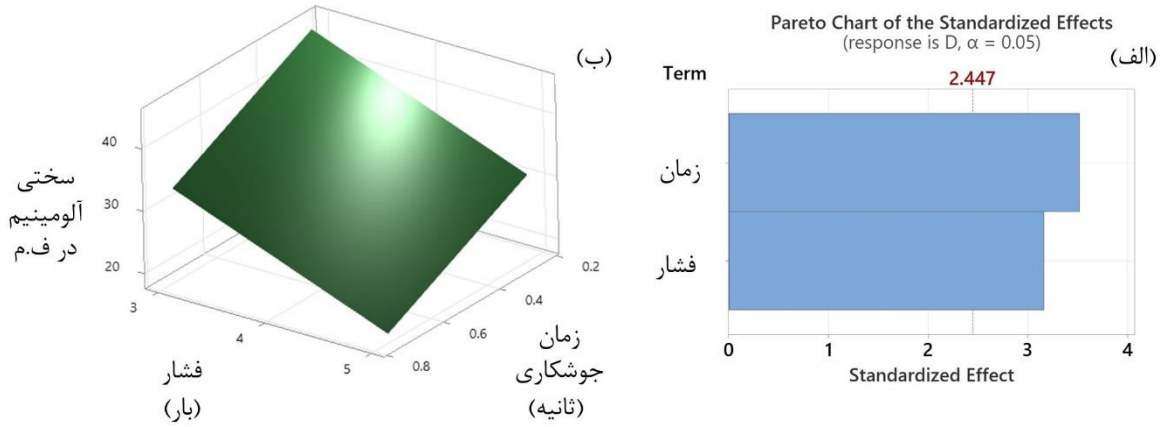



**شکل (۹)**- سختی آلومینیم برحسب الف) زمان جوشکاری در فشار ثابت ۴ بار و ب) فشار در زمان جوشکاری ثابت ۰/۵ ثانیه.

**جدول (۴)** پارامترهای آنالیز پاسخ سطحی برای سختی آلومینیم.

| Source | DF | Adj SS | Adj MS | F-Value | P-Value |
|---|---|---|---|---|---|
| **Model** | 2 | 498.3 | 249.15 | 11.18 | 0.009 |
| **Linear** | 2 | 498.3 | 249.15 | 11.18 | 0.009 |
| **A** | 1 | 222.9 | 222.89 | 10 | 0.02 |
| **B** | 1 | 275.4 | 275.4 | 12.36 | 0.013 |
| **Error** | 6 | 133.7 | 22.29 | | |
| **Total** | 8 | 632 | | | |

رابطه ۴ و میزان تاثیر پارامترها که در شکل ۱۰-الف نشان داده شده‌اند بیانگر این است که تاثیر فشار و زمان جوشکاری بر سختی آلومینیم تقریباً نزدیک هم است. به عبارتی دیگر می‌تواند اثر همزمان زمان جوشکاری و فشار باعث افزایش دمای فصل مشترک و نرم شدن آلومینیم شود که دلیل آن ذکر شد. نمودار پاسخ سطحی برای این آنالیز رسم شد که در شکل ۱۰-ب نشان داده شده است. این نمودار تاثیر همزمان زمان جوشکاری و فشار بر سختی آلومینیم را نشان می‌دهد. این نمودار نشان دهنده آن است که بیش‌ترین سختی در فشار ۳ بار و زمان جوشکاری ۰/۲۵ ثانیه و کم‌ترین مقدار سختی در فشار ۵ بار و زمان جوشکاری ۰/۷۵ ثانیه به دست می‌آید. در فشار ۵ بار افت شدید سختی مشاهده می‌شود که برای اتصال موضوع نامطلوبی است. پس افزایش بی‌رویه فشار جوشکاری می‌تواند باعث افت خواص مکانیکی بخصوص در ماده با سختی کم‌تر مثل آلومینیم شود. در این بخش سختی آلومینیم بررسی شد چون آلومینیم نسبت به مس بیش‌تر تحت تاثیر پارامترهای جوشکاری قرار داشت. با توجه به نتایج بدست آمده در جوشکاری فراصوتی آلومینیم به مس تاثیر زمان جوشکاری بیش‌تر از فشار بوده بنابراین به طور موثری خواص جوش فراصوتی را می‌توان با زمان جوشکاری کنترل کرد.




**شکل (۱۰)** – الف) تاثیر پارامترهای جوشکاری در آنالیز و ب) نمودار پاسخ سطحی برای سختی آلومینیم در فصل مشترک.

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

در این مطالعه جوشکاری فراصوتی آلومینیم و مس در فشارها و زمان‌های مختلف جوشکاری انجام شده و تاثیر هریک از این پارامترها بر خواص جوش بررسی شدند. از جمله خواص بررسی شده: ضخامت جوش، درصد اتصال، نیروی کششی برشی و سختی است. درنهایت طراحی آزمایش با روش پاسخ سطحی صورت گرفته و یافته‌ها در ذیل خلاصه می‌گردند:

۱. با افزایش زمان جوشکاری و فشار، ضخامت جوش بواسطه تغییرشکل پلاستیک بیش‌تر کاهش یافت. هر دو پارامتر زمان جوشکاری و فشار تاثیر بسزایی بر کاهش ضخامت موثر داشتند اما تاثیر زمان جوشکاری به مراتب بیش‌تر بود. افزایش زمان جوشکاری باعث افزایش درصد اتصال و افزایش فشار باعث کاهش درصد اتصال شد. تاثیر زمان جوشکاری بر افزایش درصد اتصال قابل توجه بود.

۲. افزایش زمان جوشکاری موجب افزایش نیروی کششی برشی شده و افزایش فشار موجب کاهش آن شد. زمان جوشکاری و فشار تاثیر زیادی بر تغییر نیروی کششی برشی داشتند اما زمان جوشکاری تاثیر بیش‌تری داشت. از طرفی زمان جوشکاری و فشار تاثیر نزدیک به هم در کاهش سختی آلومینیم داشتند.

۳. زمان جوشکاری نسبت به فشار تاثیر قابل توجه‌تری در تغییرات خواص جوش فراصوتی دارد که در روابط به دست آمده بین پارامترهای ذکر شده و خواص نیز دیده می‌شود. بنابراین خواص جوش فراصوتی را می‌توان بطور موثری با زمان جوشکاری کنترل کرد.

## مراجع

1. Faria, R., et al., A sustainability assessment of electric vehicles as a personal mobility system. *Energy Conversion and Management*, 2012. **61**: p. 19-30.
2. Silva, R.G.N., et al., Development and evaluation of the ultrasonic welding process for copper-aluminium dissimilar welding. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2022. **6**(1): p. 6.
3. Das, A., et al., Comparison of tab-to-busbar ultrasonic joints for electric vehicle Li-ion battery applications. *World Electric Vehicle Journal*, 2019. **10**(3): p. 55.

4. de Leon, M., H.-S. Shin, and S.H. Lee, Electro-thermo-mechanical performance evaluation of ultrasonic welded Al and Cu tab-to-busbar interconnects in Li-ion battery. *Journal of Energy Storage*, 2024. **100**: p. 113761.
5. Satpathy, M.P., K.D. Mohapatra, and S.K. Sahoo, Ultrasonic spot welding of Al–Cu dissimilar metals: a study on parametric influence and thermo-mechanical simulation. *International Journal of Modelling and Simulation*, 2018. **38**(2): p. 83-95.
6. Li, J., J. Zillner, and F. Balle, In-depth evaluation of ultrasonically welded Al/Cu joint: Plastic deformation, microstructural evolution, and correlation with mechanical properties. *Materials*, 2023. **16**(8): p. 3033.
7. Samir, S., et al., Optimization of process parameters of ultrasonic metal welding for multi layers foil of AL8011 material. *Welding International*, 2023. **37**(3): p. 119-127.
8. Yusefi, A., et al., Investigation of Process Parameters on the Mechanical Strength in Ultrasonic Metal Welding of Aluminum to Copper Dissimilar Joints. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2024. **77**(11): p. 3707-3718.
9. Yang, J., B. Cao, and Q. Lu, The effect of welding energy on the microstructural and mechanical properties of ultrasonic-welded copper joints. *Materials*, 2017. **10**(2): p. 193.
10. Liu, J., B. Cao, and J. Yang, Texture and intermetallic compounds of the Cu/Al dissimilar joints by high power ultrasonic welding. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022. **76**: p. 34-45.
11. Das, S., et al., Strengthening Al-Cu ultrasonic spot welds using Ni interlayer for superior joint performance. *Materials and Manufacturing Processes*, 2025. **40**(8): p. 1133-1142.
12. Fujii, H., et al., Interfacial microstructure evolution and weld formation during ultrasonic welding of Al alloy to Cu. *Materials Characterization*, 2018. **139**: p. 233-240.
13. Tokita, S., C.Y. Liu, and Y.S. Sato, Effects of material combination for ultrasonic spot welding on microstructure and strength of Al/Al, Al/Cu, and Al/Ni dissimilar joints. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023. **26**: p. 7619-7633.
14. Ni, Z., et al., Joint formation in ultrasonic spot welding of aluminum to copper and the effect of particle interlayer. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020. **50**: p. 57-67.
15. Yusefi, A., et al., Microstructure evolution and mechanical properties analysis in dissimilar ultrasonic metal welding of aluminum to copper. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024. **30**: p. 2922-2935.
16. Deng, J., et al., Forming quality and failure behaviors of Al/Cu ultrasonic welding joints with additional Ni, Zn, and Mg interlayers. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2025. **34**(11): p. 9516-9532.
17. Ni, Z., et al., A review on ultrasonic spot welding of copper alloys. *Materials Science and Technology*, 2020. **36**(3): p. 264-283.
18. Singh, A.R., et al., Process optimization and characterization of ultra-thin dissimilar sheet material joints for battery applications using ultrasonic welding. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022. **31**(5): p. 4133-4149.

# بررسی اثر فاصله توقف و مقدار بار انفجاری بر فصل مشترک و خواص مکانیکی اتصال غیرهمجنس فسفر برنز و فولاد St37 با استفاده از فرایند جوشکاری انفجاری

**ابراهیم محمدی*[۱]، سید علی اصغر اکبری موسوی[۲]**

[۱*]دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده متالورژی و مواد دانشکدگان فنی، دانشگاه تهران؛ e.mh745@gmail.com

[۲]دانشیار، دانشکده متالورژی و مواد دانشکدگان فنی، دانشگاه تهران ؛ akbarimusavi@ut.ac.ir

**چکیده**

در این پژوهش به بررسی متالورژیکی فصل مشترک حاصل از جوشکاری انفجاری فسفر برنز ۸-۹۲ به فولاد ساده کربنی St۳۷ پرداخته شد. اثر متغیرهای جوشکاری انفجاری نظیر مقدار بار انفجاری و فاصله توقف بر شکل فصل مشترک، ریزساختار و استحکام برشی مورد بررسی قرار گرفت. به منظور بررسی تاثیرات این دو متغیر، صفحات با فواصل توقف ۲ و ۳ میلی‌متر و ضخامت بارهای انفجاری ۳۵، ۴۰ و ۴۵ میلی‌متر جوشکاری شدند. نتایج نشان داد که با افزایش فاصله توقف و مقدار بار انفجاری، سرعت و زاویه برخورد افزایش یافت و این پدیده منجر به تبدیل فصل مشترک از حالت صاف به موجی شده و مناطق ذوب و جدا شده حاصل گشت. نتایج به دست آمده از تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) نشان داد که با افزایش فاصله توقف و مقدار بار انفجاری و به تبع آن افزایش سرعت برخورد، طول و ارتفاع امواج ایجاد شده در فصل مشترک افزایش یافت. آنالیز طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) نشان داد که هیچ ترکیب بین فلزی در فصل مشترک اتصال حاصل نشد که نشانگر اتصالی با کیفیت مطلوب و عاری از ترکیبات ترد و مضر است. همچنین نتایج حاصل از آزمون ریزسختی سنجی بیان کرد که به دلیل تغییر شکل پلاستیک و کارسختی ایجاد شده حاصل از برخورد شدید صفحات پایه و پرنده، سختی در اطراف فصل مشترک اتصال تا ۲۵ درصد افزایش یافت. با انجام آزمون استحکام برشی مشخص شد که در تمام نمونه‌ها، شکست در لایه برنزی اتفاق افتاده و هیچ شکستی به دلیل جدایش نمونه‌ها از فصل مشترک رخ نداد.

**کلمات کلیدی:** جوشکاری انفجاری; فاصله توقف; مقدار بار انفجاری; فصل مشترک; صفحه پرنده

## مقدمه

جوشکاری انفجاری، یک فرایند جوشکاری حالت جامد است که در اثر برخورد مورب و با سرعت بالای دو صفحه فلزی به یکدیگر و با استفاده از انرژی مواد منفجره انجام می‌شود. جوشکاری انفجاری عمدتاً برای تولید فلزات چند لایه به شکل ورق یا لوله به منظور بهبود خواص خوردگی و یا مقاومت به سایش و هدایت حرارتی مورد استفاده قرار می‌گیرد [۱].

برای اینکه یک جوشکاری انفجاری بی‌نقص و کامل اجرا شود، مهم است که تمام متغیرها و عوامل مؤثر در فرآیند جوشکاری رعایت شود. به دلیل قابلیت روش جوشکاری انفجاری در اتصال‌دهی فلزات غیرهمجنس، تحقیقات بر روی اتصالات غیرهمجنس فلزات و آلیاژها نظیر اتصال‌دهی مس – آلومینیوم، مس – تیتانیوم، مس – فولاد زنگ نزن و تیتانیوم – فولاد زنگ نزن صورت پذیرفته و ملاحظه شده است که متغیرهای جوشکاری نظیر فاصله توقف (فاصله اولیه ورق‌ها در هنگام آزمون) و بار انفجاری (نسبت وزن ماده انفجاری به وزن صفحه پرنده) تأثیر مستقیمی بر مورفولوژی فصل‌مشترک و استحکام باند اتصال داشته و خواص مکانیکی فصل مشترک تابع شکل و خواص فصل مشترک گزارش شده است [۲-۴].

دورگوتلو[1] و همکاران [۵] به بررسی اثر فاصله توقف بر ویژگی‌های فصل مشترک اتصال مس و فولاد زنگ‌نزن پرداختند. نتایج تحقیقات آنها بیان می‌کند که با افزایش فاصله توقف، فصل مشترک از حالت صاف به حالت موجی شکل تبدیل شده، طول موج و دامنه آن افزایش می‌یابد. همچنین سختی فصل مشترک اتصال با افزایش فاصله توقف افزایش یافت. سختی فصل مشترک به دلیل تغییر شکل در هنگام انفجار و برخورد، از هر دو فلز پایه و پرنده، بیشتر به دست آمد.

در تحقیقی دیگر، خانزاده قره شیران و همکاران [۶] به بررسی تأثیر فاصله توقف و ضخامت ماده منفجره بر خواص اتصال انفجاری مس – فولاد زنگ نزن ۳۰۴ پرداختند. بیشینه سختی در مجاورت فصل مشترک نمونه با فاصله توقف ۳ میلی‌متر و ضخامت ماده منفجره ۷۹ میلی‌متر حاصل شد که این افزایش سختی به دلیل افزایش سرعت حرکت صفحه پرنده و تغییر شکل پلاستیکی شدید در فصل مشترک اتصال، کشیدگی دانه‌ها و ریزشدن دانه‌ها در اثر تبلور مجدد دینامیکی ایجاد شده است. نتایج این پژوهش نشان داد که در فاصله توقف یکسان با افزایش ضخامت ماده منفجره و در ضخامت ماده منفجره یکسان با افزایش فاصله توقف، به دلیل افزایش سرعت و انرژی جنبشی برخورد، کارسختی بیشتری در فصل مشترک ایجاد شده و استحکام افزایش می‌یابد. با افزایش فاصله توقف و ضخامت ماده منفجره، گردابه‌ای شدن امواج به همراه تشکیل مناطق ذوب موضعی در فصل مشترک رخ داد که ترکیب این مناطق مخلوطی از عناصر صفحات پایه و پرنده فولادی و مسی بود.

مندز[2] و همکاران [۷] نشان دادند که ابعاد دامنه و طول موج فصل مشترک برای هر نوع عامل انفجاری تابعی از سرعت ضربه است. طول موج و دامنه بسیار بیشتر از هر متغیر فرآیند دیگری تحت تأثیر نوع و مقدار ماده منفجره هستند.

لیو و همکاران [۸] اتصال انفجاری مس به فولاد زنگ نزن آستنیتی نیتروژن بالا را بررسی کردند. آنها دریافتند که با افزایش نسبت انفجاری از ۰,۹ به ۱,۶ فصل مشترک از حالت مسطح به موجی شکل تبدیل می‌شود و دامنه و طول موج فصل مشترک با افزایش مقدار بار انفجاری افزایش می‌یابد. همچنین مشاهده شد که مس در گردابه‌ها ذوب شده و ذرات پراکنده فولاد در فصل مشترک به درون مس وارد می‌شوند.

اکبری موسوی و یونسی [۹] اتصال فولاد St۱۴ به برنج Ms۹۰ را مورد بررسی قرار دادند. تحقیقات آنها نشان داد که با افزایش بار انفجاری، فصل مشترک اتصال از حالت تخت به موجی تغییر شکل یافته و همچنین دانه‌های نزدیک به فصل مشترک در جهت انفجار در دو سمت اتصال کشیده می‌شوند.

این پژوهش به بررسی تاثیر فاصله توقف و مقدار بار انفجاری بر مورفولوژی، ریزساختار و خواص مکانیکی نظیر سختی و استحکام برشی فصل مشترک اتصال انفجاری فسفر برنز به فولاد ساده کربنی St۳۷ می‌پردازد که تا کنون در این خصوص تحقیقی صورت نگرفته است.

## مواد و روش پژوهش

ورق فسفر برنز ۸-۹۲ به ترتیب با طول و عرض ۸۰۰ mm و ۳۰۰ mm، به عنوان صفحه پرنده و ورق فولاد St۳۷ به عنوان صفحه پایه انتخاب شدند. ضخامت صفحه پایه ۴ mm و صفحه پرنده ۲ mm در نظر گرفته شد. ترکیب شیمیایی صفحات پایه و پرنده که با استفاده از روش XRF آنالیز شده، در جدول۱ و خواص فیزیکی و مکانیکی آنها در جدول۲ نشان داده شده است.

**جدول (۱)**- ترکیب شیمیایی صفحه پایه (فولاد St52)

| آلیاژ | درصد وزنی (wt. %) | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| فولاد | کربن | سیلیسیم | منگنز | فسفر | گوگرد | کروم | وانادیوم | آهن |
| St۳۷ | ۰,۱۳۵ | ۰,۰۱ | ۰,۸۶ | ۰,۰۱۴ | ۰,۰۱۱ | ۰,۰۲ | ۰,۰۶ | باقی مانده |

[1] Durghotlo
[2] Mendes

| فسفر برنز ۸-۹۲ | روی | سیلسیم | فسفر | آهن | نیکل | سرب | قلع | مس |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | ۰,۰۲۶۵ | ۰,۰۰۰۳ | ۰,۱۶۵ | ۰,۰۱۳۳ | ۰,۰۶۰۶ | ۰,۰۰۲ | ۷,۷۸ | باقی مانده |

**جدول (۲)** – خواص فیزیکی و مکانیکی صفحات پایه و پرنده

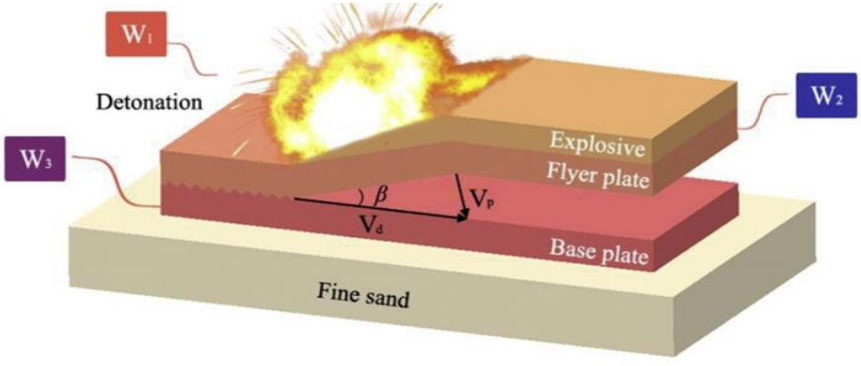
| آلیاژ | چگالی ($kg/m^3$) | مدول یانگ (Gpa) | مدول برشی (Gpa) | ضریب پواسون | نقطه ذوب (°C) | استحکام کششی نهایی (MPa) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| فولاد St۳۷ | ۷۸۵۰ | ۲۱۰ | ۸۰ | ۰,۳ | ۱۵۰۰ | ۵۱۰ |
| فسفر برنز ۸-۹۲ | ۸۸۰۰ | ۱۱۰ | ۴۴ | ۰,۳۴ | ۹۷۰ | ۲۴۰ |

ماده منفجره استفاده شده، ترکیبی از دو ماده منفجره نیترات آمونیوم و پرلیت بود. برای اندازه‌گیری سرعت انفجار، از دو حسگر الکترونیکی که درون محفظه‌ای چوبی با فاصله مشخص قرار گرفته بودند استفاده شد. با اندازه‌گیری اختلاف زمان بین ارسال دو قله مربوط به حسگرها و معلوم بودن فاصله طولی بین دو حسگر، سرعت انفجار محاسبه شد. جدول۳ مشخصات آزمایش‌های انجام شده را به تفکیک نشان می‌دهد.

**جدول (۳)**– مشخصات آزمایش‌های انجام شده

| شماره نمونه | ترکیب مواد منفجره (درصد) | سرعت انفجاری D(m/s) | چگالی مواد منفجره ($Kg/m^3$) | فاصله توقف S (mm) | نسبت بارگذاری انفجاری (R) | ضخامت مواد منفجره (mm) | سرعت برخورد (m/s) | زاویه برخورد (درجه) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ۱ | نیترات آمونیوم + پرلیت | ۴۲۰۰ | ۷۰۰ | ۲ | ۱,۶ | ۴۰ | ۳۴۵ | ۸,۲۵ |
| ۲ | نیترات آمونیوم + پرلیت | ۴۲۰۰ | ۷۰۰ | ۲ | ۱,۸ | ۴۵ | ۴۷۱ | ۹,۶ |
| ۳ | نیترات آمونیوم + پرلیت | ۴۲۰۰ | ۷۰۰ | ۳ | ۱,۴ | ۳۵ | ۶۹۳ | ۱۱,۷ |
| ۴ | نیترات آمونیوم + پرلیت | ۸۲۰۰ | ۷۰۰ | ۳ | ۱,۶ | ۴۰ | ۸۱۳ | ۱۳,۴ |

برای انجام آزمایش‌ها از چینش موازی استفاده شد. صفحه فولادی به عنوان صفحه ساکن در پایین و روی بستر شنی قرار گرفت. صفحه پرنده برنزی با فاصله مشخص و موازی با صفحه ساکن قرار داده شد و مواد منفجره پس از آماده سازی و توزین داخل جعبه چوبی قرار گرفته و به طور کامل محصور گردید. شکل۱ به طور شماتیک نحوه قرارگیری صفحات و تنظیم اولیه آزمایش جوش انفجاری را نشان می‌دهد.




**شکل (۱)**– نحوه قرارگیری صفحات و تنظیم اولیه جوشکاری انفجاری [۱۰]

جهت انجام آزمون متالوگرافی از میکروسکوپ نوری مدل Cambridge S360 استفاده شد. هر یک از نمونه‌ها در وجه عمود بر جهت انفجار سنباده‌زنی و سپس توسط محلول آلومینا و خمیر الماسه پولیش شدند. عملیات حکاکی به وسیله محلول نایتال ۲٪ انجام شد. حکاکی تا جایی ادامه پیدا کرد که فصل مشترک و ترکیبات بین فلزی به خوبی مشاهده شوند.

برای مطالعه دقیق‌تر فازهایی که احتمال تشکیل آنها در نزدیکی فصل مشترک وجود دارد و همچنین شناسایی عناصر و درصد وزنی و اتمی هر عنصر، از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Cam-Scan MV2300 که مجهز به طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) است استفاده گردید.

به منظور بررسی میزان تاثیر متغیرهای جوشکاری انفجاری بر میزان سختی فصل مشترک نمونه‌ها، آزمون ریزسختی‌سنجی به وسیله دستگاه Micro hardness buhler مطابق با استاندارد ASTM E384-11 [۱۱] به روش سختی سنجی ویکرز انجام شد. جهت انجام آزمون، میزان بار ۵۰g انتخاب و بر فصل مشترک و دو طرف آن با فواصل ۱۰۰µm اعمال شد.

برای اندازه گیری استحکام فصل مشترک و خواص کششی برشی، نمونه‌ها تحت آزمون برش مطابق با استاندارد DIN 50162 [۱۲] قرار گرفتند. ابتدا مساحت دقیق زائده اندازه گیری شده و پس از قرارگیری نمونه در قید و بند، فشار با نرخ ۱ میلی متر بر دقیقه بر نمونه وارد گردید. تنش شکست بر اساس تقسیم بیشینه حد نیروی اعمال شده بر مساحت زائده گزارش می‌گردد.

## نتایج و بحث

### رسم پنجره جوشکاری

پنجره جوشکاری به وسیله تعدادی مرز محدود شده است که در این محدوده از مرزها، جوش پذیری مطلوب انجام شده است. مرز پایینی که نشان دهنده حداقل انرژی ضربه صفحه پرنده به منظور تشکیل جت است در پنجره جوشکاری بر اساس رابطه پیشنهادی دریباس[۳] با در نظر گرفتن ثابت K=۰.۸۵ برای سطوح تمیز معمولی محاسبه و رسم شده است [۸].

$$\beta_{min} = \mathrm{K}\left(\frac{H_V}{\rho V_c^2}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (۱)$$

در رابطه بالا، β زاویه دینامیکی برخورد و $V_c$ سرعت جوشکاری است که در تنظیم موازی برابر سرعت انفجار می باشد. مرز بالایی نیز بر اساس دو رابطه ویتمن و دریباس محاسبه و ترسیم شده است [۱۱].

$$\begin{cases} V_p = \frac{K_2}{t^{0.25} V_c} \\ \sin\left(\frac{\beta}{2}\right) = \frac{V_p}{2V_c} \end{cases} \Rightarrow \beta_{max} = 2 \times \sin^{-1}\left(\frac{K_2}{2t^{0.25} V_c^2}\right) \quad (۲)$$

$$K_2 = 2K_3^{1.75} \quad ; K_3 = 1789\, {}^{m}/_{s}$$

در روابط بالا، زاویه β بر حسب رادیان به دست می آید که باید به درجه تبدیل شود. ضمناً، $V_p$ سرعت صفحه پرنده و $K_2$ و $K_3$ مقادیر ثابت می باشند که به متغیر های جوشکاری انفجاری وابسته هستند.

حداقل سرعت جوشکاری از رابطه ای که توسط سیمونوف[۴] ارائه شده است به دست می آید[۱۲].

$$V_c = K\left(\frac{2H_V}{\rho}\right) = 1556\, {}^{m}/_{s} \quad (۳)$$

در این رابطه، $H_v$ سختی در واحد $N/m^2$ و ρ چگالی صفحه پرنده می باشد.

[۳] Dribas
[۴] Siminov

حداکثر سرعت جوشکاری ۱/۲ تا ۱/۵ برابر سرعت صوت در صفحه پرنده است. بهرانی[۵] و کراسلند[۶] نیز حداقل زاویه برخورد β را ۲-۳ درجه و حداکثر آن را ۳۱ درجه تعیین کرده اند [۱۳].

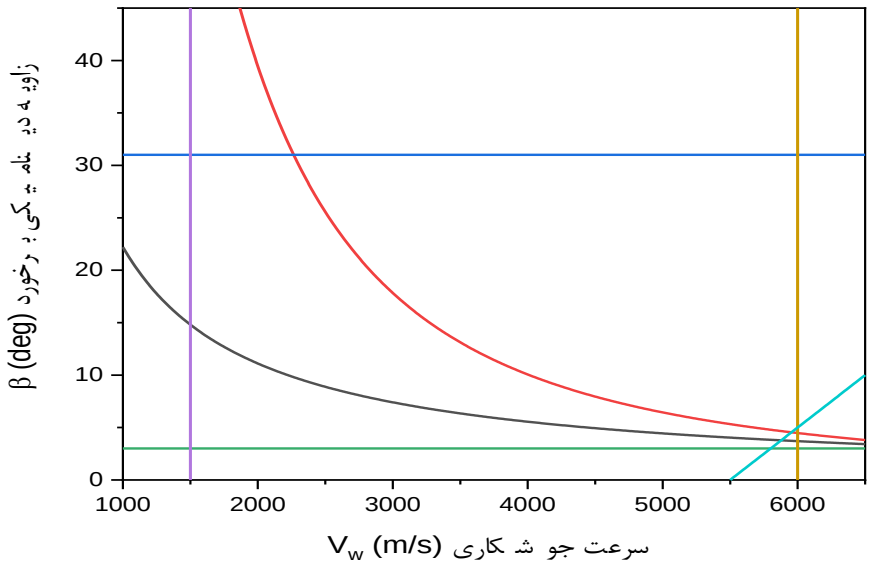
سرعت تبدیل فصل مشترک صاف به موجی از رابطه [۱۲] محاسبه و رسم شد.

$$K_{E-P} = 10.6\frac{(\rho_F+\rho_P)}{2(H_F+H_P)}V_T^2 \Rightarrow V_T = 2250\,{}^{m}/_{S} \qquad (۴)$$

در رابطه بالا $K_{E-P}$ ثابت الاستیک – پلاستیک، $\rho_F$ و $\rho_P$ چگالی صفحه پرنده و ساکن بر حسب $Kg/m^3$، $H_F$ و $H_P$ سختی صفحه پرنده و ساکن بر حسب $N/m^2$ می باشند.

در شکل۲ پنجره جوشکاری انفجاری بین صفحات فولاد St۳۷ و فسفر برنز با استفاده از روابط بالا رسم شده است.

مطابق با پنجره جوشکاری به دست آمده، هر سه آزمایش جوش انفجاری موفقیت آمیز بودند و در محدوده جوش قرار دارند. سرعت جوشکاری و زاویه برخورد برای هر سه آزمایش در موقعیت مناسبی گرفتند.

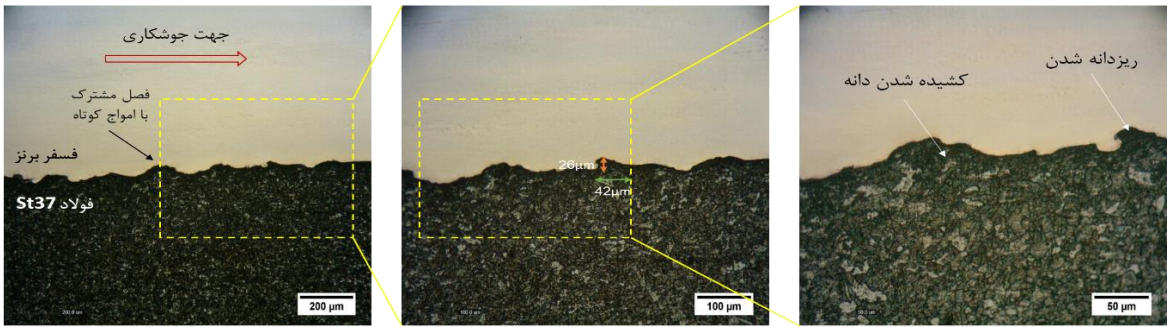



**شکل(۲)**- پنجره جوشکاری اتصال فسفر برنز و فولاد St37

**بررسی ریزساختاری به وسیله میکروسکوپ نوری**

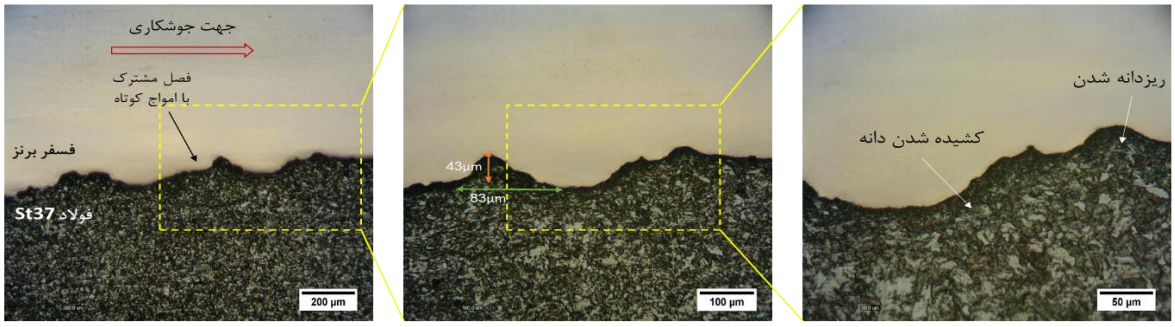
شکل۳ تصاویر مربوط به ریزساختار نمونه شماره۱را نشان می‌دهد. همانطور که مشخص است، فصل مشترک اتصال موجی همراه با امواج کوتاه تشکیل شده است. هیچ ناحیه ذوب شده‌ای در فصل مشترک مشاهده نمی‌شود. نمونه شماره۱ با فاصله توقف ۲mm و ضخامت بار انفجاری ۴۰mm حاصل شده است. بر اساس داده‌های جدول شماره۳، سرعت برخورد و زاویه دینامیکی برخورد صفحه پرنده، کمتر از آزمایش‌های دیگر است. طبق این شرایط سرعت جوشکاری و زاویه برخورد، پنجره جوشکاری، ساختاری موجی با امواج کوتاه را پیش‌بینی می‌کند که نتایج آزمایش با پیش‌بینی پنجره جوشکاری مطابقت دارد.

[۵] Behrani
[۶] Crossland



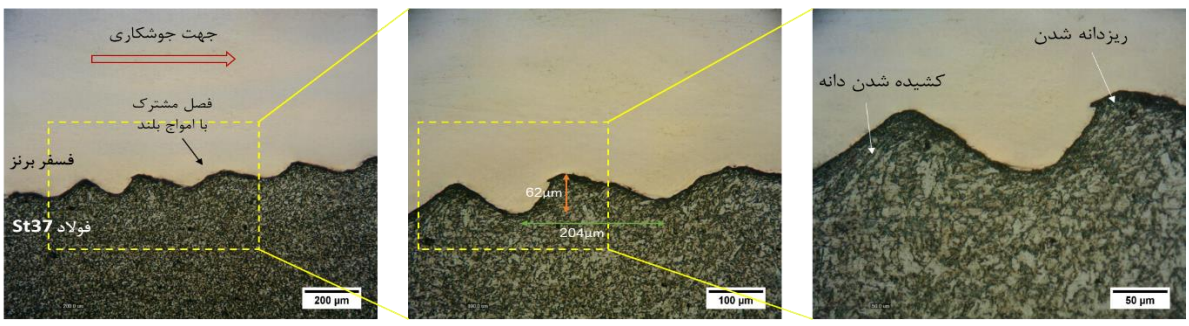

**شکل(۳)**_ ریزساختار فصل مشترک نمونه شماره۱

شکل۴ تصاویر مربوط به ریزساختار نمونه شماره۲ را نشان می‌دهد. فصل مشترک اتصال موجی همراه با امواجی بلندتر از نمونه شماره۱ تشکیل شده است. در این نمونه نیز هیچ ناحیه ذوب شده‌ای در فصل مشترک مشاهده نشد. نمونه شماره۲ با فاصله توقف ۲mm و ضخامت بار انفجاری ۴۵mm حاصل شده است. بر اساس داده‌های جدول شماره۳، سرعت برخورد و زاویه دینامیکی برخورد صفحه پرنده، بشتر از نمونه شماره۱ است. طبق این شرایط سرعت جوشکاری و زاویه برخورد نیز پنجره جوشکاری، ساختاری موجی با امواج کوتاه را پیش‌بینی می‌کند.



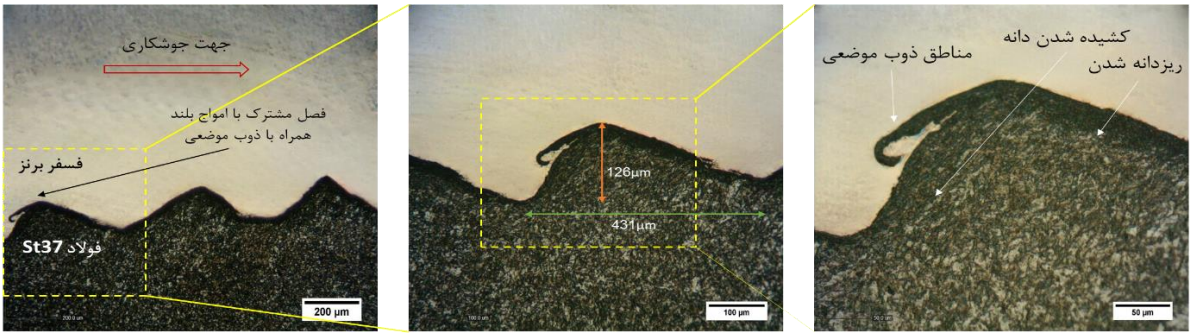

**شکل(۴)**- ریزساختار فصل مشترک نمونه شماره۲

شکل۵ تصاویر مربوط به ریزساختار نمونه شماره۳ را نشان می‌دهد. همانطور که مشخص است، فصل مشترک اتصال موجی همراه با امواج بلند تشکیل شده است اما هنوز هم هیچ ناحیه ذوب یا جدا شده‌ای در فصل مشترک مشاهده نمی‌شود. نمونه شماره۳ با فاصله توقف ۳mm و ضخامت بار انفجاری ۳۵mm حاصل شده است. بر اساس داده‌های جدول شماره۳، سرعت برخورد و زاویه دینامیکی برخورد صفحه پرنده، بیشتر از نمونه‌های۱و۲ است. افزایش فاصله توقف و ضخامت بار انفجاری منجر به افزایش سرعت و انرژی برخورد و در نتیجه فصل مشترک موجی همراه با امواج بلندتر شده است. طبق این شرایط سرعت جوشکاری و زاویه برخورد، پنجره جوشکاری، ساختاری موجی با امواج بلند را پیش‌بینی می‌کند که نتایج آزمایش با پیش‌بینی پنجره جوشکاری مطابقت دارد.




**شکل(۵)**- ریزساختار فصل مشترک نمونه شماره۳

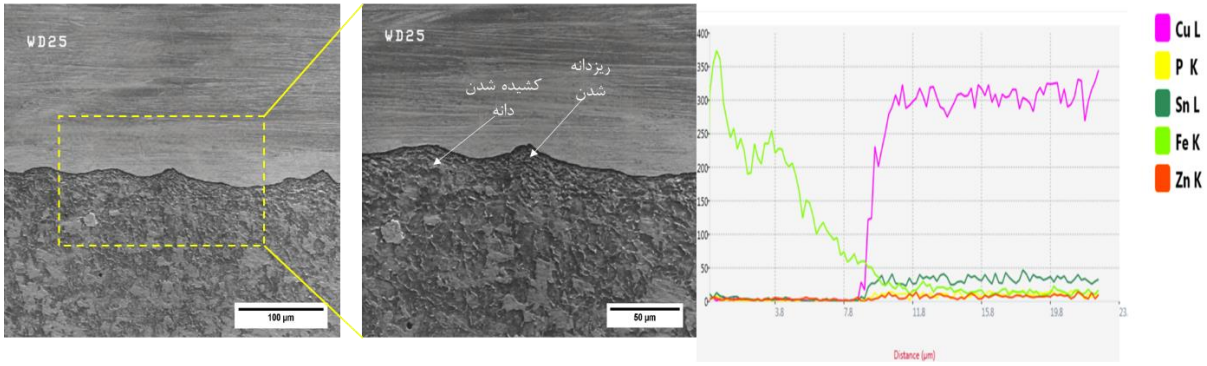
شکل۶ تصاویر مربوط به ریزساختار نمونه شماره۴ را نشان می‌دهد. همانطور که مشخص است، فصل مشترک اتصال موجی همراه با امواج بلند و نواحی ذوب شده تشکیل شده است. نمونه شماره۴ با فاصله توقف ۳mm و ضخامت بار انفجاری ۴۰mm حاصل شده است. بر اساس داده‌های جدول شماره۳، سرعت برخورد و زاویه دینامیکی برخورد صفحه پرنده، بیشتر از نمونه‌های دیگر بوده است. افزایش فاصله توقف و ضخامت بار انفجاری منجر به افزایش سرعت و انرژی برخورد و در نتیجه فصل مشترک موجی همراه با امواج بلندتر و ذوب فصل مشترک در نواحی تاج امواج شده است. طبق این شرایط سرعت جوشکاری و زاویه برخورد، پنجره جوشکاری، ساختاری موجی با امواج بلند و ذوب موضعی را پیش‌بینی می‌کند که نتایج آزمایش با پیش‌بینی پنجره جوشکاری مطابقت دارد.



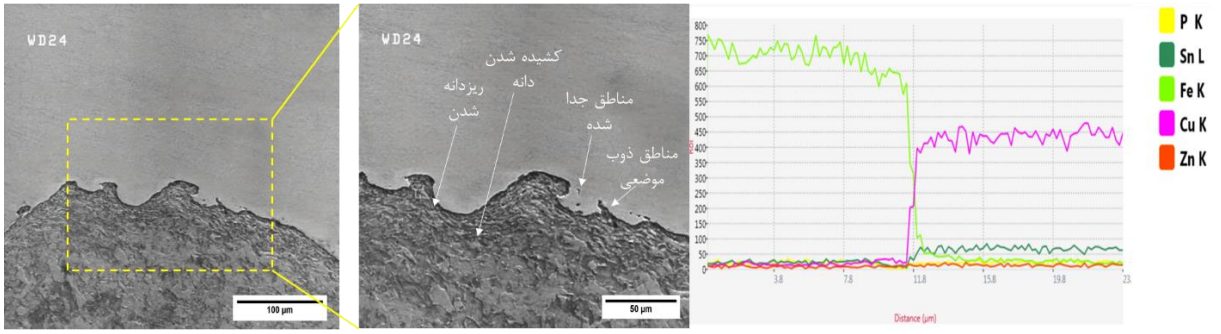

**شکل(۶)**- ریزساختار فصل مشترک نمونه شماره۴

### بررسی ریزساختاری به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی

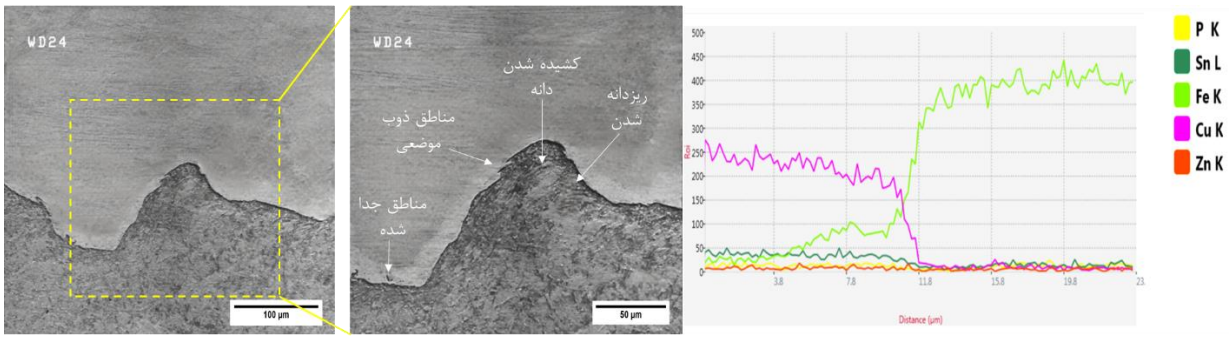
تصاویر ۷ تا ۱۰ به ترتیب تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از فصل مشترک نمونه‌های شماره۱ تا ۴ نشان می‌دهد. همانطور که مشخص است، با افزایش فاصله توقف و ضخامت بار انفجاری، فصل مشترک از حالت صاف و موجی با امواج کوتاه به سمت فصل مشترک موجی با امواج بلندتر و نواحی ذوب و جدا شده از زمینه می‌رود. به طور مثال با افزایش فاصله توقف از ۲mm به ۳mm، ارتفاع امواج از ۲۶µm به ۱۲۶µm افزایش یافته است. همچنین داده‌های طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس، ا افزایش فاصله توقف و ضخامت بار انفجاری، اختلاط بین فولاد و برنز افزایش یافته و درصد مس و قلع در فصل مشترک بیشتر شده است. به طور مثال درصد مس در فصل مشترک اتصال نمونه۱، ۲۰ درصد بوده که در نمونه شماره۴ به ۴۲ درصد رسیده است.



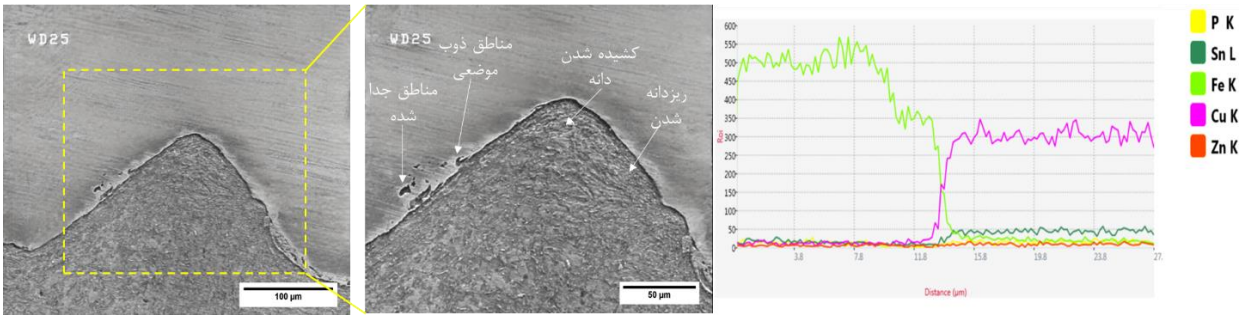

**شکل(۷)**- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از فصل مشترک نمونه شماره۱




**شکل (۸)**- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از فصل مشترک نمونه شماره۲




**شکل (۹)**- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از فصل مشترک نمونه شماره۳

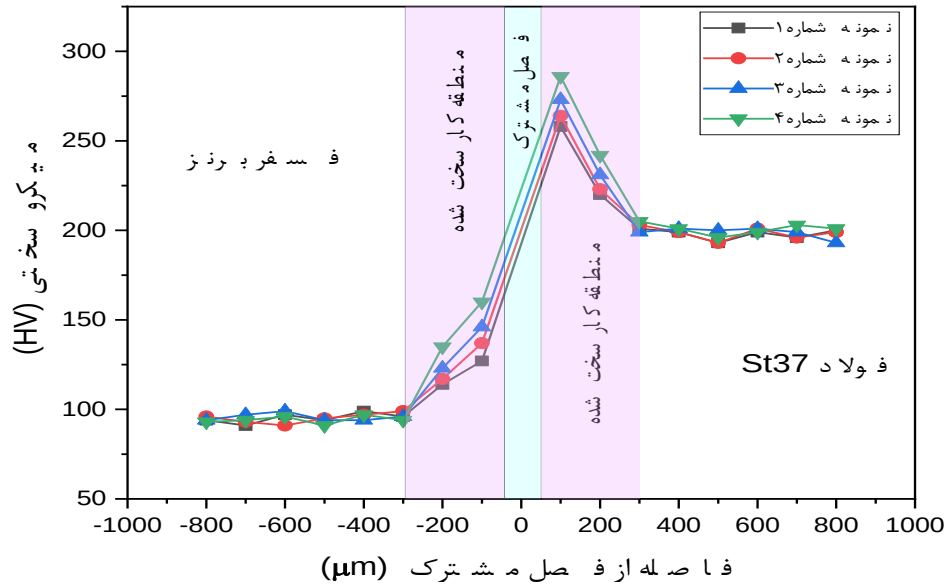



**شکل (۱۰)**- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از فصل مشترک نمونه شماره۴

### ریزسختی سنجی

نمودار تغییرات سختی در طول فصل مشترک نمونه‌های۱، ۲، ۳ و ۴ پس از جوشکاری در شکل۱۱ نمایش داده شده است. مشاهده می‌شود که با نزدیک شدن به فصل مشترک از هر دو طرف صفحه پایه (فولادی) و صفحه پرنده (برنزی) ریزسختی افزایش می‌یابد. افزایش سختی در مجاورت فصل مشترک به علّت کارسختی ناشی از تغییر فرم پلاستیک شدید صفحات حین برخورد مورب و با سرعت بالا است. چنین افزایش سختی با افزایش استحکام همراه است. به طور کلی هر چه شدّت برخورد بیشتر باشد، سختی و استحکام هم بیشتر می‌شود. البته ممکن است به علّت تشکیل مذاب به صورت موضعی در فصل مشترک، ترکیب بین‌فلزی ترد تشکیل شود و استحکام کاهش یابد.

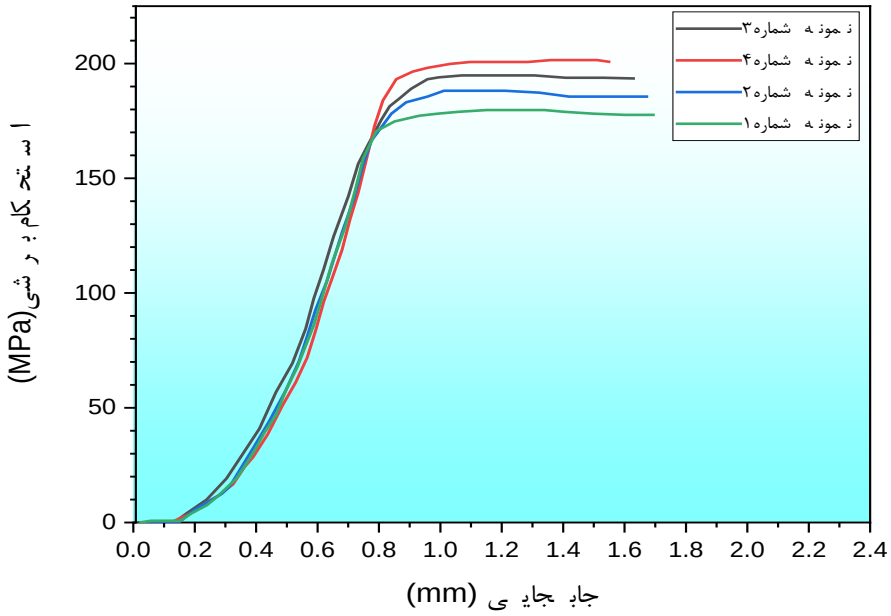
نتایج حاصل از آزمون ریزسختی‌سنجی نشان می‌دهد که با افزایش فاصله توقف و یا افزایش ضخامت بار انفجاری، سختی در فصل مشترک افزایش می‌یابد. به عنوان مثال با افزایش فاصله توقف از ۲mm به ۳mm، سختی در طرف فولادی فصل مشترک از ۲۴۱Hv به ۲۸۵Hv رسیده است. همچنین نتایج نشان داد با افزایش ضخامت بار انفجاری از ۴۰mm به ۴۵mm، سختی در طرف فولادی فصل مشترک از ۲۵۱Hv به ۲۶۴Hv رسید.




**شکل(۱۱)**- تغییرات سختی در طول فصل مشترک نمونه های آزمایش های۱، ۲، ۳ و ۴

### آزمون استحکام برشی

شکل۱۲ نمودار نتایج استحکام برشی نمونه‌های ۱ تا ۴ را نشان می‌دهد. بیشترین فاصله توقف و ضخامت ماده منفجره مربوط به نمونه شماره۴ بوده و بالاترین استحکام برشی ۱۹۹MPa نیز در همین نمونه به دست آمده که این موضوع به دلیل تغییر شکل پلاستیک شدید در فصل مشترک برنز-فولاد است. به طوری که فصل مشترک موجی‌تر از سایر نمونه‌های جوشکاری به دست آمده که در این فصل مشترک موجی، یک قفل مکانیکی به وجود آمده که بر افزایش استحکام موثر بوده است. نتایج نشان می‌دهد که در فاصله توقف یکسان با افزایش ضخامت مواد منفجره و در ضخامت ماده منفجره یکسان با افزایش فاصله توقف به دلیل افزایش سرعت برخورد و انرژی جنبشی برخورد، کارسختی بیشتری در فصل مشترک ایجاد شده و استحکام افزایش یافته است. استحکام برشی در نمونه‌های ۱، ۲ و ۳ نیز به ترتیب ۱۷۴، ۱۸۸ و ۱۹۱ مگاپاسکال اندازه‌گیری شدند.




**شکل(۱۲)**- نمودار استحکام برشی نمونه‌های ۱، ۲، ۳ و ۴

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

با افزایش ضخامت ماده منفجره و افزایش فاصله توقف، سرعت و زاویه برخورد افزایش یافته و در نتیجه انرژی برخورد بیشتر شده که منجر به تبدیل فصل مشترک اتصال از حالت صاف به موجی کوتاه و از موجی کوتاه به موجی بلند با مناطق ذوب موضعی و ذرات جدا شده شد.

هیچگونه ترکیب بین‌فلزی در فصل مشترک هیچکدام از نمونه‌ها مشاهده نشد.

در فصل مشترک اتصال به دلیل ایجاد تغییر شکل شدید و کارسختی زیاد ناشی از شوک ضربه، ریزسختی نسبت به صفحات پایه و پرنده افزایش یافت.

بیشینه استحکام برشی در نمونه با بیشترین فاصله توقف و بیشترین ضخامت ماده منفجره به دست آمد که دلیل آن پدیده قفل مکانیکی در اتصالات موجی معرفی شد.

مطابق نتایج، نمونه شماره۴ در کاربری‌هایی که استحکام اتصال مهم باشد قابل استفاده است و نمونه شماره۱ که فصل مشترک نسبتا صافی دارد می‌تواند در کاربردهای الکترونیکی و گرمایی استفاده شود.

## مراجع

1- R. Mendes and J. Ribeiro and A. Loureiro, “Effect of Explosive Characteristics on the Explosive Welding of Stainless Steel to Carbon Steel in Cylindrical Configuration” , Mater, Des, 2013, 51, 182-192.

2- G. Costanza and V. Crupi and E. Guglielmino and A. Sill and M. E. Tata, “Metallurgical Characterization of an Explosion Welded Aluminium/Steel Joint” Mrtal, Ital, 2016, 108, 17-22.

3- G. H. S. F. L. Carvalho and I. Galvao and R. Mendes and R. M. Leal and A. Loureiro, “Explosive Welding of Aluminium to Stainless Steel Using Carbon Steel and Niobium Interlyers” , Mater, Process, Technol, 2020, 283, 116707.

4- Y.liu and Ch. Li and X. Hu and Ch. Yin and T. Liu, “Explosive Welding of Copper to High Nitrogen Austenitic Stainless Steel, Mater, Mar, 2019.

5- A. Durgutlu and H. Okuyucu and B. Gulench, “Investigation of Effect of the Stand-off Distance on Interface Characteristics of Explosively Welded Copper and Stainless Steel”, Des, 2008.

۶- خانزاده قره شیران، م.، بختیاری، ح.، محمد جوادی، م.، «تاثر فاصله توقف و ضخامت ماده منفجره بر خواص اتصال انفجاری مس-فولاد زنگ نزن ۳۰۴»، دانشگاه آزاد اسلامی نجف آباد، ۱۳۹۶.

7- Sun, Zerui, et al. «Detonation process analysis and interface morphology distribution of double vertical explosive welding by SPH 2D/3D numerical simulation and experiment» *Materials & Design* 191 (2020): 108630

8-Liu, Y., Li, C., Hu, X., Yin, C. and Liu, T., 2019. Explosive welding of copper to high nitrogen austenitic stainless steel. Metals, 9(3), p.339.

۹- س. ا. ا. اکبری موسوی، ا. ف. یونسی، " مقایسه فصل مشترک جوشکاری انفجاری فولاد St14/برنجMs90 با فصل مشترک پیش‌بینی شده به کمک پنجره جوشکاری"، مجله علمی پژوهشی مواد پر انرژی، سال پنجم، شماره۲، ۱۳۸۹.

10- B. Crossland, “Explosive Welding of Metals and Its Application”, Clarendon press, Oxford, 1982.

11- Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials, ASTM E384-11, Vol.03.01, 2011.

12- Standard 50162, “Determination of Shear Strength Between Cladding Metal and Parent Metal in Shear Test”, DIN, 1978.

# تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی اتصال غیرهم‌جنس اینکونل ۷۱۸/ Ti–Al به‌روش فاز مایع گذرا (TLP) با لایه‌میانی آلیاژ آنتروپی بالا 5Fe-35Ni-6Nb-21Cr-33Ti

**اشکان محمدی*[۱]، مجید شیرین‌آبادی فراهانی[۲]، علی کفلو*[۳]**

[۱*]دانشجوی دکتری، سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران؛Ashkanmohammadi76@gmail.com

[۲]دانشجوی دکتری، سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران؛m.shirinabadi@irost.ir

[۳*]دانشیار پژوهشکده مواد پیشرفته و انرژی‌های نو، سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران ؛ Ali.kaflou@irost.ir

## چکیده

در این پژوهش، اتصال فاز مایع گذرا (TLP) بین سوپرآلیاژ پایه نیکل Inconel 718 و ترکیب بین‌فلزی Ti–Al با استفاده از لایه میانی آلیاژ با آنتروپی بالا 5Fe-35Ni-6Nb-21Cr-33Ti مورد بررسی قرار گرفت. فرایند اتصال در دمای ۱۱۷۷ °C و زمان نگهداری ۱۲۰ دقیقه انجام شد تا اتصال کامل و همگن ایجاد گردد. تحلیل ریزساختاری با تصاویر نوری و SEM نشان داد که ناحیه اتصال شامل چهار منطقه متمایز است :منطقه متاثر از نفوذ، ناحیه انجماد همدما، ناحیه انجماد غیرهمدما و منطقه واکنشی. آنالیز EDS و بررسی دیاگرام‌های فازی نشان داد که در هر ناحیه فازهای مشخصی تشکیل شده‌اند، از جمله TiNi و رسوبات Nb در DAZ، رسوبات پایه Ni و Cr در ISZ، FeTi و $Ti_2Cr$ در ASZ و α2-،γ-TiAl و $Ti_3Al$ و τ2/τ4-AlNiTi در منطقه واکنشی. آزمون میکروسختی‌سنجی نشان داد که سختی نواحی اتصال متناسب با نوع فازهای تشکیل‌شده، متفاوت است؛ در ناحیه ISZ بالاترین سختی (۳۹۳HV) و فلز پایه Ti–Al نرم‌ترین ناحیه (۲۶۳HV) را نشان داد. نتایج به‌وضوح نشان می‌دهند که کنترل دمای اتصال، زمان نگهداری و ترکیب شیمیایی لایه میانی آلیاژ آنتروپی بالا نقش حیاتی در دستیابی به خواص مکانیکی بهینه و ریزساختار مطلوب در اتصال TLP دارد.

**کلمات کلیدی:** فاز مایع گذرا، سوپرآلیاژ پایه نیکل، ترکیب بین‌فلزی، آلیاژ آنتروپی بالا، ریزساختار، خواص مکانیکی.

## مقدمه

اتصال مواد غیرهمجنس با خواص فیزیکی، شیمیایی و ترمودینامیکی متفاوت، یکی از چالش‌های اساسی در طراحی و ساخت سازه‌های پیشرفته مهندسی به‌ویژه در صنایع هوافضا، هوانوردی و انرژی به‌شمار می‌رود. در این میان، سوپرآلیاژهای پایه نیکل به‌دلیل استحکام خزشی بالا، مقاومت حرارتی مطلوب و پایداری ریزساختاری در دماهای بالا، به‌طور گسترده در اجزای داغ نظیر پره‌های توربین مورد استفاده قرار می‌گیرند. در مقابل، ترکیبات بین‌فلزی Ti–Al به‌دلیل چگالی کم، استحکام ویژه بالا و مقاومت مناسب در برابر اکسیداسیون، گزینه‌ای جذاب برای کاربردهای دما بالا با محدودیت وزن هستند. با این حال، تفاوت چشمگیر در ضریب انبساط حرارتی، رفتار نفوذی و ماهیت پیوندی این دو دسته ماده، اتصال مستقیم آن‌ها را با استفاده از روش‌های متداول جوشکاری با دشواری‌های جدی همراه ساخته است[۲-۱].

روش‌های مرسوم اتصال نظیر جوشکاری قوسی، جوشکاری پرتو الکترونی، جوشکاری لیزری و حتی پیوند نفوذی حالت جامد، اغلب منجر به ایجاد تنش‌های پسماند بالا، ترک‌خوردگی، تشکیل فازهای بین‌فلزی ترد و افت خواص مکانیکی در اتصال‌های غیرهمجنس سوپرآلیاژ پایه نیکل و Ti–Al می‌شوند. از این رو، توسعه روش‌های اتصال پیشرفته که امکان کنترل ریزساختار و ترکیب شیمیایی ناحیه اتصال را فراهم کنند، ضروری به نظر می‌رسد[۳].

در سال‌های اخیر، اتصال فاز مایع گذرا (TLP[1]) به‌عنوان یکی از روش‌های مؤثر برای اتصال مواد سخت‌جوش مطرح شده است. در این روش، لایه‌میانی با نقطه ذوب پایین‌تر در دمای اتصال، ذوب شده و با نفوذ عناصر کاهنده نقطه ذوب به فلزات پایه، فرایند انجماد همدما رخ می‌دهد. در صورت انتخاب مناسب ترکیب لایه‌میانی و پارامترهای فرایند، ریزساختار نهایی اتصال می‌تواند ترکیبی نزدیک به فلز پایه داشته و از تشکیل فازهای یوتکتیکی و ترکیبات بین‌فلزی مضر جلوگیری شود. به‌همین دلیل، اتصال TLP به‌طور گسترده برای اتصال و تعمیر سوپرآلیاژهای پایه نیکل، آلیاژهای پایه آهن و آلیاژهای تیتانیوم مورد توجه قرار گرفته است[۴].

[1] Transient Liquid Phase

هم‌زمان با پیشرفت روش‌های اتصال، آلیاژهای با آنتروپی بالا (HEAs[2]) به‌عنوان نسل جدیدی از مواد فلزی، توجه گسترده‌ای را به خود جلب کرده‌اند. برخلاف آلیاژهای متداول که بر پایه یک عنصر اصلی طراحی می‌شوند، این آلیاژها از چندین عنصر اصلی با نسبت‌های نزدیک به هم تشکیل شده‌اند که این امر منجر به افزایش آنتروپی پیکربندی و پایداری محلول‌های جامد ساده می‌شود. مطالعات نشان داده‌اند که بسیاری از آلیاژهای آنتروپی بالا دارای ساختارهای FCC یا BCC پایدار بوده و از خواص مکانیکی برجسته‌ای نظیر استحکام بالا، شکل‌پذیری مناسب، مقاومت برودتی، پایداری حرارتی و مقاومت در برابر خوردگی برخوردارند[۵].

در میان این آلیاژها، آلیاژهای مبتنی بر Cr-Fe-Ni و همچنین آلیاژهای آنتروپی بالا تقویت‌شده با رسوبات حاوی عنصر Ti، به‌دلیل شباهت ریزساختاری و رفتاری به سوپرآلیاژهای پایه نیکل، گزینه‌ای مناسب برای کاربرد در شرایط کاری شدید محسوب می‌شوند. نفوذ کند اتمی، پایداری فازی در گستره دمایی وسیع و مقاومت مطلوب در برابر تخریب ریزساختاری، این آلیاژها را به کاندیداهای جذاب برای استفاده به‌عنوان لایه‌میانی در اتصال‌های غیرهمجنس تبدیل کرده است[۶].

با وجود مزایای بالقوه آلیاژهای آنتروپی بالا، تحقیقات انجام‌شده در زمینه اتصال آن‌ها، به‌ویژه با روشTLP، همچنان محدود است. مطالعات موجود عمدتاً بر استفاده از لایه‌میانی‌های متداول نظیر آلیاژهای Ni–Cr–Si–B تمرکز داشته‌اند که اگرچه موجب تسهیل انجماد همدما می‌شوند، اما در برخی شرایط منجر به تشکیل بوریدها و فازهای ترد در ناحیه اتصال می‌گردند. از این رو، استفاده از لایه‌میانی‌های مبتنی بر آلیاژ آنتروپی بالا به‌عنوان جایگزینی نوین، می‌تواند با کاهش تمایل به تشکیل ترکیبات بین‌فلزی مضر و بهبود همگنی ریزساختاری، عملکرد مکانیکی اتصال را ارتقا دهد[۷].

بر این اساس، در پژوهش حاضر، اتصال غیرهمجنس سوپرآلیاژ پایه نیکل (اینکونل ۷۱۸) به ترکیب بین‌فلزی Ti–Al با استفاده از فرایند اتصال فاز مایع گذرا و به‌کارگیری لایه‌میانی آلیاژ آنتروپی بالا با ترکیب شیمیایی 5Fe-35Ni-6Nb-21Cr-33Ti(at%) مورد بررسی قرار گرفته است. تمرکز اصلی این مطالعه بر تحلیل ریزساختار نواحی مختلف اتصال و همچنین ارزیابی خواص مکانیکی اتصال نهایی است. نتایج این تحقیق می‌تواند گامی مؤثر در توسعه اتصال‌های غیرهمجنس پیشرفته برای کاربردهای دما بالا و سازه‌های مهندسی نسل آینده باشد.

## موادوروش پژوهش

در این تحقیق، ترکیب بین‌فلزی تیتانیوم–آلومیناید با ترکیب شیمیایی Ti–38 at% Al بر اساس ناحیه پایدار دوفازی در دیاگرام فازی تهیه شد تا ریزساختاری شامل هر دو فاز $\gamma$ و $\alpha_2$ حاصل گردد؛ ریزساختاری که نسبت به حالت تک‌فازی، شکل‌پذیری بهتری ارائه می‌دهد. ذوب اولیه با استفاده از کوره قوسی تحت خلأ انجام گرفت و برای یکنواخت‌سازی ترکیب و حذف گرادیان‌های غلظتی، عملیات همگن‌سازی در شرایط دمایی و زمانی مناسب در کوره خلأ صورت پذیرفت. نمونه ریختگی حاصل دارای یک ریزساختار معمولی دوفازی شامل دانه‌های $\gamma$ هم‌محور با اندازه میانگین حدود ۱/۱ میکرومتر و کلنی‌های لایه‌ای $\gamma/\alpha_2$ با ابعاد تقریبی ۳/۰۵ میکرومتر بود.

برای آماده‌سازی نمونه‌ها جهت اتصال، هر دو ماده شامل ترکیب بین‌فلزی ریختگی‌شده و سوپرآلیاژ پایه نیکل در ابعاد مورد نیاز برش داده شدند. لایه‌میانی نیز به‌وسیله ذوب عناصر خالص مطابق ترکیب آلیاژ آنتروپی بالای 5Fe-35Ni-6Nb-21Cr-33Ti(at%) در کوره قوسی تهیه شد. به‌منظور جلوگیری از جدایش و دستیابی به ترکیبی یکنواخت، مذاب حاصل شش مرتبه بازذوب گردید. پس از ساخت آلیاژ، جهت تعیین دقیق دمای ذوب آن از آزمون DSC استفاده شد که مقدار حدود ۱۱۷۶ °Cرا نشان داد. با توجه به ضرورت انجام فرآیند TLP در دمایی بالاتر از لیکوئیدوس لایه‌میانی، دمای ۱۱۷۷ °C به‌عنوان دمای اتصال انتخاب شد؛ دمایی که ضمن ذوب کامل لایه‌میانی، پایین‌تر از دمای سالیدوس فلزات پایه است. عملیات اتصال در یک کوره لوله‌ای تحت خلأ، با نرخ گرمادهی ۵ °C/min تا دمای اتصال و سپس سرد شدن تدریجی در داخل کوره تا دمای محیط انجام شد.

برای بررسی ریزساختار ناحیه اتصال و فازهای تشکیل‌شده، از میکروسکوپ نوری (Olympus) و میکروسکوپ الکترونی روبشی Philips XL300 Series مجهز به آنالیز EDS برای تحلیل نیمه‌کمی عناصر استفاده شد. هم‌چنین سختی‌سنجی میکروویکرز (ASTM E384-17) در نواحی مختلف اتصال انجام شد.

[2] High-Entropy Alloys

## نتایج و بحث

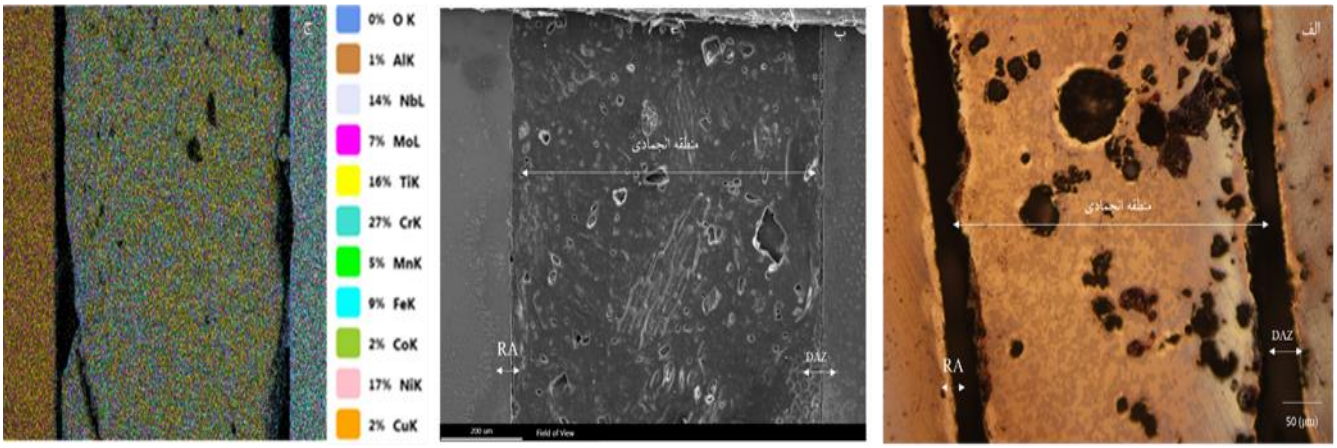
شکل ۱-الف و ب تصویر نوری و SEM منطقه اتصال در سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸/آلیاژ آنتروپی بالابا ترکیب شیمیایی 5Fe-35Ni-6Nb-21Cr-33Ti /تیتانیوم آلومیناید را در دمای ۱۱۷۷ °C بەمدت ۱۲۰ دقیقه را نشان داده شده است. نقاط تیره رنگ بەدلیل تردی فازهای تشکیل شده در حین عملیات آمادەسازی سنباده و پولیش کنده شدەاند. طبق تصاویر ریزساختاری، مناطق مختلف ناحیه اتصال از چهار منطقه تشکیل شده است که عبارت‌اند از:

۱- منطقه متاثر از نفوذ (DAZ)

۲- منطقه انجماد غیر همدما (ASZ)

۳- ناحیه انجماد همدما (ISZ)

۴- ناحیه واکنشی




شکل ۱ **تصویر ناحیه اتصال پس از عملیات در ۱۱۷۷ °C بەمدت ۱۲۰ دقیقه؛ (الف) نوری و (ب) SEM (ج) توزیع پراکندگی عنصری منطقه اتصال**

دمای اتصال‌دهی انتخاب‌شده بر اساس نتایج آنالیز گرماسنجی افتراقی (DSC) آلیاژ آنتروپی بالا تعیین گردید. این نشان داد که دمای ذوب آلیاژ مذکور حدود ۱۱۷۶°C است. با توجه به اینکه در فرایند اتصال‌دهی به روش نفوذی (TLP) دمای عملیات باید اندکی بالاتر از دمای ذوب لایه‌ی میانی انتخاب شود تا شرایط ذوب و نفوذ مناسب فراهم گردد، دمای اتصال دقیقاً در محدوده‌ی دمای ذوب لایه‌ی میانی انتخاب شد و فرایند اتصال در این دما مورد بررسی قرار گرفت.

جدول۱ نتایج آنالیز EDS در نواحی مختلف منطقه اتصال را نشان می‌دهد. وجود عناصر آلیاژی مانند نیوبیوم و آلومینیوم در نواحی مختلف منطقه اتصال تایید کننده انحلال صورت پذیرفته از فلزات پایه می باشد.

**جدول ۱ ترکیب شیمیایی فازهای تشکیل شده در نواحی متفاوت از ناحیه اتصال در دمای ۱۱۷۷ °C به‌مدت ۱۲۰ دقیقه**

| نواحی ایجاد شده در اتصال | فازهای احتمالی | Ni | Ti | Al | Cr | Co | Cu | Mn | Fe | Nb | Mo |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| DAZ و ISZ در سمت اینکونل ۷۱۸ | محلول جامد TiNi با حل شدن کروم (رسوبات گاما) و رسوب پایه کروم (رسوبات آلفا پرایم) | ۳۶/۹<br>۲۵/۵ | ۳۲/۸<br>۷/۷ | ۳/۵<br>۱/۱ | ۸/۶<br>۲۸/۶ | ۴/۸<br>۰/۳ | ۱۰/۱<br>۱/۴ | -<br>- | ۲/۱<br>۲۶/۶ | ۱/۲<br>۶/۲ | -<br>۳/۶ |
| ASZ | فازهای FeTi و $FeTi_2$ و $Ti_2Cr$ | ۲/۲<br>۶/۲ | ۳۸/۹<br>۷/۵ | ۳/۷<br>۰/۷ | ۶/۳<br>۲۰/۲ | -<br>- | ۳۷/۲<br>۱/۰ | -<br>- | ۷/۸<br>۶۱/۸ | -<br>- | ۳/۸<br>۲/۶ |
| ISZ در سمت TiAl | فاز بتا تیتانیوم و فاز $Ti_2Cu$ | ۲/۳<br>۰/۶ | ۷۶/۱<br>۵۷/۶ | ۴/۱<br>۱۶/۴ | ۱/۸<br>۸/۲ | ۰/۲<br>۰/۲ | ۶/۹<br>۵/۳ | ۰/۲<br>۰/۲ | ۷/۱<br>۸/۴ | -<br>- | ۱/۳<br>- |
| منطقه واکنشی درسمت ترکیب بین‌فلزی | فازهای بین فلزی $\gamma - TiAl$ و $\alpha 2$ و $\tau 2$ و $\tau 4$ | ۷/۱<br>۴۱/۳ | ۴۱/۵<br>۲۶/۴ | ۴۸/۳<br>۲۹/۶ | ۰/۹<br>۰/۹ | ۰/۳<br>۰/۲ | -<br>- | -<br>- | ۱/۴<br>۰/۹ | -<br>۰/۳ | ۰/۵<br>۰/۴ |

طبق نتایج EDS و توزیع عناصری در منطقه اتصال طبق شکل ۱-ج، در منطقه نفوذی در سمت سوپرآلیاژ، وجود درصد بالایی از تیتانیوم و نیکل در این منطقه که به‌دلیل وجود درصد بالایی از این دو عنصر در ترکیب شیمیایی لایه‌میانی و هم‌چنین نزدیکی به سوپرآلیاژ و وجود غلظت بالای نیکل در آن و از طرفی وجود کروم بالا در این ناحیه که می‌توان به وجود درصد بالای آن در ترکیب شیمیایی لایه‌میانی و وجود کروم بالا در سوپرآلیاژ نسبت داد، منجر به تشکیل محلول جامد TiNi با حل شدن کروم در آن شده است. مطابق دیاگرام فازی نیکل-تیتانیوم طبق شکل ۲-الف نشان می‌دهد که در حین اتصال‌دهی، در رابطه با آلیاژ NiTi غنی از تیتانیوم، دماهای تحول با افزایش غلظت تیتانیوم تغییری نمی‌کنندکه در نتیجه موجب عدم تغییر در دماهای تحول می‌شود[۸]. با فاصله گرفتن بیشتر از فلز پایه سوپرآلیاژ، در منطقه انجماد همدما، در حین گرمایش و نگهداری

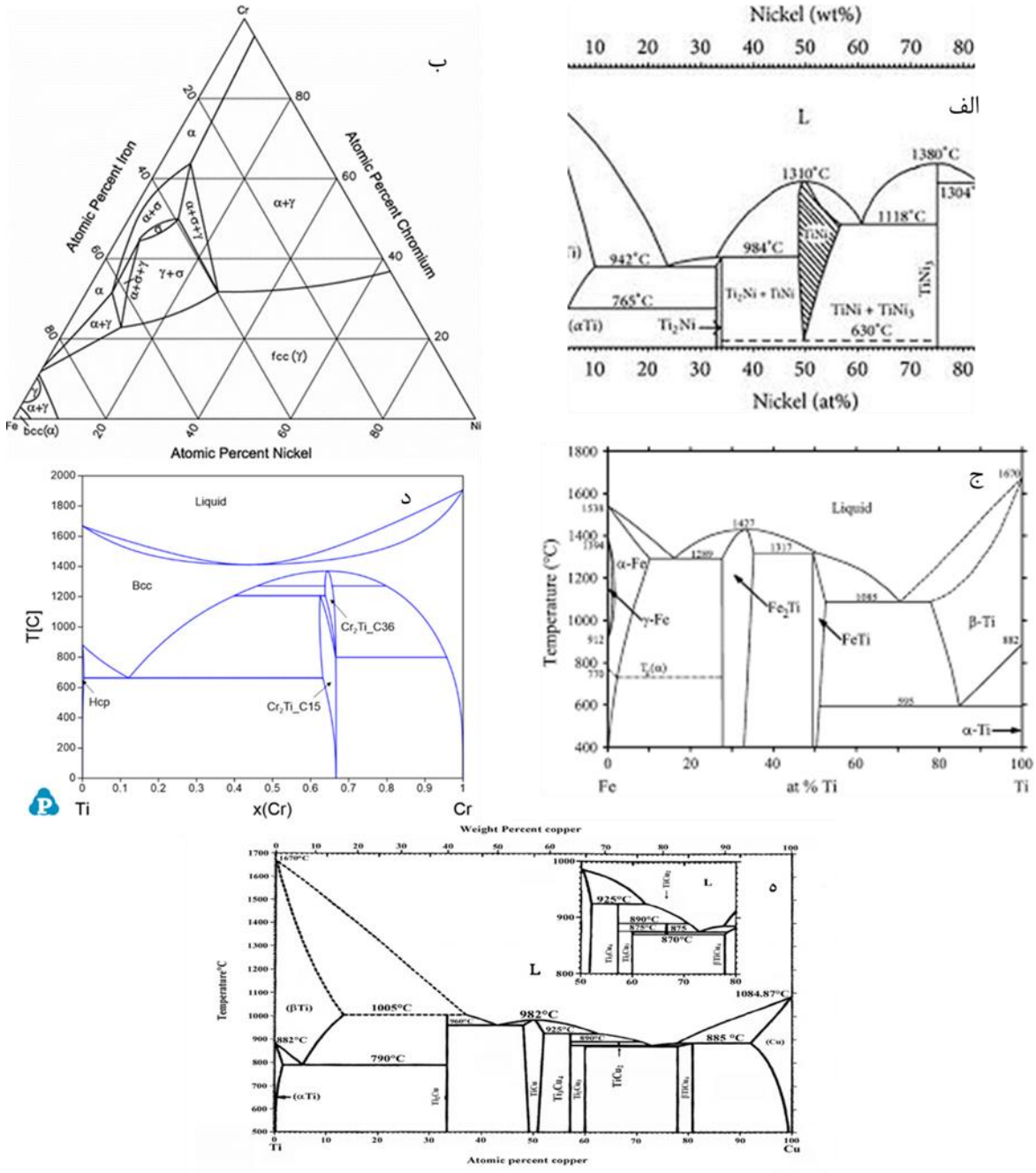
در دمای اتصال‌دهی دونوع رسوب مجزای پایه نیکل (رسوبات گاما) و رسوب پایه کروم (رسوبات آلفا پرایم) در زمینه محلول جامد گامای سوپرآلیاژ پایه نیکل تشکیل شده است که این ریزساختار در پژوهش کوکبی و همکاران [۲] و دونگ و همکاران[۹] نیز مشاهده شده است.

با توجه به دیاگرام سه تایی Ni-Cr-Fe در شکل ۲-ب می‌توان نتیجه گرفت که این رسوبات در حین نگهداری در دمای اتصال دهی تشکیل شده اند. هم‌چنین وجود غلظت بالایی از نیوبیوم در این ناحیه که نشان‌دهنده انحلال فلز پایه است می‌توان نتیجه گرفت که این عنصر در فاز گاما انحلال داشته است.

در ناحیه انجماد غیرهمدما در منطقه مرکزی اتصال، با توجه به غلظت تیتانیوم و آهن می‌توان ایجاد فازهای FeTi و$FeTi_2$ را طبق دیاگرام فازی آهن- تیتانیوم در شکل ۲-ج قابل انتظار دانست. هم‌چنین وجود درصد بالایی از کروم در این ناحیه با توجه به وجود تیتانیوم بالا در این منطقه تشکیل $Ti_2Cr$ را نیز محتمل می‌کند که در حین سرمایش در دمای حدودا ۸۰۰°C طبق دیاگرام فازی تیتانیوم-کروم در شکل ۲-د قابل تشکیل است. با توجه به نتایج EDS در این ناحیه که غلظت بالایی از عناصر موجود در ترکیب شیمیایی لایه‌میانی ( آهن و کروم) را نشان می‌دهد، زمان و دمای ناکافی برای شار غلظتی از منطقه مرکزی اتصال به سمت فلزات پایه بوده است. از طرفی وجود یک سری رسوبات نیوبیوم در زمینه محلول جامد پایه نیکل نیز با توجه به غلظت بالای نیوبیوم در این ناحیه از اتصال را نیز محتمل می‌کند.

