

بوشکاری

فصلنامه انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران
شماره ۱۱۹ - تابستان ۱۴۰۵



مقام اول بخش عکاسی دوازدهمین مسابقه گرافیک و عکاسی صنعت جوش و بازرسی
جناب آقای مهندس علی ناصری



- 1 تنوع فرایند جوشکاری تیگ در صنایع، مهندس عبدالوهاب ادب آوازه
- 5 تست غیرمخرب التراسونیک پوشش های ساییش تولید شده به روش ساخت افزودنی، رضا جعفری فشارکی - عماد بدری - سید مصطفی حسینی
- 10 بررسی جوش پذیری آلومینیوم 7075 در فرایند جوشکاری اغتشاشی اصطکاکی، امیر ایزدپناهی - علی جم پور - حسین بذرافشان - مسعود اقبالی - امین مقدم
- 16 تهیه شیوه ارزشیابی عملی مهارت جوشکاران در آزمون های استخدامی و تایید صلاحیت نیروی کار، عباس عباسیان - افضل روانگرد - ایمان حاجیان نیا
- 21 کنترل ریزساختار و ترک های انجمادی در فرایند ساخت افزایشی ذوب لیزری بستر پودر آلیاژهای آلومینیوم استحکام بالا، آریا گندم دوست - محمود سرکاری خرمی - سید فرشید کاشانی بزرگ - حسن قربانی
- 34 تغییرات ریزساختاری در روکش های جوشی فولاد زنگ نزن دوفازی روی فولاد ساده کربنی تحت تاثیر اعمال لرزش الکترومغناطیس، محمد رخس ماه - رضا دهملایی - مهدی یگانه
- 38 ارزیابی رفتار خوردگی اتصالات جوش فولاد زنگ نزن 316Ti در شربت نیشکر، رضا دهملایی - علیرضا دورباشی زاده - رضا نیری - محمد زمان عطار نژادی - ابراهیم بدوی - محمد جولا

انجمن جوشکاری و آزمایش های غیرمخرب ایران
موسسه مرجع ملی در زمینه تکنولوژی جوشکاری و
آزمایش های غیرمخرب در جمهوری اسلامی ایران

مدیر مسئول: مهندس عبدالوهاب ادب آوازه

زیر نظر شورای نویسندگان

مسئول اجرایی: کمیته انتشارات

مدیر اجرایی و گرافیک: دکتر نازیلا ادب آوازه

نشانی دبیرخانه انجمن:

اصفهان - خیابان شمس آبادی - ساختمان شمس -
طبقه 4 - واحد 413

تلفن: 03132240325 فاکس: 03132231765

پست الکترونیک:

Email: info@iwnt.com

فصلنامه جوشکاری نشریه ای در زمینه موضوعات و
مسائل مرتبط با جوشکاری و آزمایش های غیرمخرب
است.

فصلنامه در ویرایش مقالات رسیده آزاد است

نقل نوشته ها با ذکر ماخذ بلامانع است.





تنوع فرایند جوشکاری تیگ در صنایع

مهندس عبدالوهاب ادب آوازه^۱

خروجی از سرمشعل (Shielding Gas) دمیده می شود. نمونه تجهیز برای گاز دنباله رو در شکل های (۲ و ۱) ملاحظه می شود.



شکل ۱- گاز محافظ اصلی و گاز محافظ دنباله رو (Trailing Gas)



شکل ۲- تجهیز برای افزودن گاز دنباله رو

برای تیتانیوم و آلیاژهای تیتانیوم، جوشکاری داخل محفظه بسته نسبت به جوشکاری خارج از محفظه بسته برتری دارد و از اکسید شدن فلز پایه جلوگیری می کند. طبق ASME Sec. IX-QW-410.1، تغییر از جوشکاری در محفظه بسته به جوشکاری خارج از محفظه بسته، تغییر اساسی محسوب می شود (نه برعکس). جوشکاری داخل محفظه بسته در شکل های (۳ و ۴) ملاحظه می شود.

جوشکاری قوسی تنگستنی گاز محافظ (GTAW) که به اختصار تیگ نامیده می شود، یکی از روش های جوشکاری با کاربرد وسیع در صنایع است. جوشکاری تیگ در سالیان متمادی و برحسب شرایط و نیاز، تنوع زیادی پیدا کرده و در مواردی حلال مشکلات جوشکاری در صنعت شده است. در این نوشته به تعدادی از تنوع جوشکاری تیگ موارد وابسته به آن بطور مختصر پرداخته می شود.

جوشکاری تیگ با شکل موج کنترل شده

فرایند جوشکاری تیگ با شکل موج کنترل شده، همان فرایند جوشکاری تیگ است که شکل موج جریان بجای شکل سینوسی به شکل مربعی یا شکل دیگر تغییر داده می شود (تا بدانوسيله بعضی از مشخصه های جوش مانند شکل مهره جوش، نفوذ و غیره بهبود یابند).

جوشکاری تیگ داخل محفظه بسته

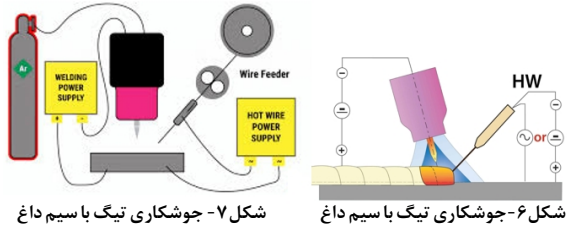
در جوشکاری فلزات واکنش پذیر (مانند تیتانیوم) به روش تیگ، بمنظور جلوگیری از اکسید شدن، حفاظت گازی فوق العاده حائز اهمیت است. جوشکاری تیگ تیتانیوم نسبت به جوشکاری تیگ فولادهای زنگ نزن از دبی بیشتری برای گاز محافظ نیاز دارد یعنی به شماره سری گاز یا قطر سوراخ سرمشعل بیشتری نیاز دارد.

جوش فولاد زنگ وقتی منجمد می شود و دمای فلز جوش تا حدودی پایین می آید معمولاً دیگر نیازی به گاز محافظ نیست. اما محافظت از جوش فلز تیتانیوم موقع سرد شدن تا رسیدن به دمای ۴۳۰ درجه سانتیگراد لازم است.

در WPS استاندارد برای جوشکاری تیگ دوسری گاز محافظ پیش بینی شده است. اولی گاز پیش رو (Leading gas) که همان گاز

جوشکاری تیگ با سیم داغ

در جوشکاری تیگ با سیم داغ (**Hot Wire TIG Welding**)، سیم جوش مورد استفاده را پیش گرم می کنند تا ذوب و جاری شدن آن داخل حوضچه مذاب آسان تر شود و به این ترتیب نرخ رسوب و نفوذ جوش بیشتر می شود (شکل های ۶ الی ۸). مدار منبع تغذیه جوشکاری و منبع گرمایش سیم جوش در تصاویر ارائه شده است.



شکل ۷- جوشکاری تیگ با سیم داغ

شکل ۶- جوشکاری تیگ با سیم داغ



شکل ۸- جوش تیگ با سیم داغ

جوشکاری تیگ با روانساز

گاهی در فرایند جوشکاری تیگ لایه نازکی از روانساز فعال (**Activated Flux**) روی قطعات متصل شونده قرار داده می شود و این کار موجب افزایش قابل توجهی در عمق نفوذ جوش می شود (شکل های ۹ و ۱۰).

به این فرایند جوشکاری (**A-Tig** یا **Activated Flux Tig**) نیز می گویند. بعضی از روانسازهای موجود در کاربردهای جوشکاری تیگ دستی و اتوماتیک مزایایی زیادی ارائه می دهند که عبارتند از:

- افزایش نفوذ جوش: افزایش قابل توجه نفوذ جوش، کارایی را بهبود می بخشد و حجم فلز جوش را کم می کند.
- افزایش کیفیت جوش: تغییرات گرمایی در نفوذ جوش را کاهش می دهد و موجب کاهش پیچیدگی و تغییر شکل قطعه می شود.
- کاهش زمان جوشکاری: در بیشتر کاربردها، افزایش نفوذ موجب کاهش زمان جوشکاری می شود و سرعت تولید و بهره وری را بهبود می بخشد.

- پایین آوردن هزینه تولید: در مواردی با اتصال لب بلب بسته (بدون پخ زنی) نفوذ مورد نظر بدست می آید و نیازی به پخ زنی ندارد، نیاز به آماده سازی و دقت در جفت کردن ندارد، هزینه فلز پرکننده و تغییر شکل قطعه و گرمای ورودی را کم می کند.

- صرفه جویی در هزینه های ساخت: با کاهش گرمای ورودی، زمان جوشکاری، برق مصرفی و حق الزحمه جوشکاری هر واحد می توان هزینه های ساخت را کمتر نمود.



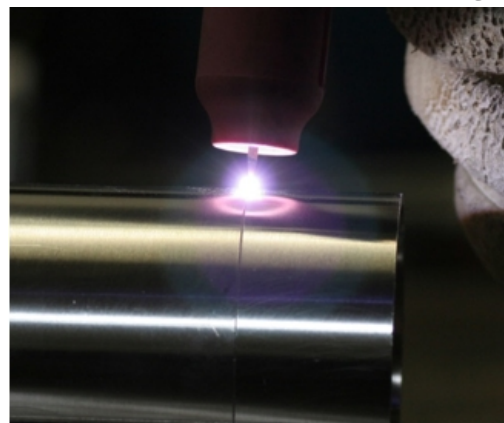
شکل ۳- جوشکاری تیگ در محفظه بسته



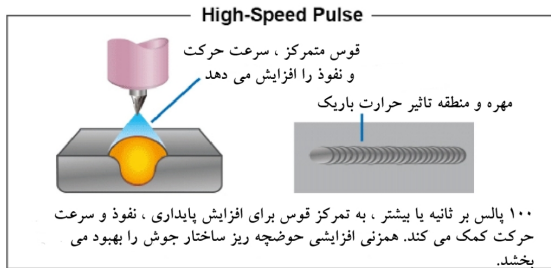
شکل ۴- جوشکاری تیگ در محفظه بسته

جوشکاری تیگ بدون فلز پرکننده

برای جوشکاری ورق های نازک فلزی گاهی از فرایند جوشکاری تیگ، بدون استفاده از فلز پرکننده استفاده می شود. جوش تیگ بدون استفاده از فلز پرکننده را جوش خودزا (**Autogenous Weld**) می گویند. معمولاً برای بدست آوردن جوش سالم با روش جوش تیگ خودزا، ضخامت فلز تا ۲ یا ۳ میلیمتر محدود می شود (شکل ۵).



شکل ۵- جوشکاری تیگ بدون فلز پرکننده



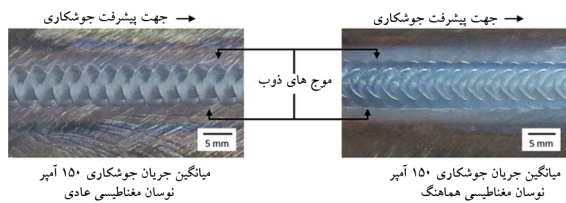
شکل ۱۲- جوشکاری تیگ (تپش تند)

جوشکاری تیگ با نوسان مغناطیسی هماهنگ

جوشکاران ماهر تیگ برحسب اقتضا از نوسان قوس به جلو و عقب (عمدتاً برای جوشکاری پاس ریشه) و نوسان قوس به طرفین درز جوش استفاده می کنند. با کمبود جوشکار ماهر تیگ دستی، جوشکاری مکانیزه یا خودکار تیگ افزایش یافته است. برای بهره مندی از مزایای نوسان قوس تیگ دستی، در تیگ خودکار نیز از نوسان قوس به طرفین یا نوسان قوس به جلو و عقب استفاده می شود. سازندگان سیستم های نوسان قوس مغناطیسی برای این روش مزایای زیر را اشاره می کنند:

- پایداری قوس،
- کنترل استقرار و توزیع حرارت،
- به حداقل رسانیدن بریدگی کناره جوش،
- کاهش تخلخل در جوش،
- بهبود نفوذ جوش،
- یکنواختی ذوب لبه.

در شکل (۱۳) دو نمونه جوش تیگ اتوماتیک با نوسان مغناطیسی عادی و نوسان مغناطیسی هماهنگ با شدت جریان مساوی مشاهده می شود.



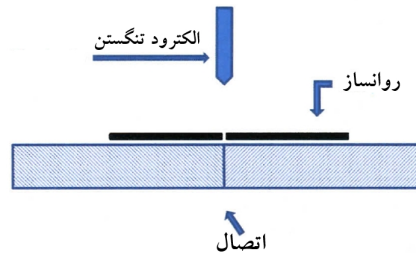
شکل ۱۳- مقایسه جوش نوسان عادی با جوش نوسان هماهنگ

در نمونه سمت چپ (نوسان مغناطیسی عادی) بین مهرد های جوش پیوستگی ندارد ولی در نمونه سمت راست (نوسان مغناطیسی هماهنگ) پیوستگی مهرد های جوش مشهود است.

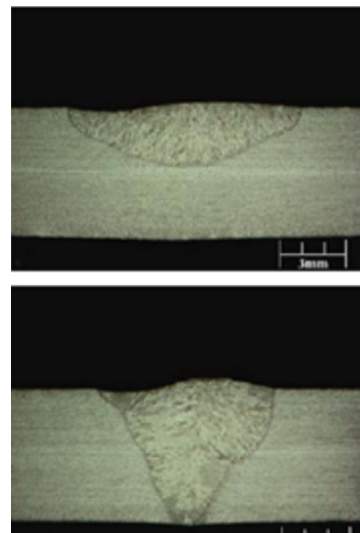
الکترو تنگستن برای قوس زنی در جوشکاری تیگ

الکترو تنگستن جزو مواد مصرفی جوشکاری نیست، فلز پرکننده محسوب نمی شود و در اتصال جوش شرکت نمی کند. وظیفه الکترو تنگستن، ایجاد قوس و تامین حرارت لازم برای جوشکاری است. الکترودهای تنگستن طبق AWS A5.12 در پنج گروه مختلف تقسیم بندی می شوند:

- تنگستن خالص



شکل ۹- جوشکاری تیگ با افزودن روان ساز



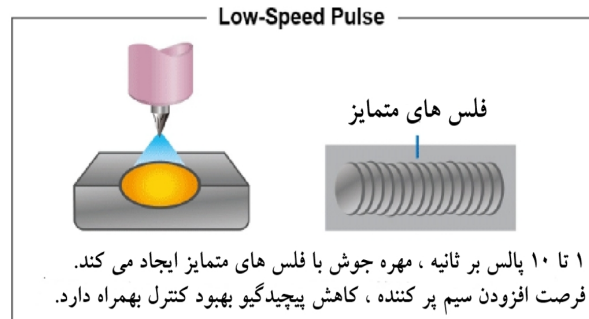
شکل ۱۰- جوش تیگ معمولی (بالا)، جوش تیگ با روان ساز (پایین)

جوشکاری تیگ تپشی یا ضربانی

در جوشکاری تیگ گاهی از جریان تپشی (Pulsing Current) استفاده می شود. مزایای تیگ تپشی عبارتند از:

- کاهش پیچیدگی بخاطر گرمای ورودی کمتر،
- نرخ رسوب بالاتر،
- جوش های قوی تر بخاطر ذوب بهتر،
- امکان جوشکاری ضخامت های خیلی نازک فلزات.