در ناحیه انجماد همدما در سمت ترکیب بین‌فلزی، با توجه به نتایج آنالیز EDS، وجود غلظت بالای تیتانیوم و هم‌چنین وجود مس در این ناحیه با توجه به دیاگرام فازی تیتانیوم – مس در شکل ۲-ه، این ناحیه وارد فاز بتا شده که حضور مس در این ناحیه منجر به پایداری این فاز تا دمای محیط در حین سرمایش شده است. هم‌چنین با توجه به درصد عناصر مس و تیتانیوم در این ناحیه، وجود فاز $Ti_2Cu$ را نیز تایید می‌کند که با دیاگرام فازی در حین سرمایش در دمای حدود ۷۹۰ °C تطابق دارد.

در ناحیه نزدیک‌تر به فلز پایه ترکیب بین‌فلزی (منطقه واکنشی) وجود غلظت بالای تیتانیوم و آلومینیوم به‌دلیل انحلال تیتانیوم و آلومینیوم در مذاب میانی و تمایل شدید نیکل موجود در ترکیب شیمیایی لایه‌میانی، آلومینیوم و تیتانیوم به تشکیل فازهای بین فلزی $\gamma - TiAl$ و $\alpha 2$ تشکیل شده که پس از مصرف تیتانیوم و آلومینیوم با تشکیل این فازها، غلظت نیکل افزایش یافته که منجر به تشکیل نواحی ناپیوسته از فاز τ2-Al2NiTi در فصل مشترک با فلز پایه و فاز غنی از نیکل τ4-AlNi2Ti در نواحی مجاور آن شده است.



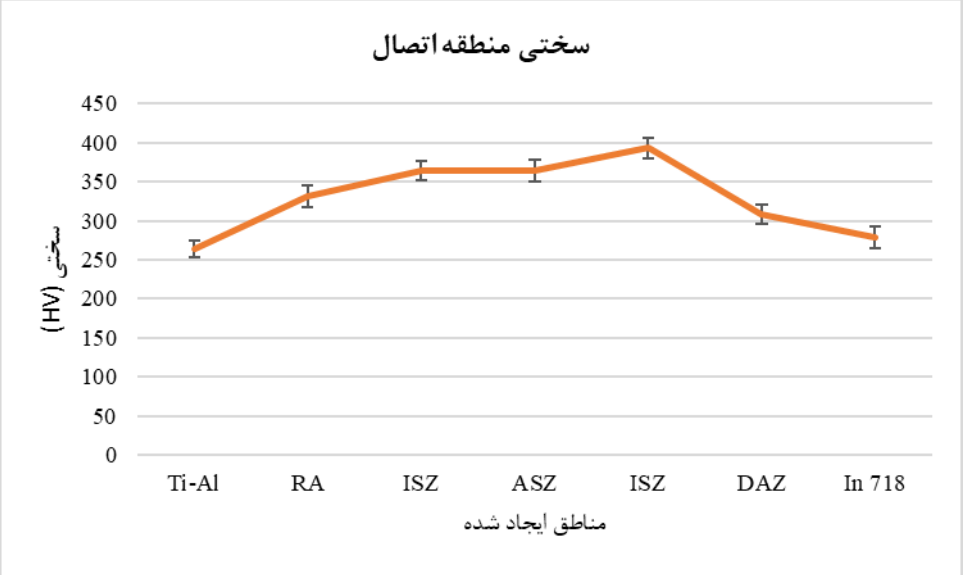

**شکل۲ الف) دیاگرام فازی Ti-Ni ب) دیاگرام سه فازی Fe-Ni-Cr [۱۰] ج) دیاگرام فازی Fe-Ti [۱۱] د)دیاگرام فازی تیتانیوم-کروم ه) دیاگرام فازی تیتانیوم – مس[۱۲]**

شکل ۳ روند تغییرات سختی در نواحی مختلف منطقه اتصال در این پژوهش را نشان می‌دهد. مطابق نتایج میکروسختی‌سنجی، فلز پایه Inconel 718 دارای ماتریس γ-Ni با رسوبات γ′ و γ″ است که سختی متوسطی در محدوده ۲۷۸ HV ایجاد می‌کند. این رسوبات موجب افزایش مقاومت به تغییر شکل و سختی نسبی در مقایسه با Ni خالص می‌شوند. در منطقه متاثر از نفوذ (DAZ) نزدیک فلز پایه سوپرآلیاژ، فاز TiNi با حل شدن کروم و حضور رسوبات Nb تشکیل شده است. این فازها موجب افزایش سختی در این ناحیه به حدود ۳۰۸HV می‌شوند و مقاومت موضعی به پلاستیک شدن افزایش می‌یابد.

پراکندگی فازهای بین‌فلزی ایجاد شده در ناحیه انجماد همدما در سمت سوپرآلیاژ باعث افزایش سختی به بیشترین مقدار در ناحیه اتصال، در حدود ۳۹۳ HV شده است بنابراین ISZ سخت‌ترین بخش اتصال محسوب می‌شود و مقاومت بالایی در برابر تغییر شکل دارد.

در ناحیه انجماد غیرهمدما به‌دلیل تشکیل فازهای بین‌فلزی سختی این ناحیه را به حدود ۳۶۴HV افزایش می‌دهند، اما سختی آن نسبت به ISZ اندکی کمتر است. منطقه واکنشی نزدیک فلز پایه Ti–Al شامل فازهای γ-TiAl، α2-$Ti_3Al$ و ترکیبات بین‌فلزی τ2-Al2NiTi و τ4-AlNi2Ti است. در این ناحیه سختی متوسطی بین ۳۳۱ HV پیش‌بینی می‌شود. علت سختی نسبتاً کمتر نسبت به ISZ در سمت ترکیب بین‌فلزی که ۳۷۱HV بوده، حضور ماتریس Ti–Al نسبتاً نرم‌تر و پراکندگی فازهای بین‌فلزی است. در فلز پایه Ti–Al، ماتریس γ-TiAl و α2-Ti3Al سختی پایه‌ای در محدوده ۲۶۴ HV ایجاد می‌کند که کمترین مقدار در میان نواحی اتصال است.

روند کلی سختی در طول اتصال از فلز پایه Ti–Al به سمت Inconel 718 به صورت افزایش تدریجی از Ti–Al به ناحیه واکنشی و ASZ، سپس رسیدن به حداکثر سختی در ISZ و کاهش جزئی در DAZ و فلز پایه Inconel مشاهده می‌شود. این روند نشان‌دهنده تأثیر ترکیب عناصر، نفوذ تیتانیوم و نیکل و تشکیل فازهای بین‌فلزی و رسوبات پراکنده بر سختی موضعی در مناطق مختلف اتصال است. این توزیع سختی با ترکیب فازی و پراکندگی عناصر آلیاژی در هر ناحیه کاملاً همخوانی دارد.




**شکل ۳ تغییرات سختی در منطقه اتصال انجام شده در این پژوهش**

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

در این پژوهش اتصال Inconel 718 / HEA / Ti–Al با روش TLP در دمای ۱۱۷۷ °C به مدت ۱۲۰ دقیقه انجام شد و اتصال مورد بررسی قرار گرفت که نتایج حاصل ب شرح ذیل می‌باشد:

۱- ناحیه اتصال شامل چهار منطقه ناحیه انجماد همدما در هر دوسمت اتصال، انجماد غیر همدما، نفوذی در سمت فلز پایه اینکونل۷۱۸ و منطقه واکنشی در سمت ترکیب بین‌فلزی می‌باشد.

۲- تشکیل فازهای بین‌فلزی و رسوبات پراکنده در هر ناحیه مشهود است. با بررسی تحولات فازی در هر ناحیه، ناحیه نفوذی از TiNi و رسوبات نیوبیوم تشکیل شده است. در ناحیه انجمادی در سمت اینکونل، رسوبات پایه نیکل و کرومی تشکیل شده است. منطقه انجماد غیرهمدما از ترکیبات آهن -تیتانیوم تشکیل شده است. در ناحیه انجماد همدما در سمت ترکیب بین‌فلزی، با توجه به درصد عناصر مس و تیتانیوم در این ناحیه، وجود فاز $Ti_2Cu$ را نیز تایید می‌کند.منطقه واکنشی نیز از فازهای α2 و τ2/τ4 تشکیل شده است.

۳- با بررسی میکروسختی‌سنجی، سختی نواحی اتصال متناسب با ترکیب فازها تغییر می‌کند. روند افزایش سختی از فلز پایه Ti–Al به سمت Inconel با توزیع فازهای بین‌فلزی همخوانی داردو بیشترین مقدار سختی مربوط به ناحیه انجماد همدما می‌باشد.

۴- نتایج نشان می‌دهد که کنترل دمای اتصال، زمان نگهداری و ترکیب شیمیایی لایه میانی برای دستیابی به خواص مکانیکی بهینه در اتصال TLP حیاتی است.

**مراجع**

[1] Cai X., Sun D., Li H., Meng C., Wang L., Shen C.," Dissimilar joining of TiAl alloy and Ni-based superalloy by laser welding technology using V/Cu composite interlayer", *Optics & Laser Technology*, Vol. 111, pp. 205-213, 2019.
[2] Kokabi, D., Kaflou, A., Gholamipour, R., Pouranvari, M., "Microstructural evaluation during dissimilar transient liquid phase bonding of TiAl/Ni-based superalloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. *825*, pp. 153999, 2020.
[3] Jamaloei A.D., Salimijazi H.R., Edris H., Mostaghimi J., "Study of TLP bonding of Ti-6Al-4V alloy produced by vacuum plasma spray forming and forging", *Materials & Design*, Vol. 121, pp. 355-366, 2017.
[4] Schneiderman B.T., *Solidification mechanisms of a multi-principal-component alloy for filler applications*, Dissertation, Colorado School of Mines, 2020.
[5] Yuan, L., Yang, Y., Gan, J., Chou, T. H., Zhao, Y., Hao, D., Yang, T., "In-Situ Tib2 Strengthened Multi-Interlayer Composite Bonding Superalloy Joint Using High Entropy Alloy Interlayer", *Available at SSRN 5026034*, 2024.
[6] Hussain M.Z., Jiangtao X., Jinglong L., Siddique F., Zhang L.J., Yajie D., Zhou X.R., "Effect of Ti-Hf-Zr-Cu-Ni high entropy alloy addition on laser beam welded joint of Ti2AlNb based intermetallic alloy", *Journal of Materials Science & Technology*, Vol. *120*, pp. 214-226, 2022.
[7] Yuan, L., Xiong, J., Ren, J., Du, Y., Li, J., "Microstructure and mechanical properties in TLP joint of FeCoNiTiAl alloy and IC10 superalloy using Mn-Ni-Cr filler", *Materials Characterization*, Vol. *178*, pp. 111292, 2021.
[8] Young, A. W., *A study on NiTiSn low-temperature shape memory alloys and the processing of NiTiHf high-temperature shape memory alloys* (Doctoral dissertation, University of North Texas), 2018.
[9] Dong, K., Kong, J., Yang, Y., Peng, Y., Zhou, Q., Wang, K., "Achieving high-strength joining of TiAl-and Ni-based alloys at room temperature and 750℃ via utilizing a quinary FeCoNi-based amorphous filler", *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. *9*(2), pp. 1955-1965, 2020.
[10] 4 Raghavan, V., "Cr-Fe-Ni (chromium-iron-nickel)", *Journal of phase equilibria and diffusion*, Vol. *30*(1), pp.94-95, 2009.
[11] Dematteis, E. M., Berti, N., Cuevas, F., Latroche, M., Baricco, M., "Substitutional effects in TiFe for hydrogen storage: a comprehensive review", *Materials Advances*, Vol. *2*(8), pp. 2524-2560, 2021.

[12] Bateni, M. R., Szpunar, J. A., Ashrafizadeh, F., Zandrahimi, M., "The effect of novel Ti-Cu intermetallic compound coatings on tribological properties of copper", *surfaces*, Vol. *10*(11), pp. 55-62, 2003.

# بررسی مواد و بهینه‌سازی طراحی قطعات هوافضا با فناوری ساخت افزایشی

**حمید مسفروش [*۱]، محمدرضا پاکمنش [۲]، محمدرضا فاضل پرور [۳]**

[*۱] کارشناس محقق، پژوهشکده مواد و انرژی پژوهشگاه فضایی ایران؛ h.mesforoush@isrc.ac.ir

[۲] هیات علمی، پژوهشکده مواد و انرژی پژوهشگاه فضایی ایران؛ mr.pakmanesh@isrc.ac.ir

[۳] کارشناس محقق، پژوهشکده مواد و انرژی پژوهشگاه فضایی ایران؛ mr.fazelparvar@isrc.ac.ir

## چکیده

ساخت افزایشی در سال‌های اخیر به‌عنوان یکی از فناوری‌های تحول‌آفرین در صنعت هوافضا مطرح شده و با ایجاد امکان ساخت قطعات پیچیده، سبک و سفارشی‌سازی‌شده، مرزهای طراحی و تولید را گسترش داده است. سرعت بالای ساخت، کاهش زمان چرخه توسعه محصول و توانایی بهره‌گیری از مواد پیشرفته فلزی، پلیمری و سرامیکی از جمله مزایایی است که این فناوری را به گزینه‌ای جذاب برای کاربردهای حساس هوایی و فضایی تبدیل کرده است. روش‌های گوناگون ساخت افزایشی همچون SLM، EBM و FDM هر یک بر اساس ماهیت فرایند و نوع ماده، در بخش‌های مختلف صنعت هوافضا به‌کار گرفته می‌شوند و امکان تولید قطعاتی نظیر اجزای موتور، ساختارهای سبک هواپیما، کانال‌های خنک‌کاری پیچیده و قطعات ماهواره‌ای را فراهم ساخته‌اند. با وجود این قابلیت‌ها، محدودیت‌هایی همچون نوع مواد اولیه در دسترس، افت رفتار خستگی، ناهمگنی ریزساختاری، چالش‌های کیفیت سطح، محدودیت اندازه قطعه و نیاز به عملیات پس‌پردازش همواره مورد توجه محققان قرار دارد. استفاده از شبیه‌سازی‌های عددی، بهینه‌سازی توپولوژی و کنترل دقیق پارامترهای فرایند در جهت بهبود کیفیت و تکرارپذیری قطعات تولیدی نقش مهمی ایفا می‌کند. با توسعه مواد جدید، اتوماسیون پیشرفته و ادغام هوش مصنوعی در طراحی و کنترل فرایند، آینده‌ای روشن برای گسترش کاربرد ساخت افزایشی در هوافضا پیش‌بینی می‌شود. در این مقاله به ارزیابی روش‌های اصلی ساخت افزایشی برای کاربردهای آن در صنعت هوافضا، چالش‌های فنی و محدودیت‌های موجود، انواع مواد قابل استفاده، نقش شبیه‌سازی و بهینه‌سازی، و همچنین روندهای آینده این فناوری پرداخته شده است.

**کلمات کلیدی:** ساخت افزایشی، صنعت هوافضا، بهینه سازی، روش ساخت و طراحی

## مقدمه

ساخت افزایشی (Additive Manufacturing) یا AM که به چاپ سه‌بعدی نیز شناخته می‌شود، فرآیندی است که در آن مواد به صورت لایه‌لایه و با کنترل نرم افزاری روی هم قرار می‌گیرند تا طرح دیجیتال به یک جسم فیزیکی تبدیل شود. این فرآیند معمولاً توسط چاپگرهای سه‌بعدی و با استفاده از نرم‌افزارهای طراحی به کمک رایانه (CAD) انجام می‌شود و مزایایی چون سرعت بالا، سهولت در اجرا و صرفه‌جویی در مصرف مواد دارد. از مهم‌ترین ویژگی‌های آن، امکان تولید سریع قطعات پیچیده و پیشرفته است؛ بنابراین این فناوری به عنوان روش نمونه‌سازی سریع نیز شناخته می‌شود [۱-۷]. برخلاف روش‌های سنتی تولید که با برداشتن مواد از قطعات بزرگ‌تر یا ورق‌های فلزی کار می‌کنند، چاپ سه‌بعدی با افزودن مواد و شکل‌دهی مستقیم، امکان استفاده بهینه از مواد و دستیابی به دقت بالا را فراهم می‌کند. امروزه، در بسیاری از صنایع، ساخت افزایشی در کنار روش‌های سنتی مانند ساخت کاهشی به کار گرفته می‌شود که به ظهور شرکت‌های تخصصی قطعه‌سازی منجر شده است. ویژگی‌های منحصر به فرد ساخت افزایشی، از جمله ساخت سریع و قابل تنظیم، سبب شده است این فناوری در حوزه‌های متنوعی مانند پزشکی، الکترونیک، هوافضا و خودروسازی به کار گرفته شود. به‌ویژه در صنعت هوافضا، ساخت افزایشی برای ساخت قطعات مختلف و سبک‌سازی ساختارها با حفظ خواص مکانیکی اهمیت ویژه‌ای یافته است. فرآیندهای رایج در این صنعت شامل ذوب انتخابی لیزری (SLM)، تفجوشی انتخابی لیزری (SLS)، ذوب پرتو الکترونی (EBM) و مدل‌سازی رسوب ذوبی (FDM) هستند. قابلیت کنترل ریزساختار و تولید ساختارهای سبک و پیچیده، این فناوری را از مرحله نمونه‌سازی سریع به یک روش تولید مستقیم محصولات با کیفیت بالا و تقریباً نهایی تبدیل کرده است [۸-۱۲].

با وجود این پیشرفت‌ها، چاپ سه‌بعدی هنوز یک فناوری در حال توسعه به خصوص در صنعت هوافضا می باشد. تا قبل از سال ۲۰۱۴ فرایند ساخت افزودنی بیشتر برای تولید قطعات پلیمری در این صنایع مورد استفاده قرار می‌گرفت. در سال ۲۰۱۴ شرکت SpaceX در موشک Falcon 9 بدنه والو اکسادایزر یکی از ۹ موتور Merlin را با استفاده از تکنولوژی ساخت افزودنی تولید نمود که نتایج آزمایشات مؤید خواص مکانیکی بالاتر این قطعه در مقایسه با سایر قطعات مشابه تولید شده با روش‌های سنتی بودند. نکته جالب‌تر این بود که این قطعه در کمتر از دو روز ساخته شد درحالی‌که استفاده از روش‌های سنتی نیاز به زمانی در حدود چندین ماه داشت. پس از آن شرکت Aerojet Rocketdyne یک موتور کامل موشک را با استفاده از روش ساخت افزودنی تولید نمود که همچنان در حال استفاده است. همزمان، این فناوری با چالش‌های فنی پیچیده‌ای روبه‌روست که نیازمند تحقیقات علمی و توسعه مداوم است. امروزه بسیاری از شرکت‌های بزرگ و پیشرو در زمینه ساخت تجهیزات هوافضا در حال بررسی امکان جایگزینی تولید به روش ساخت افزودنی با روش‌های قدیمی‌تر تولید قطعات و تجهیزات می‌باشند. به‌عنوان مثال شرکت Thales Alenia Space که یک شرکت پیشرو در زمینه ساخت تجهیزات فضایی می‌باشد در حال مطالعه بر روی جایگزینی تجهیزات مختلف در دو ماهواره با وزن، اندازه و طراحی مختلف (Sentinel 3 و Euclid) با تجهیزات مشابه ساخته شده توسط فرایند چاپ سه‌بعدی می‌باشد. این تجهیزات از جنس تیتانیوم، آلومینیوم و Invar می‌باشند. تحقیقات اولیه نشان می‌دهد که استفاده از تکنولوژی چاپ سه‌بعدی موجب کاهش وزن، کاهش زباله‌های تولید شده و کاهش نسبی هزینه تولید گردیده است. به طور خلاصه می‌توان بیان کرد که در حال حاضر تکنولوژی ساخت افزودنی در حال گذر از ساخت قطعات ساده‌تر با حساسیت کمتر به ساخت قطعات پیچیده‌تر با حساسیت بیشتر می‌باشد. سازنده‌های بزرگ و پیشرو در ساخت تجهیزات فضایی در جهان امروزه توجه خاصی به این تکنولوژی در تولید قطعات و تجهیزات فضایی نموده‌اند [۱۶-۱۳].

هدف از فرآیندهای ساخت افزایشی، ساخت و ادغام لایه‌ها با روش‌های مختلف است. بسته به مکانیزم شکل‌گیری هر لایه، این فرآیندها را می‌توان به هفت دسته شامل اسپری چسب، اکستروژن مواد، رسوب انرژی‌دار، اسپری مواد، همجوشی بستر پودر، ورقه‌ورقه کردن صفحات نازک و فوتوپلیمریزاسیون تقسیم کرد. همچنین، چاپ سه‌بعدی از دو منظر قابل دسته‌بندی است: (i) بر اساس حالت فیزیکی ماده اولیه (جامد، مایع یا پودر) و (ii) بر اساس روش ذوب یا پخت مواد، مانند گرما، نور فرابنفش، لیزر یا پرتو الکترونی [۱۹-۱۷]. از میان این روش‌ها، چند فناوری اصلی در صنعت هوافضا کاربرد گسترده‌ای دارند که در ادامه به اختصار معرفی می‌شوند:

- مدل سازی رسوب ذوبی Fused Deposition Modeling (FDM)

مدل‌سازی رسوب ذوبی یکی از متداول‌ترین روش‌های ساخت افزایشی است که با رسوب لایه‌به‌لایه مواد ترموپلاستیکی، قطعات سه‌بعدی تولید می‌کند. فرآیند FDM شامل طراحی مدل سه‌بعدی در نرم‌افزارCAD ، تبدیل آن به فرمتSTL ، برش لایه‌ای مدل توسط نرم‌افزار Slice و چاپ لایه‌به‌لایه قطعه با استفاده از چاپگر سه‌بعدی است. پس از چاپ، عملیات پس‌پردازش بر روی قطعه انجام می‌شود تا خواص نهایی و دقت ابعادی بهبود یابد. در کاربردهای پیشرفته، به ویژه در صنعت هوافضا، مواد تقویت‌کننده مانند الیاف کربن یا نخ‌های طبیعی به ماده پایه اضافه می‌شوند تا استحکام کششی و مقاومت مکانیکی قطعات افزایش یابد. این رویکرد امکان تولید قطعات سبک و پیچیده بدون نیاز به قالب‌گیری را فراهم می‌کند و موجب صرفه‌جویی در زمان و مواد می‌شود. تحقیقات نشان داده‌اند که پارامترهای فرآیندFDM ، از جمله ضخامت لایه، تعداد پوسته، روش پر کردن و درصد پر شدن، نقش حیاتی در تعیین مقاومت مکانیکی قطعات دارند. درصد پر شدن به‌ویژه بر مقاومت فشاری و خمشی تاثیرگذار است و سایر پارامترها نقش ثانویه دارند. علاوه بر این، ترکیب بهینه پارامترها امکان دستیابی به خواص مکانیکی مطلوب برای کاربردهای هوافضا را فراهم می‌کند، جایی که قطعات باید همزمان سبک و مقاوم باشند. با توجه به این ویژگی‌ها، FDM به عنوان یک روش سریع، اقتصادی و انعطاف‌پذیر برای تولید قطعات پلیمری و کامپوزیتی، به‌ویژه در صنایع حساس مانند هوافضا، شناخته می‌شود و قابلیت تولید اجزای پیچیده با خواص مکانیکی قابل قبول را دارد [۲۲-۲۰].

- ذوب لیزری انتخابی Selective Laser Melting (SLM)

ذوب لیزری انتخابی یکی از فناوری‌های پیشرفته و آینده‌دار در حوزه ساخت افزایشی به‌شمار می‌رود که در دسته فرآیندهای همجوشی بستر پودر قرار دارد. این فناوری با حذف یا کاهش نیاز به عملیات پس از تولید، امکان ساخت مستقیم قطعات سه‌بعدی را فراهم می‌کند. فرآیند SLM عمدتاً شامل آماده‌سازی مواد و چاپ سه‌بعدی است؛ به‌طوری‌که ابتدا مدل سه‌بعدی توسط نرم‌افزارهای CAD طراحی و پس از تبدیل به فرمت STL برش داده می‌شود. سپس لیزر پرانرژی به‌صورت لایه‌به‌لایه پودر فلزی را ذوب کرده و با تکرار فرآیند پخش و ذوب، قطعه نهایی شکل می‌گیرد.

مطالعات مختلف نشان داده‌اند که پارامترهای فرآیند SLM تأثیر متفاوتی بر خواص قطعات تولیدی دارند. برای مثال، توان و سرعت اسکن لیزر اثر قابل‌توجهی بر دقت ابعادی داشته، اما تأثیر آن‌ها بر خواص الاستیک محدود است، در حالی که نوع سلول واحد و ابعاد ساختار نقش تعیین‌کننده‌ای

در خواص مکانیکی ایفا می‌کنند. همچنین، آلیاژهای آلومینیوم و تیتانیوم تولیدشده به روش SLM به‌دلیل نسبت استحکام به وزن بالا، گزینه‌ای مناسب برای کاربردهای هوافضا محسوب می‌شوند. نتایج پژوهش‌ها نشان می‌دهد که عملیات حرارتی در برخی آلیاژها، مانند ®Scalmalloy، تأثیر محدودی بر خواص مکانیکی دارد، در حالی که در آلیاژ Ti-6Al-4V، فرآیندهای پس‌پردازش می‌توانند نقایص و تنش‌های پسماند را کاهش دهند. علاوه بر این، نانوکامپوزیت‌های زمینه فلزی به‌دلیل خواصی نظیر سختی ویژه بالا و ضریب انبساط حرارتی نزدیک به صفر، توجه زیادی را در صنایع پیشرفته به‌ویژه هوافضا به خود جلب کرده‌اند. با وجود محدودیت‌های تولید و هزینه، فناوری SLM به‌عنوان رویکردی نویدبخش، پتانسیل بالایی برای غلبه بر چالش‌های ساخت و توسعه این مواد پیشرفته نشان می‌دهد [۲۷-۲۳].

## مواد و روش پژوهش

این پژوهش از نوع مروری نظام‌مند است و با هدف جمع‌بندی، طبقه‌بندی و مقایسه دانش موجود درباره مواد قابل استفاده و رویکردهای بهینه‌سازی طراحی قطعات هوافضا در فناوری ساخت افزایشی با توجه به نیاز پژوهشکده مواد و انرژی انجام شده است. رویکرد تحلیل در این مقاله کیفی ـ توصیفی و تطبیقی بوده و تمرکز آن بر استخراج روندها، چالش‌ها، راهکارهای فنی، و شکاف‌های پژوهشی است.

## نتایج و بحث

### الف- ملاحظات مواد در صنایع هوافضا

مواد سازه‌ای هوانوردی به موادی اطلاق می‌شود که در اجزای اصلی هواپیما، به‌ویژه بدنه و موتور، مورد استفاده قرار می‌گیرند که در این میان، مواد موتور از اهمیت ویژه‌ای برخوردارند. آلیاژهای آلومینیوم و تیتانیوم، فولادهای با استحکام بالا و سایر فلزات سنتی سهم عمده‌ای از این مواد را تشکیل می‌دهند، هرچند امروزه با رقابت فزاینده‌ای از سوی کامپوزیت‌های پلیمری، کامپوزیت‌های زمینه فلزی و مواد غیرفلزی مواجه هستند [۲۸]. به طور کلی، مواد مورد استفاده در هواپیما به مواد بدنه، مواد موتور و پوشش‌ها تقسیم می‌شوند که مهم‌ترین آن‌ها مواد سازه‌ای بدنه و مواد موتور هستند. مواد غیرسازه‌ای شامل موادی نظیر اجزای شفاف، تجهیزات کابین، مواد تزئینی و قطعات جانبی سیستم‌های هیدرولیک و تهویه مطبوع بوده و اگرچه از تنوع بالایی برخوردارند، سهم کمتری در جرم کلی هواپیما دارند. الزامات عملکردی اجزای سازه‌ای هوافضا عمدتاً بر کاهش وزن، استحکام مکانیکی بالا و مقاومت مطلوب در برابر ضربه متمرکز است. در این راستا، مواد اولیه سازگار با فناوری‌های ساخت افزایشی در صنعت هوافضا شامل فلزات و آلیاژها، سرامیک‌ها، پلیمرها و انواع مواد کامپوزیتی هستند که امکان پاسخ‌گویی همزمان به این الزامات را فراهم می‌کنند که در ادامه به بررسی هر کدام از این موضوعات پرداخته می‌شود.

- فلزات و آلیاژها

ساخت افزایشی به طیف گسترده‌ای از مواد نیاز دارد و با گسترش کاربردها و پیشرفت فناوری، مواد جدید به‌طور مستمر معرفی می‌شوند. پژوهش‌های متعددی بر استفاده از آلیاژهای مختلف در فرآیندهای ساخت افزایشی متمرکز شده‌اند. حداقل ضخامت لایه در این فناوری، بسته به نوع فرآیند و خواص فیزیکی ماده، معمولاً در بازه ۲۰ تا ۱۰۰ میکرومتر قرار دارد. در ساخت قطعات هوافضایی، فلزاتی نظیر فولادهای ابزار و ضدزنگ، آلیاژهای تیتانیوم، نیکل و آلومینیوم بیشترین کاربرد را دارند، هرچند فلزات گران‌بها مانند طلا، پلاتین و نقره نیز برای کاربردهای خاص مورد استفاده قرار می‌گیرند. جدول ۱ برخی از مواد معمول فلزی مورد استفاده در صنعت هوافضا را نشان می‌دهد.

در میان این مواد، آلیاژهای پایه تیتانیوم و پایه نیکل از اهمیت ویژه‌ای در صنعت هوافضا برخوردارند. سوپرآلیاژهای پایه نیکل به دلیل عملکرد عالی در دماهای بالا و مقاومت مناسب در محیط‌های خورنده و اکسیدکننده، گزینه‌ای ایده‌آل برای اجزای در معرض شرایط کاری شدید محسوب می‌شوند. با وجود تمایل این آلیاژها به ترک‌خوردگی در فرآیند ساخت افزایشی، استفاده از روش‌هایی مانند پرس ایزواستاتیک گرم می‌تواند خواص مکانیکی آن‌ها را بهبود بخشد [۳۳-۲۹]. از سوی دیگر، توسعه ساختارهای دوفلزی و چندماده‌ای با ترکیب آلیاژهای مختلف هوافضایی، امکان ارتقای قابل‌توجه خواص ترموفیزیکی و مکانیکی را فراهم کرده است. به‌ویژه آلیاژهای NiTi به دلیل برخورداری از اثر حافظه شکلی و فوق‌الاستیسیته، کاربردهای گسترده‌ای یافته‌اند. با توجه به حساسیت بالای خواص این آلیاژها به پارامترهای فرآیند، به‌کارگیری روش‌های یادگیری ماشینی برای پیش‌بینی و بهینه‌سازی شرایط ساخت افزایشی، نتایج امیدوارکننده‌ای نشان داده است [۳۴]. قابل ذکر است که آلیاژ Ti-6Al-4V به دلیل استحکام بالا، چقرمگی شکست مناسب، چگالی کم و مقاومت مطلوب در برابر خوردگی، توجه ویژه‌ای در صنعت هوافضا به خود جلب کرده است. با این حال، علی‌رغم مزایای قابل‌توجه ساخت افزایشی این آلیاژ، چالش‌هایی نظیر بهبود خواص خستگی همچنان باقی است. مطالعات نشان می‌دهد که زبری

سطح نقش تعیین‌کننده‌ای در رفتار خستگی دارد و به‌کارگیری فرآیندهای تکمیلی سطحی و عملیات پس‌پردازش می‌تواند به‌طور مؤثری عملکرد خستگی قطعات تولیدشده با روش‌های SLM و EBM را ارتقا دهد [۳۸-۳۵].

**جدول۱: مواد فلزی مورد استفاده در ساخت افزایشی در صنعت هوافضا [۳۸-۲۸].**

| ماده اولیه فلزی | نقطه ذوب(°C) | سیستم‌های ساخت افزایشی | کاربرد در صنعت هوا فضا |
|---|---|---|---|
| Titanium Alloy (Ti-6Al-4V) | 1660 | PBF (SLM/EBM), DED | قطعات موتور، سازه بدنه، اجزای توربین، اتصالات سبک‌وزن |
| Inconel 718 (Superalloy) | 1336–1600 | PBF, DED | محفظه احتراق، نازل راکت، قطعات مقاوم به حرارت بالا |
| Inconel 625 | 1290–1350 | PBF, DED | نازل‌ها، اگزوز موتور جت، اجزای مقاوم به خوردگی |
| Aluminum Alloy (AlSi10Mg) | 570 | PBF (SLM), Binder Jetting | قطعات سبک، براکت‌ها، اجزای ساختاری کم‌بار |
| Maraging Steel (18Ni300) | 1400–1500 | SLM, DED | قطعات با استحکام بالا، ابزار دقیق، چاهک‌های بارگذاری |
| Copper Alloy (CuCrZr) | 1085 | SLM, DED | سردکننده‌های راکت، انتقال حرارت، اجزای هدایت حرارتی بالا |
| Nickel-based Superalloys (Rene, Hastelloy) | 1300–1500 | PBF, DED | موتور جت، سامانه‌های پیشرانه، اجزای مقاوم اکسایش |

- پلیمرها و کامپوزیت‌ها

پلیمرها و کامپوزیت‌ها از پرکاربردترین مواد در فناوری‌های ساخت افزایشی به‌شمار می‌روند و نخستین روش‌های چاپ سه‌بعدی عمدتاً بر پایه پلیمرهای خالص توسعه یافته‌اند. در میان این فناوری‌ها، مدل‌سازی رسوب ذوب‌شده (FDM) به دلیل هزینه پایین، سادگی فرآیند و ضایعات کم، کاربرد گسترده‌ای دارد. با این حال، محدودیت خواص مکانیکی پلیمرهای خالص، توجه پژوهش‌ها را به سمت کامپوزیت‌های پلیمری با عملکرد مکانیکی بالاتر سوق داده است. مطالعات نشان می‌دهد که افزودن الیاف تقویت‌کننده، به‌ویژه الیاف کربن، می‌تواند به‌طور چشمگیری استحکام کششی و مقاومت خمشی پلیمرها را افزایش دهد. کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف پیوسته معمولاً خواص مکانیکی بهتری نسبت به نمونه‌های دارای الیاف کوتاه از خود نشان می‌دهند و برای کاربردهای مهندسی پیشرفته مناسب‌تر هستند. در این راستا، فرآیندهایی نظیر ساخت رشته‌های ذوب‌شده (FFF) به‌عنوان رویکردی نوآورانه برای نمونه‌سازی سریع و تولید قطعات سفارشی مطرح شده‌اند. خواص مکانیکی این کامپوزیت‌ها به‌طور قابل‌توجهی به کیفیت سطح مشترک میان الیاف و ماتریس پلیمری وابسته است. بهبود این سطح مشترک از طریق روش‌هایی مانند عملیات فراصوت مورد توجه قرار گرفته است که عمدتاً باعث اصلاح فیزیکی ناحیه اتصال و افزایش استحکام کششی و خمشی می‌شود. علاوه بر این، استفاده از پلیمرهای مهندسی پیشرفته نظیر پلی‌اتر اتر کتون (PEEK) در ترکیب با الیاف کربن، به دلیل مقاومت حرارتی بالا و پایداری شیمیایی مطلوب، کاربرد گسترده‌ای در صنعت هوافضا یافته است. نتایج پژوهش‌ها نشان می‌دهد که عملیات ترکیبی پلاسما و لیزر می‌تواند پیوند سطح مشترک را در مقیاس‌های ماکرو و میکرو بهبود داده و نقش اصلاحات میکروساختاری ناشی از پلاسما در ارتقای عملکرد مکانیکی برجسته‌تر است [۴۱-۳۹].

در نهایت، با توجه به نیاز فزاینده به سازه‌های فوق‌سبک و پایدار در شرایط شدید فضایی، توسعه کامپوزیت‌های پلیمری تقویت‌شده با الیاف کربن که دارای ضریب انبساط حرارتی نزدیک به صفر هستند، اهمیت ویژه‌ای یافته است. این مواد با تضمین پایداری ابعادی و استحکام بالا، گزینه‌ای کلیدی برای کاربردهای پیشرفته در اکتشافات فضایی و سامانه‌های هوافضایی محسوب می‌شوند [۴۳-۴۱]. جدول۲ مواد پایه پلیمری مرسوم مورد استفاده در صنعت هوافضا را نشان می‌دهد.

- سرامیک‌ها

سرامیک‌ها در مقایسه با فلزات و پلیمرها دارای خواصی ممتاز همچون نقطه ذوب بسیار بالا، استحکام مکانیکی قابل توجه و پایداری حرارتی برجسته هستند و به همین دلیل در کاربردهای هوافضایی اهمیت ویژه‌ای دارند. آلومینا ($Al_2O_3$) و زیرکونیا ($ZrO_2$) از جمله سرامیک‌های پرکاربرد در این

حوزه هستند که به‌واسطه چقرمگی، مقاومت شیمیایی و عملکرد حرارتی برتر، گزینه‌های ایده‌آلی برای محیط‌های سخت به‌شمار می‌روند [۴۵-۴۴].
جدول۳ مواد پایه سرامیک معمول مورد استفاده در صنعت هوافضا را نشان می‌دهد.

**جدول۲ : مواد پلیمری مورد استفاده در ساخت افزایشی در صنعت هوافضا [۴۳-۳۹].**

| ماده پلیمری | نقطه ذوب(°C) | سیستم‌های ساخت افزایشی | کاربرد در صنعت هوا فضا |
|---|---|---|---|
| PEEK (Poly-Ether-Ether-Ketone) | 343 | FFF/FGF, SLS, FDM | اجزای موتور، قطعات مقاوم حرارت، اتصالات ساختاری، قطعات کابین |
| PEKK (Poly-Ether-Ketone-Ketone) | 305–335 | FDM/FFF, SLS | قطعات سبک‌وزن ساختاری، عایق‌های حرارتی، اجزای مقاوم خوردگی |
| ULTEM 9085 (PEI – Polyetherimide) | 217 | FDM | بدنه داخلی هواپیما، کانال‌ها، نگهدارنده‌ها، قطعات بادوام سبک |
| Nylon 12 (PA12) | 178–182 | SLS, MJF | قطعات سبک، پوشش‌ها، براکت‌ها، کانال‌های جریان |
| Nylon 6 (PA6) | 220–230 | FDM, SLS | اجزای نیمه‌ساختاری، محفظه‌ها، نگهدارنده‌های سبک |
| Polycarbonate (PC) | 155 | FDM, FFF | قطعات شفاف، محفظه‌ها، بخش‌های مقاوم ضربه |
| ABS (Acrylonitrile Butadiene Styrene) | 105 | FDM | نمونه‌سازی سریع، مدل‌های عملکردی، قطعات داخلی |
| PLA (Polylactic Acid) | 150–160 | FDM | مدل‌سازی اولیه، نمونه‌سازی سریع |
| PETG | 230 | FDM | قطعات نیمه‌شفاف، بخش‌های مقاوم ضربه |
| Carbon-Fiber Reinforced Nylon (CF-PA) | 180–200 | FDM, SLS | قطعات سبک با استحکام بالا، براکت‌ها، سازه‌های مقاوم |

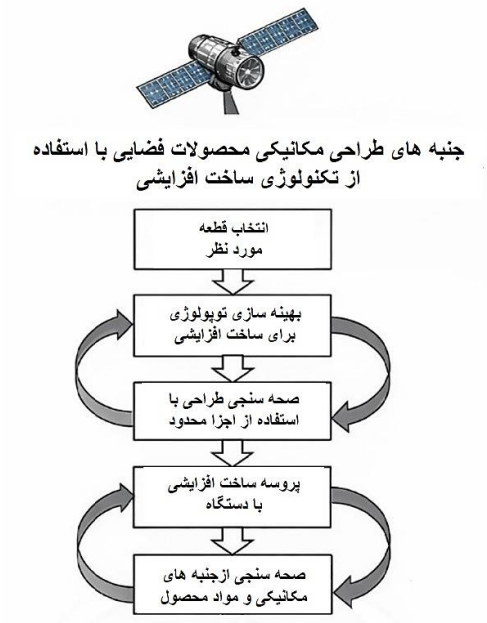
**جدول۳ : مواد سرامیکی مورد استفاده در ساخت افزایشی در صنعت هوافضا [۴۸-۴۴].**

| ماده سرامیکی | نقطه ذوب(°C) | سیستم‌های ساخت افزایشی مورد استفاده | کاربرد در صنعت هوا فضا |
|---|---|---|---|
| Alumina ($Al_2O_3$) | 2070 | SLA/Photopolymerization, DIW, Binder Jetting, PBF | عایق حرارتی، قطعات مقاوم به سایش، نازل‌ها، اجزای حفاظ گرمایی، نمونه‌سازی |
| Zirconia ($ZrO_2$) | 2715 | SLA/Photopolymerization, DIW, Binder Jetting | قطعات مقاوم به دما، نازل موتور، کامپوزیت‌های تقویت‌کننده، اجزای پایداری حرارتی |
| Silicon Carbide (SiC) | 2730 | Extrusion ،Binder Jetting ،SLS/PBF | سپر حرارتی، قطعات مقاوم به شوک حرارتی، آستر محفظه احتراق، اجزای موتورهای جت |
| Silicon Nitride ($Si_3N_4$) | ~1900 | SLS/SLA/DIW | یاتاقان‌ها، پره‌های مقاوم به حرارت، اجزای ساختاری با استحکام بالا |
| Aluminum Nitride (AlN) | 2200 | SLA/DIW | اجزای با هدایت حرارتی بالا، قطعات الکترونیکی هوافضا، ساب‌استرهای حرارتی |
| Zirconia Toughened Alumina (ZTA) | ~1900–2000 | SLA/Photopolymerization | قطعات مقاوم به ضربه، قطعات ساختاری سبک با مقاومت حرارتی |
| Ceramic Matrix Composite (CMC)پایه زیکونیا | متغیر (تا ۲۵۰۰+) | PBF ،Extrusion | صفحات محافظ حرارتی، اجزای موتور، ساختارهای مقاوم به اکسایش |
| Aerogel-based Ceramics | 1200–1500 | Direct Ink Writing (DIW) | بازرسی حرارتی، عایق‌های سبک برای مأموریت‌های فضایی |

در برنامه‌های فضایی سرنشین‌دار و تلاش برای ایجاد ایستگاه‌های فضایی مستقل، فناوری ساخت افزایشی به‌عنوان ابزاری کلیدی مطرح شده است. پژوهش‌ها نشان داده‌اند که فرآیند ذوب بستر پودر (PBF) می‌تواند برای شبیه‌سازی و ساخت مواد چندجزئی مشابه رگولیت ماه و مریخ به‌کار گرفته شود. مطالعات نشان می‌دهد که رگولیت مصنوعی تولید شده از طریق PBF شباهت بیشتری به نمونه ماه دارد، در حالی که برای مریخ، استفاده از منابع درجا مانند آب برای فرآیندهای قالب‌گیری، راهکاری مناسب برای تولید قطعات سرامیکی با خواص مکانیکی پایدار ارائه می‌دهد. این دستاورد می‌تواند قدمی اولیه در مسیر سکونت انسان در مریخ باشد. سرامیک‌ها و کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت‌شده با سرامیک به دلیل مقاومت دمایی و شیمیایی استثنایی، به‌طور گسترده در محیط‌های عملیاتی بسیار دشوار مورد استفاده قرار می‌گیرند. سرامیک‌های مهندسی در ساخت افزایشی، به‌ویژه در کاربردهای هوافضایی، جذابیت زیادی دارند زیرا می‌توانند در دماهای بسیار بالا، خواص مکانیکی خود را حفظ کنند. زیرکونیا، به‌طور خاص، به دلیل چقرمگی بالا، خاصیت عایق حرارتی و رسانایی یونی مورد توجه است. با این حال، پردازش سرامیک‌ها با چالش‌های قابل توجهی روبه‌رو است. به منظور رفع این چالش‌ها، روش‌های نوآورانه‌ای برای ساخت افزایشی قطعات سرامیکی معرفی شده‌اند که ترکیبی از اکستروژن سرنگی و پخت UV را به‌کار می‌گیرند. این رویکرد امکان ساخت قطعات سرامیکی چندماده‌ای با هندسه‌های پیچیده و کیفیت بالا را فراهم می‌کند. به طور کلی، انتخاب مناسب‌ترین فناوری ساخت افزایشی برای کاربردهای مختلف به ویژگی‌های ماده، روش پردازش و الزامات عملکردی بستگی دارد [۴۸-۴۶].

## ب- جنبه‌های طراحی مکانیکی محصولات هوافضا با استفاده از فناوری ساخت افزایشی

در سال‌های اخیر، فناوری ساخت افزایشی به عنوان یک رویکرد تحول‌آفرین در طراحی و تولید قطعات هوافضا مطرح شده است. این فناوری با فراهم‌کردن آزادی بیشتر در هندسه‌سازی، امکان تولید ساختارهای پیچیده و سبک‌وزن را فراهم می‌سازد که دستیابی به آن‌ها با روش‌های ساخت سنتی دشوار یا حتی غیرممکن است. با این حال، بهره‌گیری مؤثر از ظرفیت‌های ساخت افزایشی نیازمند یک فرآیند طراحی مهندسی‌شده و مرحله‌به‌مرحله است که در آن ویژگی‌های مکانیکی، الزامات عملکردی و محدودیت‌های تولید هم‌زمان در نظر گرفته شوند. شکل ۱، چارچوبی کلی از جریان طراحی قطعات هوافضا برای ساخت افزایشی را نمایش می‌دهد. این فرآیند با انتخاب قطعه مناسب آغاز می‌شود، جایی که تصمیم‌گیری درباره اینکه کدام بخش از سامانه می‌تواند بیشترین مزیت را از ساخت افزایشی کسب کند صورت می‌گیرد. در مرحله بعد، بهینه‌سازی توپولوژی با توجه به محدودیت‌ها و قابلیت‌های فناوری ساخت افزایشی انجام می‌شود تا ساختاری سبک‌تر اما مقاوم‌تر حاصل گردد. خروجی این مرحله برای ارزیابی دقیق‌تر وارد تحلیل‌های عددی و تأیید طراحی با روش اجزاء محدود (FEM) می‌شود تا اطمینان حاصل گردد که طرح نهایی قادر به تحمل بارهای عملیاتی خواهد بود.




**شکل ۱: دیاگرام پروسه طراحی ساخت افزایشی در محصولات ساخت افزایشی [نویسنده].**

پس از تأیید طراحی، مدل نهایی در مرحله ساخت افزایشی تولید می‌شود. اما این پایان کار نیست؛ زیرا ویژگی‌های مکانیکی و کیفیت ساخت قطعه تولیدشده باید در مرحله تأیید مکانیکی و مواد بررسی و با نتایج طراحی تطبیق داده شوند. در صورت عدم انطباق، چرخه‌ی بازخورد فعال شده و طرح برای اصلاحات لازم مجدداً به مراحل قبلی بازگردانده می‌شود. این رویکرد یکپارچه، نه‌تنها به دستیابی به طراحی‌های سبک‌وزن و مستحکم کمک می‌کند، بلکه ریسک‌های مرتبط با عملکرد قطعات حیاتی هوافضا را نیز کاهش می‌دهد. چنین فرآیند سیستماتیکی، پایه‌ای ضروری برای توسعه محصولات نوآورانه و قابل اعتماد با بهره‌گیری از فناوری ساخت افزایشی در صنایع هوافضا به شمار می‌رود. در ادامه این بخش به سه رکن اصلی در مبحث طراحی برای ساخت افزایشی محصولات هوافضا پرداخته می¬شود [۴۹-۵۱].

- بهینه سازی توپولوژی

طراحی بهینه با استفاده از بهینه‌سازی توپولوژی Topology Optimization به کاهش وزن، صرفه‌جویی در مواد و کاهش هزینه‌های انرژی و حمل‌ونقل کمک می‌کند. ساخت افزایشی نیز برای کاهش وزن و زمان توسعه محصول کاربرد دارد. بهینه‌سازی توپولوژی یکی از ابزارهای قوی در مهندسی هوافضا برای کاهش وزن و بهبود عملکرد است و طراحی مولد به مهندسین امکان می‌دهد چندین هدف طراحی مانند کاهش وزن، کاهش هزینه، افزایش سختی و استفاده بهینه از مواد را دنبال کنند. بهینه‌سازی توپولوژی به‌طور مؤثر در طراحی سازه‌های هواپیما، تقویت‌کننده‌ها، سیستم‌های چندجزئی هوافضا و طراحی اتصالات چندگانه استفاده می‌شود. این روش در فرآیند ساخت افزایشی برای کاهش مواد پشتیبان و زمان ساخت کاربرد دارد [۵۲-۵۴]. فرآیند بهینه‌سازی توپولوژی برای ساخت افزایشی شامل انتخاب قطعه، طراحی توپولوژی، تحلیل اجزای محدود، ساخت افزایشی و تأیید نهایی عملکرد مکانیکی و مواد است و با حلقه‌های بازخورد اطمینان از عملکرد واقعی قطعات بهینه‌شده را تضمین می‌کند. بهینه‌سازی طراحی با بهینه‌سازی توپولوژی نقش مهمی در کاهش وزن، صرفه‌جویی در مواد و افزایش کارایی هواپیما از طریق کاهش مصرف انرژی و هزینه‌های حمل‌ونقل دارد. بهینه‌سازی توپولوژی، که ساختار قطعات را بهینه‌سازی می‌کند، به‌عنوان یکی از مؤثرترین ابزارهای طراحی در مهندسی هوانوردی و هوافضا شناخته می‌شود و طراحی مولد به مهندسین امکان می‌دهد چندین هدف طراحی از جمله کاهش وزن، کاهش هزینه، افزایش سختی و استفاده بهینه از مواد را هم‌زمان دنبال کنند. مطالعات موردی نشان داده‌اند که با استفاده ترکیبی از بهینه‌سازی توپولوژی و اندازه، می‌توان قطعات هوافضایی مانند براکت‌ها را مجدداً مدل‌سازی و طراحی کرد، به‌طوری که کاهش وزن ۱۸٪ حاصل شود. همچنین، طراحی سازه‌های تحت بارگذاری حرارتی-مکانیکی می‌تواند با ادغام بهینه‌سازی توپولوژی ترموالاستیک با فناوری‌های ساخت افزایشی به‌طور مؤثر انجام شود. مطالعات دیگر با ترکیب بهینه‌سازی توپولوژی، شکل و استفاده از مواد شبکه‌ای روش‌هایی برای طراحی سازه‌های سبک و ایمن ارائه کرده‌اند. در این روش، ابتدا طرح مفهومی با بهینه‌سازی توپولوژی ایجاد می‌شود و سپس بهینه‌سازی اندازه و شکل برای کاهش تمرکز تنش و توزیع یکنواخت انرژی کرنش اعمال می‌شود. در مرحله نهایی، بهینه‌سازی چندمقیاسی با استفاده از مواد شبکه‌ای انجام می‌شود. یک مطالعه موردی از لولای درب هواپیما نشان داد که با استفاده از آلیاژ تیتانیوم Ti6Al4V و طراحی مواد شبکه‌ای می‌توان وزن قطعه را تا حدود ۴۴٪ کاهش داد. با این حال، محدودیت مدل‌های بهینه‌سازی شبکه‌ای این است که در صورت تغییر طراحی، کل فرآیند بهینه‌سازی باید دوباره تکرار شود، زیرا مدل‌های بهینه‌شده قبلی ممکن است دیگر مفید نباشند. این مطالعات همچنین بر اهمیت در نظر گرفتن ویژگی‌های مواد، عملکرد قطعه، عملیات پس از پردازش و عوامل هزینه در فرآیند طراحی و ساخت قطعات تأکید دارند. مطالعات نشان داده‌اند که بهینه‌سازی توپولوژی می‌تواند وزن قطعات هوافضایی را به‌طور چشمگیری کاهش دهد: برای مثال، تکیه‌گاه رابط پرتابگر VEGA تا ۶۳٪ و اهرم تا ۳۲٪ کاهش وزن داشته‌اند، در حالی که محفظه سازه‌ای تا ۱۹٪ سبک‌تر شده است. کاهش رابط‌های اتصال نیز می‌تواند به کاهش وزن بیشتر منجر شود. روش تولید ترکیبی افزایشی-کاهشی Hybrid Additive-Subtractive Manufacturing (HASM)، که مزایای ساخت افزایشی و ماشینکاری دقیق را ترکیب می‌کند، به بهبود دقت ابعادی و کیفیت سطح کمک می‌کند، اما تحقیقات کمی درباره بهینه‌سازی توپولوژی برای HASM انجام شده است [۵۴-۵۸].

- طراحی مولد

در سال‌های اخیر، با ظهور فرآیند طراحی مولد Generative Design (GD) برای ساخت افزایشی، امکان بررسی فضای طراحی برای اهداف چندگانه با در نظر گرفتن الزامات چند رشته‌ای فراهم شده است. طراحی مولد بخشی از خانواده تکنیک‌های طراحی برای ساخت افزایشی است که انبوهی از نتایج طراحی را در چندین زمینه فنی مقایسه و در نظر می‌گیرد. طراحی مولد با تضمین طراحی صحیح در فناوری تولید مناسب، مطلوب‌ترین نتیجه را با افزایش عملکرد و کارایی قطعات، سبک‌تر ارائه می‌دهد. این روش به عنوان روشی مؤثر برای پیش‌بینی، تجزیه و تحلیل و طراحی فرآیندهای AM به کار گرفته شده است. نرم‌افزار پیشرفته GD مهندسان را قادر می‌سازد تا طرح‌های هوافضا را برای بهره‌مندی از

فرآیندهای AM به طور خاص بهینه کنند. این پیشرفت‌ها می‌توانند با افزایش راندمان موتور، کاهش نیروی پسا و کاهش جرم، هزینه چرخه عمر هواپیما را کاهش دهند. ابزارهای GD قطعات یا مجموعه‌های بهینه‌شده را با قدرت محاسباتی و تکنیک‌های بهینه‌سازی ارائه می‌دهند.
گروهی از محققان تلاش کردند تا وزن و زمان چرخه را در حین تولید انبوه قطعات هوافضا با استفاده از تکنیک‌های طراحی مولد کاهش دهند. بهینه‌سازی توپولوژی و اندازه را برای کاهش جرم یک براکت هوافضای سنگین انجام دادند. تحقیقات آنها کاهش ۳۰ درصدی جرم سازه‌ای براکت هوافضا را با رعایت تمام معیارهای عملکرد مکانیکی نشان داد. به عنوان مثال برخی از محققان از روش طراحی مولد برای طراحی براکت کمربند ایمنی استفاده کردند. مطالعه آنها یک گردش کار طراحی مولد را برای مواجهه با نرم‌افزارها و تکنیک‌های مختلف پیشنهاد کرد. مطالعه آنها به دامنه کار آینده برای بهبود روش پیشنهادی با پیاده‌سازی موارد استفاده جدید اشاره کرد. علاوه بر این، مطالعه آنها بر تحقیقات بیشتر در مورد ادغام نوآوری‌های آینده مربوط به پیشرفت در طراحی مولد و تولید انبوه تأکید کرد. برخی از مطالعات روشی را برای کشف طرح‌های جدید چاپگرهای مصرفی پیشنهاد کردند که می‌توانند به سایر مسائل طراحی عملکردی تعمیم داده شوند. روش پیشنهادی شامل سه جزء است: اول، یک فضای جستجوی مؤثر از طریق یک خودرمزگذار متغیر آموخته می‌شود؛ دوم، یک مدل جایگزین برای طرح‌های عملکردی ساخته می‌شود؛ و سوم، از یک الگوریتم ژنتیک برای به‌روزرسانی همزمان پارامترهای فوق جایگزین و بهینه‌سازی طرح‌ها با استفاده از جایگزین به‌روزرسانی‌شده استفاده می‌شود. از تحقیقات محدود موجود، چنین استنباط می‌شود که طراحی مولد، طیف بسیار بالاتری از گزینه‌های طراحی را در اختیار طراحان و تولیدکنندگان قرار می‌دهد تا با توجه به محدودیت‌های کلیدی طراحی، بهترین گزینه طراحی مناسب را انتخاب کنند. علاوه بر این، در GD، قابلیت‌ها و محدودیت‌های فرآیند تولید هنگام توسعه مفهوم در نظر گرفته می‌شوند، نه اینکه پس از توسعه مفهوم، روی آنها کار شود. طراحی با استفاده از روش‌های مولد، طرح نهایی را به صورت خودکار تولید می‌کند. GD برای تولید سریع مفاهیم طراحی و دستیابی به راه‌حل‌های متعدد برای این مفاهیم در حال ظهور است. با این حال، پیاده‌سازی موفقیت‌آمیز آن برای فرآیندهای مختلف AM نیاز به توجه فوری به هزینه محاسباتی آن و نیاز به پس‌پردازش در مراحل مختلف فرآیند دارد. مطالعات نشان می‌دهد که چشم‌اندازهای ارائه شده توسط GD به اندازه کافی بررسی نشده‌اند. برخی مطالعات به طراحی اجزای کوچک پرداخته‌اند، اما موارد بسیار کمی از آن در حوزه هوانوردی گزارش شده است [۶۱-۵۹].

- مدل سازی و شبیه سازی

در ساخت افزایشی فلزی، قطعات به دلیل رسوب مخلوط‌های گرم شده از مواد بعضا ذره‌ای روی سطوح و سپس اتصال و خنک شدن بعدی، مستعد ایجاد ریزساختارهای پیچیده و تنش‌های پسماند هستند. خواص اجزای ساخته شده با فرآیند ساخت افزایشی به طور قابل توجهی تحت تأثیر ویژگی‌های ریزساختاری ماده قرار می‌گیرند. برای تأیید آنها برای قطعات هوافضا، دانستن رفتار و خواص مواد یا قطعات ساخته شده با فرآیند ساخت افزایشی اجتناب‌ناپذیر است. از تکنیک‌های شبیه‌سازی و مدل‌سازی برای درک تأثیر پارامتری بر عملکرد فرآیند ساخت افزایشی و محصول مورد استفاده استفاده می‌شود. مدل‌سازی و شبیه‌سازی ساخت افزایشی با در نظر گرفتن تأثیر پارامترهای فرآیند، به شناخت ریزساختار و تنش‌های پسماند کمک می‌کند. داشتن دانش قبلی از رفتار مواد از طریق شبیه‌سازی و مدل‌سازی، نقش حیاتی در ساخت افزایشی، به ویژه برای کاربردهای هوافضا، ایفا می‌کند [۶۲].
رویکرد مدل‌سازی ساخت افزایشی می‌تواند تحلیلی، عددی یا تجربی باشد. توزیع دما در طول فرآیند به طور قابل توجهی بر ریزساختار، اعوجاج ناشی از تنش‌های پسماند و خواص خستگی تأثیر می‌گذارد. به عنوان مثال محققان یک مطالعه امکان‌سنجی از تحلیل تنش ترموالاستیک بر روی یک براکت فضایی آلیاژ پایه تیتانیوم ساخته شده با روش ذوب پرتو الکترونی انجام دادند. مطالعه آنها نیاز به توجه بیشتر برای محاسبه تنش‌های پسماند در اجزای ساخت افزایشی دارد. در برخی از تحقیقات، کیفیت محصول را با استفاده از الگوریتم‌های محاسباتی چند فیزیکی در طول رسوب مستقیم لیزر فولاد کربنی ارزیابی کردند. مطالعه آنها تنش حرارتی، تغییر شکل و توپولوژی دانه آستنیت را با تغییر سرعت اسکن، توان لیزر و نرخ تزریق پودرهای فلزی شبیه‌سازی کرد. مطالعه آنها نشان داد که تنش فون میزس و تاریخچه حرارتی به طور قابل توجهی تحت تأثیر نرخ تزریق پودرهای فلزی، توان لیزر و سرعت اسکن قرار می‌گیرد. افزایش تنش فون میزس با افزایش سرعت اسکن و توان لیزر مشاهده شد. مطالعه آنها عدم یکنواختی در ریزساختار قطعه چاپ شده و تغییر در اندازه منطقه تحت تأثیر حرارت با سرعت اسکن بالاتر را مشاهده کرد [۶۴-۶۳]. در تحقیقی دیگر یک مدل ترموپلاستیسیته المان محدود در فرآیند AM قوس سیمی در یک دامنه سه‌بعدی توسعه داده شد و رسوب چند لایه روی کرنش‌های پلاستیکی و تنش‌های حرارتی بررسی گردید. مطالعه آنها افزایش تنش‌های حرارتی و کرنش‌های پلاستیکی موضعی را با افزایش سرعت جوشکاری و پارامتر توزیع حرارت مشاهده کرد. با این حال، پارامتر توزیع حرارت در مورد تنش‌های حرارتی قابل توجه‌تر بود. برخی از مطالعات، روش جدیدی را برای پیاده‌سازی مؤثر تحلیل حرارتی برای شبیه‌سازی‌های فرآیندی تکنیک همجوشی بستر پودری لیزری با استفاده از نرم‌افزار ABAQUS ارائه دادند. در

این مطالعات تحلیل حرارتی برای شبیه‌سازی‌های فرآیند AM انجام شد و اندازه حوضچه مذاب با نتایج آزمایش مقایسه گردید تا صحت شبیه‌سازی تأیید شود [۶۶-۶۵]. اکثر محققان فرآیند انجماد L-PBF را با استفاده از نرم‌افزار دینامیک سیالات محاسباتی (CFD) شبیه‌سازی کرده و تنش‌های پسماند حاصل از انجماد را با استفاده از نرم‌افزار FEA محاسبه کرده‌اند. از مطالعات انجام شده، مشخص شده است که عمق ذوب تا حد زیادی تحت تأثیر توان لیزر، سرعت اسکن، اندازه نقطه و تنش‌های پسماند در قطعات قرار دارد که به طور قابل توجهی تحت تأثیر ابعاد حوضچه مذاب قرار دارند. علاوه بر این، دقت ابعادی و اعوجاج قطعه را می‌توان با انتخاب صحیح توان لیزر و دمای بستر برای ماده مورد پردازش کنترل کرد.

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

در این مقاله مروری، فناوری ساخت افزایشی در حوزه هوافضا به طور خلاصه ارائه شده است و از انتخاب مواد اولیه، پردازش و تولید گرفته تا کاربرد و روش‌های متنوع بررسی شد. فناوری ساخت افزایشی باعث توسعه شدید صنعت هوافضا شده است. مواد جدید، مانند مواد هوشمند، نانوکامپوزیت‌ها و سایر مواد برای برآوردن نیازهای توسعه این صنعت مورد بررسی شد. کار حاضر به طور جامع تحقیقات موجود در مورد فرآیندهای ساخت افزایشی برای کاربردهای هوافضا را با در نظر گرفتن تکنیک‌های ساخت افزایشی، بهینه‌سازی توپولوژی، طراحی مولد، برنامه‌ریزی فرآیند مبتنی بر دانش، تجزیه و تحلیل کلان داده، مدل‌سازی و شبیه‌سازی فرآیند برای اجزای هوافضا بررسی کرده است. فناوری‌های ساخت افزایشی پتانسیل بالایی برای کاهش وزن، افزایش ویژگی‌های طراحی، بهبود بهره‌وری سوخت و کاهش زمان تولید برای کاربردهای هوافضا نشان داده‌اند. با این حال، شکاف قابل توجهی در دانش کاربردی و پیاده‌سازی عملی برای محصولات تجاری مختلف در صنعت وجود دارد. عدم تطابق در خواص مواد، دقت ابعادی و سطح نهایی قطعه چاپ شده از نگرانی‌های اصلی است. این امر برای سا خت افزایشی آلیاژهای تیتانیوم، سرامیک و آلیاژهای نیکل بسیار محتمل است. لذا نیاز به توسعه مدل‌های مبتنی بر فیزیک برای درک اولیه و بهبود خواص مواد (استحکام، خستگی و غیره) در شرایط سخت هوافضا ضروری می‌باشد.

## مراجع

[1]. Duda, T., Raghavan, L.V.: 3D metal printing technology. IFAC-PapersOnLine. 49(29), 103–110, 2016.
[2]. Joshi, S.C., Sheikh, A.A.: 3D printing in aerospace and its long-term sustainability. VirtualPhys. Prototyp. 10(4), 175–185, 2015.
[3]. Oropallo, W., Ten Piegl, L.A.: Challenges in 3D Printing. Springer, Cham, 2016.
[4]. Liu, Z., et al.: A critical review of fused deposition modeling 3D printing technology in manufacturing polylactic acid parts. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 102, 2877–2889, 2019.
[5]. Frazier, W.E.: Metal additive manufacturing: a review. J. Mater. Eng. Perform. 23(6), 1917–1928, 2014.
[6]. Tofail, S.A.M., et al.: Additive manufacturing: scientific and technological challenges, market uptake and opportunities. Mater. Today. 21(1), 22–37, 2017.
[7]. Erika, F., et al.: 3D printing of conductive complex structures with in situ generation of silver nanoparticles. Adv. Mater. 8(19), 3712–3717, 2016.
[8]. Dimitrov, D., et al.: Advances in three dimensional printing – state of the art and future perspectives. Rapid Prototyp. J. 12(3), 136–147, 2006.
[9]. Kruth, J.P.: Material incress manufacturing by rapid prototyping techniques. Ann. CIRP. 40(2), 603–614, 1991.
[10]. Holzmann, P., et al.: User entrepreneur business models in 3D printing. J. Manuf. Technol. Manag. 28(1), 75–94, 2017.
[11]. Farahani, R.D., et al.: Three-dimensional printing of multifunctional nanocomposites: manufacturing techniques and applications. Adv. Mater. 28(28), 5794–5821, 2016.
[12]. Kele¸s, Ö., et al.: Effect of build orientation on the mechanical reliability of 3D printed ABS. Rapid Prototyp. J. 23(2), 320–328, 2017.
[13]. None: 3D printed rocket thruster test success. Met. Powder Rep. 69(4), 40 ,2014.

[14]. S. Ridinger, "NASA Advances Additive Manufacturing For Rocket Propulsion | NASA," 2018. [Online]. Available: http://www.nasa.gov/centers/marshall/news/nasa-advances-additive-manufacturing-for-rocket-propulsion.html. [Accessed: 13-Jul-2021].
[15]. "Addictive manufacturing | Thales Group." [Online]. Available: https://www.thalesgroup.com/en/worldwide/space/news/addictive-manufacturing. [Accessed: 13-Jul-2021].
[16]. Jia, Q., Gu, D.: Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: densification, microstructure and properties. J. Alloys Compd. 585, 713–721, 2014.
[17]. Singh, T., et al.: 3D printing of engineering materials: a state of the art review. Mater. Today Proc. 28, 1927–1931, 2020.
[18]. Wang, Y., et al.: Selection of additive manufacturing processes. Rapid Prototyp. J. 23(2), 434–447, 2017.
[19]. Feldmann, M., et al.: Electromagnetic micro-actuators, micro-motors, and micro-robots. In: Microelectronics: Design, Technology, &Packaging III. Bellingham,Washington, DC, 2007.
[20]. Gebisa, A.W., Lemu, H.G.: Investigating effects of fused-deposition modeling (FDM) processing parameters on flexural properties of ULTEM 9085 using designed experiment. Materials. 11(4), 500, 2018.
[21]. Matsuzaki, R., et al.: Three-dimensional printing of continuous-fiber composites by in-nozzle impregnation. Sci. Rep. 6, 23058, 2016.
[22]. Zaman, U.K.U., et al.: Impact of fused deposition modeling (FDM) process parameters on strength of built parts using Taguchi's design of experiments. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 101(5–8), 1215–1226, 2019.
[23]. Manakari, V., et al.: Selective laser melting of magnesium and magnesium alloy powders: a review. Metals. 7(1), 35, 2017.
[24]. Sing, S.L., et al.: Characterization of titanium lattice structures fabricated by selective laser melting using an adapted compressive test method. Exp. Mech. 56(5), 735–748, 2016.
[25]. Spierings, A.B., et al.: SLM-processed Sc- and Zr- modified Al-mg alloy: mechanical properties and microstructural effects of heat treatment. Mater. Sci. Eng. A. 701, 264–273, 2017.
[26]. Shipley, H., et al.: Optimisation of process parameters to address fundamental challenges during selective laser melting of Ti-6Al-4V: a review. Int J Mach Tool Manu. 128, 1–20, 2018.
[27]. Yu,W.H., et al.: Particle-reinforced metal matrix nanocomposites fabricated by selective laser melting: a state of the art review. Prog. Mater. Sci. 104, 330–379, 2019.
[28]. Yuan, S., et al.: Polymeric composites for powder-based additive manufacturing: materials and applications. Prog. Polym. Sci. 91, 141–168, 2019.
[29]. Hopkinson, N., et al.: Rapid Manufacturing: An Industrial Revolution for the Digital Age. Wiley, New York, 2006.
[30]. Campbell, F.C.: Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials. Elsevier, Amsterdam, 2006.
[31]. Uriondo, A., et al.: The present and future of additive manufacturing in the aerospace sector: a review of important aspects. Proc. Inst. Mech. Eng. Part G J. Aerosp. Eng. 229(11), 0954410014568797, 2015.
[32]. Jia, Q., Gu, D.: Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: densification, microstructure and properties. J. Alloys Compd. 585, 713–721, 2014.
[33]. Murr, L.E., et al.: Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting. Acta Mater. 58(5), 1887–1894, 2010.

[34]. Mehrpouya, M., et al.: A prediction model for finding the optimal laser parameters in additive manufacturing of NiTi shape memory alloy. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 105(11), 4691–4699 , 2019.
[35]. Rawal, S., et al.: Additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy components for spacecraft applications. 2013 6th International Conference on Recent Advances in Space Technologies (RAST) , 2013.
[36]. Wu, X., et al.: Microstructures of laser-deposited Ti–6Al–4V. Mater. Des. 25, 137–144, 2004.
[37]. Vilaro, T., et al.: As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting. Metall. Mater. Trans. A. 42(10), 3190–3199, 2011.
[38]. Kahlin, M., et al.: Fatigue behaviour of notched additive manufactured Ti6Al4V with as-built surfaces. Int. J. Fatigue. 101, 51–60, 2017.
[39]. Ning, F.D., et al.: Additive manufacturing of carbon fiber reinforced thermoplastic composites using fused deposition modeling. Compos. Part B Eng. 80, 369–378, 2015.
[40]. Goh, G.D., et al.: Characterization of mechanical properties and fracture mode of additively manufactured carbon fiber and glass fiber reinforced thermoplastics. Mater. Des. 137, 79–89, 2018.
[41]. Qiao, J., et al.: Ultrasound-assisted 3D printing of continuous fiber-reinforced thermoplastic (FRTP) composites. Addit. Manuf. 30, 11, 2019.
[42]. Luo, M., et al.: Bi-scale interfacial bond behaviors of CCF/PEEK composites by plasmalaser cooperatively assisted 3D printing process. Compos. A: Appl. Sci. Manuf. 131, 105812, 2020.
[43]. Anguita, J.V., et al.: Dimensionally and environmentally ultra-stable polymer composites reinforced with carbon fibres. Nat. Mater. 19(3), 317–322, 2020.
[44]. Doreau, F., et al.: Stereolithography for manufacturing ceramic parts. Adv. Eng. Mater. 2(8), 493–496, 2000.
[45]. Owen, D., et al.: 3D printing of ceramic components using a customized 3D ceramic printer. Prog. Addit. Manuf. 3(1), 3–9 ,2018.
[46]. Goulas, A., et al.: Additive manufacturing of physical assets by using ceramic multicomponent extra-terrestrial materials. Addit. Manuf. 10, 36–42, 2016.
[47]. Karl, D., et al.: Towards the colonization of Mars by in-situ resource utilization: slip cast ceramics from Martian soil simulant. PLoS One. 13(10), 11, 2018.
[48]. Faes, M., et al.: Extrusion-based additive manufacturing of ZrO2 using photoinitiated polymerization. CIRP J. Manuf. Sci. Technol. 14, 28–34 2016.
[49]. A.A. Shapiro, J.P. Borgonia, Q.N. Chen et al., Additive Manufacturing for Aerospace Flight Applications, *J. Spacecraft Rockets*, 53(5), p 952–959, 2016.
[50]. G. J. Schiller, Additive Manufacturing for Aerospace. In: *2015 IEEE Aerospace Conference*, IEEE, p 1-8, 2015.
[51]. F.H. Froes, R. Boyer and B. Dutta, Additive Manufacturing for Aerospace Applications-Part I, *Adv. Mater. Proc.*, 175(5), p 36–41, 2017.
[52]. J.H. Zhu, W.H. Zhang and L. Xia, Topology Optimization in Aircraft and Aerospace Structures Design, Arch. Comput. Method E, 23(4), p 595–622, 2016.
[53]. M. Orme, I. Madera, M. Gschweitl and M. Ferrari, Topology Optimization for Additive Manufacturing as an Enabler for Light Weight Flight Hardware, Designs, 2, p 51, 2018.
[54]. M. Kamal and G. Rizza, Design for Metal Additive Manufacturing for Aerospace Applications, In Additive Manufacturing for the Aerospace Industry, Elsevier, Amsterdam, p 67–86, 2019.

[55]. E. P. Trudel, M. El. Sayed, L. Kok, & E. Provost, Multiscale Design Optimization of Additively Manufactured Aerospace Structures Employing Functionally Graded Lattice Materials, In: AIAA Scitech 2019 Forum, p 0420 2019.
[56]. L. Berrocal, R. Fernandez, S. Gonzalez et al., Topology Optimization and Additive Manufacturing for Aerospace Components, Prog. Addit. Manuf., p 83–95, 2019.
[57]. Y.S. Han, B. Xu, L. Zhao and Y.M. Xie, Topology Optimization of Continuum Structures Under Hybrid Additive-Subtractive Manufac-turing Constraints, Struct. Multidiscip. Optim., 60(6), p 2571–2595, 2019.
[58]. Z.H. Jihong, Z.H. Han, W.A. Chuang, Z.H. Lu, Y.U. Shangqin and W. Zhang, A Review Of Topology Optimization for Additive Manufac-turing: Status and Challenges, Chin. J. Aeronaut., 34(1), p 91–110, 2021.
[59]. S. A. Bagassi, F. Lucchi, F. De Crescenzio, & F. Persiani, Generative Design: Advanced Design Optimization Processes for Aeronautical Applications. In: Proceedings of the 30th Congress of the International Council of the Aeronautical Sciences, Daejeon, Korea, p25-30, 2016.
[60]. T. Briard, F. Segonds and N. Zamariola, G-DfAM: A Methodological Proposal of Generative Design for Additive Manufacturing in the Automotive Industry, Int. J. Interact. Des. Manuf. (IJIDeM), p 875–886, 2020.
[61]. C.C. Tutum, S. Chockchowwat, E. Vouga, R. Miikkulainen, Functional Generative Design: an Evolutionary Approach to 3D-Printing. In: Proceedings of the Genetic and Evolutionary Computation Conference, p 1379–1386, 2018.
[62]. W.E. Frazier, Direct Digital Manufacturing of Metallic Components: Vision and Roadmap. In: 21st, international solid freeform fabrication symposium, University of Texas, Austin, p 717–732, 2010.
[63]. G. Allevi, M. Cibeca, R. Fioretti, R. Marsili, R. Montanini and G. Rossi, Qualification of Additively Manufactured Aerospace Brackets: A Comparison Between Thermoelastic Stress Analysis and Theoret-ical Results, Measurement, 126, p 252–258, 2018.
[64]. H. Hosseinzadeh, Metal Additive Manufacturing of Carbon Steel with Direct Laser Deposition: Computer Simulation, Prog. Addit. Manuf., 6, p 217–229, 2021.
[65]. E.A. Bonifaz and J.S. Palomeque, A Mechanical Model in Wire + Arc Additive Manufacturing Process, Prog. Addit. Manuf., 5, p163–169,2020.
[66]. S.H. Jeong, E.G. Park, J.W. Kang et al., Thermal Analysis for Simulation of Metal Additive Manufacturing Process Considering Temperature-and History-Dependent Material Properties, Int. J. Aeronaut. Space Sci., 22, p 52–63, 2021.

# تشخیص هوشمند عیوب جوش خط لوله با YOLO v11 و پیش پردازش با فیلتر گوشین و روش حذف زمینه

**امیر موافقی*[۱]، علی مرتضایی[۲]،.عفت یاحقی[۳]،علی کشاورز نسب[۴]**

[۱*]هیات علمی، پژوهشکده راکتور، پژوهشگاه علوم و فنون هسته‌ای، تهران، ایران، amovafeghi@aeoi.org.ir

[۲]دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد قزوین، ali.mortezaieweb@gmail.com

[۳]هیات علمی، دانشگاه بین المللی امام خمینی، گروه فیزیک، قزوین، ایران، yahaghi@sci.ikiu.ac.ir

[۴]کارشناس جوشکاری؛ ارگان اصلی مواد، سازمان انرژی اتمی ایران، تهران، ایران، amirahmadshojai@yahoo.com

[۵]دانشجوی دکتری، دانشگاه شهید رجایی، تهران، ایران، alikeshavarznasab@sru.ac.ir

**چکیده**

جوشکاری اجزای خطوط لوله نفت و گاز اهمیت زیادی دارند و به طور قابل توجهی به ایمنی حمل و نقل گاز طبیعی کمک می‌کنند. در حال حاضر، آزمون رادیوگرافی با فیلم و آشکارسازها برای بازرسی کیفی جوش‌ها استفاده می‌شوند. با این حال، روش‌های بازرسی برای شناسایی خودکار با دقت بالا برای اندازه‌ها و انواع مختلف نقص جوش با مشکل مواجه هستند. برای پرداختن به این چالش، در این تحقیق یک روش هوشمند برای تشخیص نقص مبتنی بر رویکرد یادگیری عمیق ارائه شده است. در ابتدا، از یک روش بهبود کنتراست برای مجموعه‌ای از تصاویر رادیوگرافی استفاده شده که بر اساس الگوریتم فیلتر گوسین و روش حذف زمینه پردازش شده‌اند. سپس یک معماری شبکه YOLO v11 از این رادیوگراف‌های بهبود یافته، برای یادگیری توزیع ویژگی‌های چندین نقص معمولی توسعه داده شده است. این مدل از روش‌های ترکیب ویژگی چند مقیاسی برای شناسایی موثر اندازه‌ها و انواع مختلف نقص استفاده شده است. نتایج بدست آمده از شبکه آموزش داده شده بر روی یکسری از تصاویر رادیوگراف نشان می‌دهد که استفاده از YOLO v11 با تصاویر پردازش شده بر اساس الگوریتم فیلتر گوسین و روش حذف زمینه نسبت به استفاده از YOLO v11 در تصاویر رادیوگرافی بدون پردازش به ۲۰٪ بهبود در شناسایی عیوب جوش به طور خودکار دست پیدا می‌کند و می‌تواند به طور مؤثر کارایی بازرسی را بهبود بخشد و توسعه تشخیص خودکار اشعه ایکس را ارتقا دهد.

**کلمات کلیدی:** تشخیص هوشمند، رادیوگرافی صنعتی، عیوب جوش، خط لوله، **YOLO v12**

## مقدمه

یکپارچگی ساختاری و ایمنی عملیاتی نقش مهمی در حمل و نقل مواد در خطوط لوله‌های نفت، مواد شیمیایی و گاز طبیعی ایفا می‌کنند. عیوب جوشکاری تأثیر مستقیمی بر خواص مکانیکی اتصالات دور خط لوله دارند و حتی ممکن است باعث حوادث فاجعه‌بار شوند. آزمایش‌های غیرمخرب (NDT[۱]) مانند بازرسی‌های رادیوگرافی و اولتراسونیک برای تشخیص عیوب جوش بدون تخریب لوله‌ها کاربرد زیادی دارند [۱-۲]. در روش رادیوگرافی اشعه ایکس از نمونه‌ها عبور می‌کند و مقدار پرتو عبوری که به ضریب تضعیف مواد و ضخامت آنها بستگی دارد روی فیلم و یا آشکارساز ، تصویر رادیوگرافی تولید می‌کند. عیوب مختلف خط لوله معمولا شامل ترک، ذوب ناقص، نفوذ ناقص، عیوب دایره‌ای مانند تخلخل، سرباره بلوکی، آخال تنگستن هستند که در تصویر رادیوگرافی ظاهر می‌شوند. بنابراین، در تصاویر رادیوگرافی انواع نقص‌ها در بافت، موقعیت، اندازه، شکل و کنتراست وجود دارند [۳-۴].

علاوه بر این، در تصاویر رادیوگرافی از جوش بطور معمول توزیع مقیاس خاکستری ناهموار است و نسبت سیگنال به نویز پایین است. این

[1] Non Destructive Testing

عوامل، تشـخیص دقیق نقص‌ها از تصـاویر رادیوگرافی مختلف را به یک کار چالش برانگیز تبدیل می‌کند. به خصـوص برخی از کارگران بی‌تجربه ممکن اسـت برخی از نقص‌های با کنتراست پایین را از دست بدهند یا پس از ساعت‌ها کار طولانی، به اشتباه برخی از جوش‌های معمولی را به عنوان نقص شـناسـایی کنند. توسـعه یک سـیستم تشخیص بصری کامپیوتری در فرآیند تولید خط لوله، برای جلوگیری از اثرات خستگی انسان و بهبود دقت تشخیص، بسیار مهم است [۶-۵].

برای تشخیص نقص‌های جوش‌های دور خط لوله بازرسی تصاویر رادیوگرافی بسیار رایج است. در بسیاری از تصاویر رادیوگرافی مات شدگی وجود دارد که به روش‌های مختلف می‌توان مات شدگی را کم کرد و کنتراست آنها را افزایش داد [۶]. روش‌های مورد استفاده باید دارای تنظیمات پارامتری کم باشند و برای کاربری که در محیط صنعتی پیچیده و پر سر و صدا کار می‌کند، سریع و کاربردی عمل کنند. در عین حال خودکار بودن شناسایی عیب توسط الگوریتم مورد نظر می‌تواند بسیاری از مشکلات فوق را مرتفع کند [۷].