در شکل های (۱۱ و ۱۲) ویژگی جوش بدست آمده با نمونه هایی از تپش کم سرعت و تپش پر سرعت ارائه شده است.



۱ تا ۱۰ پالس بر ثانیه، مهرد جوش با فلس های متمایز ایجاد می کند. فرصت افزودن سیم پرکننده، کاهش پیچیدگی بهبود کنترل به همراه دارد.

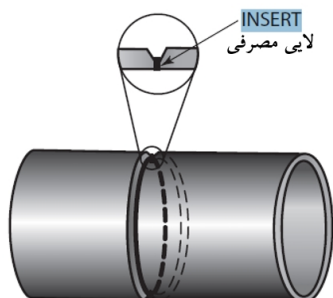
شکل ۱۱- جوشکاری تیگ (تپش کند)

- تنگستن توربوم دار
- تنگستن زیر کونیوم دار
- تنگستن سریوم دار
- تنگستن لانتانوم دار.

AWS A5.32 ارائه شده است (در این استاندارد، طبقه بندی گازها بر اساس خواص شیمیایی و رفتار متالورژیکی آن ها برای انتخاب درست کاربران انجام شده است). مناسب ترین گاز محافظ برای جوشکاری تیگ، گاز آرگون است. استفاده از گاز Co_2 برای جوشکاری تیگ بخاطر احتمال اکسید شدن الکتروود تنگستنی توصیه نمی شود.

لایه مصرفی برای جوشکاری تیگ

بیرون زدگی غیر یکنواخت و نامناسب سر جوش های لوله کشی، موجب ایجاد تلاطم سیال عبوری از داخل لوله می شود (در نیروگاه ها تلاطم شدید گاز یا بخار تحت فشار عبوری از داخل لوله، موجب آسیب رساندن و کاهش عمر پره های توربین می شود). برای یکنواختی بیرون زدگی جوش از داخل لوله، بجای جوشکاری پاس ریشه از لایه مصرفی (**Consumable Insert**) در پاس ریشه استفاده می شود. استاندارد **AWS A5.30** الزامات طبقه بندی لایه مصرفی از جنس فولاد ساده کربنی، فولاد کم آلیاژ کرم مولیبدن دار، فولاد زنگ نزن، آلیاژ نیکل و آلیاژ مس - نیکل را برای استفاده با فرایند تیگ تعیین کرده است.



شکل ۱۴- استفاده از لایه مصرفی برای جوشکاری لوله

منابع

- Welding Principles and Practices, Fifth edition Edward R. Bohnart.
- Gas Tungsten Arc Welding with synchronized Magnetic oscillation, Thiago Resende & Ruham Pablo Ries.
- ASME Section II Part C- Specification for welding Rods, Electrodes, and Filler Metals.
- An investigation into arc constriction by active fluxes for TIG (A-TIG) welding, DS Hows and W Luas.
- Advanced A-TIG Welding, Paul DP Campbell
- Development of activated Flux for Deep Penetration in GTAW, Sanjib JayPuria, Swagatika, Trupti Ranjan Mahapatra Amresh Singh
- Effect of activated flux on penetration depth, microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V TIG Welds, K. Devendranath, Vianayak, Vama, Madhukar Prasad N. Deva Rajan, N. Siva Shanmugam.

پی نوشت

1-انجمن جوشکاری و آزمایش های غیر مخرب ایران

انتخاب نوع الکتروود تنگستنی به اندازه قطر الکتروود به نوع جریان برق و اتصال قطبی، شدت جریان جوشکاری، نوع و ضخامت فلز پایه بستگی دارد.

جدول (۱) نوع برق و اتصال قطبی الکتروود تنگستنی برای جوشکاری تیگ فلزات را نشان می دهد.

جدول ۱ - نوع برق و اتصال قطبی الکتروود تنگستنی برای جوشکاری تیگ فلزات و آلیاژها

نوع فلز و آلیاژ	جریان مستقیم الکتروود منفی	جریان مستقیم الکتروود مثبت	جریان متناوب
آلومینیوم و آلیاژهای آن (ضخامت کمتر یا مساوی ۲/۵ میلیمتر)	قابل قبول	قابل قبول	بهترین
آلومینیوم و آلیاژهایش (ضخامت بیشتر از ۲/۵ میلیمتر)	قابل قبول	توصیه نمی شود	بهترین
منیزیم و آلیاژهای آن	توصیه نمی شود	قابل قبول	بهترین
فولاد کربنی و کم آلیاژ	بهترین	توصیه نمی شود	توصیه نمی شود
فولاد زنگ نزن	بهترین	توصیه نمی شود	توصیه نمی شود
مس	بهترین	توصیه نمی شود	توصیه نمی شود
برنز	بهترین	توصیه نمی شود	قابل قبول
برنز آلومینیوم دار	قابل قبول	توصیه نمی شود	بهترین
برنز سیلیسیم دار	بهترین	توصیه نمی شود	توصیه نمی شود
نیکل و آلیاژهای آن	بهترین	توصیه نمی شود	قابل قبول
تیتانیوم و آلیاژهای آن	بهترین	توصیه نمی شود	قابل قبول

سیم جوش های مورد استفاده در جوشکاری تیگ

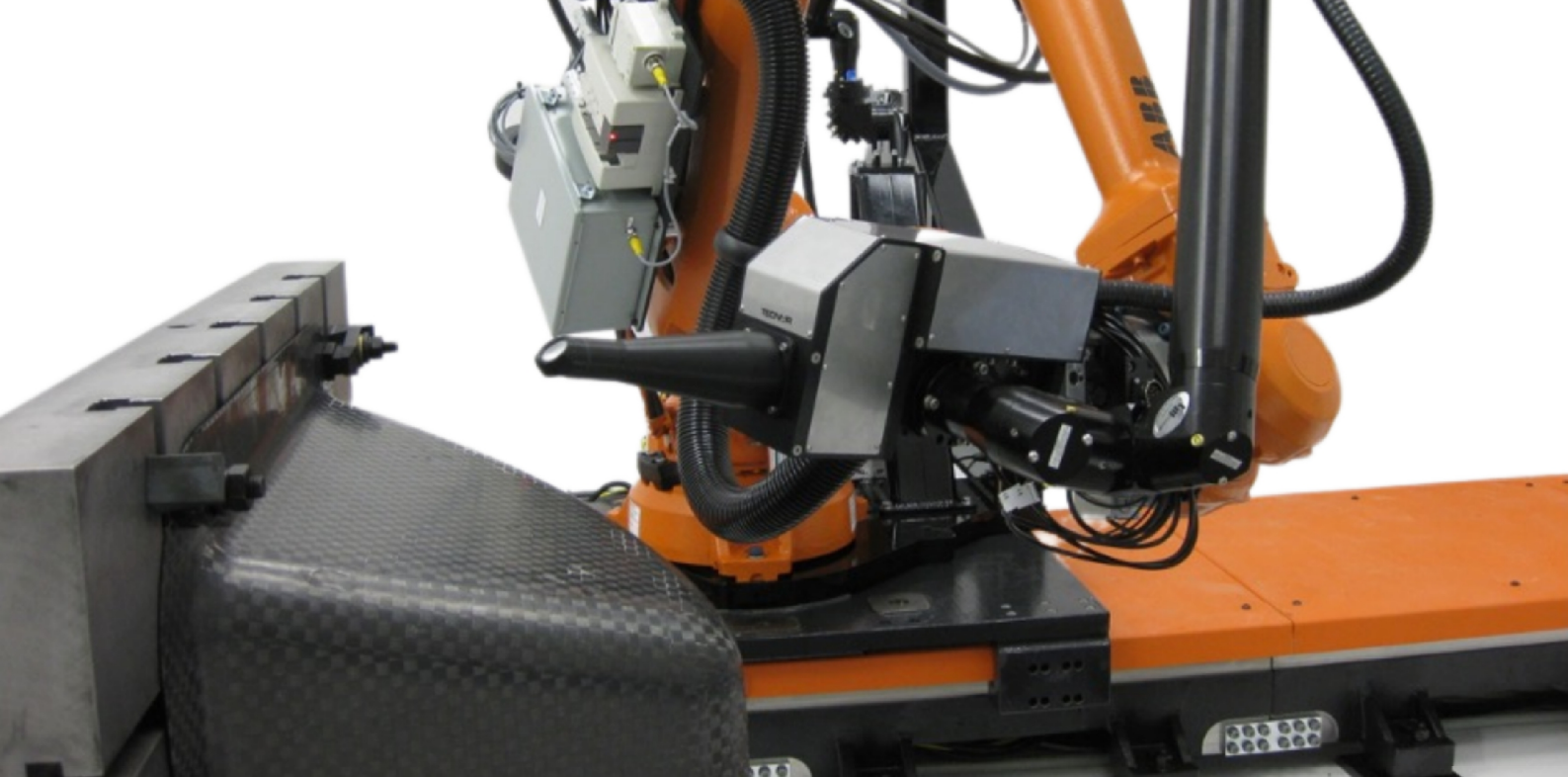
سیم جوش مورد استفاده در جوشکاری تیگ دستی، بصورت مفتول شاخه ای تهیه می شود. سیم جوش مورد استفاده در جوشکاری تیگ خودکار، بصورت قرقره ای تهیه می شود. استاندارد سیم جوش ها بستگی به فلز پایه متفاوت است. استاندارد فلز پرکننده برای جوشکاری فلزات مختلف به روش تیگ در جدول (۲) نشان داده شده است.

جدول ۲- استاندارد فلز پرکننده برای جوشکاری فلزات مختلف به روش تیگ

نوع فلز پایه	فولاد کربنی	فولاد کم آلیاژ	فولاد زنگ نزن	چدن	آلیاژهای نیکل	آلیاژهای آلومینیوم	آلیاژهای مس	آلیاژهای تیتانیوم	آلیاژهای زیر کونیوم	آلیاژهای منیزیم
استاندارد فلز پرکننده (AWS)	AS.18	AS.28	AS.9 AS.22	AS.15	AS.14 AS.34	AS.10	AS.7	AS.16	AS.24	AS.19

گاز محافظ برای جوشکاری تیگ

ویژگی های گاز محافظ برای جوشکاری تیگ در استاندارد



تست غیر مخرب التراسونیک پوشش‌های سایش تولید شده به روش ساخت افزودنی

رضا جعفری فشارکی^۱، عماد بدری^۲، سید مصطفی حسینی^۳

چکیده

فناوری تولید افزودنی مبتنی بر سیم و قوس، یک روش ساخت مدرن قطعات مکانیکی است که مزایای زیادی برای تولید قطعات کوچک و بزرگ دارا می‌باشد. در این مقاله، از امواج سطحی فراصوت برای ارزیابی کیفیت پوشش‌های **Stellite 21** پردازش شده با رسوب مستقیم انرژی بر روی **Inconel 718** تحت توان‌های مختلف لیزر پیش‌گرم‌ا و رسوب استفاده شد. سرعت موج سطحی و دامنه پراکندگی امواج فراصوتی با ترک خوردگی پوشش مرتبط بود. از سه فرکانس مختلف برای تحریک امواج سطحی استفاده شد زیرا هر فرکانس دارای عمق نفوذ متفاوتی است. سیگنال‌های به‌دست‌آمده برای تعیین کمیت و مقایسه سرعت موج سطحی و دامنه انتشار امواج اولتراسونیک از پنج نمونه مختلف پوشش‌ده شده با رسوب مستقیم انرژی استفاده شد. با در نظر گرفتن خصوصیات متالورژیکی مخرب به عنوان یک مرجع، اندازه‌گیری‌های امواج سطحی برای بررسی یکپارچگی پوشش مؤثر بودند.

کلمات کلیدی: ساخت افزایشی؛ تست غیر مخرب؛ التراسونیک؛ رسوب مستقیم انرژی.

1-مقدمه

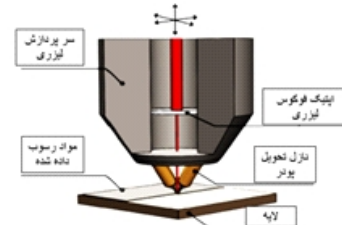
یک روش غیر تماسی و غیر مخرب مبتنی بر امواج فراصوت لیزری برای ارزیابی تخلخل در اجزای ساخت افزودنی پیشنهاد شده است. از موج سطحی التراسونیک لیزری، برای مشخص کردن تخلخل با استفاده از انرژی موج، سرعت موج و فرکانس پیک استفاده می‌شود. بیشینه فرکانس موج سطحی با از بین رفتن سیگنال‌های فرکانس بالا که ناشی از ضریب پراکندگی است، کاهش می‌یابد [۱]. تست التراسونیک شامل طیف وسیعی از تکنیک‌های تست غیر مخرب است که از یک مبدل پیزو الکتریک برای ارسال امواج صوتی استفاده می‌کند. اگر هیچ نقصی در ماده وجود نداشته باشد، امواج صوتی از آن بدون تغییر عبور می‌کنند، اما اگر امواج صوتی به نقصی برخورد کنند باز نشر پیدا می‌کنند که نشان دهنده وجود نقص است. تست التراسونیک می‌تواند عیوب کوچکی مانند خوردگی، سوراخ شدن، ساییدگی و ترک را تشخیص دهد. شکل کلی

فرآیند در شکل (۱) نشان داده شده است [۲].

در این مقاله ما کیفیت پوشش‌هایی که به صورت افزایشی رسوب داده شده‌اند را با استفاده از اندازه‌گیری‌های فراصوت غیر مخرب ارزیابی می‌کنیم. هدف، ارزیابی کیفیت پوشش‌های سایش **Stellite 21** از طریق اندازه‌گیری‌های امواج سطحی فراصوتی است. این پوشش‌ها بر روی بسترهای **Inconel 718** توسط فرایند چاپ سه بعدی قرار گرفته‌اند. (**Stellite 21**) یک آلیاژ **CoCr** مقاوم در برابر خوردگی است؛ همچنین **Stellite 21** یک ماده نیکل کروم با مقاومت بالا و مقاوم در برابر خوردگی است که در دمای ۴۲۳ تا ۱۳۰۰ درجه فارنهایت استفاده می‌شود.)

چاپ سه بعدی، نوعی فرایند ساخت افزودنی است که شامل یک نازل است که بر روی یک بازوی چند محوره نصب شده و متریال ذوب شده را روی سطحی معین رسوب می‌دهد که این ماده همانجا سفت و جامد می‌شود. شماتیک کلی این فرایند در شکل (۱) نشان

داده شده است.



شکل ۱- نمایش شماتیک فرایند رسوب مستقیم انرژی

ماهیت غیر مخرب، تجهیزات قابل حمل، ارزان و سریع بودن، در حال توسعه است. در قابلیت روش التراسونیک با استفاده از موج طولی با زاویه شکست بحرانی با موج **LCR** در اندازه گیری تنش پسماند طولی ناشی از جوش کاری مورد بررسی قرار گرفته است. بدین منظور دو ورق از جنس آلیاژ آلومینیوم س سری ۵۰۰۰ با روش جوشکاری تیک بهم متصل شد. اندازه گیری تنش پسماند طولی با روش التراسونیک با ترنسدیوسرهای ۵ مگاهرتزی و در عمق نزدیک به سطح و بر مبنای تئوری آکستوالاستیسیته انجام شد. برای ایجاد موج **LCR** و ارسال آن به درون قطعه، گوه التراسونیک بر مبنای قانون اسنل ساخته شد، همچنین از یک میز سه محوره برای کنترل حرکت گوه و ثابت نگه داشتن فشار روی آن استفاده گردید. به منظور محاسبه تنش پسماند و افزایش دقت، ضریب آکوستوالاستیک برای هر سه ناحیه جوشکاری فلز جوش، **HAZ** و فلز پایه به صورت جداگانه با انجام آزمون کشش تک محوره به دست آمد. جهت مقایسه نتایج هر دو روش مورد استفاده با هم، تطابق خوبی مشاهده شد که نشان دهنده قابلیت خوب روش التراسونیک در اندازه گیری تنش پسماند طولی است. در [۱۰] برای به دست آوردن خواص مکانیکی فولاد **AISI 4140** با دقت بالا از روش غیر مخرب فراصوتی استفاده شد. برای این منظور، نمونه هایی از این فولاد ساخته شدند و با اعمال فرایندهای مختلف عملیات حرارتی، ساختارهایی با دانه بندی و سختی های مختلف ایجاد شدند. برای پیش بینی خواص مکانیکی از جمله مدول الاستیسیته، مدول برشی، ضریب پواسون و مدول حجمی در این میکروساختارها، سرعت موج طولی و عرضی با آزمون فراصوتی اندازه گیری شد. برای شناسایی عوامل خطا و تعیین دقت روش اندازه گیری مورد استفاده، تحلیل عدم قطعیت نیز صورت گرفته است. مقایسه نتایج به دست آمده از آزمایش ها با داده های موجود در مراجع مختلف نشان می دهد با روش غیرمخرب فراصوتی می توان خواص مکانیکی نمونه های **AISI 4140** را با دقت بسیار بالایی به دست آورد. محاسبه خواص مکانیکی نمونه های مختلف فولاد **AISI 4140** نشان می دهند که این خواص در سخت ترین ساختار بیشترین مقدار و با کاهش سختی، این خواص نیز کاهش می یابند.

در [۱۱]، عیب یابی اتصال ورق آلومینیوم و ورق کامپوزیت شبیه سازی شده است. برای این منظور، انتشار موج عمودی در لایه ها و اتصال بین آنها که با پروب موج عمودی ایجاد می شود، مددل شده است. این شبیه سازی با نرم افزار المان محدود **ABAQUS** صورت گرفته است. در مدل اجزای محدود سه لایه وجود دارد، که لایه میانی چسب (لایه ای که مورد ارزیابی قرار می گیرد) می باشد. به منظور بررسی تأثیر وجود عیب در خروجی، یک بار مدل به طور کامل و بار دیگر در قسمت اتصال حفره ایجاد می شود. سیگنال های خروجی حاصل از شبیه سازی با خروجی آزمایش که با دستگاه تست غیر مخرب با پروب موج عمودی انجام شده، مقایسه می شود تا صحت شبیه سازی تأیید شود. نمونه ساخته شده برای آزمایش، همانند مدل، شامل لایه آلومینیوم متصل به لایه کامپوزیت

فرایند **DED رسوب Stellite** را بر روی سطوح آزاد به روشی یکنواخت، با کاهش آسیب ناشی از حرارت در مقایسه با روکش سیم و قوس امکان پذیر می کند. برخی از کاربردهای معمولی **Stellite** شامل پوشش های مقاوم در برابر سایش و خوردگی بر روی سطوح نشیمن سوپاپ خودرو، ابزارها، لوله های تفنگ و توربین های بخار است [۳ و ۴].

رسوب گذاری پوشش های **Stellite** چالش برانگیز است زیرا نمونه تمایل به ایجاد ترک های سطحی و زیرسطحی و ریزساختار ناهمگن دارد؛ بنابراین، بررسی غیرمخرب صحیح با استفاده از امواج فراصوت، قطعات پردازش شده با **DED** را، با به حداقل رساندن زمان صرف شده برای آماده سازی نمونه برای تعیین خصوصیات مخرب، پیش می برد. در برخورد عمودی پرتو، حساسیت یک اندازه گیری به طور نامطلوبی تحت تأثیر جهت گیری عیوب در داخل پوشش قرار می گیرد؛ در نتیجه، در اولتراسوند با برخورد عمودی، تشخیص عیوب در مسیر انتشار موج دشوار است. برای حل این مشکلات، از اندازه گیری امواج سطحی فراصوت در سه فرکانس (۷،۵، ۱۰ و ۱۵ مگاهرتز) به عنوان جایگزینی برای برخورد عمودی استفاده می کنیم [۷ و ۶].

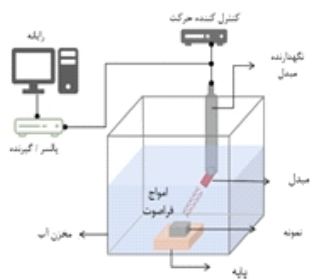
۲- پیشینه تحقیقات

استفاده از روش مخرب در کنترل کیفیت جوش های نقطه ای در قسمت های مختلف یا کل بدنه خودرو هزینه زیادی دارد. کنترل کیفیت غیر مخرب جوش نقطه ای این هزینه ها را کاهش می دهد. یکی از این روش های غیر مخرب، تست التراسونیک است. امواج التراسونیک قطر قطعه را اندازه گیری می کند که یک شاخص مهم برای کیفیت جوش است. در [۸] تعداد زیادی جوش نقطه ای دست نخورده و معیوب تهیه و با روش های غیرمخرب التراسونیک و تست مخرب کشش بررسی مورد آزمایش قرار گرفت. نتایج این آزمایش ها نشان داد که آزمایش های التراسونیک می توانند با موفقیت جوش های معیوب را شناسایی کنند. دست یافتن به خواص مکانیکی فولادها پس از پروسه های مختلف ساخت و عملیات حرارتی، امری ضروری و مهم است. در صنایع گوناگون معمولاً به سبب از نمونه سازی های مشخص و استاندارد، به کمک روش های مخرب این خواص را به دست می آورند؛ که این امر باعث اتلاف هزینه و زمان زیادی می شود. علاوه بر این، روش های مخرب قادر به تشخیص تغییرات جزئی خواص مکانیکی در حین عملیات حرارتی نیستند. در [۹] اندازه گیری تنش پسماند با روش التراسونیک، به دلیل

هر کدام با فاصله ۷۶,۲ در آب بودند. از یک پالس/گیرنده کنترل شده کامپیوتری استفاده شد و برای دیجیتالی کردن سیگنال‌ها از یک دیجیتایزر ۱۰۰ مگاهرتز استفاده شد. با استفاده از یک کامپیوتر داده‌ها جمع‌آوری و حرکت مبدل، کنترل می‌شد.

جدول ۲- نامگذاری نمونه برای توصیف وضعیت رسوب پوشش های Stellite 21

نام نمونه	توان لیزر پیش گرم، P_h [W]	توان لیزر رسوبی، P_d [W]
F	۰	۲۷۵
O	۴۰۰	۰
P	۰	۲۲۵
Q	۴۰۰	۰
N	۳۵۰	۲۰۰



شکل ۳- شماتیک تنظیمات آزمایش برای اندازه‌گیری امواج سطحی

3-3- محاسبه امواج سطحی فراصوت

اندازه‌گیری‌های برخورد مایل پرتو با مدل‌هایی که در زاویه‌ای نسبت به نرمال سطح نمونه قرار گرفته‌اند، انجام شد. زاویه تابش امواج سطحی با استفاده از قانون اسنل تعیین می‌شود:

$$\frac{\sin(\theta_i)}{c_f} = \frac{\sin(\theta_{TL})}{c_L} = \frac{\sin(\theta_{TT})}{c_T} \quad (1)$$

که در اینجا، θ_i زاویه تابش، c_f سرعت موج در سیال، θ_{TL} زاویه بازتاب برای یک موج طولی در نمونه، c_L سرعت موج طولی در نمونه، θ_{TT} زاویه بازتابی برای موج عرضی در نمونه و c_T سرعت موج برشی در نمونه است [۱۲]. سرعت موج سطحی به خواص مواد مرتبط است و از رابطه زیر بدست می‌آید:

$$c_s = \frac{0.862 + 1.14\nu}{1 + \nu} \sqrt{\frac{G}{\rho}} \quad (2)$$

که در آن c_s سرعت موج سطحی، ν نسبت پواسون، G مدول برشی و ρ چگالی نمونه است [۱۳]. سرعت موج سطحی و زوایای بحرانی ۲ تخمین زده شده برای هر دو ماده مورد استفاده در اینجا **Stellite 21** و **Inconel 718** در جدول (۳) گزارش شده است.

جدول ۳- مقادیر نظری سرعت موج سطحی و زوایای بحرانی دوم با استفاده از معادله (۲).

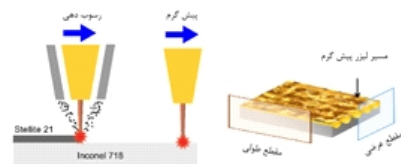
Stellite 21	Inconel 718	سرعت موج سطحی
۳,۱	۲,۸	
۲۶,۲	۲۹,۵	زاویه بحرانی دوم (θ_2) [°]

می‌باشد. در یک ناحیه خاص در نمونه، تست عدم اتصال انجام می‌شود تا هم سیگنال ناشی از اتصال کامل و هم سیگنال ناشی از عدم اتصال، مقایسه شود. نتایج به دست آمده از آزمایش کاملاً بر نتایج شبیه‌سازی منطبق می‌باشد.

3- آزمایش و آماده‌سازی نمونه

3-1- آزمایش‌های رسوب مستقیم انرژی

پوشش‌های **Stellite 21** بر روی بسترهای فردی **Inconel 718** (به ضخامت $5,5 \times 38 \times 38$ mm) قرار گرفتند. نمونه‌ها با استفاده از سیستم رسوب مستقیم انرژی رسوب داده شدند. برای بررسی تاثیر دمای بستر و توان لیزر رسوبی بر کیفیت پوشش‌های **Stellite 21**، دو پارامتر فرایند متفاوت بودند: توان لیزر پیش گرمایشی (P_h) و توان لیزر رسوبی (P_d) شمایکی از فرایند، که در شکل (۲-الف) نشان داده شده است. برای پیش گرم کردن، لیزر قبل از رسوب گذاری، روی بستر عبور می‌کند. شرایط فرایند در جدول (۱) خلاصه شده است و نامگذاری نمونه برای پنج ترکیب قدرت لیزر رسوبی و پیش گرمایشی در جدول (۲) فهرست شده است. نمونه‌های $10 \times 10 \times 6,5$ mm با استفاده از ماشین کاری تخلیه الکتریکی برش داده شدند. نمونه‌ها به طور متوالی و به صورت مکانیکی با استفاده از کاغذ سنباده **SIC 800, 600, 400** و گریت ۱۲۰۰ و با خمیر الماس ۳، ۱، ۰,۵ و میکرومتر صیقل داده شدند. در نهایت، نمونه‌ها با سواب‌گیری با تیزاب سلطانی به مدت تقریباً ۱۰ ثانیه غوطه‌ور شدن در آب، اچ شدند. همانطور که در شکل ۲ (ب) نشان داده شده است، علاوه بر پوشش سطح، هر دو مقطع عرضی و طولی به روش فوق پردازش شدند، سطح مقطع طولی موازی با جهت مسیر لیزر پیش گرمایشی است در حالی که مقطع عرضی با این مسیر نرمال است.



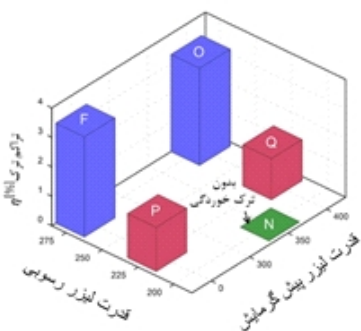
شکل ۲- الف- شماتیک مراحل پیش گرمایش و رسوب پوشش **Stellite 21** و ب- سطوح مقطع با توجه به مسیر لیزر پیش گرم در **Inconel 718**. سطح مقطع عرضی به مسیر لیزر پیش گرمایشی نرمال تبدیل شد و قله‌ها و فرورفتگی‌های ایجاد شده با پیش گرمایش را در معرض دید قرار داد.

جدول ۱- پارامترهای فرایند مورد استفاده در رسوب مستقیم

سرعت اسکن [mm/s]	قدرت لیزر [W]	مرحله پردازش
۱۰,۱	$P_h = 0,250,400$	پیش گرم کردن
۱۰,۶	$P_d = 200,225,275$	رسوب گذاری

3-2- تنظیمات دستگاه

شکل کلی از آزمایش، برای اندازه‌گیری‌های امواج صوتی در شکل (۳) نشان داده شده است. اندازه‌گیری‌های اولتراسوند با استفاده از حالت اکوپالس، با سه مبدل پهن باند کروی مختلف، بطور غوطه‌ور در آب انجام شد. مبدل‌ها با بسامد اسمی ۰,۷، ۱,۰ و ۱,۵ مگاهرتز،



شکل ۵- تغییر در چگالی ترک توسط دو لیزر رسوبی و پیش گرمایش

3-4- اندازه گیری سرعت امواج سطحی در امواج فراصوتی

سرعت موج سطحی اندازه گیری شده، کمتر از سرعت موج سطحی نظری **Stellite 21** برای همه نمونه ها بود. این تفاوت ممکن است با تفاوت در وضعیت تنش پسماند نمونه ها توضیح داده شود. هنگامی که تنش های پسماند کششی وجود داشته باشد، سرعت موج کمتری انتظار می رود [۱۵]. بنابراین، تنش های بالاتر در یک ماده منجر به زمان های رسیدن موج طولانی تر نسبت به مواد بدون تنش می شود.