امروزه اینترنت اشیا پیشرفت‌های قابل توجهی را در فناوری‌های بینایی ماشین مبتنی بر یادگیری عمیق ایجاد کرده است. این فناوری‌ها در تسهیل تشخیص و شناسایی خودکار عیوب جوش، کاهش شدت کار بازرسان و افزایش قابل توجه دقت، کارایی و پایداری ارزیابی‌ها، مهارت خود را ثابت کرده‌اند [۷]. اخیراً، بسیاری از محققان در تلاش بوده‌اند تا الگوریتم‌های تشخیص شیء را با عملکردهای کاربردی عملی ترکیب کنند و به نتایج قابل توجهی دست یافته‌اند. لی و همکاران [۸] مطالعات مقایسه‌ای در مورد تأثیر لایه‌های کانولوشنی مختلف، اندازه هسته و توابع فعال‌سازی بر توانایی استخراج ویژگی‌های عیوب انجام دادند. آنها یک شبکه عصبی کانولوشنی ده لایه ایجاد کردند که شش نوع عیوب رایج جوشکاری را طبقه‌بندی می‌کند و می‌تواند به طور متوسط به نرخ دقت بیش از ۹۰٪ دست یابد. هو و همکاران [۹] یک مدل شبکه عصبی کانولوشنی عمیق (DCNN[۲]) را برای استخراج ویژگی‌های عمیق از تصاویر اشعه ایکس پیشنهاد کردند. آنها با سه روش نمونه‌گیری، عدم تعادل نمونه‌های داده جوش را بررسی و دقت آن را به طور قابل توجهی بهبود بخشیدند.

با این حال، اکثر شبکه‌های عصبی کانولوشن برای تصاویر طبیعی طراحی شده‌اند و کاربرد مستقیم مدل‌های یادگیری عمیق برای تشخیص عیوب جوش خط لوله، مشکلات غیرقابل اجرایی دارد. این روش‌ها هنوز با چالش‌های قابل توجهی از جمله پیچیدگی تشخیص انواع مختلف عیب، کنتراست کم بین عیب و پس‌زمینه و اشکال نامنظم برخی از عیب‌ها مواجه هستند که شناسایی قابل اعتماد عیوب پیچیده در تصویر رادیوگرافی جوش را پیچیده می‌کند.

YOLO[۳] یک خانواده الگوریتم‌های تشخیص اشیا[۴] در بینایی کامپیوتر است که برای کار در زمان واقعی طراحی شده‌اند. این الگوریتم با یک بار نگاه کردن به تصویر، هم مکان و هم کلاس هر شی را پیش‌بینی می‌کند، که باعث سرعت بسیار بالاتر نسبت به روش‌های تجزیه‌پیشنهادی مثل R-CNN[۵] می‌شود [۱۰]. نسخه اول YOLO در ۲۰۱۵ توسط ردوم و همکاران ارائه شد و اساس آن شبکه‌های CNN[۶] بود [۱۱]. نسخه‌های بالای ۸ برای YOLO کل تصویر را تنها در یک مرحله پردازش می‌کند. این مدل تصویر ورودی را به یک شبکه توری[۷] تقسیم کرده و برای هر خانه از این شبکه، به صورت همزمان پیش‌بینی می‌کند که آیا عیبی وجود دارد یا خیر. این ویژگی منحصربه‌فرد باعث می‌شود YOLO برای کاربردهای صنعتی که نیاز به تشخیص در لحظه[۸] دارند، گزینه‌ای بسیار کارآمد باشد [۱۵-۱۲].

YOLO v11 یک نسخه‌های نسبتاً جدید از خانواده YOLO است که برای تشخیص اشیا با تمرکز بر ترکیب دقت بالا و عملکرد سریع در زمان واقعی طراحی شده است. این نسخه نسبت به نسخه‌های پیشین دارای معماری بهینه‌تر، استخراج ویژگی چندمقیاسی بهتر و

[2] Deep Convolutional Neural Networks
[3] You Only Look Once
[4] Object Detection
[5] Region-Based Convolutional Neural Networks
[6] Convolutional Neural Network
[7] Grid
[8] Real-Time Detection

قابلیت‌های بهبود یافته است. این نسخه با استخراج‌کننده ویژگی، ادغام ویژگی‌های چندمقیاسی و پیش‌بینی خروجی و حذف جعبه‌های [9] و افزایش سازگاری با اندازه‌های مختلف اشیا دارد [۱۲].

یکی از مشکلات الگوریتم‌های خودکار و هوشمند تغییرات اندازه عیب در تصاویر است که باعث عدم شناسایی عیب در تصاویر می‌شود. با توجه به قابلیت YOLO v11 در سازگاری با اندازه‌های مختلف اشیا، استفاده از آن می‌تواند در تشخیص عیوب جوش مفید باشد. در این تحقیق به منظور بهبود دقت تشخیص عیب جوش‌های دور خط لوله، از یک روش شناسایی هوشمند عیب جدید و مناسب برای تصاویر رادیوگرافی مبتنی بر پیش پردازش با فیلتر گوسین و حذف زمینه [۱۶] استفاده شده که رویکرد یادگیری عمیق دارد. در ابتدا، یک مرحله پیش پردازش بر روی داده با فیلتر گوسین و حذف زمینه برای ساخت یک مجموعه داده تصویر رادیوگرافی با کنتراست بالا انجام می‌شود. در این پژوهش، جهت آموزش و ارزیابی عملکرد مدل پیشنهادی، از مجموعه داده‌های صنعتی معتبر ارائه شده توسط شرکت انرژی گازپرومنفت [10] استفاده گردیده است. این پایگاه داده ارزشمند که در چارچوب یک رقابت علمی-صنعتی با هدف توسعه راهکارهای هوشمند در آزمون‌های غیرمخرب جمع‌آوری و منتشر شده است، شامل تصاویر رادیوگرافی دیجیتال (اشعه ایکس) از اتصالات و درزهای جوشکاری خطوط لوله می‌باشد. داده‌های مذکور دارای برچسب‌گذاری‌های دقیق توسط متخصصین متالورژی بوده و چالش‌های واقعی محیط‌های صنعتی نظیر نویز تصویر، کنتراست پایین و تنوع در شکل هندسی عیوب جوش را به خوبی پوشش می‌دهند [۱۷]. سپس از YOLO v11 یک معماری شبکه YOLO بهبود یافته ایجاد می‌شود و از آن برای آموزش عیوب جوش استفاده می‌شود. این مدل از روش‌های ترکیب ویژگی چند مقیاسی برای شناسایی اندازه‌ها و انواع مختلف نقص استفاده می‌کند. سپس با آموزش داده‌ها و اعتبارسنجی آنها، شبکه برای بررسی صحت تصاویر رادیوگرافی دیگر بررسی می‌شود.

## موادوروش پژوهش

### I. ساختار YOLO v11

ساختار معماری این شبکه، یک ساختار پیشرفته مبتنی بر CNN است که از سه بخش اصلی و به هم پیوسته تشکیل شده است. در شکل ۱ نمایی از این شبکه نشان داده شده است.

۱. Backbone:

بخش نخست شبکه که به عنوان استخراج‌کننده ویژگی عمل می‌کند، وظیفه دارد تصویر خام ورودی را پردازش کرده و الگوهای بصری مهم را شناسایی کند. زمانی که تصویر ۱۰۲۴ در ۱۰۲۴ وارد این بخش می‌شود، طی چندین مرحله فشرده‌سازی شده و ویژگی‌هایی مانند لبه‌ها، بافت‌ها و نواحی تیره که نشانه عیوب جوش هستند، استخراج می‌شوند. در این مدل، از ماژول‌های پیشرفته‌ای تحت عنوان CSP [11] و بلوک‌های بهینه‌شده C3k2 استفاده شده است. این بلوک‌ها به شبکه اجازه می‌دهند تا اطلاعات را در عمق‌های زیاد منتقل کند بدون اینکه دچار مشکل رایج محو شدن گرادیان [12] شود. در نهایت، خروجی این بخش شامل مجموعه‌ای از نقشه‌های ویژگی [13] با ابعاد کوچک‌تر اما غنای اطلاعاتی بسیار بالا است.

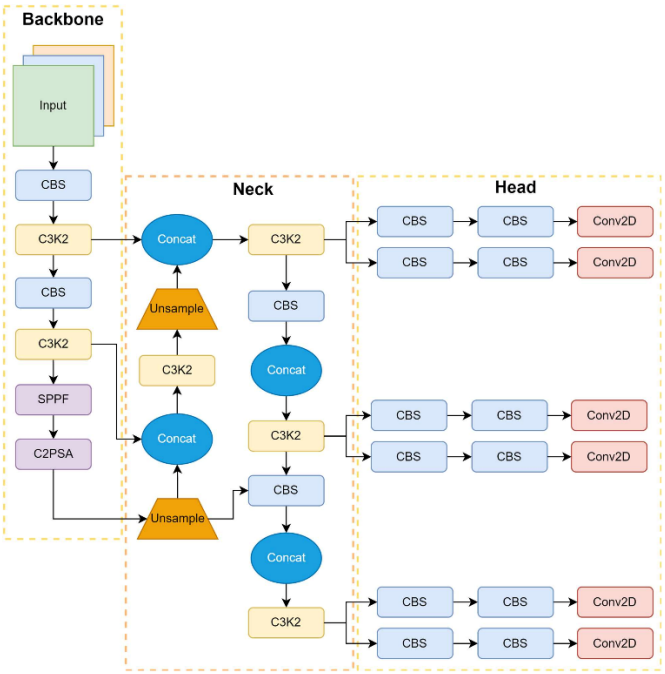
۲. Neck:

[9] Anchor Boxes
[10] Gazprom Neft
[11] Cross Stage Partial
[12] Gradient Vanishing
[13] Feature Maps

بخش میانی شبکه، وظیفه ترکیب اطلاعات را بر عهده دارد. چالش اصلی در تشخیص عیوب جوش این است که شبکه باید توانایی تشخیص همزمان عیوب خیلی ریز مانند حفره و عیوب خیلی بزرگ مانند عدم نفوذ[۱۴] را داشته باشد. بخش Neck با استفاده از ساختارهای FPN[۱۵] و PANet[۱۶]، ویژگی‌های استخراج شده در لایه‌های مختلف را با هم ادغام می‌کند [۱۸]. این ساختار شبیه به یک هرم عمل می‌کند؛ اطلاعات از لایه‌های بالا که مربوط به تشخیص کلیت اشیاء است را با اطلاعات مکانی دقیق از لایه‌های پایین که مربوط به محل دقیق لبه‌هاست ترکیب می‌کند. این مکانیزم باعث می‌شود مدل نسبت به تغییر اندازه اشیاء حساس نباشد[۱۷] و بتواند هر نوع عیبی را در هر ابعادی شناسایی کند.

۳. Head:

بخش نهایی شبکه، مسئول تصمیم‌گیری نهایی است. خروجی بخش Neck به سه شاخه مجزا (Heads) تقسیم می‌شود که هر کدام مسئول تشخیص عیوب در یک مقیاس خاص هستند: یک شاخه با رزولوشن بالا برای تشخیص عیوب کوچک، یک شاخه متوسط و یک شاخه با رزولوشن پایین برای عیوب بزرگ. در نهایت، این بخش برای هر عیب شناسایی شده، یک کادر احاطه‌کننده[۱۸] شامل مختصات x و y و ابعاد، به همراه احتمال تعلق آن به هر یک از کلاس‌های عیب برای مثال ۸۰٪ احتمال عیب ترک تولید می‌کند.




**شکل (۱)**. نمایی از معماری شبکه YOLO v11

کتابخانه Ultralytics در پایتون دسترسی استفاده از شبکه را دارد و در اینجا YOLO از نسخه 0.0.6 استفاده شده است. Ultralytics یک کتابخانه متن‌باز و حرفه‌ای در حوزه بینایی ماشین است [۱۹] که مدل‌های YOLO به‌ویژه YOLOv11 تحت آن اجرا می‌شوند. این

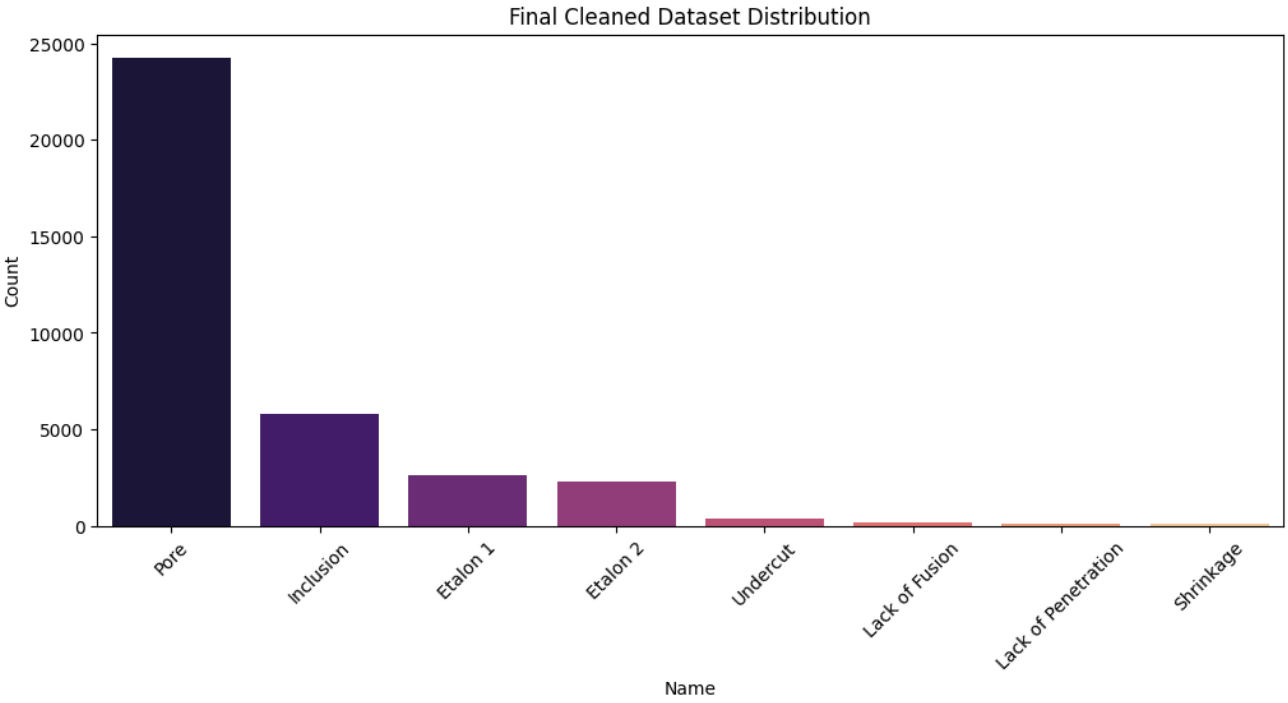
[14] Lack of Penetration
[15] Feature Pyramid Network
[16] Path Aggregation Network
[17] Scale Invariance
[18] (Bounding Box)

کتابخانه برای تشخیص اشیاء، تقسیم‌بندی و طبقه‌بندی به‌کار می‌رود. برای استفاده از GPU سیستم Kaggle [۲۰] بکار گرفته شده است. Kaggle یک پلتفرم آنلاین[۱۹] تخصصی در حوزه علم داده [۲۰]، یادگیری ماشین [۲۱] و هوش مصنوعی است که هم برای آموزش و هم برای انجام پروژه‌های واقعی و رقابتی استفاده می‌شود.

## II. تصاویر رادیوگرافی آموزش شبکه YOLO

گازپروم نفت، بازوی نفتی شرکت گازپروم است که بزرگترین شرکت گاز جهان است. در این تحقیق از داده‌های رادیوگرافی این شرکت استفاده شده است. این داده ها در سایت[10] موجود است و عیوب توسط متخصصین شناسایی و نواحی و نوع آن مشخص شده است. در شکل ۲ نمونه‌ای از تصاویر که برای آموزش استفاده شده است نشان داده شده است. این تصاویر برای آموزش به ابعاد ۱۰۲۴ در ۱۰۲۴ برای آموزش شبکه استفاده شده‌اند. تعداد عیوب و نوع آنها در شکل ۳ نشان داده شده است.

**شکل (۲)**. نمونه‌ای از تصاویر که برای آموزش




**شکل (۳)**. تعداد عیوب در تصاویر آموزش داده شده

**شکل (۴)**. تصاویر پردازش شده شکل (۲)

## III. فیلتر گوسین و روش حذف زمینه

[19] Online platform
[20] Data Science
[21] Machine Learning

در پردازش تصویر، فیلتر گوسین و روش‌های حذف زمینه[۲۲] از ابزارهای پایه برای کاهش نویز، برجسته‌سازی عیوب و جداسازی ناحیه مورد نظر از پس‌زمینه محسوب می‌شوند. فیلتر گوسی یک فیلتر پایین‌گذر خطی است که برای کاهش نویز تصادفی و هموارسازی تصویر به‌کار می‌رود. این فیلتر مبتنی بر تابع توزیع نرمال است و اثر آن مشابه پخش یکنواخت وزن‌ها حول هر پیکسل می‌باشد. تابع دوبعدی گوسی به‌صورت زیر تعریف می‌شود:

$$G(x,y) = \frac{1}{2\pi\sigma^2} e^{\frac{x^2+y^2}{2\sigma^2}} \qquad (۱)$$

که در آن σ انحراف معیار (کنترل‌کننده میزان هموارسازی) و ( □, □ )فاصله پیکسل از مرکز کرنل یا هسته است. در این فیلتر σ کوچک باعث هموارسازی کم، حفظ جزئیات تصویر شده و σ بزرگ باعث هموارسازی زیاد و محو شدن لبه‌های تصویر می‌شود. در روش حذف زمینه که با فیلترهای مختلف از جمله فیلتر گوسین انجام می‌شود، تصویر به زمینه که معمولاً تغییرات مکانی آرام دارد و قسمت تیز که شامل لبه‌ها است، تقسیم می‌شود.

## نتایج و بحث

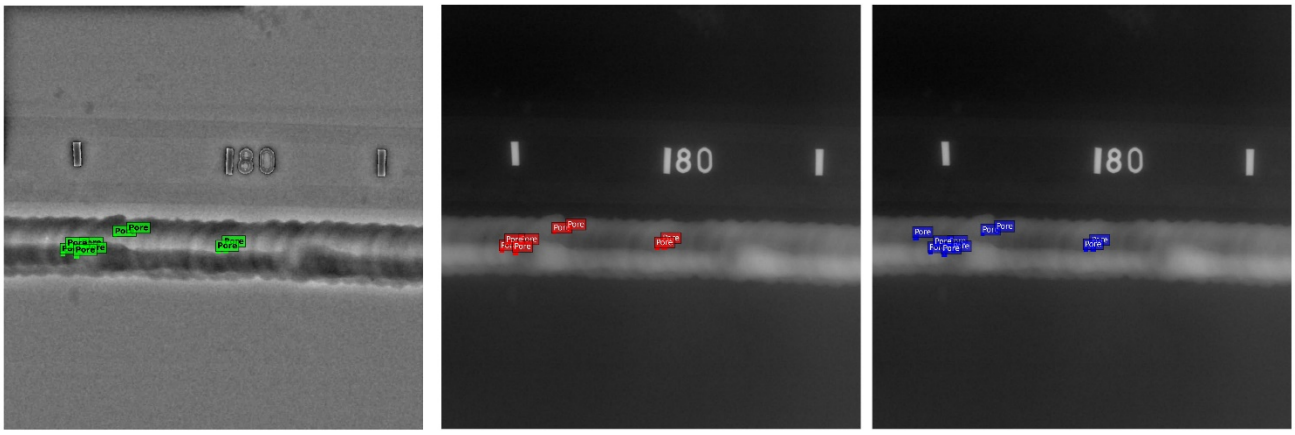
آموزش شبکه با **YOLO v11** تحت کتابخانه Ultralystics در دو مرحله انجام شده است. در مرحله اول از تصاویر رادیوگرافی اصلی و در مرحله بعد از تصاویر پردازش شده با فیلتر گوسین و روش حذف زمینه استفاده شده است. ۵۳۶۰ تصویر رادیوگرافی با عیوب نشان گذاری شده در این مجموعه وجود داشتند. بای پردازش تصاویر با روش گوسین مقدار σ ۲۰ و تعداد تکرار ۲۰۰ در نظر گرفته شد و برای برای داشتن تصویر با لبه‌های تیز، تصویر بدست آمده از رادیوگراف اصلی کم شد.

برای هر دو مرحله رادیوگرافی اصلی و تصاویر پردازش شده، تعداد تکرارها ۱۵۰ تا در نظر گرفته شده و مقدار خطای شبکه حدود ۰/۲ و زمان اجرا ۲۹ ساعت بوده است. ۷۵٪ از تصاویر در آموزش استفاده شدند و بقیه برای اعتبار سنجی کنار گذاشته شدند. در شکل ۵ منحنی خطای شبکه برحسب تعداد تکرار آورده شده است. این منحنی نشان می‌دهد که با افزایش تعداد تکرار خطای شبکه کم شده و بعد از ۱۱۶ تکرار تغییر زیادی ندارد. وزن‌ها بعد از آموزش اعتبارسنجی شد و حدود ۲۵٪ از تصاویر برای اعتبارسنجی استفاده شده‌اند.

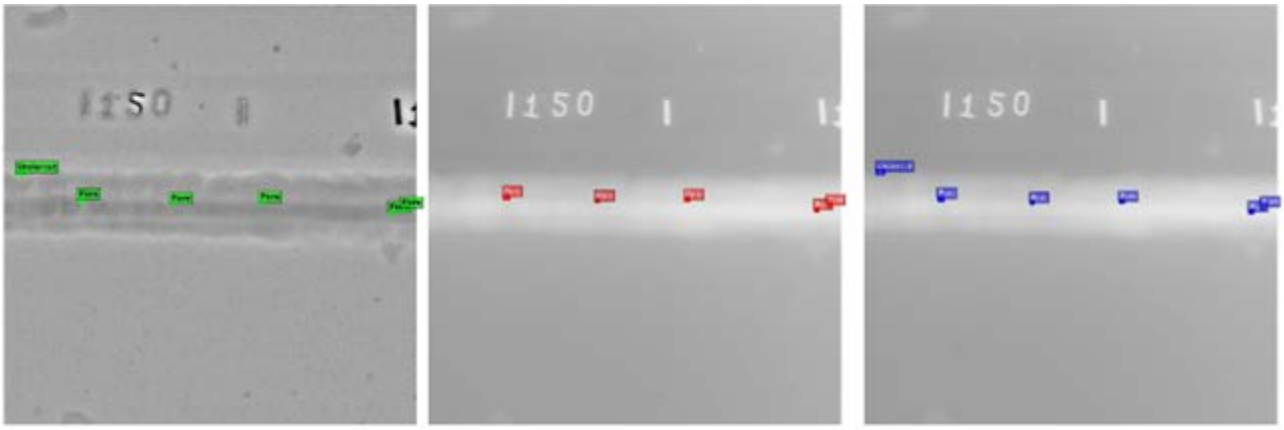
برای بررسی صحت و درستی شبکه آموزش دیده، از تصاویری دیگری استفاده شد که در شبکه آموزش و اعتبارسنجی شبکه استفاده نشده بودند و گستره دینامیکی و عیوب متفاوت داشتند. در شکل ۶ نمونه‌ای از چهار تصویر داده شده به شبکه آموزش دیده و تصاویر خروجی شکه که روی آن عیوب شناسایی شده‌اند برای دوحالت رادیوگرافی اصلی و تصاویر پردازش شده نشان داده شده‌اند. در شکل ۶ ستون اول تصاویر رادیوگرافی اصلی که محل عیوب در آنها توسط متخصصین شناسایی و علامت گذاری شده‌اند. ستون دوم محل عیوب شناسایی شده توسط شبکه با آموزش تصاویر رادیوگرافی اصلی را نشان می‌دهد و ستون سوم نیز عیوب شناسایی شده با شبکه آموزش دیده توسط تصاویر پردازش شده با فیلتر گوسین و روش حذف زمینه را نشان می‌دهد.

[22] Background Removal / Background Subtraction

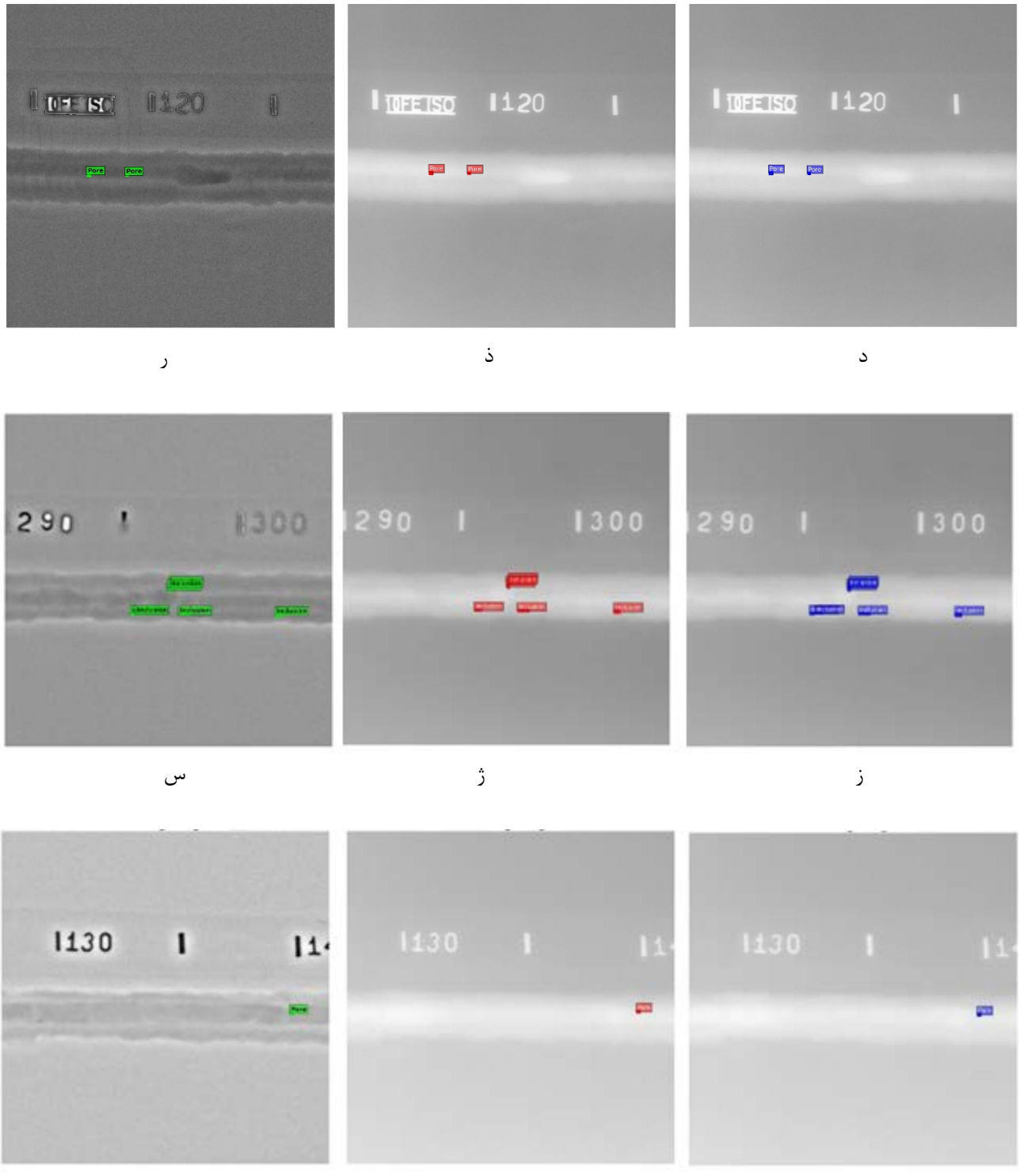
**شکل (۵).** منحنی خطا برحسب تعداد تکرار



الف ب ج



ج چ ح




ر ذ د

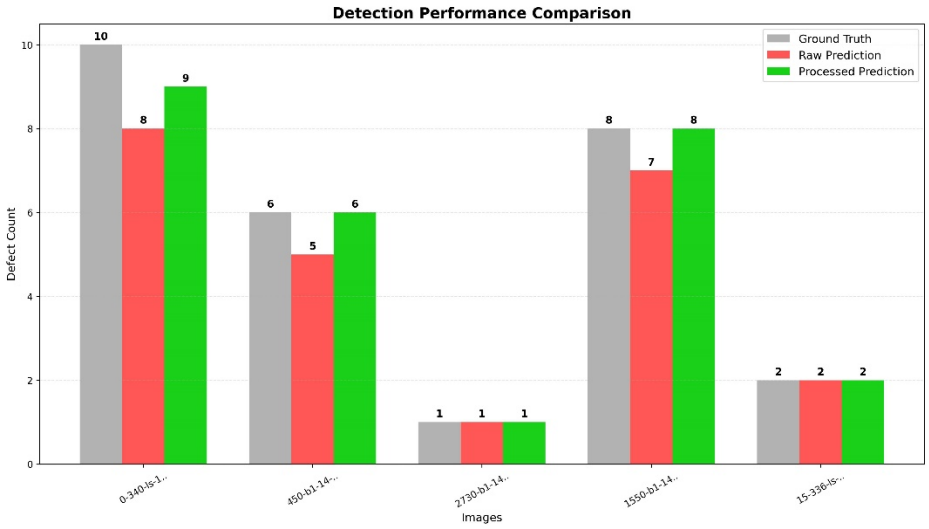
س ژ ز

ذ ص ش

**شکل (۶).** نمونه تصاویر خروجی شبکه آموزش دیده. ستون اول تصاویر رادیوگرافی اصلی که محل عیوب در آنها توسط متخصصین شناسایی و علامت گذاری شده اند. ستون دوم محل عیوب شناسایی شده توسط شبکه با آموزش تصاویر رادیوگرافی اصلی را نشان

می‌دهد و ستون سوم نیز عیوب شناسایی شده با شبکه آموزش دیده توسط تصاویر پردازش شده با فیلتر گوسین و روش حذف زمینه را نشان می‌دهد.

تعداد عیوب در تصاویررادیوگرافی اصلی و شناسایی شده توسط شبکه برای آموزش با تصاویر رادیوگرافی اصلی و پردازش شده با فیلتر گوسین و روش حذف زمینه برای شکل ۶ در شکل ۷ نشان داده شده است. رنگ خاکستری عیوب اصلی شناسایی شده توسط متخصصین را نشان می‌دهد و رنگ قرمز عیوب شناسایی شده از آموزش شبکه عصبی با تصاویر رادیوگرافی اصلی و رنگ سبز عیوب مشخص شده در شبکه آموزش دیده توسط تصاویر پردازش شده با فیلتر گوسین و روش حذف زمینه را نشان می‌دهد برای ۵ تصویر رادیوگرافی شکل ۶ را نشان می‌دهد. همانگونه که دیده می شود در تصاویر پردازش شده تعداد عیوب شناسایی شده بیشتر از تصاویر رادیوگرافی اصلی است. دلیل آن اعمال فیلتر گوسین با σ بالا و استفاده از روش حذف زمینه برای داشتن لبه‌های تیز در تصاویر خروجی است.




**شکل (۷)**. تعداد عیوب شناسایی شده در تصاویر شکل ۶، رنگ خاکستری- عیوب اصلی شناسایی شده توسط متخصصین، رنگ قرمز - عیوب شناسایی شده از آموزش شبکه عصبی با تصاویر رادیوگرافی اصلی، رنگ سبز- عیوب مشخص شده در شبکه آموزش دیده توسط تصاویر پردازش شده با فیلتر گوسین و روش حذف زمینه

## نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

استفاده از فناوری‌های هوش مصنوعی برای صنعت هنوز باید با چالش‌های متعددی روبرو است. آموزش مدل‌های قوی CNN مناسب برای طبقه‌بندی عیوب جوشکاری با دقت بالا، به دلیل کمبود مجموعه داده‌های عمومی و بزرگ که عیوب در آن علامت گذاری شده باشند، کار ساده‌ای نیست. آموزش شبکه نیز به دلیل کنتراست کم تصاویر رادیوگرافی بسختی انجام می‌شود. در این مقاله نتایج حاصل از آموزش معماری شبکه YOLO v11 برای یک مجموعه داده از شرکت گازپروم که در سایت Kaggle موجود است، نشان داده شده است. نتایج آموزش برای دوحالت استفاده از رادیوگرافی اصلی و پردازش با فیلتر گوسین و روش حذف زمینه انجام شده است. پس از آموزش شبکه

خروجی‌های شبکه آموزش دیده به ازای چند تصویر رادیوگرافی دیگر بدست آمده و نتایج خروجی آنها شناسایی شدند. بررسی نتایج نشان می‌دهد که عیوب شناسایی شده در تصاویر رادیوگرافی پردازش شده حدود ۲۰٪ بیشتر از تصاویر رادیوگرافی اصلی هستند. در بسیاری از تصاویر عیوب در تصاویر پردازش شده در این مجموعه داده از نظر نوع عیب و مکان آن بطور کامل شناسایی شده‌اند.

## مراجع

[1] Shokrieh MM., Mohammadi ARG, “Nondestructive testing (NDT) techniques in the measurement of residual stresses in composite materials: An overview”, Residual stresses in composite materials, 2021: 71-109.
[2] Wang S, Wu L., “Computer Vision Based Method for Identifying Grouting Defects of Prefabricated Building Sleeves”, International Conference on Multimedia Technology and Enhanced Learning. Cham: Springer Nature Switzerland, 2023: 119-136.
[3] O’Mahony N, Campbell S, Carvalho A, et al., “Deep learning vs. traditional computer vision//Advances in Computer Vision: Proceedings of the 2019 Computer Vision Conference (CVC), Volume 11. Springer International Publishing, 2020: 128-144.
[4] Sassi P, Tripicchio P, Avizzano CA., “A smart monitoring system for automatic welding defect detection”, IEEE Transactions on Industrial Electronics, 66(12), 2019, 9641-9650
[5] Mery D., Riffoa V., Zscherpel U., Mondragon G., Lillo I, Zuccar I., Lobel H., Carrasco M., “GDXray: The database of X-ray images for nondestructive testing,” J. Nondestructive Evaluation, 34, 42, 2015.
[6] Movafeghi A., Yahaghi E., Monem S., Nekouei J., Rostami P., and Mirzapour M., “Defect Analysis in Compressor Vanes Using Split Bregman Noise-Reduced Digital Industrial Radiography”, Russian Journal of Nondestructive Testing, 59, 5, 2023, 622–632.
[7] Sassi P, Tripicchio P, Avizzano CA. A smart monitoring system for automatic welding defect detection. IEEE Transactions on Industrial Electronics, 2019, 66(12): 9641-9650.
[8] Li Z, Liu F, Yang W, et al, “A survey of convolutional neural networks: analysis, applications, and prospects. IEEE transactions on neural networks and learning systems, 33(12), 2021,6999-7019
[9] Hou, W.; Wei, Y.; Jin, Y.; Zhu, C., “Deep Features Based A DCNN Model Classifying Imbalanced Weld Flaw Types”, Measurement, 131, 2019, 482–489..

[10] Zhang, M., Hu, Y., Xu, B. et al., “DSF-YOLO for weld defect detection in X-ray images with dynamic staged fusion”, Sci Rep 15, 23305, 2025. https://doi.org/10.1038/s41598-025-06811-2

[11] Redmon, J., Divvala, S., Girshick, R., & Farhadi, A. “You Only Look Once: Unified, Real-Time Object Detection”, Proceedings of the IEEE Conference on Computer Vision and Pattern Recognition (CVPR), 2016, 779-788.

[12] https://docs.ultralytics.com/models/yolo11/
[13] Pan, K.; Hu, H.; Gu, P. WD-YOLO: A More Accurate YOLO for Defect Detection in Weld X-ray Images. Sensors 2023, 23, 8677. https://doi.org/10.3390/s23218677

[14] Guo Zh., Xu Q., Huang J, Dong Sh, Li. X., Yu3 Sh., Guo Y., “Intelligent Defects Recognition Method of Weld Radiographic Film Based on YOLO V5” 17th International Conference on Probabilistic Safety Assessment and Management & Asian Symposium on Risk Assessment and Management (PSAM17&ASRAM2024) 7-11 October, 2024, Sendai International Center, Sendai, Miyagi, Japan
[15] Zhao, B., Chang, L., & Liu, Z., “Fast-YOLO Network Model for X-Ray Image Detection of Pneumonia”.Electronics,14(5), 903, 2025, https://doi.org/10.3390/electronics14050903

[16] Shaygan-Fard P., Yahaghi E., Mirzapour M., Movafeghi A., “Enhancement of radiography images by two algorithms based on a cartoon–texture decomposition” , Phys. Scr. 94, 2019, 065002 (7pp)

[17] Gazprom Neft. "Weld X-Ray Defect Detection Dataset," Industrial Data for Non-Destructive Testing (NDT). [Online]. 2023, Available: https://www.gazprom-neft.ru/

[18] Lin, T. Y., Dollár, P., Girshick, R., He, K., Hariharan, B., & Belongie, S. (2017). Feature Pyramid Networks for Object Detection. Proceedings of the IEEE Conference on Computer Vision and Pattern Recognition (CVPR), 2117-2125.

[19] https://docs.ultralytics.com/

[20] https://www.kaggle.com/datasets/viacheslavasadchiy/radiographs-welding-defect-detection

# بررسی پایداری ابعادی قطعات PLA در فرآیند ساخت افزایشی FDM: ارزیابی دماهای نازل و بستر و فرآیندهای پس‌پردازش حرارتی

**مصطفی نایب[۱]، رضا قنواتی[۲]*، عسل حسینی منزه[۳]، روح الله سرفراز[۴]**

[۱]دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مکانیک و انرژی، دانشگاه شهید بهشتی؛ mostafanayeb79@gmail.com

[۲]*استادیار گروه مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی مکانیک و انرژی، دانشگاه شهید بهشتی؛ r_ghanavati@sbu.ac.ir

[۳] استادیار گروه مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی مکانیک و انرژی، دانشگاه شهید بهشتی؛a_hosseinimonazzah@sbu.ac.ir

[۴] استادیار گروه طراحی کاربردی، دانشکده مهندسی مکانیک و انرژی، دانشگاه شهید بهشتی؛ r_sarfaraz@sbu.ac.ir

## چکیده

پایداری ابعادی قطعات پلیمری تولیدشده به روش FDM یکی از محدودیت‌های اصلی این فناوری در کاربردهای مهندسی با دقت بالا محسوب می‌شود. در این پژوهش، تأثیر شرایط دمایی فرآیند چاپ و عملیات حرارتی پس از چاپ بر پایداری ابعادی قطعات ساخته‌شده از PLA با استفاده از دو روش تجربی بررسی شده است. بدین منظور، نمونه‌هایی با ابعاد اسمی یکسان و تحت ترکیب‌های مختلف دماهای نازل (۲۰۵ °C، ۲۱۵ و ۲۲۵) و بستر (۳۵°C، ۵۰ و ۶۵ ) تولید شدند. نتایج نشان داد که پارامترهای دمایی چاپ نقش تعیین‌کننده‌ای در پایداری ابعادی ایفا می‌کنند؛ به‌گونه‌ای که دماهای پایین‌تر نازل، به دلیل تضعیف پیوند بین‌لایه‌ای و افزایش تنش‌های پسماند اولیه، منجر به افزایش انحرافات ابعادی می‌شوند، در حالی که استفاده از دمای نازل متوسط سبب بهبود یکنواختی حرارتی، تقویت چسبندگی بین‌لایه‌ای و کاهش تغییرات هندسی می‌گردد. پس از فرآیند چاپ، نمونه‌ها تحت عملیات حرارتی در دمای ثابت ۶۰°C و زمان‌های ۶۰، ۹۰ و ۱۲۰ دقیقه قرار گرفتند. نتایج اندازه‌گیری‌های ابعادی، پیش و پس از عملیات حرارتی نشان داد که افزایش زمان عملیات حرارتی موجب تشدید کاهش ابعاد و انحرافات هندسی می‌شود. با این حال، نمونه‌های چاپ‌شده در دمای نازل ۲۱۵°C و دمای بستر ۶۵°C همراه با عملیات حرارتی کوتاه‌مدت ۶۰ دقیقه، بیشترین دقت هندسی و کمترین تغییرات ابعادی را از خود نشان دادند که بیانگر برقراری تعادل مناسب میان بهبود پیوند بین‌لایه‌ای و آزادسازی کنترل‌شده تنش‌های پسماند است.

**کلمات کلیدی:** ساخت افزایشی FDM؛ پایداری ابعادی؛ دمای نازل؛ دمای بستر؛ عملیات حرارتی

## مقدمه

فناوری ساخت افزایشی به‌ویژه روش مدل‌سازی رسوب ذوب‌شده[1] در سال‌های اخیر به‌عنوان یکی از پرکاربردترین روش‌های تولید قطعات پلیمری، به‌طور گسترده در حوزه‌های صنعتی، طراحی مهندسی و نمونه‌سازی سریع مورد توجه قرار گرفته است [1]. سادگی فرآیند، هزینه پایین تجهیزات و قابلیت تولید قطعات با هندسه‌های پیچیده، از مهم‌ترین مزایای این روش محسوب می‌شوند [2–4].

با وجود مزایای متعدد، یکی از چالش‌های اصلی در استفاده از قطعات چاپ‌شده به روش FDM، کاهش دقت ابعادی و تغییرات هندسی ناشی از ماهیت لایه‌به‌لایه فرآیند و رفتار حرارتی پلیمرها است [5]. اختلاف دمای نازل، بستر چاپ و محیط اطراف موجب ایجاد گرادیان‌های حرارتی و تنش‌های پسماند در حین و پس از چاپ می‌شود، که می‌تواند منجر به تاب‌برداشتگی، جمع‌شدگی، ناپایداری ابعادی و کاهش دقت هندسی قطعه گردد [6]. دقت ابعادی قطعات FDM علاوه بر متغیرهای فرآیند چاپ، به نوع ماده مصرفی نیز وابسته است؛ زیرا خواص حرارتی و ساختاری هر پلیمر، از جمله دمای انتقال شیشه‌ای، ضریب انبساط حرارتی و رفتار تبلور، میزان تنش‌های پسماند و جمع‌شدگی پس از چاپ را کنترل می‌کند. در بین پلیمرهای گرمانرم مختلف، پلی‌لاکتیک‌اسید[2] به دلیل ضریب انبساط حرارتی کمتر، در حالت چاپ‌شده پایداری ابعادی مناسبی دارد، اما به سبب ماهیت نیمه‌بلورین خود، در برابر عملیات حرارتی مستعد تغییرات ابعادی ناشی

[1] Fused Deposition Modeling (FDM)
[2] Polylactic Acid (PLA)

از افزایش بلورینگی و بازآرایی زنجیرهای پلیمری است. همچنین PLA به دلیل زیست‌تخریب‌پذیری، سهولت چاپ و پایداری نسبی فرآیند، یکی از پرمصرف‌ترین مواد مورد استفاده در چاپ سه‌بعدی به روش FDM است [7,8].

با وجود مزایای متعدد PLA، همچنان چالش‌های قابل‌توجهی در زمینه تکرارپذیری و کیفیت چاپ این گروه از فیلامنت‌های گرمانرم مطرح است. مطالعات اخیر نشان می‌دهند که عملیات حرارتی پس از چاپ می‌تواند نقش مؤثری در بهبود عملکرد قطعات تولیدشده به روش مدل‌سازی رسوب ذوب‌شده ایفا کند [9]. بر اساس گزارش‌های تجربی، اعمال عملیات حرارتی در دماها و زمان‌های کنترل‌شده منجر به افزایش پیوند بین لایه‌ای و بهبود خواص مکانیکی قطعات پلیمری، به‌ویژه PLA، می‌شود [2,4,6]. با این حال، همزمان با این بهبود، تغییرات ابعادی و کاهش دقت هندسی به‌عنوان یکی از پیامدهای اصلی عملیات حرارتی گزارش شده است. همچنین مشخص شده است که پارامترهای فرآیند چاپ، نظیر ارتفاع لایه و شرایط حرارتی حین چاپ، تأثیر قابل‌توجهی بر میزان تغییرات ابعادی پس از عملیات حرارتی دارند و می‌توانند پاسخ قطعه به این فرآیند را تشدید یا تعدیل نمایند [9,10] از این‌رو، بسیاری از پژوهش‌ها بر ضرورت بهینه‌سازی هم‌زمان پارامترهای چاپ و عملیات حرارتی تأکید دارند، تا تعادلی میان بهبود خواص مکانیکی و حفظ پایداری ابعادی قطعات چاپ‌شده حاصل شود [11,12].

براساس نتایج گزارش‌شده، اعمال عملیات حرارتی بر قطعات PLA چاپ‌شده به روش مدل‌سازی رسوب ذوب‌شده موجب افزایش قابل‌توجه خواص مکانیکی به‌ویژه استحکام کششی و مدول الاستیسیته می‌شود[13]. بیشترین بهبود مکانیکی معمولاً در دماهای نزدیک یا کمی بالاتر از دمای انتقال شیشه‌ای PLA و برای زمان‌های نگه‌داری متوسط مشاهده شده است، که نشان‌دهنده‌ی کاهش تنش‌های پسماند و بهبود پیوند بین‌لایه‌ای است [14]. با این حال، نتایج همچنین نشان می‌دهند که عملیات حرارتی، به‌خصوص با افزایش دما یا زمان عملیات، می‌تواند منجر به تغییرات نامطلوب ابعادی و اعوجاج هندسی شود. به‌گونه‌ای‌که در برخی شرایط، اگرچه استحکام به‌طور محسوسی افزایش یافته است، اما تغییر شکل قطعه موجب محدود شدن کاربرد صنعتی عملیات حرارتی بدون کنترل دقیق پارامترها گردیده است. بنابراین، نتایج بر وجود یک مصالحه بین بهبود خواص مکانیکی و حفظ دقت ابعادی تأکید دارند و ضرورت بررسی سیستماتیک اثر دما و زمان عملیات حرارتی بر پایداری ابعادی قطعات PLA را برجسته می‌کنند [14,15].

در پژوهشی دیگر نتایج بدست آمده نشان می‌دهد که انجام عملیات حرارتی در بازه دمایی نزدیک به دمای انتقال شیشه‌ای PLA و در زمان‌های کنترل‌شده، می‌تواند منجر به کاهش تنش‌های پسماند، افزایش میزان بلورینگی و بهبود نفوذ بین‌لایه‌ای شود [10,16]. به‌طور مشخص، گزارش شده است که استحکام کششی قطعات PLA می‌تواند از حدود ۴۵-۵۰ MPa در شرایط قبل از عملیات حرارتی به مقادیری بالاتر از ۸۰ MPa افزایش یابد، که بیانگر بهبودی در حدود ۷۰-۸۰٪ است. علاوه بر این، افزایش چشمگیری در مقاومت حرارتی قطعات مشاهده شد، به‌گونه‌ای که در برخی شرایط، دمای تغییر شکل حرارتی تا حدود ۷۰٪ بهبود یافت [17]. با این حال، نتایج همچنین نشان می‌دهد که افزایش بیش از حد دما یا زمان عملیات حرارتی می‌تواند منجر به تغییر شکل هندسی، اعوجاج و کاهش دقت ابعادی شود. ازاین‌رو، انتخاب بهینه پارامترهای عملیات حرارتی برای دستیابی به تعادل میان بهبود خواص مکانیکی و حفظ پایداری ابعادی، به‌عنوان یک چالش اساسی در کاربردهای صنعتی قطعات FDM مطرح است [18–20]

اکثر مطالعات پیشین بر تأثیر مجزای پارامترهای چاپ یا عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی متمرکز بوده‌اند و یک مطالعه جامع که به بررسی تأثیر هم‌زمان و متقابل دماهای نازل، دمای بستر در فرآیند چاپ و همچنین مدت‌زمان عملیات حرارتی پس از چاپ، بر پایداری ابعادی و دقت هندسی قطعات PLA بپردازد، کمتر یافت می‌شود. این پژوهش، با رویکردی جامع‌تر، به پر کردن این خلأ تحقیقاتی می‌پردازد و پایداری ابعادی و دقت هندسی قطعات چاپ‌شده از جنس PLA به‌روش FDM را تحت ترکیب‌های مختلف دماهای نازل (۲۰۵°C، ۲۱۵ و ۲۲۵) و بستر (۳۵°C، ۵۰ و ۶۵) به‌صورت تجربی مورد بررسی قرار می‌دهد. انتخاب این محدوده‌های دمایی برای پارامترهای چاپ، و نیز مدت‌زمان‌های عملیات حرارتی (۶۰، ۹۰ و ۱۲۰ دقیقه)، بر اساس نتایج مطالعات پیشین که اثربخشی آن‌ها را در بهبود خواص مکانیکی یا کنترل تغییرات ابعادی PLA نشان داده‌اند، صورت گرفته است. به‌طور خاص، دمای عملیات حرارتی ثابت ۶۰°C نیز با توجه به قرارگیری در محدوده دمای انتقال شیشه‌ای ($T_g$) پلیمر PLA (حدود ۵۵-۶۵ °C) انتخاب شد؛ این انتخاب به منظور آزادسازی مؤثر تنش‌های پسماند بدون ایجاد خزش بیش‌ازحد یا تغییر شکل‌های ماکروسکوپی نامطلوب در قطعات PLA، که اغلب در

دماهای بالاتر مشاهده می‌شود، صورت گرفته است. هدف از این تحقیق، ارزیابی تأثیر این متغیرهای کلیدی بر تغییرات ابعادی و هندسی نمونه‌ها و ارائه نتایج کاربردی جهت بهبود دقت قطعات تولیدشده به روش FDM است.

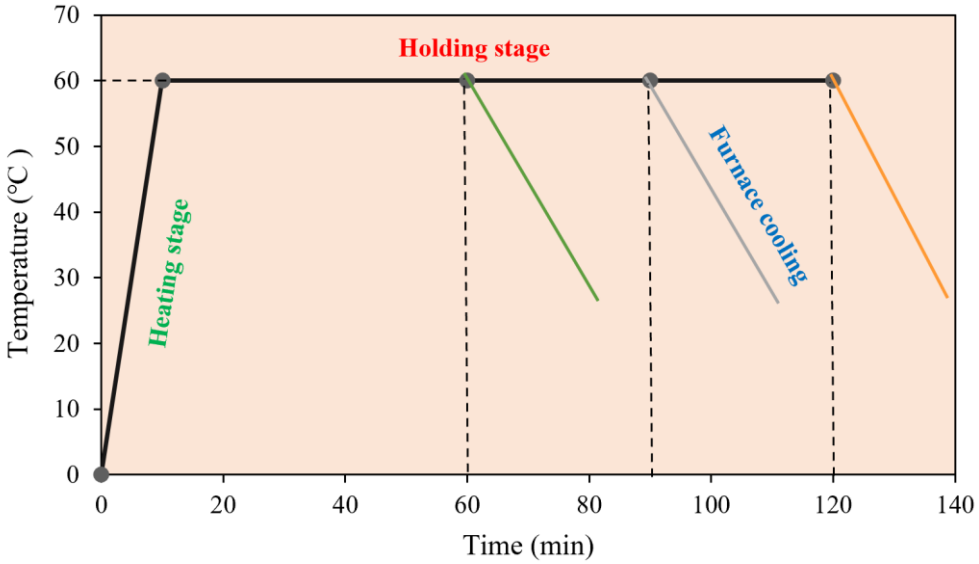
## مواد و روش پژوهش

در این پژوهش، PLA به‌عنوان ماده اولیه مورد استفاده قرار گرفت. فیلامنت PLA با قطر اسمی ۱/۷۵ mm از شرکت ایکستروژن تهیه شده و چاپ نمونه‌ها در ابعاد ۱۰×۱۰×۱۰ $mm^3$ با استفاده از فناوری ساخت افزایشی به روش FDM انجام گردید. تمامی نمونه‌ها تحت شرایط محیطی یکسان، بدون انجام فرایند رطوبت‌زدایی اولیه، و با استفاده از چاپگر سه‌بعدی Alpha30 Smart ساخت شرکت Key Tec با میزان پرکنندگی ۵۰٪ و سرعت چاپ ۴/۳۳ cm/s تولید شدند. جهت بررسی تأثیر شرایط چاپ بر پایداری ابعادی، پنج مجموعه پارامتر چاپ شامل ترکیب‌های مختلف دماهای نازل و بستر به‌همراه سه تکرار برای هرکدام مطابق جدول (۱) در نظر گرفته شد.

**جدول (۱)**. کدگذاری نمونه‌های چاپ شده بر اساس دماهای نازل و بستر

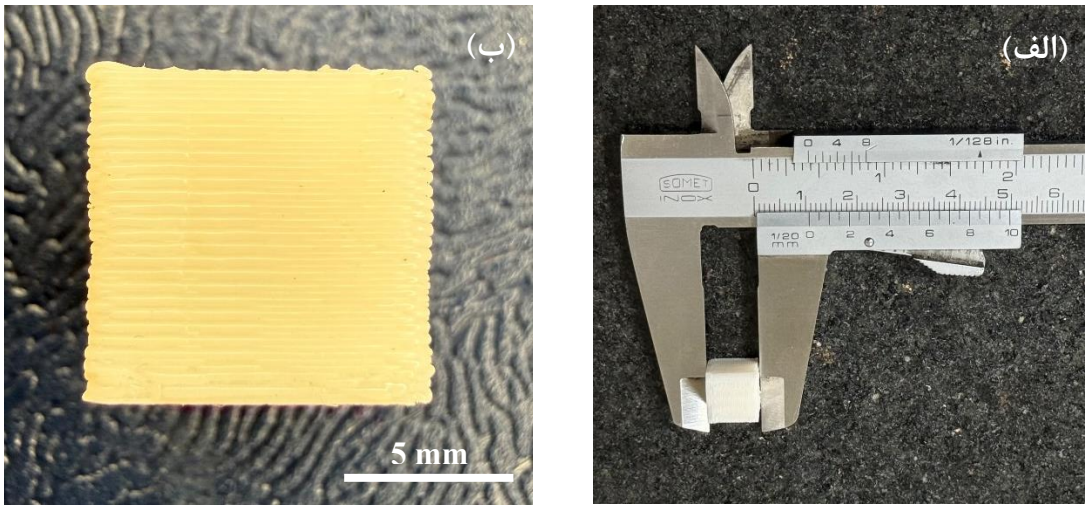
| ردیف | دمای نازل (°C) | دمای بستر (°C) | کد نمونه |
|---|---|---|---|
| ۱ | ۲۰۵ | ۵۰ | ۲۰۵-۵۰ |
| ۲ | ۲۰۵ | ۵۰ | ۲۰۵-۵۰ |
| ۳ | ۲۰۵ | ۵۰ | ۲۰۵-۵۰ |
| ۴ | ۲۱۵ | ۳۵ | ۲۱۵-۳۵ |
| ۵ | ۲۱۵ | ۳۵ | ۲۱۵-۳۵ |
| ۶ | ۲۱۵ | ۳۵ | ۲۱۵-۳۵ |
| ۷ | ۲۱۵ | ۵۰ | ۲۱۵-۵۰ |
| ۸ | ۲۱۵ | ۵۰ | ۲۱۵-۵۰ |
| ۹ | ۲۱۵ | ۵۰ | ۲۱۵-۵۰ |
| ۱۰ | ۲۱۵ | ۶۵ | ۲۱۵-۶۵ |
| ۱۱ | ۲۱۵ | ۶۵ | ۲۱۵-۶۵ |
| ۱۲ | ۲۱۵ | ۶۵ | ۲۱۵-۶۵ |
| ۱۳ | ۲۲۵ | ۵۰ | ۲۲۵-۵۰ |
| ۱۴ | ۲۲۵ | ۵۰ | ۲۲۵-۵۰ |
| ۱۵ | ۲۲۵ | ۵۰ | ۲۲۵-۵۰ |

پس از فرآیند چاپ، نمونه‌ها در کوره با دمای ثابت ۶۰ °C به مدت ۶۰، ۹۰ و ۱۲۰ دقیقه قرار گرفتند (شکل (۱)). عملیات فوق جهت کاهش تنش‌های پسماند داخلی و بهبود پایداری ابعادی نمونه‌ها انجام شد. براساس مطالعات انجام شده این محدوده زمانی می‌تواند، تعادلی بین بهبود چسبندگی لایه‌ها و آزادسازی تنش‌های پسماند ایجاد کند [15]. به‌منظور کنترل بهتر دمای کوره، پس از رسیدن به دمای ۶۰ °C نمونه‌ها در کوره قرار گرفتند. همچنین جهت حفظ تغییرات هندسی، نمونه‌ها به مدت ۳۰ دقیقه داخل کوره سرد شدند.




**شکل (۱)**- چرخه‌های عملیات حرارتی پس از فرآیند چاپ.

برای ارزیابی تغییرات ابعادی نمونه‌های چاپ شده قبل و بعد از عملیات حرارتی، از دو روش متفاوت اندازه‌گیری استفاده شد. ابتدا اندازه‌گیری توسط ابزار دقیق کولیس[1] انجام شد (شکل (۲-الف)). در گام دوم، با استفاده از میکروسکوپ استریو در بزرگنمایی یکسان از نمونه‌ها جهت آنالیز تصویر[2] توسط نرم‌افزار Image J عکس‌برداری شد (شکل (۲-ب)) تا با روشی متفاوت و دقیق‌تر امکان مقایسه و تحلیل نتایج فراهم شود.

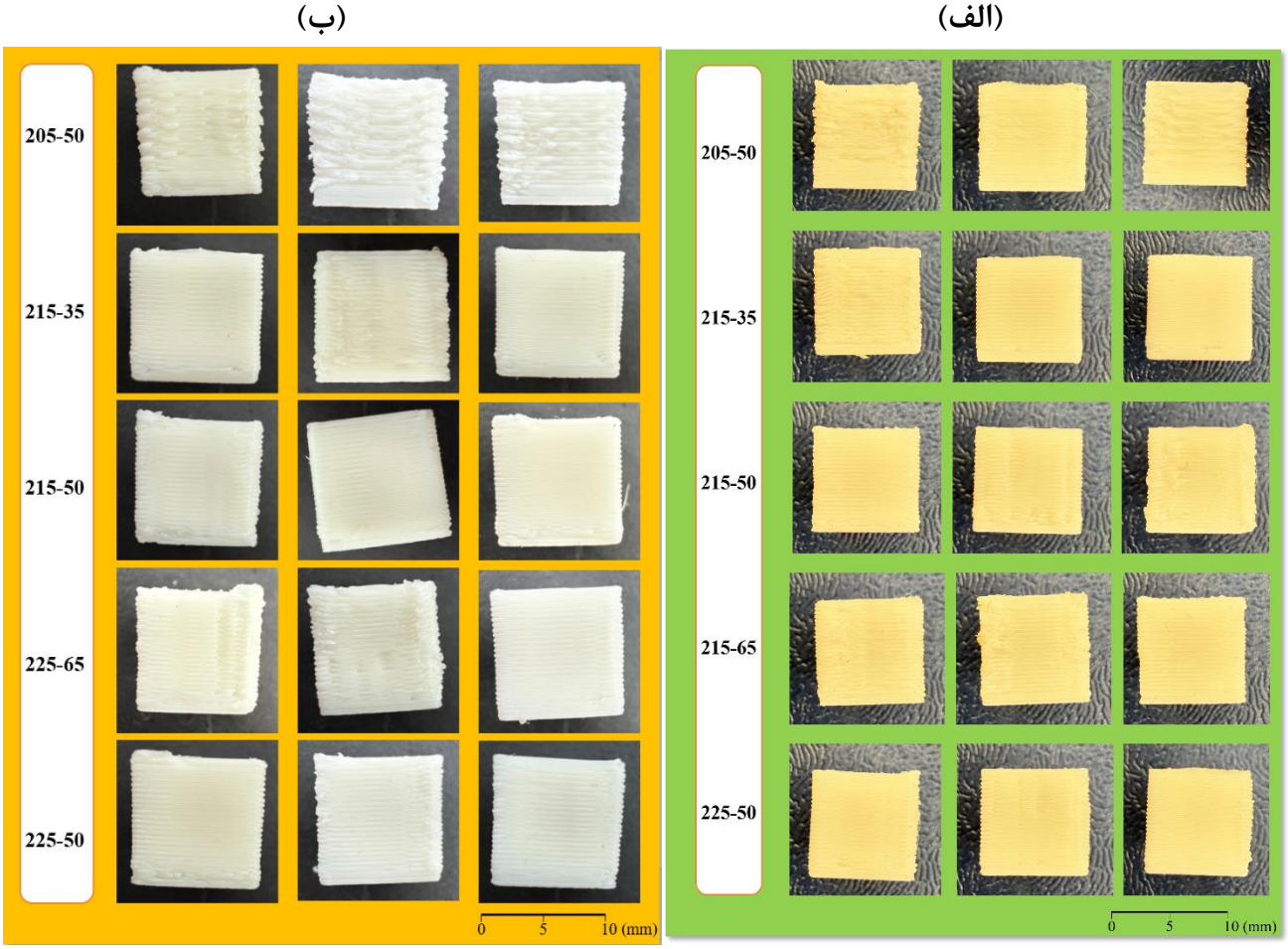



**شکل (۲ الف، ب)**- به ترتیب اندازه‌گیری کولیس و آنالیز تصویری از نمونه چاپ شده.

[1] Calliper
[2] Image analysis

## نتایج و بحث

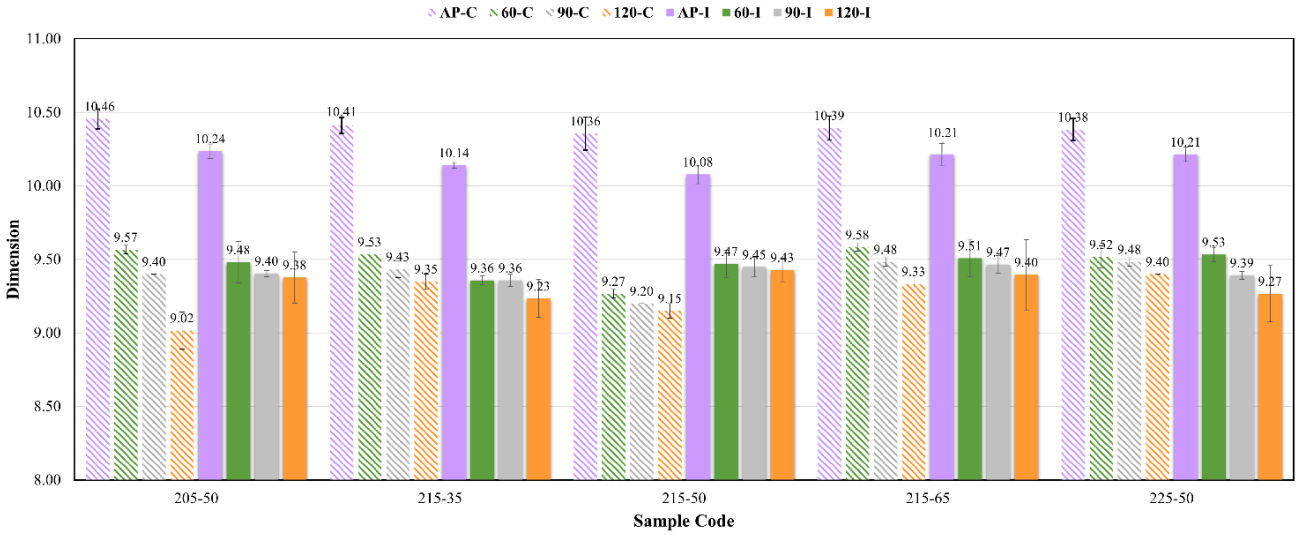
در شکل (۳- الف، ب) تصاویر تهیه شده توسط میکروسکوپ استریو از نمونه‌های چاپ شده قبل و بعد از عملیات حرارتی نشان داده شده است. از نظر ظاهری آنچه مشهود به‌نظر می‌رسد ضعف قطعات چاپ شده ۵۰-۲۰۵ است، که به شدت دچار اعوجاج بین لایه‌ای بوده و عملیات حرارتی موجب تشدید عیب مذکور شده است. هرچه دمای نازل بیشتر می‌شود، این نقص در چاپ کاهش می‌یابد. همچنین از مقایسه‌ی نمونه‌های ۳۵-۲۱۵، ۵۰-۲۱۵ و ۶۵-۲۱۵ می‌توان دریافت که دمای بستر بیشتر، منجر به تولید قطعات با کیفیت بالاتری می‌شود. به‌طوری که قطعات چاپ شده با دمای بستر ۶۵°C و ۵۰ در لایه‌های ابتدایی دارای کیفیت بهتری نسبت به قطعات چاپ شده با دمای بستر ۳۵°C هستند. با این حال، نمونه‌ی ۵۰-۲۲۵ بهترین ادغام بین لایه‌ها را نشان می‌دهد، که حاکی از تأثیر غالب دمای نازل بر رفع عیوب چاپ است.




**شکل (۳ الف، ب)**- به‌ترتیب تصاویر نمونه‌ها چاپ شده قبل و بعد از عملیات حرارتی.

پس از بررسی‌های ابعادی با ابزار کولیس و آنالیز تصویر، نتایج آن به طور جامع در شکل (۴) نشان داده شده است. بررسی‌ها نشان می‌دهد به هنگام استفاده از ابزار کولیس نمونه‌های ۵۰-۲۰۵ با پایین‌ترین دمای نازل به‌دلیل تضعیف پیوند بین‌لایه‌ای و افزایش تنش‌های پسماند اولیه، بیشترین انحراف ابعادی اولیه را ایجاد می‌کند. در حالی که دمای نازل متوسط ۶۵-۲۱۵ با کاهش تنش‌های حرارتی و بهبود چسبندگی بین‌لایه‌ای، کمترین انحراف اولیه را دارد. پس از اتمام عملیات حرارتی، تمام نمونه‌ها کاهش ابعاد را تجربه کردند، که روند کاهشی فوق با افزایش زمان عملیات (از ۶۰ به ۱۲۰ دقیقه) تشدید شده است. به‌طوری‌که نمونه چاپ‌شده در شرایط بهینه ۶۵-۲۱۵ پس از عملیات حرارتی کوتاه‌مدت ۶۰ دقیقه‌ای، کمترین تغییر ابعادی و بالاترین پایداری هندسی را نشان داد، که نشان‌دهنده آزادسازی

کنترل‌شده تنش‌های پسماند بدون ایجاد تغییر شکل اضافی است. همچنین، نتایج حاصل از اندازه‌گیری با استفاده از آنالیز تصویر، هرچند بدلیل کاهش تکرارپذیری، دارای پراکندگی بیشتر در داده‌ها بودند، اما خروجی نمودار، نشان می‌دهد نمونه چاپ شده ۶۵-۲۱۵، که تحت عملیات حرارتی ب به‌مدت ۶۰ دقیقه قرار گرفته است، کمترین تغییر ابعادی را داشته است. همچنین، حتی با افزایش زمان عملیات حرارتی به ۱۲۰ دقیقه، نمونه ۶۵-۲۱۵ پایداری خود را حفظ کرده، که نشان‌دهنده ساختار اولیه یکنواخت با تنش‌های پسماند کم و پیوند بین‌لایه‌ای قوی است. در مقابل، ضعیف‌ترین نتیجه مربوط به نمونه ۵۰-۲۰۵ با بیشترین انحراف ابعادی اولیه و شدیدترین کاهش ابعادی پس از عملیات حرارتی ۶۰ دقیقه‌ای بوده، که حاکی از پیوند بین‌لایه‌ای ضعیف و تنش‌های پسماند بالای ناشی از شرایط چاپ نامناسب است.




**شکل (۴)**- نتایج اندازه‌گیری ابعادی نمونه‌های چاپ شده (AP) و عملیات حرارتی شده در زمان‌های مختلف (۶۰، ۹۰ و ۱۲۰ دقیقه) به‌وسیله ابزار کولیس (C) و آنالیز تصویری (I).

## نتیجه‌گیری

در این پژوهش، پایداری ابعادی قطعات PLA در ساخت افزایشی به روش FDM متأثر از دماهای نازل و بستر چاپ و نیز فرآیند پس‌پردازش حرارتی به‌صورت روشمند و توسط ابزار مختلف اندازه‌گیری مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان می‌دهد که دستیابی به پایداری ابعادی بهینه در قطعات نیازمند یک رویکرد دو مرحله‌ای هماهنگ است. در مرحله چاپ، نمونه تولید شده با دمای نازل ۲۱۵°C و دمای بستر ۶۵°C با ایجاد پیوند بین‌لایه‌ای قوی و کاهش تنش‌های پسماند اولیه، پایه‌ای مستحکم برای دقت ابعادی فراهم می‌کند. در مرحله پس‌پردازش، اعمال عملیات حرارتی کوتاه‌مدت ۶۰ دقیقه در دمای ۶۰°C به‌طور مؤثر تنش‌های باقی‌مانده را آزاد می‌سازد، بدون آن‌که موجب انقباض ابعادی شدید یا تغییر شکل اضافی گردد. در مقابل، شرایط چاپ نامناسب مانند دمای نازل پایین حتی با اعمال عملیات حرارتی طولانی نیز قابل جبران نیست و منجر به ناپایداری هندسی پایدار می‌شود. بنابراین، ایجاد تعادل مناسب بین پارامترهای فرآیند چاپ و پارامترهای عملیات حرارتی پس از آن ضروی است، تا دقت و پایداری ابعادی مورد نیاز برای کاربردهای مهندسی با دقت ابعادی بالا تأمین شود.

## منابع

[1] N. Shahrubudin, T.C. Lee, R. Ramlan, An overview on 3D printing technology: Technological, materials, and applications, Procedia Manuf. 35 (2019) 1286–1296.
[2] H. Simmons, P. Tiwary, J.E. Colwell, M. Kontopoulou, Improvements in the crystallinity and mechanical properties of PLA by nucleation and annealing, Polym. Degrad. Stab. 166 (2019) 248–257.
[3] T. Takayama, M. Todo, H. Tsuji, Effect of annealing on the mechanical properties of PLA/PCL and PLA/PCL/LTI polymer blends, J. Mech. Behav. Biomed. Mater. 4 (2011) 255–260.
[4] R.A. Wach, P. Wolszczak, A. Adamus-Wlodarczyk, Enhancement of mechanical properties of FDM-PLA parts via thermal annealing, Macromol. Mater. Eng. 303 (2018) 1800169.
[5] S. Bhandari, R.A. Lopez-Anido, D.J. Gardner, Enhancing the interlayer tensile strength of 3D printed short carbon fiber reinforced PETG and PLA composites via annealing, Addit. Manuf. 30 (2019) 100922.
[6] N. Jayanth, K. Jaswanthraj, S. Sandeep, N.H. Mallaya, S.R. Siddharth, Effect of heat treatment on mechanical properties of 3D printed PLA, J. Mech. Behav. Biomed. Mater. 123 (2021). https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2021.104764.
[7] Y. Srithep, P. Nealey, L. Turng, Effects of annealing time and temperature on the crystallinity and heat resistance behavior of injection-molded poly (lactic acid), Polym. Eng. Sci. 53 (2013) 580–588.
[8] D. Bermudez, P.A. Quinonez, E.J. Vasquez, I.A. Carrete, T.J. Word, D.A. Roberson, A Comparison of the physical properties of two commercial 3D printing PLA grades, Virtual Phys. Prototyp. 16 (2021) 178–195.
[9] J.R. Stojković, R. Turudija, N. Vitković, F. Górski, A. Păcurar, A. Pleşa, A. Ianoşi-Andreeva-Dimitrova, R. Păcurar, An experimental study on the impact of layer height and annealing parameters on the tensile strength and dimensional accuracy of FDM 3D printed parts, Materials (Basel). 16 (2023) 4574.
[10] C. Bellehumeur, L. Li, Q. Sun, P. Gu, Modeling of bond formation between polymer filaments in the fused deposition modeling process, J. Manuf. Process. 6 (2004) 170–178.
[11] D. Yadav, D. Chhabra, R.K. Garg, A. Ahlawat, A. Phogat, Optimization of FDM 3D printing process parameters for multi-material using artificial neural network, Mater. Today Proc. 21 (2020) 1583–1591.
[12] V. Kovan, T. Tezel, H.E. Camurlu, E.S. Topal, Effect of printing parameters on mechanical properties of 3D printed PLA/carbon fibre composites, Mater. Sci. Non-Equilibrium Phase Transform. 4 (2018) 126–128.
[13] P. Arjun, V.K. Bidhun, U.K. Lenin, V.P. Amritha, R.V. Pazhamannil, P. Govindan, Effects of process parameters and annealing on the tensile strength of 3D printed carbon fiber reinforced polylactic acid, Mater. Today Proc. 62 (2022) 7379–7384.
[14] J. Lluch-Cerezo, M.D. Meseguer, J.A. García-Manrique, R. Benavente, Influence of thermal annealing temperatures on powder mould effectiveness to avoid deformations in ABS and PLA 3D-printed parts, Polymers (Basel). 14 (2022) 2607.
[15] F. KARTAL, A. KAPTAN, Effects of annealing temperature and duration on mechanical properties of PLA plastics produced by 3D Printing, Eur. Mech. Sci. 7 (2023) 152–159. https://doi.org/10.26701/ems.1290961.
[16] Z. Al-Dulimi, M. Wallis, D.K. Tan, M. Maniruzzaman, A. Nokhodchi, 3D printing technology as innovative solutions for biomedical applications, Drug Discov. Today 26 (2021) 360–383.
[17] P. Ahangar, M.E. Cooke, M.H. Weber, D.H. Rosenzweig, Current biomedical applications of 3D printing and additive manufacturing, Appl. Sci. 9 (2019) 1713.
[18] X. Zhou, S.-J. Hsieh, Thermal analysis of fused deposition modeling process using infrared thermography imaging and finite element modeling, in: Thermosense Therm. Infrared Appl. XXXIX, SPIE, 2017: pp. 51–64.
[19] N. Jayanth, K. Jaswanthraj, S. Sandeep, N.H. Mallaya, S.R. Siddharth, Effect of heat treatment on mechanical properties of 3D printed PLA, J. Mech. Behav. Biomed. Mater. 123 (2021) 104764.
[20] M. Raju, M.K. Gupta, N. Bhanot, V.S. Sharma, A hybrid PSO–BFO evolutionary algorithm for optimization of fused deposition modelling process parameters, J. Intell. Manuf. 30 (2019) 2743–2758.

# Evaluation of Heat-Assisted Friction Stir Welding Performance for HDPE/ABS Blends: Effect of Tool Pin Geometry on Joint Strength

Mohammad Nakhaee[1], Amir Mostafapour[2*], Reza Najjar[3]

[1] **Faculty of Mechanical Engineering, University of Tabriz, Iran, M.nakhaee@tabrizu.ac.ir**

[2*] **Faculty of Mechanical Engineering, University of Tabriz, Iran, A-mostafapur@tabrizu.ac.ir**

[3] **Polymer Research Laboratory, Faculty of Chemistry of Tabriz, 5166616168, Tabriz, Iran, najjar@tabrizu.ac.ir**

**Abstract:**

In this study, heat-assisted friction stir welding (HFSW) was investigated as a novel method for joining high-density polyethylene (HDPE) sheets, focusing on the effects of two key factors: tool pin profile and the addition of varying percentages of ABS on weld quality and mechanical performance. The primary objective was to enhance the mechanical behavior of the joints, including tensile strength and impact resistance, through optimization of the base material composition and the selection of appropriate tool geometry. Also, a novel HDPE/ABS polymer blend was prepared, and its performance under HFSW was systematically evaluated. Three different tool pin geometries were designed and fabricated, and their influence on material flow, joint quality, and mechanical performance was thoroughly analyzed. The results revealed that the incorporation of 5 wt% ABS combined with the use of a simple cylindrical pin tool produced the highest weld quality in terms of both tensile and impact strength.

These results demonstrate that employing HDPE/ABS blend in conjunction with HFSW provides an effective approach for producing polymer joints with enhanced durability and improved resistance to impact and brittle fracture.

**Keywords:** FSW; Component of HDPE/ABS; Tool Pin Geometry; Welding

# ارزیابی عملکرد جوشکاری اغتشاشی اصطکاکی به کمک حرارت برای مخلوطهای HDPE/ABS: اثر شکل پین ابزار بر استحکام اتصال

**محمد نخعی[۱]، امیر مصطفی پور اصل*[۲]، رضا نجار[۳]**

[۱] دانشکده مهندسی مکانیک دانشگاه تبریز؛ M.nakhaee@tabrizu.ac.ir

[*۲] دانشکده مهندسی مکانیک دانشگاه تبریز؛ A-mostafapur@tabrizu.ac.ir

[۳] دانشکده مهندسی شیمی دانشگاه تبریز؛ najjar@tabrizu.ac.ir

**چکیده**

در این پژوهش، فرآیند جوشکاری اغتشاشی اصطکاکی به کمک حرارت (HFSW) به‌عنوان یک روش نوین برای ایجاد اتصال در ورق‌های پلی‌اتیلن با دانسیته بالا (HDPE) مورد مطالعه قرار گرفت و اثر دو عامل کلیدی، یعنی پروفیل پین ابزار و افزودن درصدهای مختلف ABS بر کیفیت و خواص مکانیکی جوش بررسی شد. تمرکز اصلی بر بهبود رفتار مکانیکی اتصال، شامل استحکام کششی و مقاومت ضربه‌ای ناحیه جوش، از طریق اصلاح ترکیب ماده پایه و انتخاب هندسه مناسب ابزار بود. برای این منظور، یک ترکیب جدید پلیمری HDPE/ABS تهیه و عملکرد آن در فرآیند HFSW ارزیابی شد. سه نوع ابزار با هندسه پین متفاوت طراحی و ساخته شد و

تأثیر آن‌ها بر جریان ماده، کیفیت اتصال و عملکرد مکانیکی جوش به‌صورت سیستماتیک تحلیل گردید. نتایج نشان داد که افزودن ۵ درصد وزنی ABS همراه با استفاده از ابزار استوانه‌ای ساده بهترین کیفیت جوش را از نظر استحکام و مقاومت مکانیکی ارائه می‌دهد. یافته‌های این تحقیق نشان می‌دهد که به‌کارگیری ترکیب HDPE/ABS در کنار فرآیند HFSW می‌تواند راهکار مؤثری برای تولید اتصالات پلیمری با عمر مفید بیشتر و مقاومت بالاتر در برابر شکست‌های ناشی از ضربه و تردی باشد.

**کلمات کلیدی: جوشکاری؛ FSW؛ ترکیب HDPE/ABS؛ پین پروفیل ابزار**

## مقدمه

پلی‌اتیلن با دانسیته بالا (HDPE) یکی از پرکاربردترین ترموپلاستیک‌ها به دلیل سبک‌وزن بودن، مقاومت شیمیایی عالی و هزینه تولید نسبتاً پایین است. گسترش سریع کاربرد ترموپلاستیک‌ها در صنایع مختلف از جمله خودروسازی، هوافضا و تجهیزات زیست‌پزشکی، ضرورت توسعه روش‌های اتصال قوی و کارآمد را برجسته می‌سازد. با وجود مزایای فوق، HDPE دارای محدودیت‌های ذاتی از جمله تردی و کاهش مقاومت ضربه‌ای، به‌ویژه در نواحی اتصال است. این نقاط ضعف، استفاده از HDPE را در کاربردهای سازه‌ای پیچیده محدود کرده و هنگام استفاده از روش‌های متداول جوشکاری ذوبی، اغلب به عملکرد مکانیکی ضعیف منجر می‌شود.

در میان روش‌های موجود، جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW) به‌عنوان یک فرایند اتصال حالت‌جامد تحول‌آفرین مطرح شده است که به‌ویژه برای ترموپلاستیک‌هایی مانند HDPE و آکریلونیتریل بوتادین استایرن(ABS) ، کیفیت جوش به‌مراتب بالاتری نسبت به روش‌های ذوبی ارائه می‌دهد. این مواد به دلیل خواص مطلوبی مانند وزن سبک، مقاومت شیمیایی و استحکام مکانیکی بالاتر، در ساختارهای هیبریدی بیش از پیش مورد استفاده قرار گرفته‌اند. تولید جهانی ترموپلاستیک‌ها سالانه بیش از ۳۹۰ میلیون تن متریک را شامل می‌شود [۸]. با این حال، اتصال ترموپلاستیک‌های ناهمگون مانند HDPE و ABS به دلیل اختلاف ویژگی‌های حرارتی و مکانیکی آن‌ها با چالش‌های ویژه‌ای مواجه است. این امر نیازمند استفاده از روش‌های نوآورانه‌ای مانند FSW تقویت‌شده با حرارت برای دستیابی به جوش‌هایی با کیفیت بالا است.

فرایند FSW که در ابتدا برای فلزات توسعه یافت، اکنون در اتصال ترموپلاستیک‌ها نیز مورد توجه قرار گرفته است، زیرا قادر است جوش‌هایی با حداقل نقص، مصرف انرژی پایین و بدون نیاز به مواد پرکننده تولید کند [۹]. در این فرآیند، ابزار چرخان با ایجاد حرارت اصطکاکی، ماده را نرم و پلاستیکی کرده و با اختلاط آن‌ها، پیوند حالت‌جامد بدون ایجاد مذاب شکل می‌گیرد [۶]. پیشرفت‌های اخیر در FSW ترموپلاستیک‌ها عمدتاً بر بهینه‌سازی پارامترهای فرایند شامل سرعت چرخش ابزار، سرعت پیشروی و نیروی محوری متمرکز بوده است تا استحکام و کیفیت جوش افزایش یابد. برای نمونه، مطالعات نشان داده‌اند که پین مخروطی و سرعت چرخشی بالاتر کیفیت جوش ABS را بهبود می‌بخشد، در حالی‌که پین استوانه‌ای رزوه‌دار برای HDPEعملکرد مناسب‌تری دارد [۲] [۵]. به‌کارگیری FSW به‌کمک حرارت که از منابع گرمای بصورت القایی استفاده می‌کند، موجب کاهش عیوبی همچون شکاف ریشه و بهبود جریان ماده شده است [۷] [۱۱]. مطالعه Vidakis و همکاران [۱۰] نشان داد که استفاده از نانوسیلیکا در جوش ABS با FSW تقویت‌شده با حرارت موجب افزایش ۲۶ درصدی استحکام اتصال می‌شود که بیانگر پتانسیل رویکردهای هیبریدی است.