علاوه بر این، نمونه هایی با تراکم ترک تقریباً یکسان، مانند **P** و **Q**، تفاوت های زیادی در سرعت موج از خود نشان دادند؛ بنابراین، این نتیجه نشان می دهد که تنش پسماند، عامل تغییر در روند سرعت موج است.

5- نتیجه گیری

در این مقاله، از امواج سطحی فراصوت برای ارزیابی کیفیت پوشش های **Stellite 21** پردازش شده با رسوب مستقیم انرژی بر روی **Inconel 718** تحت توان های مختلف لیزر پیش گرما و رسوب استفاده شد. مشاهده کردیم که رفتار پراکندگی پس از امواج سطحی فراصوت با چگالی ترک و شرایط پردازش (قدرت لیزر و پیش گرمایش) مرتبط بود که به نوبه خود بر تکامل ریزساختار تأثیر گذاشت.

فرکانس فراصوت عمق نفوذ امواج سطحی درون نمونه را کنترل می کند، به طوری که کوچکترین فرکانس (۷٫۵ مگاهرتز) بیشترین عمق نفوذ را داشت. فرکانس فراصوت عمق نفوذ امواج سطحی درون نمونه را کنترل می کند، به طوری که کوچکترین فرکانس (۷٫۵ مگاهرتز) بیشترین عمق نفوذ را داشت.

تحت شرایط خاص پردازش، تنش های حرارتی در پوشش **Stellite 21** ایجاد شد که منجر به ترک خوردگی شد. اگرچه چنین ترک هایی نباید پراکندگی امواج سطحی را افزایش دهند، اما تنش های پسماند نمونه را کاهش می دهند و دامنه انتشار امواج فراصوتی را کاهش می دهند. به طور کلی، این کار پتانسیل امواج فراصوت غیرمخرب سطحی را برای ارزیابی پوشش های پردازش شده با رسوب مستقیم انرژی و در نتیجه به حداقل رساندن نیاز به ارزیابی مخرب نشان می دهد.

همانطور که در جدول ۴ نشان داده شده است، عمق نفوذ اندازه گیری امواج سطحی التراسوند در سه فرکانس (۷٫۵، ۱۰ و ۱۵ مگاهرتز) با مقیاس تشکیل ترک (۱۰۰-۳۰۰ میکرومتر) در این کار مشاهده شد. در نتیجه، اندازه گیری های اولتراسوند سطحی در اینجا تحت تأثیر ترک خوردگی، با اثر جزئی پراکندگی در سطح ریزساختار است.

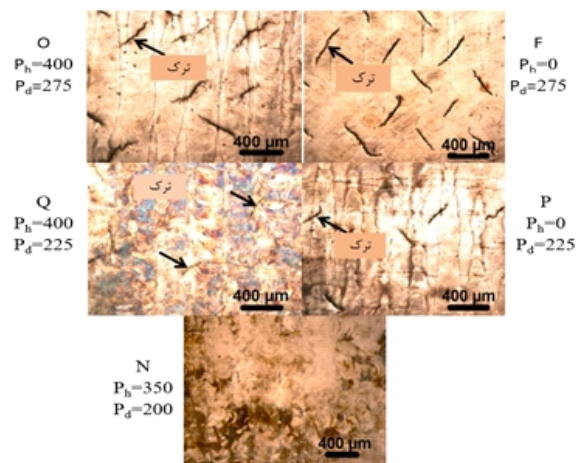
جدول ۴- عمق نفوذ موج سطحی وابسته به فرکانس تخمینی در نمونه ها با فرض D یک طول موج است.

عمق نفوذ (D) برحسب میکرومتر		فرکانس
Stellite 21	Inconel 718	
۳۶۰	۴۱۳	۷٫۵
۲۸۰	۳۱۰	۱۰
۱۸۶	۲۰۷	۱۵

4- نتایج و بحث

4-1- ریزساختار

از شکل (۴) مشاهده می کنیم که تعداد ترک ها با قدرت لیزر رسوب دهی (P_h) به طور قابل توجهی افزایش می یابد، صرف نظر از اینکه بستر از قبل گرم شده باشد یا خیر. در نمونه های **F** و **O** که با توان لیزر بالا ($P_d=275W$) رسوب داده شده اند، سطح مملو از ترک است. حداکثر عمق یک ترک مشاهده شده ۳۵۰ میکرومتر (نمونه **F**) بود. همانطور که از نمونه **P** و **Q** مشهود است، پیش گرم کردن باعث کاهش ترک می شود.



شکل ۴- میکروگراف های نوری سطوح صیقلی.

4-2- تراکم ترک

شکل (۵) تغییر در چگالی ترک نمونه را برای پنج نمونه رسوب داده شده با استفاده از ترکیب های مختلف قدرت لیزر پیش گرم و رسوبی نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود، با افزایش قدرت لیزر رسوبی افزایش قابل توجهی در چگالی ترک حاصل می شود [۱۴].

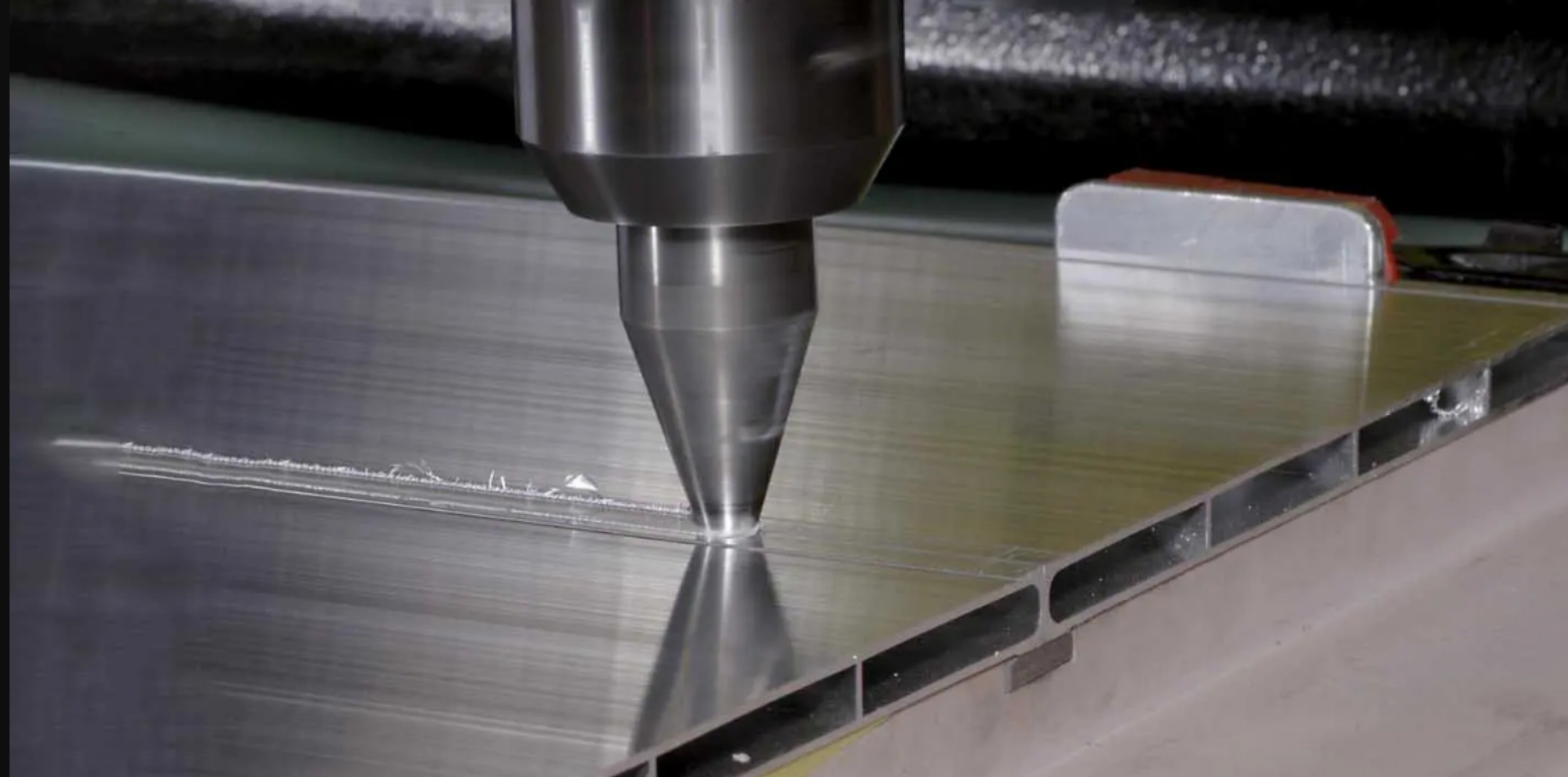
منابع

- وسيله اعتبار سنجی با روش پراش پرتو ایکس، "مهندسی مکانیک مدرس، ص. 1-10، 1394.
- 10- محمد حمیدنیا و فرهنگ هنرور، "استفاده از روش غیرمخرب فراصوتی برای پیشبینی خواص مکانیکی فولاد AISI 4140"، مهندسی مکانیک جامدات، ۱۳۸۹.
- 11- پژمان دریابار، محمود فرزین و سعیده کوهستانی، "شبیه سازی تست غیر مخرب اولتراسونیک با پروب موج عمودی در اتصال بین ورق کامپوزیت و آلومینیوم توسط اجزای محدود"، مدل سازی در مهندسی، 26، 1390.
- 12-Harke KJ، Calta N، Tringe J و Stobbe D، "Laser-based ultrasound interrogation of surface and sub-surface features in advanced manufacturing materials"، Sci Rep، pp. 120-121، 2022.
- 13-Nagy PB و Rose JH، "Surface roughness and the ultrasonic detection of subsurface scatterers"، J Appl Phys، pp. 566-570 1993.
- 14-B. B و O'Connell RJ، "Elastic moduli of a cracked solid"، Int J Solid Struct، pp. 81-97، 1976.
- 15-Javadi Y و Ashoori M، "Sub-surface stress measurement of cross welds in a dissimilar welded pressure vessel"، Mater Des، pp. 82-90 2015.

پی نوشت

- 1- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد و متالورژی گرایش جوش، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران
- 2- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد و متالورژی گرایش جوش، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران
- 3- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد و متالورژی گرایش خوردگی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران

- 1-Jun Zhang، Xin Zhao، Bing Yang و Jingyu Li، "Nondestructive evaluation of porosity in additive manufacturing by laser ultrasonic surface wave Measurement"، pp. 91-98، 2022.
- 2-Liao، Gang Wang و T. Warren، "Automatic identification of different types of welding defects in radiographic images"، Manuf Process، pp. 52-55، 2019.
- 3-K. YP، "Some aspects of laser surface cladding in the turbine industry"، Surf Coating Technol، 2000.
- 4-Yao MX، Wu JBC، Xie Y، "Wear، corrosion and cracking resistance of some W- or Mo containing Stellite hardfacing alloys"، Mater Sci Eng، pp. 90-97، 2005.
- 5-Antony KC، "Wear-resistant cobalt-base alloys"، J Occup Med، pp. 63-68، 1983.
- 6-L. Koester، C. Zuhlke، D. Alexander و A. Fuller، B، "Near-race ultrasonic detection of subsurface defects in bearing rings، Bearing Steel Technologies"، ASTM International، 2012.
- 7-Tarawneh C، Koester L، Fuller A و Wilson B، "Service life testing of components with defects in the rolling contact fatigue zone، Bearing Steel"، Bearing Steel ASTM International، 2012.
- 8-Masajedi Reza و Eizadi Hassan، Akbari Aref، "Investigation of Ultrasonic Nondestructive Testing of Four-Sheet Stack Spot Welds and Implementing it in the Automotive Industry Information Journal Paper، Vol2، pp. 59-65 1397
- 9-محمدافتخاری و مهدی احمدی نجف آبادی، "ارزیابی قابلیت روش اولتراسونیک در اندازه گیری تنش پسماند طولی جوشکاری به



بررسی جوش پذیری آلومینیوم ۷۰۷۵ در فرایند جوشکاری هم زنی اصطکاکی

امیر ایزدپناهی^۱، علی جم پور^۲، حسین بذرافشان^۳، مسعود اقبالی^۳، امین مقدم^۳

چکیده

در پژوهش حاضر جوشکاری اصطکاکی هم زنی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ که روشی با بازدهی انرژی بالا، و سازگاری خوبی با محیط زیست دارد و در صنایع می تواند برای اتصال آلیاژهای پایه آلومینیوم که با روش های معمولی، به راحتی جوشکاری نمی شوند به کار رود. پارامترهای جوشکاری، هندسه ابزار و طراحی اتصال بر الگوی سیلان ماده و توزیع دما موثر هستند، همچنین تغییر شکل ریزساختاری ماده نیز، تابع این عوامل است. علاوه بر پارامترهای فرایند جوشکاری، ابزار و هندسه آن مهمترین عامل تاثیر گذار روی این فرایند می باشد و مهمترین نقش را در سیلان ماده بازی می کند. در این پژوهش، جهت بدست آوردن خواص مطلوب سعی بر آن شد تا لحاظ بهینه طراحی در هندسه ابزار معرفی شود که بتواند در شرایط مختلف جوشکاری نتیجه خوبی از فرایند را رقم بزند. زیرا که هندسه ابزار به تنهایی تاثیر بسزایی بر نتایج خواص مکانیکی دارد. به دلیل آنکه جوشکاری اصطکاکی هم زنی یک فرایند نوین محسوب می شود و پارامترهای بسیار زیادی روی آن تاثیر می گذارند و اغلب پارامترهای مربوط به فرایند آن قبل از شروع پروسه جوشکاری به صورت آزمون و خطا محاسبه می شود و این کار با صرف زمان و هزینه همراه می باشد لذا جنبه مثبت بدست آوردن هندسه مناسب ابزار برای فرایند جوشکاری اصطکاکی هم زنی را می توان در کمتر نمودن آزمون و خطای اولیه برای بدست آوردن شرایط پارامترهای فرایند مناسب جستجو نمود.

کلمات کلیدی: جوشکاری اغتشاشی اصطکاکی، A17075، بررسی ریز ساختار، هندسه ابزار.

۱-مقدمه

امروزه آلومینیوم به عنوان فلزی با وزن مخصوص کم، نسبت استحکام به وزن و مقاومت به خوردگی بالا شناخته میشود. در مقایسه با آلومینیوم خالص، آلیاژهایی از آلومینیوم که دارای خواص مکانیکی بهتری هستند، مقاومت به خوردگی پایین تری دارند. [۱]

آلیاژهای عملیات حرارتی پذیر گروه ۷۰۰۰ از قبیل آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ که نسبت استحکام به چگالی بالا و چقرمگی شکست قابل قبولی دارند، به طور گسترده در صنایع هوا فضا استفاده

میشوند. استحکام بالای آلیاژهای عملیات حرارتی پذیر آلومینیوم به وسیله استحکام بخشی محلول جامد و توزیع رسوبات ریز و پراکنده در ساختار ایجاد می شوند و خواص مکانیکی متأثر از عواملی همچون عناصر آلیاژی، ناخالصی ها، نحوه توزیع و اندازه رسوبات، شکل و اندازه دانه ها، ریخته گری و همگن سازی شمش، عملیات حرارتی یا ترمومکانیکی، روش ساخت قرار می گیرد. [۲،۳] تغییر شکل پلاستیک شدید آلیاژ ۷۰۷۵ ریزدانه سازی قابل ملاحظه ای به همراه استحکام بخشی حاصل از افزایش قابل توجه چگالی نابجایی ها و همچنین تشکیل رسوبات ریز و

پراکنده رخ می دهد. [۴] گروه آلیاژهای ۷۰۰۰ عملیات حرارتی پذیر بوده و حاوی یک تا هشت درصد روی و نیز مقداری منیزیم و مس می باشند. این گروه خود به دو دسته آلیاژهای **Al-Zn-Mg-Cu** و **Al-Zn-Mg** تقسیم می شود. گروه **Al-Zn-Mg-Cu** پراستحکام ترین آلیاژهای آلومینیوم محسوب می شود. [۵]

فرایندهای جوشکاری حالت جامد سال ۱۹۷۰ تکنولوژی به طور سریع گسترش یافت. قطعات تولیدی به این روش عموماً برای کاهش تنش های جریان و تولید قطعات نزدیک شکل نهایی استفاده می شود. [۶] به طور کلی دو روش اصلی ریوفر مینگ و تیکسوفرمینگ برای تولید قطعات، با فناوری نیمه جامد وجود دارد در فرایندهای شکل دهی نیمه جامد از نوع تیکسوفرمینگ، ساختار حاصل تأثیر مهمی بر خواص محصول نهایی دارد. [۷] برای دسترسی به این ساختار، از فرایندهای مختلف هم زنی مکانیکی و مغناطیسی و روش های ترمومکانیکی، مثل مذاب فعال شده ناشی از کرنش (SIMA) و تبلور مجدد و ذوب جزئی (RAP) استفاده می شود. اغلب فرایند هم زنی مغناطیسی در حالت نیمه جامد به منظور شکستن دندردیت ها استفاده می شود؛ که این فرایند دارای مشکلاتی از قبیل عدم یکنواختی و باقی ماندن قسمت های شاخه مانند است. در واقع در این فرایند ساختار همگن به دست نمی آید، برای تولید ماده نیمه جامد با همگنی و ساختار مناسب، روش مذاب فعال شده ناشی از کرنش بهترین گزینه است، چرا که در این روش علاوه بر تجهیزات ارزان قیمت، ماده نیمه جامد نیز به سادگی قابل دستیابی است. [۸] از دیگر مزایای جوشکاری هم زنی اصطکاکی می توان به کمتر بودن میزان تنش های حرارتی و پسماند در محل اتصال نسبت به روش های ذوبی، به دلیل پایین بودن دمای فرایند و نبود انبساط و انقباض ناشی از ذوب و انجماد اشاره کرد. [۹] همچنین در نتیجه تغییرات گرمایی کمتر از جوشکاری ذوبی، تغییرات اندکی که در ساختار میکروسکوپی جوش نسبت به فلز پایه رخ می دهد. به دلیل جوش پذیری پایین آلومینیوم با روش های جوشکاری ذوبی امروز از جوشکاری حالت جامد برای اتصال این آلیاژ استفاده می شود. [۱۰]

این روش نه تنها محدودیت های روش های متداول جوشکاری ذوبی را ندارد، بلکه مزایای زیادی از جمله امکان اتصال فلزات غیر همجنس با نقاط ذوب متفاوت را دارد. [۱۱] به علت عدم حضور منبع ذوب فلز، و روش های جوشکاری ذوبی ترجیح داده می شود. در مقایسه با فرایندهای جوشکاری ذوبی بهتر است، در مقایسه با بسیاری از روش های جوشکاری زاویه ای که برای اتصال ساختمان استفاده می شوند، جوشکاری هم زنی اصطکاکی به عنوان یک فرایند اتصالات جامد که مواد جوشکاری شده حالت ذوب و ریخته گری ندارند می باشد به علت عدم حضور منبع ذوب فلز بر روش های جوشکاری ذوبی ترجیح داده می شود. [۱۰] از مزایای جوشکاری هم زنی اصطکاکی، می توان به کمتر بودن میزان تنش های حرارتی و پسماند در محل اتصال نسبت به روش های ذوبی، به دلیل دمای پایین فرایند و نبود انبساط و انقباض ناشی از ذوب و انجماد اشاره نمود. [۱۱، ۱۲] بنابراین در نتیجه تغییرات گرمایی کمتر از جوشکاری ذوبی، تغییرات کمی که در ساختار میکروسکوپی جوش نسبت به فلز پایه رخ می دهد. [۱۳، ۱۴] یک جوشکاری موفق به

شرایط حرارتی که در آن جوشکاری انجام می شود وابسته است. مهم ترین پارامتر برای موفقیت آمیز بودن عملیات جوشکاری، داشتن یک جوش محکم و یکدست می باشد، یعنی نظیر حفره ها، عیوب ریشه و ... در جوش دیده نشود. جوشکاری در دمای پایین باعث کاهش اتصال دو قطعه به هم می شود جوشکاری در دمای بالا منجر به افزایش بیش از حد فشار به قطعه و تغییر حالت پلاستیکی قطعه جوش می گردد. علاوه بر آن، خواص حرارتی ماده اعم از رسانش حرارتی، گرمای ویژه و چگالی به دما وابسته هستند. با توجه به اینکه تنش و کرنش به وجود آمده در قطعه نیز تابعی از دما هستند، تخمین صحیح دما در فرایند جوشکاری اهمیت ویژه ای دارد. [۱۵]

2- مواد و روش پژوهش

جوشکاری اصطکاکی هم زنی روشی از جوشکاری است که در آن بدون دخالت ماده ی ذوب شونده و اعمال حرارت، دو ورق را به هم متصل می کنند. عمدتاً خواص این جوش به شرایط جوشکاری مثل سرعت دورانی ابزار و هندسه ابزار بستگی دارد. در این فصل سعی شده است این فرایند را به صورت عملی مورد بررسی قرار داده که در آن نمونه های ورق آلومینیومی به ضخامت ۸ میلی متر که نمونه شماره یک آن با سرعت دورانی ۶۰۰ دور و نمونه شماره دو با سرعت دورانی ۱۰۰۰ دور و نمونه شماره سه با سرعت دورانی ۲۰۰۰ دور بر دقیقه به هم بررسی شد. در این روش برای اتصال دو فلز، هیچگونه ماده پرکننده ای به کار نمی رود. بلکه، این اصطکاک گرمایی حاصل از یک ابزار مخصوص چرخان است که برای جوشکاری قطعات مختلف استفاده می شود. فرایند جوشکاری اصطکاکی هم زنی یک فرایند اتصال حالت جامد به شمار می رود؛ زیرا در خلال این فرایند، هیچ فلزی ذوب نمی شود. روش انجام کار بدین صورت است که یک ابزار غیرمصرفی چرخان، با یک پین با طراحی مشخص و یک شانه، به لبه های مجاور صفحات متصل شونده وارد می شود و در امتداد خط اتصال، پیشروی می کند. جوشکاری اصطکاکی هم زنی، نسبت به سایر روش های جوشکاری، انرژی کمتری مصرف میکند؛ به گاز محافظ و روانساز نیازی ندارد و سازگار با محیط زیست است. همچنین، نیازی به فلز پرکننده ندارد. لذا، هر آلیاژ آلومینیوم را می توان بدون نگرانی از به هم خوردن ترکیب شیمیایی آن، جوشکاری کرد. حتی می توان آلیاژهایی با ترکیب متفاوت را نیز، جوشکاری نمود. علاوه بر این، این روش جوشکاری، برای وضعیت های مختلف جوشکاری، نظیر جوش لب به لب، سپری و گوشه ای، قابل کاربرد است. فرایند جوشکاری اصطکاکی هم زنی همراه با جابه جایی پیچیده و تغییر شکل پلاستیک است. "پارامترهای جوشکاری"، "هندسه ی ابزار" و "طراحی اتصال"، بر الگوی سیلان ماده و توزیع دما موثر هستند. همچنین، تغییر شکل ریزساختاری ماده نیز، تابع این عوامل است. جوشکاری اصطکاکی هم زنی برای اولین بار برای آلیاژهای آلومینیوم ابداع گشت و یک روش جوشکاری حالت جامد است. چون روش های جوشکاری فعلی برای جوش دادن آلیاژهای آلومینیوم که در هوا فضا کاربرد دارند، کفایت نمی کند. آلومینیوم های سری XXXX را به عنوان

آلومینیوم های غیر قابل جوش شناخته می شود، به خاطر ساختار میکروسکوپی ضعیف و خلل و فرج های که در منطقه FZ باقی می ماند و خواص منطقه جوش با فلز پایه قابل مقایسه نیست. بعضی آلومینیوم ها قابلیت جوشکاری دارند ولی در عوض با اکسیدهای سطحی مشکل بزرگی دارند که بر طرف کردن آن نیز گران می باشد. ماهیت حالت جامد در جوشکاری به روش FSW مزیت هایی را نسبت به روش های جوشکاری ذوبی به همراه دارد. برخی از این مزیت ها: ایمنی مناسب نسبت به سایر روش ها، عدم نیاز به ماده مصرفی در حین فرایند، عدم نیاز به ماشین کاری سطح جوشکاری شده، مصرف پایین انرژی و آلاینده کمی و قابلیت خودکار با تولید انبوه در این فرایند، قابل ذکر است.

در این میان به دلیل نوع فرایند (زمان کم و حوضچه مذاب کوچک) استفاده از فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه ای مورد توجه قرار می گیرد. در فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه ای سطوح فلزی در تماس با هم با استفاده از گرمای تولید شده در اثر مقاومت در برابر جریان الکتریکی پیوند می خورند. خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژهای قابل پیرسختی به شدت تحت تاثیر ساختار و توزیع این رسوبات است. فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید در سال های اخیر به دلیل ایجاد ساختارهایی با استحکام و انعطاف پذیری مناسب به گونه ای گسترده مورد استفاده قرار می گیرند [۱۶]. آلیاژهای آلومینیوم قابل پیرسختی به دلیل تشکیل رسوبات و مناطق GP به سختی تحت تغییر شکل پلاستیک شدید قرار می گیرند [۱۷]. مناطق GP و دیگر رسوبات نیمه پایدار مانع جلوی حرکت نابجایی ها که حین پیرسازی طبیعی بوجود می آید را می گیرد و در نتیجه آن چکش خواری کاهش یافته و بنابراین، در حین فرایند ماده ترک می خورد [۱۸ و ۱۷]. همچنین با پیشگیری از تشکیل رسوبات و مناطق GP پیش از فرایند تغییر شکل، می توان بر مشکل ترک خوردن قطعه حین شکل دهی مانع شد. با این هدف، قطعات باید پیش از فرایند در دمای بسیار پایین نگهداری شوند. سرعت پیشروی خطی فرایند، سرعت چرخشی ابزار، نیروی محوی (عمودی) وارد بر ابزار، زاویه ابزار و طراحی ابزار مهم ترین متغیرهایی هستند که در کنترل فرایند اصطکاکی هم زنی مورد استفاده قرار می گیرند [۱۹ و ۲۰]. [راتی و همکارانش [۲۱] در این زمینه اشاره کرد. آن ها مواد مورد استفاده در ساخت ابزارها، برای فرایند اصطکاکی هم زنی ابزارهای فولادی را بکار بردند این نوع ابزار که معمولاً از فولاد گرم کار مانند H13 ساخته می شود برای جوشکاری و فرایند اصطکاکی هم زنی، آلیاژهای دما پایین و نرم مانند آلیاژهای آلومینیوم و منیزیم کاربرد دارد. این نوع ابزارها معمولاً قبل از استفاده تحت عملیات حرارتی قرار گرفته تا سختی و مقاومت به سایش آن ها افزایش یابد تا در حین اجرای فرایند به علت افزایش دما و ایجاد اصطکاک دچار سایش نشوند. قطر شانه ابزار اهمیت بسزایی دارد. برای انجام یک فرایند اصطکاکی هم زنی موفق، بایستی مواد جهت سیلان مناسب، به قدر کافی حرارت متحمل شده و همچنین این حرارت از یک حدی بالاتر نرود. به همین دلیل تعیین قطر شانه مناسب از اهمیت زیادی برخوردار است [۲۲ و ۲۱].

هیراساوا و همکارانش [۲۳] مطالعات زیادی در رابطه با سطح شانه

ابزار (صاف، مقعر و محدب) انجام داده اند. سونگ و همکارانش [۲۴] نیز درباره سطوح محدب مقالاتی به چاپ رسانده اند که در همه این تحقیقات مشاهده شده است که در حالت استفاده از سطح شانه محدب، هندسه و طراحی بین نقش بسزایی را ایفا می کند. همچنین نتایج شبیه سازی المان محدود توسط ژائو و همکارانش [۲۵] نشان داد که زاویه دار بودن (محدب یا مقعر) سطح، تاثیر بسزایی بر میزان نیروی محوری وارد به ابزار دارد. با این وجود بعضی از محققین در سال های اخیر به این نتیجه رسیدند که در مورد ابزارهای کاملاً مقعر عیوبی همچون بیرون زدن ماده سیلان از اطراف ابزار ایجاد می شود. هندسه پین برسیلان مواد در هنگام جوشکاری موثر است. بررسی ها نشان می دهد که در حالتی که پین دارای شیار و برجستگی باشد نسبت به حالت ساده و بدون شیار، سیلان مواد را سهولت می بخشد. با این وجود فوجی و همکارانش [۲۶] توانستند با ابزار ساده و بدون شیار جوش های سالمی را به دست آورند. ژائو و همکارانش نیز دو نوع پین استوانه ای و مخروطی ناقص (هر دو بدون شیار) را مورد آزمایش قرار دادند و به این نتیجه رسیدند که در حالت مخروطی ناقص، میزان عیوب به حداقل ممکن برسد [۲۵].