با وجود این پیشرفت‌ها، فاصله‌های دانشی قابل‌توجهی در کاربرد FSW تقویت‌شده با حرارت برای ترکیبات HDPE/ABS همچنان وجود دارد. درحالی‌که مطالعات جداگانه بر HDPE و ABS راندمان جوش‌هایی بین ۵۲.۷۱٪ تا ۱۰۱٪ را تحت شرایط بهینه گزارش کرده‌اند [۷] [۱]، جوشکاری ترکیبات ناهمگون HDPE/ABS کمتر مورد بررسی قرار گرفته است. چالش اصلی، مدیریت اختلاف حرارتی HDPE با دمای گذار شیشه‌ای حدود ۱۲۰در جه سانتیگراد و ABS حدود ۱۰۵درجه سانتیگراد است که می‌تواند منجر به ایجاد عیوبی همچون حفره، ترک یا اختلاط ناکامل در منطقه اغتشاش شود [۳]. علاوه بر این، اجماع روشنی در خصوص طراحی بهینه ابزار یا استراتژی گرمایش مناسب برای ترموپلاستیک‌های ناهمگون وجود ندارد. برای مثال، برخی مطالعات ابزار شانه‌دوبل را برای حذف فلاشینگ مناسب می‌دانند [۵]، در حالی‌که برخی دیگر معتقدند گرمایش بیش‌ازحد

می‌تواند موجب تخریب زنجیره‌های پلیمری و کاهش خواص مکانیکی شود [۴]. این چالش‌های حل‌نشده، ضرورت انجام تحقیقات نظام‌مند در مورد برهم‌کنش پارامترهای فرآیند، طراحی ابزار و رفتار مواد در FSW تقویت‌شده با حرارت برای ترکیبات HDPE/ABS را برجسته می‌کند.

در دهه اخیر، توجه پژوهشی قابل‌توجهی به توسعه ترکیبات ABS/HDPE معطوف شده است و مطالعات بر سازگاری، پایداری حرارتی و عملکرد مکانیکی این مواد متمرکز بوده‌اند. برای مثال، پژوهش Peydró و همکاران [۱۲] نشان داد که LDPE بر خواص ABS اثر منفی دارد، اما استفاده از SEBS به‌عنوان سازگارکننده موجب افزایش چقرمگی و ازدیاد طول می‌شود؛ هرچند مدول کششی کمی کاهش می‌یابد. همچنین حامد و همکاران در بررسی آلیاژ PLA/LDPE اصلاح‌شده با ABS افزایش ویسکوزیته و سختی را گزارش کردند، اما به دلیل ناسازگاری فازی، بهبود محدودی در استحکام کششی مشاهده شد.

تحقیقات بعدی به سمت رویکردهای جوشکاری و تقویت پیش رفت ژاو و همکاران [۱۳] اتصالات ناهمگون HDPE و ABS ایجادشده با FSW را بررسی کرده و نشان دادند افزودن نانولوله‌های کربنی موجب بهبود مورفولوژی، استحکام کششی و ازدیاد طول می‌شود؛ هرچند مقادیر بیش‌ازحد CNT باعث ترک‌خوردگی می‌گردد. هریس و همکاران [۱۴] آلیاژهای ABS/HDPE را برای فرایند چاپ سه‌بعدی (FFF) معرفی کردند و نشان دادند PE-g-MAH موجب بهبود چسبندگی و پایداری حرارتی می‌شود. نتایج آنالیز ANOVA نشان داد که استحکام کششی، خمشی و فشاری به‌طور معنی‌داری افزایش می‌یابد. مطالعات تکمیلی آن‌ها نشان داد که سازگارکننده‌ها به‌طور قابل‌توجهی چسبندگی بین لایه‌ای، پایداری ابعادی و عملکرد مکانیکی مواد را بهبود می‌بخشند.

پژوهش‌های جدیدتر به سازگارکننده‌ها و نانوپرکننده‌ها پرداخته‌اند. ژاو و همکاران [۱۶] نشان دادند استفاده از پلیمرهای فرآورشده باعث بهبود مورفولوژی، توزیع فاز ریزتر و افزایش پایداری حرارتی می‌شود. احمد و همکاران [۱۶] کامپوزیت‌های ABS/HDPE تقویت‌شده با نانوپرکننده‌ها را تولید کردند و افزایش قابل‌توجهی در استحکام کششی، مقاومت ضربه و پایداری حرارتی گزارش دادند. علی و همکاران [۱۷] نیز نتایج مشابهی با استفاده از پرکننده‌های پایدار ارائه کردند.

ژنگ و همکاران [۱۸] استراتژی‌های سازگارسازی واکنشی را بررسی کردند و بهبودهای چشم‌گیری در چسبندگی، مورفولوژی و خواص مکانیکی به‌دست آوردند. در مطالعه جدیدتر، وانگ و همکاران [۱۹] آلیاژهای ABS/HDPE سازگارشده برای چاپ سه‌بعدی را توسعه دادند که افزایش قابل‌توجهی در استحکام کششی، مقاومت ضربه‌ای و عملکرد حرارتی نشان دادند.

در سال‌های اخیر، مطالعاتی به بررسی ترکیبات ABS/HDPE در حضور ذرات و مواد دیگر، به‌ویژه در قالب فرایندهای تزریق و ساخت افزایشی، پرداخته‌اند. با این حال، استفاده مستقیم از ترکیبات HDPE/ABS به‌عنوان یک ماده جدید برای کاربردهای لوله‌گذاری و اتصال آن‌ها با استفاده از FSW تقویت‌شده با حرارت تاکنون به‌طور خاص بررسی نشده است. پژوهش حاضر این رویکرد را به‌عنوان یک راهکار نوآورانه برای غلبه بر محدودیت‌های جوشکاری با هدف بهبود کیفیت اتصال، افزایش استحکام کششی و مقاومت ضربه‌ای و ارائه مسیر جدیدی برای توسعه خطوط لوله پلیمری بادوام‌تر مرسوم معرفی می‌کند.

هدف اصلی این پژوهش، بررسی تجربی کارایی FSW تقویت‌شده با حرارت در اتصال ترکیبات HDPE/ABS است. این بررسی بر بهینه‌سازی پارامترهای فرآیند با هدف افزایش استحکام جوش و کاهش عیوب متمرکز است. این تحقیق اثر سرعت چرخش ابزار، سرعت پیشروی و دمای گرمایش خارجی را بر خواص مکانیکی و ریزساختار جوش ارزیابی می‌کند. فرضیه اصلی این است که کنترل دقیق ورودی حرارتی از طریق ابزار القایی–حرارتی می‌تواند مخلوط‌شوندگی ماده و راندمان اتصال را نسبت به FSW معمولی بهبود بخشد و استحکام‌هایی هم‌سطح یا حتی بالاتر از مواد پایه ایجاد کند. این مطالعه با ارائه یک تحلیل جامع از قابلیت جوش‌پذیری، عملکرد مکانیکی و تکامل ریزساختار در ترکیباتHDPE/ABS ، به رفع شکاف دانشی موجود کمک می‌کند. به منظور دستیابی به اهداف فوق، بخش‌های بعدی مقاله به تست‌های تجربی شامل آماده‌سازی مواد، سامانه جوشکاری و روش‌های آزمون و شناسایی را تشریح می‌کنند تا اثر پارامترهای FSW تقویت‌شده با حرارت بر کیفیت جوش به‌صورت نظام‌مند بررسی شود

## مواد و روش پژوهش

### مواد

مواد اولیه مورد استفاده در این مطالعه شامل پلی‌اتیلن با دانسیته بالا (HDPE) و آکریلونیتریل بوتادین استایرن (ABS) بودند. HDPE به‌کاررفته از نوع تجاری PE100 کلاس B و تأمین‌شده توسط شرکت پتروشیمی جم (ایران) بوده است. انتخاب این گرید به دلیل استحکام مکانیکی بالا و مقاومت شیمیایی ممتاز آن صورت گرفت که این ویژگی‌ها، آن را برای فرآیندهای جوشکاری و کاربردهای صنعتی مختلف مناسب می‌سازد. در مقابل، ABS مورد استفاده از نوع ABS 150 و تهیه‌شده از شرکت پتروشیمی تبریز (ایران) بوده است. انتخاب این ماده به دلیل مقاومت ضربه‌ای مطلوب و خواص مکانیکی مناسب انجام شد که آن را برای طیف گسترده‌ای از قطعات مهندسی و کاربردهای خودرویی قابل استفاده می‌کند.

به‌منظور تضمین یکنواختی و قابلیت اطمینان نتایج آزمایشگاهی، هر دو پلیمر در قالب گرانول تجاری تهیه و پیش از انجام آزمایش‌ها، به‌مدت ۱۲ ساعت در دمای ۸۰ درجه سانتی‌گراد در آون آزمایشگاهی خشک شدند تا هرگونه رطوبت باقی‌مانده در آن‌ها حذف شود. خواص فیزیکی و مکانیکی اصلی HDPE وABS، شامل چگالی، استحکام کششی، مدول یانگ و ازدیاد طول در نقطه شکست، در جدول ۱ ارائه شده‌اند. این خواص، مبنای اولیه‌ای برای تحلیل رفتار مواد در طی فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی تقویت‌شده با حرارت فراهم می‌کنند.

**جدول (۱).** خصوصیات فیزیکی مواد مورد استفاده در مطالعه‌ی حاضر

| *نوع ماده* | *خصوصیات ماده* | |
|---|---|---|
| **HDPEپلی اتیلن سنگین** | چگالی | ۰٫۹۴۸ گرم بر سانتیمترمکعب |
| | دمای ذوب | ۱۲۰ درجه سانتیگراد |
| | شاخص جریان ذوب | ۰/۲۲ (گرم بر ده دقیقه |
| | استحکام هیدرواستاتیکی | ۴/۵ نیوتن بر میلیمتر مربع |
| **ABSاکریلونیتریل بوتادین‌استایرن** | چگالی | ۱.۰۴ گرم بر سانتیمترمکعب |
| | ۹۹ درجه سانتیگراد | دمای شیشه‌ای |
| | ۱/۷ (گرم بر ده دقیقه) | شاخص جریان ذوب |
| | استحکام تسلیم | ۴۵ نیوتن بر میلیمتر مربع |

### آماده سازی نمونه

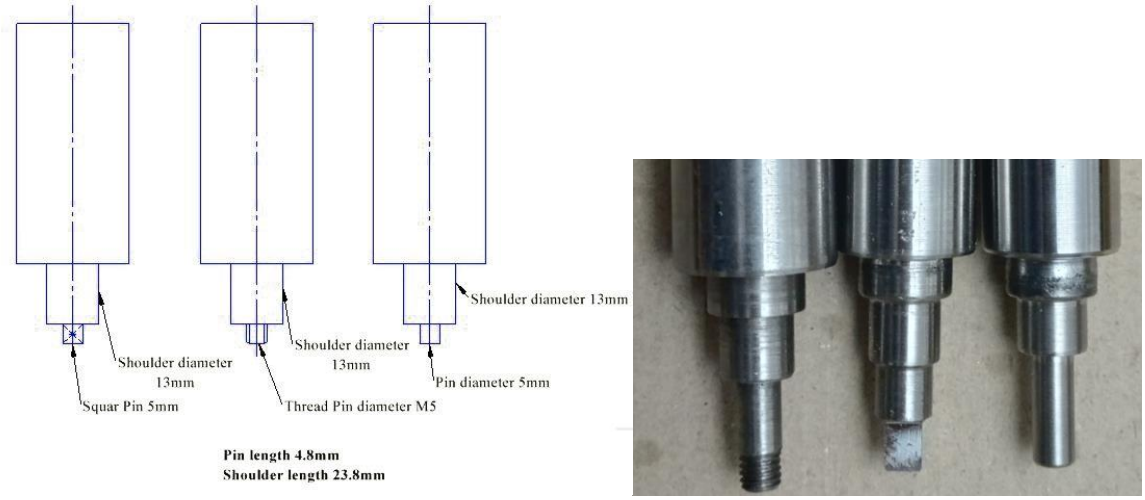
فرآیند تهیه‌ی ترکیب پلیمری با استفاده از یک اکسترودر دومارپیچه، مستقر در آزمایشگاه فوتوشیمی آلی دانشگاه تبریز، انجام شد (شکل ۱-الف). مواد اولیه پیش از فرآیند اختلاط به‌دقت وزن‌کشی و خشک شدند. سپس پلیمرها به اکسترودر تغذیه شده و تحت شرایط کنترل‌شده‌ی دما و سرعت چرخش مارپیچ، فرایند آمیزه‌سازی انجام گرفت تا یک ترکیب همگن حاصل شود. پس از خروج از اکسترودر، مواد اکسترود شده به‌صورت یکنواخت آسیاب و به گرانول تبدیل شدند. گرانول‌های تولیدشده در مرحله بعد با استفاده از دستگاه پرس گرم در دانشگاه صنعتی سهند (شکل ۱-ب)، به ورق‌های مستطیلی شکل قالب‌گیری شدند. ابعاد ورق‌ها ۸۰ × ۴۰ میلی‌متر و ضخامت آن‌ها ۵ میلی‌متر در نظر گرفته شدند. در طی فرآیند پرس گرم، دما و فشار اعمال‌شده به‌طور دقیق کنترل شد تا از ایجاد هرگونه حفره یا نقص داخلی در نمونه‌ها جلوگیری شود. پیش از فرآیند جوشکاری، لبه‌های ورق‌ها تحت عملیات صاف‌کاری و تمیزکاری مکانیکی قرار گرفتند تا شرایط مناسب برای ایجاد یک اتصال با کیفیت فراهم شود. به‌منظور تضمین تکرارپذیری آزمایش‌ها و امکان تحلیل آماری نتایج آزمون‌های مکانیکی، برای هر شرایط فرآیندی حداقل پنج نمونه تهیه شد.

(ب) (الف)

شکل (۱). الف- دستگاه داکسترودر دو مارپیچه؛ ب- دستگاه هات پرس

## طراحی و انتخاب هندسه ابزار جوشکاری

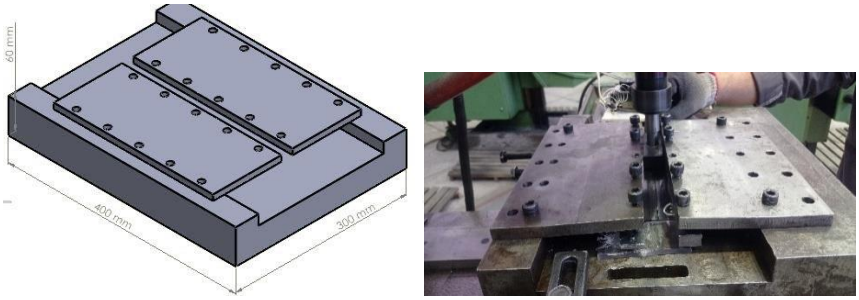
در فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی(FSW) هندسه ابزار نقش اساسی در کیفیت اتصال، نحوه جریان‌یافتن ماده و توزیع حرارتی در ناحیه جوش ایفا می‌کند. در این پژوهش، سه نوع ابزار با هندسه‌های متفاوت طراحی و ساخته شد که شامل پین استوانه‌ای ساده، پین استوانه‌ای رزوه‌دار و پین مربعی بود. انتخاب این هندسه‌ها با هدف بررسی اثر آنها بر میزان اختلاط مواد، تولید حرارت و کیفیت نهایی جوش انجام گرفت. برای تعیین ابزار بهینه، ابتدا آزمون‌های اولیه بر روی ترکیب حاوی ۱۰ درصد وزنی ABS انجام شد. نمونه‌های جوشکاری‌شده تحت آزمون کشش تک‌محوره قرار گرفتند تا عملکرد مکانیکی هر ابزار ارزیابی شود. ابزاری که بیشترین استحکام کششی و یکنواخت‌ترین ناحیه جوش را ایجاد کرده بود، به‌عنوان ابزار بهینه انتخاب شد. این انتخاب موجب تضمین تکرارپذیری و قابلیت اعتماد فرایند جوشکاری می‌گردد. شکل (۲)، نمای شماتیک و پروفیل ابزار FSW را نشان می‌دهد که شامل هندسه پین و شولدر (Shoulder) است.




**شکل (۲)**. نمای شماتیکی و پروفیلی ابزار

## فیکسچر جوشکاری

به‌منظور جلوگیری از جابجایی، لغزش یا انحراف نمونه‌ها در حین فرایند جوشکاری، یک فیکسچر متداول طراحی و ساخته شد. طراحی این فیکسچر به‌گونه‌ای است که نمونه‌ها را به‌صورت محکم در جای خود نگه داشته و در عین حال مسیر و موقعیت قرارگیری شولدر ابزار را هدایت می‌کند. این ویژگی سبب می‌شود جریان مواد به‌صورت یکنواخت انجام شده و تنش‌های ناخواسته در ناحیه جوش به حداقل برسد. همان‌گونه که در شکل (۳) نشان داده شده است، فیکسچر مورد استفاده در فرایند FSW نقش بسیار مهمی در پایداری، کیفیت جوش و تکرارپذیری نتایج ایفا می‌کند.




شکل (۳). فیکسچر مورد استفاده در فرایند FSW

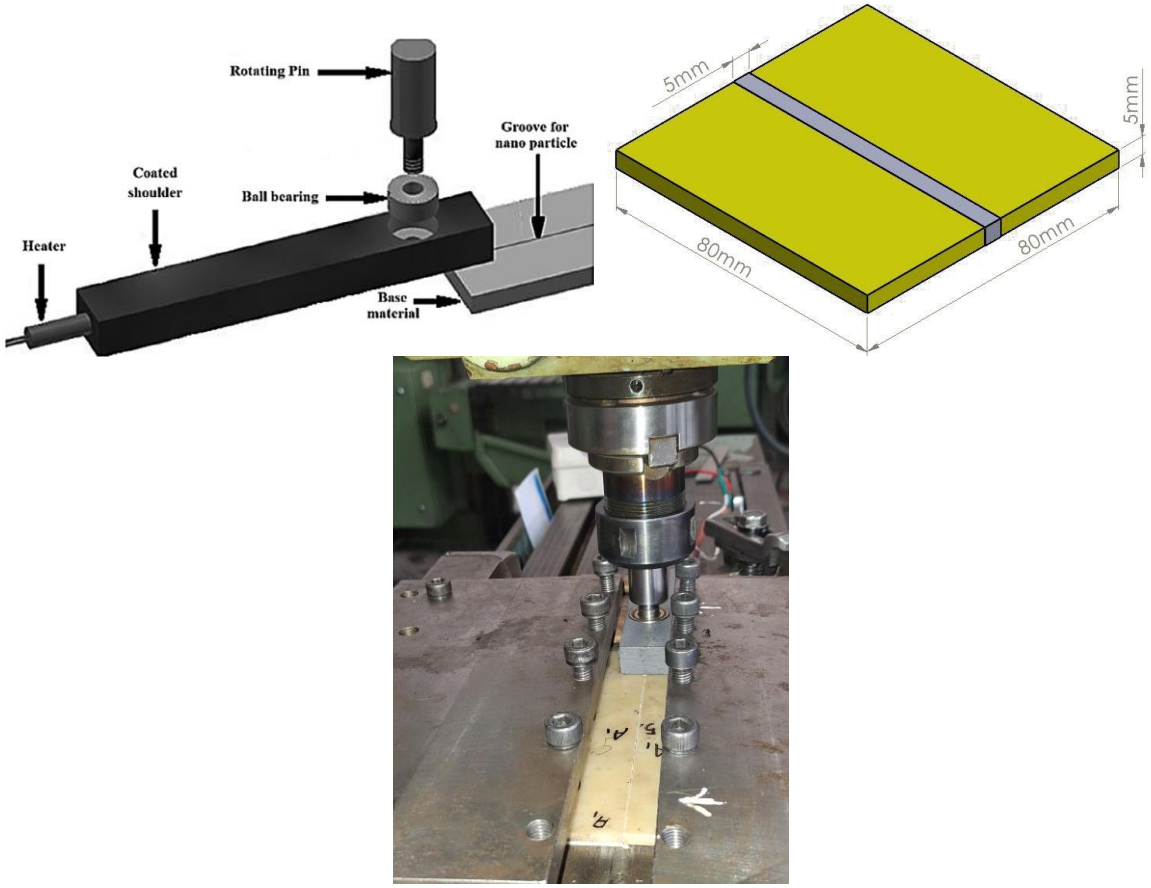
## دستگاه جوشکاری (فرز یونیورسال)

فرآیند جوشکاری با استفاده از دستگاه فرز یونیورسال مکانیکی انجام شد. این دستگاه دارای بازه سرعت چرخشی بین ۵۶ تا ۴۵۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی خطی بین ۱۴ تا ۶۳۰ میلی‌متر بر دقیقه است. با تنظیم پارامترهای مناسب، ابزار وارد قطعه‌کار شده و عملیات جوشکاری انجام شد.

شکل (۴). دستگاه فرز مکانیکال مورد استفاده برای فرایند FSW

## فرایند FSW به کمک حرارت

عملیات جوشکاری با استفاده از فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW) و با اعمال پیش‌گرمایش موضعی توسط هیتر انجام شد. دستگاه فرز یونیورسال مکانیکی مجهز به ابزار FSW از جنس فولاد ابزار H13 به‌کار گرفته شد. ابزار مورد استفاده شامل یک پین استوانه‌ای با طول ۴/۸ میلی‌متر و قطر ۵ میلی‌متر و یک شولدر با قطر ۱۳ میلی‌متر است. سه سرعت چرخشی ۱۱۹۰، ۱۴۰۰ و ۱۸۰۰ دور بر دقیقه و سه سرعت پیشروی ۱۴، ۲۰ و ۲۸ mm/min تحت نیروی محوری ثابت بررسی شدند. برای کاهش مقاومت حرارتی و بهبود اختلاط مواد، سطح اتصال پیش از ورود ابزار تا دمای تقریبی ۱۵۰ درجه سانتیگراد پیش‌گرم شد. پس از پایان فرایند، نمونه‌ها به‌طور طبیعی تا دمای محیط سرد شدند.




**شکل (۵)**. فرایند FSW به کمک حرارت

## ترکیب‌بندی نمونه‌ها

پس از انتخاب هندسه بهینه ابزار، مجموعه‌ای از ترکیبات HDPE/ABS با درصد وزنی ABS معادل ۵، ۱۰ و ۲۰ درصد به‌طور دقیق تهیه شدند تا اثر افزودن درصد ABS بر عملکرد جوش به‌صورت سیستماتیک ارزیابی شود. انتخاب این درصدهای وزنی بر اساس مطالعات پیشین در زمینه ترکیب‌های پلیمری صورت گرفت، که نشان می‌دهند غلظت‌های کم تا متوسط ABS می‌توانند خواص مکانیکی را به‌طور قابل توجهی تغییر داده و در عین حال فرآیندپذیری مواد را حفظ کنند. فرآیند آماده‌سازی شامل چند مرحله است. ابتدا گرانول‌های HDPE و ABS پیش‌آماده و به‌صورت ترکیبی وارد اکسترودر دومارپیچه شدند تا مرحله اولیه اختلاط مذاب انجام گیرد. برای افزایش همگنی، مواد اکسترود شده پس از خروج به گرانول تبدیل و در مرحله دوم مجدداً اکسترود شدند و سپس به گرانول‌های ریز آسیاب شدند. گرانول‌های حاصل با استفاده از دستگاه پرس گرم به ورق‌های مستطیلی شکل قالب‌گیری شدند که ابعاد آن‌ها 40 × 80میلی‌متر و ضخامت 5میلی‌متر است. پس از آماده‌سازی ورق‌ها، فرایند جوشکاری با استفاده از ابزار FSWانجام شد، که تحت پارامترهای فرایندی کنترل‌شده و با دقت بالا اجرا گردید. به منظور اطمینان از قابلیت اعتماد نتایج و امکان تحلیل آماری

داده‌های آزمون‌های مکانیکی، حداقل پنج نمونه جوشکاری‌شده برای هر ترکیب تهیه شدند. نمونه‌های تولیدشده سپس تحت آزمون‌های کششی و ضربه‌ای قرار گرفتند تا درصد بهینه ABS از نظر عملکرد مکانیکی و یکپارچگی جوش شناسایی شود.

## طراحی آزمایش‌ها

طراحی آزمایشات بر اساس دو پارامتر متغیر کلیدی توسعه یافته است: درصد ABS در ترکیب HDPE/ABS و هندسه پین ابزار مورداستفاده در فرایندFSW . سه ترکیب درصدی ABS شامل ۵، ۱۰ و ۲۰ درصد وزنی و سه هندسه پین مختلف شامل استوانه‌ای ساده، استوانه‌ای رزوه‌دار و مربعی برای انجام آزمایشات مورد استفاده قرار گرفتند. این طراحی منجر به ایجاد ۹ شرایط آزمایشی شد که در جدول ۲ ارائه شده است.

**جدول (۲)**. طراحی آزمایشات

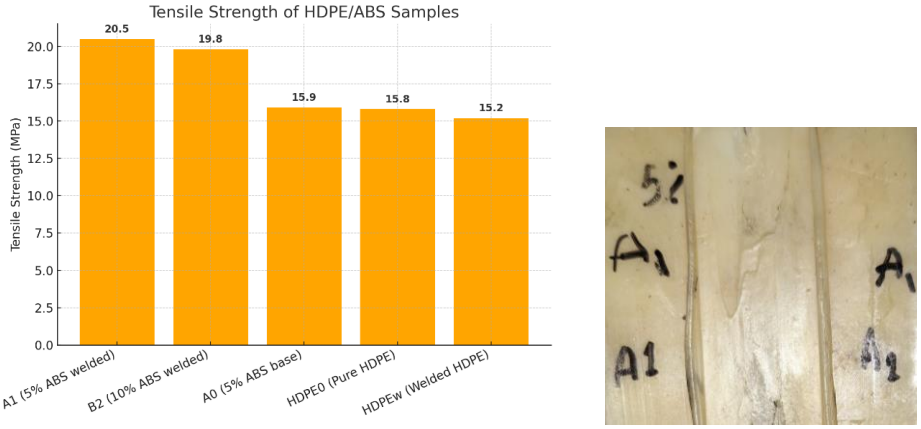
| شماره آزمایشات | هندسه‌ی پروفیل پین ابزار | ABS (%Wt) | HDPE (%Wt) |
|---|---|---|---|
| **A1** | استوانه‌ای | 5% | 95% |
| **A2** | استوانه‌ی رزوه‌دار | 5% | 95% |
| **A3** | مربعی | 5% | 95% |
| **A4** | استوانه‌ای | 10% | 90% |
| **A5** | استوانه‌ی رزوه‌دار | 10% | 90% |
| **A6** | مربعی | 10% | 90% |
| **A7** | استوانه‌ای | 20% | 80% |
| **A8** | استوانه‌ی رزوه‌دار | 20% | 80% |
| **A9** | مربعی | 20% | 80% |

## نتایج و بحث

### بررسی استحکام کششی

نتایج آزمون کشش که مطابق استاندارد ASTM D638 انجام شد، نشان دادند که افزودن ABS تأثیر قابل توجهی بر عملکرد مکانیکی اتصالات HDPE دارد. همانگونه که پیش‌تر اشاره شد، نمونه A1 شامل ۵ درصد وزنی ABS که با استفاده از ابزار پین استوانه‌ای ساده جوشکاری شده بود، بیشترین استحکام کششی را با مقدار 20.47 MPa از خود نشان داد (شکل ۶).

در مقایسه با ماده پایه HDPE که استحکام کششی 15.78 MPa را ارائه داد، این مقدار بیانگر افزایش تقریبی ۳۰ درصدی استحکام نسبت به ماده اولیه می‌باشد. این بهبود قابل توجه را می‌توان به توزیع مناسب ABS در ماتریسHDPE ، اختلاط مؤثر در ناحیه اغتشاش، و کارآیی هندسه ابزار منتخب نسبت داد.



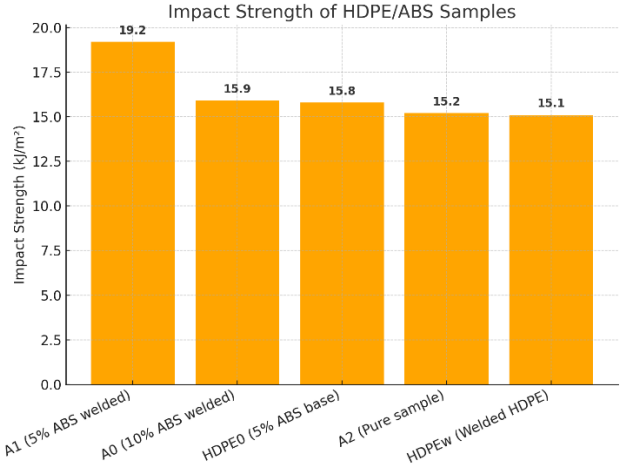

**شکل (۶)**. نمونه جوشFSW به کمک حرارت و نمودار استحکام بدست آمده از آن

افزایش استحکام کششی را می‌توان به بهبود انسجام میکروساختاری در ناحیه جوش نسبت داد. حضور فاز الاستومریABS ، به‌ویژه جزء بوتادین، باعث افزایش چقرمگی، کاهش تردی و توزیع یکنواخت‌تر تنش در حین بارگذاری می‌شود. این ویژگی‌ها به طور مستقیم موجب بهبود عملکرد کششی نمونه‌های حاوی مقادیر کم ABS می‌گردد.

در مقابل، نمونه‌هایی با درصدهای بالاترABS (۱۰ و ۲۰ درصد وزنی) مانند B2 و A2 کاهش محسوسی در استحکام کششی نشان دادند. این افت عملکرد عمدتاً ناشی از پراکنش بیش از حد فاز ABS و توزیع غیریکنواخت آن در ماتریس HDPE است که منجر به ایجاد نواحی ضعیف در مرز فازها و کاهش یکپارچگی مکانیکی می‌شود. وجود چنین ناهمگنی‌هایی کارایی انتقال تنش در ناحیه جوش را مختل کرده و در نهایت سبب افت خواص مکانیکی می‌گردد. این نتایج نشان می‌دهد که یک مقدار بهینه برای درصد ABS در بهبود خواص کششی وجود دارد و مقادیر بیش از حد، اثر نامطلوبی بر عملکرد مکانیکی اتصال وارد می‌کنند.

## بررسی استحکام ضربه

نتایج آزمون ضربه، که مطابق با استاندارد ASTM D256 انجام شد، روندی مشابه نتایج آزمون کشش را نشان داد. همان‌طور که در شکل ۷ مشاهده می‌شود، نمونه A1 بیشترین مقاومت ضربه‌ای را با مقدار 19.20 $kJ/m^2$ از خود نشان داد، در حالی که نمونه HDPE خالص 15.77 $kJ/m^2$بود، که نشان‌دهنده افزایش تقریبی ۲۲ درصدی است. این بهبود را می‌توان به ظرفیت جذب انرژی فاز ABS نسبت داد، که باعث کاهش تردی و تأخیر در انتشار ترک‌ها تحت بارگذاری ضربه‌ای می‌شود و در نتیجه عملکرد ضربه‌ای اتصال جوش را بهبود می‌بخشد. با این حال، نمونه‌هایی که حاوی مقادیر بالاتر ABS بودند، کاهش مقاومت ضربه‌ای را نشان دادند. این کاهش عمدتاً به توزیع غیر یکنواخت فازها و ایجاد نواحی ضعیف در مرزهای بین فازی نسبت داده می‌شود.



**شکل (۷)**. نمونه تست ضربه جوش FSW به کمک حرارت و نمودار بدست آمده از آن

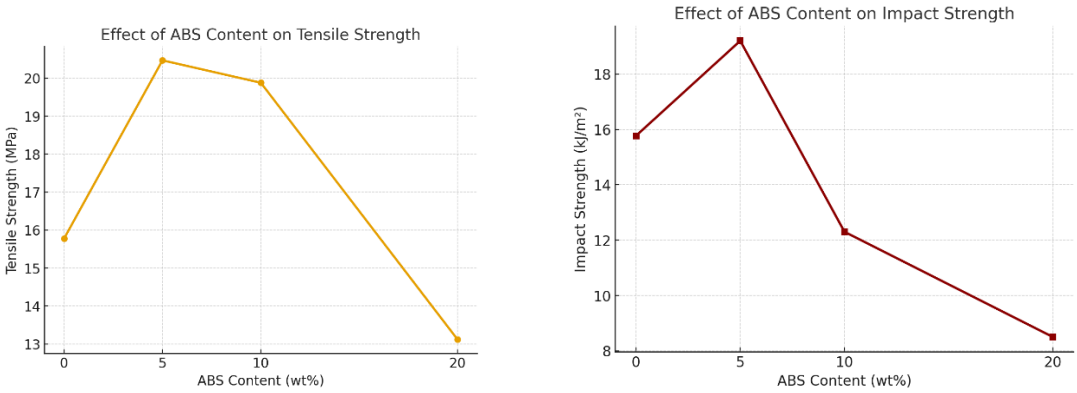
## اثر هندسه ابزار

هندسه پین ابزار به‌عنوان یکی از عوامل کلیدی تأثیرگذار بر عملکرد نهایی اتصال شناسایی شد. عملکرد ابزار با پین استوانه‌ای ساده نسبت به پین‌های استوانه‌ای رزوه‌دار و مربعی برتر بود. این پدیده احتمالاً ناشی از یکنواختی بیشتر جریان مواد و توزیع بهتر حرارت در ناحیه جوش است. در حالی که پین‌های رزوه‌دار و مربعی می‌توانند اختلاط موضعی را افزایش دهند، همزمان موجب تمرکز تنش و ایجاد الگوهای جریان غیر یکنواخت می‌شوند که در نهایت باعث کاهش عملکرد مکانیکی می‌گردد.

به‌طور خلاصه، ترکیب ابزار پین استوانه‌ای ساده با ۵ درصد وزنی ABS شرایط بهینه‌ای را برای تولید اتصالات با استحکام کششی و مقاومت ضربه‌ای بالا فراهم می‌کند.

## اثر افزودن ABS

مقادیر استحکام کششی و مقاومت ضربه‌ای تمامی نمونه‌ها در شکل ۸ ارائه شده است. تمامی نمودارهای کشش از مقدار صفر شروع شده و مقادیر پیک آنها برای وضوح بیشتر مشخص شده‌اند. نمونه A (۵٪ABS) بیشترین استحکام کششی (۲۰.۴۶۷MPa) و بیشترین مقاومت ضربه‌ای (۱۹.۲ $kJ/m^2$) را نشان داد، در حالی که نمونه‌های B (۱۰٪ABS) و C (۲۰٪ABS) پایین‌ترین مقادیر را ارائه کردند. مقایسه همزمان استحکام کششی و مقاومت ضربه‌ای (شکل ۸) نشان‌دهنده همبستگی کلی بین این دو ویژگی مکانیکی است، اگرچه برخی انحراف‌ها به دلیل تفاوت در ترکیب نمونه‌ها مشاهده می‌شود. به‌طور کلی، نمونه با ۵٪ ABS متعادل‌ترین عملکرد مکانیکی را ارائه می‌دهد، در حالی که نمونه‌های با ۱۰٪ و ۲۰٪ ABS به‌طور قابل توجهی استحکام کمتری دارند. این نتایج نشان می‌دهد که ترکیب‌بندی مواد نقش کلیدی در تعیین رفتار مکانیکی جوش دارد.




شکل (۸). اثر افزودن ABS بر استحکام کششی و ضربه محل اتصال ترکیب HDPE/ABS

## نتیجه‌گیری

این مطالعه به بررسی قابلیت جوشکاری ورق‌های پلی‌اتیلن با دانسیته بالا (HDPE) و اکریلونیتریل بوتادین استایرن (ABS) با استفاده از فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به کمک حرارت و ارزیابی عملکرد مکانیکی اتصالات پرداخته است. نتایج آزمون‌های کشش و ضربه نشان داد که افزودن ABS همراه با هندسه بهینه ابزار، به‌طور قابل توجهی خواص اتصال را بهبود می‌بخشد. مهم‌ترین نتایج حاصل از این پژوهش عبارت‌اند از:

- افزودن ۵ درصد وزنی ABS موجب افزایش حدود ۳۰ درصدی استحکام کششی و ۲۲ درصدی مقاومت ضربه‌ای نسبت به HDPE خالص شد.
- درصدهای بالاتر ABS (۱۰ و ۲۰ درصد وزنی) منجر به کاهش عملکرد مکانیکی گردید که این امر ناشی از توزیع غیر یکنواخت فازها و تشکیل ناحیه‌های ضعیف در مرزهای بین فازی است.
- ابزار با پین استوانه‌ای ساده نسبت به هندسه‌های رزوه‌دار و مربعی، از نظر انتقال حرارت، جریان مواد و یکنواختی ناحیه جوش عملکرد بهتری داشت.

به‌طور کلی، این مطالعه نشان می‌دهد که انتخاب مناسب ترکیب مواد (ABS٪۵) و طراحی ابزار بهینه می‌تواند منجر به تولید اتصالات پلیمری با عملکرد مکانیکی برتر گردد. این یافته‌ها می‌توانند به‌عنوان مبنایی برای توسعه صنعتی لوله‌ها و قطعات پلیمری با مقاومت بالاتر در برابر ضربه و شکست ترد مورد استفاده قرار گیرند.

## منابع

1. Azarsa, E., & Mostafapour, A. (2014). Experimental investigation on flexural behavior of friction stir welded high density polyethylene sheets. *Journal of Manufacturing Processes, 16*(1), 149–155. doi:10.1016/j.jmapro.2013.12.003
2. Bozkurt, Y. (2012). The optimization of friction stir welding process parameters to achieve maximum tensile strength in polyethylene sheets. *Materials & Design, 35*, 440–445. doi:10.1016/j.matdes.2011.09.008
3. Gao, J., Shen, Y., & Xu, H. (2016). Investigations for the mechanical, macro-, and microstructural analyses of dissimilar submerged friction stir welding of acrylonitrile butadiene styrene and polycarbonate sheets. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 230*(7), 1213–1220. doi:10.1177/0954405415598952
4. Harish Kumar, & Satish, S. V. (2020). Studies on friction stir welding of polymers - A review. *International Journal of Engineering Research & Technology, 9*(6). doi:10.17577/IJERTV9IS060123

5. Kumar, S., & Roy, B. S. (2019). Novel study of joining of acrylonitrile butadiene styrene and polycarbonate plate by using friction stir welding with double-step shoulder. *Journal of Manufacturing Processes, 45*, 322–330. doi:10.1016/j.jmapro.2019.07.013
6. Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports, 50*(1–2), 1–78. doi:10.1016/j.mser.2005.07.001
7. Moochani, A., Omidvar, H., Ghaffarian, S. R., & Goushegir, S. M. (2018). Friction stir welding of thermoplastics with a new heat-assisted tool design: Mechanical properties and microstructure. *Welding in the World, 63*(1), 181–190. doi:10.1007/s40194-018-0637-2
8. PlasticsEurope. (2023). Plastics – the Facts 2023. Retrieved from https://www.plasticseurope.org
9. Strand, S. R. (2004). Joining plastics - Can friction stir welding compete? Proceedings of the SPE ANTEC 2004, 1779–1783.
10. Vidakis, N., Petousis, M., Korlos, A., Mountakis, N., & Kechagias, J. D. (2022). Friction stir welding optimization of 3D-printed acrylonitrile butadiene styrene in hybrid additive manufacturing. Polymers, 14(12), 2474. doi:10.3390/polym14122474
11. Vijendra, B., & Sharma, A. (2015). Induction heated tool assisted friction-stir welding (i-FSW): A novel hybrid process for joining of thermoplastics. Journal of Manufacturing Processes, 20, 234–244. doi:10.1016/j.jmapro.2015.07.005
12. Peydró, M. A., Parres, F., Navarro, R., & Sánchez-Caballero, S. (2013). Study of the influence of adding styrene–ethylene/butadiene–styrene in acrylonitrile–butadiene–styrene and polyethylene blends. *Polymer Engineering & Science*, *54*(6), 1313–1324. https://doi.org/10.1002/pen.23680
13. Gao, J., Li, C., Shilpakar, U., & Shen, Y. (2015). Improvements of mechanical properties in dissimilar joints of HDPE and ABS via carbon nanotubes during friction stir welding process. *Materials & Design*, *86*, 289–297. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.095
14. Harris, M., Potgieter, J., Ray, S., Archer, R., & Arif, K. M. (2019). Preparation and characterization of thermally stable ABS/HDPE blend for fused filament fabrication. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, *33*(11), 1510–1526. https://doi.org/10.1177/0892705719869745
15. Zhou, Y., Guo, B., Zhang, L., Jia, D., & Liu, M. (2021). Compatibilization of ABS/HDPE blends with functionalized polymers: Morphology, thermal stability, and mechanical performance. *Polymer*, *228*, 123626. https://doi.org/10.1016/j.polymer.2021.123626
16. Ahmed, T., Butt, H., Javid, A., Hussain, M., & Khan, M. (2022). Development and characterization of nanofiller-reinforced ABS/HDPE composites for advanced applications. *Materials*, *15*(11), 3810. https://doi.org/10.3390/ma15113810
17. Ali, S., Rehman, A., Tariq, M., Khan, S., & Iqbal, M. (2022). Processing and characterization of sustainable filler-reinforced ABS/HDPE composites. *Journal of Composites Science*, *6*(12), 354. https://doi.org/10.3390/jcs6120354
18. Zhang, H., Liu, Q., Wang, Y., Chen, J., & Wu, L. (2022). Reactive compatibilization of ABS/HDPE blends: Morphology, thermal stability, and mechanical performance. *Journal of Polymer Research*, *29*(11), 567. https://doi.org/10.1007/s10965-022-03167-3
19. Wang, Y., Li, H., Zhou, X., Chen, R., & Zhang, T. (2024). Compatibilized ABS/HDPE blends with enhanced mechanical and thermal properties for additive manufacturing. *Polymers*, *16*(9), 1299. https://doi.org/10.3390/polym16091299.

# تلفیق متالوگرافی و آزمون‌های غیرمخرب برای تشخیص ناخالصی‌های غیر فلزی در لوله‌های API 5L Grade B با جوش مقاومت الکتریکی فرکانس بالا (ERW/HFW)

علیرضا نصر اصفهانی،سید مهدی آباد ، مسعود شاهی، زهرا بدیعی
دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی علم مواد و مواد پیشرفته

## چکیده

در لوله‌های فولادی API 5L Grade B تولید شده به روش جوش مقاومت الکتریکی فرکانس بالا (ERW-HF)، کیفیت ناحیه جوش و منطقه متأثر از حرارت نقش تعیین‌کننده‌ای در عملکرد سازه‌ای و عمر بهره‌برداری دارد. یکی از عوامل مهم تضعیف‌کننده این نواحی، حضور ناخالصی‌های غیر فلزی و توزیع نامناسب آن‌ها است که می‌تواند منجر به تمرکز تنش و ایجاد ناپیوستگی‌های ریز شود. در این پژوهش، یک رویکرد تلفیقی مبتنی بر متالوگرافی و آزمون‌های غیرمخرب شامل آزمون التراسونیک (UT) و جریان گردابی (ECT) به منظور تشخیص و تفسیر ناخالصی‌های غیر فلزی در ناحیه جوش لوله‌های ERW-HF ارائه شده است. بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری و SEM/EDS انجام و نتایج آن با ویژگی‌های سیگنال‌های آزمون‌های غیرمخرب همبسته گردید. یافته‌ها نشان می‌دهد که ناخالصی‌های سولفیدی منگنز کشیده و خوشه‌های اکسیدی پیچیده، پاسخ‌های متمایز و قابل شناسایی در روش‌های مختلف NDT ایجاد می‌کنند. رویکرد پیشنهادی می‌تواند دقت تفسیر نتایج بازرسی جوش و قابلیت اطمینان ارزیابی کیفیت لوله‌های ERW-HF را در کاربردهای صنعتی به‌طور مؤثری افزایش دهد.

**کلمات کلیدی**: **جوش ERW-HF، آزمون‌های غیرمخرب، ناخالصی‌های غیر فلزی، متالوگرافی، API 5L Grade B.**

# Risk Assessment of Non-Destructive Testing in Smart Production Lines Using Risk Matrix and HAZOP Approach

Nazila Adababavazeh[1], Mehdi Rafie[2*]
1- Department of Industrial Engineering, Na.C., Islamic Azad University, Najafabad, Iran, n.adababavazeh@iau.ac.ir
2-Department of Materials Engineering, Na.C., Islamic Azad University, Najafabad, Iran, m.rafiei@iau.ac.ir

**Abstract**
In welding and metallic structures industries, the quality and safety of components play a decisive role in the overall performance of equipment. Non-destructive testing (NDT), as an essential part of the technical inspection system, provides an effective tool for detecting discontinuities and hidden defects without causing damage to the component. With the expansion of smart technologies and implementation of Industry 4.0 principles, traditional inspection methods require systematic risk assessment and revision to ensure accuracy, repeatability, and compliance with international standards. In this study, potential risks in NDT processes—including ultrasonic testing, radiographic testing, liquid penetrant testing, and magnetic particle testing—were identified and analyzed. The assessment approach was designed based on standards, and the severity, probability, and consequences of each risk were determined using a risk matrix and the HAZOP model. The results indicated that the highest risks are associated with human error, environmental conditions, and equipment defects, which can be controlled through the implementation of a quality management system in accordance with ISO 9001 and continuous inspector training. The proposed framework for risk management in NDT processes can enhance reliability, reduce human errors, and improve safety in the welding industry.

**Keywords: Risk, Non-Destructive Testing, Smart Manufacturing, Risk Matrix, HAZOP.**

# Data-Driven Analysis of Material Non-Conformities in Oil, Gas, and Petrochemical Projects: A Case Study of Destination Inspection

Nazila Adabavazeh[1], Ahmad Reza Vakili[2]
1- PhD in Industrial Engineering, Department of Industrial Engineering, Na.C., Islamic Azad University, Najafabad, Iran, n.adabavazeh@iau.ac.ir.
2-Technical Inspection Manager of Iranian Sepahan Energy Development Co. (ISEDCO), ar.vakily@gmail.com.

**Abstract**

Material non-conformities represent a significant economic and operational risk in industrial projects, potentially causing financial losses and disrupting project performance. This study, with an applied approach and case study methodology, focuses on destination inspection and analyzes different types of material non-conformities, including Overage, Shortage, Incorrect, and Damage, across various sections of oil, gas, and petrochemical projects. Real inspection data, including technical specifications, quantities, and item conditions, were collected and analyzed using descriptive–analytical methods. The findings indicate that most issues are related to weaknesses in logistics and order control, while some errors arise from deficiencies in technical documentation, labeling, or improper transportation. By applying a data-driven approach, this research enables the identification of high-risk points, prioritization of corrective actions, and improvement of inspection and quality control processes. The results can contribute to reducing economic risks, increasing material compliance with contracts, and enhancing the performance of similar industrial projects.

**Keywords: OSID, Material Non-Conformity, Material Inspection, Industrial Projects, Quality Control, Data- Driven Approach.**

# Investigation of the microstructure and mechanical properties of resistance spot welds in IF steel with a carbon powder interlayer

Amir Hossein Ansari[1*], Hossein Abedi Chermahini[2], Masoud Atapour[3]
1-Bsc student, Isfahan University of Tecnology , a.ansari@ma.iut.ac.ir
2-Msc student, Isfahan University of Tecnology , abedi.h@ma.iut.ac.ir
3-Professor, Isfahan University of Tecnology, m.atapour@iut.ac.ir

## Abstract

This study investigates the effect of adding carbon powder as an interlayer on the mechanical properties and microstructure of resistance spot-welded IF automotive steel. To that end, four samples with different carbon amounts (0.5, 1, 2, and 3 mg) and one carbon-free sample with the same welding parameters were prepared. The samples were first subjected to shear tensile strength testing, and the sample containing 0.5 mg of carbon powder exhibited the highest strength. Subsequent investigations were performed on this sample and the carbon-free sample. The microstructure of the carbon-containing sample revealed a significant amount of martensite formation in the weld metal compared to the carbon-free sample. This resulted in an increase of approximately 25% and 65% in strength and hardness, respectively. Moreover, the presence of carbon in the joining zone increased resistance and, consequently, heat input, leading to a remarkable increase in spot weld diameter in the samples with the carbon interlayer.

**Keywords: Resistance Spot Welding, IF Steel, Carbon Powder Interlayer.**

# A novel approach to surface modification and improve of mechanical properties of AA1050 joints fabricated by GTAW

Mahsa Arabbeygi[1*], Ghasem Azimiroeen[2]
1- Department of Mechanical Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran, email: m.arabbegi@me.iut.ac.ir
2- Assistant professor, Center of Engineering and Technical Skills Training, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran, email: azimi_gh@iut.ac.ir

## Abstract

GTAW and GMAW are the preferred welding processes for the Al alloys, as they are relatively easy to apply and cost effective. However, the conventional fusion weld processes such as GTAW causes abnormal grain growth and also generates residual stress that threatening the performance of the welded structure. In research presents a novel approach to improve of mechanical properties of Al alloys joints fabricated by GTAW. For this reason, AAl1050 was butt-welded by GTAW and subsequently subjected to surface modification on weld surface by Shot Peening (SP), Friction Stir Process (FSP), and FSP+SP treatment. The influence of these treatments on macrostructural changes, mechanical properties and residual stress in the weld metal, were analyzed. The surface macrostructural of joints were evaluated using optical microscope (OM). Superficial Rockwell hardness test and tensile strength test were used to evaluate the mechanical properties. The residual stress induced by FSP and SP are measured by using the X-ray diffraction method. The hardness of the surface modified welds significantly improved. The mechanical properties of the joint are higher than that of single FSP and SP strengthening when GTAW joints are treated by the two combined surface modification processes (i.e. FSP+SP). The yield strength and elongation of FSP/SP treatment are increased by 43% and 16%, respectively, compared with that of as-welded. Also results showed that FSP/SP can introduce the biggest residual compressive stress on the surface of the welded specimens.

**Keywords: Al alloy, Wleding, Shot Peening; Friction Stir Process.**

# Challenges in Weldability of Advanced High Strength Automotive Steels during Resistance Spot Welding

**AmirabbasAtarod[1], * Rouholah Ashiri[2]**

[1] Bachelor's Degree, Iran University of Science and Technology

[2] Assistant Professor, Department of Metallurgy, Iran University of Science and Technology
Corresponding Author: ashiri@iust.ac.ir

**Abstract**: Advanced High Strength Steels (AHSS) have become increasingly important in the automotive industry due to their high strength-to-weight ratio and excellent energy absorption capabilities. However, their complex chemical compositions and multiphase microstructures present significant challenges in resistance spot welding (RSW), which remains the dominant joining method in body-in-white assembly. This review identifies and analyzes the key weldability challenges of AHSS, including metallurgical issues such as martensite formation and heat-affected zone softening, mechanical performance limitations related to nugget size and failure modes, process-related difficulties such as electrode wear, expulsion, and narrow welding windows, as well as liquid metal embrittlement (LME) in coated steels. Furthermore, the challenges become more pronounced in dissimilar and third-generation AHSS joints due to differences in thermal, electrical, and mechanical properties. Potential strategies to mitigate these issues are discussed, including optimization of welding parameters, tailored welding schedules, improved electrode design, and selection of steels with enhanced weldability. The insights presented in this review provide a comprehensive understanding of AHSS weldability and support the development of reliable, high-performance spot welds in next-generation automotive applications.

**Keywords:** Advanced High Strength Steels- Resistance Spot Welding- Weldability Challenges- Liquid Metal Embrittlement- Automotive Applications

## I. INTRODUCTION

In recent years, the automotive industry has been under increasing pressure to reduce vehicle weight while simultaneously improving passenger safety and structural performance. These requirements have led to the extensive application of Advanced High Strength Steels (AHSS) in body-in-white structures, as they offer an attractive combination of high strength, adequate ductility, and cost-effectiveness compared to alternative lightweight materials. As a result, AHSS grades such as dual-phase, transformation-induced plasticity, martensitic, and quenching and partitioning steels are now widely used in modern vehicle designs [1].

Resistance spot welding (RSW) remains the dominant joining technique in automotive manufacturing due to its high productivity, ease of automation, and suitability for sheet metal assemblies. A typical passenger vehicle may contain several thousand spot welds, making the

reliability and consistency of this process critically important. However, the transition from conventional low-carbon steels to AHSS has introduced significant challenges in terms of weldability, process stability, and joint performance [1].

The weldability of AHSS in resistance spot welding is strongly influenced by their complex chemical compositions and multiphase microstructures. Higher carbon content and alloying additions increase hardenability, leading to the formation of hard and brittle martensitic structures in the fusion zone and heat-affected zone during rapid cooling. This phenomenon can negatively affect joint toughness, promote crack initiation, and alter failure modes under mechanical loading. In addition, variations in microstructural response among different AHSS grades further complicate the establishment of robust welding schedules [2].

From a process perspective, the increased strength and electrical resistance of AHSS sheets result in narrower welding current windows and increased susceptibility to expulsion. Moreover, accelerated electrode wear and degradation are frequently reported during spot welding of AHSS, which can reduce weld consistency and increase production costs. These issues pose serious challenges for large-scale industrial implementation, particularly in high-volume automotive production lines [2].

Given these concerns, a comprehensive understanding of the metallurgical, mechanical, and process-related challenges associated with resistance spot welding of advanced high strength automotive steels is essential. This paper aims to review and discuss the key weldability issues encountered during RSW of AHSS, with particular emphasis on microstructural evolution, mechanical performance of spot welds, and practical limitations in industrial applications [3].

## II. MATERIALS AND EXPERIMENTALPROCEDURES

### A. *Materials*

Advanced High Strength Steels (AHSS) have become a cornerstone in modern automotive manufacturing due to their combination of high strength, good ductility, and energy absorption capabilities. Common AHSS grades employed in the literature include:

Dual Phase (DP) steels: Comprising a soft ferrite matrix with dispersed martensite islands, offering a balance of strength and ductility [4].

Transformation-Induced Plasticity (TRIP) steels: Containing retained austenite that transforms to martensite under strain, enhancing ductility and crash performance [4].

Quenching and Partitioning (Q&P) steels: Developed to combine high strength with improved formability through controlled partitioning of carbon during heat treatment [4].

Martensitic steels: Characterized by high strength and hardness, often used in structural reinforcements but with limited formability [4].

Typical sheet thicknesses for automotive applications range from 0.8 mm to 2 mm, depending on the structural requirements. The chemical composition, phase fraction, and mechanical properties of these steels directly influence their behavior during resistance spot welding [2, 4].

### B. *Welding Procedures*

Although this work is a review, previous studies provide a clear overview of the welding practices commonly used for AHSS. Resistance Spot Welding (RSW) is the dominant joining method in automotive body-in-white production due to its speed, ease of automation, and cost-effectiveness [5].

Key aspects of the welding procedure include:

Welding Machines and Electrodes: Medium- to high-capacity RSW machines equipped with copper alloy electrodes are typically used. Electrode tip geometry and material are critical in determining current density, heat generation, and electrode lifespan [5].

Welding Parameters: Typical parameters in the literature include welding current, electrode force, and welding time. These parameters are carefully adjusted to ensure adequate nugget formation while minimizing defects such as expulsion, voids, and excessive hardness in the heat-affected zone [6].

Surface Preparation: Clean and oxide-free surfaces are essential to achieve consistent weld quality. Any contaminants can increase electrical resistance locally and lead to nugget irregularities [5, 6].

### C. *Characterization Methods*

To evaluate the quality and performance of spot welds in AHSS, several characterization techniques are commonly employed:

Microstructural Analysis: Optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) are used to observe the fusion zone (FZ), heat-affected zone (HAZ), and base metal microstructure. Key features such as martensite formation, grain size, and phase distribution are assessed [3].

Mechanical Testing: Microhardness measurements across the weld and HAZ provide insight into local hardness variations. Tensile-shear and cross-tension tests are used to determine failure modes and joint strength [7].

Failure Analysis: Examination of fractured specimens allows classification of failure types, typically as interfacial, pull-out, or mixed modes. This analysis is essential to correlate welding parameters with weld performance [4].

The combination of these materials, procedures, and characterization methods provides a comprehensive understanding of the factors influencing the weldability of AHSS in resistance spot welding [3, 6].

## III. WELDABILITY CHALLENGES OF ADVANCED HIGH STRENGTH STEELS

Despite the significant advantages of advanced high strength steels in automotive lightweight design and safety enhancement, their application in resistance spot welding is accompanied by several critical weldability challenges. The complex chemical compositions, multiphase microstructures, and high strength levels of AHSS result in welding behavior that differs substantially from that of conventional low-carbon steels. During resistance spot welding, the combination of severe thermal cycles, high cooling rates, and mechanical constraints can lead

to undesirable microstructural transformations, mechanical performance degradation, and process instability. These challenges not only affect joint quality and reliability but also limit the robustness of welding processes in high-volume automotive production. Therefore, a comprehensive understanding of the metallurgical, mechanical, and process-related weldability issues is essential for the effective integration of AHSS into modern vehicle structures [1, 2].

### A. *Metallurgical Challenges*

One of the most critical weldability challenges of advanced high strength steels in resistance spot welding is related to their complex metallurgical behavior under rapid thermal cycles. Due to the relatively high carbon content and alloying elements in AHSS, these steels exhibit high hardenability. During spot welding, the fusion zone and the adjacent heat-affected zone experience extremely high heating and cooling rates, which promote the formation of martensitic microstructures [8].

The presence of hard and brittle martensite in the fusion zone and especially in the heat-affected zone can significantly reduce local toughness and increase susceptibility to crack initiation. In some AHSS grades, excessive hardening of the HAZ may lead to premature fracture under mechanical loading. Conversely, certain steels may exhibit HAZ softening due to tempering or phase transformation effects, which can also compromise joint performance.

Another metallurgical issue is the heterogeneity of microstructures across the weld region. The sharp gradients in temperature during resistance spot welding result in non-uniform phase distributions, leading to localized stress concentrations. This heterogeneity complicates the prediction of weld behavior and reduces the robustness of the welding process across different AHSS grades [4].

Mitigation Strategies:

- Optimization of welding parameters to control cooling rates and limit excessive martensite formation
- Use of multi-pulse or tempering welding schedules to modify microstructural evolution
- Selection of AHSS grades with improved weldability or lower carbon equivalent [9].

### B. *Mechanical Performance Challenges*

Mechanical performance of resistance spot welds in AHSS is another major concern. Weld strength and failure behavior are strongly dependent on nugget size, hardness distribution, and microstructural characteristics. Compared to conventional steels, AHSS often exhibit narrower acceptable ranges for nugget formation, making it more difficult to consistently achieve optimal joint strength [2].

Failure modes in AHSS spot welds frequently transition from desirable pull-out failure to brittle interfacial fracture as a result of excessive hardness or insufficient nugget size. This transition is particularly critical in automotive applications, where energy absorption and crashworthiness

are essential design requirements. In addition, the presence of microstructural discontinuities or local soft zones can negatively affect fatigue performance and long-term durability of welded joints [10].

The mismatch in mechanical properties between different AHSS grades or between AHSS and conventional steels in dissimilar welds further complicates load transfer and failure behavior. This issue becomes increasingly important as mixed-material and multi-grade designs are adopted in modern vehicle structures [3].

Mitigation Strategies

- Ensuring sufficient nugget diameter through optimized current and welding time
- Controlling hardness gradients across the weld to promote ductile failure modes
- Employing mechanical performance-based weld quality criteria rather than nugget size alone [8].

### C. *Process-Related Challenges*

From a process standpoint, resistance spot welding of AHSS presents significant operational challenges. The increased electrical resistance and mechanical strength of AHSS reduce the process window, making weld quality highly sensitive to variations in welding parameters. Small deviations in current, force, or surface condition can result in defects such as expulsion, inconsistent nugget formation, or surface damage [1].

Electrode degradation is another major issue associated with spot welding of AHSS. The high forces and temperatures involved accelerate electrode wear, mushrooming, and surface contamination, leading to unstable welding conditions and reduced electrode life. Frequent electrode maintenance and replacement increase production costs and reduce manufacturing efficiency [11].

Furthermore, the presence of coatings commonly applied to automotive steels can influence contact resistance and heat generation, adding another layer of complexity to process control. These factors collectively make it challenging to achieve consistent weld quality in high-volume production environments [11].

Mitigation Strategies:

- Development of optimized welding windows specific to each AHSS grade
- Use of advanced electrode materials and optimized tip geometries
- Implementation of real-time monitoring and adaptive control systems [5].

### D. *Sensitivity to Welding Defects*

Advanced high strength steels demonstrate an inherently high sensitivity to welding defects during resistance spot welding, largely due to their elevated alloying content, high strength levels, and limited formability at elevated temperatures. These characteristics result in a narrow and unstable welding window, making defect-free weld production particularly challenging under industrial conditions. Among the various defects reported for AHSS spot welds, fusion-

related cracking and expulsion are considered the most critical due to their direct impact on weld integrity and load-bearing capacity [11].

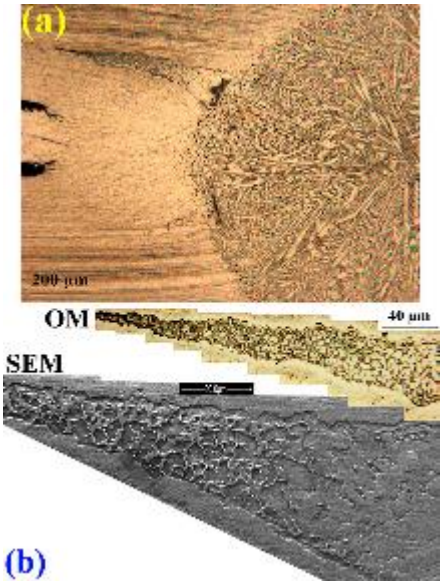



Fig. 1. (a) OM micrograph showing a liquation-induced crack in a resistance spot weld, and (b) OM and SEM micrographs revealing the microstructural characteristics of the crack [11].

Fusion-related cracks typically originate within the weld nugget or at the nugget–heat affected zone interface and are closely associated with solidification behavior and thermal stress development. As shown in Fig. 1, fusion-related cracking can initiate along the solidification boundaries within the weld nugget due to high thermal gradients and solidification stresses. During resistance spot welding, rapid heating followed by extremely high cooling rates promotes steep thermal gradients across the fusion zone. In AHSS, the presence of alloying elements such as manganese, silicon, and carbon increases hardenability and alters solidification characteristics, which can promote segregation and localized brittleness. When combined with mechanical restraint imposed by the surrounding base material and electrode pressure, these conditions create a favorable environment for crack initiation during the final stages of solidification or subsequent cooling. Such cracks may remain undetected by visual inspection but can significantly reduce tensile shear strength and fatigue resistance [11]..

Expulsion is another dominant defect encountered during resistance spot welding of AHSS and is primarily driven by excessive heat generation at the faying interface. A representative macrograph of an expelled spot weld is shown in Fig. 2, highlighting the reduction in effective nugget size and surface degradation caused by excessive heat input. The higher electrical resistivity and strength of AHSS compared to conventional steels lead to increased Joule heating and restricted plastic deformation during welding. As a result, molten metal cannot be adequately contained within the weld zone and is forcibly ejected when internal pressure exceeds the containment capability of the surrounding material and electrode force. Expulsion

not only reduces the effective nugget diameter but also introduces surface irregularities, electrode contamination, and inconsistent weld morphology. Moreover, the occurrence of expulsion often signals that welding parameters have exceeded the upper limit of the acceptable process window [11].

To mitigate fusion-related cracking, careful optimization of welding parameters is essential. Reducing excessive heat input while ensuring sufficient nugget formation can help minimize thermal gradients and solidification stresses. The use of optimized welding schedules, such as multi-pulse or stepped current profiles, has been shown to promote more uniform melting and controlled solidification behavior. Additionally, increasing electrode force can enhance molten metal containment and reduce tensile stresses within the weld nugget during cooling.

Several strategies have also been proposed to reduce expulsion susceptibility in AHSS spot welds. Precise control of welding current and time is critical to avoid excessive heat generation, particularly near the upper boundary of the welding window. The application of higher electrode forces and optimized electrode geometries can improve mechanical confinement of the molten zone and stabilize nugget growth. Furthermore, maintaining clean electrode surfaces and minimizing electrode wear are essential to ensure consistent current distribution and prevent localized overheating at the faying interface [11].

Fig. 2. Expulsion in the experimental alloy at very high welding heat input [11].

### E. *Liquid Metal Embrittlement*

Liquid Metal Embrittlement (LME) is one of the most critical weldability challenges encountered during resistance spot welding of advanced high strength automotive steels, particularly in coated steels commonly used in the automotive industry. LME occurs when a liquid metal, such as molten zinc from galvanized coatings, penetrates along grain boundaries

of the steel under tensile stress at elevated temperatures, leading to intergranular cracking(Shown in fig. 3) [12].

During resistance spot welding, localized temperatures can exceed the melting point of zinc while the steel substrate remains in the solid state. Simultaneously, thermal expansion and electrode force generate tensile stresses in the heat-affected zone. Under these conditions, molten zinc can infiltrate grain boundaries, significantly reducing cohesive strength and promoting crack initiation. These cracks are often observed in the heat-affected zone near the weld nugget and may not be detectable through conventional visual inspection [9].

The susceptibility of AHSS to LME is strongly influenced by microstructural characteristics such as grain size, phase distribution, and the presence of martensite. Steels with higher strength levels and complex multiphase microstructures tend to be more vulnerable to LME due to increased stress concentrations and reduced grain boundary cohesion. Furthermore, the severity of LME is affected by welding parameters, including current density, electrode force, and welding time, which control heat input and stress evolution during the welding cycle [13].

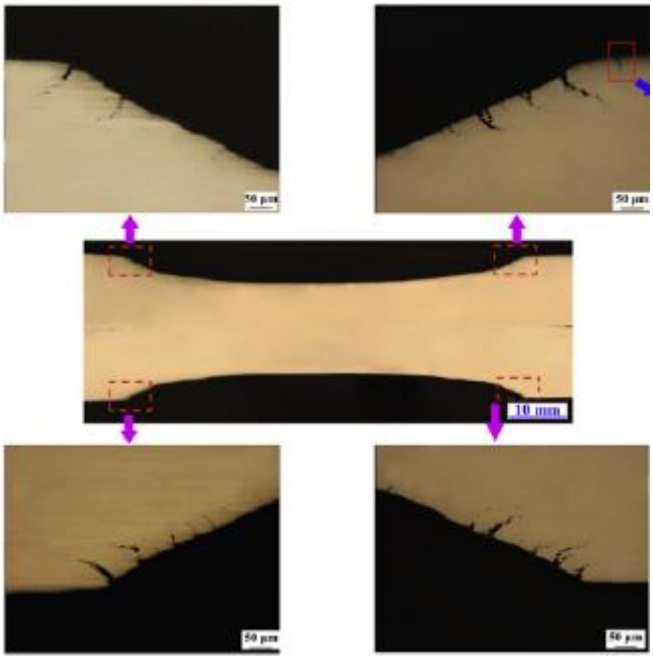



Fig. 3. LME in single puls RSW [12].

LME-related cracking poses a serious threat to joint integrity, as it can significantly degrade mechanical performance and reduce fatigue life. In automotive applications, where structural reliability and crashworthiness are critical, even small LME cracks can lead to premature failure under service loading [9, 12].

Several strategies have been proposed to reduce the risk of LME in resistance spot welding of AHSS:

- Optimization of welding parameters to limit excessive heat input and reduce tensile stresses in the heat-affected zone
- Use of impulse welding(Shown in fig. 4)
- Application of tailored welding schedules, such as multi-pulse or preheating approaches, to control thermal gradients
- Development of AHSS grades with improved grain boundary stability and reduced LME sensitivity [14].

### F. *Combined Challenges in Dissimilar and Advanced AHSS Joints*

As automotive structures increasingly incorporate third-generation AHSS and dissimilar material combinations, weldability challenges become more pronounced. Differences in thermal conductivity, electrical resistance, and mechanical properties between joined materials lead to asymmetric heat distribution and uneven nugget growth. These effects can exacerbate metallurgical and mechanical issues already present in conventional AHSS welding [10].

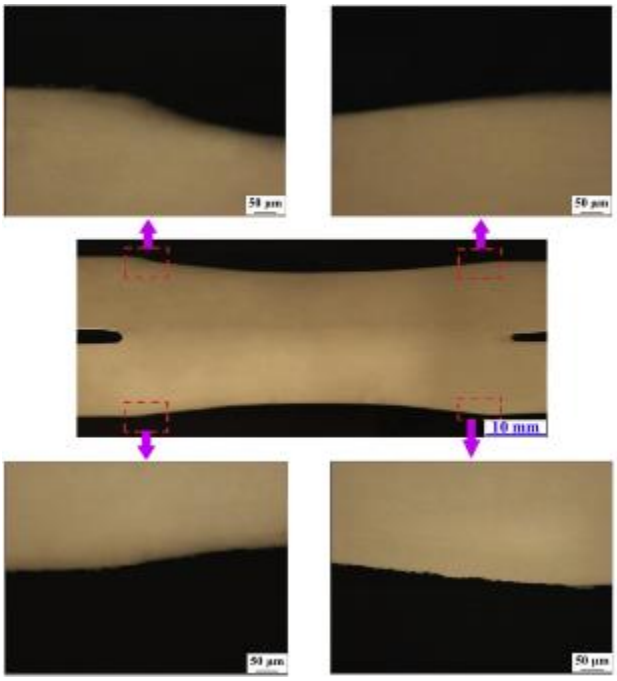



Fig. 4. Effect of impulse welding on LME [12].

Managing these combined challenges requires a holistic approach that considers material selection, joint design, and process optimization simultaneously. Without such an integrated strategy, achieving reliable and repeatable weld quality in advanced automotive applications remains difficult [3].

Mitigation Strategies:

- Tailored welding schedules for dissimilar material combinations
- Enhanced characterization techniques to assess local weld behavior
- Integration of computational and experimental approaches for process optimization [8].

## IV. CONCLUSIONS

The increasing application of advanced high strength steels in modern automotive structures has significantly improved lightweight design and crashworthiness; however, it has also introduced considerable challenges in resistance spot welding. This review highlighted the key weldability issues associated with AHSS, emphasizing the complex interactions between material characteristics, welding parameters, and joint performance.

Metallurgical challenges, particularly the formation of hard and brittle martensitic structures in the fusion zone and heat-affected zone, were identified as critical factors influencing weld integrity. In addition, mechanical performance issues such as insufficient nugget size, unfavorable failure modes, and reduced fatigue resistance were shown to limit the reliability of spot-welded joints. From a process perspective, the narrow welding window, increased susceptibility to expulsion, accelerated electrode wear, and coating-related phenomena such as liquid metal embrittlement further complicate the industrial implementation of resistance spot welding for AHSS.

The review also demonstrated that these challenges become more pronounced in dissimilar and third-generation AHSS joints, where differences in thermal, electrical, and mechanical properties lead to non-uniform heat distribution and inconsistent weld quality. To address these issues, several mitigation strategies were discussed, including optimization of welding parameters, development of advanced welding schedules, improvement of electrode design, and the selection of steels with enhanced weldability.

Overall, a comprehensive understanding of weldability challenges and their underlying mechanisms is essential for the successful integration of advanced high strength steels in automotive manufacturing. Continued research focusing on process optimization, material development, and real-time monitoring techniques will play a vital role in improving weld quality and ensuring the long-term performance of resistance spot welded joints in next-generation vehicles.

## REFERENCES

1. Feizollahi, V., et al., *Factors affecting weld quality in resistance spot welding of advanced high strength steels.* Scientific Reports, 2025. **15**(1): p. 30012.
2. Ashiri, R., S. Marashi, and Y. Park, *Weld processing and mechanical responses of 1-GPa TRIP steel resistance spot welds.* Weld J, 2018. **97**(5): p. 157s-169s.
3. Hussein, K.M., et al., *Microhardness and microstructure correlations to the mechanical performance for dissimilar third generation AHSS resistance spot welding.* Journal of Materials Research and Technology, 2024. **30**: p. 7938-7945.

4. Hajiannia, I., et al., *A microstructure evaluation of different areas of resistance spot welding on ultra-high strength TRIP1100 steel.* Cogent Engineering, 2018. **5**(1): p. 1512939.
5. Salimi Beni, S., et al., *Resistance spot welding metallurgy of thin sheets of zinc-coated interstitial-free steel.* Metallurgical and Materials Transactions A, 2019. **50**(5): p. 2218-2234.
6. Hajiannia, I., et al., *Evaluation of Weldability and Mechanical Properties in Resistance Spot Welding of Ultrahigh-Strength TRIP1100 Steel.* SAE International Journal of Materials and Manufacturing, 2019. **12**(1): p. 5-18.
7. Bahmani, A., V. Feizollahi, and R. Ashiri, *Characterization of physical metallurgy of quenching and partitioning steel in pulsed resistance spot welding: A simulation-aided study.* Journal of Advanced Joining Processes, 2024. **10**: p. 100264.
8. Ashiri, R., et al., *Welding challenges facing advanced automotive steels in resistance spot welding process: A review.* Journal of Welding Science and Technology of Iran, 2020. **6**(2): p. 13-27.
9. Ashiri, R., et al., *Supercritical area and critical nugget diameter for liquid metal embrittlement of Zn-coated twining induced plasticity steels.* Scripta Materialia, 2015. **109**: p. 6-10.
10. Hussein, K.M., et al., *Mechanical behavior investigation for quenching and partitioning steel dissimilar resistance spot welds.* Journal of Materials Research and Technology, 2023. **27**: p. 4064-4073.
11. Ashiri, R., H. Mostaan, and Y.-D. Park, *A phenomenological study of weld discontinuities and defects in resistance spot welding of advanced high strength TRIP steel.* Metallurgical and Materials Transactions A, 2018. **49**(12): p. 6161-6172.
12. Ashiri, R., et al., *Liquid metal embrittlement-free welds of Zn-coated twinning induced plasticity steels.* Scripta Materialia, 2016. **114**: p. 41-47.
13. Shiri, S., et al., *New insights on LME susceptibility of DH1200 at temperature range of 450–950 °C using hot ductility testing.* Materials Science and Engineering: A, 2025. **947**: p. 149289.
14. Hajiannia, I., et al., *The Assessment of Second Pulse Effects on the Microstructure and Fracture Behavior of the Resistance Spot Welding in Advanced Ultrahigh-Strength Steel TRIP1100.* Iranian Journal of Materials Science & Engineering, 2019. **16**(2).

# Nanostructured Sensors and Novel Non-Destructive Testing Methods in Nano-Engineered Welds (Relying on the Smart Materials Revolution)

Ali Asghar Azimvand
Graduate Master of Science, Department of Civil Engineering - Construction Management, Islamic Azad University, Science and Research Branch, Tehran, Iran; A.Azimvand@yahoo.com

## Abstract

The smart materials revolution, driven by nanotechnology, is fundamentally transforming the paradigms of quality control and integrity assurance in welding engineering. This review paper provides a systematic examination of the role of nanostructured sensors and novel non-destructive testing (NDT) methods in evaluating nano-engineered welds. As base metals and filler materials become increasingly nano-engineered, the need for inspection methods with nanoscale sensitivity becomes more critical. In this context, sensors based on carbon nanotubes, metallic and piezoelectric nanoparticles, and nanocomposites enable real-time structural health monitoring (SHM) and the detection of incipient cracks from within the joint itself. Concurrently, nanomaterials are emerging as performance enhancers in classical NDT methods; from superparamagnetic nanoparticle suspensions in Magnetic Particle Testing (MPT) for detecting nanoscale cracks to nano-carrier contrast agents in Ultrasonic Testing (UT) for high-resolution imaging. This review demonstrates that the convergence of these two paths—intrinsic smart sensing and advanced external testing—is creating a new generation of "self-aware" and "self-monitoring" welded joints. The reliability, lifespan, and safety of these joints in critical applications are qualitatively enhanced. Finally, the challenges related to scalability, standardization, and integration of these technologies are discussed.

**Keywords: Nanostructured Sensor, Advanced Non-Destructive Testing (NDT), Nano-Engineered Weld, Smart Materials, Structural Health Monitoring (SHM).**

8th International Conference on Welding and Non Destructive Testing (ICWNDT 2026)
26th National Conference on Welding & Inspection (26th NCWI)
15th National Conference on NDT(15th NCNDT)
& 4th National Conference on Additive Manufacturing(4th NCAM)

# A Review on Prediction and Intelligent Detection of Weld Defects Using Deep Learning: Transition from Traditional Inspection to Data-Driven Automated Systems

Ali Asghar Azimvand
Graduate Master of Science, Department of Civil Engineering - Construction Management, Islamic Azad University, Science and Research Branch, Tehran, Iran; A.Azimvand@yahoo.com

## Abstract

Artificial intelligence, particularly deep learning, is revolutionizing welding and nondestructive testing (NDT). This systematic review analyzes 85 key publications (2018-2024) to explore AI applications in weld optimization and inspection. Results demonstrate that convolutional neural networks (CNNs) achieve over 97% accuracy in detecting defects like cracks and porosity from radiographic images, significantly outperforming manual methods in speed. For signal-based NDT (ultrasonic, eddy current), Long Short-Term Memory (LSTM) networks enhance subsurface flaw detection to 95% accuracy. In process optimization, hybrid artificial neural network (ANN) and reinforcement learning models reduce weld defects by 35% and lower energy consumption by 20% through parameter prediction and real-time control. The integration of AI enables automated, real-time quality monitoring, minimizing human error and enabling predictive maintenance. However, major challenges remain, including the need for extensive labeled datasets, the "black-box" nature of complex models affecting interpretability, and the high cost of integrating AI with legacy industrial systems. Future research should focus on few-shot learning, lightweight models for edge computing, and standardized shared databases. Ultimately, merging AI with digital twins and robotics paves the way for fully automated, smart welding systems within the Industry 4.0 framework.

**Keywords: Deep Learning, Intelligent Welding, Digital Non-Destructive Testing, Convolutional Neural Network (CNN), Industrial Signal Processing, Fourth Industrial Revolution.**

8th International Conference on Welding and Non Destructive Testing (ICWNDT 2026)
26th National Conference on Welding & Inspection (26th NCWI)
15th National Conference on NDT(15th NCNDT)
& 4th National Conference on Additive Manufacturing(4th NCAM)

# Investigation of the Microstructural and Mechanical Properties of a Dissimilar Joint between AISI 1035 Steel and High-Chromium White Cast Iron Produced by the Compound Casting Process

Reza Azizi Hamami[1], Masoud Kasiri-Asgarani[2], Alireza Alaei[3], Mojtaba Naalchian[4*]
1-M. SC., Advanced Materials Research Center, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran, azizi.reza.1361@gmail.com
2-author's title, Advanced Materials Research Center, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran, m.kasiri.a@gmail.com
3-Associate Professor, Advanced Materials Research Center, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran, alaei45alireza@gmail.com
4-PhD, Advanced Materials Research Center, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran, mojtaba.naalchian@gmail.com

## Abstract

Compound casting enables the joining of similar or dissimilar metals by direct casting. In this approach, bonding is established between a solid metallic insert and a molten alloy through interfacial diffusion across the solid–liquid boundary. In the present study, the bonding characteristics between AISI 1035 plain carbon steel (solid insert) and a high-carbon, high-chromium wear-resistant cast iron (molten alloy) produced by compound casting were investigated. Interfacial microstructure and joint properties were characterized using optical microscopy, SEM, EDX, XRD, tensile testing, and microhardness measurements. Two preheating temperatures (25 and 350 °C) and two insert surface conditions (smooth and grooved) were considered as variable parameters. Compound casting was performed in sand molds: the steel insert was positioned inside the mold and molten cast iron at 1400 °C was poured to create a butt-joint configuration. Microstructural observations revealed four successive regions from the steel side toward the cast iron: interfacial, dendritic, diluted, and fine equiaxed zones. This microstructural gradient became more pronounced in specimens preheated to 350 °C. In the preheated, grooved samples, the interfacial zone narrowed and bonding quality improved, indicating enhanced mixing/alloying and diffusion of alloying elements from cast iron into steel. In the dendritic zone, growth changed from planar to dendritic and γ dendrites advanced from the interface into the remaining melt opposite to the heat-flow direction. Preheating reduced dendrite length and increased the extent of the fine equiaxed zone. In the diluted zone, solute rejection from dendrites promoted a eutectic γ + M23C6 constituent. The fine equiaxed zone consisted of a γ solid-solution matrix (Fe–C–Cr–Ni–Mn–Mo) with hexagonal and rod-like carbides. The hardness profile increased from steel to cast iron, with a sharp drop in the diluted zone due to the eutectic. The smooth, unheated insert exhibited the lowest fracture strength, whereas the grooved insert preheated to 350 °C showed the highest strength, reaching ~100 MPa.

**Keywords: Compound casting, White Cast Iron, Carbon Steel AISI 1035**

8th International Conference on Welding and Non Destructive Testing (ICWNDT 2026)
26th National Conference on Welding & Inspection (26th NCWI)
15th National Conference on NDT(15th NCNDT)
& 4th National Conference on Additive Manufacturing(4th NCAM)

# A Review on Explosive Welding of Copper to Dissimilar Metals: Interfacial Phenomena, Post-Heat Treatment Effects, and Corrosion/Mechanical Behaviors

Hamid Bakhtiari[1*], Mohammadreza Khanzadeh[2], Ali bakhtiari[3]
1- Ph.D, Materials and Energy Research Center, Ceramics Research Institute, Karaj, Iran.
H.akhtiari@merc.ac.ir
2- Department of Material Engineering, Mo.C., Islamic Azad University, Isfahan, Iran,
Khanzadeh@iau.ac.ir
3- Department of Metallurgy and Materials Engineering, Faculty of Engineering, Arak University, Arak, Iran, bakhtiari.ali99@gmail.com

## Abstract

Explosive welding, as one of the most important solid-state joining processes for producing dissimilar metallic bonds, has gained significant attention in recent years due to its crucial role in manufacturing multilayer composites, heat exchangers, electrical transition joints, and components used in chemical industries. Among various combinations, copper-based joints have attracted particular interest because of their high electrical conductivity, chemical stability, and growing demand in energy and electronic applications. This review article, with a focus on the author's collection of studies and a comparison with the findings of other researchers, provides a comprehensive assessment of interfacial behavior, intermetallic compound (IMC) formation, the effects of post-weld heat treatment, and the mechanical and corrosion performance of Cu/X explosive welded systems. The results indicate that wave morphology, jetting behavior, and the extent of localized melting play decisive roles in bond quality. Furthermore, heat treatment may lead to the growth of brittle IMCs or significantly alter corrosion behavior depending on the bonding counterpart (Al, SS304, AISI 410). Finally, through reviewing key studies, future pathways are proposed for optimizing welding conditions and controlling IMC evolution.