طراحی ابزار های مورد استفاده، سهولت سیلان مواد، کاهش نیروی عمودی، تنظیم حرارت تولیدی از طریق افزایش فصل مشترک بین پین ماده، مدنظر است. با چنین تغییراتی در طراحی ابزار محققین توانستند صفحات با ضخامت بالاتر (حدود ۵۰ mm برای آلومینیوم) را در یک پاس تحت این عملیات قرار دهند [۲۷].

چرخش ابزار سبب اختلاط مواد در اطراف پین شده و حرکت پیشروی هم زمان ابزار در حال چرخش، ماده را از جلو به پشت پین می راند [۲۷ و ۲۸]. این دو پارامتر تاثیر زیادی بر میزان حرارت تولید شده در طول فرایند اصطکاکی هم زنی دارند. فرایند اصطکاکی هم زنی با سرعت های چرخشی بالا و سرعت پیشروی کم به دلیل ایجاد حرارت بیشتر، فرایند گرم و فرایند اصطکاکی هم زنی در سرعت های چرخشی کم و سرعت پیشروی بالاتر را فرایند سرد می نامند. هر یک از این شرایط فرایند اصطکاکی هم زنی مزایا و معایبی دارند. به عنوان مثال در حالت گرم به دلیل بالا رفتن دما، نرم شدن مواد راحت تر بوده و در نتیجه سیلان به خوبی اتفاق می افتد. اما از طرفی با بالا رفتن دما رشد دانه اتفاق افتاده و خواص مکانیکی کاهش می یابد. در حالت سرد نیز به دلیل پایین بودن دما، سیلان و تغییر شکل مواد به سختی انجام می شود و در نتیجه باند های اتصال به خوبی شکل نمی گیرد. بنابراین محققین به این نتیجه رسیده اند که در فرایند اصطکاکی هم زنی بدست آوردن یک وضعیت بهینه از سرعت چرخشی و پیشروی از الزامات این فرایند محسوب می شود.

در این راستا محققین در پی یافتن رابطه ای بین شرایط فرایند اصطکاکی هم زنی و حرارت ورودی، تحقیقات زیادی انجام داده اند. بر این اساس فوجی [۲۸]، گام پیش را به عنوان یک شاخص در تعیین میزان حرارت ورودی تعیین کرده است

3- ساخت ابزار برای جوشکاری

در پژوهش حاضر، ساخت ابزار برای جوشکاری ابزاری به طول ۶ میلی متر در ۰۳/۷ تراش شده و زاویه ۲۳ درجه روی دستگاه سوار

شده و ۴ شیار به بعد ۱ میلی متر در سطح زاویه خورده و ابزار جوشکاری جنس ابزار جوشکاری از فولاد گرم کار H13 انتخاب شد. رایج ترین شکل های طراحی جوش برای جوشکاری اصطکاکی هم زنی، اتصالات لب به لب و روی هم هستند. در شکل پایین دو ورق با ضخامت یکسان روی یک صفحه ی پشتیبان قرار گرفته اند. در فرورفتن اولیه ی ابزار، نیروها بسیار بزرگ هستند و مراقبت زیادی برای اطمینان از عدم جدایش دو طرف جوش، باید صورت گیرد. ابزار چرخان در خط اتصال فرو می رود و طول خط را می پیماید و هم زمان، شانه ی ابزار، در تماس کامل با سطح صفحات است که باعث ایجاد خط جوش می شود. از طرفی دیگر، برای اتصال روی هم ساده، یک ابزار چرخان، به طور عمودی روی صفحه ی بالایی و پایینی فرو می رود و در جهت مورد نظر، در خط طولی پیشروی می کند و دو صفحه را جوش می دهد. به خاطر شکل های مختلف هندسی ابزار، حرکت مواد اطراف پین می تواند کاملاً پیچیده باشد. هندسه ی ابزار تأثیر گذارترین پارامتر در فرایند بوده و نقش بحرانی در جریان مواد و کنترل سرعت پیمایش جوشکاری ایفا می کند. با گذشت زمان و افزایش تجربه و فهمیدن بهتر قوانین جریان مواد هندسه ابزار خیلی تحول و رشد پیدا کرد و رزوه ها و شکل های پیچیده ای روی ابزار پیاده شدند تا جریان مواد و اختلاط را تغییر دهند و نیروی مورد نیاز فرایند را کاهش دهند. پارامترهای سرعت در جوشکاری اصطکاکی هم زنی از اهمیت خاصی برخوردار اند:

یکی سرعت چرخش ابزار در جهت ساعت گرد یا پاد ساعت گرد و دیگری سرعت پیش روی ابزار در طول خط جوش است. سرعت چرخش زیاد ابزار به خاطر اصطکاک بیشتری که ایجاد می کند حرارت بیشتری تولید می کند و باعث شدیدتر شدن اغتشاش و به هم زدن مواد می شود. با افزایش سرعت چرخش ابزار، ایجاد حرارت به طور یکنواخت افزایش نمی یابد. چون در اثر افزایش سرعت چرخشی ابزار راندمان اصطکاک تغییر می کند. زاویه ابزار با سطحی که نیرو به آن وارد می شود یکی از پارامترهایی است که در جوشکاری FSW مهم است. رزوه های پین در صورتی به خوبی با مواد به هم زده می شود که این زاویه مناسب باشد و بدین ترتیب در اطراف پین تماس برقرار می کنند و آنها را نگه می دارند و می توانند با راندمان خوبی آنها را از جلوی ابزار به پشت ابزار هدایت کنند.

در فرایند جوشکاری اصطکاکی هم زنی با فرو روی یک ابزار پین دار به داخل فصل مشترک دو فلز و حرکت در مسیر فصل مشترک، این پروسه اجرا می شود. در اثر اصطکاک پین با مواد دما بالا می رود که این افزایش دما تا زیر نقطه ذوب می باشد. در اثر چرخش ابزار و بالا رفتن دمای مواد اختلاط در دو ماده اتفاق می افتد. در فرایند، اطراف پین و همزده شدن این مواد بوسیله پین ابزار اصطکاکی هم زنی قبل از ورود پین به درون مسیر فرایند به آن زاویه ای اختصاص داده می شود و پس از آن در مسیر شروع به حرکت می کند. در اثر چرخش پین و ایجاد اصطکاک تغییر شکل پلاستیک در منطقه اتفاق می افتد [۳۰]. به واسطه حرکت ابزار مواد مجبور به سیلان در اطراف پین می شوند. این مواد سیلان یافته در مسیر سیلان خود از جلو پین به پشت آن انتقال یافته و در پشت پین فرایندی مانند اکستروژن و فورج اتفاق می افتد. با توجه به فشار ایجاد

شده، ماده تحت فشار هیدرواستاتیک سرد و مستحکم می شود [۳۰]. شایان ذکر است که فرایند FSW و FSP کاملاً مشابه یکدیگر می باشند ولی اهداف متفاوتی را دنبال می کنند و برای کاربرد های گوناگون مورد استفاده قرار می گیرند. اما از نظر متغیر های اثر گذار و مکانیزم فرایند کاملاً مشابه یکدیگر می باشند. باید توجه کرد که هدف FSW متصل کردن دو ورق از دو جنس متفاوت به یکدیگر می باشد در حالی که هدف FSP اصلاح ریز ساختار و بهبود خواص سطحی می باشد [۳۰].

4- نتایج و بحث

اکثر مطالعات انجام شده پیرامون جوشکاری اصطکاکی هم زنی باعث کامل شدن و به روز شدن اطلاعات پیرامون جوشکاری اصطکاکی هم زنی آلیاژهای آلومینیوم شده است. جوشکاری اصطکاکی هم زنی در آلیاژهای آلومینیوم محلول جامد سخت شده، باعث افت استحکام نمی شود البته در صورتیکه قبل از فرایند کار سرد سنگین روی آلیاژ انجام نشده باشد. در صورتیکه قبل از فرایند عملیات آنیل انجام شود، در آلیاژهای آلومینیوم محلول جامد سخت شده فرایند جوشکاری اصطکاکی هم زنی باعث تبلور مجدد در ناحیه جوش خواهد شد. اندازه دانه های تبلور مجدد یافته به وسیله شرایط جوشکاری و حرارت ورودی مشخص می شود. اگر آلیاژ در شرایط کار سرد استفاده شود، افت استحکام در نواحی هم زده شده و دکه جوش بسیار مشهودتر خواهد بود. در جوشکاری اصطکاکی هم زنی آلیاژهای آلومینیوم قابل عملیات حرارتی شرایط بسیار پیچیده تر است. افت استحکام محسوسی در مناطق هم زده شده و دکه جوش این آلیاژها به هنگام جوشکاری اصطکاکی هم زنی اتفاق می افتد. افت استحکام در ناحیه دکه جوش به علت پدیده فوق پیری است که در نتیجه حرارت ورودی بیش از حد اتفاق می افتد. شایان ذکر است که، پدیده فوق پیری در روش های جوشکاری ذوبی به دلیل بیشتر بودن حرارت ورودی استحکام را بیشتر کاهش می دهد که این خود می تواند دلیلی بر جایگزین کردن روش جوشکاری اصطکاکی هم زنی بشود. اخیراً، جوشکاری اصطکاکی هم زنی (جوشکاری مشابه و نقطه ای) در صنعت کشتی سازی، هواپیما سازی و هوافضا، قطار و صنایع دیگر حمل و نقل استفاده می شود. کاربرد جوشکاری اصطکاکی هم زنی جهت اتصال آلیاژهای آلومینیوم غیر مشابه یا آلیاژهای آلومینیوم با دیگر آلیاژها بحث رایج صنعت می باشد که محققان در حال توسعه و گسترش دادن آن هستند. بنابراین، پیشرفت های به دست آمده در این زمینه باعث تولید سیستم های حمل و نقل سبکی خواهد شد که باعث کاهش چشم گیر مصرف سوخت می شود. این روش همچنین جایگزین مناسب روش پرچ کردن می باشد. علاوه بر این، تکنیک چرخش دوتایی (استفاده از دو پین) می تواند به صورت محسوسی شیب سرعت بین پروپ و مرکز شولدر را بهینه کند.

تأثیر سرعت پیشروی را بر خواص اتصال بر میزان سختی در سمت پیشرو و تأثیر زیادی دارد اما در سمت عقب تأثیر بسیار کمی دارد [۳۱].

اتصال آلیاژ آلومینیوم موفقیت و بدون هیچگونه حفره انجمادی و

ترک به روش FSW انجام شد [۳۲].

تأثیر سرعت سردشدن ناحیه جوش در حین انجام جوشکاری هم زنی اصطکاکی پرداختند. با افزایش سرعت سردشدن دو اتفاق رخ می دهد. اولاً اندازه دانه ها کوچک می شود و ثانیاً ذرات بین فلزی ریزتر می شوند. با کاهش اندازه دانه حین افزایش سرعت سردشدن چگالی جریان افزایش می یابد [۳۳].

رفتار خوردگی نواحی مختلف جوش اصطکاکی هم زنی آلومینیوم ۷۱۰۸ پرداختند. که مشخص شد در ناحیه ترمومکانیکی بیشترین حساسیت به خوردگی وجود دارد [۳۴]. تأثیر فرآیند اصطکاکی هم زنی آلومینیوم ۷۰۷۵ بر خوردگی حفره ای و خوردگی بین دانه ای پرداختند. با افزایش سرعت پیشروی ابزار بهترین مقاومت در برابر خوردگی حفره ای مشاهده شد. علت این بهبود خوردگی حفره ای را به بزرگ شدن دانه ها و ریزشدن ذرات بین فلزی نسبت داده است. با افزایش اندازه دانه خوردگی بین دانه ای کاهش می یابد. در ناحیه هم زده شده مخلوطی از خوردگی بین دانه ای و حفره ای دیده شد ولی در مناطق متاثر از حرارت و ترمومکانیکی تنها خوردگی حفره ای دیده شد [۳۵].

اثر سرعت چرخش ابزار در جوشکاری اصطکاکی هم زنی آلومینیوم ۵۰۵۲ بر رفتار خوردگی پرداختند. با بررسی نمونه های مختلف متوجه شدند، افزایش سرعت چرخش ابزار بر اندازه دانه تأثیر مستقیم دارد و به علت ماهیت پاسیو آن با ریزشدن دانه ها شرایط پاسیواسیون با بررسی های ریزساختاری توسط متالوگرافی و تصاویر میکروسکوپی الکترونی مشخص شد اولاً اندازه ذرات فاز ثانویه در آلیاژ پایه بسیار بزرگ تر از ناحیه اغتشاش در نمونه های FSP شده می باشد [۳۶].

پارامترهای جوشکاری اصطکاکی هم زنی (سرعت پیشروی و چرخش ابزار) بر خواص خوردگی تأثیرگذار است. سرعت چرخش ابزار تأثیر قابل توجهی بر خواص خوردگی آلیاژ مورد بررسی داشت، درحالیکه سرعت خطی تأثیر قابل ملاحظه ای بر خوردگی نداشت. دلیل برجسته برای بهبود مقاومت در برابر خوردگی نمونه تحت عملیات FSP انحلال رسوبات فاز دوم بود که باعث کاهش تعداد سایت های موجود برای جفت های گالوانیکی می شد و هرچه اندازه این ذرات کاهش یابد مقاومت به خوردگی و پتانسیل خوردگی کاهش می یابد [۳۷ و ۳۸].

در پژوهش حاضر به بررسی جوش پذیری در فرایند جوشکاری آلیاژ ۷۰۷۵ آلومینیوم به روش FSW نشان می دهد:

- در اتصال آلومینیوم ۷۰۷۵ با استفاده از بین ساخته شده که معرفی شد برای ضخامت های ۲ و ۴ میلیمتر آلومینیوم، بهترین سرعت بدست آمده ۱۱۰۰ دور در دقیقه است که در این سرعت، همگن ترین ساختار و بی عیب ترین جوش بدست آمده است.

- در نمونه شماره یک (سرعت چرخش برابر ۱۲۰۰ و سرعت پیشروی ۱۷ میلی متر) که بی عیب ترین جوش می باشد، نسبت ترکیبات بین فلزی ایجاد شده نسبت به بقیه جوش ها کمتر است ۳- در نمونه های دو و سه (سرعت چرخش ۱۳۰۰ و سرعت پیشروی به ترتیب ۱۵ و ۲۰ میلی متر) گرمای بیش از حد، باعث ایجاد ترکیبات بین فلزی و پیری (Ageing) می شود.

منابع

- 1-Silva, J., et al., Morphological analysis of pits formed on Al 2024-T3 in chloride aqueous solution. *Applied Surface Science*, 2004. 236(1-4): p. 356
- 2-ASM Handbook Committee, "properties and structure of Nonferrous Alloye and special- purpose Materials," in *ASM Handbook 10th ed. vol.2*, 1993.
- 3-ASM Committee, "Aluminum Alloy Forging 7075 Aerospace Material Specification," in *SAE. 2nd Ed, U.S.A*, 1981.
- 4-Davis, J.R., *Aluminum and aluminum alloys. 1993: ASM international*
- 5-G. Mathers, "The Welding of Aluminium and Its Alloys" *CRC Press, (2005)*, pp. 40-50.
- 6-Choi, J.C. and H.J. Park, Microstructural characteristics of aluminum 2024 by cold working in the SIMA process. *Journal of Materials Processing Technology*, 1998. 82(1-3): p. 107-116.
- 7- Rikhtegar, F. and M. Ketabchi, Investigation of mechanical properties of 7075 Al alloy formed by forward thixoextrusion process. *Materials & Design*, 2010. 31(8): p. 39.43-3948.
- 8-Arami, H., et al., Effect of predeformation and heat treatment conditions in the SIMA process on microstructural and mechanical properties of A319 aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009. 468(1-2): p. 130-135.
- 9-Kundu, S. and S. Chatterjee, Characterization of diffusion bonded joint between titanium and 304 stainless steel using a Ni interlayer. *Materials characterization*, 2008. 59(5): p. 631-637.
- 10-Mishra, R.S. and Z. Ma, Friction stir welding and processing. *Materials science and engineering: R: reports*, 2: (1-2)50.005p. 1-78.
- 11- Nourouzi, S., M. Shakeri, and M. Habibnia, Frictions stir welding of dissimilar metal Al 5050 Aluminum alloy to AISI304 stainless steel. 2013.
- 12- Shang, J., et al., Effect of joining temperature on microstructure and properties of diffusion bonded Mg/Al joints. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012. 22(8): p. 1961-1966.
- 13-Yilmaz, O. and H. Celik, Electrical and thermal properties of the interface at diffusion-bonded and soldered 304 stainless steel and copper bimetal. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003. 141(1): p. 67-76.
- 14- Kundu, S. and S. Chatterjee, Diffusion bonding between commercially pure titanium and micro-duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2008. 480(1-2): p. 316- 322.
- 15-Gould, J.E. and Z. Feng, Heat flow model for friction stir welding of aluminum alloys. *Journal of Materials Processing and Manufacturing Science*, 1998. 7(2): p. 185-194.
- 16- اسلامی، ا. ح. مشکسار، م. م. و زیرجد، س. م. بررسی خواص مکانیکی و مغناطیسی کامپوزیت لایه ای مس- نیکل تولیدشده به روش اتصال نورد تجمعی (ARB) نشریه مواد نوین، دوره سوم، شماره دوازدهم، ص ۸۹-۱۰۴، تابستان ۱۳۹۲.
- 17- N. Q. Chinh, J. Gubicza, T. Czeppe, J. Lendvai, C. Xu, R. Z. Valiev, and T. G. Langdon, "Developing a Strategy for the Processing of Age-Hardenable Alloys by ECAP at Room Temperature," *Materials Science and Engineering: A, Vol. 516*, pp. 248-252, 2009.

- 30- Santella, M. L, Engstrom, T, Storjohann, D, Pan, T. Y. (2005), "Effects of friction stir processing on mechanical properties of the cast aluminum alloys A319 and A356", Scripta Materialia, Vol. 53, pp. 201-206.
- 31- S. A. Khodir and T. Shibayanagi, "Dissimilar Friction Stir Welded Joints between 2024 Aluminium Alloy and AZ31 Magnesium Alloy", Mater. Trans., vol. 48, no. 9, 2007, pp. 2501-2505.
- 32- X. Cao and M. Jahazi, "Friction Stir Welding of Dissimilar AA2024 to AZ31B-H24 Alloys", vol. 642, 2010, pp. 3661-3666.
- 33- Pang, J., Liu, F., Liu, J., Tan, M., Blackwood, D., "Friction stir processing of aluminium alloy AA7075: Microstructure, surface chemistry and corrosion resistance", Corrosion Science, Vol. 106, pp. 217-228, 2016.
- 34- Wadson, D., Zhou, X., Thompson, G., Skeldon, P., Oosterkamp, L.D., Scamans, G., "Corrosion behaviour of friction stir welded AA7018 T79 aluminium alloy", Corrosion Science, Vol. 48, No. 4, pp. 887-897, 2006.
- 35- Navaser, M., and Atapour, M., "Effect of Friction Stir Processing on Pitting Corrosion and Intergranular Attack of 7075 Aluminium Alloy", Journal of Materials Science & Technology, Vol. 33, No. 2, pp. 155-165, 2017.
- 36- Surekha, K., Murty, B., and Rao, K.P., "Effect of processing parameters on the corrosion behaviour of friction stir processed AA 2219 aluminium alloy", Solid state sciences, Vol. 11, No. 4, pp. 907-917, 2009.
- 37- Surekha, K., Murty, B., and Rao, K.P., "Microstructural characterization and corrosion behavior of multipass friction stir processed AA2219 aluminium alloy", Surface and Coatings Technology, Vol. 202, No. 17, pp. 4057-4068, 2008.
- 38- Singh, I., Mondal, D., Singh, M., Bhadkul, A., and Jha, N., "Corrosion behaviour of AA2014 aluminium alloy-cenospheres syntactic foam in 3.5% NaCl solution", 2014.
- 18- M. R. Roshan, S. A. J. Jahromi, and R. Ebrahimi, "Predicting the Critical Pre-Aging Time in ECAP Processing of Age-Hardenable Aluminium Alloys," Journal of Alloys and Compounds, Vol. 509, pp. 7833-7839, 2011.
- 19- M. Acarer, B. Demir, An investigation of mechanical and metallurgical properties of explosive welded aluminum-dual phase steel, Materials Letters 62, pp.4158-4160, 2008.
- 20- S.A.A. Akbari Mousavi, P. Farhadi Sartangi, Experimental investigation of explosive welding of cp-titanium/ AISI 304 Stainless steel, Materials and Design 30, pp.459-468, 2009.
- 21- ASTM Committee A01 A1038-10 standard practice for portable hardness testing by the ultrasonic contact impedance method, 2010.
- 22- ASM handbook, Alloy phase diagrams, ASM International, Metals park, OH, Vol. 3, 1988.
- 23- S. Jing, W. Ke-hong, Z. Qi, Z. De ku, H. Jun & G. Jia qi, "Effect of joining temperature on microstructure and properties of diffusion bonded Mg/Al joints?", Trans. Nonferrousmet.Soc.China, Vol. 22, pp. 1961-1966, 2012.
- 24- Pouranvari, M., and S. P. H. Marashi. "Factors affecting mechanical properties of resistance spot welds", Materials Science and Technology 26.9 (2010): 1137-1144.
- 25- کریم زاده، ف.، قاسمعلی، ا.، سالمی زاده، س.، "نانو مواد خواص، تولید و کاربرد"، انتشارات جهادانشگاهی واحد صنعتی اصفهان، ۱۳۸۸.
- 26- Mayers, M. A., Mishra, A., Benson, D.J., "Mechanical properties of nanocrystalline Materials", progress in Materials Science, Vol. 51, pp. 427-556, 2006.
- 27- Mayers, M. A., Mishra, A., Benson, D.J., "Mechanical properties of nanocrystalline Materials", progress in Materials Science, Vol. 51, pp. 427-556, 2006.
- 28- W. Juan, L., Yajiang, L., Penga & G. Haoranb, "Microstructure and XRD analysis in the interface zone of Mg/Al diffusion bonding", J. Mater. Process. Tech., Vol. 205, No. 1-3, pp. 146-150, 2008.
- 29- M. Joseph Fernandus, T. Senthilkumar, V. B. Alasubramanian & S. Rajakumar, "Optimising diffusion bonding parameters to maximize the strength of AA6061 aluminium and AZ31B magnesium alloy joints?", Mater. Des., Vol. 33, pp. 31-41, 2012.

پی نوشت

- 1- گروه مکانیک، دانشگاه فنی و حرفه ای، تهران، ایران
- 2- گروه مکانیک، دانشگاه فنی و حرفه ای، تهران، ایرا
- 3- دانشجوی کارشناسی تکنولوژی جوشکاری، دانشگاه فنی و حرفه ای



تهیه شیوه ارزشیابی عملی مهارت جوشکاران در آزمون های استخدامی و تایید صلاحیت نیروی کار

عباس عباسیان^۱، افضل روانگرد^۲، ایمان حاجیان نیا^۳

چکیده

در این پژوهش که یک مطالعه موردی از آزمون برای شرکت فولاد مبارکه بود و در دانشگاه شهید مہاجر انجام گرفت و در آن تهیه شیوه ارزشیابی عملی مهارت جوشکاران در آزمون های استخدامی و تایید صلاحیت نیروی کار پرداخته شده است. می دانیم جهت ساخت اغلب سازه ها و تجهیزات صنعتی از جوشکاری استفاده می گردد و کسانی که در این امر یعنی جوشکاری فعالیت فنی خود را آغاز نمایند، از امنیت شغلی بالایی در آینده برخوردار خواهند شد و به سادگی می توانند وارد بازار کار گردیده و مهارت فنی و عملی و نیز تجربه لازم را نیز به دست آورند هدف از این آموزش ها، تعیین روش های ارزیابی مهارت جوشکاران و مدیریت بر صحت آزمون هایی مرتبط با صنایع مادر مانند پالایشگاه و فولاد و تامین نیازهای این صنایع در جهت بهبود و عمر مفید قطعات از اهمیت شایانی برخوردار بوده است. در این جا از استانداردهای مختلف و مورد تایید کشورهای صنعتی استفاده شد تا بهترین نتیجه که کسب مهارت کافی برای جوشکاران بود حاصل گردد. نتایج نشان داد با ایجاد ایستگاه های مختلف که شامل آماده سازی، جوشکاری در چند فرایند مختلف و وضعیت های متفاوت بود و در کنار آموزش های تئوری و عملی مرتبط که توسط آزمون گران خبره طراحی شده بود کسب مهارت چشمگیری برای نیروی کار حاصل شد.

کلمات کلیدی: آزمون، جوشکاری، تایید صلاحیت، مهارت، فنی، عیوب.

مقدمه

صنعتی دنیا از جمله کانادا و استرالیا بسیار پر طرفدار و گواهینامه های آموزشی صادر شده توسط این موسسه، مناسب برای ارائه به داخل و خارج از کشور می باشد. همچنین در این تحقیق سعی شده تا به تهیه شیوه ارزشیابی عملی مهارت جوشکاران در آزمون های استخدامی و تایید صلاحیت نیروی کار پرداخته شود. لذا با بهره گیری از استانداردهای مهم و کاربردی از جمله استاندارد **ASME** و **AWS** و استانداردهای ملی ساخت اغلب سازه ها و تجهیزات صنعتی از جوشکاری استفاده می گردد و کسانی که در این امر یعنی جوشکاری فعالیت فنی خود را آغاز نمایند، از امنیت شغلی بالایی در آینده برخوردار خواهند شد و به سادگی می توانند وارد بازار کار گردیده و مهارت فنی و عملی و نیز تجربه لازم را نیز به دست

امروزه در سراسر دنیا سازه های فولادی و غیره بطور چشمگیری گسترش پیدا کرده است اهمیت جوش در سازه های فولادی بر کسی پوشیده نیست. وقتی ما می توانیم مخازن تحت فشار، خطوط لوله انتقال گاز را به آسانی جوش دهیم، وقتی ما می توانیم گاز ترش با فشار بالا را از دل خلیج فارس با خط لوله جوش داده شده زیر دریایی به عسلویه انتقال دهیم و آنرا پالایش کنیم، وقتی کشتی ها و دیگهای بخار، مبدلهای حرارتی و... را جوش می دهیم، بدین معناست که مهارت جوشکاری یکی از مهارت های کلیدی در جهان امروز می باشد. همچنین بدلیل کمبود افراد متخصص در این رشته، بازار کار این حرفه نه تنها در سراسر کشور، بلکه در بسیاری از کشورهای

جدول ۱- استانداردهای مربوط جهت بررسی و تایید روش و صلاحیت جوشکاران.

ISO 15609-1	ISO 15614-7	AWS D1.1	ASME SEC IX
مشخصات و تایید صلاحیت دستورالعمل های جوشکاری مواد فلزی / قوسی	مشخصات و تایید صلاحیت دستورالعمل های جوشکاری مواد فلزی	کد جوشکاری سازه ای فولادی	تایید صلاحیت و روشهای جوشکاری و لحیم کاری

نتایج و بحث

به دو صورت می توان از نیروهای شاغل یا نیروهای تازه وارد آزمون اخذ نمود. مدت زمان مورد نیاز برای آموزش بسته به فرایند جوشکاری، سطح فعلی هنر جو و سطح مورد انتظار تعیین میگردد، لکن حداقل مدت زمان پیشنهادی برای فرایند های مختلف به شرح ذیل ارائه میگردد. جدول (۲) دوره های که یک جوشکار می تواند در موسسات برای تایید صلاحیت و شروع به کار بگذراند. پروژه آزمون عملی جهت اجراء فرایند های جوشکاری **SMAW-TiG-MAG** و اکسی استیلن طراحی گردیده است و آزمون شونده باید بتواند در فرایندهای خواسته شده مهارت و تخصص خود را برای کسب مدرک مورد ارزیابی قرار دهد کارهایی که آزمونگر در اجرای آزمون باید انجام دهد به شرح زیر می باشد.

- هماهنگی با سایر عوامل (آزمونگران) برگزار کننده آزمون
- دریافت مجموعه اطلاعات ارزشیابی عملی مهارت شغل از مسئولین مربوطه .