**Keywords: explosive welding, copper dissimilar joints, intermetallic compounds, interface morphology, heat treatment, corrosion behavior.**

# Effect of Rotating Arc on the Microstructure and Mechanical Properties of the Anti-Wear Cladding Using Shielded Metal Arc Welding

Alireza Bigverdi[1], Habib Hamed Zargari[2*]
1-Master's Student, Sahand University of Technology, Tabriz Iran, a_bigverdi402@sut.ac.ir
2-Assistant Professor, Sahand University of Technology, Tabriz Iran, hhamedzargari@sut.ac.ir

## Abstract

In this study, the effect of rotating arc on the microstructure and mechanical properties of the fusion zone in manual metal arc welding was investigated. In order to generate a rotating arc, the welding electrode was rotated at a constant speed 180 rpm during the SMAW process using a direct current (DC) motor to enhance molten pool mixing. Welding operations were performed using E10-UM-60R electrode. To investigate the microstructure, the samples were subjected to metallographic examinations. Further, the hardness values distribution was evaluated in the fusion zone. The results indicate that the application of a rotating arc leads to changes in the microstructural morphology of the fusion zone. The Vickers hardness test showed that using rotating arc at both flow levels leads to a significant increase in hardness of up to 120 Vickers and it's more uniform distribution in fusion zone relative to conventional arc mode.

**Keywords: Rotating Arc; Cladding; Shielded Metal Arc Welding; Fusion Zone Hardness.**

# Automatic Weld Defect Detection Using YOLOv8 for Real-Time Inspection

Amir Bizheh*, Seyed Mohammad Mahdi Zamani[2], Islam Ranjbarnoodeh[3]
1-M.Sc. student in Materials and Metallurgical Engineering (Welding specialization), Amirkabir University of Technology, amirbizheh10@gmail.com
2-Postdoctoral researcher of Faculty of Mechanical Engineering, Amirkabir University of Technology, smm.zamani@aut.ac.ir
3-Faculty member of Faculty of Materials and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology, islam_ranjbar@aut.ac.ir

## Abstract
Visual inspection of welds in many production lines faces limitations such as being time-consuming, dependence on inspector expertise, and sensitivity to variations in illumination and viewing angle. In this study, a deep learning–based machine vision system was developed for automatic weld quality assessment and defect identification using the YOLOv8 object detection network. The dataset consisted of weld images annotated in the YOLO format, and the model was trained using pretrained YOLOv8m weights with an input resolution of 640×640. To improve generalization, in addition to the baseline dataset, an extended version was created by incorporating supplementary images and applying advanced data augmentation techniques (including HSV augmentation, Mosaic, and MixUp). Performance was evaluated on an independent test set using precision, recall, F1-score, and mAP@0.5. The results indicate that the extended version achieves a significant improvement over the baseline, increasing mAP@0.5 from 66% to 75% and recall from 61% to 74%, while maintaining inference latency on the order of tens of milliseconds. Therefore, the proposed method is suitable for real-time weld inspection scenarios.

**Keywords: welding; defect detection; machine vision; deep learning; YOLOv8; real-time inspection.**

# Analyzing the Impact of Knowledge Management Implementation on Welding Quality Risk Management and the Enhancement of Weld Inspection Effectiveness in Oil, Gas, and Petrochemical Projects

Mehrab Derakhshan
Senior Inspector, Ghods Niroo Consulting Engineers Company, Email: mderakhshan@ghods-niroo.com

## Abstract

The present study examines the impact of Knowledge Management (KM) on reducing welding quality risks and enhancing inspection effectiveness in EPC projects in the oil and gas industry. A mixed-methods case study was conducted on a real project, involving over 3,600 welds, with data collected through semi-structured interviews, inspection reports, questionnaires, and recorded joint histories. Key knowledge, both explicit (checklists, standards, procedural documents) and tacit (practical experience and technical insights), was identified, documented, shared, and applied in daily operations. Implementation of KM practices, including preventive checklists, lessons learned, and structured knowledge sharing, led to a gradual reduction of welding defects and improved inspection outcomes. Pareto analysis revealed that a limited number of defect types accounted for the majority of repair time and cost, guiding targeted corrective actions. The findings demonstrate that systematic application of KM can effectively enhance welding quality, reduce human errors, and increase compliance with technical requirements in industrial projects.

**Keywords: Knowledge Management, Welding Quality Risk, Weld Inspection, Quality Assurance, Welded Joints, Risk Management and Welding Quality Control.**

# Ductility improvement of A206 aluminum cast alloy by friction stir processing

Morteza Ezati[1], Majid Pouranvari[2*]
1-Master student, Sharif university of technology, Iran, Mortezaezatiq@gmail.com
2*-Associate Professor, Sharif university of technology, Iran, pouranvari@sharif.edu

## Abstract
This paper addresses the influence of friction stir processing (FSP) treatment on the microstructure and mechanical properties of A206 aluminum cast alloy. the main objective is to modify the microstructure and improve the mechanical properties of the alloy such as strength, ductility and hardness of the alloy. for this purpose, the FSP is performed with specific parameters and microstructural and mechanical changes of the samples are evaluated. the results showed that this process improved the grains and the average grain size decreased significantly. the microstructural modification leads to an increase in strength and hardness and improved ductility behavior of the alloy. increasing the hardness and strength confirms the high efficiency of FSP in improvement of the alloy properties.

**Keywords: Friction stir processing; A206 aluminum cast alloy; Microstructure modification.**

# Influence of TIG-WAAM Process Parameters on Delta Ferrite Morphology and Mechanical Response in AM-316 Stainless Steel

1st Ali Fakharian[1], Faculty of Materials and Metallurgical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran, 1st ali.fakharian@semnan.ac.ir
2nd Mohammad Yousefieh[2*], Faculty of Materials and Metallurgical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran, *Corresponding Author: m.yousefieh@semnan.ac.ir
3rd Majid Mohammadi[3], Faculty of Chemical and Materials Engineering, Shahrood University of Technology, Shahrood, Iran, 3rd majid.mohammadi@shahrood.ac.ir
4th Hananeh Najafi Javid[4], Faculty of Materials and Metallurgical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran, 4th Hananehnajafijavid@gmail.com

Abstract- This research investigates the influence of the TIG-Wire Arc Additive Manufacturing (TIG-WAAM) process on the evolution of δ-ferrite phase morphology in 316 stainless steel, aiming to clarify how process parameters and alloying elements govern solidification behavior and resultant properties. The study focuses on correlating deposition conditions such as deposition rate, heat input, inter-layer pauses, and alloy content with microstructural characteristics of δ-ferrite and their impact on mechanical performance.

Austenitic 316 stainless steel fabricated by additive manufacturing exhibited a two-phase microstructure comprising γ-austenite and δ-ferrite, with phase stability directly linked to alloying elements including chromium, nickel, molybdenum, and nitrogen, which influence ferrite and austenite stabilization during solidification. Such phase relationships control solidification pathways and result in distinct microstructures. The elemental composition of the samples was quantified using Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy (EDAX), while δ-ferrite morphologies were examined using optical microscopy (OM) and image analysis tools.

The results demonstrated the formation of diverse δ-ferrite morphologies including lathy, skeletal, vermicular, and acicular structures whose evolution was found to be substantially affected by deposition rate and heat flow. These morphological variations significantly influenced phase distribution and microstructural features, thereby affecting mechanical behavior, particularly microhardness and strength. The findings confirm that TIG-WAAM processing conditions can be tailored to control δ-ferrite morphology, enabling optimization of both mechanical properties and microstructure for demanding structural applications. Enhanced understanding of these relationships supports refined process strategies for additive manufacturing of austenitic stainless steels.

**Keywords:** TIG-WAAM; 316 stainless-steel; Delta-ferrite

## I. INTRODUCTION

Additive Manufacturing (AM) has revolutionized modern metallurgy and manufacturing science by enabling the fabrication of complex metallic components with high material utilization, geometric freedom, and minimal tooling compared to conventional subtractive or casting methods. Among AM technologies, Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) has emerged as a promising technique for the production of medium-to-large structural components due to its high deposition rate, cost-effectiveness, and compatibility with industrial welding

infrastructure, making it particularly attractive for aerospace, marine, and energy applications where large, load-bearing parts are required [1]. The inherent flexibility of WAAM also enables in-situ repair of damaged components, further emphasizing its industrial relevance.

Austenitic stainless steels, notably Grade 316 / 316L, are widely adopted in demanding engineering environments because of their superior corrosion resistance, good weldability, and mechanical integrity. Unlike conventional manufacturing techniques (casting, forging), the repeated melting and solidification cycles in WAAM generate non-equilibrium microstructures that can differ significantly in phase distribution and morphology [2]. A substantial body of research has documented that WAAM-produced 316/316L typically exhibits a duplex microstructure with γ-austenite (Face Centered Cubic) as the primary phase and dispersed δ-ferrite (Body Center Cubic), the latter of which can change in content and morphology with build height and local thermal conditions, including cooling rate and heat input [7]. Such microstructural features have been observed to vary from dendritic to equiaxed and vermicular forms and are influenced by layer-by-layer thermal cycling inherent to layer deposition [5]. The evolution of δ-ferrite morphology has been linked in welding and additive studies to local thermal history and thermal cycles crossing critical transformation temperatures, where variations in peak temperature and cooling rate result in changes from vermicular to acicular forms, reflecting local solidification and transformation dynamics [2].

Despite these insights, critical gaps remain in understanding the systematic correlation between individual TIG-WAAM process parameters (heat input, travel speed, current, interpass pauses) and the detailed δ-ferrite morphology in 316/316L, particularly regarding how distinct morphologies (columnar, skeletal, lathy, vermicular, acicular) evolve with parameter variations and how these morphologies govern mechanical property gradients (e.g., microhardness, strength) across the build [4]. Most existing studies emphasize overall phase presence or averaged mechanical performance without isolating the structure–property linkages at localized scales. Thus, there is a need for a comprehensive parameterized study that connects WAAM processing variables directly to δ-ferrite morphology classifications and resultant mechanical responses [3].

To address this gap, the present work rigorously examines the influence of TIG-WAAM process parameters on δ-ferrite morphology evolution in 316 stainless steel and correlates these microstructural outcomes with microhardness distributions, contributing to the fundamental understanding of microstructure control in arc-based additive manufacturing. By systematically varying deposition rate, heat input, and interlayer thermal conditions and employing elemental analysis (EDAX) and optical microscopy with quantitative image analysis, this research demonstrates how process parameter tuning can be used to tailor δ-ferrite morphologies and thereby optimize mechanical performance in WAAM components for demanding structural applications

## II. MATERIALS AND EXPERIMENTAL PROCEDURES

### A. *Materials and feedstock*

In the present study, AISI 316L stainless steel welding wire was used as the feedstock for the WAAM process. The WAAM fabrication was executed using a TIG (Tungsten Inert Gas) arc additive manufacturing system, which facilitated precise control over the key welding parameters. The primary process parameters that were systematically varied in this work included Arc Current, Travel Speed, Heat Input and Interpass Time. The process parameter details are summarized in Table I.

During deposition, argon shielding gas (Ar, 99 % purity) was used to protect the molten pool from oxidation and contamination, a standard approach in WAAM to ensure metallurgical soundness and reproducible microstructures.

After deposition, the WAAM builds were sectioned transversely using a precision abrasive saw. The cross-sectioned specimens were subsequently mounted, ground, and polished using standard metallographic procedures: progressive polishing up to 1200 grit silicon carbide paper, followed by polishing with diamond suspensions to achieve deformation-free surfaces suitable for optical microstructural examination.
For revealing the microstructure, specimens were etched with an appropriate reagent 45 mL HCl, 15 mL of HF, 15 mL of $HNO_3$, and 15 mL of water $H_2O$ to highlight γ-austenite and δ-ferrite phases under microscopy, following established methods for stainless steel microstructural preparation.

The parameter boundaries were chosen to reflect typical WAAM operational ranges reported in the literature for stainless steels and other ferrous alloys, where significant effects on bead geometry, microstructure, and hardness are reported with varying heat input and travel speed.

### **B.** *Tests and data analysis*

*1) Optical Microscopy (OM)*

Optical microscopy (OM) was performed to characterize macro- and microstructural features across the WAAM deposits. Micrographs were acquired at various positions along the build height to assess the general morphology of the microstructure, grain shape, and the presence and distribution of secondary phases such as δ-ferrite. Optical micrographs were taken under consistent magnification and illumination conditions for comparative analysis.

*2) Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy (EDX)*

Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy (EDX/EDAX) was employed to perform elemental compositional analysis of selected microstructural regions identified in OM images. EDX was used to confirm the distribution of key alloying elements such as chromium (Cr), nickel (Ni), and iron (Fe) within the phases.

*3) Microhardness Testing*

Microhardness profiles were obtained using a Vickers microhardness tester with an applied load of 200 g (HV0.2) and a dwell time of 10–15 s per impression. Indentations were made at predefined intervals along the transverse cross-section of the WAAM walls to capture variations in hardness as a function of build height and process parameter conditions.

**Table I.** Representative ranges of TIG-WAAM process parameters used in this study.

| Parameter | Unit | Quantity / Name |
|---|---|---|
| Welding wire | - | ER 316 L |
| Average current | A | 90 |
| Welding speed | $mm.s^{-1}$ | 1.7 |
| Torch angle | degree | 45˚ |

| | | |
|---|---|---|
| Shielding gas | - | Ar |
| Gas Flow rate | $l.min^{-1}$ | 20 |
| Dwell time | min | 1 |

## III. Results and Discussion

Fig. 1, The optical microscopy (OM) image reveal a heterogeneous microstructure characteristic of WAAM-processed 316 stainless steel, consisting predominantly of a γ-austenitic matrix with dispersed δ-ferrite phase. This 2-phases microstructure arises from the non-equilibrium solidification inherent to wire-arc additive processes, where thermal gradients and rapid solidification promote the retention of δ-ferrite within the austenitic matrix. Such microstructural features have been repeatedly observed in WAAM 316L builds in the literature, and are attributed to the complex thermal cycles experienced during multi-pass deposition [10].

### A. *Solidification Pathway and Delta Ferrite Morphologies in Additively Manufactured 316L Stainless Steel*

In fusion-based additive manufacturing processes such as Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), the thermal cycle experienced by the molten pool and subsequently solidifying material profoundly influences microstructural evolution. For 316L austenitic stainless steel, the solidification pathway is commonly described in terms of the Ferrite-Austenite (FA) mode, where δ-ferrite nucleates and grows first from the liquid, followed by the transformation to γ-austenite during continued cooling [9]. This behavior can be predicted by constitutional Cr/Ni (1) ratios and weight percentage of various elements measured from the additive manufactured 316 by EDS in table II and corresponding solidification mode diagrams in Fig. 2, and is particularly relevant when processing compositions in the intermediate region of the Fe–Cr–Ni ternary system [5]. In additive manufacturing, the FA solidification mode is promoted by rapid cooling rates and high thermal gradients, leading to the initial stabilization of δ-ferrite that later partially transforms to γ-austenite as thermal energy is removed.

$$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} = \frac{\%Cr + \%Mo + 1.5\%\,Si + 0.5\%\,Nb \;\; (wt.\%)}{\%Ni + 30\%\,C + 0.5\%\,Mn \;\; (wt.\%)} \quad (1)$$

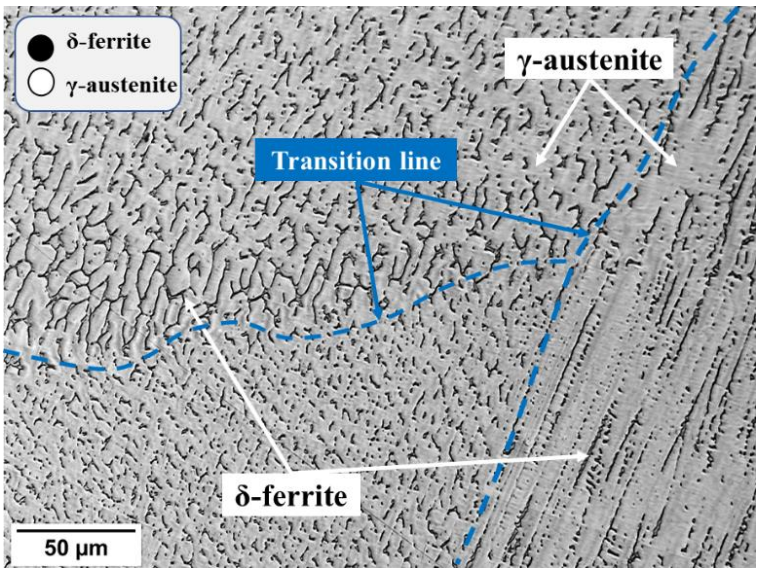



Fig 1. Microstructure of AISI 316 stainless steel fabricated by TIG-WAAM, showing δ-ferrite (dark phase) and austenite (light matrix) at 50 µm magnification.

This FA pathway is consistent with observations in as-cast and AM conditions where the initial solidification front is governed by ferritic stabilization due to chromium enrichment in the liquid ahead of the solid–liquid interface. Subsequently, as the thermal gradient decreases and local chemical conditions evolve, the remaining liquid solidifies through the nucleation and growth of γ-austenite in interdendritic regions. In WAAM, repeated reheating by subsequent layers further modifies the phase balance and may arrest complete δ→γ transformation, leading to retained δ-ferrite in the final microstructure [2].

**Table II.** Weight percentage of various elements measured from the additive manufactured 316 by EDS.

| Element | Weight % |
|---|---|
| C | 4.08 |
| N | 0.23 |
| Si | 0.91 |
| Cr | 27.38 |
| Mn | 0.85 |
| Fe | 59.05 |
| Ni | 11.39 |
| Nb | 0.02 |
| Mo | 0.10 |
| Total | 100.00 |

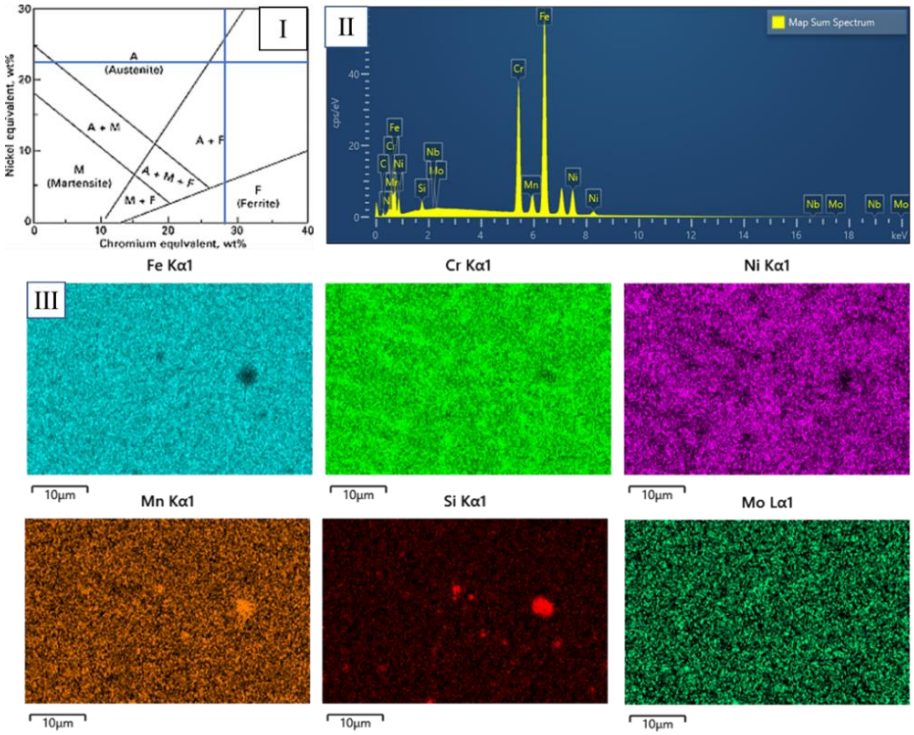



Fig 2. I. solidification pathway predicted by constitutional Cr/Ni (1), II. The eds peaks indicate the amount of different elements in the 316 sample fabricated by additive manufacturing, III Distribution of various elements in the additively manufactured 316 sample.

**B.** *Morphological Evolution of δ-Ferrite During Solidification*

The δ-ferrite phase in WAAM 316L exhibits multiple distinct morphologies, each associated with specific solidification regimes and thermal histories. These morphologies arise due to variations in cooling rate, thermal gradient, and local segregation, and they provide key indicators of solidification pathways:

*1) Columnar and Dendritic δ-Ferrite*

At the leading edge of the solidification front, where thermal gradients are highest and directional solidification is promoted, δ-ferrite frequently forms columnar dendrites extending from the fusion boundary towards the center of the melt pool (Fig. 3a). These features reflect a strong preferred growth direction aligned with heat extraction pathways and are commonly observed in both the lower and overlapping regions of WAAM walls [3]. Columnar δ-ferrite typically contains primary arms with secondary branches, indicative of competitive growth under directional solidification conditions.

*2) Vermicular δ-Ferrite*

In regions where cooling rates are slightly reduced, such as overlapping zones between adjacent beads or at intermediate distances from the fusion line, δ-ferrite exhibits a vermicular morphology (Fig. 3b). These features lack a dominant growth orientation and present interconnected, worm-like shapes within the austenitic matrix [4]. Such morphology is

associated with complex heat flow and competitive solidification fronts, and is typical of areas where directional solidification is disrupted by adjacent melt pool dynamics.

*3) Lathy δ-Ferrite*

Lathy δ-ferrite consists of elongated plate-like structures with a high aspect ratio (Fig. 3c). These forms often arise at intermediate cooling rates where δ-ferrite has sufficient time to grow in preferred crystallographic directions before being encroached upon by advancing γ-austenite. Studies have shown that lathy ferrite can exhibit elevated mechanical properties (e.g., microhardness and modulus) relative to other ferrite morphologies, due to their lower crystallographic symmetry and strengthened interfaces [2].

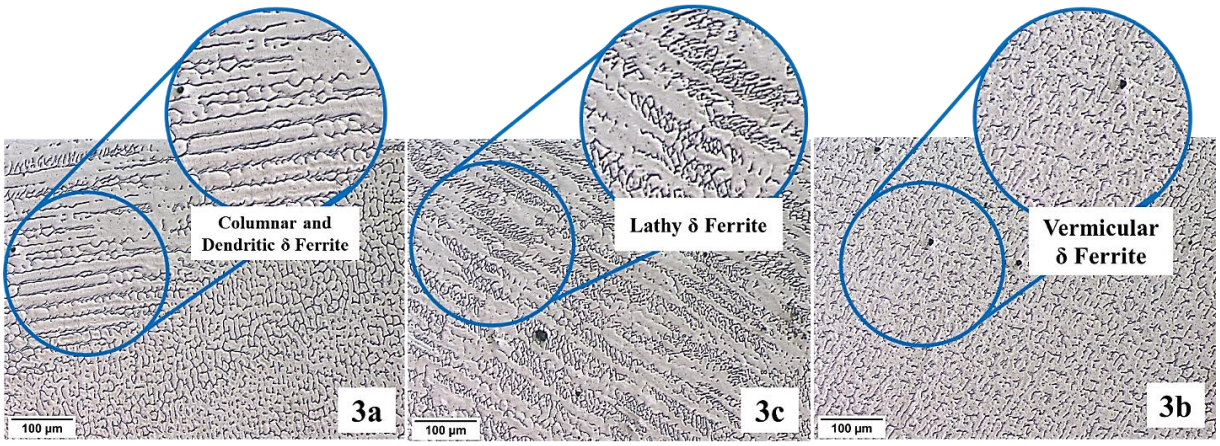



Fig 3. OM microstructure of 3a. Columnar and Dendritic δ Ferrite Morphology, 3b. Vermicular δ Ferrite Morphology, 3c. Lathy δ Ferrite Morphology.

*4) Skeletal (Interconnected) δ-Ferrite*

Skeletal δ-ferrite refers to branching, tree-like structures that extend within the microstructure and often appear in transition zones where neither fully columnar nor fully vermicular growth is dominant (Fig. 4a). This morphology represents intermediate solidification conditions and reflects intricate heat transfer patterns. Some skeletal morphologies may also exhibit specific orientation relationships with surrounding austenite, suggesting coupled growth phenomena [5].

*5) Coarse / Globular / Equiaxed δ-Ferrite*

At slower effective cooling rates, especially in upper regions of WAAM walls or where thermal accumulation from multiple passes reduces gradients, δ-ferrite can evolve towards coarse, equiaxed or globular forms(Fig. 4b). These structures have relatively low aspect ratios and form when nucleation dominates over directional growth, often corresponding to diminished thermal gradients and increased undercooling homogeneity. Equiaxed δ-ferrite may also appear in zones influenced by remelting or thermal cycling where the solidification front becomes unstable [6].

*6) Acicular δ-Ferrite (in some stainless steels)*

Although less frequently reported in 316L compared to other stainless grades, acicular (needle-like) δ-ferrite has been observed in related research under specific thermal histories, particularly where rapid cooling through certain transformation temperature ranges promotes

fine, intragranular needle-like features (Fig. 4c). Thermal cycling through critical transformation intervals can refine ferrite into acicular forms that may intermix with lathy or vermicular morphologies [7].

In typical WAAM walls, the distribution of ferrite morphologies changes systematically with distance from the substrate and fusion line.

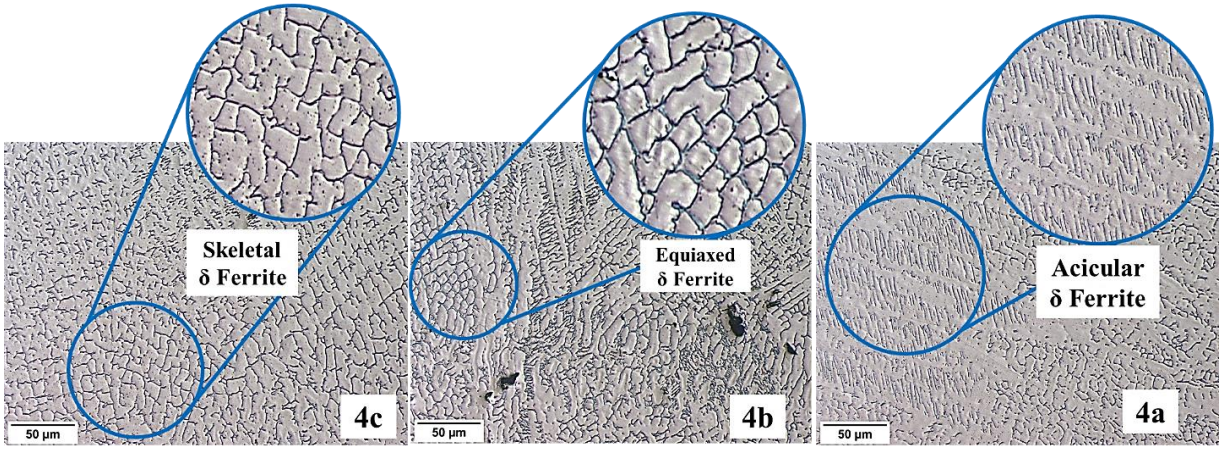



Fig 4. OM microstructure of 4a. Skeletal (Interconnected) δ Ferrite Morphology, 4b. Equiaxed δ Ferrite Morphology, 4c. Acicular δ Ferrite Morphology.

Specifically, the δ-ferrite morphology tends to evolve in response to variations in local solidification conditions, exhibiting columnar or dendritic forms near the fusion boundaries and more vermicular or skeletal configurations in overlap regions where adjacent deposits intersect. These manifestations are consistent with solidification theories for austenitic stainless steels, which predict that the primary solidification mode (Fe-ferrite or austenite) and the subsequent transformation behavior depend on alloy composition and cooling conditions in non-equilibrium regimes [9]. The δ-ferrite morphology in WAAM 316L is highly sensitive to thermal history and local solidification conditions. Under multi-pass arc welding conditions, the δ-ferrite phase may develop as fine dendritic arms, columnar arrays, or vermicular structures within the predominantly γ matrix, reflecting variations in cooling rate and heat extraction paths. Literature reports indicate that regions experiencing relatively slower cooling due to heat accumulation tend to exhibit coarser δ-ferrite with elongated morphologies, whereas faster cooling promotes finer, more equiaxed δ-ferrite clusters [8].
From a microstructural transformation standpoint, δ-ferrite in stainless steels originates via solidification pathways that favor ferritic stabilization under non-equilibrium conditions. In WAAM 316, the locally elevated cooling rates combined with repeated reheating modify the solid–liquid interface velocity and thermal gradient (G/R), which in turn control the morphology of the solidifying phases. As a result, morphological transitions of δ-ferrite for instance from columnar to vermicular forms can be linked to variations in heat input and interpass conditions that affect cooling rates within individual passes [6]. These observations support theoretical models wherein variations in the dimensionless solidification parameter

(G/R) lead to transitions between planar, cellular, and dendritic solidification modes [11]. Such dependencies form an essential part of the process structure relationship in WAAM alloys.

### C. *Correlation Between δ-Ferrite Morphologies and Mechanical Properties in WAAM 316L*

#### 1) *General Influence of δ-Ferrite on Mechanical Response*

The presence and morphology of δ-ferrite within austenitic stainless steel significantly influence mechanical behavior, particularly microhardness, strength, toughness, and ductility**.** In fusion-based additive manufacturing such as WAAM, δ-ferrite forms due to non-equilibrium solidification conditions and can act as a strengthening or embrittling constituent depending on its distribution, morphology, and interaction with the γ-austenitic matrix [10].
δ-ferrite can provide hardness enhancement and resistance to hot cracking due to its BCC crystal structure and ability to accommodate thermal stresses. For example, studies on 308L stainless steel fabricated by GTAW-WAAM show that regions dominated by coarser ferrite morphologies often possess higher microhardness values, attributed to both phase hardness and localized effects such as precipitation of alloying elements at grain boundaries. Variation in microhardness across different regions of weld deposits was observed to correlate with the prevalence of acicular or coarse ferrite structures, which are harder than the surrounding austenitic matrix [12].

#### 2) *Morphology-Specific Mechanical Effects*

The different morphologies of δ ferrite, including columnar, dendritic, vermicular, lathy, skeletal, and equiaxed, each have distinct impacts on the mechanical properties of alloys. These ferrite structures influence hardness, ductility, and toughness in various ways, depending on their formation and distribution.

Columnar and Dendritic δ Ferrite structures, oriented along thermal gradients, increase microhardness due to restricted dislocation movement and phase contrast. However, excessively coarse or continuous dendrites can reduce fracture toughness by localizing strain.
Fine, interconnected structure of Vermicular δ ferrite raise hardness by hindering dislocation motion. However, excessive vermicular ferrite without sufficient austenite connectivity can reduce ductility and toughness, promoting microcrack initiation [8]. Elongated, plate-like Lathy δ ferrite structures increase hardness through phase contrast and act as barriers to dislocations. They can reduce ductility if aligned poorly, as they may serve as cleavage initiation sites. Branching, tree-like structure of skeletal ferrite increases hardness but create stress concentration points, lowering toughness. They form under intermediate cooling rates and can lead to localized hardness peaks [11]. More isotropic and less impactful of Equiaxed / Globular δ Ferrite on hardness than other morphologies, equiaxed δ ferrite provides a balance of hardness and ductility, though excessive volume fractions can reduce toughness [10]. The microhardness test results are shown in full in Fig. 5.

These morphologies affect mechanical properties depending on cooling conditions, composition, and ferrite distribution within the alloy. These different δ ferrite morphologies have significant effects on the hardness, ductility, and toughness of alloys, depending on the cooling conditions, chemical composition, and distribution of ferrite phases within the material. In many stainless-steel welds and WAAM studies, local hardness and strength are

directly correlated with the amount and morphology of ferrite present [12]. For instance, δ-ferrite phases often exhibit higher hardness compared to the γ-austenitic matrix owing to differences in crystal structure and solute partitioning, particularly Cr enrichment. In weld metal investigations, δ-ferrite regions frequently show elevated microhardness relative to adjacent austenitic regions, demonstrating a direct link between phase morphology and mechanical response. All these properties and their relationship with the morphology of the delta ferrite phase are summarized in Table III [13].

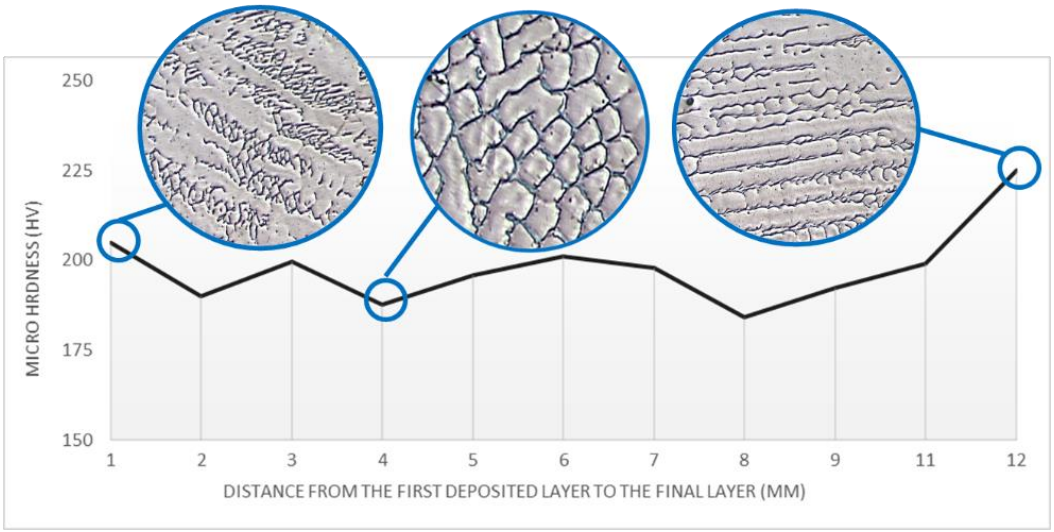



Fig 5. Variation of Vickers hardness (HV) along the build direction of additively manufactured AISI 316 stainless steel.

The mechanical strengthening effect of δ-ferrite arises from multiple factors:

- **Phase hardness contrast:** BCC ferrite is intrinsically harder than FCC austenite.
- **Dislocation impedance:** Interfaces between δ-ferrite and γ-austenite impede dislocation motion.
- **Solute segregation:** Cr-rich ferrite regions act as solid solution strengthened phases. Together, these contribute to localized hardness variation and often an overall increase in yield and tensile strength in WAAM parts with significant and fine δ-ferrite content [14].

**Table III.** summarizing the relationship between mechanical properties and types of delta ferrite phase morphology.

| Morphology | Effect on Hardness | Effect on Toughness / Ductility |
|---|---|---|
| Columnar/Dendritic | ↑↑ | ↓ (if coarse/continuous) |
| Vermicular | ↑ | Moderate (depends on connectivity) |
| Lathy | ↑↑ | ↓ (alignment effects) |
| Skeletal | ↑ | ↓ (stress concentration) |

| Morphology | Effect on Hardness | Effect on Toughness / Ductility |
|---|---|---|
| Equiaxed/Globular | ↑ | ≈ balanced (milder impact) |

## IV. CONCLUSIONS

This study systematically analyzed the microstructural evolution, phase morphology, and mechanical behavior of 316L austenitic stainless steel fabricated by Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), with particular emphasis on the formation, morphology variations, and mechanical implications of δ-ferrite. The principal findings of this research can be succinctly summarized as follows:

1. Non-equilibrium solidification in WAAM promotes a Ferrite-to-Austenite (FA) solidification mode, wherein δ-ferrite nucleates and grows first from the melt followed by γ-austenite formation in interdendritic regions. This leads to duplex microstructures composed of retained δ-ferrite embedded in an austenitic matrix, consistent with solidification behavior reported in additive manufacturing studies.

2. δ-Ferrite morphologies vary significantly along the build direction and local thermal history. A spectrum of morphologies including columnar/dendritic, vermicular, lathy, skeletal, and equiaxed forms was observed, reflecting variations in local cooling rates, thermal gradients, and cyclic reheating during multi-layer deposition.

3. Mechanical response particularly microhardness distribution is strongly correlated with δ-ferrite morphology. Regions dominated by finely distributed vermicular and equiaxed δ-ferrite exhibited higher microhardness and strength, attributed to enhanced phase boundary area and impediment of dislocation motion. Conversely, coarse or highly oriented morphologies such as columnar and skeletal δ-ferrite tended to raise microhardness further but can act as stress concentrators, potentially diminishing local toughness and ductility when present in continuous microstructures.

4. Microhardness variation along the layered build reflects the inherent thermal gradients and multilayer structure of WAAM: layers experiencing rapid cooling and limited thermal cycling retain finer δ-ferrite and correspondingly higher hardness, while layers subjected to extensive heating from subsequent passes show altered morphology and microhardness patterns. Such layer-dependent heterogeneity has been observed in WAAM stainless steels and underscores the importance of detailed microhardness profiling in layered additive components.

5. WAAM 316L exhibits generally elevated strength and hardness relative to conventionally cast 316L owing to rapid solidification and finer microstructural features, including higher retained δ-ferrite fraction. However, the process also introduces anisotropy and heterogeneity due to complex cyclic thermal histories unique to additive deposition.

For future we can quantitatively phase fraction measurement of δ-ferrite (e.g., via EBSD or XRD) was beyond the scope of this study and should be addressed in future work to enable precise mapping of phase fractions vs. properties. Thermal history mapping and in situ temperature measurement during WAAM could provide more direct correlations between heat input, cooling rate, and morphological transitions and extending this analysis to include fatigue and creep behavior as a function of δ-ferrite morphology would further elucidate performance in structural applications where cyclic loading is critical. Investigating the effects of post-processing heat treatments or alternative deposition strategies on morphology evolution and microhardness patterns could reveal routes for microstructure engineering in WAAM 316L.

In summary, this research highlights the critical role of δ-ferrite morphology control in influencing mechanical properties of WAAM 316L stainless steel and sets the stage for future advancements in tailored additive manufacturing processes for high-performance engineering components.

ACKNOWLEDGMENT

The authors would like to express their sincere appreciation to the Faculty of Materials and Metallurgical Engineering, Semnan University for providing invaluable academic support, access to research facilities, and a stimulating environment that significantly contributed to the advancement of this work. We also gratefully acknowledge the Faculty of Materials and Metallurgical Engineering, Shahrood University for their technical guidance, constructive discussions, and encouragement, which were instrumental in enriching the research outcomes of this study

## REFERENCES

[1]. Gürol, U., Koçak, M., Dilibal, S., Arıkan, E., Yıldırım, E. and Arslan, H., "A comparative study on the microstructure, mechanical properties, wear and corrosion behaviors of SS 316 austenitic stainless steels manufactured by casting and WAAM technologies", *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 47, 2023, pp. 215–227.
[2]. Oyyaravelu, R. and Chandramohan, S., "Mechanical properties and microstructure of SS 316L created by WAAM based on GMAW", *Materials Today Communications*, 38, 2024, 107807.
[3]. *Study on microstructure and tensile properties of 316L stainless steel fabricated by CMT wire and arc additive manufacturing, Materials Science and Engineering A*, 796, 2020, 140006.
[4]. Tyagi, S., Balla, S.K., Manjaiah, M. and Aranas, C., "Microstructure and mechanical properties of stainless steel 316L-Inconel 625 bimetallic structure fabricated by laser wire direct energy deposition", *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, DOI:10.1016/j.jmrt.2024.11.130.

[5]. (S. Kumar) Jain, J., unpublished conference paper, *CMT assisted wire arc additive manufacturing of SS316L*, 2025, microhardness profile data indicating hardness increase in WAAM 316L.
[6]. Nunes, T.S., Sousa, T.G. de, Fernandes, D.B., Vilarinho, L.O. and Brandao, L.P., "Influence of current and CTWD on wire arc additive manufacturing 316L-Si stainless steel", *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2025, pp. 5981–5996.
[7]. *Cho, L., Tselikova, A., Holtgrewe, K., De Moor, E., Schmidt, R., & Findley, K. O. (2022). "Critical assessment 42: Acicular ferrite formation and its influence on weld metal and heat-affected zone properties of steels," Materials Science and Technology, 38(17), 1425-1433. [https://doi.org/10.1080/02670836.2022.2088163]*
[8]. Fakhri, M., "Reducing cracks and increasing strength and production using additive manufacturing method (316L stainless steel)", *Rafidain Journal of Engineering Sciences*, 3(2), 2025, pp. 434–443, doi:10.61268/6r3n8q87.
[9]. *Dimension prediction and microstructure study of wire arc additive manufactured 316L stainless steel based on artificial neural network and finite element simulation*, *Micromachines*, 15(5), 2024, 615.
[10]. *Mechanical properties and microstructure of WAAM stainless-steel plate material*, *Journal of Building Engineering*, 75, 2023, 106988
[11]. Zhao, Z., Sun, Z., Wei, G., "High-temperature oxidation behavior of Fe-25Cr-10Ni alloy", Journal of Materials Research & Technology, Vol. 13, 2024, pp. 952-958
[12]. Sahu, K., Kumar, S., Mishra, A., "Effect of delta ferrite on the mechanical properties of dissimilar ferritic-austenitic stainless steel welds", Journal of Materials Science, 2018
[13]. Kowalski, J., Wójcik, J., "Thermal stability of δ-ferrite in welding of dissimilar steels", Archives of Materials Science and Engineering, Vol. 1, 2018, pp. 58-64
[14]. Jiang, Y., Zhang, Y., Li, W., "Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Fe-17Cr-10Ni stainless steel", Materials Science & Engineering: A, Vol. 867, 2023, pp. 144974

# A Comprehensive Review of Additive Manufacturing Methods Used in Industry

**Mohammad Farahi[1], Amir Mahdi Ebrahimi[1], Amir Hossein Azizkhani[1], Amir Reza Gahremani[1], Omid Ashkani [2*]**

[1]Department of Mechanical Engineering, SR.C.IAU, Islamic Azad University, Tehran, Iran.
[2] Department of Material Engineering, SR.C.IAU, Islamic Azad University, Tehran, Iran.

**Abstract-**

Additive manufacturing has emerged as a key manufacturing paradigm, enabling the fabrication of complex components through layer-by-layer material deposition. Over the past decades, a wide range of additive manufacturing methods has been developed, including polymer-based processes such as fused deposition modeling and selective laser sintering, as well as metal-based techniques such as selective laser melting, electron beam melting, and directed energy deposition. Each method offers distinct advantages in material compatibility, geometric freedom, and achievable mechanical performance. This paper provides an overview of major additive manufacturing methods, with a focus on their industrial relevance and application domains. The capabilities of different processes are discussed in terms of achievable part quality, material efficiency, and suitability for functional components. Particular attention is given to powder bed fusion technologies, which have demonstrated the ability to produce near fully dense metallic parts with controlled microstructures and competitive mechanical properties. Despite significant progress, additive manufacturing processes still face challenges related to process stability, parameter optimization, residual stresses, and standardization. Ongoing research efforts in process modeling, monitoring, and post-processing are essential to improve reliability and expand industrial adoption. Overall, additive manufacturing methods continue to evolve toward mature manufacturing solutions, with increasing importance in advanced engineering applications.

**Keywords:** *Additive manufacturing, selective laser melting, SLM, AM.*

## Introduction

Additive manufacturing serves as a revolutionary alternative to conventional manufacturing methods, facilitating the layer-by-layer construction of intricate geometries directly from digital models created using Computer-Aided Design (CAD) software. The construction of a prototype is facilitated if the design is executed efficiently and accurately using this program [1]. The technology's advancement is marked by innovations in materials, technology, and software, propelling AM into industries such as aerospace, automotive, healthcare, and fashion [2].

As AM continues to advance, it is poised to revolutionize production processes, supply chains, and product design worldwide, underscoring its significance as a transformative technology in the manufacturing realm and paving the way for a future where on-demand,

customized production can become a reality across various industries. AM distinguishes itself from traditional formative and subtractive methods through its capacity for complex geometries and customization with minimal waste, making it ideal for prototypes and small production runs [3].

The recent advancements in the additive manufacturing process have resulted in the adoption of several technologies, including Fused Deposition Modeling (FDM), Selective Laser Sintering (SLS), Selective Laser Melting (SLM), and Electron-Beam Melting (EBM). The most popular 3D printing technology currently is still undoubtedly the FDM, developed by Stratasys in the late 1980s, is one of the most widely used AM technologies. Recent advancements have focused on enhancing the mechanical properties of FDM-printed parts through the incorporation of reinforced composite filaments and optimizing process parameters for better surface finish and dimensional accuracy [4]. Selective laser sintering (SLS) is a powder bed fusion technology that use lasers to sinter powdered materials, thereby binding them to create a solid structure. The range of materials that can be treated by these technologies has significantly increased, enabling the creation of functional parts with intricate geometries. These materials include metals, polymers, and ceramics [5]. Selective Laser Melting (SLM), alternatively referred to as Direct Metal Laser Sintering (DMLS), utilizes the projection or modulation of a light pattern to selectively solidify, sinter, or melt the material as successive thin layers are deposited, enabling meticulous control over geometry, microstructure, and properties [6]. The Electron Beam Melting (EBM) process is an additive manufacturing technique that utilizes an electron beam to fuse metallic powders, hence achieving the desired geometry of a particular component. The application of an electron beam in the additive manufacturing domain is comparatively novel. Multiple applications have been implemented in the aerospace and medical sectors, where the EBM method is utilized to manufacture intricate components from high-quality materials that would be costly or challenging to produce using alternative technologies [7].

Additive manufacturing has been widely adopted across various industries due to its ability to produce complex, high-performance components that are difficult or impossible to fabricate using conventional manufacturing methods. In the aerospace industry, additive manufacturing is extensively used for lightweight structural components, fuel nozzles, heat exchangers, and topology-optimized parts. The integration of multiple functions into a single component and the resulting weight reduction contribute to enhanced performance and reduced operational costs. [8]

In the biomedical sector, additive manufacturing enables the production of patient-specific implants, orthopedic devices, and dental components with complex geometries and controlled porosity. This capability allows for improved osseointegration and biomechanical compatibility, particularly in metallic implants manufactured from titanium-based alloys. [9]

Additive manufacturing is also increasingly applied in the automotive and energy industries, where it is primarily used for rapid prototyping, tooling, and the fabrication of functional metal components subjected to high thermal and mechanical loads. In the energy sector, applications include turbine components, heat exchangers, and repair or refurbishment of critical parts. These industrial use cases highlight the growing maturity and reliability of

additive manufacturing technologies as production-ready solutions across multiple engineering domains. [10]

Each of these technologies possesses distinct principles, uses, and restrictions tailored to certain production requirements. In order to provide a thorough viewpoint for choosing the right technology depending on production needs, the main focus of this review is on examining the performance, benefits, drawbacks, and application areas of each approach across a variety of sectors.

## Selective Laser Sintering (SLS)

In the mid-1980s, Dr. Carl Deckard and his academic advisor Dr. Joe Beaman of the University of Texas developed and patented selective laser sintering (SLS) with DARPA's help [11]. The American Society for Testing Material (ASTM) classifies SLS in the Powder Bed Fusion category [12]. It entails creating objects by necking powder particles with laser-powered energy [13]. High resolution, the potential for powder recycling, and the lack of pre-processing are just a few advantages of this additive manufacturing method [14]. The technique uses a high-energy laser, like a carbon dioxide-type laser, to selectively combine tiny plastic powder particles into a three-dimensional solid [15]. To generate a flat, uniform coating, powder is first deposited on the reservoir platform and then dispersed throughout the building. The printer must be heated in order to warm the powder before sintering. The blue diode laser, which scans the powder bed in a particular pattern along the X and Y axes in accordance with the objects predetermined design, is activated to begin printing. Depending on the quantity of transmitted energy, powder particles can fuse together entirely or partially. The printing bed is then lowered, and another layer of powder is deposited over the previously sintered layer to allow the object to be built along the Z axis. This process is continued until the product is finalized. In contrast to other 3D printing techniques where additional support structures must be built, the printed dosage forms are eventually removed from the build platform and brushed off from their excess powder. The powder that has not been consolidated stays in place and serves as support to the object during its construction [16].

When compared to other polymer additive manufacturing technologies, this approach offers a number of advantages. First, unlike many other additive techniques, laser sintering does not require the utilization of support structures to hold the part's thin walls and overhangs during creation. The unmelted powder surrounding the object provides support throughout the laser sintering process. Furthermore, this technology eliminates the need for a binder, which adds a post-processing step to existing systems and may cause toxicity problems for parts meant for medical use. This method typically yields stronger and more stable parts. However, the wide range of materials that may be processed using laser sintering is the primary benefit that is typically mentioned. Comparing this problem to other additive manufacturing technologies is also pertinent [16]. Despite its benefits, SLS has problems with part accuracy and quality control because of the quick and uneven heating and cooling cycles, build orientation effects, partial fusion of powder particles, and process-dependent powder characteristics that frequently lead to increased surface roughness and residual thermal stresses in manufactured parts. [17,18]. By making it possible to fabricate robust, long-lasting parts with intricate

geometries, SLS has had a profound impact on a variety of industries, including aerospace, automotive, healthcare, consumer goods, architecture, construction, education, and research [19-23].

The most popular single-component powders used in SLS are Nylon 12 and Nylon 11, both of which can be reinforced with carbon fiber or glass to produce composites with improved qualities like greater stiffness and strength. Apart from nylon, other Polypropylene (PP), polyetheretherketone (PEEK), and thermoplastic polyurethane (TPU) are common materials used in SLS 3D printing [19,24-29]. Selective Laser Sintering (SLS) is an adaptable powder bed fusion technique that makes it possible to create intricate, mechanically sound components without the need for support structures. SLS has established itself as a crucial additive manufacturing method in a variety of industries thanks to its capacity to treat a broad variety of polymeric materials, design flexibility, and material recyclability. However, to overcome current issues with surface quality, dimensional accuracy, and cost-effectiveness, more process parameter and material formulation optimization is needed. SLS is anticipated to become more significant in the production of functional and high-performance parts as research develops.

Table 1- Summary information about SLS technology.

| ***Aspect*** | ***Summary*** |
|---|---|
| Origin & Development | Developed and patented in the mid-1980s by Dr. Carl Deckard and Dr. Joe Beaman at the University of Texas, with support from DARPA. |
| ASTM Classification | Classified by ASTM under Powder Bed Fusion additive manufacturing technologies. |
| Basic Principle | Uses laser energy to sinter (neck/fuse) powder particles layer by layer to form 3D objects. |
| Laser Type | Typically uses high-energy lasers such as carbon dioxide ($CO_2$) or blue diode lasers. |
| Support Structures | No separate support structures required; unsintered powder acts as natural support. |
| Post-Processing | Finished parts are removed from the powder bed and excess powder is brushed off; no binder removal needed. |
| Key Advantages | High resolution, powder recyclability, no pre-processing, no binder usage, strong and stable parts, ability to produce complex geometries. |
| Material Flexibility | Wide range of polymers can be processed compared to other AM technologies. |
| Common Materials | Nylon 12, Nylon 11 (often reinforced with carbon fiber or glass), Polypropylene (PP), PEEK, Thermoplastic Polyurethane (TPU). |
| Mechanical Properties | Can produce mechanically robust, durable, and high-performance components. |
| Limitations | Issues with surface roughness, dimensional accuracy, residual thermal stresses, partial powder fusion, and quality control. |
| Industrial Applications | Aerospace, automotive, healthcare, consumer goods, architecture, construction, education, and research. |
| Overall Significance | A versatile and critical AM technology with strong industrial adoption and future growth potential. |
| Future Outlook | Further optimization of process parameters and materials is needed to improve surface quality, accuracy, and cost-effectiveness. |

## Electron Beam Melting (EBM)

Electron Beam Melting (EBM) is an additive manufacturing technique analogous to laser-based methods, differing primarily in its use of an electron beam as the energy source for

sintering the powder material [30]. The process is based on the selective melting of metallic powder by an electron beam [31]. It offers numerous advantages, including net-shape processing for the fabrication of complex geometries and a reduction in processing steps, which makes EBM a highly attractive option for manufacturing titanium components, especially those with intricate shapes [32]. Compared with other additive manufacturing techniques, EBM represents a more mature technology for producing metallic components through a layer-by-layer fabrication process. EBM, as one of the metal additive manufacturing technologies, has been reported as being capable of creating defect-free complex products, in particular in the production of porous structures with full density and predefined external shapes and internal architectures based on titanium materials, and the process occurs in a high-vacuum chamber to avoid oxidation [33–35].

The EBM technique is employed for mass production in the aerospace and medical sectors for a diverse array of components that are costly or challenging to fabricate using traditional manufacturing or alternative AM methods [36]. Notable industrial successes include turbine blades, turbocharger wheels, and valves for combustion engines [33–35], as well as patient-specific implants that demonstrate excellent biocompatibility and favorable osseointegration characteristics [37]. Consequently, the EBM process has attracted growing interest for the development of high-performance materials, particularly intermetallic titanium aluminide alloys, which are valued for their low density and high-temperature strength [38]. Despite these advantages, the process is generally associated with limitations in dimensional accuracy and surface finish when compared to laser-based powder bed fusion technologies, largely due to the relatively large beam spot size, powder bed swelling during preheating, and constraints in melt pool control. Furthermore, although the elevated build temperatures inherent to EBM can reduce residual stresses, they may also promote microstructural coarsening, which can influence mechanical performance. Therefore, continued efforts in process parameter optimization, beam control strategies, and post-processing treatments are essential to enhance surface quality, geometric precision, and mechanical reliability, thereby expanding the industrial applicability of EBM for demanding structural and functional components [33-35]. Table 2 gives some advantages and disadvantages of the EBM method.

Table 2- Advantages and disadvantages of EBM method.

| *Advantages Of EBM* | *Disadvantages Of EBM* |
|---|---|
| Fully Melts Metal Powder, Producing Dense, High-Strength Parts | Limited To Electrically Conductive Materials |
| High Build Temperature Reduces Residual Stresses And Distortion | Lower Surface Finish Quality Compared To Laser-Based Methods |
| No Need For Additional Support Structures For Many Geometries | Higher Equipment And Operating Costs |
| Excellent For Complex And Lattice Structures | Coarser Powder Size Limits Resolution |
| Operates In A Vacuum, Preventing Oxidation | Vacuum Environment Increases Process Complexity |
| Well-Suited For Biomedical And Aerospace Applications | Slower Build Speeds For Fine-Detail Parts |

## Fused Deposition Modelling (FDM)

Fused Deposition Modeling (FDM), also referred to as Fused Filament Fabrication (FFF), is among the most extensively used additive manufacturing (AM) techniques for producing non-metallic components, particularly those based on thermoplastic polymers. According to the ISO/ASTM 52900 classification, FDM is categorized as a material extrusion process, in which a continuous thermoplastic filament is heated beyond its glass transition or melting temperature and deposited through a nozzle in a layer-by-layer manner following a digital design [39]. Since its initial development in the late 1980s, the technology has gained widespread adoption due to its operational simplicity, relatively low equipment and material costs, and accessibility across both industrial and desktop-scale platforms [40]. A broad range of thermoplastic materials can be processed by FDM, including polylactic acid (PLA), acrylonitrile-butadiene-styrene (ABS), polyethylene terephthalate glycol (PETG), polyamides (nylon), and high-performance polymers such as polyether-ether-ketone (PEEK), allowing applications that span from rapid prototyping to the fabrication of functional end-use components [41].

PLA is one of the most commonly employed FDM filaments owing to its biodegradable nature, low extrusion temperature, reduced tendency for warping, and good dimensional stability, which make it well suited for visual models, concept validation, and educational purposes; however, its limited thermal resistance and relatively brittle behavior restrict its applicability in mechanically or thermally demanding environments [42]. In contrast, ABS exhibits higher toughness, impact strength, and thermal stability, leading to its frequent use in functional prototypes and engineering components, although its susceptibility to shrinkage and warping necessitates controlled printing conditions and heated build platforms to achieve satisfactory interlayer bonding and dimensional accuracy [43]. PETG has emerged as an intermediate alternative, combining the ease of processing associated with PLA with enhanced ductility, chemical resistance, and moisture stability, thereby offering improved mechanical robustness for components exposed to moderate service conditions [44]. Polyamide-based filaments are characterized by high strength, wear resistance, and fatigue performance, making them attractive for load-bearing and mechanically functional parts; nonetheless, their hygroscopic nature and elevated processing temperatures pose challenges related to moisture absorption, dimensional consistency, and print repeatability [45]. At the high-performance end of the material spectrum, PEEK and related polymers provide outstanding mechanical properties, chemical inertness, and thermal stability, enabling applications in aerospace, automotive, and biomedical fields, although their processing requires specialized high-temperature extrusion systems and controlled environments, which significantly increases system complexity and cost [46].

Beyond neat polymers, increasing attention has been directed toward composite and nanocomposite filaments incorporating short fibers or nano-scale reinforcements to improve stiffness, strength, and functional properties; however, these materials often introduce additional challenges such as increased tool wear, surface roughness, and enhanced anisotropy [47]. Despite its widespread adoption, FDM remains limited by relatively poor surface finish, restricted dimensional accuracy, and anisotropic mechanical behavior resulting from the layer-wise deposition and incomplete interlayer fusion [48]. Consequently, process parameters including extrusion temperature, layer thickness, raster orientation, and deposition speed have been extensively investigated and optimized to enhance part quality and mechanical performance [49]. Overall, the adaptability of the process, combined with its economic

advantages and ongoing material development, has firmly established FDM as a core AM technology, particularly suited for prototyping, customized manufacturing, educational applications, and low-volume production [50].

## Selective Laser Melting (SLM)

Figure 1 shows a schematic of SLM technology. Selective Laser Melting (SLM) is a powder bed fusion–based additive manufacturing process in which a high-energy laser beam selectively melts metallic powder particles to fabricate fully dense, near-net-shape components in a layer-by-layer manner. Unlike selective laser sintering, SLM involves complete melting of the powder, which results in strong metallurgical bonding between adjacent layers and enables the production of components with densities comparable to those obtained through conventional manufacturing routes such as casting and forging [51, 52].

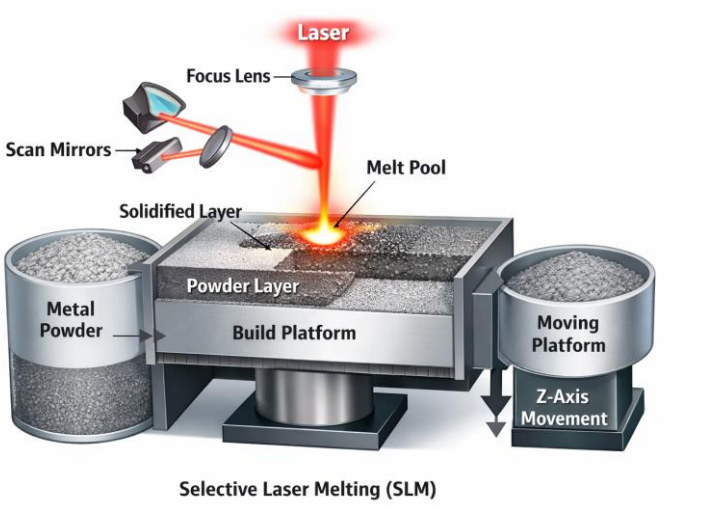



Figure 1- Schematic of SLM technology.

The development of SLM can be traced back to early research on laser sintering technologies in the late 1980s and early 1990s. Initial studies focused primarily on polymer powders; however, the insufficient mechanical performance of partially sintered metallic parts led researchers to investigate full melting strategies. The concept of complete laser melting of metallic powders was formally introduced in the mid-1990s, with significant contributions from research activities at the Fraunhofer Institute for Laser Technology (ILT) in Germany. By the early 2000s, SLM had evolved into a distinct and industrially viable manufacturing process capable of producing fully dense metallic components [53–55].

During the SLM process, a thin layer of metal powder, typically between 20 and 60 μm in thickness, is uniformly deposited onto the build platform. A focused laser beam then selectively scans the powder bed following a predefined scan strategy derived from the CAD model. The localized melting and subsequent rapid solidification are repeated layer by layer until the component is completed. Due to extremely high cooling rates, often in the range of $10^3$–$10^6$ K/s, SLM-fabricated materials exhibit fine cellular or columnar microstructures, significant grain refinement, and, in some alloys, the formation of non-equilibrium phases [56, 57].

One of the most notable advantages of SLM is its ability to produce components with relative densities exceeding 99%, which directly contributes to superior mechanical properties.

Enhanced yield strength, ultimate tensile strength, and hardness have been widely reported for SLM-fabricated alloys, primarily as a result of refined microstructures and unique solidification conditions. In addition to mechanical performance, SLM offers high dimensional accuracy, typically within tens of micrometers, as well as reduced lead times and high design flexibility. These characteristics make SLM particularly attractive for advanced engineering applications in aerospace, biomedical, and energy-related industries [58–60].

## Conclusion

Additive manufacturing technologies have evolved into a diverse and mature set of manufacturing methods, each offering distinct capabilities depending on material type, energy source, and process mechanism. Methods such as fused deposition modeling (FDM), selective laser sintering (SLS), selective laser melting (SLM), electron beam melting (EBM), and directed energy deposition (DED) have enabled the fabrication of components with complex geometries, high material efficiency, and unprecedented design flexibility.

Polymer-based processes are widely employed for rapid prototyping and functional testing due to their cost-effectiveness and ease of implementation, while metal-based additive manufacturing methods have demonstrated significant potential for producing high-performance structural components. In particular, powder bed fusion techniques such as SLM and EBM allow the fabrication of near fully dense metallic parts with tailored microstructures and mechanical properties, making them suitable for demanding applications in aerospace, biomedical, automotive, and energy industries.

Despite their advantages, additive manufacturing methods still face challenges related to process stability, material variability, residual stresses, and standardization. Ongoing research efforts focusing on process modeling, parameter optimization, in-situ monitoring, and post-processing strategies are expected to further enhance the reliability and industrial adoption of these technologies. Overall, the continuous development of additive manufacturing methods positions them as key enabling technologies for next-generation manufacturing and advanced engineering applications.

### References

[1] Ben Said, L.; Ayadi, B.; Alharbi, S.; Dammak, F. Recent Advances in Additive Manufacturing: A Review of Current Developments and Future Directions. Machines 2025, 13, 813. https://doi.org/10.3390/machines13090813

[2] Prashar, G.; Vasudev, H.; Bhuddhi, D. Additive manufacturing: Expanding 3D printing horizon in industry 4.0. Int. J. Interact. Des. Manuf. (IJIDeM) 2023, 17, 2221–2235. https://doi.org/10.1007/s12008-022-00956-4

[3] Zhou, L.; Miller, J.; Vezza, J.; Mayster, M.; Raffay, M.; Justice, Q.; Al Tamimi, Z.; Hansotte, G.; Sunkara, L.D.; Bernat, J. Additive Manufacturing: A Comprehensive Review. Sensors 2024, 24, 2668. https://doi.org/10.3390/s24092668

[4] A comprehensive review on fused deposition modelling of polylactic acid https://doi.org/10.1007/s40964-022-00356-w

[5] Additive Manufacturing Technologies 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing - Textbook © 2015 - https://doi.org/10.1007/978-3-030-56127-7

[6] Gao,B.; Zhao, H.; Peng, L.; Sun, Z. A Review of Research Progress in Selective Laser Melting (SLM). Micromachines 2023, 14, 57. https://doi.org/10.3390/mi14010057

[7] Manuela Galati, Luca Iuliano, A literature review of powder-based electron beam melting focusing on numerical simulations, Additive Manufacturing, Volume 19, 2018, Pages 1-20, ISSN 2214-8604, https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.11.001.

[8] Additive manufacturing of metals Author links open overlay panelDirk Herzog a ,Vanessa Seyda b, Eric Wycisk b, Claus Emmelmann a b - Volume 117, 15 September 2016, Pages 371-392 https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019

[9] Metal Fabrication by Additive Manufacturing Using Laser and Electron Beam Melting Technologies - Journal of Materials Science & Technology Volume 28, Issue 1, January 2012, Pages 1-14 https://doi.org/10.1016/S1005-0302(12)60016-4

[10] Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties Progress in Materials Science - Volume 92, March 2018, Pages 112-224 https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001

[11] Saket Bhoyar, Vidhi Koshatwar, Shikshesh Kulsange, Dipali Roge, Pragati Pawar, "A REVIEW OF 3D PRINTING TECHNIQUES," International Journal of Innovative Research in Electrical, Electronics, Instrumentation and Control Engineering (IJIREEICE), DOI 10.17148/IJIREEICE.2023.11809

[12] Atheer Awad, Fabrizio Fina, Alvaro Goyanes, Simon Gaisford, Abdul W. Basit, Advances in powder bed fusion 3D printing in drug delivery and healthcare, Advanced Drug Delivery Reviews, Volume 174, 2021, Pages 406-424, ISSN 0169-409X, https://doi.org/10.1016/j.addr.2021.04.025.

[13] Mazzoli, A. Selective laser sintering in biomedical engineering. Med Biol Eng Comput 51, 245–256 (2013). https://doi.org/10.1007/s11517-012-1001-x

[14] Atheer Awad, Fabrizio Fina, Alvaro Goyanes, Simon Gaisford, Abdul W. Basit, 3D printing: Principles and pharmaceutical applications of selective laser sintering, International Journal of Pharmaceutics, Volume 586, 2020, 119594, ISSN 0378-5173, https://doi.org/10.1016/j.ijpharm.2020.119594.

[15] Yehia, H.M.; Hamada, A.; Sebaey, T.A.; Abd-Elaziem, W. Selective Laser Sintering of Polymers: Process Parameters, Machine Learning Approaches, and Future Directions. J. Manuf. Mater. Process. 2024, 8, 197. https://doi.org/ 10.3390/jmmp8050197

[16] R.D. Goodridge, C.J. Tuck, R.J.M. Hague, Laser sintering of polyamides and other polymers, Progress in Materials Science, Volume 57, Issue 2, 2012, Pages 229-267, ISSN 0079-6425, https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2011.04.001.

[17] Ribeiro, I.; Matos, F.; Jacinto, C.; Salman, H.; Cardeal, G.; Carvalho, H.; Godina, R.; Peças, P. Framework for Life Cycle Sustainability Assessment of Additive Manufacturing. Sustainability 2020, 12, 929. https://doi.org/10.3390/su12030929

[18] Xiao B, Ye Z. Selective laser sintering: Processing, materials, challenges, applications, and emerging trends. J Adv Therm Sci Res. 2024; 11: 65-99. DOI: https://doi.org/10.15377/2409-5826.2024.11.4

[19] E.O. Olakanmi, R.F. Cochrane, K.W. Dalgarno, A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and

properties, Progress in Materials Science, Volume 74, 2015, Pages 401-477, ISSN 0079-6425, https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2015.03.002.

[20] Faraj, Z., Aboussaleh, M., Zaki, S. et al. Optimization of the parameters of the selective laser sintering for the formation of PA12 samples by the Taguchi method. Int J Adv Manuf Technol 122, 1669–1677 (2022). https://doi.org/10.1007/s00170-022-09991-7

[21] Gibson, I.; Rosen, D.W.; Stucker, B. Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing, 2nd ed.; Springer: Berlin/Heidelberg, Germany, 2015.

[22] Tsoulfas, Georgios & Bangeas, Petros & Suri, Jasjit & Papadopoulos, Vasileios. (2020). Introduction: the role of 3D printing in surgery.https://doi.org/10.1016/B978-0-323-66164-5.00001-5.

[23] Singh, A.; Singh, H. Innovations in Additive Manufacturing; Springer Tracts in Additive Manufacturing: Berlin/Heidelberg, Germany, 2022; p. 3.

[24] Rouway, M., Nachtane, M., Tarfaoui, M., & Jamoudi Sbai, S. (2024). 3D Printing of a Tidal Turbine Blade Using Two Methods of SLS and FFF of a Reinforced PA12 Composite: A Comparative Study. Sustainable Marine Structures, 6(1), 1–19. https://doi.org/10.36956/sms.v6i1.1002

[25] Rouway, M., Nachtane, M., Tarfaoui, M. et al. 3D printing: rapid manufacturing of a new small-scale tidal turbine blade. Int J Adv Manuf Technol 115, 61–76 (2021). https://doi.org/10.1007/s00170-021-07163-7

[26] Slager, J.J.; Earp, B.C.; Ibrahim, A.M. Influence of Build Orientation and Part Thickness on Tensile Properties of Polyamide 12 Parts Manufactured by Selective Laser Sintering. Polymers 2024, 16, 2241. https://doi.org/10.3390/polym16162241

[27] Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. Composites Part B: Engineering, 2018, 143, 172–196. https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012

[28] Al-Zaidi, A. A. M. A., & Al-Gawhari, F. J. J. (2023). Types of Polymers Using in 3D Printing and Their Applications: A Brief Review. European Journal of Theoretical and Applied Sciences, 1(6), 978-985. https://doi.org/10.59324/ejtas.2023.1(6).94

[29] Francis, J.N.; Banerjee, I.; Chugh, A.; Singh, J. Additive Manufacturing of Polyetheretherketone and Its Composites: A Review. Polym. Compos. 2022, 43, 5802–5819. https://doi.org/10.1002/pc.26961

[30] Bikas H, Stavropoulos P, Chryssolouris G. Additive manufacturing methods and modelling approaches: a critical review. Int J Adv Manuf Technol Mar. 2016;83 (1–4):389–405. https://doi.org/10.1007/s00170-015-7576-2

[31] L.U. Larsson Morgan, O. Harrysson, Rapid manufacturing with electron beam melting (EBM)da manufacturing revolution?, in: Solid Freeform Fabrication Symposium, 2003 (Austin, TX).

[32] X. Y. Cheng, S. J. Li, L. E. Murr, Z. B. Zhang, Y. L. Hao, R. Yang, F. Medina, R. B. Wicker, J. Mech. Behav. Biomed. Mater. 2012, 16, 153.

[33] D. Riedlbauer, T. Scharowsky, R. F. Singer, P. Steinmann, C. Körner, J.Mergheim, Int.J. Adv. Manuf. Technol. 2017, 88, 1309.

[34] H. Galarraga, R. J. Warren, D. A. Lados, R. R. Dehoff, M. M. Kirka, Eng. Fract. Mech. 2017, 176, 263.

[35] Abdul Hai Alami, Abdul Ghani Olabi, Adnan Alashkar, Shamma Alasad, Haya Aljaghoub, Hegazy Rezk, Mohammad Ali Abdelkareem, Additive manufacturing in the aerospace and automotive industries: Recent trends and role in achieving sustainable development goals, Ain Shams Engineering Journal, Volume 14, Issue 11, 2023, https://doi.org/10.1016/j.asej.2023.102516

[36] S. Biamino, et al., Electron beam melting of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy: microstructure and mechanical properties investigation, Intermetallics 19 (6) (2011) 776e781. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2010.11.017

[37] F. Calignano, et al., Design of additively manufactured structures for biomedical applications: a review of the additive manufacturing processes applied to the biomedical sector, J. Healthcare Eng. 2019 (2019). https://doi.org/10.1155/2019/9748212

[38] Wartbichler, R., H. Clemens, and S. Mayer, Electron beam melting of a b-Solidifying intermetallic titanium aluminide alloy. Adv. Eng. Mater. 21 (12) (n.d). https://doi.org/10.1002/adem.201900800

[39] ISO/ASTM 52900:2021. Additive manufacturing — General principles — Fundamentals and vocabulary. https://doi.org/10.3403/30327954

[40] Crump, S. S. Apparatus and method for creating three-dimensional objects. US Patent 5121329, 1992. https://doi.org/10.1016/S0263-7855(97)80005-8

[41] A comprehensive review of emerging additive manufacturing (3D printing technology): Methods, materials, applications, challenges, trends and future potential https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.11.059

[42] Torrado Perez, A. R., Roberson, D. A., & Wicker, R. B. The mechanical properties of 3D-printed parts produced by fused deposition modeling.Journal of Materials Research, 29(17), 1859–1866 (2014). https://doi.org/10.1557/jmr.2014.191

[43] Ahn, S. H., Montero, M., Odell, D., Roundy, S., & Wright, P. K. Anisotropic material properties of fused deposition modeling ABS. Rapid Prototyping Journal, 8(4), 248–257 (2002). https://doi.org/10.1108/13552540210441166

[44] Tymrak, B. M., Kreiger, M., & Pearce, J. M. Mechanical properties of components fabricated with open-source 3D printers under realistic environmental conditions. Materials & Design, 58, 242–246 (2014). https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.02.038

[45] Caminero, M. A., Chacón, J. M., García-Plaza, E., Núñez, P. J., Reverte, J. M., & Becar, J. P. Additive manufacturing of PLA-based composites using fused filament fabrication. Materials & Design, 124, 143–157 (2017). https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.03.065

[46] Yang, C., Tian, X., Liu, T., Cao, Y., & Li, D. 3D printing for continuous fiber reinforced thermoplastic composites: Mechanism and performance.Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 127,105629(2019). https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2019.105629

[47] Tekinalp, H. L., Kunc, V., Velez-Garcia, G. M., et al. Highly oriented carbon fiber–polymer composites via additive manufacturing. Composites Science and Technology, 105, 144–150 (2014). https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2014.10.009

[48] Domingo-Espín, M., Puigoriol-Forcada, J. M., Garcia-Granada, A. A., Llumà, J., Borros, S., & Reyes, G. Mechanical property characterization and simulation of fused deposition modeling Polycarbonate parts. Materials & Design, 83, 670–677 (2015).https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.074

[49] Panda, S. K., & Padhee, S. Optimization of fused deposition modelling (FDM) process parameters using bacterial foraging technique. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 81, 1959–1972(2015).https://doi.org/10.1007/s00170-015-7333-3

[50] Rankouhi, B., Javadpour, S., Delfanian, F., & Letcher, T. Failure analysis and mechanical characterization of 3D printed ABS with respect to layer thickness and orientation. Journal of Failure Analysis and Prevention, 16, 467–481 (2016). https://doi.org/10.1007/s11668-016-0113-2

[51] Additive Manufacturing Technologies – Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing Free

Bernhard Mueller Author & Article Information Assembly Automation (2012) 32 (2) https://doi.org/10.1108/aa.2012.03332baa.010

[52] Modelling of additive manufacturing processes: a review and classification https://doi.org/10.1051/mfreview/2017014

[53] Metal additive manufacturing: A review. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23, 1917–1928. https://doi.org/10.1007/s11665-014-0958-z

[54] Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al–Mg, and Al–Si powders: Effect of processing conditions and powder properties https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.03.009

[55] A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.02.004

[56] Microstructure of Ti-6Al-4V produced by selective laser melting Citation M Simonelli et al 2012 J. Phys.: Conf. Ser. 371 012084 doi:10.1088/1742-6596/371/1/012084

[57] Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges. Applied Physics Reviews, 2015, 2, 041304. https://doi.org/10.1063/1.4937809

[58] Spierings, A. B., et al., Influence of process parameters on SLM density, Rapid Prototyping Journal, 2011.

[59] Metal additive manufacturing: A review of mechanical properties. Annual Review of Materials Research, 2016, 46, 151–186. https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070115-032024

[60] Multi-response optimization of SLM-produced Ti6Al4V alloy: focusing on density and surface roughness. Original Article - Published: 21 December 2025 https://doi.org/10.1007/s12008-025-02465-6

# A Review of Molten Pool Monitoring in Metal Directed Energy Deposition (DED) Processes via Closed-Loop Control and Artificial Intelligence

Mohammad Gavahian Jahromi[1*], Mohammad Erfanmanesh[2]
1-Researcher, Malek-Ashtar University of Technology, Faculty of Material & Manufacturing Technologies, Metalgavahian@mut.ac.ir
2-Assistant Professor, Malek-Ashtar University of Technology, Faculty of Material & Manufacturing Technologies.

## Abstract

Directed Energy Deposition (DED) has gradually emerged as a highly promising technology for the rapid, cost-effective, and high-performance manufacturing of difficult-to-process metal parts with shorter production cycles. Recognized as one of the most widely used metal additive manufacturing methods, it has found extensive applications in critical industrial sectors such as aerospace and aviation. Despite its high potential, challenges like inconsistent part quality and low process repeatability have hindered its broader adoption. The fundamental underlying issue of these challenges is the complex and dynamic nature of the DED process, which involves the simultaneous interaction (requiring closed-loop system and artificial intelligence coordination) of multiple physical fields. Within this, the molten pool plays a central role, acting as a key carrier that holds rich information about process characteristics. The dynamic characteristics of the molten pool are intrinsically linked to the final part quality and process repeatability. Consequently, integrating Machine Learning (ML) methods within a monitoring framework can provide powerful data-driven support for enhancing product quality and process stability. This paper provides a comprehensive review of research advances and future trends in the dynamic monitoring and control of molten pool characteristics in DED processes, supported by machine learning techniques.

**Keywords: Machine Learning, Directed Energy Deposition, Phase Field, Molten Pool, Closed-loop Control System, Intelligent Control.**

# Bibliometric Analysis of emerging trends in Wire Arc Additive Manufacturing

**1st Jeiran Ghojavand, 2nd Eslam Ranjbarnoodeh**
1st M.Sc. Student, Department of Maritime Engineering, 1st jeiran.ghojavand@aut.ac.ir
2nd Associate Professor, Department of Materials and Metallurgical Engineering,
2nd islam_ranjbar@aut.ac.ir

**ABSTRACT**-This study aims to map the research landscape of Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) through a bibliometric analysis of 200 highly cited journal articles published between 2021 and 2025. Data were retrieved from the Scopus database and analyzed using VOS viewer and Microsoft Excel to identify publication trends, influential contributors, and dominant research themes. The results indicate that WAAM research has been mainly concentrated on process parameters, residual stress analysis, mechanical properties, and numerical modeling. In contrast, machine learning–based approaches and corrosion-related studies were identified as relatively underexplored topics, highlighting potential directions for future research.

**KEYWORDS:** Wire-arc Additive manufacturing; WAAM; Bibliometric Analysis; VOS viewer

## I. INTRODUCTION

In recent years, the increasing need to reduce production costs, minimize lead times, and improve dimensional accuracy has significantly promoted the adoption of advanced manufacturing technologies. Among these technologies, Additive Manufacturing (AM) has been widely recognized as a layer-by-layer fabrication method through which digital models are directly transformed into physical components, while material waste and post-processing requirements are reduced [1]. According to ASTM F2792, AM is classified into seven primary categories, including Material Extrusion (ME), Vat Photopolymerization (VP), Powder Bed Fusion (PBF), Binder Jetting (BJ), Material Jetting (MJ), Sheet Lamination (SL), and Directed Energy Deposition (DED) [1]. For metallic components, DED and PBF have been identified as the most applicable methods based on the ISO/ASTM 52900-2015 standard [2]. Metal additive manufacturing is characterized by its ability to fabricate complex geometries while consuming less raw material [3]. Compatibility with a wide range of metals, including aluminum, titanium, stainless steel, and precious metals such as gold and silver, has also been demonstrated [4]. Among DED-based techniques, Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) has been introduced as a key subclass in which material is deposited layer by layer using an electric arc and a continuous wire feed [5]. This process has evolved from conventional wire arc welding techniques and is typically performed under a shielding gas to protect the molten pool [6]. Due to its high deposition rate, reported to reach up to 10 kg/h, WAAM has been recognized as an efficient and economical approach for producing large-scale components with lengths of several meters [2, 7]. Significant reductions in overall production costs have been reported for WAAM, with savings of up to 29% compared to traditional manufacturing processes [8]. Consequently, the application of WAAM has been extended to various industries, including aerospace, maritime, medical, clean energy, and

automotive manufacturing [9]. However, similar to other AM processes, challenges such as residual stresses, distortions, porosity, cracking, and corrosion have been frequently reported in WAAM-fabricated components [9]. Residual stresses, which are present in components in the absence of external loads, have been shown to cause deformation and adversely affect fatigue resistance [1]. To address these challenges, advanced simulation tools, including thermo-structural modeling and machine-learning-based prediction systems, have been proposed for process optimization and build-quality improvement [3]. In this context, machine learning has gained increasing attention as a cost- and time-efficient alternative to complex thermal simulations [10]. Given the growing body of research on WAAM, the intellectual structure and evolution of this field require systematic investigation. A bibliometric study on the application of 3D printing in maritime and port education was conducted by Mojica Herazo et al. [11]. In that study, key countries, institutions, and research themes were identified, and the role of additive manufacturing, particularly in scaled ship and port models, was highlighted as an effective tool for enhancing practical and experiential learning. In a separate study, a bibliometric analysis focusing on digital transformation in maritime education and transport was performed by Karnavas et al. [12]. Their analysis emphasized the growing integration of 3D printing alongside artificial intelligence, big data, and the Internet of Things, revealing increased interdisciplinary collaboration and identifying additive manufacturing as an emerging component in modern maritime research and training frameworks. Bibliometric analysis is recognized as a quantitative approach for evaluating research output, identifying leading countries and authors, and uncovering frequently used keywords and influential publications. In this study, 200 documents retrieved from the Scopus database were analyzed, and visualization tools including VOS viewer and Microsoft Excel were employed to map the scientific structure of WAAM research. Through this approach, research trends and gaps were highlighted with the aim of providing insights that may inform and guide future investigations in this field. WAAM-related studies, using publication counts and citation metrics. Citation analysis was applied to identify highly cited articles and influential first authors within the WAAM research domain. In addition, author productivity analysis was performed using TP, TC, and CPP indicators to highlight leading contributors to the field. Keyword co-occurrence analysis was employed to determine frequently used keywords and to reveal dominant research topics and thematic trends. Furthermore, a co-authorship analysis at the author level was conducted using VOS viewer to visualize collaboration patterns and to identify influential research clusters and their interconnections. The resulting bibliometric networks, including co-authorship and keyword co-occurrence maps, were exported and processed in Microsoft Excel to generate statistical tables and graphical representations. These outputs were used to illustrate publication trends over time, citation distributions, and comparative contributions across countries, journals, authors, and research themes. The detailed results of each analysis are presented in the following section.

## II. METHODOLOGY

A bibliometric analysis was carried out to investigate the scientific structure and research trends in the field of Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM). The analysis focused on publication output, country and journal productivity, influential authors and highly cited articles, as well as dominant research themes identified through keyword analysis. Bibliographic data were retrieved from the Scopus database for the period 2021–2025, and the database search was conducted on 28 June 2025. The search query was based on the term “Wire Arc Additive Manufacturing” and was applied to the TITLE-ABS-KEY fields. Only peer-reviewed journal articles published in the English language were included to ensure the

reliability and consistency of the dataset. Based on these criteria, a total of 200 publications were selected for further analysis. Quantitative bibliometric indicators were extracted and analyzed using VOS viewer and Microsoft Excel. Country-level analysis was performed based on the number of publications (TP), total citations (TC), and citations per publication (CPP) in order to evaluate both research productivity and impact. Journal analysis was conducted to identify the most active and influential journals publishing WAAM-related studies, using publication counts and citation metrics. Citation analysis was applied to identify highly cited articles and influential first authors within the WAAM research domain. In addition, author productivity analysis was performed using TP, TC, and CPP indicators to highlight leading contributors to the field. Keyword co-occurrence analysis was employed to determine frequently used keywords and to reveal dominant research topics and thematic trends. Furthermore, a co-authorship analysis at the author level was conducted using VOS viewer to visualize collaboration patterns and to identify influential research clusters and their interconnections. The resulting bibliometric networks, including co-authorship and keyword co-occurrence maps, were exported and processed in Microsoft Excel to generate statistical tables and graphical representations. These outputs were used to illustrate publication trends over time, citation distributions, and comparative contributions across countries, journals, authors, and research themes. The detailed results of each analysis are presented in the following section.

## III. Results and Discussion

This section presents the bibliometric results obtained from the analysis of 200 WAAM-related journal articles retrieved from the Scopus database. The analyses include publication trends over time, citation analysis of highly cited articles, author-level co-authorship networks, journal and country productivity analysis, and keyword co-occurrence analysis for identifying dominant research themes. The results provide quantitative insights into research growth patterns, influential publications and authors, leading journals and countries, as well as the main thematic directions within the field of Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM).

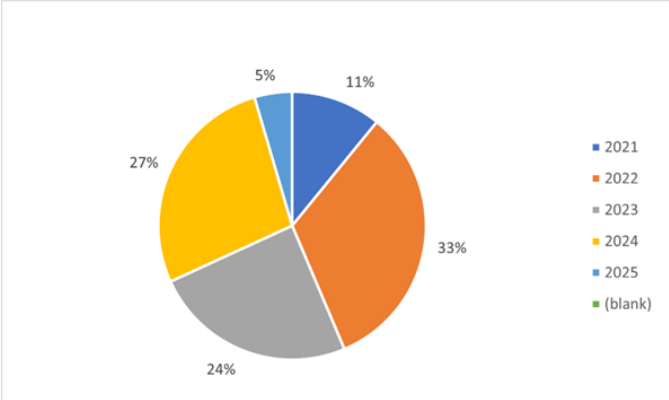
### A. *Publication Trend Analysis*

The annual distribution of WAAM-related publications from 2021 to 2025 is illustrated in Figure 1. As shown, publications in 2021 represent a relatively small portion of the dataset, accounting for approximately 11% of the total articles. A substantial increase in research output is observed in 2022, which constitutes the highest share of publications at about 33%, indicating a peak in scientific attention toward Wire Arc Additive Manufacturing during this period. In 2023, the proportion of published articles slightly decreases to approximately 24%, while remaining at a relatively high level compared to 2021. A comparable level of research activity is observed in 2024, contributing around 27% of the total publications. In contrast, publications recorded for 2025 account for approximately 5% of the dataset, which can be attributed to the partial coverage of the year at the time of data collection rather than a definitive decline in research interest. Overall, the publication trend demonstrates a rapid growth phase culminating in 2022, followed by a period of sustained but stabilized research output in subsequent years.

### B. *Country-Level Research Output and Impact*

The distribution of scientific contributions across countries in the field of Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) was evaluated based on publication output and citation-related

indicators. Figure 2 presents the ranking of the most productive countries according to total




publications (TP), total citations (TC), and citations per publication (CPP). India demonstrates

**Figure 1.** Annual distribution of WAAM-related publications (2021–2025).

| R | Country | TP | TC | CPP |
|---|---|---|---|---|
| 1 | India | 66 | 997 | 15.11 |
| 2 | China | 39 | 687 | 17.62 |
| 3 | United Kingdom | 26 | 464 | 17.85 |
| 4 | Germany | 16 | 256 | 16.00 |
| 5 | United States | 13 | 176 | 13.54 |
| 6 | France | 10 | 179 | 17.90 |
| 7 | Australia | 7 | 58 | 8.29 |
| 8 | Poland | 7 | 116 | 16.57 |
| 9 | Norway | 6 | 161 | 26.83 |

**Figure 2.** Top contributing countries in WAAM research based on publication output and citation indicators.

the highest research output with the largest number of publications and total citations. China ranks second in terms of publication volume, followed by the United Kingdom and Germany. While some countries exhibit lower publication counts, notable differences in citation impact are observed. In particular, Norway shows a comparatively high citations-per-publication value despite its limited number of articles, indicating a strong average citation impact. These

results suggest that WAAM research activity is geographically concentrated, with publication productivity and citation influence varying significantly across countries.

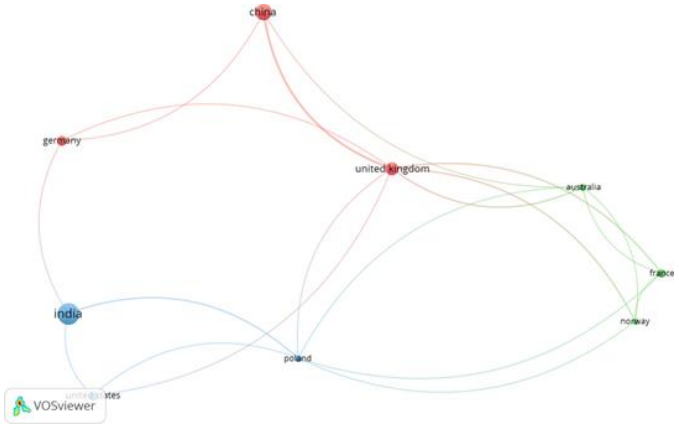



**Figure 3.** Country-level co-authorship network illustrating international collaboration patterns in WAAM research

### C. *Country Co-authorship Network Analysis*

International research collaboration in WAAM was examined using a country-level co-authorship network, as illustrated in Figure 3. The network visualization highlights the collaborative relationships between countries involved in WAAM research. China and the United Kingdom occupy relatively central positions in the network, indicating multiple collaborative links with other countries. Germany appears closely connected within this collaboration structure, while India shows co-authorship links with a more limited set of countries. Australia, France, and Norway form a connected subgroup, suggesting regional or thematic collaboration patterns. Poland acts as an intermediate node linking different collaboration clusters. Overall, the network indicates that although international collaboration exists in WAAM research, it remains concentrated among a limited number of countries.

### D. *Journal Analysis in WAAM Research*

The distribution of publications across journals provides insight into the primary outlets contributing to research on Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM). As shown in Figure 4, the Journal of Manufacturing Processes exhibits a high citation impact, with a relatively moderate number of publications but the largest total citation count, indicating strong influence within the research community. The journal Materials presents the highest publication output among the listed sources, suggesting its broad scope and frequent use for disseminating WAAM-related studies Other journals such as Materials Today Communications, Materials Science and Engineering: A, and the Journal of Materials Research and Technology demonstrate a balanced contribution in terms of both publication volume and citation performance. This reflects their relevance in addressing material behavior, process optimization, and mechanical performance associated with WAAM. Overall, the journal distribution highlights that WAAM research is primarily disseminated through
materials science and manufacturing-focused journals, emphasizing the interdisciplinary nature of this research field.

| R | Journal | TP | TC |
|---|---|---|---|
| 1 | Journal of Manufacturing Processes | 10 | 325 |
| 2 | Materials Today Communications | 3 | 238 |
| 3 | Materials Science and Engineering: A | 6 | 227 |
| 4 | Journal of Materials Research and Technology | 6 | 205 |
| 5 | Materials | 11 | 199 |
| 6 | Metals and Materials International | 6 | 157 |
| 7 | Journal of Materials Engineering and Performance | 8 | 122 |
| 8 | Journal of Materials Processing Technology | 3 | 96 |
| 9 | Materials and Design | 5 | 77 |
| 10 | Metals | 8 | 75 |
| 11 | Engineering Structures | 4 | 70 |
| 12 | ternational Journal of Advanced Manufacturing Technolo | 6 | 57 |
| 13 | Virtual and Physical Prototyping | 4 | 54 |
| 14 | Welding in the World | 5 | 43 |
| 15 | Structures | 3 | 33 |

**Figure 4.** Top contributing journals in WAAM research based on total publications (TP) and total citations (TC).

### E. *Citation Analysis of Highly Influential WAAM Articles*

A citation analysis was conducted to identify the most influential publications in the field of Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM). Figure 6 presents the ten most cited articles published between 2021 and 2025. The results show that the article authored by Tomar (2022) [13] ranks first with 208 citations, indicating its strong scientific impact within the WAAM research community. This is followed by the works of Li (2022)[14] and Omiyale (2022)[15], with 154 and 145 citations, respectively. Notably, six of the ten most cited articles were published in 2022, highlighting this year as a peak period for high-impact WAAM research. Articles published in 2021, such as those by Tawfik (2021) [16], Sun (2021)[17], Langelandsvik (2021) [18], and Wang (2021) [19], also demonstrate considerable citation counts ranging from 69 to 98 citations. This indicates that foundational contributions made in the early stage of the selected time window continue to influence subsequent research. In contrast, the article by Srivastava (2023) [20], with 138 citations, reflects the rapid uptake and relevance of more recent studies, particularly those addressing advanced process control and performance optimization in WAAM. The citation network illustrated in Figure 5 provides further insight into the structural relationships among highly cited articles. The network reveals that publications by Tomar (2022) [13], Omiyale (2022) [15], Srivastava (2023) [20], and Barath Kumar (2022) [21 ] occupy central positions within the citation graph, characterized by strong interconnections with multiple studies. These central nodes indicate that the corresponding articles serve as key reference points for subsequent research. occupy central positions within the citation graph, characterized by strong interconnections with multiple studies. These central nodes indicate that the corresponding articles serve as key reference points for subsequent research. The dense citation links among these works suggest a convergence of research efforts around critical topics such as residual stress behavior, process parameter optimization, and mechanical performance evaluation in WAAM. Overall, the citation analysis confirms that WAAM research is strongly influenced

by a limited number of high-impact studies, predominantly published between 2021 and 2023. The concentration of highly cited articles within this period reflects both the rapid growth of the field and the

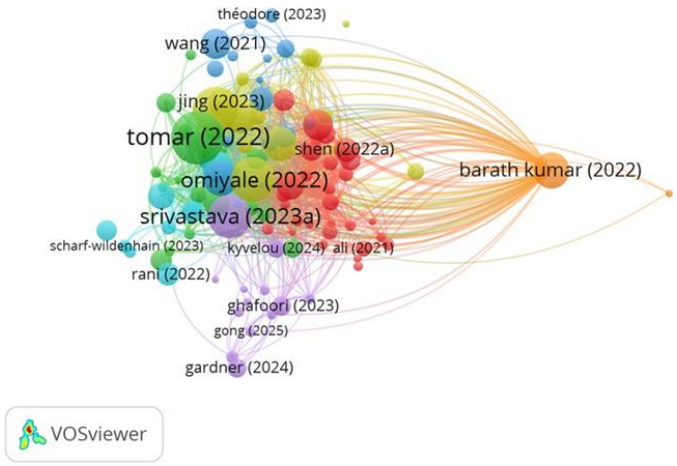



**Figure 5.** Citation network map of highly cited WAAM articles, illustrating citation relationships and major research clusters.

| R | First Author | Citations | Year |
|---|---|---|---|
| 1 | Tomar | 208 | 2022 |
| 2 | Li | 154 | 2022 |
| 3 | Omiyale | 145 | 2022 |
| 4 | Srivastava | 138 | 2023 |
| 5 | Tawfik | 98 | 2021 |
| 6 | Barath kumar | 97 | 2022 |
| 7 | Sun | 93 | 2021 |
| 8 | Langelandsvik | 84 | 2021 |
| 9 | Chakraborty | 74 | 2022 |
| 10 | Wang | 69 | 2021 |

**Figure 6.** Top cited WAAM articles based on total citation counts during the period 2021–2025.

establishment of core research themes that continue to shape ongoing investigations.

### F. *Author Productivity, Impact, and Co-authorship Structure*

The author-level bibliometric analysis highlights both the scientific impact of individual researchers and the collaborative structure governing Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) research. As shown in Figure 8, Williams,S. ranks as the most productive author

with six publications and a total of 211 citations, yielding a high citation per publication (CPP) value of 35.17. This combination of sustained productivity and strong citation performance indicates a significant and consistent influence collaboration pattern within the WAAM

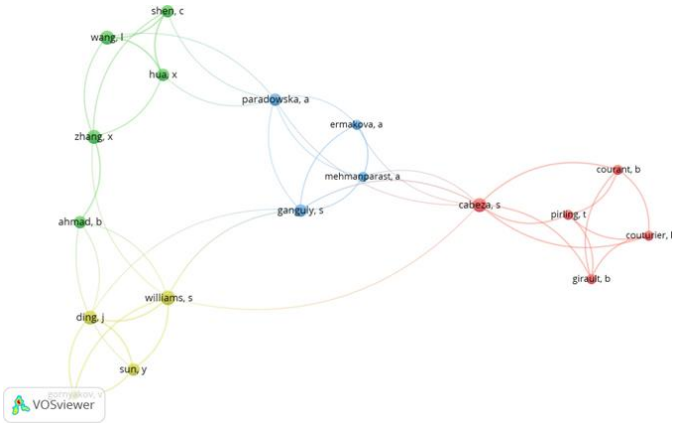



**Figure 7.** Co-authorship network of leading authors in WAAM research, illustrating and clustered research communities.

research community. Ganguly, S. demonstrates the highest CPP value (36.50) among the analyzed authors, despite a lower publication count (four articles), suggesting that his contributions achieve high scholarly visibility and impact. Cabeza, S., with five publications and 148 citations (CPP = 29.60), also represents a highly influential contributor, balancing publication volume with citation strength. Authors such as Wang, L., Ding, J., and Zhang, X. show comparable publication outputs, each contributing five articles, with moderate-to-high citation counts, reflecting stable and sustained research contributions. The co-authorship network illustrated in Figure 7 reveals clearly defined collaboration clusters rather than isolated research efforts. A dense collaboration group centered around Cabeza, S. includes Courant, B., Pirling, T., Girault, B., and Couturier, L., indicating strong internal cooperation, likely associated with experimental characterization and residual stress analysis studies. Another prominent cluster is formed by Wang, L., Hua, X., Shen, C., and Zhang, X., reflecting collaborative research activities primarily focused on materials processing and microstructural investigations. Williams, S. occupies a strategically important position in the network, acting as a bridging author between multiple clusters, particularly linking authors such as Ding, J., Sun, Y., and Ahmad, B. This bridging role suggests an important contribution to knowledge transfer across different research themes within WAAM. Similarly, Ganguly, S. and Paradovska, A. appear as intermediate nodes connecting modeling-oriented and experimental research groups, further emphasizing cross-disciplinary collaboration. Overall, the combined evidence from publication metrics and co-authorship analysis indicates that WAAM research is driven by a core group of highly influential authors whose impact extends beyond publication counts through strong citation performance and collaborative engagement. The structured collaboration patterns observed confirm that progress in WAAM is largely achieved through interconnected research networks rather than independent contributions.

### G. *Keyword Frequency and Research Focus Analysis*

The keyword frequency analysis provides a clear overview of the dominant research themes in Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM). As summarized in Figure 9, the term wire arc additive manufacturing appears most frequently, with 118 occurrences, confirming its role as the central research focus across the analyzed publications. Closely following this, residual stresses shows a high occurrence count of 106, highlighting that residual stress formation,

| R | Author | TP | TC | CPP |
|---|---|---|---|---|
| 1 | williams, s | 6 | 211 | 35.17 |
| 2 | cabeza, s | 5 | 148 | 29.60 |
| 3 | wang, l | 5 | 137 | 27.40 |
| 4 | ding, j | 5 | 112 | 22.40 |
| 5 | zhang, x | 5 | 109 | 21.80 |
| 6 | ganguly, s | 4 | 146 | 36.50 |
| 7 | hua, x | 4 | 131 | 32.75 |
| 8 | shen, c | 4 | 131 | 32.75 |
| 9 | sun, y | 4 | 82 | 20.50 |
| 10 | ahmad, b | 4 | 76 | 19.00 |
| 11 | paradowska, a | 4 | 51 | 12.75 |
| 12 | gornyakov, v | 3 | 79 | 26.33 |
| 13 | courant, b | 3 | 55 | 18.33 |
| 14 | couturier, l | 3 | 55 | 18.33 |
| 15 | girault, b | 3 | 55 | 18.33 |

**Figure 8.** Top contributing authors in WAAM research ranked by total publications (TP), total citations (TC), and citations per publication (CPP).

control, and mitigation represent one of the most critical challenges addressed in WAAM research, the keyword (WAAM), with 47 occurrences, further reinforces the strong thematic concentration of the literature around this specific additive manufacturing process, while broader terms such as additive manufacturing (36 occurrences) indicate the contextual integration of WAAM within the wider AM framework. Process-related keywords including deposition (29), deposition rates (24), and process parameters (13) emphasize the importance of process optimization and parameter control in achieving stable builds and improved part quality. Mechanical performance evaluation is another prominent research direction, as evidenced by frequent occurrences of mechanical properties (24), tensile testing (19), and compressive stress (10). These keywords reflect sustained efforts to link WAAM process conditions to structural integrity and load-bearing capability. The presence of finite element method (19) and stress concentration (19) indicates a strong reliance on numerical modeling and simulation techniques to predict stress evolution, deformation, and distortion behavior

during deposition. Material-specific and energy-related aspects are also visible within the keyword set. Terms such as titanium alloys (15) and welding (14) suggest continued interest in high-performance materials and welding-based deposition mechanisms, while keywords like heat input (10) and energy depositions (17) underline the critical role of thermal management

| R | Keywords | Occurrences |
|---|---|---|
| 1 | Wire arc additive manufacturing | 118 |
| 2 | Residual stresses | 106 |
| 3 | Waam | 47 |
| 4 | Additive manufacturing | 36 |
| 5 | Deposition | 29 |
| 6 | Mechanical properties | 24 |
| 7 | Deposition rates | 24 |
| 8 | Tensile testing | 19 |
| 9 | Finite element method | 19 |
| 10 | Stress concentration | 19 |
| 11 | Property | 18 |
| 12 | Energy depositions | 17 |
| 13 | Titanium alloys | 15 |
| 14 | Welding | 14 |
| 15 | Process parameters | 13 |
| 16 | Directed energy | 12 |
| 17 | Distortion | 11 |
| 18 | Manufacturing techniques | 11 |
| 19 | Heat input | 10 |
| 20 | Compressive stress | 10 |

**Figure 9.** Frequency distribution of the most recurrent keywords in WAAM-related publications (2021–2025).

in WAAM processes. Overall, the keyword distribution confirms that current WAAM research is primarily driven by process control, residual stress management, mechanical characterization, and numerical modeling, with comparatively less emphasis on downstream topics such as corrosion behavior or long-term durability.

## IV. CONCLUSION

This bibliometric analysis of 200 highly cited WAAM publications (2021–2025) reveals a rapid expansion of research activity, with 2022 as the most productive year. At the country level, India and China emerge as the leading contributors in terms of publication output, while China, the United Kingdom, and Germany occupy central positions in international collaboration networks, highlighting their influence in shaping WAAM research. Author analysis indicates that Williams, S., Cabeza, S., Ganguly, S., and Wang, L. are among the most influential researchers, showing high citation impact and strong co-authorship connectivity. Their contributions are mainly concentrated on process development, thermal-

mechanic behavior, and residual stress analysis. Keyword analysis confirms that WAAM research has predominantly focused on residual stresses, mechanical properties, deposition parameters, and numerical modeling, particularly through the finite element method. These results demonstrate that the field is largely driven by efforts to understand and control process, structure, property relationships. Despite this progress, the analysis indicates that machine learning-based approaches and corrosion-related studies remain relatively underrepresented compared to conventional modeling and mechanical characterization. Therefore, future research should place greater emphasis on data-driven modeling and corrosion behavior, especially for marine and industrial applications, to enhance the reliability and long-term performance of WAAM-fabricated components.

## REFERENCES

[1] B. Tomar, S. Shiva, and T. Nath, "A review on wire arc additive manufacturing: Processing parameters, defects, quality improvement and recent advances," Materials Today Communications, vol. 31, p. 103739, 2022, doi: 10.1016/j.mtcomm.2022.103739.

[2] S. Gain and D. Veeman, "A review on advances and challenges in wire arc additive manufacturing: Process parameters, microstructural evolution and material performance across alloys," Journal of Alloys and Compounds, vol. 1029, p. 180735, 2025, doi: 10.1016/j.jallcom.2025.180735.

[3] Y. Lian et al., "Advances in mechanics of additive manufacturing," Advances in Mechanics, vol. 51, no. 3, pp. 648–701, 2021, doi: 10.6052/1000-0992-21-037.

[4] H. Ramazani and A. Kami, "Metal FDM: A new extrusion-based additive manufacturing technology for manufacturing of metallic parts—A review," 2022, doi: 10.1007/s40964-021-00250-x.

[5] J. S. Krishna et al., "Synergistic reinforcement of nanofillers in biocomposites developed by additive manufacturing techniques," Biomass Conversion and Biorefinery, vol. 14, no. 13, pp. 13691–13706, 2024, doi: 10.1007/s13399-022-03395-z.

[6] R. F. V. Sampaio et al., "Modelling of wire-arc additive manufacturing—A review," Additive Manufacturing Letters, 2023, doi: 10.1016/j.aime.2023.100121.

[7] Q. Wu, T. Mukherjee, A. De, and T. DebRoy, "Residual stresses in wire-arc additive manufacturing—Hierarchy of influential variables," Additive Manufacturing, vol. 35, p. 101355, 2020, doi: 10.1016/j.addma.2020.101355.

[8] A. Taşdemir and S. Nohut, "An overview of wire arc additive manufacturing (WAAM) in shipbuilding industry," Ships and Offshore Structures, 2020, doi: 10.1080/17445302.2020.1786232.

[9] M. Srivastava et al., "Wire arc additive manufacturing of metals: A review on processes, materials and their behaviour," Materials Chemistry and Physics, vol. 294, p. 126988, 2023, doi: 10.1016/j.matchemphys.2022.126988.

[10] H. M. Fagersand et al., "Transferability of temperature evolution of dissimilar wire-arc additively manufactured components by machine learning," Materials, vol. 17, no. 3, p. 742, 2024, doi: 10.3390/ma17030742.

[11] J. C. M. Herazo et al., "A bibliometric review of the use of 3D printing in maritime and port education: Trends and perspectives," Procedia Computer Science, vol. 231, pp. 502–507, 2024, doi: 10.1016/j.procs.2023.12.241.

[12] S. I. Karnavas et al., "Using fuzzy multi-criteria decision-making as a human-centered AI approach to adopting new technologies in maritime education in Greece," Information, 2025, doi: 10.3390/info16040283.

[13] B. Tomar, S. Shiva, and T. Nath, "A review on wire arc additive manufacturing: Processing parameters, defects, quality improvement and recent advances," Materials Today Communications, vol. 31, 2022, doi: 10.1016/j.mtcomm.2022.103739.

[14] Y. Li, C. Su, and J. Zhu, "Comprehensive review of wire arc additive manufacturing: Hardware system, physical process, monitoring, property characterization, application and future prospects," Results in Engineering, vol. 13, 2022, doi: 10.1016/j.rineng.2021.100330.

[15] B. O. Omiyale et al., "Wire arc additive manufacturing of aluminium alloys for aerospace and automotive applications: A review," Materials Science and Technology, vol. 38, no. 7, pp. 391–408, 2022, doi: 10.1080/02670836.2022.2045549.

[16] M. M. Tawfik, M. M. Nemat-Alla, and M. M. Dewidar, "Enhancing the properties of aluminum alloys fabricated using wire + arc additive manufacturing technique—A review," Journal of Materials Research and Technology, vol. 13, pp. 754–768, 2021, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.04.076.

[17] J. Sun et al., "Residual stress in wire and arc additively manufactured aluminum components," Journal of Manufacturing Processes, vol. 65, pp. 97–111, 2021, doi: 10.1016/j.jmapro.2021.02.021.

[18] G. Langelandsvik et al., "Review of aluminum alloy development for wire arc additive manufacturing," Materials, vol. 14, no. 18, 2021, doi: 10.3390/ma14185370.

[19] L. Wang et al., "Fabrication of γ-TiAl intermetallic alloy using the twin-wire plasma arc additive manufacturing process: Microstructure evolution and mechanical properties," Materials Science and Engineering A, vol. 812, 2021, doi: 10.1016/j.msea.2021.141056.

[20] M. Srivastava et al., "Wire arc additive manufacturing of metals: A review on processes, materials and their behaviour," Materials Chemistry and Physics, vol. 294, 2023, doi: 10.1016/j.matchemphys.2022.126988.

[21] M. D. Barath Kumar and M. Manikandan, "Assessment of process parameters, residual stress mitigation, post-treatments and finite element analysis simulations of wire arc additive manufacturing technique," Metals and Materials International, vol. 28, no. 1, pp. 54–111, 2022, doi: 10.1007/s12540-021-01015-5.

# Microstructural Evolution during Gas Metal Arc Welding of Cantor CoCrFeMnNi High Entropy Alloy and 304 Austenitic Stainless Steel

**Farzad Habibi[1]*, Yousef Ahmadkhabpour[2], Habib Hamed Zargari[3], Parvaneh Farshbaf[4]**

[1*] Ph.D., Sahand University of Technology (Iran), farzad.habibi.a@gmail.com
[2] Master of Science, Sahand University of Technology (Iran), yousefkhanpour01@gmail.com
[3]Asistant Professor, Sahand University of Technology (Iran), hhamedzargari@sut.ac.ir
[4] Ph.D., Sahand University of Technology (Iran), parvaneh.farshbaf@gmail.com

**Abstract-** This study investigates the microstructural evolution during gas metal arc welding (GMAW) of dissimilar joints between CoCrFeMnNi high-entropy alloy (HEA) and AISI 304 stainless steel using ER316L filler wire, under varying heat inputs (0.19 vs. 0.40 kJ/mm). Optical microscopy, FE-SEM/EDS, XRD, and CALPHAD thermodynamic calculations were employed. Results show that low heat input produced an asymmetric joint with incomplete penetration and a sharp, unmixed zone at the 304SS interface, yielding a fusion zone dominated by FCC austenite with minor δ-ferrite. In contrast, high heat input achieved full penetration but caused underfill on the HEA side and significantly altered weld metal composition, increasing Mo content from 2.37 wt.% to 20.48 wt.% due to enhanced dilution. This high-Mo composition thermodynamically stabilized brittle intermetallic phases, as confirmed by XRD which identified σ-phase and an ordered $Co_{0.72}Fe_{0.28}$ compound alongside FCC and BCC phases in the high heat input joint. The σ-phase, measuring approximately 40.2 at.% Cr, 38.3 at.% Fe, and 21.5 at.% Mn, formed in the HAZ due to slower cooling rates. It is concluded that low heat input GMAW with ER316L filler suppresses detrimental phase formation, promoting a predominantly austenitic microstructure, while high heat input, though improving mixing, promotes extensive σ-phase formation that is detrimental to joint integrity.

**Keywords:** Dissimilar welding; High entropy alloy; GMAW; Microstructural evolution

## I. INTRODUCTION (HEADING 1)

The exceptional characteristics of the CoCrFeMnNi high-entropy alloy position it as a strong contender for use in high-performance structural roles within rigorous fields, including aerospace, energy, and extreme temperature engineering [1]. Nevertheless, the broader commercial use of such innovative materials is frequently limited by significant expenses and complex manufacturing techniques [2]. One viable approach to address these challenges involves fabricating hybrid components by joining HEAs with affordable, conventional alloys like stainless steels, as seen in hydrogen storage applications, thereby utilizing the HEA's advanced performance only in essential fields. Fusion welding the CoCrFeMnNi high-entropy alloy to stainless steel introduces considerable metallurgical difficulties [3]. The core complication arises from the complete liquefaction and intermixing of the two dissimilar base metals in the weld pool [4]. Given the rapid, non-equilibrium cooling typical of fusion welding, this complex alloy blend can encourage the development of unstable, brittle intermetallic compounds or secondary phases. These microstructural features are frequently harmful to the weld's strength and toughness. The study by Shen et al. [5] employed Gas

Tungsten Arc Welding (GTAW) to fuse FeCoCrMnNi HEA with 316 stainless steel. The elevated heat input from this process led to two distinct phase changes: a BCC structure formed in the fusion zone, while a δ-BCC to σ-phase transformation occurred in the heat-affected zone (HAZ) of the stainless steel. Consequently, fractures initiated within the HAZ due to stress concentration around the brittle σ-phase. Separately, welding stainless steels presents issues such as sensitization, where chromium carbides form at grain boundaries in the HAZ, depleting local chromium levels and increasing vulnerability to intergranular corrosion [6]. This is a particularly significant challenge when working with 304 stainless steel [7].

Despite these advances, research on using arc-based methods, particularly Gas Metal Arc Welding (GMAW), to join CoCrFeMnNi HEA to the widely used 304 stainless steel remains limited. Studies aiming to enhance both the mechanical and corrosion properties of such joints are especially scarce. Additionally, employing a 316 stainless steel filler wire for this specific material pair is an unexplored approach. This filler metal is an attractive option because its molybdenum content is intended to improve resistance to sensitization and pitting corrosion relative to 304 stainless steel [8]. The microstructural evolution of such a dissimilar joint was investigated in the current study.

## II. MATERIALS AND EXPERIMENTAL PROCEDURES

### A. *Materials*

This study utilized 2 mm thick sheets of two base materials: rolled, equiatomic CoCrFeMnNi high-entropy alloy (HEA) and commercial AISI 304 austenitic stainless steel. The HEA was produced through vacuum induction melting, then homogenized, cold-rolled to the final gauge, and partially recrystallized [1]. The 304 stainless steel was supplied in its as-rolled and annealed state. A similar weld joining HEA to HEA was also fabricated to serve as a reference for comparing the microstructure and properties of the dissimilar HEA/304 SS joints. For both weld configurations, a 0.8 mm diameter ER316L stainless steel filler wire was employed. The chemical compositions of all materials are detailed in Table 1.

**TABLE I.** CHEMICAL COMPOSITION (BY WT. %) OF THE BASE MATERIALS AND FILLER METAL

| Material | Fe | Cr | Ni | Mn | Co | C | Mo | Si | Cu |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| CoCrFeMnNi HEA | 19.9 | 18.4 | 21.1 | 19.5 | 21.1 | - | - | - | - |
| AISI 304 SS | Bal. | 19.1 | 9.2 | ≤2.0 | - | ≤0.08 | - | ≤1.0 | - |
| ER316L Filler | Bal. | 18.7 | 11.3 | 1.2 | - | ≤0.03 | 2.7 | 0.3-0.7 | ≤0.75 |

### B. *Gas Metal Arc Welding (GMAW) Procedure*

Butt-welding was conducted with a semi-automatic GMAW setup. The workpieces were moved at a constant speed on a linear stage beneath a stationary welding torch. To avoid oxidation, high-purity argon shielding gas (99.99%) was applied to the top and bottom surfaces of the joint at a flow rate of 15 L/min. The specific welding parameters are detailed in Table 2. Two distinct parameter sets were employed. A "Low Heat Input" configuration was chosen to limit thermal distortion and reduce the size of the heat-affected zone (HAZ). Conversely, a "High Heat Input" condition was utilized to investigate the influence of increased dilution, slower cooling rates, and resultant phase formation on the microstructure and properties of the dissimilar joints.

**TABLE II.** GAS METAL ARC WELDING PARAMETERS USED IN THE CURRENT STUDY

| Joint type | Current (A) | Arc Voltage (V) | Travel Speed (mm/s) | Calculated Heat Input (kJ/mm) |
|---|---|---|---|---|
| Similar (HEA/HEA): ***S*** | 35 | 17 | 2.5 | 0.19 |
| Dissimilar (HEA/304) ( Low *H.I*): ***D-Low H.I*** | 35 | 17 | 2.5 | 0.19 |
| Dissimilar (HEA/304) (High *H.I*): ***D-high H.I*** | 65 | 19 | 2.5 | 0.40 |

### C. *Characterization methods*

Following welding, cross-sectional specimens were prepared for microstructural and compositional analysis. The samples were cut via electrical discharge machining (EDM), then mounted, ground, and polished to a mirror finish. The microstructure was revealed by etching with Aqua Regia. Analysis was performed using optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (FE-SEM) with EDS for elemental mapping, and X-ray diffraction (XRD) for phase identification across the weld region. The mechanical performance of the welded samples was evaluated using tensile testing and microhardness measurements.

## III. RESULTS AND DISCUSSION

### A. *Microstructural Evolution*

Figure 1 presents a cross-sectional macrograph of the similar HEA/HEA weld joint. Macroscopic inspection revealed a defect-free joint with full penetration and no visible cracks or porosity, confirming a sound metallurgical bond was achieved with the chosen GMAW parameters. The weld profile is symmetrical with typical reinforcement. An EDS line scans across the joint indicate substantial Fe and Mo enrichment in the fusion zone (FZ), consistent with the composition of the ER-316 filler metal. In contrast, the concentrations of Cr, Ni, and other key elements in the FZ remained stable compared to the base metal (BM), showing no significant elemental segregation in this region.

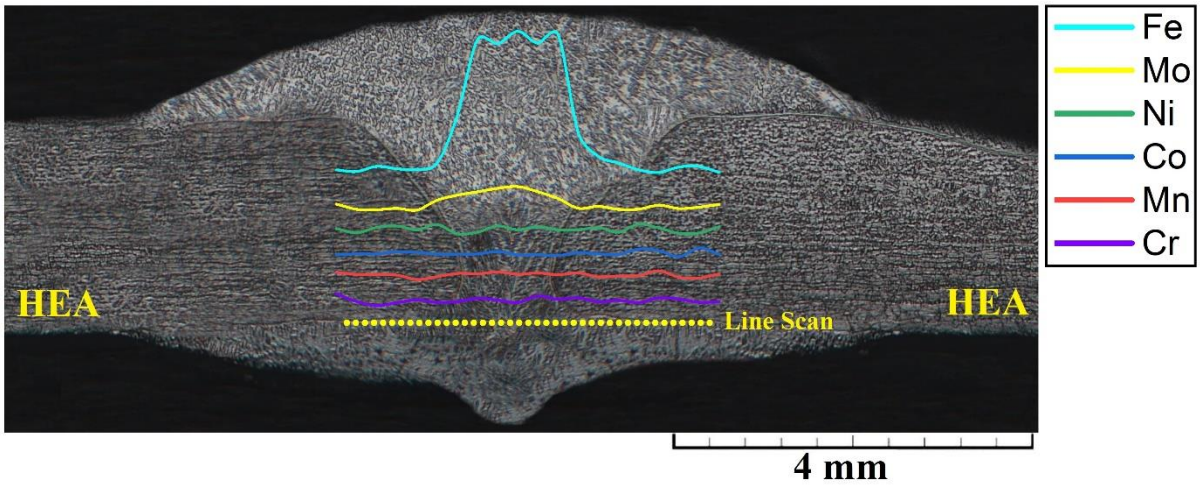



Fig. 1. *Cross-sectional optical macrograph of a similar HEA/HEA joint fabricated by GMAW, with the corresponding EDS line scan profile overlaid.*

Figure 2 shows cross-sectional views of the dissimilar HEA/304 stainless steel joints, highlighting how varying heat input impacts weld shape and alloy mixing. The asymmetric geometry of the joint results from differences in the thermal properties of the two base metals. The low-heat-input weld (Fig. 2a) shows incomplete penetration, meaning insufficient heat was supplied to melt through the entire thickness. Conversely, the high-heat-input weld (Fig. 2b) achieved full penetration but formed an underfill defect on the HEA side, caused by excessive fluidity and gravity-driven flow in the larger molten pool pulling material away from the surface.

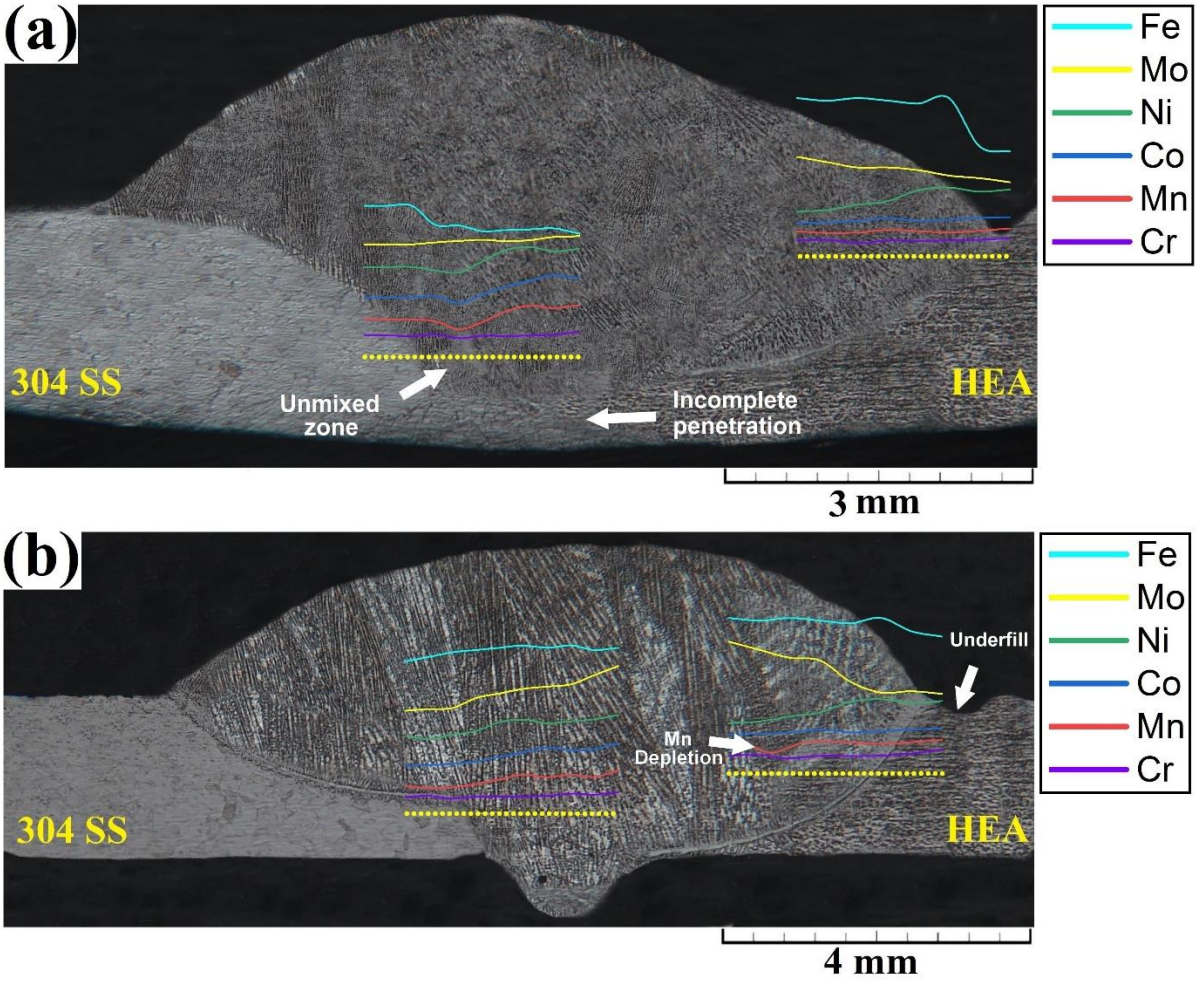



Fig. 2. *Cross-section of dissimilar HEA/304 stainless steel GMAW joints: (a) welded with low heat input (D-Low H.I.) and (b) welded with high heat input (D-High H.I.). Elemental EDS line scans taken across the key interfaces are overlaid on the corresponding images.*

In both cases, more melting occurred on the HEA side than on the 304 stainless steel, attributed to the HEA's lower thermal conductivity and melting point. A favorable factor for welding is that both materials have narrow solidification ranges (60°C for HEA and 55°C for 304 SS). Elemental line scans across the four interfaces reveal distinct mixing behaviors. For the low-heat-input joint, a sharp compositional change (an unmixed zone) appears at the 304 SS interface, marked by a steep drop in Mn, Co, and Ni due to limited fluid flow and fast

solidification. At the HEA side, mixing with the filler wire is evident, as Ni content decreases toward the weld metal while Fe and Mo rise substantially. The weld metal microstructure is refined by the rapid cooling inherent to the process, which restricts atomic diffusion and promotes a fine-grained structure with skeletal ferrite in the stainless steel and columnar dendrites in the lower part of the weld bead. With high heat input, stronger convective stirring improves elemental mixing, producing a more gradual transition at the 304 SS interface. Although similar trends in Fe, Mo, and Ni are observed at the HEA interface, the gradients are less pronounced, indicating better dilution and homogenization. However, this comes at the expense of microstructural coarsening and the noted underfill defect. Higher heat input also increases Mn loss through vaporization, due to its relatively low boiling point and high vapor pressure.

Figure 3 presents a detailed FE-SEM/EDS analysis of the unmixed zone adjacent to the 304 stainless steel, visible in Figure 2(a). The elemental maps show this region is distinctly enriched in Fe, Cr, and Mo, a composition nearly identical to the 304 SS base metal. This confirms that a thin layer of the steel melted but was not blended into the weld pool, solidifying with its original chemistry. This formation is explained by compositional sub-cooling, a condition where the weld metal possesses a lower liquidus temperature than the adjacent base material [3].

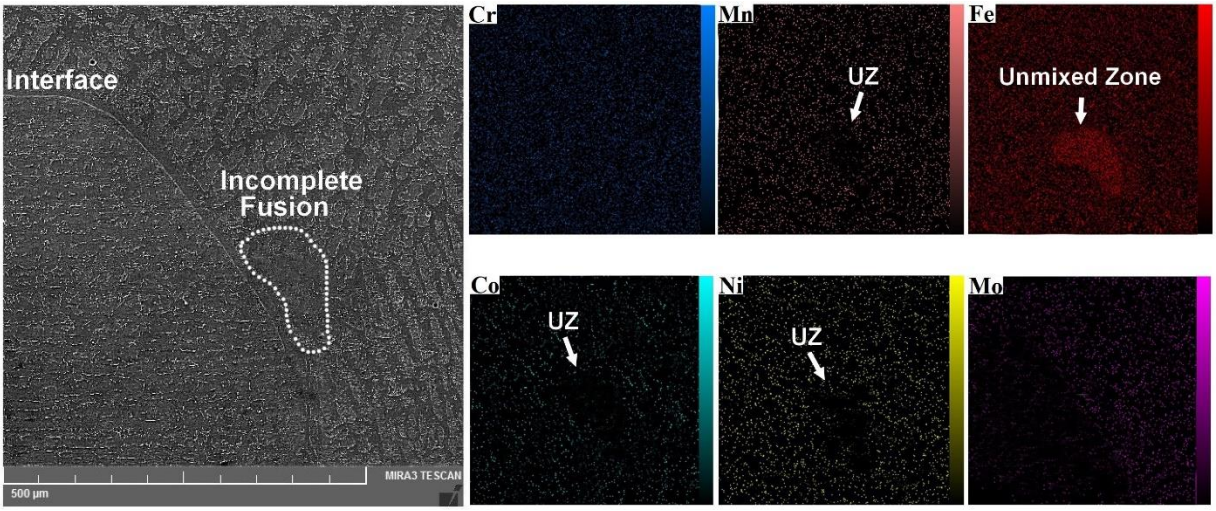



Fig. 3. *FE-SEM image with corresponding EDS elemental maps of the interfacial region on the 304 stainless steel side for the low-heat-input (D-Low H.I.) joint. The analysis highlights the presence of an unmixed zone (UZ) adjacent to the weld interface.*

Fig. 4 shows the average chemical composition of the weld metal for the two dissimilar joints, highlighting a pronounced difference driven by heat input. The D-high H.I. joint's weld metal is notably enriched in Molybdenum (20.48 wt.%) and depleted in Iron (48.14 wt.%) relative to the D-Low H.I. joint (2.37 wt.% Mo and 60.3 wt.% Fe). This reflects a much greater incorporation of the ER316L filler material under high heat input, where enhanced fluid flow and a larger molten pool allowed more efficient Mo transfer into the weld. Consequently, concentrations of all other primary elements (Cr, Mn, Ni, and Co) are lower in the D-high H.I. condition, diluted by the substantial filler metal addition. This marked change in composition is significant, as the increased Mo content, though

advantageous for resisting pitting corrosion, fundamentally changes the thermodynamic stability of the fusion zone.

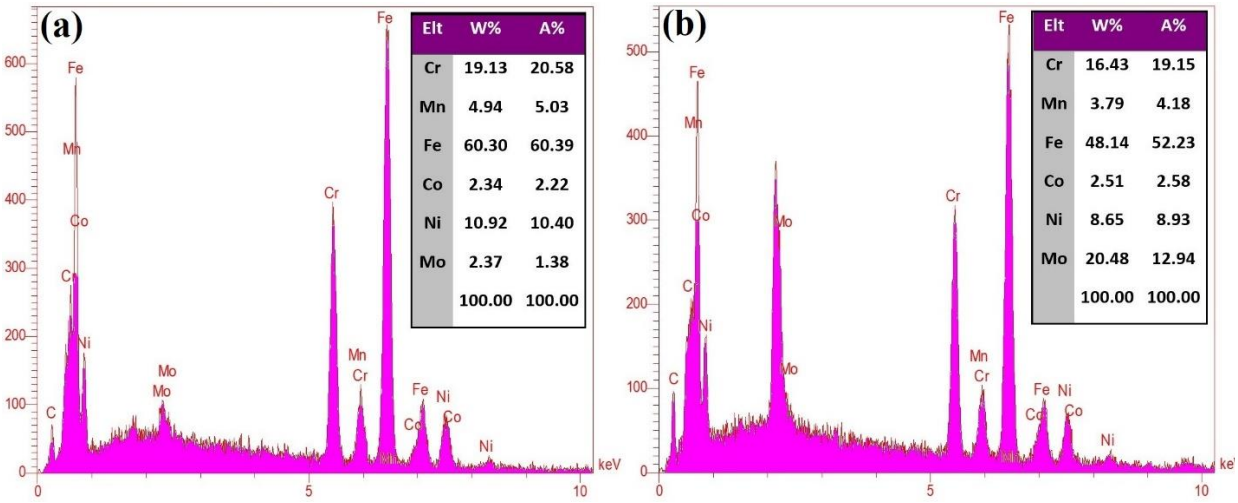



Fig. 4. *Average composition of the weld metal from the EDS analysis for the dissimilar joints: (a) low heat input and (b) high heat input.*

The CALPHAD-predicted phase diagrams in Fig. 5 provide the thermodynamic basis for the observed microstructures. For the low-heat-input joint, the simulation indicates that the sigma phase is only stable at relatively low temperatures, disappearing below about 920°C, with a fully austenitic (FCC) structure stable above this point. This suggests a weak driving force for sigma formation under rapid cooling. In stark contrast, the simulation for the high-heat-input joint predicts a very different outcome: the sigma phase remains stable up to 1307°C. The austenite fraction begins to decline sharply at 1220°C, where liquid forms, reaching a maximum of only 50 wt.%. This confirms that the high Mo content in this weld, as shown in Fig. 4, strongly stabilizes ferrite and sigma phases while suppressing austenite formation across a broad temperature range. As a result, sigma phase formation during solidification and subsequent cooling becomes nearly unavoidable.

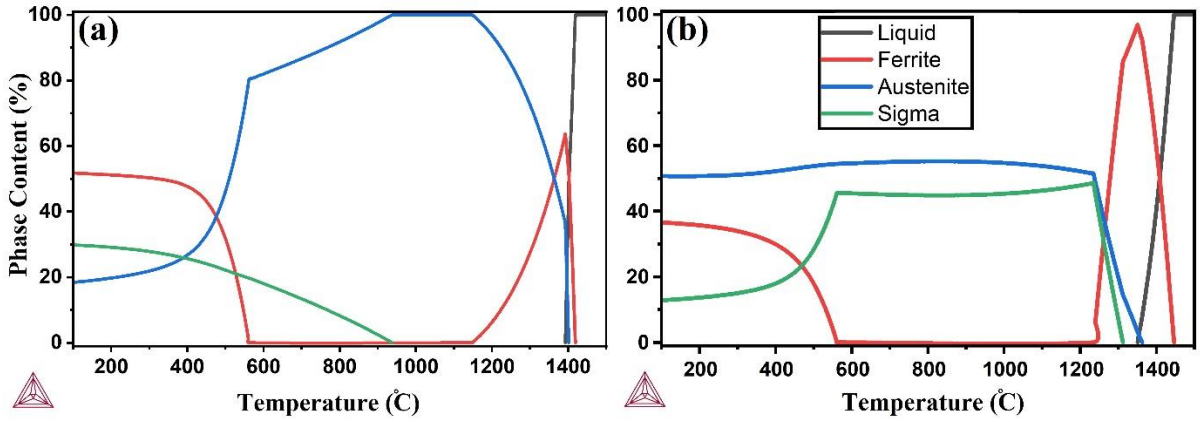



Fig. 5. *Thermodynamic phase stability diagrams for the weld metal, calculated via the CALPHAD method for the dissimilar joints under (a) low and (b) high heat input conditions.*

The experimental XRD patterns in Fig. 6 provide clear confirmation of these thermodynamic predictions. As anticipated, the similar HEA/HEA joint consists of a single FCC (γ-austenite) phase. In contrast, while both base metals in the dissimilar joints are primarily FCC, their combined chemistry alters the solidification path and resulting phases. The D-Low H.I. joint shows a dominant FCC matrix with small BCC (δ-ferrite) peaks, which aligns with the suppression of extensive intermetallic formation under rapid cooling. The pattern for the D-High H.I. joint is far more complex, confirming the presence of not just FCC and BCC phases, but also the sigma phase and an ordered $Co_{0.72}Fe_{0.28}$ compound. This directly validates the CALPHAD forecast of substantial secondary phase formation. Notably, this ordering reaction requires a significant thermodynamic driving force, which is provided by the elevated temperature [9].

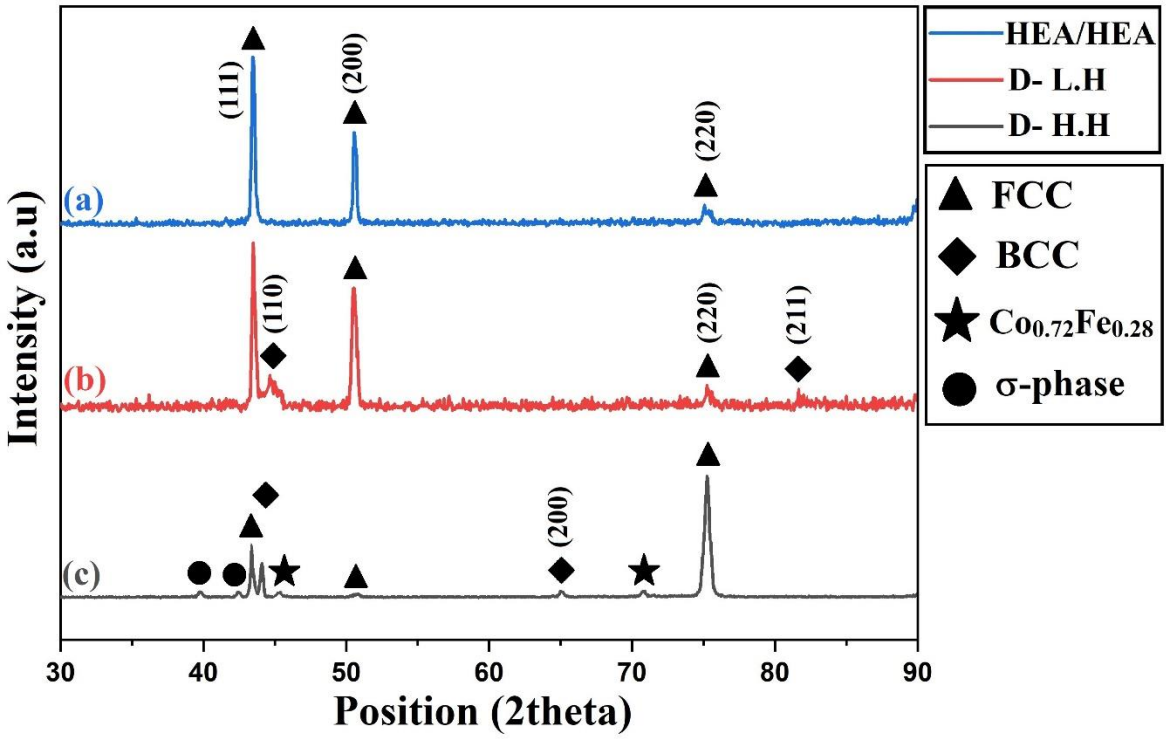



Fig. 6. *Thermodynamic phase stability diagrams for the weld metal, calculated via the CALPHAD method for the dissimilar joints under (a) low and (b) high heat input conditions.*

EDS mapping at the HEA/weld metal interface of the high-heat-input joint is shown in Fig. 7. The weld's thermal cycle transformed part of the δ-ferrite phase into brittle σ-phase within the heat-affected zone. Concurrently, the high iron content from the 304 stainless steel promoted the formation of BCC phase in the fusion zone. Sigma phase formation is a diffusion-controlled process requiring sufficient time at elevated temperatures. The slower cooling from high heat input provides an extended duration in the intermediate temperature range (up to ~1300 °C) where the σ-phase is stable, allowing it to nucleate and grow. This thermal profile can also dissolve carbides, releasing chromium, and promote δ-ferrite formation, which acts as a nucleation site for σ-phase. In contrast, the rapid cooling from low heat input kinetically suppresses this slow diffusion process, preventing σ-phase precipitation [5, 10]. The composition of the σ-phase in this joint was measured as approximately 40.2 at.% Cr, 38.3

at.% Fe, and 21.5 at.% Mn. Molybdenum from the 316 filler wire plays a key role, as it destabilizes the single FCC structure in the Co-Cr-Fe-Mn-Ni system, favoring a duplex FCC+BCC microstructure and encouraging σ-phase formation. Thermodynamic calculations confirm that even a modest Mo concentration (~1.81 at.%) is sufficient to stabilize both BCC and σ phases [39], which aligns with the phase analysis from the XRD data in Fig. 6.

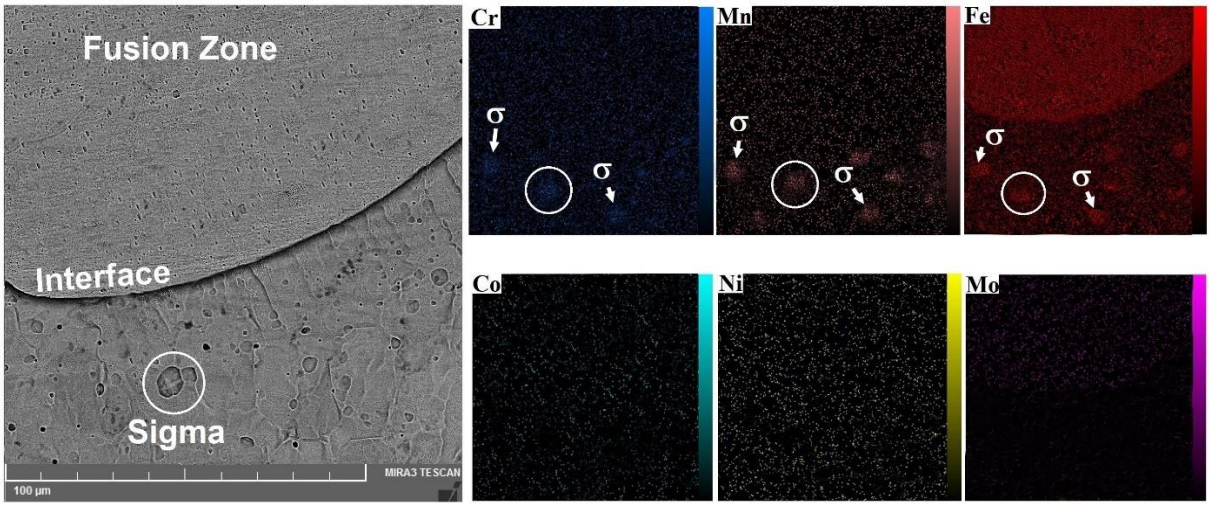



Fig. 7. *FE-SEM image and corresponding EDS elemental maps of the interfacial region on the HEA side for the D-High H.I. joint. The analysis reveals the formation of a sigma phase (rich in Fe, Cr, and Mn) adjacent to the weld interface.*

## IV. CONCLUSIONS

This study systematically investigated the microstructural evolution in dissimilar gas metal arc welds between CoCrFeMnNi HEA and AISI 304 stainless steel using ER316L filler wire, under low (0.19 kJ/mm) and high (0.40 kJ/mm) heat input conditions. In summary, a low heat input (0.19 kJ/mm) GMAW process with ER316L filler wire is recommended for joining CoCrFeMnNi HEA to 304 stainless steel. This parameter set minimizes dilution and the associated thermodynamic driving force for brittle phase formation, effectively suppressing σ-phase precipitation and promoting a tougher, primarily austenitic microstructure, despite the presence of a narrow unmixed zone. High heat input, while improving macroscopic mixing, leads to unavoidable formation of detrimental intermetallics, compromising joint integrity. The primary conclusions are as follows:

1. Weld Geometry and Mixing: The low heat input weld exhibited asymmetric penetration and an incomplete joint, with a distinct unmixed zone approximately ~5 µm wide at the 304SS interface, characterized by a sharp compositional gradient. The high heat input condition achieved full penetration but introduced an underfill defect on the HEA side, while promoting greater convective mixing, eliminating the sharp unmixed zone and creating a more gradual compositional transition.
2. Compositional Control via Heat Input: Heat input critically governed weld metal dilution. The high heat input joint exhibited a substantial increase in Mo content to 20.48 wt.% and a decrease in Fe to 48.14 wt.%, compared to 2.37 wt.% Mo and 60.3 wt.% Fe in the low heat input joint. This shift, driven by enhanced filler

metal incorporation, fundamentally altered the thermodynamic stability of the fusion zone.

3. Phase Formation and Stability: CALPHAD predictions and XRD analysis confirmed that low heat input, with its rapid cooling, kinetically suppressed intermetallic formation, resulting in a fusion zone microstructure of dominant FCC austenite with minor BCC δ-ferrite (<5 vol.%). In contrast, the high Mo content under high heat input thermodynamically stabilized brittle secondary phases, leading to the formation of σ-phase and an ordered $Co_{0.72}Fe_{0.28}$ compound, which constituted approximately 8.2 vol.% of the fusion zone alongside FCC and BCC phases.
4. Sigma Phase Mechanism: In the high heat input joint, σ-phase (composition: ~40.2 at.% Cr, 38.3 at.% Fe, 21.5 at.% Mn) precipitated in the HEA-side heat-affected zone. Its formation was enabled by the slower cooling rate, which provided sufficient time in the ~920–1300 °C stability range for this diffusion-controlled transformation, with Mo from the filler metal acting as a potent sigma stabilizer.

## References

[1] M. Mirzaei, F. Habibi, G. Lee, S.S. Sohn, Microstructural evolution and mechanical properties of CoCrFeMnNi cantor high-entropy alloy severely deformed by the accumulative roll bonding (ARB) process, Journal of Materials Research and Technology 39 (2025) 4950-4962.
[2] M.R. Barnett, S. Gorsse, Sustainability of High Entropy Alloys and Do They Have a Place in a Circular Economy?, Metallurgical and Materials Transactions A (2025) 1-15.
[3] P. Zhang, Y. Qi, Q. Cheng, X. Sun, Welding dissimilar alloys of CoCrFeMnNi high-entropy alloy and 304 stainless steel using gas tungsten arc welding, Journal of Materials Engineering and Performance 33(7) (2024) 3273-3282.
[4] Z. Wu, S.A. David, Z. Feng, H. Bei, Weldability of a high entropy CrMnFeCoNi alloy, Scripta Materialia 124 (2016) 81-85.
[5] J. Shen, R.E. Kim, J. He, J. Lopes, J. Yang, Z. Zeng, N. Schell, H.S. Kim, J. Oliveira, Gas tungsten arc welding of CoCrFeMnNi high entropy alloy to 316 stainless steel, Materials Science and Engineering: A 922 (2025) 147664.
[6] H. Oktadinata, M. Martijanti, P. Ndaruhadi, E.A. Alsayed, Study of Sensitization in Gas Tungsten Arc Welded 304 Stainless Steel Joints Using 308L Filler Metal, Construction Technologies and Architecture 11 (2024) 3-9.
[7] P.K. Gajjar, B.C. Khatri, A.M. Siddhpura, M.A. Siddhpura, Sensitization and desensitization (healing) in austenitic stainless steel: a critical review, Transactions of the Indian Institute of Metals 75(6) (2022) 1411-1427.
[8] G. Kim, J. Lee, S. Kim, Y. Kang, J.-Y. Park, S.-W. Song, Evaluation of sensitization behaviors on the heat-affected zone of austenitic stainless steel weld by thermal cycles of actual multi-pass welding, Metals and Materials International 30(10) (2024) 2655-2667.
[9] F. Habibi, A. Samadi, M. Nouri, The correlation between the microstructural evolution, mechanical properties, and wetting behavior in dissimilarly brazed WC-Co/steel joints, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials (2025) 107359.
[10] J. Shen, R. Gonçalves, Y.T. Choi, J. Lopes, J. Yang, N. Schell, H.S. Kim, J. Oliveira, Microstructure and mechanical properties of gas metal arc welded CoCrFeMnNi joints using a 308 stainless steel filler metal, Scripta Materialia 222 (2023) 115053.

# Investigation of the Effects of SMAW and GTAW Welding Processes on Iron Dilution in Inconel 625 Cladding on ASME SA387 Low-Alloy Steel

Majid Haghighi Borujeni[1] ,Iman Mohammadi[2], Alireza Nouri[2], Ali Baghdadi[2], Hossein Mostaan[3], Fardin Nematzadeh[4*]

1- Master's degree in Materials Engineering - Welding from Arak University, Design Expert in Metallurgy Department of Arak Machine Manufacturing Company, majidhaghighi551@gmail.com.

2- Senior experts in materials engineering, metallurgy , manufacturing and equipment and laboratory department of Arak Machine Building Company.

3- Department of Materials Engineering and Metallurgy, Faculty of Technical and Engineering, Arak University.

4- Nanotechnology and Advanced Materials Department, Materials and Energy Research Center (MERC), Karaj, f.nematzadeh@merc.ac.ir.

## Abstract

This study investigates and compares the effects of Shielded Metal Arc Welding (SMAW) and Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) processes on the iron dilution during cladding of the nickel-based superalloy Inconel 625 deposited on ASME SA387 Gr.11 low-alloy creep-resistant steel, which is widely used in pressure vessels. The main challenge is achieving an optimal balance between metallurgical quality (dilution percentage) and processing time. In the GTAW process, cladding was performed in two-layer and three-layer configurations, whereas in the SMAW process, three layers were applied. The extent of iron (Fe) migration and elemental distribution at the interface were evaluated using EDS analysis, and precise time measurements were conducted for each welding pass. Chemical analysis results indicated that in the SMAW process, the iron dilution reached 3.8% after applying three layers. In contrast, in the GTAW process, iron dilution values of 4.3% for two layers and 2.2% for three layers were measured. This behavior is attributed to differences in heat input, thermal concentration, and the superior control of substrate surface melting in the GTAW process. The reduction in dilution observed in the three-layer GTAW configuration compared to the two-layer configuration is mainly due to the increased contribution of filler material in the final weld metal layer. On the other hand, the SMAW process exhibited a significantly higher deposition speed compared to GTAW, achieving a productivity index of 2.75, whereas the corresponding value for GTAW was 0.83. The productivity analysis demonstrated that although GTAW provides better dilution control in each layer, SMAW is considerably more efficient for industrial applications, particularly in large-scale projects. Despite the need for an additional layer, SMAW proves to be more suitable for industrial cladding applications.

**Keywords: cladding, Dilution, Inconel 625, Productivity Index .**

# Research on AI-Driven Modeling and Real-Time Control for Enhancing Additive Manufacturing Process Quality

**Kianoush Haghsefat[1]*, Kai Zhang[2] , Tingting Liu[3]**
[1*]Department of Mechanical Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing, China, kianoushhagh@njust.edu.cn
[2]Department of Mechanical Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing, China, zhangk@njust.edu.cn
[3]Department of Mechanical Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing, China, ltingting@njust.edu.cn

**Abstract-** This research addresses the significant challenge of high defect rates in additive manufacturing (AM) processes, which primarily stem from unstable material deposition, concentrated thermal stress, and inadequate interlayer bonding. The study aims to enhance the geometric accuracy, mechanical properties, and overall quality of fabricated components. To achieve this, a high-resolution visual sensing system is integrated to capture key process data, such as melt pool dynamics and thermal distribution, in real-time. Advanced image processing algorithms, including feature extraction and state recognition techniques, are employed to analyze this data. Furthermore, an intelligent control strategy, potentially leveraging machine learning or adaptive models, is implemented to dynamically adjust critical process parameters like laser power and scanning speed. This approach establishes a fully integrated "perception-decision-control" closed-loop system. Experimental results demonstrate that the proposed system significantly improves manufacturing quality, enabling micron-level error control and high repeatability. It also proves highly effective in suppressing typical defects, including warping and cracks, thereby advancing the reliability of AM for precision applications.

**Keywords:** online visual feedback; additive manufacturing; intelligent control; closed-loop system; defect suppression.

## I. INTRODUCTION

Process quality has consistently been the primary bottleneck hindering the further advancement of additive manufacturing (AM), with defect rates reaching as high as 20%. This not only severely compromises product quality but also leads to significant wastage of materials and time resources [1]. Consequently, research into closed-loop intelligent control utilizing online visual feedback is considered critically important. By enabling real-time monitoring and dynamic adjustment during the manufacturing process, it is possible to substantially enhance processing accuracy and product reliability while reducing the defect rate[4] , [7].This approach is essential for advancing AM toward higher productivity and greater intellectualization, holding significant importance for its future development.

## II. Overview

### A. *Introduction to Online Visual Feedback Technology*

Online visual feedback technology serves as a critical component in the additive manufacturing process. It ensures manufacturing quality and precision by enabling real-time monitoring and detection of key parameters during production. In laser cladding applications, this technology utilizes high-speed cameras to observe the dynamic behavior of the molten pool. Based on this visual data, laser power and scanning speed are dynamically adjusted to control the thickness and uniformity of the cladding layer.

By implementing online visual feedback, manufacturing errors can be reduced to the micrometer scale. This significantly enhances the repeatability and reliability of produced parts. Furthermore, the integration of advanced image processing algorithms—such as edge detection and pattern recognition—allows for further optimization of the manufacturing process. These algorithmic tools help identify and mitigate potential defects, leading to improved overall outcomes [2]

### B. *The Role of Intelligent Control in Additive Manufacturing*

Intelligent control technology is a methodology within additive manufacturing that enables real-time monitoring and dynamic adjustment of the production process, thereby ensuring the quality and precision of the final product. In processes such as laser powder bed fusion, this technology utilizes measurement data acquired through online visual feedback systems. Based on this data, key parameters—including laser power and scanning speed—are modulated in real-time to compensate for instabilities during material deposition [3].

Furthermore, advanced intelligent control methods such as Model Predictive Control (MPC) enhance this capability. By employing predictive control principles, MPC can calculate the anticipated dynamic changes in the process state and make preemptive adjustments to the manufacturing parameters. This forward-looking approach allows the system to actively avoid potential defects before they occur, contributing to a more stable and reliable manufacturing outcome. Define abbreviations and acronyms the first time they are used in the text, even after they have been defined in the abstract. Do not use abbreviations in the title or heads unless they are unavoidable.

## III. Key Issues in the Additive Manufacturing Process

### A. *Analysis of Instability in the Material Deposition Process*

Non-uniformity in material deposition is one of the significant factors adversely affecting the quality of additively manufactured parts, often stemming from inadequate process control. The AM process involves complex physical and chemical phenomena, such as the laser melting of metal powders. The associated thermodynamic behavior and material flow dynamics are inherently difficult to control with high precision. This challenge directly leads to inconsistencies in the deposited layer's thickness, density, and microstructure. In processes like Selective Laser Melting (SLM), numerous parameters influence deposition stability, including laser power, scanning speed, powder particle size distribution, and ambient temperature. Notably, even minor fluctuations in laser power can induce layer non-uniformity, ultimately compromising the mechanical properties and dimensional accuracy of the final component.

**B.** *Challenges in Thermal Management and Stress Control*

The material deposition process is characterized by rapid, localized heating followed by cooling, which generates complex thermal stress states. These stresses significantly impact the part's geometric fidelity and mechanical performance. For instance, during the laser melting of metal powders on a bed, extremely steep temperature gradients, potentially as high as 10^6 K/m, can develop. This results in substantial thermal stress, which is a primary cause of defects such as part distortion (warping) and cracking. Effective thermal management strategies are therefore critical to mitigating these stresses and ensuring part integrity.

**C.** *The Challenge of Inter-Layer Bonding Quality*

In layer-by-layer manufacturing, the quality of the bond between each new layer and the previously deposited material is paramount. Each deposition event interacts with and is influenced by the layer beneath it. Failure to achieve strong, consistent inter-layer bonding can severely weaken the component, leading to reduced strength or catastrophic failures like delamination, cracks, and fractures. Implementing a closed-loop intelligent control system offers a significant advantage in enhancing this bond quality[6]. By integrating sensors, actuators, and control algorithms into a real-time feedback loop, the AM process can be precisely regulated during fabrication.

The introduction of machine learning further elevates the efficacy and accuracy of such intelligent control strategies. Machine learning models can identify the critical factors influencing inter-layer bond quality and predict bonding outcomes under various process parameters. Moreover, deep learning algorithms are capable of analyzing vast datasets of images depicting inter-layer regions, automatically detecting defect features, and providing data-driven recommendations for process optimization.

## IV. Online Visual Feedback Technology: Principles and Applications

**A.** *Working Principle of Visual Feedback Technology*

Online visual feedback technology constitutes a core process in additive manufacturing (AM). It operates by employing image capture and processing techniques to monitor the layer-by-layer deposition during manufacturing, thereby ensuring the material is deposited correctly. For instance, in laser powder bed fusion, a high-speed camera captures hundreds of frames per second to record the dynamic state of the molten pool. Subsequently, image processing methods are utilized to calculate and analyze critical characteristics of the molten pool, including its size, shape, and temperature distribution. This real-time data is then used to dynamically adjust process parameters such as laser power and scanning speed. This closed-loop adjustment mechanism effectively enhances the geometrical precision and surface quality of the fabricated parts.

**B.** *Key Components of an Online Vision System*

The online vision system is a fundamental component for implementing closed-loop intelligent control in AM. Its primary function is to promptly capture key information from the manufacturing process. High-resolution cameras coupled with high-speed image acquisition cards enable the collection of real-time, microsecond-level data during material deposition. This capability is crucial for observing phenomena such as powder spreading, molten pool dynamics, and the formation of inter-layer quality. Concurrently, sophisticated image processing algorithms—like edge detection and pattern recognition—play a vital role.

They extract and refine the raw visual data into meaningful features and quantitative metrics, which are then fed back to the intelligent control system for precise corrective actions.

### C. *Application Examples of Visual Feedback in Additive Manufacturing*

Visual feedback technology is widely applied in additive manufacturing to improve both precision and efficiency. In laser cladding, for example, high-speed cameras track the molten pool, providing real-time data on the deposition process. Employing visual feedback methods allows for the measurement and control of molten pool dimensions with errors compressed to the micrometer scale, which significantly improves the quality of inter-layer bonding. Furthermore, the integration of machine learning techniques, such as Convolutional Neural Networks (CNNs), to analyze visual data enables the prediction and optimization of potential defect formation during the build process. This synergy paves the way for more intelligent and adaptive control strategies in advanced manufacturing.

## V. Construction of the Closed-Loop Intelligent Control System

### A. *Selection and Optimization of Intelligent Control Algorithms*

In additive manufacturing systems utilizing online visual feedback, the selection and optimization of intelligent control algorithms are critical for achieving effective closed-loop process control. These algorithms must be capable of receiving and interpreting data extracted from the vision system, enabling them to adjust manufacturing parameters in real-time to ensure product quality[5]. Adaptive control strategies are particularly valuable as they can autonomously optimize control parameters based on real-time feedback from the process.
In the context of AM, where material properties and environmental conditions may vary, relying on a fixed, pre-set parameter control scheme can limit improvements in precision and quality. By continuously monitoring critical in-process parameters—such as temperature and inter-layer bond quality—adaptive control strategies can modify their own parameters in response to these changes. For example, an adaptive control algorithm that monitors molten pool temperature and geometry in real-time can dynamically modulate the laser power and scanning speed. This adjustment stabilizes the molten pool and enhances the quality of the deposited layer.

### B. *Methods for Real-Time Data Processing and Analysis*

Real-time data processing and analysis form the backbone of implementing closed-loop intelligent control in vision-based additive manufacturing. Through the integration of advanced sensor technologies, AM equipment can capture critical process parameters—including temperature, stress, and material flow rate—as they occur. The time-sensitive nature of this data demands that the processing system possesses high-speed data acquisition and computational capabilities to ensure the timeliness of the feedback loop.
For instance, employing a high-speed camera to capture the dynamic state of the molten pool, combined with image processing techniques, allows for the real-time monitoring and assessment of the pool's shape and size. This facilitates immediate analysis of the deposition process's stability. In terms of data analysis, employing machine learning algorithms—such as Support Vector Machines (SVM) or neural networks—enables pattern recognition and predictive analytics on the collected data. This intelligent analysis is fundamental for achieving sophisticated, real-time control over the manufacturing process.

## VI. Implementation and Optimization of Intelligent Control

### A. *Strategy Based on Model Predictive Control (MPC)*

In the additive manufacturing process, the implementation of MPC strategy is a cornerstone of closed-loop intelligent control research. MPC operates by establishing a predictive model to forecast system behavior over a future time horizon. Based on these predictions, it optimizes the control inputs to achieve the desired output. The specific applications and value of MPC in additive manufacturing are summarized in Table 1.

**TABLE I.**

| *Application Area* | *Role of MPC* | *Control Parameters* | *Model Used* | *Effects & Advantages* |
|---|---|---|---|---|
| Mitigating Process Instability | Adjusts process parameters in real-time to suppress fluctuations and ensure uniformity and quality of the deposited layer. | Laser Power, Scanning Speed, etc. | Model Predictive Control | Effects / Advantages |
| Thermal Deformation Control | Predicts temperature field and stress distribution to dynamically adjust cooling strategies. | Cooling Parameters, Scan Path, etc. | Finite Element Analysis | Improves single-layer forming quality. |
| Bonding Quality Enhancement | Maintains inter-layer process consistency through multivariate coordinated control. | Energy Input, Inter-layer Dwell Time | Closed-Loop Feedback Optimization | Increases inter-layer bonding strength and improves the overall mechanical performance of the part. |

### B. *Implementation of Adaptive Control Strategies*

Adaptive control strategies function by continuously monitoring and analyzing data from online visual feedback. This enables the dynamic adjustment of manufacturing parameters to address inherent challenges such as instability in material deposition, thermal management issues, and deficiencies in inter-layer bonding quality. The corresponding solutions and outcomes facilitated by these strategies are detailed in Table 2.

**TABLE II.**

| *Challenge* | *Solution* | *Technical Approach* | *Result* |
|---|---|---|---|
| Process Fluctuation | Real-Time Sensing & Feedback | Using sensors (e.g., pyrometers, thermal cameras) to capture real-time temperature data. | Provides precise input for the control system. |
| High Deviation from Target Range | Dynamic Parameter Adjustment | Automatically adjusting laser power and scanning speed based on the MPC algorithm. | Maintains molten pool temperature stably within the optimal range. |
| Autonomous Inconsistent Quality & High Defect Rate | Closed-Loop Intelligent Control | Implementing an adaptive "Perception–Decision–Execution" control strategy. | Significantly improves coating uniformity and density; effectively reduces the defect generation rate. |

### C. *Application of Machine Learning in Intelligent Control*

Within the additive manufacturing workflow, a closed-loop intelligent control system, integrated with online visual feedback technology, provides the capability for real-time monitoring and adjustment of the manufacturing process to ensure final product quality. Machine learning serves as the core of this intelligent control strategy. By analyzing vast amounts of manufacturing data, it can predict and identify potential defects, thereby enabling more precise control. The specific applications of deep learning and reinforcement learning in the intelligent control of additive manufacturing are presented in Table 3.

**TABLE III.**

| *Application Objective* | *Technical Method* | *Core Function* | *Key Model* | *Effects & Advantages* |
|---|---|---|---|---|
| Defect Recognition & Real-Time Process Adjustment | Deep Learning | Automatically identifies defects such as poor inter-layer bonding and adjusts parameters like laser power and powder feed rate in real time to optimize deposition. | Convolutional Neural Network (CNN) | Achieves over 95% accuracy in defect identification and classification, enabling highly precise and automated process control. |
| Autonomous Learning & Process Optimization | Reinforcement Learning | An intelligent agent continuously interacts with the manufacturing environment to autonomously learn optimal control strategies under varying conditions such as material changes or thermal fluctuations. | Deep Q-Network (DQN) / Proximal Policy Optimization (PPO) | Enhances stability under dynamic conditions, exhibits strong adaptability and self-optimization, and reduces dependence on precise physical models. |

## VII. CONCLUSIONS

This study systematically investigates a closed-loop intelligent control methodology for additive manufacturing processes based on online visual feedback. By establishing a closed-loop system that integrates real-time visual sensing, intelligent algorithms, and process regulation, it effectively addresses core challenges in additive manufacturing, such as unstable material deposition, thermal stress, and poor inter-layer bonding quality. The research demonstrates that, with the aid of high-speed visual acquisition and image processing techniques, microsecond-level monitoring and extraction of key process features can be achieved. Combined with algorithms like Model Predictive Control (MPC) and adaptive control, parameters such as laser power and scanning path can be precisely adjusted in real-time, significantly improving the geometric consistency and mechanical properties of fabricated parts. Furthermore, machine learning methods enhance the system's capability for defect prediction and process optimization.

## REFERENCES

[1] Xu Lei. Research on Dimension Control Method for Arc Additive Manufacturing Based on Visual Perception[J]. Internal Combustion Engine & Parts, 2025, (06): 62~64.

[2] Jia Shuai. Research on Robot Arc Wire Additive Manufacturing and Correction Based on Online Monitoring[D]. Shenyang University, 2024.

[3] Zheng Hui. Research on Multi-Layer Multi-Pass Planning for GMA Additive Manufacturing Based online Laser Visual Sensing[D]. Nanjing University of Science and Technology, 2024.

[4] M. R. Khanzadeh, et al. "A Review of In-Situ Monitoring and Control of the Laser Powder Bed Fusion Process." Journal of Manufacturing Processes, vol. 47, 2020, pp. 214-226.

[5] T. DebRoy, et al. "Building digital twins of 3D printing machines." Scripta Materialia, vol. 135, 2017, pp. 119-124.

[6] J. Xiong, et al. "Machine learning-based layer-wise process monitoring and defect detection in wire arc additive manufacturing." Journal of Manufacturing Systems, vol. 62, 2022, pp. 824-836.

[7] S. Clijsters, et al. "In situ quality control of the selective laser melting process using a high-speed, real-time melt pool monitoring system." The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, vol. 75, 2014, pp. 1089-1101.

# Investigation of ER430 Buffer Layer Effects on Chromium Dilution, Mechanical Properties, and Microstructure in ER410NiMo Weld Overlay on Carbon Steel

Ehsan Hatami[1*], Ali Gholami[2]
1-Supervisor of the Quality Control Department, Petro Fajr Markazi Valve Manufacturing Company, Iran, ehsanhatami1685@gmail.com
2-Manager of the Engineering & Design Department, Petro Fajr Markazi Valve Manufacturing Company, Iran, mahyar139565@gmail.com

## Abstract
Weld overlay using martensitic ER410NiMo filler metal on carbon steels is a common method to improve the wear and corrosion resistance of valve's trim in oil and gas industries. However, severe dilution at the fusion boundary and uncontrolled mixing of the molten weld metal with the A105 base steel can lead to chromium loss, formation of low-chromium martensite, and a reduction in final hardness. In this study, to control dilution and enhance the metallurgical behavior of the overlay, the effect of employing a ferritic ER430 buffer layer in ER410NiMo weld overlay on A105 steel was investigated. For this purpose, two configurations were prepared: a sample without a buffer layer (two consecutive passes of ER410NiMo on A105) and a sample with a buffer layer (first pass ER430 followed by a final pass of ER410NiMo), both deposited under identical thermal conditions and in accordance with API RP 582 guidelines. Macrographic examination, optical metallography, SEM analysis, line-scan EDS, XRF, and micro-Vickers hardness testing showed that the presence of the ER430 buffer layer reduced penetration depth and fusion zone width, prevented severe chromium depletion in the dilution zone, refined and homogenized the martensitic structure of the final overlay, and increased the hardness and its uniformity across the cladding thickness. Therefore, the use of an ER430 buffer layer in ER410NiMo weld overlay can serve as an effective practical approach to enhance the performance of carbon-steel valve's trim operating under severe service conditions.

**Keywords: Weld overlay, Chromium dilution, ER410NiMo filler metal, A105 carbon steel, ER430 buffer layer.**

8th International Conference on Welding and Non Destructive Testing (ICWNDT 2026)
26th National Conference on Welding & Inspection (26th NCWI)
15th National Conference on NDT(15th NCNDT)
& 4th National Conference on Additive Manufacturing(4th NCAM)

# Investigation of the Effect of Voltage and Current on the Microstructure and Mechanical Properties of 2205 Duplex Steel Joints Fabricated by GTAW

Meysam Heydarian[1], Ashkan mohammadi[2*], Mohammad kian Vojdanpak[3]
1-Department of Metallurgical Engineering, Islamic Azad University Bandar abbas Branch, Iran, meysamhey123@gmail.com
2*-Ph.D. student, Department of Advanced Materials and Renewable Energies, Iranian Research Organization for Science and Technology, Iran, Ashkanmohammadi76@gmail.com
3-Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Iran, kianvojdanpak@gmail.com

## Abstract

Duplex stainless steel 2205, due to its balanced ferrite-austenite microstructure, high corrosion resistance, and excellent mechanical properties, is widely used in petrochemical, chemical, and marine industries. In this study, the effects of input voltage and current intensity during Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) on the microstructure, hardness, and mechanical properties of 2205 duplex steel were investigated. The base material was characterized for chemical composition, microstructure, and hardness prior to welding. Three samples were welded under different input parameters, and the microstructure of the weld metal and the heat-affected zone (HAZ) was examined using optical microscopy and image analysis software. Hardness profiles were obtained through microhardness testing, and mechanical strength was evaluated via tensile testing according to ASTM-E8 standards. Results showed that increasing heat input and decreasing cooling rate led to greater formation of secondary austenite, Widmanstätten-type austenite, and grain growth. Samples with higher heat input exhibited a wider HAZ and richer ferrite-austenite microstructure, while samples with lower heat input displayed a narrower HAZ and higher hardness. Hardness in the weld and HAZ was positively correlated with ferrite content and residual stresses. Increasing voltage at constant current increased hardness due to ferrite growth, whereas increasing current intensity reduced ferrite fraction, hardness, and tensile strength. Overall, the study demonstrates that precise control of voltage and current in GTAW is crucial for achieving a balanced microstructure and optimal mechanical properties, thereby enhancing the performance of welded 2205 duplex steel components in industrial applications.

**Keywords: Duplex stainless steel, Voltage, Current intensity, GTAW, Microstructure, Mechanical properties.**

# Microstructural Investigation and Evaluation of Surface Properties and Hardness in Inconel 718 Parts Fabricated by Selective Laser Melting (SLM) with Heat Treatment Application

Seyed Mahdi Hosseini Kashani[1], Seyed Masoud Barekat[2*], Mohammad Erfanmanesh[3]
Jafar Skandari jam[4]

1-M.Sc. Student in Mechanical Engineering, Manufacturing and Production, Malek Ashtar University of Technology,Tehran ,Iran, s.mahdihosseini110@gmail.com

2- Ph.D. in Materials and Metallurgy, Material Selection and Identification, Malek Ashtar University of Technology ,Tehran ,Iran, M.barekat@mut-es.ac.ir

3-Ph.D. in Materials and Metallurgy, Material Selection and Identification, Malek Ashtar University of Technology,Tehran ,Iran, Erfanmanesh@mut.ac.ir

4-Ph.D. Mechanical Behavior of Composite Materials, Material Selection and Identification, Malek Ashtar University of Technology,Tehran ,Iran, skandari@mut.ac.ir

## Abstract

Metal additive manufacturing, especially the Selective Laser Melting (SLM) method, enables the production of complex parts with controlled microstructure. The nickel-based superalloy IN718, as one of the most widely used materials in high-temperature applications, is utilized in aerospace and energy industries due to its optimal combination of strength, corrosion resistance, and thermal stability. However, rapid thermal cycles and high temperature gradients in the Selective Laser Melting process can lead to the formation of heterogeneous microstructures, significant surface roughness, and local variations in mechanical properties. This research investigates the effect of post-manufacturing solution and aging heat treatment on the microstructure, as well as on surface roughness and hardness, of IN718 parts produced by the Selective Laser Melting method. Samples were prepared in both as-built and heat-treated conditions and were evaluated using optical and scanning electron microscopy, surface roughness testing, and micro-Vickers hardness testing. Results showed that heat treatment leads to a more homogeneous microstructure, alleviates initial inhomogeneities, and improves the uniformity of phase distribution. Alongside these microstructural changes, surface roughness and hardness were evaluated in the as-built condition. Comparison of these properties in the as-built samples indicated a surface with relative roughness and initial hardness corresponding to the fabrication conditions. The present study emphasizes the effective role of heat treatment in optimizing the microstructural characteristics of SLM-produced IN718 components and provides a basis for future integrated investigations.

**Keywords: Additive Manufacturing, Selective Laser Melting, Inconel 718, Microstructure, Heat Treatment, Solution and Aging, Surface Roughness, Hardness**.

# Influence of heat treatment on the intergranular corrosion resistance of the AISI 321 welded for high temperature service

Hossein Jafari[1], Hassan Sarzaeem[2*]
1-PhD of Materials engineering, Chamaan Engineering & Fabrication Co. , hja@chamaan.com
2-MSc of Technical inspection Eng., IranAir (Homa air Line), Sarzaeim@iranair.com

## Abstract

Stabilized austenitic stainless steels such as AISI 321 can be selected to high temperature services due to the high creep resistance of austenite phase. We studied the intergranular corrosion resistance of AISI 321 welded. The microstructure and phase change of the as-welded and post weld heat treated weld metal and base metal were examined using optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM). Energy dispersive spectroscopy (EDS) was also used for phase identification. Also for investigation of intergranular corrosion resistance use electrochemical Potentiodynamic reactivation tests. It was find that solution treatment at 1100 C for 3h followed by stabilization in the NbC and TiC precipitation at 900 C for 5h is importance to improve intergranular corrosion, cause of delta ferrite, changes delta ferrite morphology and consequently, dissolves more niobium into the austenite phase, providing a better response to subsequent stabilization treatment.

**Keywords: Stainless Steel, Intergranular Corrosion, Solution Treatment, Precipitation.**

# Investigation of mechanical properties of welded Al-Mg with fusion and solid-state welding process

Meysam Jalalvand[1*], Ali Nemati Mofarrah[2]
1-Ms.c, Aerospace engineering, Shahid Sattari Aviation University, Tehran, Iran, m.jalalvand@mail.ir
2-Ph. D student, Aerospace engineering, Islamic Azad University of Science and Research Brach, Tehran, Iran, nematimofarrah@gmail.com

## Abstract

Aluminum-magnesium (Al-Mg) alloys have been widely employed in industries such as aerospace and marine engineering due to their high strength-to-weight ratio, excellent corrosion resistance, and acceptable weldability. Conventional fusion welding techniques, such as Gas Tungsten Arc Welding (GTAW), have been commonly used owing to their accessibility and favorable process characteristics. However, these methods are associated with several challenges, including the formation of dendritic microstructures with coarse grains, significant thermal distortion, and a high propensity for welding defects. As a result, advanced fusion welding techniques such as Laser Beam Welding (LBW) have been developed. LBW achieves deep penetration and narrow weld beads due to its high energy density and concentration, thereby reducing thermal distortion and defect formation compared to GTAW. Nevertheless, this process also leads to substantial magnesium evaporation in the molten pool, resulting in gas porosity. These limitations have prompted increased attention toward solid-state welding methods, particularly Friction Stir Welding (FSW). FSW offers a fine-grained microstructure, preserves the chemical composition of the weld zone, and removes defects associated with solidification and surface cleanliness sensitivity. Consequently, it produces suitable mechanical properties. In this study, the mechanical properties obtained from transverse tensile tests and the fracture surface morphologies observed via scanning electron microscopy (SEM) were compared for samples welded using GTAW, LBW, and FSW. The results indicate that fusion welding methods exhibit significant reductions in both strength and ductility relative to the base metal, with LBW showing slightly better performance than GTAW. FSW samples, on the other hand, showed only a 10% and 9% reduction in strength and an increase in elongation, respectively, compared to the base metal. Welding defects and gas porosity were observed on fracture surfaces in fusion welds, while ductile fracture with micro-dimples was observed in FSW samples.

**Keywords: Friction Stir Welding (FSW), Laser Beam Welding (LBW), Gas Tungsten Arc Welding (GTAW), Mechanical Properties, Fracture Surface.**

8th International Conference on Welding and Non Destructive Testing (ICWNDT 2026)
26th National Conference on Welding & Inspection (26th NCWI)
15th National Conference on NDT(15th NCNDT)
& 4th National Conference on Additive Manufacturing(4th NCAM)

# Evaluation of Weld Misalignment in Pressure Vessels and Pipelines Based on Fitness-for-Service Assessments in Accordance with API 579-1/ASME FFS-1

Mohammad Mobin Javaheri[1], Farzad Pahnaneh[2*], Shahab Zangeneh[3]
1- Mohammad Mobin Javaheri, M.Sc. Candidate in Materials Engineering, Faculty of Engineering, Razi University, Kermanshah, Iran, mohammadmobinjavaheri@gmail.com
2- Farzad Pahnaneh, Ph.D. Holder in Materials Engineering and Metallurgy, Fan Foolad Sabin Knowledge-Based Company, Kermanshah, Iran, farzad.pahnaneh@gmail.com
3- Shahab Zangeneh, Assistant Professor, Department of Materials and Textile Engineering, Faculty of Engineering, Razi University, Kermanshah, Iran, shzangeneh@razi.ac.ir

## Abstract

This research investigates and evaluates Fitness-For-Service (FFS) assessments to achieve a comprehensive understanding of the re-serviceability of damaged equipment in the oil, gas, and petrochemical industries. One of the challenges faced by these industries is the occurrence and development of weld misalignment, which leads to fatigue damage in pressure equipment. Pressure vessels, storage tanks, and piping systems degrade over long service periods, ultimately affecting the system's integrity. Under such conditions, implementing FFS assessments to evaluate structural integrity, extend the life of defective equipment, and estimate remaining service life becomes essential. If equipment exhibits weld misalignment or shell distortion, particularly when accompanied by gouges or crack-like flaws, conducting a Level 3 assessment is necessary to confirm its fitness for continued operation. In these scenarios, in-service monitoring is typically mandatory. For equipment suffering from weld misalignment, loss of circularity (out-of-roundness), or local bulges, stiffening plates and lap patches can be used to reinforce the structure. The choice of reinforcement depends on the equipment's geometry, temperature conditions, and loading state. Reinforcement must be designed based on the principles and allowable stresses defined in the equipment's original construction code. Adhering to these requirements ensures the reinforcement is compatible with the original structure and that the equipment's safe operational capability is maintained. In sections of cylindrical shells that have lost their circular shape, mechanical methods can be used to restore them within the original fabrication tolerances or to a geometry that reduces local stresses to acceptable limits. The use of hydraulic jacks for reshaping stiffened cylindrical shells has yielded successful results. The reshaping process must be carried out under careful monitoring and control to minimize the risk of damage to the shell or adjacent connections. This method enables the restoration of the structure's geometry to an acceptable condition and can serve as a practical solution for extending remaining life and reducing failure risk. In-service monitoring is a key tool for ensuring the safety, operability, and remaining life of pressure equipment. This process involves a set of activities and methods for continuously or periodically inspecting the equipment's condition under real operational circumstances. The conducted FFS assessments have resulted in cost savings, prevention of unnecessary component repairs, reduction in the likelihood of sudden system shutdowns, and enhanced safety for industrial personnel.

**Keywords: Weld Misalignment; Pressure Vessels and Piping; Fatigue; FFS Assessments.**

# Effect of the Presence and Thickness of Ni–P Interlayer on the Microstructure and Mechanical Performance of Dissimilar Aluminum–Copper Joints in Ultrasonic Welding

Hojatollah Kargaran[1], Ghasem Azimiroeen[2], Aminollah Mohammadi[3]
1- Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran, email: hojat.kargaran@gmail.com
2- Assistant professor, Center of Engineering and Technical Skills Training, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran, email: azimi_gh@iut.ac.ir
3- Associate professor, Center of Engineering and Technical Skills Training, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran, email: amin1@iut.ac.ir

## Abstract

In this study, the ultrasonic welding process between two dissimilar metals, aluminum and copper, was investigated using a Ni–P interlayer deposited by the electroless plating method. Direct bonding of aluminum to copper typically leads to the formation of undesirable intermetallic compounds, which reduce joint quality; to address this issue, a Ni–P interlayer was employed. The main objective of this research was to evaluate the effect of the presence and varying thicknesses of the Ni–P interlayer (0, 2, 6, and 14μm) on the joint quality. Optimal ultrasonic welding process parameters were determined through preliminary tests. Then, samples were welded under the optimized conditions. To examine the microstructure, bonding mechanism, and fracture mode, optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), and energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) were employed. The investigations revealed that the presence of the Ni–P interlayer significantly increased the weld linear density and uniformity of the joint interface. The bonding mechanism, combination of diffusion, and mechanical interlocking were identified. Tensile tests indicated that the mechanical strength of the joints increased with the Ni–P interlayer thickness, reaching a maximum in the sample with a 14μm interlayer. Therefore, employing a Ni–P interlayer in ultrasonic welding of aluminum to copper not only enhanced bonding and joint structure but also improved the mechanical properties of the joints. Considering the importance of tab-to-tab connections in lithium-ion batteries, the findings of this study have practical implications.

**Keywords: Ultrasonic welding; Dissimilar welding; Mechanical Properties.**

# Investigation of Materials and Design Optimization of Aerospace Components Using Additive Manufacturing

H.Mesforoush[1*], M.R. Pakmanesh[2], M.R.Fazelparvar[3]
1*- Institute of Materials and Energy, Iranian Space Research Center; h.mesforoush@isrc.ac.ir
2- Institute of Materials and Energy, Iranian Space Research Center; mr.pakmanesh@isrc.ac.ir
3- Institute of Materials and Energy, Iranian Space Research Center; mr.fazelparvar@isrc.ac.ir

## Abstract

Additive manufacturing has emerged in recent years as one of the transformative technologies in the aerospace industry, expanding the boundaries of design and production by enabling the fabrication of complex, lightweight, and customized components. High build speed, reduced product development cycles, and the ability to utilize advanced metallic, polymeric, and ceramic materials are among the advantages that make this technology an attractive option for critical aerospace applications. Various additive manufacturing methods such as SLM, EBM, and FDM, each based on process characteristics and material type, are employed in different sectors of the aerospace industry, enabling the production of components such as engine parts, lightweight aircraft structures, intricate cooling channels, and satellite components. Despite these capabilities, limitations such as fatigue behavior, microstructural heterogeneity, surface quality challenges, size constraints, and the need for post-processing remain important concerns for researchers. The use of numerical simulations, topology optimization, and precise control of process parameters plays a significant role in improving the quality and repeatability of manufactured parts. With the development of new materials, advanced automation, and the integration of artificial intelligence in design and process control, a promising future is anticipated for the broader adoption of additive manufacturing in aerospace. This article discusses the fundamental principles and primary methods of additive manufacturing, its advantages and applications in the aerospace industry, existing technical challenges and limitations, types of usable materials, the role of simulation and optimization, and future trends of this technology.

**Keywords: Additive Manufacturing, Aerospace Industry, Optimization, Manufacturing and Design Method.**

# Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Dissimilar Inconel 718/Ti–Al Joints Produced by the Transient Liquid Phase (TLP) Bonding Process Using a 5Fe–35Ni–6Nb–21Cr–33Ti High-Entropy Alloy Interlayer

Ashkan Mohammadi[1*], Majid Shirin Abadi Farahani[2], Ali Kaflou[3*]
1- Ph.D. student, Department of Advanced Materials and Renewable Energies, Iranian Research Organization for Science and Technology, Iran, Ashkanmohammadi76@gmail.com
2-Ph.D. student, Department of Advanced Materials and Renewable Energies, Iranian Research Organization for Science and Technology, Iran, m.shirinabadi@irost.ir
3- Associated Prof., Department of Advanced Materials and Renewable Energies, Iranian Research Organization for Science and Technology, Iran, Ali.kaflou@irost.ir

## Abstract

In this study, transient liquid phase (TLP) bonding between Inconel 718 nickel-based superalloy and Ti–Al intermetallic compound was investigated using a high-entropy alloy (HEA) interlayer. The bonding process was performed at 1177°C for a soaking time of 120 minutes to achieve complete and homogeneous joints. Microstructural analysis using optical and SEM imaging revealed that the bonded region consists of four distinct zones: diffusion-affected zone (DAZ), isothermal solidification zone (ISZ), athermal solidification zone (ASZ), and reaction zone. EDS analysis and phase diagram evaluations indicated the formation of specific phases in each zone, including TiNi and Nb-rich precipitates in DAZ, Ni- and Cr-based precipitates in ISZ, FeTi and Ti2Cr in ASZ, and γ-TiAl, α2-Ti3Al, and τ2/τ4-AlNiTi in the reaction zone. Vickers microhardness measurements showed that hardness varies with the phases present; the ISZ exhibited the highest hardness (360–420 HV) while the Ti–Al base material was the softest (220–270 HV). The results clearly demonstrate that control of bonding temperature, soaking time, and HEA interlayer composition is crucial for achieving optimized mechanical properties and desirable microstructure in TLP joints. This study provides valuable insights for the practical application of HEAs in dissimilar joining with nickel-based superalloys.

**Keywords: Transient Liquid Phase, Nickel-based superalloy, Intermetallic compound, High-entropy alloy, Microstructure, Mechanical properties.**

8th International Conference on Welding and Non Destructive Testing (ICWNDT 2026)
26th National Conference on Welding & Inspection (26th NCWI)
15th National Conference on NDT(15th NCNDT)
& 4th National Conference on Additive Manufacturing(4th NCAM)

# Investigation of the effect of stand-off distance and explosive charge on the interface and mechanical properties of dissimilar joining of phosphorus bronze to St37 steel using explosive welding

Ebrahim Mohammadi[1*], S. A. A. Akbari Musavi[2]
1-Master's Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, School of Engineering, University of Tehran, Iran, e.mh745@gmail.com
2-Associate Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, School of Engineering University of Tehran, Iran, akbarimusavi@ut.ac.ir

## Abstract
In this study, metallurgical investigation of the joint interface resulted from explosive welding of phosphorus bronze to steel was investigated. The effect of explosive welding variables such as explosive charge amount and stand-off distance om interface shape, microstructure and shear strength were investigated. To investigate the effects of these two parameters, plates were welded with stand-off distance of 2 and 3 mm and explosive charge thicknesses of 35, 40 and 45 mm. The results showed that with increasing stand-off distance and explosive charge, the velocity and impact angle increased and this phenomenon led to the interface transforming from a smooth to a wavy state, resulting in melted and separated regions. The results obtained from scanning electron microscope (SEM) images showed that with increasing stand-off distance and collision velocity, the length and height of the waves at the interface increased. Energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) analysis showed that no intermetallic compounds were formed at the interface, indicating a good quality bond. The results of the micro hardness test also indicated that the hardness around the joint increased by 25% due to plastic deformation and word hardening caused by impact. The shear strength test revealed that in all samples, failure occurred in the bronze layer and no failure occurred due to separation of the samples from the interface.

**Keywords: Explosive welding; Stand-off Distance ; Explosive charge; Interface; Flyer Plate.**

# Effect of welding time and pressure in ultrasonic welding of aluminum to copper and process optimization using design of experiments (DoE)

Ali Mojaverpour[1], Tohid Saeid[2*], Farid Bashirzadeh[3]
1-PhD student, Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology,a_mojaverpour404@sut.ac.ir
2-PhD, Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology,saeid@sut.ac.ir
3- PhD student, Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology,f_bashirzadeh@sut.ac.ir

## Abstract

Ultrasonic welding of aluminum to copper has found widespread applications in the electric vehicle industry and lithium-ion batteries. In this study, ultrasonic welding of aluminum and copper sheets with a thickness of 0.3 mm was conducted under welding pressures of 3, 4, and 5 bar and welding times of 0.25, 0.50, and 0.75 seconds. To evaluate the mechanical properties of the welds, macrostructural examinations, tensile-shear testing, and hardness measurements were performed, and the experimental design was carried out using the response surface methodology. The results revealed that the material flow induced by plastic deformation occurred from beneath the peaks of the sonotrode and anvil pyramids into the valleys, thereby indicating bonded and unbonded regions at the interface. From the regions beneath the peaks, the effective weld thickness was calculated. The findings further demonstrated that increasing welding time and pressure significantly reduced the effective weld thickness. The influence of welding time on enhancing the bonding percentage and maximum tensile-shear strength was greater than that of pressure. In contrast, the effect of welding pressure on the bonding percentage was negligible compared to welding time. Moreover, both welding time and pressure exhibited a similar influence in reducing the hardness of aluminum near the weld interface. Based on the regression relationships obtained between the process parameters and weld properties, the results indicated that in ultrasonic welding of aluminum to copper, the effect of welding time is considerably more pronounced than that of pressure. Therefore, the properties of ultrasonic aluminum-to-copper welds can be effectively controlled through welding time.

**Keywords: Ultrasonic Welding, Experimental Design, Response Surface Methodology, Aluminum-to-Copper joining.**

8th International Conference on Welding and Non Destructive Testing (ICWNDT 2026)
26th National Conference on Welding & Inspection (26th NCWI)
15th National Conference on NDT(15th NCNDT)
& 4th National Conference on Additive Manufacturing(4th NCAM)

# Automatic weld defect detection of pipes with YOLO v11 and preprocessing with Gaussian filter and background removal Method

Amir Movafeghi[1*], Ali Mortezaee[2], Effat Yahaghi[3], Amir-Ahmad Shojaii[4], Ali Keshavarz Nasab[5]

1- Scientific member, Reactor Research Institute, Nuclear Science and Technology Research Institute, Tehran, Iran, amovafeghi@aeoi.org.ir

2- MSC student, Islamic Azad university, Qazvin branch, ali.mortezaieweb@gmail.com

3- Scientific member, Department of Physics, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran, yahaghi@sci.ikiu.ac.ir…

4- Atomic Energy Organization of Iran, Tehran, Iran, amirahmadshojai@yahoo.com

5- Ph.D. student, Shahid Rajaei University, Tehran, Iran. alikeshavarznasab@sru.ac.ir

## Abstract

Welding of oil and gas pipeline is of great importance and contributes significantly to the safety of natural gas transportation. Currently, radiographic examination with film and detectors is used for the quality inspection of welds. However, inspection methods for automatic detection with high accuracy for different sizes and types of weld defects face difficulties. To address this challenge, this research presents an intelligent method for defect detection based on a deep learning approach. First, a contrast enhancement method is applied to a set of radiographic images processed based on the Gaussian filter algorithm and background removal method. Then, a YOLO v11 network architecture is developed from these enhanced radiographs to learn the feature distribution of several common defects. This model uses multi-scale feature fusion methods to effectively identify different sizes and types of defects. The results obtained from the network trained on a set of radiograph images show that using YOLO v11 with processed images based on the Gaussian filter algorithm and background removal method compared to using YOLO v11 on unprocessed radiographic images achieves a 20% improvement in automatic weld defect detection and can effectively improve inspection efficiency and promote the development of automatic X-ray detection.

**Keywords: Automatic detection, Industrial Radiography, weld defects, pipes, YOLO v11, Gaussian filter, background removal Method.**

# Evaluation of Heat-Assisted Friction Stir Welding Performance for HDPE/ABS Blends: Effect of Tool Pin Geometry on Joint Strength

Mohammad Nakhaee[1], Amir Mostafapour[2*], Reza Najjar[3]
1-Faculty of Mechanical Engineering, University of Tabriz, Iran, M.nakhaee@tabrizu.ac.ir
2-Faculty of Mechanical Engineering, University of Tabriz, Iran, A-mostafapur@tabrizu.ac.ir
3-Polymer Research Laboratory, Faculty of Chemistry of Tabriz,5166616168, Tabriz,Iran, najjar@tabrizu.ac.ir

## Abstract

In this study, heat-assisted friction stir welding (HFSW) was investigated as a novel method for joining high-density polyethylene (HDPE) sheets, focusing on the effects of two key factors: tool pin profile and the addition of varying percentages of ABS on weld quality and mechanical performance. The primary objective was to enhance the mechanical behavior of the joints, including tensile strength and impact resistance, through optimization of the base material composition and the selection of appropriate tool geometry. Also, a novel HDPE/ABS polymer blend was prepared, and its performance under HFSW was systematically evaluated. Three different tool pin geometries were designed and fabricated, and their influence on material flow, joint quality, and mechanical performance was thoroughly analyzed. The results revealed that the incorporation of 5 wt% ABS combined with the use of a simple cylindrical pin tool produced the highest weld quality in terms of both tensile and impact strength.

These results demonstrate that employing HDPE/ABS blend in conjunction with HFSW provides an effective approach for producing polymer joints with enhanced durability and improved resistance to impact and brittle fracture.

**Keywords: FSW, Component of HDPE/ABS, Tool Pin Geometry, Welding.**

8th International Conference on Welding and Non Destructive Testing (ICWNDT 2026)
26th National Conference on Welding & Inspection (26th NCWI)
15th National Conference on NDT(15th NCNDT)
& 4th National Conference on Additive Manufacturing(4th NCAM)

# Dimensional Stability of PLA Parts in FDM Additive Manufacturing Process: Assessment of Nozzle and Bed Temperatures and Thermal Post-processing

Mostafa Nayeb[1], Reza Ghanavati[2*], Asal Hosseini Monazzah[3], Roohollah Sarfaraz[4]
1- Master Student, Faculty of Mechanical and Energy Engineering, Shahid Beheshti University, mostafanayeb79@gmail.com
2- Assistant Professor, Faculty of Mechanical and Energy Engineering, Shahid Beheshti University, r_ghanavati@sbu.ac.ir
3- Assistant Professor, Faculty of Mechanical and Energy Engineering, Shahid Beheshti University, a_hosseinimonazzah@sbu.ac.ir
4- Assistant Professor, Faculty of Mechanical and Energy Engineering, Shahid Beheshti University, r_sarfaraz@sbu.ac.ir

## Abstract

Dimensional stability of polymer parts produced by the FDM method is one of the main limitations of this technology in high-precision engineering applications. In this research, the effect of process printing temperatures and post-printing heat treatment on the dimensional stability of parts made from PLA was investigated using two experimental methods. To this end, samples with identical nominal dimensions were produced under various combinations of nozzle temperatures (205, 215, and 225 ℃) and bed temperatures (35, 50, and 65 ℃). The results showed that the thermal printing parameters play a decisive role in dimensional stability; such that lower nozzle temperatures, due to weakening the interlayer bond and increasing initial residual stresses, lead to increased dimensional deviations, while the use of a moderate nozzle temperature results in improved thermal uniformity, strengthened interlayer adhesion, and reduced geometric changes. After the printing process, the samples were subjected to heat treatment at a constant temperature of 60 ℃ for durations of 60, 90, and 120 minutes. The results of dimensional measurements, before and after heat treatment, showed that increasing the heat treatment time exacerbates the reduction in dimensions and geometric deviations. However, the samples printed at a nozzle temperature of 215 ℃ and a bed temperature of 65 ℃ along with the shortest heat treatment of 60 minutes exhibited the highest geometric accuracy and the lowest dimensional changes, which indicates a suitable balance between improving interlayer bonding and dimensional accuracy and stability.

**Keywords: Additive manufacturing FDM, Dimensional stability, Nozzle temperature, Bed temperature, Heat treatment.**

# Degradation Analysis of Copper Electrodes in Resistance Spot Welding of Automotive Steels

Rasoul Nejad Heidari1*, Hossein Abedi Chermahini 2 , Masoud Atapour3
1-B.Sc. Student in Materials Science and Engineering, Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan 84156-83111, Iran, r.nejad@ma.iut.ac.ir
2-M.Sc. Student in Materials Science and Engineering, Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan 84156-83111, Iran, abedi.h@ma.iut.ac.ir
3-Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan 84156-83111, Iran, m.atapour@iut.ac.ir

## Abstract

This paper reviews the effects of high welding current in Resistance Spot Welding (RSW) on copper electrode performance and degradation. Heat generation, governed by Joule's Law (Q=I^2 Rt), intensifies significantly with increased current (I). High current promotes rapid metal melting, leading to excessive heat input and premature electrode wear. Specifically, excessive heat causes softening and severe mushrooming of the copper tip, altering its geometry and increasing the electrode-workpiece contact area. Furthermore, high temperatures accelerate metallurgical degradation, including the formation of unwanted oxide/alloy layers at the interface, which further increases contact resistance and localized heating on the electrode surface. These thermal effects result in greater weld nugget size but also induce significant thermal gradients and resulting distortion/deformation in the welded workpiece. Consequently, managing high current levels is critical for mitigating rapid electrode wear and maintaining weld quality. Mitigation strategies discussed include metallurgical reinforcement of the electrode material (e.g., nanoparticle addition), surface coatings, and process-based solutions like controlled mechanical motion to disrupt adverse surface layers

**Keywords: Resistance Spot Welding; Copper Electrodes; Welding Current; Nugget Growth.**

# A Review on the Manufacturing and Coating Techniques of Novel High-Entropy Alloys

Ali Ostad Akbarian Azar[1], Hamid Khorsand[2*]

1- Ph.D. Student, K. N. Toosi University of Technology, Tehran, Iran

2*- Professor, K. N. Toosi University of Technology, Tehran, Iran;hkhorsand@kntu.ac.ir

**Abstract:**

High-entropy alloys (HEAs) have attracted significant attention in advanced materials due to their exceptional mechanical and thermal properties. The production methods of these alloys can generally be categorized based on the state of the starting material into liquid, solid, and vapor methods, and also based on the final product into bulk cast components, powder metallurgy parts, and coatings. In liquid-state methods, processes such as induction melting, arc melting, Bridgman technique, and laser cladding are employed to produce homogeneous alloys with controlled microstructures, enabling the fabrication of single crystals and high-temperature resistant coatings. In solid-state methods, mechanical alloying through ball milling or attritor milling produces nanostructured powders and advanced solid solutions, allowing the development of HEAs with ultra-fine grains and non-equiatomic compositions. Finally, vapor-phase methods, including physical vapor deposition (PVD), magnetron sputtering, plasma spraying, and pulsed laser deposition, are used to create coatings and thin films with controlled microstructures. Each method has distinct advantages and limitations, and the most suitable technique can be selected depending on the intended application.

**Keywords:** High-entropy alloys, Alloy production, Coating, Induction melting, Arc melting, Laser cladding.

# Evaluation of welding defects in industrial pressure autoclaves and quality improvement based on NDT test results

M.R. Pakmanesh[1*], H. Mesforoush[2], B Nekouei[3], M.R. Fazelparvar[4], S. Asghari[5]
1- Institute of Materials and Energy, Iranian Space Research Center; mr.pakmanesh@isrc.ac.ir
2- Institute of Materials and Energy, Iranian Space Research Center; h.mesforoush@isrc.ac.ir
3- Institute of Materials and Energy, Iranian Space Research Center; b.nekouei@isrc.ac.ir
4- Institute of Materials and Energy, Iranian Space Research Center; mr.fazelparvar@isrc.ac.ir
5- Institute of Materials and Energy, Iranian Space Research Center; s.asghari@isrc.ac.ir

## Abstract

This study investigates the process of detecting, evaluating, and repairing weld defects in a pressure vessel of an industrial autoclave. Initially, visual inspection (VT) by safety experts revealed surface discontinuities in the circumferential weld of the autoclave head. To obtain a more accurate assessment, radiographic testing (RT) was performed on the weld area, and the results indicated several internal defects such as porosity and lack of fusion. Due to the severity of these defects, the affected weld section was completely removed and re-welded in accordance with ASME Section VIII and IX standards. After re-welding, RT was repeated and showed minor imperfections in certain regions, which were subsequently repaired and refined by the welder. Finally, ultrasonic testing (UT) was conducted as the final evaluation method to ensure weld integrity. The UT results confirmed the complete removal of discontinuities and verified the satisfactory quality of the final weld. This study highlights the importance of stepwise non-destructive inspections and the complementary use of RT and UT methods in ensuring the structural integrity of pressure components, providing a practical reference for the repair and evaluation process of industrial autoclaves.

**Keywords: Pressure Autoclave, Weld Defects, Radiographic Test, Ultrasonic Test, Weld Repair.**

# 10 kW Fiber Laser Welding of Steel Coils

Mohammad Hosein Rahimi*, Mohammad Javad Sobhani, Ali Chehrghani, Mahdi Shojaee, Reza Azmoodeh, Saifullah Asadollahi
Iranian National Center for Laser Science and Technology, Tehran, Iran, Mh.rahimi70@yahoo.com.

## Abstract
Increasing adoption of laser technology as an advanced thermal source is evident among various industries, notably in steel manufacturing. In cold-rolled steel production lines, laser welding plays a critical role in ensuring product quality and maintaining continuous processing. The welding of thick steel sheets at high speeds within these lines necessitates the use of high-power lasers operating in keyhole mode. A 10-kW fiber laser welding system which is designed and manufactured in Iranian National Center for Laser Science and Technology operated in the pickling line of the Mobarakeh Steel Company's cold rolling mill. the old $CO_2$ laser was replaced by this system. This paper reports the welding outcomes for a wide range of steel sheet thicknesses, from 2 mm to 5.3 mm, at optimized speeds between 4.5 and 9 m/min. Substituting Helium with Argon as the shielding gas resulted in significant reduction of operational costs. Weld quality was evaluated through multiple tests, including the Ericsson test, real-time visual inspection of the weld seam, and metallographic analysis of weld cross-sections. The results confirm the robustness and stability of the high-power fiber laser welding system and demonstrate its reliability of weld diverse grades steel sheets under industrial conditions.

**Keywords: Laser Welding, Keyhole, High Power Fiber Laser, Thick Steel Plate, Cold-Rolled.**

# Design of an Energy Absorbing Structure Inspired by Butterfly Shape and Fabrication Using 3D-Printing with PLA and ABS Materials: A Numerical Study

**Mahdi Rashidi Noshahr[1], Hadi Safi Valilu[2], Mohammad Ali Saeimi Sadigh[3*], Moosa Sajed[4]**

1- BSc Student, Department of Mechanical Engineering, Azarbaijan Shahid Madani University, Tabriz, mahdirashidyy8@gmail.com
2- BSc Student, Department of Mechanical Engineering, Azarbaijan Shahid Madani University, Tabriz, hadisafi1382@gmail.com
3- Associate Professor, Department of Mechanical Engineering, Azarbaijan Shahid Madani University, Tabriz, saeimi.sadigh@azaruniv.ac.ir
4- Assistant Professor, Department of Mechanical Engineering, Azarbaijan Shahid Madani University, Tabriz, sajed@azaruniv.ac.ir

**Abstract:**
With the rapid advancement of additive manufacturing (AM) technologies, the fabrication of lightweight lattice structures with complex geometries and enhanced mechanical performance has become increasingly feasible. This study presents the design and numerical analysis of a novel bioinspired lattice structure derived from the morphology of butterfly wings, aiming to improve energy absorption capabilities. Two thermoplastic materials, PLA and ABS, were employed to fabricate the structures using 3D printing, resulting in two configurations: BWP (PLA-based) and BWA (ABS-based). Finite element simulations were conducted in Abaqus/Explicit to evaluate the compressive behavior and energy absorption performance of the designs. The results, presented through force–displacement curves and deformation patterns, revealed that while the BWA structure exhibited higher load-bearing capacity (up to 100 kN), the BWP structure demonstrated superior energy absorption metrics, including higher EA, SEA, and EAE values. Given the importance of specific energy absorption (SEA) in impact-related applications, the BWP structure is identified as the optimal design for use in energy-absorbing components such as crash boxes and protective systems.

**Keywords:** Lattice Structures, Energy absorbing, Butterfly shape, Auxetic behavior

## I. INTRODUCTION

With the remarkable advancement of additive manufacturing (AM) technologies, it is now possible to produce extremely small components with complex geometries, adaptable designs, and optimized forms. Lightweight structures such as lattice and cellular configurations can be fabricated using either random or regular repeating microstructures. Lattice structures are widely utilized due to their high strength, low weight, and functional properties, and they can be effective in impact mitigation, acoustic and thermal insulation, and convective heat transfer. The mechanical properties of these structures—such as stiffness, strength, and fracture toughness—depend not only on the base materials but also on their interaction with the environment, relative density, unit cell arrangement, and the type of applied loads (bending, tensile, and shear). Moreover, advances in 3D printing have made the production of complex ceramic structures simpler, faster, and more accessible. Techniques such as SLA,

SLS, and FDM enable the fabrication of intricate designs, saving time and streamlining the manufacturing process[1, 2].

Lattice patterns are designed to create lighter and stronger structures for various industrial applications. With the advancement of additive manufacturing technologies, investigating lattice structures for effective product and structural development has become feasible and realistic. This Lattice structures are a class of porous architectures widely employed in lightweight and high-strength applications. Their mechanical and physical properties can be more effectively tailored by modifying the topology and geometry of the lattice system, rather than altering the microstructure or chemical composition of the base material. Due to their high specific strength, thermal management capabilities, energy absorption, and insulation performance, lattice structures hold great promise in automotive, marine, and aerospace industries. They are also utilized in satellites, aircraft components, medical devices, heat exchangers, and other advanced systems. Many of this designs are inspired by nature, and bioinspired lattice structures often exhibit exceptional features such as low weight, enhanced energy absorption, impact resistance, and vibration damping[3-6]. Metamaterials are synthetic materials that exhibit properties beyond those of conventional substances, and this unique characteristics stem from their geometric structure rather than their chemical composition. One of the most well-known types of metamaterials is auxetic materials, which behave differently under deformation. Unlike conventional materials that become narrower when stretched, auxetic materials expand laterally under tension and contract laterally under compression, resulting in a negative Poisson's ratio. This structures possess outstanding mechanical properties such as resistance to indentation, shear, and fracture, as well as enhanced fracture toughness and energy absorption[7-19]. Energy-absorbing structures, which dissipate impact and dynamic loads, are gaining attention across industries such as transportation, aerospace, and infrastructure. Applications range from automotive crash protection and mountain safety to personal protective gear and packaging. To meet growing demand and improve material efficiency, various designs have emerged, including porous sandwiches, honeycombs, foams, and thin-walled multi-cell columns with excellent compressive performance. While honeycomb structures offer tunable properties, they face challenges like high production costs and limited scalability. Sandwich structures help address these issues through multi-layered designs that enhance pressure distribution and maintain low weight[20-22].

With recent advancements in industry, access to lightweight structures with high energy absorption capacity has become essential for numerous engineering applications. Bio-inspired structures, derived from natural forms such as plants and animals, have demonstrated significantly superior performance in energy absorption compared to conventional designs. Consequently, the adoption of biomimetic approaches for designing lightweight, energy-absorbing structures has been steadily increasing across engineering fields in recent years[20]. Despite significant progress in energy-absorbing structures, current designs remain suboptimal. Nature offers valuable insights, as biological structures like plants and animals exhibit low density, high strength, and exceptional energy absorption through complex hierarchical configurations. Examples include the pomelo's spongy peel, nut shells' impact resistance, and beetle forewings' puncture protection. This natural models inspire the development of advanced lattice structures, and with the precision of additive manufacturing, bionic thin-walled designs based on such biological templates are now achievable[23, 24]. As a few examples, Figure 1 illustrates several types of lattice structures inspired by nature. In all this designs, the unit cell is first derived from a natural structure, and then it can be constructed in a lattice form to analyze its mechanical behavior.

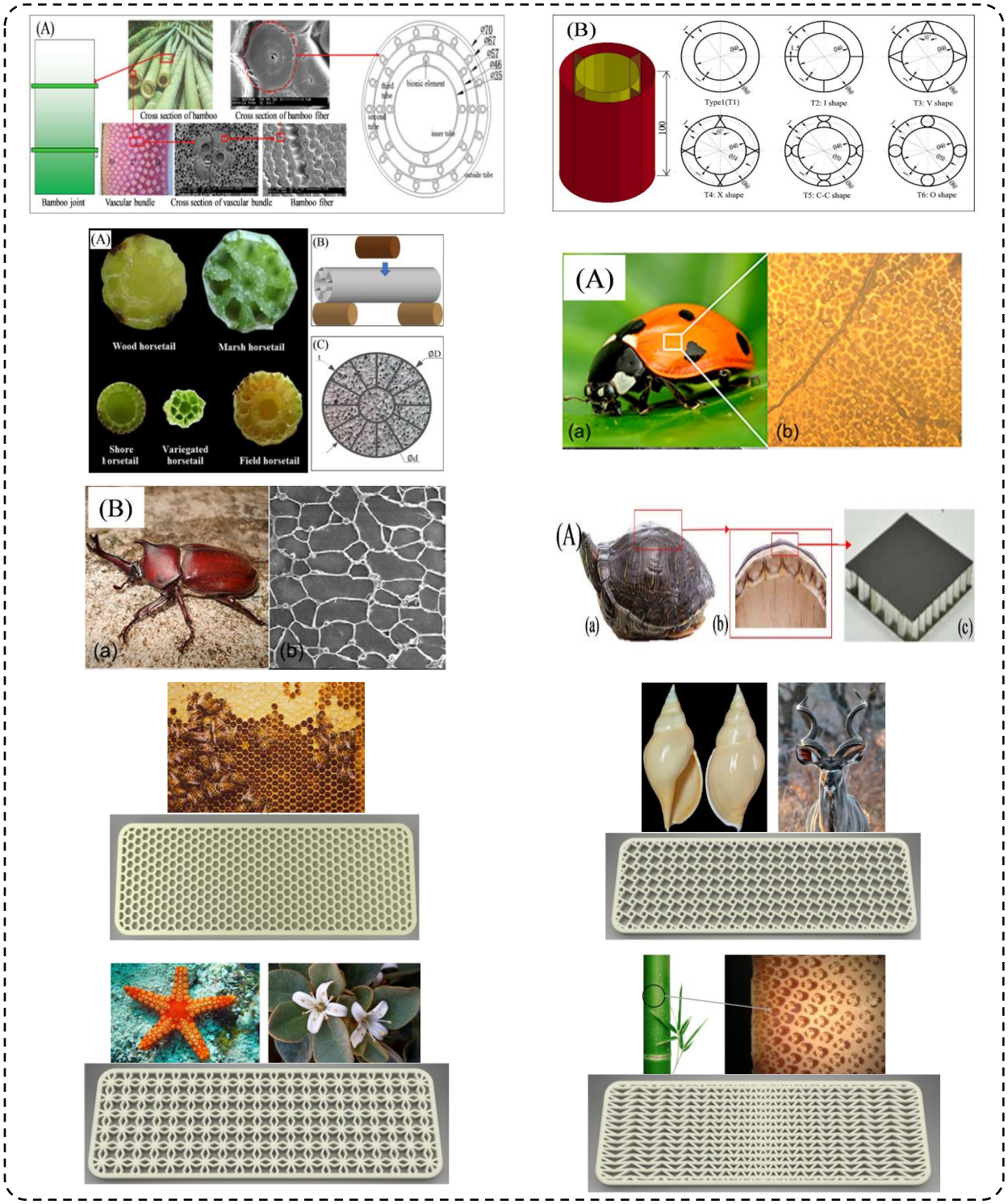



Fig. 1. Samples of lattice structures and inspired structures[25, 26]

In recent years, bioinspired lattice structures have attracted significant attention due to their outstanding energy absorption capabilities and favorable mechanical properties. Examples include geometries derived from honeycombs, parrot beaks, tendons, and bones. In particular, the porous architecture of bone has served as a model for designing both uniform and functionally graded lattice structures to achieve enhanced strength, flexibility, and biocompatibility. Graded structures, owing to their non-uniform density distribution, demonstrate superior mechanical performance and improved fracture energy compared to uniform counterparts. Additionally, biological structures such as skin, scales, claws, bamboo, and toucan beaks have evolved to exhibit lightweight characteristics and effective damage resistance. Based on Maxwell's criterion, lattice structures are categorized into bending-dominated and stretch-dominated types, depending on deformation modes and key components such as struts and sheets. Stretch-dominated structures like the octet truss and TPMS-based designs offer high stiffness and elastic modulus, while bending-dominated structures such as BCC, diamond, and gyroid are more suitable for energy absorption applications. This classification is determined by analyzing the number of structural elements and joints within the system[25, 27-30].

In the present study, to investigate and develop a novel cell and structure aimed at enhancing energy absorption in lattice frameworks through bioinspiration, a new cell introduced in the following section was derived from the morphology of a butterfly. Initially, a unit cell was designed based on this concept and arranged into a lattice configuration. To evaluate its energy absorption capability and compressive load-bearing performance, a finite element simulation was conducted on the structure. Furthermore, to deepen the analysis, the simulation was performed using two different materials, and the influence of the base material on the structural behavior was examined and analyzed. For fabricating standard tensile test specimens to extract the mechanical properties of the constituent material, additive manufacturing technology specifically 3D printing was employed.

## II. Materials and Methods

### A. *Lattice Design*

In this study, the present cells are inspired from wings of butterfly. Since butterfly wings are subjected to aerodynamic and inertial forces during flight and given that they possess low weight while maintaining high strength and superior resistance to aerodynamic loads lattice structures are similarly designed to reduce weight while enhancing strength and resistance to external forces. Therefore, this concept can also be considered a step in that direction[31]. Figure 1 illustrates the unit cell inspired by a butterfly wing (BW). In this study, which involves a numerical analysis of structures, thermoplastic materials PLA and ABS were selected as the base materials for constructing the structures. Figure 3 illustrates the unit cell and the overall structure of the lattice, along with its geometric parameters. The values of this parameters are listed in Table 1. The complete lattice structure, measuring 50×50×30 mm, was designed in SolidWorks 2023 as a 5×5 array of unit cells. Since this study analyzes two structures made from different materials, the structure fabricated from PLA is referred to as (BWP), while the one made from ABS is designated as (BWA). Table 2 also presents the material densities (PLA and ABS), as well as the mass and volume of the two structures.

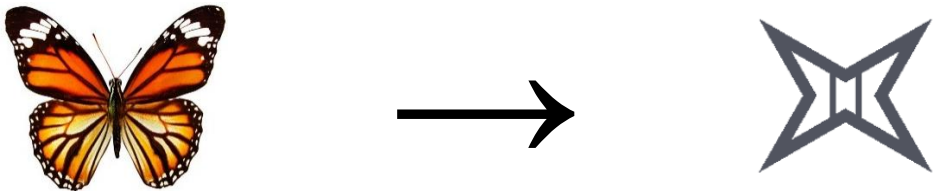
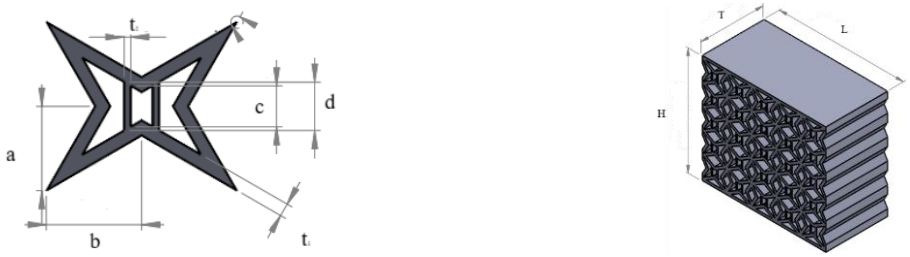


Fig. 2. Unit cell of inspired by butterfly wings




(a) (b)

Fig. 3. unit cell and the overall structure with geometric parameters

**TABLE I.** VALUE OF PARAMETERS

| | a (mm) | b (mm) | c (mm) | d (mm) | $t_1$ (mm) | $t_2$ (mm) | $\theta$ (°) | H (mm) | L (mm) | T (mm) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **BW** | 7.68 | 8.68 | 3.72 | 4.41 | 1.2 | 0.6 | 30 | 50 | 50 | 30 |

**TABLE II.** DENSITY, MASS AND VOLUME OF STRUCTURES

| | $\rho$ (g/mm$^3$) | M (g) | V (m$^3$) |
|---|---|---|---|
| **BWP** | 0.00124 | 57.77 | 46589.76 |
| **BWA** | 0.00107 | 49.85 | 46589.76 |

### B. *Tensile Test*

To determine the mechanical properties of the material used in this study (ABS, PLA) and to utilize this information in finite element software, tensile tests must be conducted. For this purpose, three standard tensile test samples were designed according to ASTM D638, as shown in Figure 4-a, and this samples were also produced using a 3D printer. Figure 4-b illustrates the produced samples. This samples were tested for uniaxial tension using a universal testing machine at a speed of 3 mm/min, as depicted in Figure 4-c. Upon completion of this test, the data was obtained in the form of a force-displacement curve and subsequently converted to a stress-strain curve, as shown in Figure 4-d. The standard tensile test samples were fabricated using a 3D printer (3DPE) developed by (Toseegaran Boede Sevvome) Company, based on the Fused Filament Fabrication (FFF) freeform modeling technology. All design files were created using SolidWorks 2023 software and then imported into Simplify 3D in STL format for print setup. These files were subsequently converted into G-code scripts for printing. The samples were printed with identical parameters as specified in Table 3.

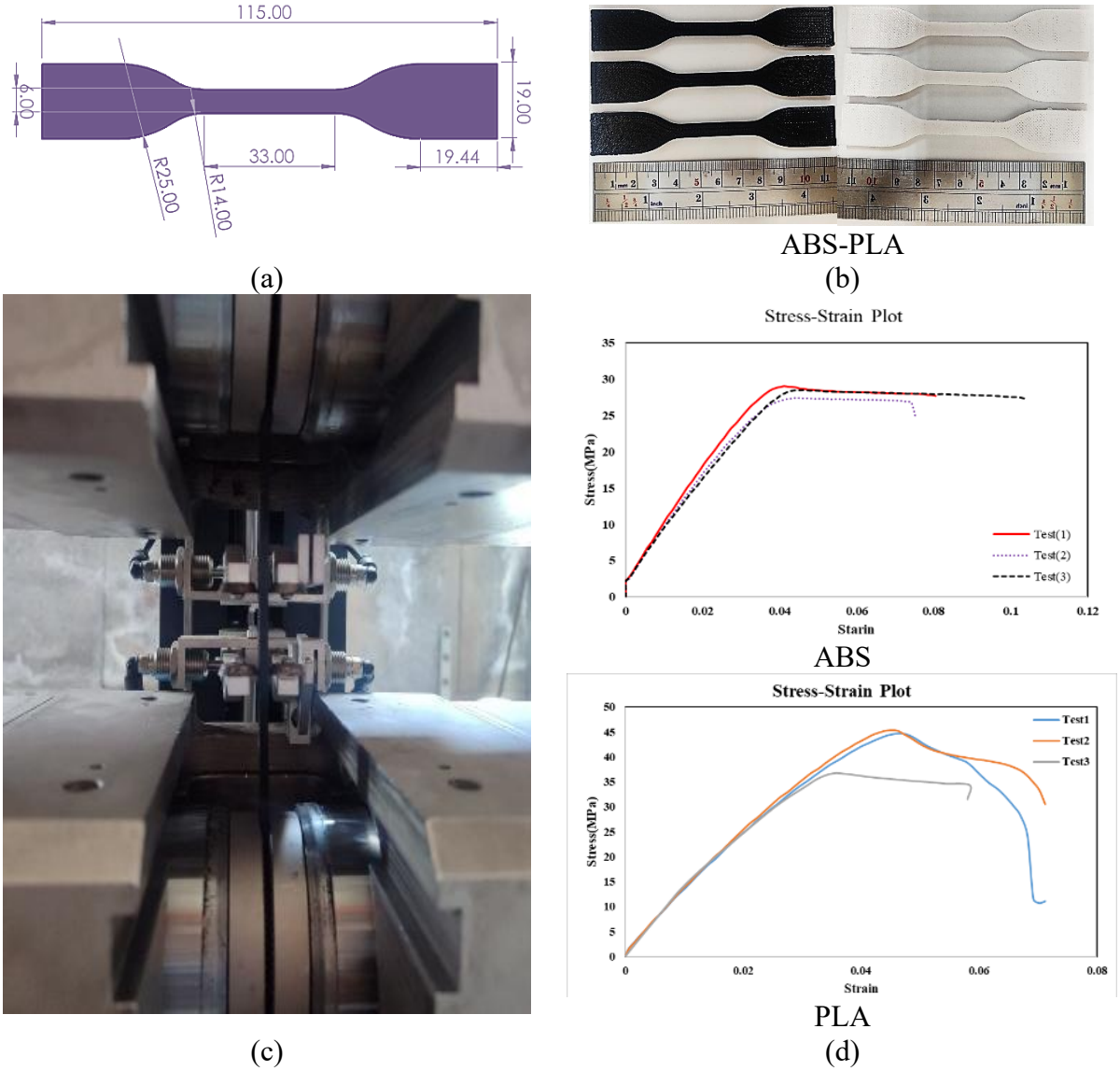



Fig. 4. a) standard tensile test sample, b) produced samples, c) tensile testing machine, d) stress-strain curve

**TABLE III.** 3D PRINTING SETTINGS

| Parameter | Value | |
|---|---|---|
| | **ABS** | **PLA** |
| Layer printing speed | 4000 mm/min | 4000 mm/min |
| Layer thickness | 0.2 mm | 0.2 mm |
| Layer angle | ±45° | ±45° |
| Nozzle temperature | 255 °C | 210 °C |
| Bed temperature | 95 °C | 0 °C |

**C.** *Finite Element Analysis*

The numerical simulation used in this study was developed using the commercial software Abaqus 2023 (Dassault Systèmes, France). The entire compression process was simulated using the Abaqus/Explicit solver. The boundary conditions in the simulation were consistent with those applied in the experimental tests. The upper platen and lower base of the testing machine were modeled as rigid plates positioned at the top and bottom, respectively. Reference points were defined at the center of each rigid body. An axial displacement load was applied to the reference point of the upper platen, while all degrees of freedom at the reference point of the lower base were fully constrained. A general contact condition was implemented, and a penalty function was used for the friction formulation. The tangential friction coefficient was set to 0.3, and the normal behavior was defined as hard contact. The Sweep mesh type was used for meshing the structures. Mechanical properties were extracted from tensile tests and defined in the software using the Drucker–Prager material model. Figure 5 illustrates the mesh model and boundary conditions of the structure.

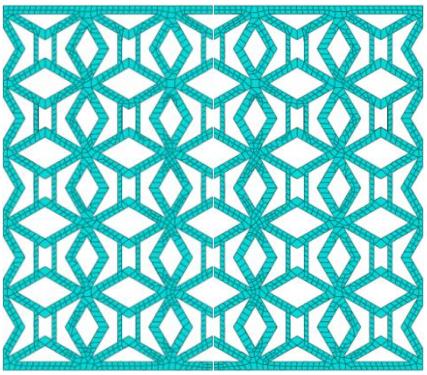


Fig. 5. mesh model of structure

After conducting the numerical analysis and extracting the force-displacement curves for each structure, in order to compare the performance of the structures, their energy absorption capacity must be evaluated. To determine the energy absorption of the structure, the energy absorbed under quasi-static compression was calculated. The key criteria for evaluating the performance of a structure under compressive loading include peak load (Pmax), total energy absorption (EA), specific energy absorption (SEA), mean crushing force (MCF), and energy absorption efficiency (EAE). These indicators are defined as follows:

Total Energy Absorption (EA):

$$EA = \int_0^{\delta_f} P d\delta \tag{1}$$

where P is the force (load) and δf is the displacement.

Specific Energy Absorption (SEA):

$$SEA = \frac{EA}{m} = \frac{\int_0^{\delta_f} P d\delta}{m} \tag{2}$$

where m is the mass of each structure.

Mean Crushing Force (MCF):

$$MCF = \frac{EA}{\delta_f} = \frac{\int_0^{\delta_f} Pd\delta}{\delta_f} \quad (3)$$

Energy Absorption Efficiency (EAE):

$$EAE = \frac{MCF}{P_{max}} \times 100\% \quad (4)$$

where Pmax is the peak force.

## III. Linear Drucker-Prager Model

To accurately simulate the plastic deformation and collapse behavior of the 3D-printed Acrylonitrile Butadiene Styrene (ABS-PLA) lattice structures under compressive loading, the Linear Drucker-Prager (LDP) plasticity model was employed in Abaqus/Explicit. This model is particularly suitable for polymers, foams, and geological materials that exhibit pressure-dependent yielding, meaning their yield strength is influenced by the hydrostatic (mean) stress in the material. This is a critical characteristic for polymers like ABS&PLA, whose compressive yield strength is typically significantly higher than its tensile yield strength a phenomenon clearly observed in the material characterization tests (Section 2-3-1).

### A. *Theoretical Foundation*

The fundamental difference between the LDP model and classic metal plasticity models (e.g., von Mises) is its incorporation of the hydrostatic pressure into the yield criterion. The yield surface for the LDP model is defined in the principal stress space as a right circular cone, in contrast to the von Mises cylinder. The general form of the LDP yield criterion is given by:

$$F = t - ptan\beta - d = 0 \quad (5)$$

Where in this equation, F is the yield function, t is the deviatoric stress measure, often defined as:

$$t = \frac{q}{2}\left[1 + \frac{1}{K} - (1 - \frac{1}{K})(\frac{r}{q})^3\right] \quad (6)$$

Where q is the von Mises equivalent stress:

$$q = \sqrt{\frac{3}{2}(S:S)} \quad (7)$$

S is the deviatoric stress tensor and p is the hydrostatic pressure (mean stress):

$$p = -\frac{1}{3}Trace(\sigma) = -\frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) \quad (8)$$

β is the friction angle of the material. This parameter determines the slope of the yield surface in the p-t plane. d is the cohesion of the material, which represents the yield stress in pure shear (where p=0). K is the flow stress ratio, which defines the shape of the yield surface

in the deviatoric (π) plane. It is the ratio of the yield stress in triaxial tension to the yield stress in triaxial compression. r is the third invariant of the deviatoric stress, defined as:

$$r = (\frac{9}{2} S.S:S)^{1/3} \quad (9)$$

**B.** *Flow Rule and Hardening*

The evolution of the plastic strain is defined by a flow rule. For polymers, a non-associated flow rule is often more appropriate to control the inelastic volumetric deformation (dilatancy) accurately. The plastic potential function, G, for a non-associated flow is given by:

$$G = t - ptan\psi \quad (10)$$

Where ψ is the dilation angle. This parameter controls the magnitude of plastic volumetric strain developed during yielding. The model incorporates isotropic hardening, where the cohesion, d, can be defined as a function of the equivalent plastic strain, ε-pl, allowing the yield surface to expand as the material hardens:

$$d=d(\varepsilon\text{-pl}) \quad (11)$$

**C.** *Model Calibration for ABS-PLA*

The parameters for the LDP model (β, d, K, and ψ) were calibrated using the data from the uniaxial tensile and compressive tests on the bulk material, as performed in Section 2-3-1. Friction Angle (β) and Cohesion (d) were calibrated by fitting the yield criterion to the initial yield stresses from the uniaxial tensile (σt) and uniaxial compression (σc) tests. The relationships are derived from the yield function and are given by:

$$\sigma_t = \frac{2dcos\beta}{\sqrt{3}(1 + sin\beta/3)} \quad (12)$$

$$\sigma_c = \frac{2dcos\beta}{\sqrt{3}(1 - sin\beta/3)} \quad (13)$$

By solving these two equations simultaneously using the experimentally obtained σt and σc , the values for d and β were determined. Dilation Angle (ψ), was calibrated by matching the volumetric strain response observed during the compression tests on the bulk ABS-PLA specimens. Flow Stress Ratio (K), was adjusted to ensure the model's prediction aligned with the experimental yield points from both tensile and compressive tests, providing a balanced fit across different stress states. By implementing this calibrated Linear Drucker-Prager model, the finite element analysis was able to accurately capture the complex, pressure-dependent plastic behavior of the 3D-printed ABS-PLA, including the large deformation and collapse of the struts within the auxetic lattice structures, thereby providing a reliable numerical tool for analyzing their energy absorption performance.

## IV. Results and Discussion

In this section, the results obtained from the finite element analysis are examined. The analysis results were first extracted as force–displacement curves and plotted as shown in Figure 6. Additionally, the deformation behavior of the structures under different displacements was illustrated in Figure 7 at displacements of 0, 2, 20, 25, and 30 mm. As observed from the curve in Figure 6, the BWA structure demonstrated a higher load-bearing capacity compared to the BWP structure. However, the BWP structure absorbed more energy throughout the process than BWA. Both structures experienced buckling at approximately 2 mm displacement and then began to absorb energy. During this phase, the BWA structure was able to absorb energy up to 20 mm displacement before densification and load-bearing behavior began. In contrast, the BWP structure absorbed energy up to around 25 mm displacement before entering the densification phase and bearing load. Table 4 presents the values corresponding to Equations (1) – (4), and Figure 8 compares them in the form of bar charts. The results indicate that the BWP structure has higher EA (Energy Absorption), SEA (Specific Energy Absorption), and EAE (Effective Absorbed Energy) values compared to the BWA structure, but a lower load-bearing capacity. Specifically, the BWA structure was able to withstand up to 100 kN of force, whereas the BWP structure endured a maximum of approximately 65 kN. Since SEA is a key evaluation metric, the BWP structure is considered the optimal design with superior specific energy absorption performance. The conventional energy-absorbing structure used in the industry is the hexagonal honeycomb structure. In the dimensions designed in the present study, this structure was capable of absorbing approximately 40 joules of energy and withstanding a force of about 4000 newtons[32]. By comparing these results, the superiority of the bioinspired structure becomes evident.

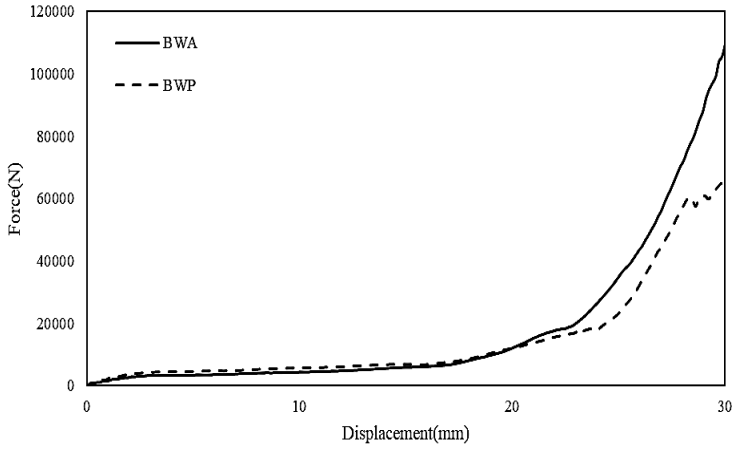



Fig. 6. Force-Displacement curve of structures

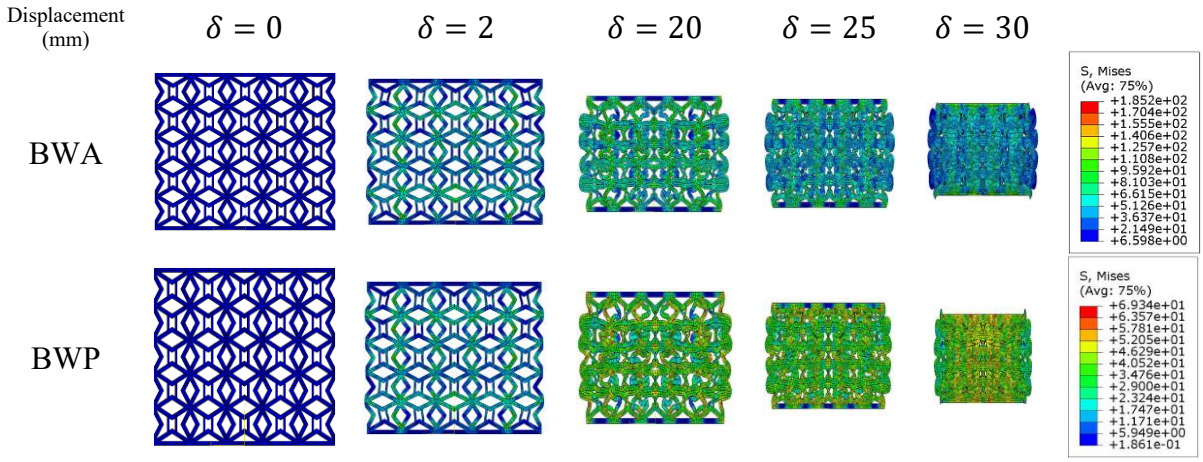



Fig. 7. Deformation behavior of BWA&BWP

**TABLE IV.** VALUE OF EA, SEA, MCF, EAE

| | EA (J) | SEA (KJ/Kg) | MCF (N) | EAE (%) |
|---|---|---|---|---|
| **BWA** | 109587.92 | 1896.97 | 17802.19 | 16.25 |
| **BWP** | 226229.72 | 4538.21 | 14612.95 | 22.44 |

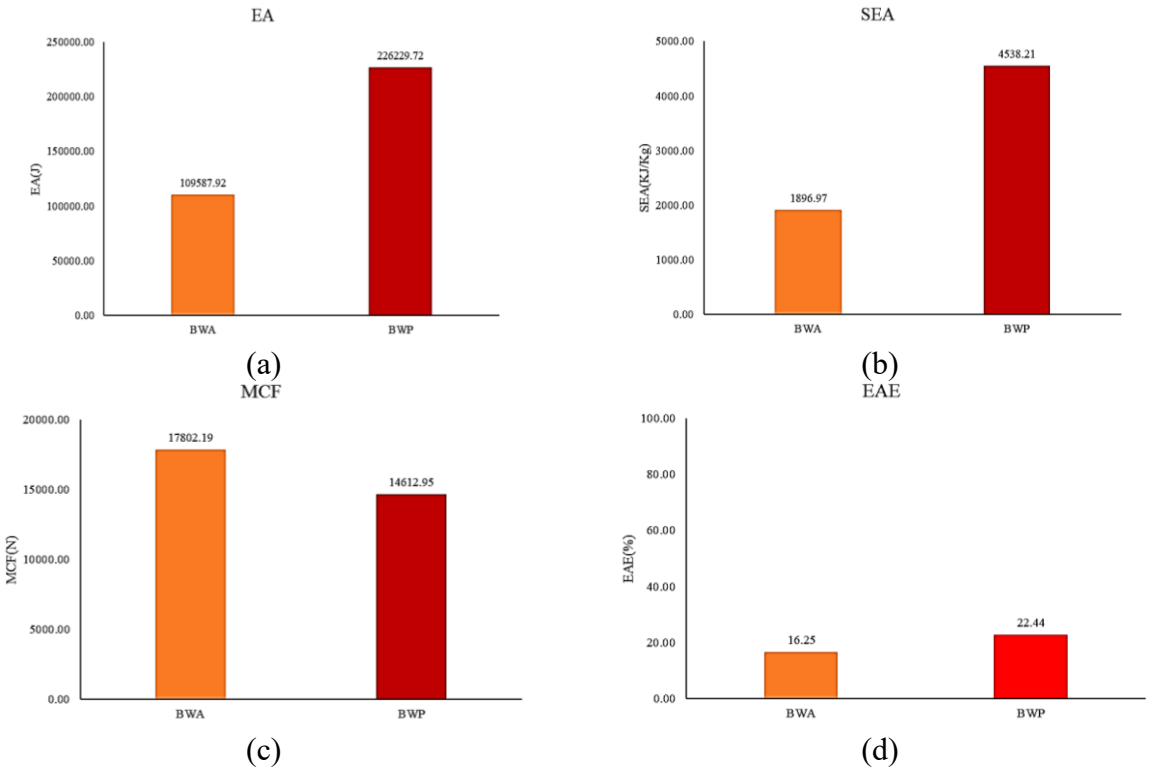



Fig. 8. Plot of a: EA, b: SEA, c: MCF, d: EAE

## V. Conclusion

The numerical simulation conducted using Abaqus software accurately replicated the compression test conditions. The finite element analysis results revealed that both BWA and BWP structures exhibit notable mechanical behavior under compressive loading. The BWA structure demonstrated a higher load-bearing capacity, withstanding up to 100 kN, whereas the BWP structure endured a maximum of approximately 65 kN. However, the BWP structure showed superior energy absorption performance, with higher values of EA (Energy Absorption), SEA (Specific Energy Absorption), and EAE (Effective Absorbed Energy), and was able to absorb energy over a longer displacement range. Given that SEA is a critical evaluation metric for energy absorption efficiency, the BWP structure is considered the optimal design, offering better specific energy absorption performance and making it more suitable for energy-absorbing applications such as impact attenuators and crash protection systems.

## References

[1] L. Boniotti, S. Foletti, S. Beretta, and L. Patriarca, "Analysis of strain and stress concentrations in micro-lattice structures manufactured by SLM," *Rapid Prototyping Journal,* vol. 26, no. 2, pp. 370-380, 2020.

[2] X. Shuai, Y. Zeng, P. Li, and J. Chen, "Fabrication of fine and complex lattice structure Al2O3 ceramic by digital light processing 3D printing technology," *Journal of Materials Science,* vol. 55, no. 16, pp. 6771-6782, 2020.

[3] P. K. Sahu and S. S. Hiremath, "Performance Evaluation of Butterfly Shape-Inspired Structures Produced via Additive Manufacturing Process," *Advanced Engineering Materials,* p. e202501307.

[4] D. Sharma and S. S. Hiremath, "Compressive and flexural properties of the novel lightweight tailored bio-inspired structures," *Thin-Walled Structures,* vol. 174, p. 109169, 2022.

[5] R. Miralbes, S. Higuera, D. Ranz, and J. A. Gomez, "Comparative analysis of mechanical properties and energy absorption capabilities of functionally graded and non-graded thermoplastic sheet gyroid structures," *Mechanics of Advanced Materials and Structures,* vol. 29, no. 26, pp. 5142-5155, 2022.

[6] A. A. Alshare, F. Calzone, and M. Muzzupappa, "Hydraulic manifold design via additive manufacturing optimized with CFD and fluid-structure interaction simulations," *Rapid prototyping journal,* vol. 25, no. 9, pp. 1516-1524, 2019.

[7] J. Zhang, G. Lu, and Z. You, "Large deformation and energy absorption of additively manufactured auxetic materials and structures: A review," *Composites Part B: Engineering,* vol. 201, p. 108340, 2020.

[8] A. Ghaedizadeh, J. Shen, X. Ren, and Y. M. Xie, "Tuning the performance of metallic auxetic metamaterials by using buckling and plasticity," *Materials,* vol. 9, no. 1, p. 54, 2016.

[9] R. Critchley, I. Corni, J. A. Wharton, F. C. Walsh, R. J. Wood, and K. R. Stokes, "A review of the manufacture, mechanical properties and potential applications of auxetic foams," *physica status solidi (b),* vol. 250, no. 10, pp. 1963-1982, 2013.

[10] J. Shen, S. Zhou, X. Huang, and Y. M. Xie, "Simple cubic three-dimensional auxetic metamaterials," *physica status solidi (b),* vol. 251, no. 8, pp. 1515-1522, 2014.
[11] X. Ren, R. Das, P. Tran, T. D. Ngo, and Y. M. Xie, "Auxetic metamaterials and structures: a review," *Smart materials and structures,* vol. 27, no. 2, p. 023001, 2018.
[12] X. Y. Zhang and X. Ren, "A simple methodology to generate metamaterials and structures with negative Poisson's ratio," *physica status solidi (b),* vol. 257, no. 10, p. 2000439, 2020.
[13] N. Novak, M. Vesenjak, and Z. Ren, "Auxetic cellular materials-a review," *Strojniški vestnik-Journal of Mechanical Engineering,* vol. 62, no. 9, pp. 485-493, 2016.
[14] C. Luo, C. Z. Han, X. Y. Zhang, X. G. Zhang, X. Ren, and Y. M. Xie, "Design, manufacturing and applications of auxetic tubular structures: A review," *Thin-Walled Structures,* vol. 163, p. 107682, 2021.
[15] R. Lakes and K. Elms, "Indentability of conventional and negative Poisson's ratio foams," *Journal of Composite Materials,* vol. 27, no. 12, pp. 1193-1202, 1993.
[16] V. H. Carneiro, J. Meireles, and H. Puga, "Auxetic materials—A review," *Materials Science-Poland,* vol. 31, no. 4, pp. 561-571, 2013.
[17] K. Alderson, A. Pickles, P. Neale, and K. E. Evans, "Auxetic polyethylene: the effect of a negative Poisson's ratio on hardness," *Acta Metallurgica et Materialia,* vol. 42, no. 7, pp. 2261-2266, 1994.
[18] L. Jiang and H. Hu, "Low-velocity impact response of multilayer orthogonal structural composite with auxetic effect," *Composite Structures,* vol. 169, pp. 62-68, 2017.
[19] G. Imbalzano, P. Tran, T. D. Ngo, and P. V. Lee, "A numerical study of auxetic composite panels under blast loadings," *Composite Structures,* vol. 135, pp. 339-352, 2016.
[20] N. San Ha and G. Lu, "A review of recent research on bio-inspired structures and materials for energy absorption applications," *Composites Part B: Engineering,* vol. 181, p. 107496, 2020.
[21] P. Kaczyński, M. Ptak, F. AO Fernandes, L. Chybowski, J. Wilhelm, and R. J. Alves de Sousa, "Development and testing of advanced cork composite sandwiches for energy-absorbing structures," *Materials,* vol. 12, no. 5, p. 697, 2019.
[22] R. Qin, X. Wang, F. Gao, and B. Chen, "Energy absorption performance of hexagonal multi-cell tube with hierarchy under axial loading," *Thin-Walled Structures,* vol. 169, p. 108392, 2021.
[23] F. Buccino, P. Bruzzaniti, S. Candidori, S. Graziosi, and L. M. Vergani, "Tailored Torsion and Bending-Resistant Avian-Inspired Structures," *Advanced Engineering Materials,* vol. 24, no. 12, p. 2200568, 2022.
[24] N. S. Ha, V. T. Le, and N. S. Goo, "Investigation of punch resistance of the Allomyrira dichtoloma beetle forewing," *Journal of Bionic Engineering,* vol. 15, no. 1, pp. 57-68, 2018.
[25] R. Gautam, S. Idapalapati, and S. Feih, "Printing and characterisation of Kagome lattice structures by fused deposition modelling," *Materials & Design,* vol. 137, pp. 266-275, 2018.
[26] N. Namvar, I. Moloukzadeh, A. Zolfagharian, F. Demoly, and M. Bodaghi, "Bio-inspired design, modeling, and 3D printing of lattice-based scale model scooter

decks," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* vol. 126, no. 7, pp. 2887-2903, 2023.

[27] H. Tsang and S. Raza, "Impact energy absorption of bio-inspired tubular sections with structural hierarchy," *Composite Structures,* vol. 195, pp. 199-210, 2018.

[28] C. Tan *et al.*, "Additive manufacturing of bio-inspired multi-scale hierarchically strengthened lattice structures," *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 167, p. 103764, 2021.

[29] A. Fallah *et al.*, "3D printed scaffold design for bone defects with improved mechanical and biological properties," *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials,* vol. 134, p. 105418, 2022.

[30] Y. Liu *et al.*, "Bionic design of thin-walled tubes inspired by the vascular structure of bamboo," *Thin-Walled Structures,* vol. 186, p. 110689, 2023.

[31] P. K. Sahu and S. S. Hiremath, "Performance Evaluation of Butterfly Shape-Inspired Structures Produced via Additive Manufacturing Process," *Advanced Engineering Materials,* p. e202501307, 2025.

[32] H. Safi Valilu, M. A. Saeimi Sadigh, M. Sajed, and V. Tavousi, "Experimental and Numerical Analysis of Energy Absorption in 3D-Printed Auxetic and Combined Lattice Structures Under Quasi-Static Loading," *Modares Mechanical Engineering,* vol. 25, no. 9, pp. 555-565, 2025, doi: 10.48311/mme.2025.27793.

# Application of Artificial Intelligence in Optimization and Quality Control of Welding Processes: A Review of Recent Advances and Challenges

Mojtaba Sadeghi
Ph.D. in Materials and Metallurgy Engineering, Sirjan Jahan Steel Company (SJSCo), Sirjan, Iran,
msg8789@yahoo.com

## Abstract

In recent years, the application of artificial intelligence (AI) in welding processes has emerged as one of the most effective approaches for improving quality and industrial productivity. The purpose of this study is to provide a comprehensive review of recent advancements in the use of AI algorithms for monitoring, controlling, and optimizing various welding processes, including robotic welding and friction stir welding (FSW). This paper examines the role of artificial neural networks, adaptive neuro-fuzzy systems, genetic algorithms, deep learning architectures, and hybrid intelligent models in weld quality prediction, defect detection, and optimal parameter adjustment. The literature review indicates that integrating machine learning models with advanced sensing technologies significantly enhances the accuracy of mechanical property prediction, reduces defect occurrence, and improves process stability. Nevertheless, challenges such as the shortage of real-world data, the need for generalizable models, and computational complexity remain major obstacles to large-scale industrial adoption. Finally, future opportunities—such as the implementation of digital twin technology and embedded AI in intelligent robotic welding systems—are discussed as promising directions for next-generation smart welding.

**Keywords: Artificial Intelligence, Welding, Robotic Welding, Friction Stir Welding, Machine Learning, Quality Prediction.**

# Investigation of Energy Absorption Performance of Lattice Hybrid Structure Combining Hexagonal Honeycomb and Expansion Tube Mechanism: A Numerical Study

**Mohammad Ali Saeimi Sadigh[1*], Hadi Safi Valilu[2], Mahdi Rashidi Noshahr[3], Moosa Sajed[4]**

1- Associate Professor, Department of Mechanical Engineering, Azarbaijan Shahid Madani University, Tabriz, saeimi.sadigh@azaruniv.ac.ir

2- BSc Student, Department of Mechanical Engineering, Azarbaijan Shahid Madani University, Tabriz, hadisafi1382@gmail.com

3- BSc Student, Department of Mechanical Engineering, Azarbaijan Shahid Madani University, Tabriz, mahdirashidyy8@gmail.com

4- Assistant Professor, Department of Mechanical Engineering, Azarbaijan Shahid Madani University, Tabriz, sajed@azaruniv.ac.ir

**Abstract:**

In this study, to enhance energy absorption performance, a new hybrid structure was designed and introduced by combining a hexagonal honeycomb energy-absorbing structure with an expandable tubular energy absorber. The primary objective was to investigate the synergistic effect resulting from the hybridization of these two mechanisms and to evaluate its performance quantitatively. After designing three structures (simple honeycomb, expandable tube, and hybrid) in SolidWorks 2023, quasi-static compression simulation was performed using the Explicit method in Abaqus 2022 software, employing the Drucker-Prager material model. After confirming the superiority of the hybrid structure in the simulation, a sample was fabricated using 3D printing and subjected to an experimental compression test. The simulation results revealed that the hybrid structure, compared to the simple honeycomb, increased Total Energy Absorption (EA) and Mean Crushing Force (MCF) by an average of approximately 82%, and Specific Energy Absorption (SEA) by 27.5%. This significant improvement is attributed to the simultaneous and synergistic action of the lattice cell collapse mechanism and the extensive plastic deformation of the tube, leading to more uniform stress distribution and more effective engagement of the material volume. The acceptable agreement between the experimental and numerical results confirmed the validity of the analysis. This research presents an effective step toward developing a new generation of lightweight energy absorbers with high efficiency and reliability.

**Keywords:** Lattice Structures, 3D-Printing, Energy absorbing, Expansion Tubes

## I. INTRODUCTION

Additive Manufacturing (AM) is increasingly utilized across various industries, including medical, automotive, aerospace, and oil and gas sectors, due to its significant advancements in producing near-net-shape components with complex geometries. A prominent example is the fabrication of three-dimensional porous structures with open cells, which benefit from high customizability enabled by computer-aided design (CAD). Compared to solid counterparts, these structures offer lower weight, adjustable stiffness, increased surface area, and a higher strength-to-weight ratio. Moreover, when made from biocompatible materials with tunable

porosity, they provide an effective substrate for human cell attachment, proliferation, and growth, making them suitable for biomedical applications such as orthopedic implants and tissue engineering scaffolds[1-5]. Lattice structures, as a type of porous architecture, are widely used in applications requiring lightweight and high-strength performance. Their mechanical and physical properties can be efficiently tailored by modifying their topology and geometry rather than altering material composition. These structures find extensive use in automotive, marine, aerospace, satellite, aircraft, and medical devices due to their high specific strength, energy absorption, heat dissipation, and thermal insulation capabilities. Many lattice designs are inspired by nature, offering enhanced impact resistance and vibration damping alongside their structural efficiency[6-10]. Nowadays, with the increase in the number of vehicles, the likelihood of accidents during driving has also risen. To prevent injuries resulting from these accidents, it is necessary to use systems that can mitigate damage upon impact. In such systems, energy-absorbing mechanisms can be employed to convert impact energy into plastic deformation. In recent years, tubular energy absorbers have been proposed and utilized to meet this need. When pressure is applied to these tubes, factors such as the expansion angle and the friction coefficient between the deformable tube and its supports play a significant role in energy absorption[11-16].

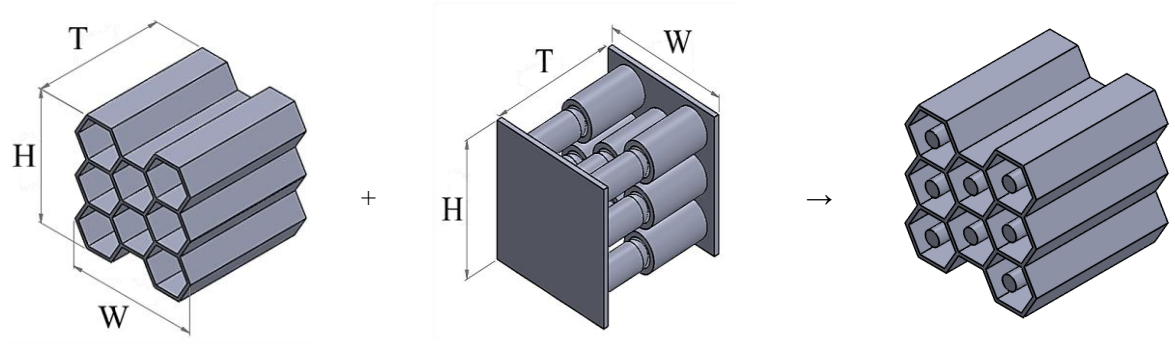
In the present study, to enhance the energy absorption performance, a new structure was introduced by combining a lattice energy-absorbing structure with an expandable tubular energy absorber. The aim of hybridizing these two mechanisms was to investigate their energy absorption effect. To evaluate energy absorption in the structures, a compression test was simulated. First, a hexagonal lattice structure and an expandable tube were modeled separately, and then the hybrid structure was analyzed. After confirming that the hybrid structure exhibited higher energy absorption, a sample was fabricated using 3D printing, and an experimental compression test was conducted. The results were then compared with those obtained from finite element analysis.

## II. Materials and Methods

### A. *Lattice Design*

In this study, three energy-absorbing structures a regular hexagonal honeycomb, an expandable tube, and a hybrid of these two were designed using SolidWorks 2023 software. Figure 1 illustrates the unit cell of the regular hexagonal honeycomb and the mechanism of the expandable tube along with their geometric design parameters. Additionally, Figure 2 presents an overall view of all three structures with their dimensional parameters. Table 1 provides the values corresponding to each of these parameters, along with their mass and volume.

Fig. 1. Unit cells of a) hexagonal honeycomb and b) expansion tube




Hexagonal honeycomb (HH) | Expansion tube (ET) | Hybrid structure (HS)

Fig. 2. Overall view of structures

**TABLE I.** VALUE OF GEOMETRY PARAMETERS

| Structures | a (mm) | b (mm) | t (mm) | $d_0$ (mm) | $d_1$ (mm) | D (mm) | $L_1$ (mm) | $L_2$ (mm) | W (mm) | H (mm) | T (mm) | M (g) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **HH** | 9.25 | 8.70 | 1.2 | - | - | - | - | - | 50 | 50 | 50 | 24.36 |
| **ET** | - | - | - | 5.20 | 5 | 8.20 | 25 | 25 | 50 | 50 | 50 | 33.72 |

### **B.** *Tensile Test*

To determine the mechanical properties of the material used in this study (ABS) and to utilize this information in finite element software, tensile tests must be conducted. For this purpose, three standard tensile test samples were designed according to ASTM D638, as shown in Figure 3-a, and these samples were also produced using a 3D printer. Figure 3-b illustrates the produced samples. These samples were tested for uniaxial tension using a universal testing machine at the speed of 3 mm/min, as depicted in Figure 3-c. Upon completion of this test, the data was obtained in the form of a force-displacement curve and subsequently converted to a stress-strain curve, as shown in Figure 3-d. The designed structures were fabricated using a 3D printer (3DPE) developed by (Toseegaran Boede Sevvome) Company, based on the Fused Filament Fabrication (FFF) freeform modeling technology. For all structures, the thermoplastic material Acrylonitrile Butadiene Styrene (ABS) was selected as the raw material for 3D printing. All design files were created using SolidWorks 2023 software and then imported into Simplify 3D in STL format for print setup. These files were subsequently converted into G-code scripts for printing. All samples were printed with identical parameters such as layer thickness, print angle, and print speed, as specified in Table 3. Additionally, to prevent first-layer errors during sample printing, three support layers were printed beneath each sample, which were manually removed after the printing process was completed.

**TABLE II.** 3D PRINTING SETTINGS

| Parameter | Value |
|---|---|
| Layer printing speed | 4000 mm/min |
| Layer thickness | 0.2 mm |
| Layer angle | ±45° |
| Nozzle temperature | 255 °C |
| Bed temperature | 95 °C |

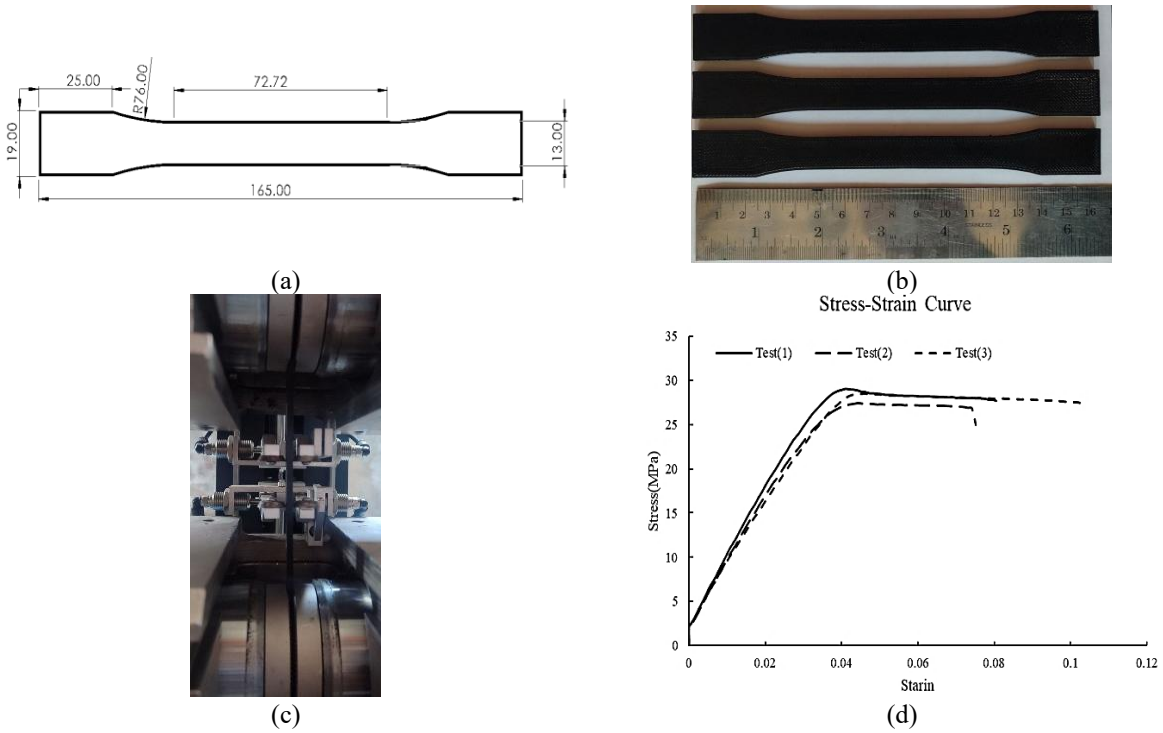



Fig. 3. a) standard tensile test sample, b) produced samples, c) tensile testing machine, d) stress-strain curve

## C. *Evaluation criteria*

After conducting the experiments and extracting the force-displacement curves for each structure, in order to compare the performance of the structures, their energy absorption capacity must be evaluated. To determine the energy absorption of the structure, the energy absorbed under quasi-static compression was calculated. The key criteria for evaluating the performance of a structure under compressive loading include peak load (Pmax), total energy absorption (EA), specific energy absorption (SEA), mean crushing force (MCF), and energy absorption efficiency (EAE). These indicators are defined as follows [Reference]:

Total Energy Absorption (EA):

$$EA = \int_0^{\delta_f} P d\delta \tag{1}$$

where P is the force (load) and $\delta_f$ is the displacement.

Specific Energy Absorption (SEA):

@ICWNDT

$$SEA = \frac{EA}{m} = \frac{\int_0^{\delta_f} Pd\delta}{m} \quad (2)$$

where m is the mass of each structure.

Mean Crushing Force (MCF):

$$MCF = \frac{EA}{\delta_f} = \frac{\int_0^{\delta_f} Pd\delta}{\delta_f} \quad (3)$$

## III. Finite Element Analysis

To perform quasi-static compression simulations for calculating energy absorption by the structures, finite element analysis was conducted using the commercial software Abaqus 2022. Initially, the designed structures were imported into the finite element software in Parasolid format. Next, the mechanical properties of the ABS material under study needed to be defined within the software. These properties were derived from the tensile test data mentioned in the previous section and were entered accordingly. In the present study, the Drucker-Prager method was used to extract the mechanical properties of the material. The Drucker-Prager model is a plasticity model commonly applied to materials such as soils, rocks, concrete, and certain polymers. It is a generalization of the Von Mises yield criterion, incorporating the effect of hydrostatic pressure. Simply put, in this model, the strength of the material depends not only on shape distortions (as in Von Mises) but also on the pressure applied to the material. Further explanation of this theory is provided in the next section. To simulate the current conditions, the Abaqus Explicit method was employed. Based on the problem setup, boundary conditions were defined. Since the structure is placed between two jaws, the degrees of freedom of the bottom plate were fully constrained, and a displacement of 3 mm/min was applied to the top plate in the Z-direction. The friction coefficient between the jaws and the structure was set to 0.3. For meshing the structures, the Sweep mesh method was used for all three designs. Figure 5 illustrates the boundary conditions and the type of meshing applied to the structures.

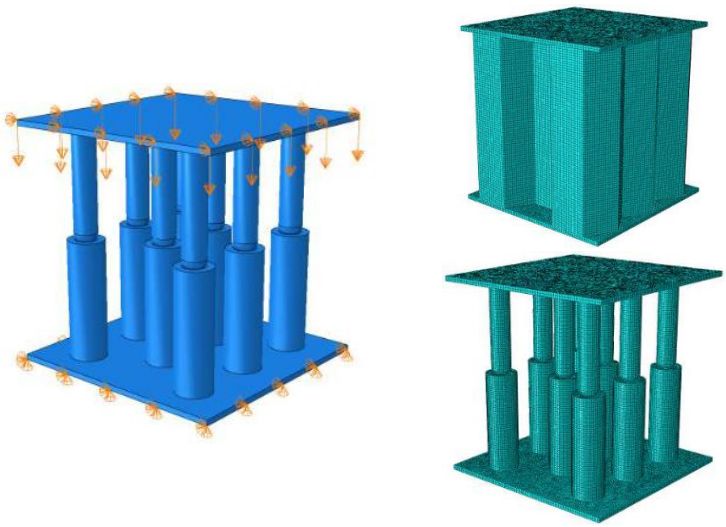


Fig. 4. boundary conditions and meshing structure

### IV. 4. Linear Drucker-Prager Model

To accurately simulate the plastic deformation and collapse behavior of the 3D-printed Acrylonitrile Butadiene Styrene (ABS) lattice structures under compressive loading, the Linear Drucker-Prager (LDP) plasticity model was employed in Abaqus/Explicit. This model is particularly suitable for polymers, foams, and geological materials that exhibit pressure-dependent yielding, meaning their yield strength is influenced by the hydrostatic (mean) stress in the material. This is a critical characteristic for polymers like ABS, whose compressive yield strength is typically significantly higher than its tensile yield strength a phenomenon clearly observed in the material characterization tests (Section 2-3-1).

#### A. *Theoretical Foundation*

The fundamental difference between the LDP model and classic metal plasticity models (e.g., von Mises) is its incorporation of the hydrostatic pressure into the yield criterion. The yield surface for the LDP model is defined in the principal stress space as a right circular cone, in contrast to the von Mises cylinder. The general form of the LDP yield criterion is given by:

$$F = t - p\tan\beta - d = 0 \tag{5}$$

Where in this equation, F is the yield function, t is the deviatoric stress measure, often defined as:

$$t = \frac{q}{2}\left[1 + \frac{1}{K} - (1 - \frac{1}{K})(\frac{r}{q})^3\right] \tag{6}$$

Where q is the von Mises equivalent stress:

$$q = \sqrt{\frac{3}{2}(S:S)} \tag{7}$$

S is the deviatoric stress tensor and p is the hydrostatic pressure (mean stress):

$$p = -\frac{1}{3}Trace(\sigma) = -\frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) \tag{8}$$

β is the friction angle of the material. This parameter determines the slope of the yield surface in the p-t plane. d is the cohesion of the material, which represents the yield stress in pure shear (where p=0). K is the flow stress ratio, which defines the shape of the yield surface in the deviatoric (π) plane. It is the ratio of the yield stress in triaxial tension to the yield stress in triaxial compression. r is the third invariant of the deviatoric stress, defined as:

$$r = (\frac{9}{2}S.S:S)^{1/3} \tag{9}$$

#### B. *Flow Rule and Hardening*

The evolution of the plastic strain is defined by a flow rule. For polymers, a non-associated flow rule is often more appropriate to control the inelastic volumetric deformation (dilatancy) accurately. The plastic potential function, G, for a non-associated flow is given by:

$$G = t - p\tan\psi \tag{10}$$

Where ψ is the dilation angle. This parameter controls the magnitude of plastic volumetric strain developed during yielding. The model incorporates isotropic hardening, where the cohesion, d, can be defined as a function of the equivalent plastic strain, ε-pl, allowing the yield surface to expand as the material hardens:

$$d=d(\varepsilon\text{-}pl) \tag{11}$$

### C. *Model Calibration for ABS*

The parameters for the LDP model (β, d, K, and ψ) were calibrated using the data from the uniaxial tensile and compressive tests on the bulk material, as performed in Section 2-3-1. Friction Angle (β) and Cohesion (d) were calibrated by fitting the yield criterion to the initial yield stresses from the uniaxial tensile (σt) and uniaxial compression (σc) tests. The relationships are derived from the yield function and are given by:

$$\sigma_t = \frac{2dcos\beta}{\sqrt{3}(1+sin\beta/3)} \tag{12}$$

$$\sigma_c = \frac{2dcos\beta}{\sqrt{3}(1-sin\beta/3)} \tag{13}$$

By solving these two equations simultaneously using the experimentally obtained σt and σc , the values for d and β were determined. Dilation Angle (ψ), was calibrated by matching the volumetric strain response observed during the compression tests on the bulk ABS specimens. Flow Stress Ratio (K), was adjusted to ensure the model's prediction aligned with the experimental yield points from both tensile and compressive tests, providing a balanced fit across different stress states. By implementing this calibrated Linear Drucker-Prager model, the finite element analysis was able to accurately capture the complex, pressure-dependent plastic behavior of the 3D-printed ABS, including the large deformation and collapse of the struts within the auxetic lattice structures, thereby providing a reliable numerical tool for analyzing their energy absorption performance.

## V. RESULTS AND DISCUSSION

In this section, the results obtained from the finite element analysis are examined. The analysis results were first extracted as force-displacement curves and plotted as shown in Figure 5. Additionally, the deformation behavior of the structures under different displacements was illustrated in Figure 6 at displacements of 0, 2, 25, and 35 mm. The quantitative results extracted from the quasi-static compression simulation analysis for the three studied structures are presented in Table 3 in the form of key energy absorption parameters. These parameters are: Total Energy Absorption (EA), Specific Energy Absorption (SEA), and Mean Crushing Force (MCF). The force-displacement curve and the deformation sequence of these structures are also shown in Figures 5 and 6, respectively. By quantitatively comparing the results in Table 1, the significant superiority of the designed hybrid structure over the simple honeycomb structure is clearly evident. The EA value for the hybrid structure reached 686691.49 Joules, which compared to the value of 376792.01 Joules for the honeycomb structure, shows an increase of approximately 82.3%. This significant increase is directly due to the combined mechanism of lattice cell collapse and simultaneous plastic deformation of the expandable tube occurring in the hybrid structure. As observed in the

deformation sequence in Figure 6, while the honeycomb structure gradually collapses, the hybrid structure, by distributing stress more uniformly and engaging a larger volume of material in the energy absorption process, maintains a higher resistance force throughout the displacement. The MCF value is an indicator of the structure's stable resistance force. This parameter's value for the hybrid structure is 22889.72 Newtons, which has increased by 82.2% compared to the value of 12559.74 Newtons for the honeycomb structure. This close correspondence in the percentage increase of EA and MCF (around 82%) indicates that the performance improvement is not merely due to increased displacement, but the hybrid structure also applies a more effective and stable force per unit displacement. This parameter, which indicates energy absorption efficiency per unit mass, is a key criterion for weight-sensitive applications. The SEA value for the hybrid structure was calculated as 15105.40 Joules per kilogram, which, compared to 11848.81 Joules per kilogram for the honeycomb structure, registers an increase equivalent to 27.5%. This significant improvement in energy absorption efficiency indicates the optimal nature of the combined design; such that adding the expandable tube has not only significantly increased absolute performance but has done so in a way that is more mass-efficient.

Based on the comprehensive analysis of the results from the finite element simulation, the hybrid structure is identified as the optimal structure in terms of energy absorption performance. The reasons for this superiority can be summarized as follows:

1. **Superior Absolute Performance:** The hybrid structure significantly outperforms (by more than 80%) the honeycomb sample in both the Total Energy Absorption and Mean Crushing Force parameters. This indicates its higher ability to withstand and dissipate input energy.
2. **Higher Energy Absorption Efficiency:** The 27.5% increase in Specific Energy Absorption proves that this performance improvement has not come at the cost of a disproportionate increase in the structure's mass. In fact, the synergy created from combining the two mechanisms has led to more efficient use of the material mass.
3. **Favorable Deformation Behavior:** Examination of the deformation sequence in Figure 6 shows that the hybrid structure experiences more regular and predictable deformations. This stability in deformation behavior (which is also evident in the force-displacement curve as a more stable force plateau) is an important practical advantage for energy absorbers, as it prevents sudden and non-linear shocks in the system.

Consequently, the successful hybridization of the hexagonal lattice structure with the expandable tube has not only realized the primary objectives of the study but has also led to the creation of a structure that simultaneously proves its superiority over the conventional honeycomb structure in terms of the key EA, MCF, and particularly SEA criteria. This finding demonstrates the high potential of the combined design approach in developing a new generation of energy absorbers with improved efficiency and specific efficiency.

**TABLE III.** VALUE OF RESULTS FROM FINITE ELEMENT ANALYSIS

| | EA(J) | SEA(KJ/Kg) | MCF(N) |
|---|---|---|---|
| Hexagon | 376792 | 11848.81 | 12559.73 |
| Hybrid structure | 686691.5 | 15105.4 | 22889.72 |

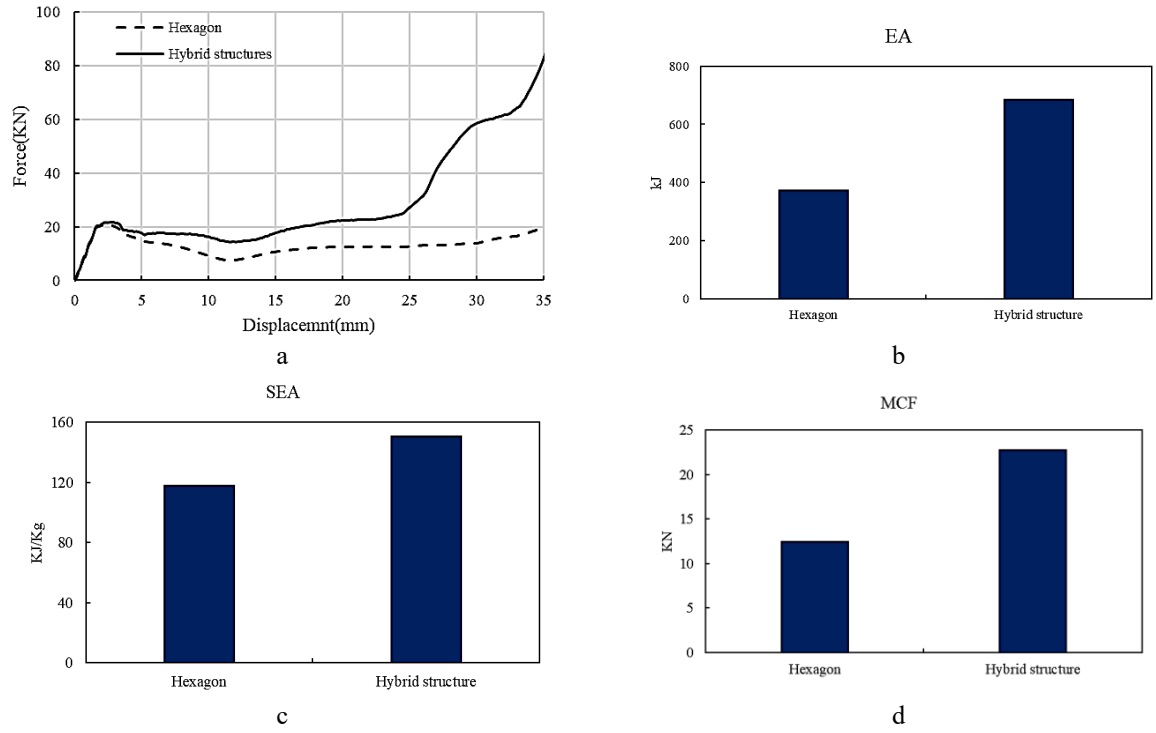



Fig. 5. a) Force-displacement cure, b) EA, c) SEA and d) MCF plot

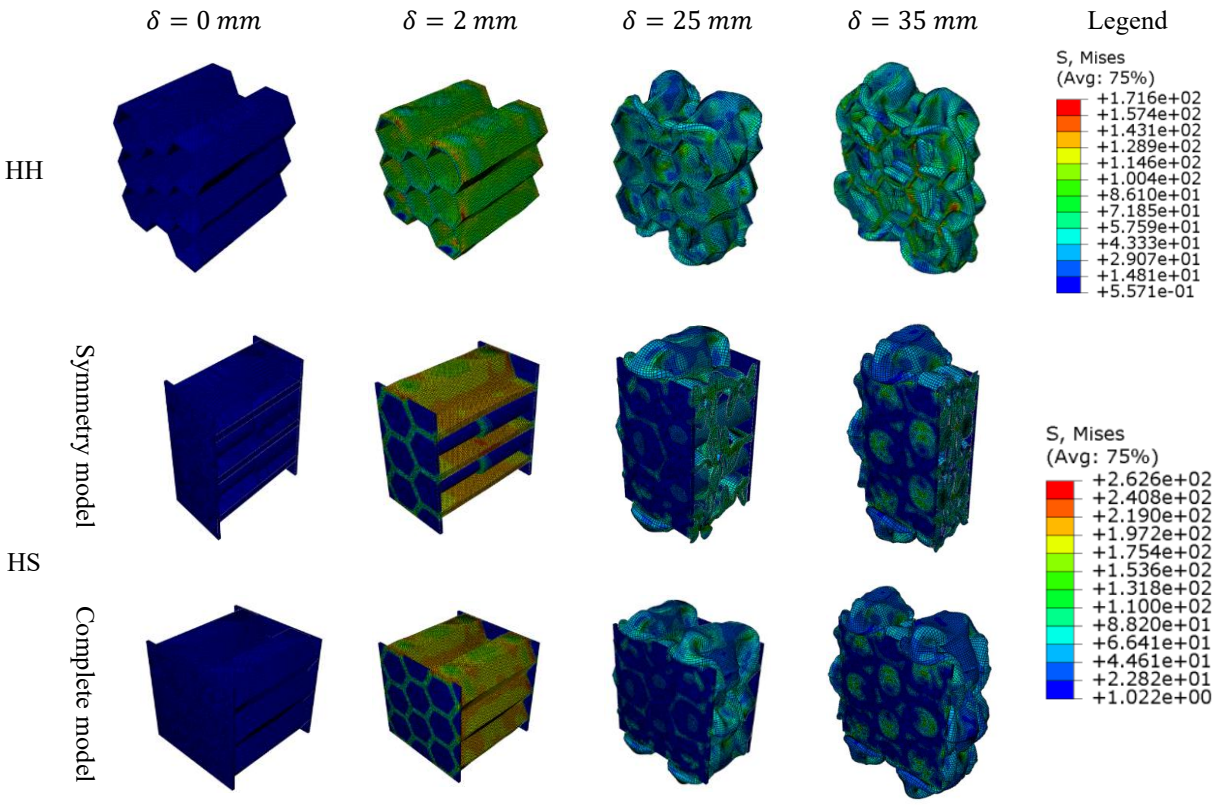



Fig. 6. Deformation behavior of structures in various displacements

The finite element simulation results confirm the significant performance improvement of the hybrid structure compared to the simple honeycomb sample. The Total Energy Absorption (EA) and Mean Crushing Force (MCF) of the hybrid structure reached 686691 Joules and 22890 Newtons, respectively, which compared to the values of 376792 Joules and 12560 Newtons for the honeycomb structure, show an increase of approximately 82 percent. This significant progress is due to the synergy between the collapse mechanism of the lattice cells and the simultaneous plastic deformation of the expandable tube, which is clearly observed in the force-displacement curve and the deformation sequence. In addition to absolute performance, the energy absorption efficiency of the hybrid structure has also improved significantly. Specific Energy Absorption (SEA) as a weight efficiency criterion was calculated as 15105 Joules per kilogram for the combined structure, showing a 27.5 percent improvement compared to the 11849 Joules per kilogram of the honeycomb sample. This effective increase in SEA indicates that the hybrid design has not only quantitatively increased energy absorption but has done so with higher efficiency from the material mass, which is a major advantage for engineering applications requiring weight optimization. Considering the simultaneous improvement in all key performance indicators, the hybrid structure is recognized as the optimal sample of this study. This superiority is not limited to the quantitative increase of parameters but also includes more stable and predictable deformation behavior, which is evident in its more uniform force-displacement curve and more regular deformation sequence. Therefore, the successful combination of the two energy absorption mechanisms provides an effective solution for developing a new generation of energy absorbers with higher efficiency and reliability.

## VI. Conclusion

This study focused on the design, analysis, and evaluation of a novel hybrid energy-absorbing structure formed from the intelligent combination of a hexagonal honeycomb core and an expandable tubular shell. Quantitative evaluations based on finite element simulations and experimental tests decisively proved the superiority of this hybrid structure over the conventional honeycomb structure. The most important achievements of this research can be summarized as follows:

1. **Superior Absolute Performance and High Efficiency:** The hybrid structure demonstrated a significantly higher ability to withstand and dissipate input energy, recording an increase of approximately 82% in Total Energy Absorption (EA) and Mean Crushing Force (MCF). Furthermore, the 27.5% increase in Specific Energy Absorption (SEA) indicates that this remarkable performance improvement was achieved without sacrificing weight efficiency. This makes the proposed structure an ideal candidate for weight-sensitive applications such as aerospace and automotive industries.
2. **Optimal and Stable Deformation Behavior:** Experimental observations and numerical simulations indicate that the hybrid structure follows a regular, progressive, and predictable deformation pattern. The emergence of a stable force plateau in its force-displacement curve demonstrates its ability to absorb energy uniformly without creating sudden shocks in the system, which is of great importance for safety and reliability.

3. **Validation of the Methodology:** The good agreement between the results from the finite element analysis (using the advanced Drucker-Prager model) and the experimental compression test data not only confirms the accuracy of the numerical predictions but also introduces the adopted simulation approach as a reliable method for designing and optimizing such complex structures.

In summary, the successful combination of two energy absorption mechanisms into a hybrid structure offers an innovative and practical solution to overcome the limitations of traditional structures. The results of this research clearly demonstrate the high potential of the hybrid design approach in simultaneously achieving high strength, superior energy absorption, and desirable weight efficiency. For future work, investigating the effect of geometric parameters (such as wall thickness, cell density, and tube diameter), using composite materials, and performing multi-objective optimization of the hybrid structure are recommended.

## REFERENCES

[1] R. Belluomo, A. Khodaei, and S. A. Yavari, "Additively manufactured Bi-functionalized bioceramics for reconstruction of bone tumor defects," *Acta Biomaterialia,* vol. 156, pp. 234-249, 2023.

[2] N. Kladovasilakis *et al.*, "Development of biodegradable customized tibial scaffold with advanced architected materials utilizing additive manufacturing," *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials,* vol. 141, p. 105796, 2023.

[3] F. Distefano, S. Pasta, and G. Epasto, "Titanium lattice structures produced via additive manufacturing for a bone scaffold: a review," *Journal of functional biomaterials,* vol. 14, no. 3, p. 125, 2023.

[4] A. Moussa, M. Tanzer, and D. Pasini, "Cervical fusion cage computationally optimized with porous architected Titanium for minimized subsidence," *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials,* vol. 85, pp. 134-151, 2018.

[5] Y. Jiang *et al.*, "3D-printed auxetic-structured intervertebral disc implant for potential treatment of lumbar herniated disc," *Bioactive materials,* vol. 20, pp. 528-538, 2023.

[6] D. Sharma and S. S. Hiremath, "Compressive and flexural properties of the novel lightweight tailored bio-inspired structures," *Thin-Walled Structures,* vol. 174, p. 109169, 2022.

[7] R. Miralbes, S. Higuera, D. Ranz, and J. A. Gomez, "Comparative analysis of mechanical properties and energy absorption capabilities of functionally graded and non-graded thermoplastic sheet gyroid structures," *Mechanics of Advanced Materials and Structures,* vol. 29, no. 26, pp. 5142-5155, 2022.

[8] A. A. Alshare, F. Calzone, and M. Muzzupappa, "Hydraulic manifold design via additive manufacturing optimized with CFD and fluid-structure interaction simulations," *Rapid prototyping journal,* vol. 25, no. 9, pp. 1516-1524, 2019.

[9] R. Hamzehei *et al.*, "Parrot beak-inspired metamaterials with friction and interlocking mechanisms 3D/4D printed in micro and macro scales for supreme energy absorption/dissipation," *Advanced Engineering Materials,* vol. 25, no. 11, p. 2201842, 2023.

[10] J. Liu *et al.*, "Bioinspired scaffolds with hierarchical structures for tailored mechanical behaviour and cell migration," *Ceramics International,* vol. 46, no. 15, pp. 24102-24109, 2020.

[11] P. K. Gupta, S. Kumar, and S. Singh, "Investigation of circular aluminium tube expansion by rigid die as energy absorbers using digital image correlation technology," *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design,* vol. 59, no. 4, pp. 241-257, 2024.

[12] Z. Zhao and P. Xu, "Analysis and optimization of an expansion energy-absorbing anti-crawler for rail vehicles," *Sustainability,* vol. 15, no. 7, p. 6288, 2023.

[13] M. Wu, X. Zhang, and Q. Zhang, "A new model for the expansion tube considering the stress coupling: theory, experiments and simulations," *Defence Technology,* vol. 18, no. 7, pp. 1190-1204, 2022.

[14] H. S. Valilu, M. S. Sadigh, M. Sajed, and V. Tavousi, "Experimental and numerical analysis of energy absorption in 3D-Printed auxetic and combined lattice structures under Quasi-Static loading," *Modares Mech Eng,* vol. 25, pp. 555-565, 2025.

[15] M. A. Saeimi Sadigh, H. Safi Valilu, A. Mohammadi, and M. Sajed, "Auxetic Metamaterials Application: 3D Printing and Systematic Optimization of a Sandwich Panel Core for Maximum Energy Dissipation," *Iranian Journal of Science and Technology, Transactions of Mechanical Engineering,* pp. 1-18, 2025.

[16] M. A. Saeimi Sadigh, M. Sajed, and H. Safi Valilu, "Parametric Analysis for Developing Lightweight Sandwich Panels with Enhanced Energy Absorption Capacity," *Available at SSRN 5354970.*

# Thermodynamic Simulation of the Active TIG Welding Process on Low-Carbon 316 Stainless Steel

Ali Saji, Alireza Ebrahimi*
1-Master's Student, Faculty of Materials and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology, Iran, Alisaji@aut.ac.ir
2-Associate Professor, Department of Manufacturing Processes, School of Materials and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology, arebrahimi@aut.ac.ir

## Abstract
This study focuses on the thermodynamic simulation of oxidation-reduction reactions between the molten pool and slag during the Activated TIG welding of low-carbon 316 stainless steel. These reactions, which result in oxygen dissolution into the molten pool due to the decomposition of oxidative fluxes, are considered key factors contributing to the reverse Marangoni effect and one of the main reasons for the increased penetration depth in Activated TIG welding. In this research, an attempt was made to calibrate the simulation software results with experimental data to determine the temperature range in which these oxidation-reduction reactions reach equilibrium between the slag and the molten pool. The calibration criterion was the comparison between the experimentally measured oxygen content and the output of the thermodynamic simulation software. The software used in this study was FactSage.

**Keywords: 316L Stainless Steel, Activated TIG Welding (A-TIG Welding), Simulation, Computational Thermodynamics, Slag.**

# Investigation of Welding of Advanced High-Strength Steel Sheets Used in Automobile Bodies

Sharareh Shahrudi[1], Hamid Khorsand[2*]

1- Ph.D. Student, K. N. Toosi University of Technology, Tehran, Iran

2*- Professor, K. N. Toosi University of Technology, Tehran, Iran;hkhorsand@kntu.ac.ir

**Abstract:**

The automotive industry is constantly seeking to improve vehicle performance in various aspects, including increasing fuel efficiency and consequently reducing exhaust emissions, improving aerodynamics and vehicle dynamic performance, and enhancing safety levels—particularly in terms of impact energy absorption during crashes and occupant protection. All of these requirements must be achieved with minimal weight increase and without compromising occupant safety. In this regard, the use of advanced high-strength steels (AHSS) in automotive body structures has increased significantly over the past 20 years. On the other hand, many body components need to be joined to each other by welding. Although AHSS offer a combination of superior mechanical properties, their application in terms of formability and weldability requires approaches different from those used for conventional low-carbon steels. In high-volume automotive body assembly lines, various welding processes are employed to join different types of steels, including AHSS. These processes include resistance spot welding (RSW), gas metal arc welding (GMAW), laser welding, and brazing. The microstructural evolution and property variations in an AHSS weld are highly complex and heterogeneous. In addition, tempering and softening of hard phases such as martensite, as well as the possible formation of undesirable phases, may occur. Consequently, proper control of welding conditions and an adequate assessment of the weldability of the selected AHSS grade are essential. By applying appropriate tests and evaluations, the behavior of the selected AHSS for each body component involving welding stages should be carefully examined to ensure that the welding process is carried out properly and that no performance-related issues arise.

**Keywords:** Welding, Advanced High-Strength Steel, Steel Sheet, Automotive Industry.

# Investigation of structural characteristics and mechanical properties of similar joint of nickel-base superalloy by laser welding

Majid Shirin Abadi Farahani[1],Ashkan Mohammadi[2],Ali Kaflou[3*]
1-phd student, Department of Advanced Materials and Renewable Energies, Iranian Research Organization for Science and Technology, Tehran, Iran, m.shirinabadi@irost.ir
2-phd student, Department of Advanced Materials and Renewable Energies, Iranian Research Organization for Science and Technology, Tehran, Iran, Ashkanmohammadi76@gmail.com
3*-Associate Professor, Department of Advanced Materials and Renewable Energies, Iranian Research Organization for Science and Technology, Tehran, Iran, Ali.kaflou@irost.ir

## Abstract
Considering the application of superalloys in the aerospace industry and gas turbine manufacturing, in this study, the joining of Inconel 718 by fiber laser welding process has been investigated. The samples were welded with laser welding with a power of 1100 watts and a welding speed of 10 mm/s in a butt-welded state. Then, the samples were microstructurally examined by optical microscope, FESEM, element distribution by EDS analysis and microhardness. The weld microstructure consists of γ solid solution phase and columnar dendritic grains near the base metal and consists of epitaxial grains towards the center of the weld. By examining the Vickers microhardness in the joint area, it was found that the hardness increased with distance from the base metal towards the center of the weld. The tensile strength of the joint is about 91% of the base metal strength and is calculated to be 759 MPa.

**Keywords: Inconel718, laser welding, microstructure, mechanical property.**

# Evaluation of the Microstructure and Microhardness of Laser Welded Low-Alloy Chromium-Molybdenum Steel

Mahdi Shojaee*, Ali Chehreghani, Mohammad Javad Sobhani,
Mohammad Hosein Rahimi, Reza Azmodeh, Saifullah Asadollahi
Iranian National Center for Laser Science and Technology, Tehran, Iran, *mahdi.shojaee61@yahoo.com.

## Abstract

In this study, the microstructure and hardness of 1.7219 steel in the welding process using a continuous fiber laser were investigated. The effect of laser power and welding speed on the geometric characteristics, microstructure, and hardness of the fusion zone and heat affected zone (HAZ) was evaluated. Studies have shown that with increasing laser power, the depth of weld penetration increases, and due to the heat concentration and high cooling rate in laser welding, martensitic microstructures were observed in the weld zone and in the HAZ. The presence of this type of microstructure clearly showed its effect on hardness changes. The hardness of the base metal was in the range of 190±10 HV. The hardness values for the heat-affected zone and the fusion zone increased with the laser power used for welding and were in the range of (450-656) ±10 HV. Comparison of the hardness values in the samples showed that increasing the laser power increased the heat input and hardness of the microstructure in the fusion zone and HAZ and increased the possibility of defects formation and propagation in weld zone.

**Keywords: Laser Welding, Fiber Laser, Microstructure, Microhardness, 1.7219 steel.**

# Effects of Thermal History on Solidification Structure, δ-Ferrite Retention, and Microhardness Gradients in WAAM-Fabricated 316L Stainless Steel

**MohammadAmin Zarei Sahamie [1], Saeed G. Shanestari[2*], Hamidreza Abedi[3]**

[1] M.Sc. Graduated , School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran, Iran.(zareisahamiemohammadamin@gmail.com)

[2*] Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran, Iran.(shabestari@iust.ac.ir)

[3] Assistant Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran, Iran.(habedi@iust.ac.ir)

**Abstract-** Additive manufacturing (AM) of metals has emerged as a transformative approach for producing complex components, with Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) and Selective Laser Melting (SLM) representing two prominent techniques. In this study, austenitic stainless steel 316L was fabricated using GMAW-based WAAM to investigate the influence of thermal history on microstructural evolution and mechanical properties. The as-fabricated WAAM walls exhibited a dual-phase microstructure composed of γ-austenite and 8.5% retained δ-ferrite, consistent with FA (ferritic–austenitic) solidification predicted by the Schaeffler diagram. Columnar dendritic grains predominantly grew opposite to the heat flow direction, and no carbide precipitates or manufacturing defects such as cracks, pores, or lack of fusion were observed. Microhardness measurements revealed a gradual decrease from the bottom to the top layers, attributed to thermal accumulation, reduced cooling rates, and grain coarsening. Comparatively, SLM-produced 316L exhibits fully austenitic microstructures or minimal δ-ferrite (<1–2%), characterized by ultrafine cellular/dendritic γ-austenite, higher hardness (220–280 HV), and more uniform spatial distribution due to extremely rapid solidification and high cooling rates. The observed differences between WAAM and SLM highlight the role of process-specific thermal gradients and solidification kinetics in determining phase constitution, grain morphology, and mechanical performance. Overall, the findings highlight the strong relationship between thermal history, microstructural evolution, and mechanical response in Wire Arc Additive Manufactured 316L stainless steel components.

**Keywords:** Wire Arc Additive Manufacturing; 316L Stainless Steel; Microstructure; Mechanical Properties; Microhardness

## I. INTRODUCTION

Additive Manufacturing (AM), also referred to as three-dimensional printing and rapid prototyping, is a fabrication approach in which components are built directly from 3D model data, typically in a layer-by-layer manner, in contrast to subtractive manufacturing processes that rely on material removal [1]. Among the various AM technologies, metal additive manufacturing has emerged as one of the most challenging yet advanced production methods in engineering industries [2]. Metal AM processes generally include Powder Bed Fusion (PBF), Directed Energy Deposition (DED), Binder Jetting (BJT), and Sheet Lamination (SHL) [2–4].

Within this classification, Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) is recognized as a distinct subset of DED processes in which an electric arc is employed to melt a metallic wire and deposit it layer-by-layer. Owing to its high deposition rate, favorable material efficiency, and capability for manufacturing large-scale metallic structures, WAAM has gained considerable attention in industrial applications. Depending on the type of heat source, GTAW, GMAW, and PAW can be used in WAAM systems [5–8].

Among engineering alloys, austenitic stainless steel 316L has found extensive use in sectors such as power generation, transportation, and petrochemical industries due to its excellent ductility, favorable corrosion resistance, good weldability, stable mechanical properties at both high and low temperatures, relatively low cost, and high chemical stability [9–12]. Numerous studies have shown that the microstructure of AM-fabricated 316L stainless steel is strongly influenced by the high cooling rates and steep thermal gradients characteristic of these processes [13–17]. In WAAM, the complex thermal history arising from repeated heating and cooling cycles can lead to the formation of non-equilibrium microstructures in the final component [18, 19].

The microstructure of WAAM-fabricated stainless steels typically consists of an austenitic matrix with varying amounts of δ-ferrite, whose morphology and distribution play a key role in determining mechanical properties and corrosion behavior. Prior research has shown that the presence of δ-ferrite can significantly affect the pitting corrosion resistance of austenitic stainless steels, particularly in weld metal [20]. Wang et al. reported that WAAM-produced 316L stainless steel exhibits epitaxial grain growth along the build direction, with periodic variations in ferrite morphology throughout the build height [21]. Jafarzad et al. similarly demonstrated that a periodic layered microstructure forms in WAAM stainless steels as a result of gradual transitions in solidification mode from A/F to F/A within individual layers. In this context, δ-ferrite morphology transitions from Lathy and Granular with a Kurdjumov–Sachs orientation relationship to worm-like structures lacking a well-defined orientation relationship with the adjacent austenite [22].

In addition to microstructural variations, the mechanical properties of WAAM stainless steels are strongly dependent on the build direction and thermal history. Pragana et al., in their study on GMAW-based WAAM of 316L stainless steel, reported significant mechanical anisotropy arising from property variations in different testing orientations relative to the deposition direction [23-25]. These observations are consistent with the findings of Chen et al. [26]. In a comparative investigation, Gururul et al. showed that the mechanical properties of WAAM-processed 316 stainless steel are improved relative to cast counterparts, with yield strength in WAAM components increasing by approximately 1.5 times and hardness increasing from around HV 155 in cast samples to HV 186 in WAAM samples with an interpass time of 120 s. A gradual decrease in hardness from lower to upper layers was also reported and attributed to differences in thermal cycling [27].

This study aims to elucidate the microstructural evolution of austenitic stainless steel during GMA-AM thermal cycles and to establish its relationship with mechanical behavior. Accordingly, the microstructure, microhardness, and tensile properties of GMA-AM 316L stainless steel are examined.

## II. Materials and Experimental Procedures

The Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) process was employed to fabricate austenitic stainless steel 316L plates. A schematic of the process is presented in Figure 1, and the corresponding fabrication parameters are summarized in Table 1.

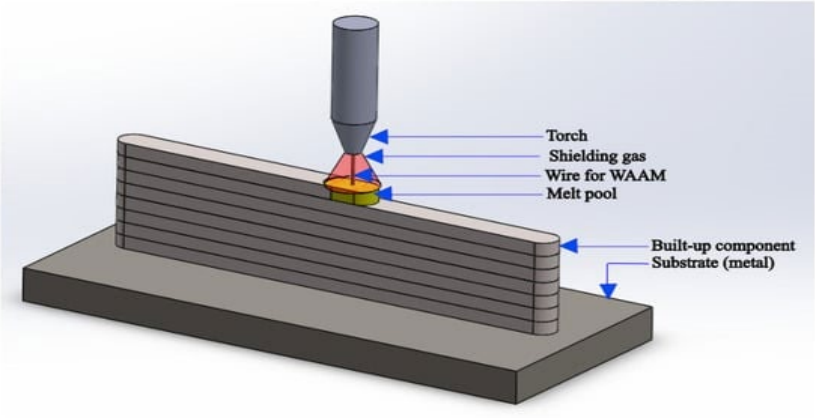



Fig. 1. WAAM process schematic

**TABLE I.** Parameters of 316L wall fabricated by Wire Arc Additive Manufacturing process

| Wire Type | Wire diameter (mm) | Welding Voltege (V) | Welding Current (A) | Track Speed (mm/s) | Wire Feed Speed (m/min) | Shielding Gas | Shielding Gas Flow Rate (L/min) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ER316L | 1.2 | 60 | 80 | 20 | 2 | 99.99%Ar | 20 |

The filler wire which used, was 316L stainless steel with a diameter of 1.2 mm, and its chemical composition complied with the AWS ER316L standard.

Sample preparation involved cutting using a Wire EDM machine, followed by sequential grinding with SiC papers ranging from 320 to 3000 grit, and final polishing with alumina slurry to obtain a mirror-like surface. To reveal the grain boundaries, the samples were electro-etched in a 10% oxalic acid aqueous solution. An etching voltage of 6 V and duration of 10–15 seconds were found suitable for delineating grain boundaries and structural variations.

The microstructural observations were performed using an optical microscope (OM) at various magnifications. For mechanical characterization, The Vickers microhardness test was conducted in accordance with the ASTM E384 standard [28], using an applied load of 500 gf and a dwell time of 15s.

## III. Results and Discussion

Four distinct solidification modes and solid-state transformation routes have been identified for the weld metal of austenitic stainless steels. These reactions, summarized in Table 2, correspond to the Fe–Cr–Ni phase diagram presented in Figure 2 [29].

**TABLE II.** TYPES OF SOLIDIFICATION, REACTIONS AND RESULTING MICROSTRUCTURES[29]

| Types of Solidification | Reactions | Microstructures |
|---|---|---|
| A | $L \rightarrow L + A \rightarrow A$ | Fully austenitic solidification structure |
| AF | $L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A + F)_{eut} \rightarrow A + F_{eut}$ | Ferrite located at cell and dendrite boundaries |
| FA | $L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{pre/eut} \rightarrow F + A$ | Skeletal and/or plate-like ferrite formed due to δ-ferrite to austenite transformation |
| F | $L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$ | Acicular ferrite and a ferritic matrix containing grain-boundary austenite along with Widmanstätten side plates |

The A and AF solidification modes involve primary austenite solidification, in which austenite is the first phase to form upon cooling. In contrast, the FA and F modes correspond to primary δ-ferrite solidification. Following solidification, due to the instability of δ-ferrite at lower temperatures, solid-state microstructural transformations occur in the FA and F solidification modes [29].

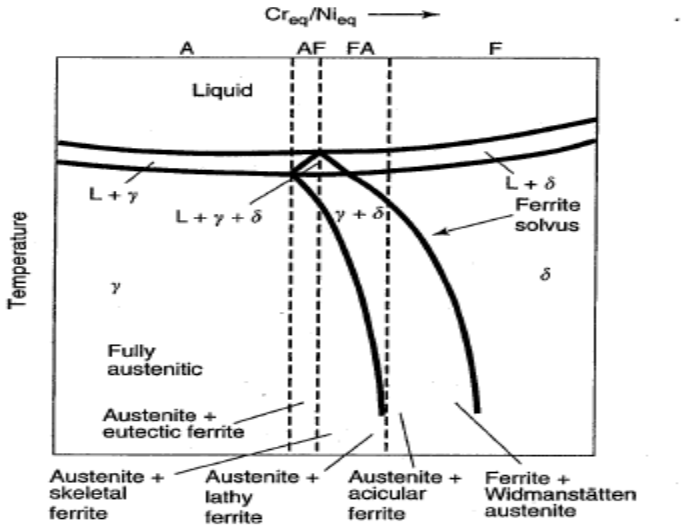



Fig. 2. Relationship between solidification type and pseudo-binary phase diagram [29].

Accordingly, four possible solidification modes may occur in stainless steel welds [25,30]: the A mode (fully austenitic), AF mode (austenitic–ferritic), FA mode (ferritic–austenitic), and F mode (fully ferritic). These solidification modes can produce four characteristic δ-ferrite morphologies in stainless steel welds at room temperature, namely skeletal (worm-like), Lathy, acicular, and globular ferrite. During WAAM, the combined effects of rapid cooling, steep

thermal gradients, and repeated thermal cycling promote the formation of non-equilibrium microstructures. Under such conditions, the Schaeffler diagram is commonly employed to predict the solidification mode and phase fractions in stainless steels subjected to high cooling rates. The diagram estimates the fractions of γ-austenite and δ-ferrite based on the chromium and nickel equivalents (Creq and Nieq), calculated using the following empirical relations [21, 22]:

$$Ni_{eq} = 30C + 0.5Mn + Ni \qquad Cr_{eq} = Mo + Cr + 0.5Nb + 1.5Si$$

Based on these relations, the values of Creq and Nieq for SS316L are 22.2 wt.% and 14.05 wt.%, respectively, yielding a Creq/Nieq ratio of 1.58. This value falls within the range of 1.48–1.95, corresponding to the FA solidification mode.

As shown in Figure 3, the position of SS316L on the Schaeffler diagram [29] (marked in red) indicates a dual-phase microstructure composed of γ-austenite with approximately 5–10% δ-ferrite. Solidification occurs with primary delta ferrite (δ) formation followed by secondary austenite (γ) formation (F/A mode) in the following sequence:

$$L \longrightarrow L + \delta \longrightarrow L + \delta + \gamma \longrightarrow \gamma + \delta$$

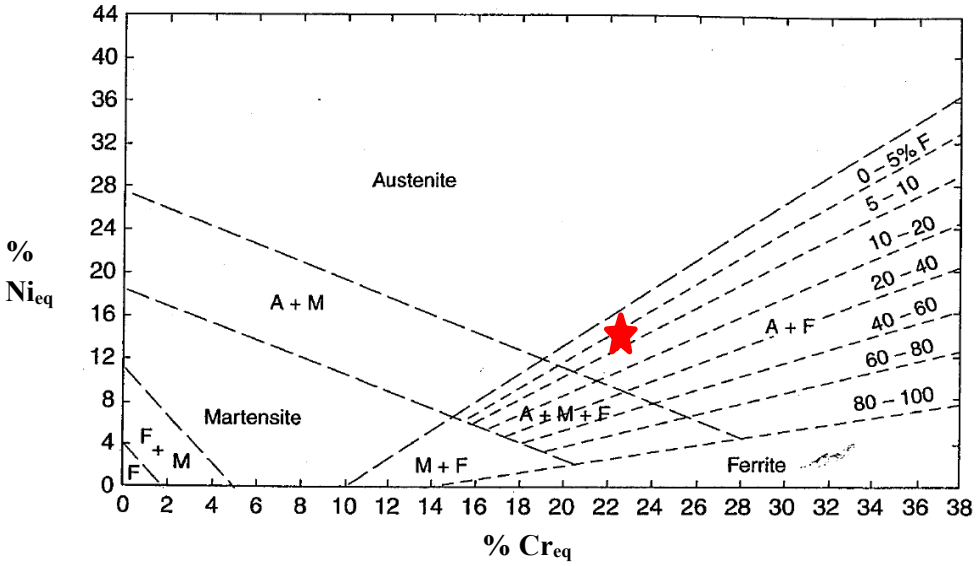



Fig. 3. Current working position in Scheffler diagram, which is used to predict the constituent phases (austenite (γ) and delta ferrite (δ)) of stainless steels during solidification at high cooling rates.

In this mechanism, dendritic δ-ferrite forms first, preferentially growing opposite to the heat flow direction. Austenite subsequently nucleates in the interdendritic regions through the peritectic reaction (L + δ → γ). During further cooling, δ-ferrite progressively transforms into γ-austenite via a diffusion-controlled solid-state reaction. However, in WAAM or welding of SS316L, the rapid cooling rates restrict this diffusion-controlled δ → γ transformation, resulting in the retention of a significant fraction of δ-ferrite within the austenitic matrix.

Figure 4 presents the microstructure of WAAM-fabricated 316L stainless steel. As expected, an FCC γ-austenite matrix is observed together with BCC δ-ferrite (dark regions). Consistent with the findings of Gürol et al. [25], no carbide precipitates are present due to the low carbon content. The produced wall exhibits no observable defects such as cracking, porosity, or insufficient interlayer fusion.

Furthermore, the WAAM-fabricated wall shows no visible manufacturing discontinuities, including cracks, pores, or lack of fusion between successive deposited layers, indicating process stability and proper control of deposition parameters. A characteristic feature of the WAAM process is the formation of a layer-by-layer microstructure composed of elongated columnar dendrites, predominantly growing opposite to the direction of heat extraction. This microstructural behavior results from the steep thermal gradients and complex thermal cycles inherent to WAAM.

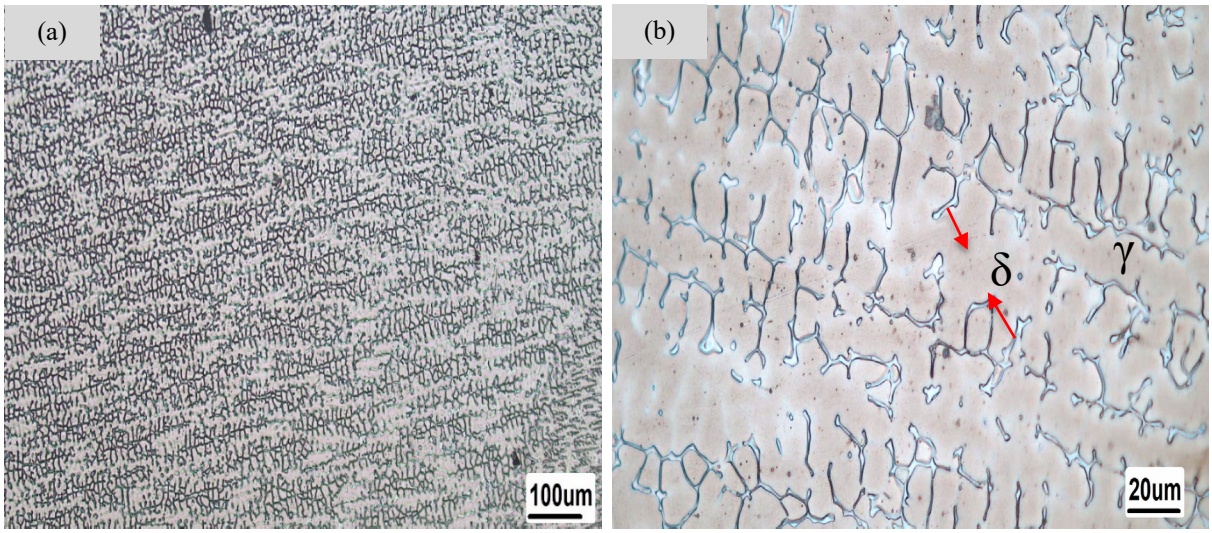



Fig. 4. Microstructure of 316L stainless steel produced by WAAM process a) 10X magnification, b) 50X magnification

The X-ray diffraction (XRD) pattern of WAAM-fabricated austenitic stainless steel 316L is presented in Figure 5. The dominant phase in the material is γ-austenite, while diffraction peaks corresponding to δ-ferrite are also identifiable. Rietveld refinement of the diffraction data revealed that the δ-ferrite fraction is 8.5%. The presence of this amount of δ-ferrite in WAAM-produced 316L stainless steel is fully consistent with the Schaeffler diagram and is attributed to the rapid solidification conditions and thermomechanical characteristics inherent to the WAAM process.

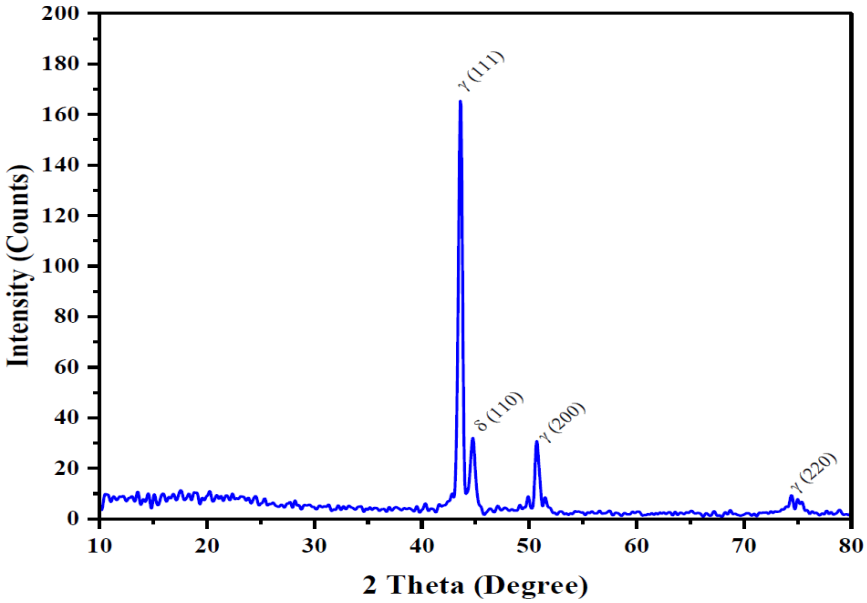



Fig. 5.X-ray diffraction (XRD) pattern of 316L austenitic stainless steel produced by WAAM process

In the Selective Laser Melting (SLM) process, the solidification behavior of 316L stainless steel is fundamentally different from that observed in WAAM. This difference arises primarily from the extremely high cooling rates ($10^5$–$10^6$ K/s), the very small molten pool, and the exceptionally steep thermal gradients characteristic of SLM. Most reported studies indicate that SLM-fabricated 316L solidifies almost entirely in the A (fully austenitic) mode or, in some cases, in the AF mode, even when the calculated $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ ratio based on the Schaeffler diagram falls within the FA solidification range. The principal reason for this phenomenon is the thermodynamic and kinetic suppression of primary δ-ferrite formation under highly non-equilibrium solidification conditions. In SLM, the time available for the diffusion of ferrite-stabilizing elements (such as Cr and Mo) is extremely limited, effectively inhibiting the formation of primary δ-ferrite. Consequently, the final microstructure predominantly consists of very fine cellular/dendritic γ-austenite with pronounced cellular segregation of alloying elements [31-33].

In contrast to WAAM, which typically results in FA solidification and the retention of approximately 5–10% δ-ferrite, the microstructure of SLM-produced 316L is generally devoid of detectable δ-ferrite at room temperature, or at most contains very small amounts (<1–2%) of ferrite reported as unstable and localized. XRD and EBSD studies have demonstrated that in SLM, γ-austenite is the dominant stable phase, and any δ-ferrite present is usually confined to regions associated with higher energy input or atypical scanning conditions. Furthermore, the SLM microstructure is characterized by ultrafine (submicron) austenitic cells with alloying-element-enriched boundaries, features that are directly linked to the high solidification rates and repeated rapid melting–solidification thermal cycles. As a result, unlike WAAM—where the Schaeffler diagram provides a relatively reliable prediction of phase constitution—the applicability of equilibrium and quasi-equilibrium diagrams is significantly reduced in SLM, and the actual solidification mode is governed primarily by the non-equilibrium conditions imposed by the laser-based process [32,34].

Figure 6 shows the microhardness distribution of the WAAM-fabricated 316L stainless steel. In WAAM-built 316L components, microhardness typically decreases with increasing build height. This behavior is mainly attributed to thermal variations during the layer deposition process. As the height increases, newly deposited layers solidify on top of relatively warm underlying layers. This phenomenon reduces heat dissipation efficiency and leads to cumulative interlayer thermal accumulation. Under such conditions, the cooling rate decreases, promoting the growth of coarser austenitic grains.

The reduced grain refinement at higher build heights directly lowers resistance to plastic deformation due to the Hall–Petch relationship, resulting in decreased microhardness. Therefore, the reduction in hardness in the upper regions of the build is a natural consequence of grain coarsening and the reduced barrier strength of grain boundaries against dislocation motion.

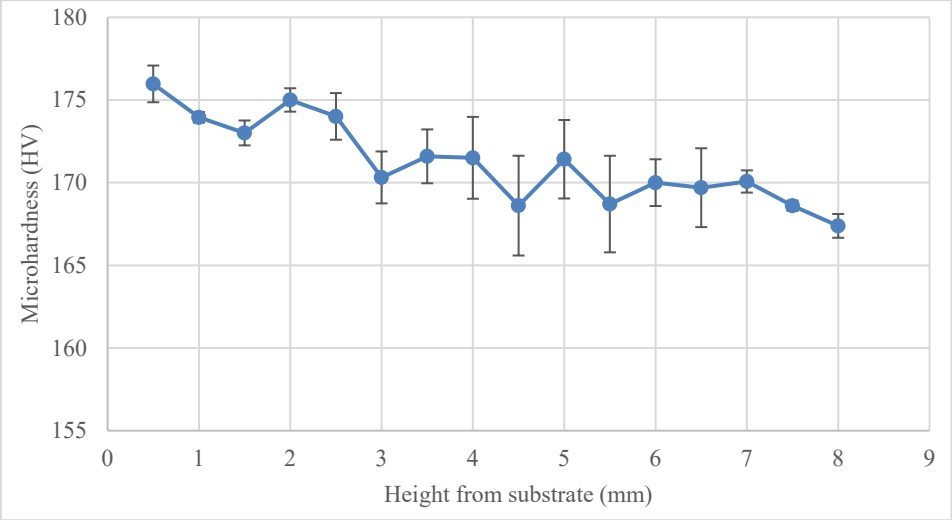



Fig. 6. Hardness distribution of as-fabricated components along the building direction

In the SLM process, the microhardness behavior of austenitic 316L stainless steel differs significantly from that observed in WAAM, and this distinction originates directly from the ultrafine microstructure, extremely high cooling rates, and the non-uniform yet short thermal history characteristic of SLM. Previous studies have reported that the microhardness of SLM-fabricated 316L typically falls within the range of 220–280 HV, which is markedly higher than the values commonly reported for WAAM-processed 316L. This increase in hardness is mainly attributed to the formation of submicron cellular/dendritic microstructures, a high dislocation density, and elemental segregation—particularly of Cr and Mo—along cellular boundaries. In contrast to WAAM, where increasing build height leads to reduced cooling rates and grain coarsening, the small molten pool size and rapid solidification in SLM effectively suppress grain growth, thereby maintaining high hardness throughout the entire build volume [31,33,35,36].

From a spatial distribution perspective, the microhardness profile in SLM-fabricated 316L components is generally reported to be more uniform along the build height, although local fluctuations may arise due to scanning strategy, laser track overlap, and localized remelting. Nevertheless, unlike the pronounced decreasing trend in hardness with increasing build height typically observed in WAAM, hardness variations in SLM are more strongly governed by process parameters and layer-wise remelting history rather than long-term heat accumulation.

Therefore, it can be concluded that while WAAM-316L experiences a reduction in microhardness in the upper layers as a result of grain growth and decreasing cooling rates, SLM-316L exhibits higher hardness and a more uniform distribution due to severe grain refinement and associated strengthening mechanisms. This fundamental difference is directly rooted in the distinct thermal scales and solidification kinetics inherent to the two processes [31,33,37].

## IV. CONCLUSIONS

The main findings of this study are summarized as follows:

1. The microstructure of WAAM-fabricated 316L stainless steel consists of a γ-austenitic matrix containing approximately 8.5% δ-ferrite, consistent with the predicted FA (ferritic–austenitic) solidification mode according to the Schaeffler diagram. The presence of δ-ferrite is attributed to primary δ-ferrite formation followed by secondary austenite growth under the high cooling rates and directional solidification inherent to the WAAM process.
2. A characteristic layer-by-layer microstructure with elongated columnar dendrites predominantly growing opposite to the heat extraction direction was observed. This anisotropic morphology reflects the steep thermal gradients and complex thermal cycling during deposition and significantly influences local mechanical behavior and microhardness.
3. Microhardness measurements reveal a gradual decrease from lower to upper layers of the WAAM-built wall, which is primarily caused by cumulative thermal accumulation, reduced cooling rates, and coarsening of austenitic grains at higher build heights. This indicates a direct correlation between thermal history, grain size, and resistance to plastic deformation.
4. Comparative analysis with SLM-fabricated 316L demonstrates that the WAAM process produces coarser microstructures with retained δ-ferrite, whereas SLM results in ultrafine, fully austenitic cellular/dendritic structures with higher and more uniform microhardness. This contrast underscores the critical role of solidification kinetics and process-specific thermal profiles in determining microstructural and mechanical outcomes.

## REFERENCES

[1]. Y. Zhao, Y. Chen, Z. Wang, J. Ye, and W. Zhao, Mechanical properties, microstructural characteristics and heat treatment effects of WAAM stainless steel plate material, Journal of Building Engineering, 2023, 75: 106988.

[2]. M.R. Zahidin, F. Yusof, S.H.A. Rashid, S. Mansor, S. Raja, M.F. Jamaludin, Y.H. Manurung, M.S. Adenan, and N.I.S. Hussein, Research challenges, quality control and monitoring strategy for wire arc additive manufacturing, Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 2769–2794.

[3]. ISO/ASTM 52900, Standard terminology for additive manufacturing general principles terminology, ISO/ASTM International, 2017.

[4]. Amin Zarei, M., Shabestari, M. G., Shabestari, S. G., & Abedi, H. (2025). Microstructural Heterogeneity and Anisotropic Mechanical Propertiers of Titanium alloys manufactured by Wire Arc Additive Manufacturing: A review. Journal of Materials Research and Technology.

[5]. A. Yadav, M. Srivastava, and P.K. Jain, Experimental investigation on mechanical behaviour of austenitic stainless steel fabricated through wire arc additive manufacturing, Materials Today Proceedings, 2024, 113: 44–49.

[6]. C. Buchanan and L. Gardner, Metal 3D printing in construction: A review of methods, research, applications, opportunities and challenges, Engineering Structures, 2019, 180: 332–348.

[7]. S. Williams and F. Martina, Wire and arc additive manufacturing versus traditional machining from solid: A cost comparison, Materials Science and Technology, 2016, 32(7): 641–647.

[8]. L. Gardner, Metal additive manufacturing in structural engineering review, advances, opportunities and outlook, Structures, 2023, 44: 1–15.

[9]. X. Duan and X. Yang, Achieving enhanced strength and ductility in 316L stainless steel via wire arc additive manufacturing using pulsed arc plasma, Materials Science and Engineering A, 2023, 867: 144711.

[10]. M. Pan, J. Xu, N. Liang, Y. Peng, Q. Zhou, and K. Wang, Microstructure and mechanical properties of laminated heterostructured material with 316L stainless steel and 18Ni300 maraging steel fabricated by WAAM, Materials Science and Engineering A, 2023, 881: 145300.

[11]. Badkoobeh, F., Mostaan, H., Rafiei, M., Amin Zarei-Sahamie, M., & Dordsheikh-Torkamani, A. (2024). Dissimilar joining of duplex AISI 2304 stainless steel/austenitic AISI 321 stainless steel using resistance spot welding technique: Microstructural evolutions, tensile-shear properties, and fracture analysis. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, 238(12), 5685-5698.

[12]. J. Liu, J. Liu, H. Wang, C. Jiang, and W. Huang, Research on adding nano SiC reinforced wire arc additive manufacturing stainless steel, Journal of Materials Engineering and Performance, 2022, 31(6): 4945–4954.

[13]. T. Kurzynowski, K. Gruber, W. Stopyra, B. Kuźnicka, and E. Chlebus, Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316L stainless steel processed by selective laser melting, Materials Science and Engineering A, 2018, 718: 64–73.

[14]. K. Saeidi, X. Gao, F. Lofaj, L. Kvetková, and Z.J. Shen, Transformation of austenite to duplex austenite ferrite assembly in annealed stainless steel 316L consolidated by laser melting, Journal of Alloys and Compounds, 2015, 633: 463–469.

[15]. Y. Zhong, L. Liu, S. Wikman, D. Cui, and Z. Shen, Intragranular cellular segregation network structure strengthening 316L stainless steel prepared by selective laser melting, Journal of Nuclear Materials, 2016, 470: 170–178.

[16]. E. Liverani, S. Toschi, L. Ceschini, and A. Fortunato, Effect of selective laser melting process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel, Journal of Materials Processing Technology, 2017, 249: 255–263.

[17]. F. Andreatta, A. Lanzutti, E. Vaglio, G. Totis, M. Sortino, and L. Fedrizzi, Corrosion behaviour of 316L stainless steel manufactured by selective laser melting, Materials and Corrosion, 2019, 70(9): 1633–1645.

[18]. B. Baufeld, O. Van der Biest, and R. Gault, Microstructure of Ti 6Al 4V specimens produced by shaped metal deposition, International Journal of Materials Research, 2009, 100(11): 1536–1542.

[19]. D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, and C. Emmelmann, Additive manufacturing of metals, Acta Materialia, 2016, 117: 371–392.

[20]. K. Kadoi, M. Kogure, and H. Inoue, Effect of ferrite morphology on pitting corrosion resistance of austenitic stainless steel weld metals, Corrosion Science, 2023, 221: 111356.

[21]. C.J. Wang, T. Liu, P. Zhu, Y. Lu, and T. Shoji, Study on microstructure and tensile properties of 316L stainless steel fabricated by CMT wire and arc additive manufacturing, Materials Science and Engineering A, 2020, 796: 140006.

[22]. M. Jafarzad Shayan, A. Zarei Hanzaki, A. Moshiri, H.S. Kim, F. Haftlang, M. Tahaghoghi, M. Mahmoudi, M. Momeni, and H. Abedi, Microstructural heterogeneity and exceptional mechanical properties in a wire arc additively manufactured stainless steel, Materials Science and Engineering A, 2023, 882: 145473.

[23]. J.P. Pragana, I.M. Braganca, L. Reis, C.M. Silva, and P.A. Martins, Formability of wire arc deposited AISI 316L sheets for hybrid additive manufacturing applications, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part L Journal of Materials Design and Applications, 2021, 235(12): 2839–2850.

[24]. V. Amiri and H. Naffakh Moosavy, Wire arc additive manufacturing of functionally graded carbon steel stainless steel 316L Inconel 625: Microstructural characterization and mechanical behavior, Journal of Advanced Joining Processes, 2024, 9: 100194.

[25]. W. Jin, C. Zhang, S. Jin, Y. Tian, D. Wellmann, and W. Liu, Wire arc additive manufacturing of stainless steels: A review, Applied Sciences, 2020, 10(5): 1563.

[26]. X. Chen, J. Li, X. Cheng, B. He, H. Wang, and Z. Huang, Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing, Materials Science and Engineering A, 2017, 703: 567–577.

[27]. U. Gürol, E. Kocaman, S. Dilibal, and M. Koçak, A comparative study on the microstructure, mechanical properties, wear and corrosion behaviors of SS 316 austenitic stainless steels manufactured by casting and WAAM technologies, CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2023, 47: 215–227.

[28]. ASTM E384, Standard test method for microindentation hardness of materials, ASTM International, 1999.

[29]. J.C. Lippold and D.J. Kotecki, Welding metallurgy and weldability of stainless steels, Wiley Interscience, 2005.

[30]. A. Günen, U. Gürol, M. Koçak, and G. Çam, A new approach to improve some properties of wire arc additively manufactured stainless steel components: Simultaneous homogenization and boriding, Surface and Coatings Technology, 2023, 460: 129395.

[31]. DebRoy, T., Wei, H. L., Zuback, J. S., Mukherjee, T., Elmer, J. W., Milewski, J. O., ... & Zhang, W. (2018). Additive manufacturing of metallic components–process, structure and properties. Progress in materials science, 92, 112-224.

[32]. Thijs, L., Verhaeghe, F., Craeghs, T., Van Humbeeck, J., & Kruth, J. P. (2010). A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V. Acta materialia, 58(9), 3303-3312.

[33]. Liverani, E., Toschi, S., Ceschini, L., & Fortunato, A. (2017). Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel. Journal of Materials Processing Technology, 249, 255-263.

[34]. Kurz, W., & Fisher, D. J. (1998). Fundamentals of Solidification Trans. Tech. Pub.

[35]. Krakhmalev, P., Fredriksson, G., Svensson, K., Yadroitsev, I., Yadroitsava, I., Thuvander, M., & Peng, R. (2018). Microstructure, solidification texture, and thermal stability of 316 L stainless steel manufactured by laser powder bed fusion. Metals, 8(8), 643.

[36]. Saeidi, K., Gao, X., Zhong, Y., & Shen, Z. J. (2015). Hardened austenite steel with columnar sub-grain structure formed by laser melting. Materials Science and Engineering: A, 625, 221-229.

[37]. Wang, Y. M., Voisin, T., McKeown, J. T., Ye, J., Calta, N. P., Li, & Zhu, T. (2018). Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility. Nature materials, 17(1), 63-71.

# Influence of Vacuum Arc Melting and Disc Milling on the Characterization of AlCoCrFeNi High-Entropy Alloy Powder for Laser Cladding Applications

Alireza Zeinali[1], Hamid Khorsand[2*], Ayda Asaadi Zahraei[3], Arman Rabieifar[4]
1- M.Sc. Graduate, Materials Engineering, Faculty of Materials Science and Engineering, K. N. Toosi University of Technology, Tehran, Iran; a.zeinali@email.kntu.ac.ir
2- Full Professor, Faculty of Materials Science and Engineering, K. N. Toosi University of Technology, Tehran, Iran; hkhorsand@kntu.ac.ir
3- M.Sc. Graduate, Materials Engineering, Faculty of Materials Science and Engineering, K. N. Toosi University of Technology, Tehran, Iran; Ayda_20082001@yahoo.com
4- Assistant Professor, Department of Materials Engineering, ST.C., Islamic Azad University, Tehran, Iran; a.rabieifar@kiau.ac.ir

## Abstract
Based on materials classification, high-entropy alloys represent a novel category of advanced and innovative materials that have rapidly garnered significant attention and research interest due to their wide spectrum of properties, characteristics, and potential applications. This study investigates the impact of a combined manufacturing process involving vacuum arc melting and disc milling on the characteristics of AlCoCrFeNi high-entropy alloy powder, intended for use in laser cladding applications. Initially, the alloy was produced via vacuum arc melting and subsequently converted into powder through disc milling. To evaluate the microstructure and characterize the powder, analyses were conducted using ICP, XRD, SEM, LPSA. The results revealed that the disc milling process successfully transformed the dual-phase (BCC+FCC) structure of the as-cast alloy into a single-phase BCC nanocrystalline structure, featuring a crystallite size of approximately 63 nm and a lattice strain of 0.62%. Furthermore, the produced powder exhibited excellent chemical homogeneity and uniform elemental distribution. However, the powder particles were non-spherical and possessed a broad size distribution ranging from 18 to 111 micrometers.

**Keywords: High-Entropy Alloy; Vacuum Arc Melting; Disc Milling; Characterization; Powder; Laser Cladding.**

8th International Conference on Welding and Non Destructive Testing (ICWNDT 2026)
26th National Conference on Welding & Inspection (26th NCWI)
15th National Conference on NDT(15th NCNDT)
& 4th National Conference on Additive Manufacturing(4th NCAM)

# Investigation of the Hardness of a Composite Cladding on 309 Stainless Steel by Laser Cladding

Esmaeil Zeraati Zardkhooni[1*], Ahmad Monshi[2*], Mehdi Azizieh[3]
1- Ph.D. Student, Ph.D. Student, Faculty of Technical and Engineering, Department of Materials Engineering, Islamic Azad University, Ahvaz Branch, Ahvaz, Iran, esmaeil.zeraati@iau.ir
2- Professor, Faculty of Technical and Engineering, Department of Materials Engineering, Islamic Azad University, Ahvaz Branch, Ahvaz, Iran, a-monshi@cc.iut.ac.ir
3- Associate Professor, Faculty of Technical and Engineering, Department of Materials Engineering, Islamic Azad University, Ahvaz Branch, Ahvaz, Iran, azizieh@gmail.com

## Abstract
Ceramic materials, owing to their high melting point, high hardness and strength, low thermal conductivity, and low coefficient of thermal expansion, are widely used as surface protective coatings and reinforcing materials for metallic components. Laser cladding is one of the most important surface modification techniques, in which a high-power laser beam is used to melt the deposited materials and produce a coating with a strong metallurgical bond to the substrate. In this study, cobalt–tungsten carbide composite coatings were fabricated by laser cladding on the widely used AISI 309 stainless steel. For this purpose, a paste consisting of cobalt and tungsten carbide powders was first prepared and applied onto the surface of the steel substrate. Subsequently, laser irradiation was carried out to fix the cobalt and tungsten carbide particles on the surface. The microstructure and mechanical properties of the samples were investigated using microhardness testing, metallography, and scanning electron microscopy (SEM/EDS). SEM images revealed a uniform distribution of tungsten carbide particles within the cobalt matrix. In addition, EDS analysis confirmed the presence of cobalt and tungsten carbide in the composite coating. The highest microhardness value was obtained for the sample containing 3 wt.% tungsten carbide, which was produced at a laser power of 150 W.

**Keywords: AISI 309 stainless steel, Laser cladding, Tungsten carbide, Composite, Microhardness.**

# A Review of the Mechanisms of Porosity Formation in Aluminum Alloy Parts Produced via Wire Arc Additive Manufacturing

Vahid Ziaei Laleh[1], Habib Hamed Zargari[2*]
1-PhD student, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran, v_ziaeilaleh403@sut.ac.ir
2- Assistant Professor, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran, hhamedzargari@sut.ac.ir

## Abstract

Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM) is recognized as one of the most significant techniques in metal additive manufacturing (AM). In this process, a filler wire is melted by an electric arc, and metal droplets are deposited layer by layer along a predetermined path. Over the past decade, aluminum alloys fabricated through WAAM have gained considerable attention across industries such as aerospace, automotive, marine, and energy. This growing interest is attributed to advantages including high production efficiency, the ability to manufacture large components without dimensional constraints, low weight, corrosion resistance, and favorable mechanical properties. Nevertheless, despite these benefits, porosity remains a critical challenge in the WAAM of aluminum alloys. The presence of pores can result in stress concentration, cracking, and reductions in tensile strength and fatigue resistance factors that directly restrict the broader industrial adoption of this technology. The present study investigates the primary causes and mechanisms of porosity formation in aluminum alloys processed by WAAM. Specifically, attention is given to hydrogen-induced pores, gas-related porosity, shrinkage cavities, and porosity arising from the evaporation of low-boiling-point alloying elements.

**Keywords: Wire arc additive manufacturing, Aluminum alloys, Cavity formation mechanism, Porosity, Hydrogen pores.**

8th International Conference on Welding and Non Destructive Testing (ICWNDT 2026)
26th National Conference on Welding & Inspection (26th NCWI)
15th National Conference on NDT(15th NCNDT)
& 4th National Conference on Additive Manufacturing(4th NCAM)

# Investigation of the microstructure and mechanical properties of thin-walled austenitic stainless steel 316L produced via wire arc additive manufacturing

Vahid Ziaei Laleh[1], Habib Hamed Zargari[2*], Jamal Sartibi[3]
1-PhD student, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran, v_ziaeilaleh403@sut.ac.ir
2-Assistant Professor, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran, hhamedzargari@sut.ac.ir
3-Master of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran, j_sartibi401@sut.ac.ir

## Abstract

Austenitic stainless steel 316L is extensively employed in industrial applications owing to its superior corrosion resistance and favorable mechanical properties. On the other hand, wire and arc additive manufacturing (WAAM) has emerged as a promising technique for the efficient fabrication of metallic components, particularly medium- to large-scale parts, due to its high deposition rates and cost-effectiveness. The fabrication strategy and torch motion pattern play a decisive role in determining the resulting microstructure and mechanical performance. This study investigates the fabrication strategy, microstructural evolution, and mechanical properties of 316L thin-walls produced via WAAM. The walls were manufactured using ER316L welding wire through the inter-pulse gas metal arc welding (IP-GMAW) process, employing two distinct strategies with reciprocating torch motion patterns. Optimization of welding parameters and modification of the fabrication strategy enabled the successful production of a 25-layer thin steel wall. Optical microscopy (OM) revealed that the microstructure consisted of austenite with ferrite, characterized by skeletal and worm-shaped dendrites. The dendritic morphology, formed during solidification, was influenced by the chromium-to-nickel equivalent ratio (Creq/Nieq) and cooling rate. Mechanical characterization was conducted through tensile and microhardness testing. The horizontal specimen exhibited higher ductility and tensile strength (446 MPa) compared to the vertical specimen (431 MPa). The average hardness of the wall was measured at 234 Vickers.

**Keywords: Wire arc additive manufacturing, Thin-wall, Austenitic stainless steel 316L, Microstructure, Mechanical properties**

# Effect of adding cold wire of aluminum alloy 4043 on the microstructure and mechanical properties of thin-walled austenitic stainless steel 316L produced via wire arc additive manufacturing

Vahid Ziaei Laleh[1], Jamal Sartibi[2], Habib Hamed Zargari[3*]
1-PhD student, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran, v_ziaeilaleh403@sut.ac.ir
2- Master of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran, j_sartibi401@sut.ac.ir
3- Assistant Professor, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran, hhamedzargari@sut.ac.ir

## Abstract

Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) with cold wire (CW-WAAM) offers several advantages over conventional WAAM processes. In addition to enhancing deposition rate and productivity, CW-WAAM can possible the input energy independent of the wire feed rate, thereby enabling more precise control of process parameters. This approach also reduces penetration depth, minimizes the heat-affected zone, and achieves dilution levels below 20%, which are beneficial for alloying and microstructural refinement. In the present study, a thin alloy wall was fabricated by introducing aluminum alloy ER4043 as cold wire into austenitic stainless steel ER316L using CW-WAAM with a reciprocating torch pattern. The wall was deposited at a nominal current of 120 A, with the cold wire torch positioned at a 45° angle, and built up in 22 successive layers.

Optical microscopy revealed distinct microstructural variations across the wall. In the central region, low cooling rates and heat accumulation from layer-by-layer deposition promoted the growth of columnar and coarse grains aligned with the heat transfer direction. In contrast, the upper and lower regions exhibited finer grain structures. Aluminum-rich precipitates were observed within grains and along grain boundaries, though their distribution was non-uniform, indicating the necessity of post-deposition heat treatment. Mechanical characterization confirmed these microstructural findings. Tensile specimens demonstrated increased strength but fractured in a brittle manner, with the highest tensile strength recorded for the flat sample (554 MPa). Microhardness testing further showed that hardness enhancement in the initial and final layers correlated with finer microstructures. The average hardness of the wall was measured at 321 HV, underscoring the influence of microstructural heterogeneity on mechanical performance.

**Keywords: Wire arc additive manufacturing, Cold wire, Austenitic stainless steel 316L, Aluminum alloy 4043, Microstructure, Mechanical properties**

AMA

شرکت صنعتی آما
AMA Industrial Co.

IWNT

انجمن پژوهشکاری و آزمایشهای غیرمخرب ایران
The Iranian Institute of
Welding & Non Destructive Testing

ICW
CNDT
CWI
DT

# Conference Proceedings Book

8th International Conference on Welding and Non Destructive Testing
26th National Conference on Welding & Inspection
15th National Conference on NDT
& 4th National Conference on Additive Manufacturing

**February 9-10, 2026**

**Edited By:**
**Dr. M. Atapour- Dr. A. Maleki**