- تکمیل و آماده سازی چیدمان تجهیزات و مواد بر اساس فهرست پیوست ارزشیابی عملی

- آماده سازی در دسترس قرار دادن ابزار و تجهیزات و تجهیزات و ابزار و مواد بر اساس دستورالعمل مربوطه

- ارائه آموزش در خصوص تجهیزات 'ابزار و مواد و نرم افزارهای جدید و مشابه به آزمون دهنده ها

- تکثیر فرمهای ارزشیابی (دستورالعمل) هر مرحله به آزمون دهنده ها در هر مرحله

- تحویل فرمهای ارزشیابی (دستورالعمل) هر مرحله به آزمون دهنده ها در هر مرحله

- ارزشیابی مرحله ای (پایانی) محصول (فرایند) کار برای فرمهای زمان بندی و بارم بندی

- تکمیل کارنامه ارزشیابی عملی

- با لباس کار مناسب در محل آزمون حضور یابد با نظارت کامل
- در طی انجام کار نکات ایمنی و حفاظتی کاملاً رعایت شود

- در صورت بروز حادثه و سانحه ضمن قطع آزمون کمک رسانی لازم را انجام دهد

- کنترل مشخصات عکس و سایر اسناد لازم آزمون دهنده از ابتدا تا انتهای ارزشیابی

کارهایی که آزمونگر در اجرای آزمون نباید انجام دهد :
- به هیچ سؤال آزمون شونده پاسخ داده نشود .

- از آزمون شونده سؤالات شفاهی در مورد پروژه عملی یا خارج از موضوع پرسیده نشود .

- از تلفن همراه در محل ارزشیابی استفاده نشود.
- برنامه زمان بندی تغییر داده نشود.
- در طی برگزاری (از کارگاه) خارج نشود .

آورند، هدف از این آموزش ها، تربیت نیروی انسانی ماهر است که قادر باشند براساس دانش و مهارت های فنی و تخصصی صنعت جوش در زمینه های ساخت و تولید، نصب و مونتاژ، تعمیر و بازسازی صنایع کشور فعالیت نمایند و براساس علوم و فنون فراگرفته شده به ایجاد اتصالات جوشی قابل اطمینان قطعات مختلف صنعتی بپردازند [1-3]. تعیین روش های ارزیابی مهارت جوشکاران و مدیریت بر صحت آزمون هایی مرتبط با صنایع مادر مانند پالایشگاه و فولاد و تامین نیازهای این صنایع در جهت بهبود و عمر مفید قطعات از اهمیت شایانی برخوردار بوده است. هدف ارائه یک طرح جامع برای تایید صلاحیت جوشکاران جهت به کار گیری در صنایع مختلف می باشد. هدف از این آموزش ها، تعیین روش های ارزیابی مهارت جوشکاران و مدیریت بر صحت آزمون هایی مرتبط با صنایع مادر مانند پالایشگاه و فولاد و تامین نیازهای این صنایع در جهت بهبود و عمر مفید قطعات از اهمیت شایانی برخوردار بوده است. در این جا از استانداردهای مختلف و مورد تایید کشورهای صنعتی استفاده شد تا بهترین نتیجه که کسب مهارت کافی برای جوشکاران بود حاصل گردد. نتایج نشان داد با ایجاد ایستگاه های مختلف که شامل آماده سازی، جوشکاری در چند فرایند مختلف و وضعیت های متفاوت بود و در کنار آموزش های تئوری و عملی مرتبط که توسط آزمون گران خبره طراحی شده بود کسب مهارت چشمگیری برای نیروی کار حاصل شد.

روش تحقیق

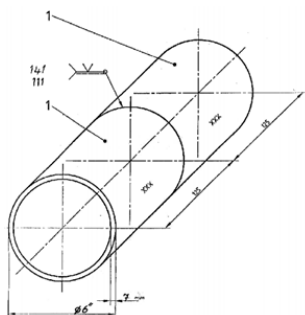
جهت برقراری آزمون تایید صلاحیت بایستی موارد مهمی از جمله تهیه دستورالعمل جوشکاری که به تایید مراجع ذی صلاح آزمایشگاهی رسیده است بررسی و پس از تایید اجرایی شود. برخی موارد جهت انجام آزمون جوشکاری در نشریات استاندارد از قبیل آمده است. جدول (۱) استاندارد های مربوط جهت بررسی و تایید روش و صلاحیت جوشکاران ارائه شده است. ASME یکی از قدیمی ترین سازمانهای تدوین استاندارد در آمریکا است. این موسسه تقریباً ۶۰۰ کد و استاندارد تولید کرده است که بسیاری از زمینه های فنی مانند اتصالات (Fasteners)، لوله کشی (Plumbing)، آسانسور، خطوط لوله (Pipeline)، پاپینگ و لوله کشی صنعتی (Piping)، سیستم ها و اجزای نیروگاهی، تجهیزات مکانیکال از قبیل بویلر و دیگ بخار و مبدل حرارتی و صدها موضوع ریز و درشت دیگر را پوشش می دهد. استانداردهای ASME در بیش از ۱۰۰ کشور جهان مورد استفاده قرار می گیرد و به زبانهای مختلفی ترجمه شده است [۱].

پرکاربردترین استانداردهای جهان **AWS D1.1/D1.1M** است که تقریباً ۲۰۰ استاندارد، الزامات و مشخصات، روش های توصیه شده و راهنما را تهیه و منتشر کرده است که توسط موسسه ملی استاندارد آمریکا (ANSI) نیز تایید شده است [۴]. کد جوشکاری سازه ای فولادی یا **AWS D1.1/D1.1M** این کد نیازهای جوشکاری برای هر نوع ساختار جوشکاری شده از جنس فولادهای سازه ای، کربنی و کم آلیاژ را پوشش می دهد.

جدول ۲- دوره های که یک جوشکار می تواند در موسسات برای تایید صلاحیت و شروع به کار بگذارد.

عنوان دوره آموزشی	مدت دوره ساعت	مدت دوره روز	مدت ساعات تئوری	مدت ساعات کارگاه	نوع گواهینامه
دوره جامع آموزش جوشکار تایید صلاحیت شده سطح I AWS QC-10 Certified Entry Welder	۱۲۰	۱۵	۲۲	۸۸	گواهینامه جوشکار تایید صلاحیت شده طبق استاندارد AWS QC 10 + گواهینامه صلاحیت جوشکار در SMAW, GMAW, GTAW, FCAW روشهای EN و یا ASME, AWS طبق استاندارد های
SMAW آموزش جوشکاری در روش روی ورق های فولادی	۴۸	۶	۸	۴۰	گواهینامه تایید صلاحیت جوشکار ورق طبق استاندارد EN و یا ASME, AWS های
SMAW آموزش جوشکاری در روش روی لوله های فولادی	۴۸	۶	۵	۴۳	گواهینامه تایید صلاحیت جوشکار لوله طبق استاندارد EN و یا ASME, AWS های
(TIG) آموزش جوشکاری در روش روی ورق های فولادی GTAW	۴۸	۶	۸	۴۰	گواهینامه تایید صلاحیت جوشکار ورق طبق استاندارد EN و یا ASME, AWS های
(TIG) آموزش جوشکاری در روش روی لوله های فولادی GTAW	۴۸	۶	۵	۴۳	گواهینامه تایید صلاحیت جوشکار لوله طبق استاندارد EN و یا ASME, AWS های
(TIG) آموزش جوشکاری در روش روی فولادهای زنگ نزن و آلومینیوم GTAW	۲۴	۳	۴	۲۰	S/S و AL گواهینامه تایید صلاحیت جوشکار فولادهای EN و یا ASME, AWS طبق استاندارد های
(MAG) آموزش جوشکاری در روش روی ورق های فولادی GMAW	۴۸	۶	۸	۴۰	گواهینامه تایید صلاحیت جوشکار ورق طبق استاندارد EN و یا ASME, AWS های

شده را نشان می دهد. در عملیات جوشکاری همیشه سعی بر این است که جوشکاری در حالت تخت یا سطحی انجام بگیرد یعنی دست جوشکار بالای قطعه کار قرار داشته باشد.



شکل ۱-الف - نحوه آماده سازی نمونه برای آزمون جوشکاری لوله با فرایند جوشکاری SMAW با زاویه ۴۵ درجه.



شکل ۱-ب - نمونه های انجام شده و محیط کارگاه

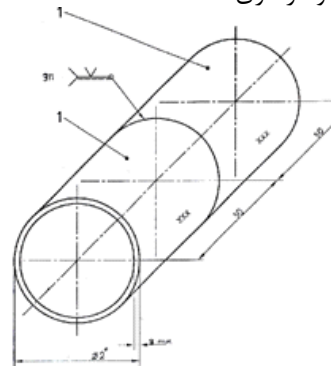
علیرغم این مسئله، اجرای جوشکاری در موقعیت تخت همیشه ممکن نبوده و مجبور به جوشکاری در موقعیت یا پوزیشن های دیگری برای جوشکاری سازه ها، لوله ها، قطعات صنعتی و غیره است. اصولاً بر حسب نیاز و شرایط کاری، انجام عملیات جوشکاری در چهار موقعیت یا پوزیشن کلی تخت، افقی، عمودی و سقفی قابل انجام است. جوشکاری دور لوله در وضعیت ۶G با فرایندهای TiG پاس ریشه SMAW پاس نما با الکتروود E7018) قطرهای

جدول ۳- مراحل آماده سازی قطعات برای آزمون جوشکاران

ساعت	۸-۱۲	۱۳-۱۵
روز اول	برشکاری و آماده سازی قطعات	برشکاری و آماده سازی قطعات
یک ساعت استراحت		
روز دوم	جوشکاری قطعات مونتاژ شده	جوشکاری قطعات مونتاژ شده
یک ساعت استراحت		

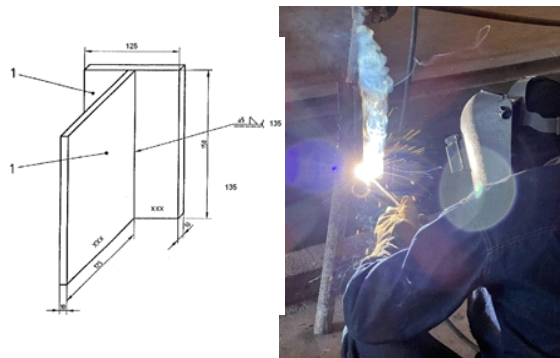
-در طی مدت برگزاری آزمون از هر عملی که منجر به عدم کنترل کامل آزمون دهنده و مراحل انجام کار شود خودداری ورزد. موارد زیر قبل از شروع کار به آزمون دهنده توصیه و یادآوری شود. رعایت کامل موارد ایمنی و حفاظتی در حین آزمون عملی -استفاده از لباس و کفش و سایر تجهیزات انفرادی ایمنی مورد نیاز -توجه به دستورات آزمونگران در طی انجام ارزشیابی -مطالعه کامل دستورالعمل های ویژه آزمون دهندگان رعایت اصول ایمنی در حین کار با ابزار و تجهیزات و استفاده اصولی از آنها -رعایت مراحل انجام کار بر اساس دستورالعمل های اراده شده و یا مندرج در استاندارد رعایت محدود زمان تعیین شده مندرج در فرمها و دستورالعمل ها -عدم گفتگو (طرح سؤال شفاهی) با آزمونگران و سایر عوامل حاضر در ارزشیابی عملی در هر خصوص -تحویل تلفن همراه از زمان آغاز ارزشیابی تا پایان آن -دریافت دستورالعمل انجام کار عملی در هر مرحله -تکمیل فرمهای گزارش کار و تحویل آن به آزمونگر (آزمونگران) مربوطه -نحوه اعلام پایان کار در مرحله و تحویل آن به آزمونگر مربوطه کنترل مشخصات خود با مشخصات خود با مشخصات مندرج در مجموعه اطلاعات و فرمهای ارزشیابی شکل (۱) نحوه آماده سازی نمونه برای آزمون جوشکاری لوله با فرایند جوشکاری SMAW با زاویه ۴۵ درجه و نمونه های انجام

3/25 و 2/5 [4]. زمان جوشکاری ۲ ساعت مدت زمان برشکاری و آماده سازی و مونتاژ کاری ۲ ساعت است.



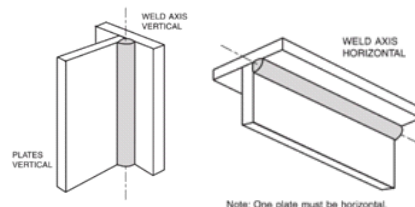
شکل ۲- نحوه آماده سازی نمونه برای آزمون جوشکاری لوله با فرآیند جوشکاری GTAW با زاویه ۴۵ درجه.

شکل (۲) نحوه آماده سازی نمونه برای آزمون جوشکاری لوله با فرآیند جوشکاری GTAW با زاویه ۴۵ درجه است. جوشکاری دور لوله تمام پاس لوله دو اینچ در وضعیت ۶G مدت زمان برشکاری و آماده سازی و مونتاژ کاری ۱ ساعت مدت زمان جوشکاری ۱ ساعت است.



شکل ۳- جوشکاری اتصال سپری در وضعیت عمودی ۳F و ۳F نوع فرآیند جوشکاری SMAW و MAG.

شکل (۳) جوشکاری اتصال سپری در وضعیت ۳F نوع فرآیند جوشکاری SMAW و MAG را نشان می دهد. زمان برشکاری - آماده سازی و مونتاژ کاری ۱ ساعت مدت زمان جوشکاری ۱ ساعت می باشد.



شکل ۴- جوشکاری اتصال سپری در وضعیت عمودی ۳F و ۳F نوع فرآیند جوشکاری SMAW و MAG.

شکل (۴) جوشکاری اتصال در وضعیت ۳F مدت زمان برشکاری و آماده سازی و مونتاژ کاری را نشان می دهد. برای این منظور ۱ ساعت مدت زمان جوشکاری: ۱ ساعت با قطرهای الکتروود با جوشکاری E7018 و قطر ۳/۲۵ انجام شود. می دانیم در استاندارد آمریکایی AWS موقعیت عمودی در جوش های شیار (Groove) و گوشه ای (Fillet) به ترتیب با نماد ۳G و ۲F نشان می دهند. در استاندارد ISO، معادل نماد ۳G و ۲F سربالا PF و معادل نماد 3G و ۲F سربا پایین PG است [۵]. از یک سری الکتروودها می توان استفاده کرد که در روکش آن ها از مواد دیرگداز استفاده شده است تا بتوان پوشش مناسبی بر روی مواد مذاب ایجاد کرده و از چکیدن قطرات مذاب به سمت پایین جلوگیری نمود. این الکتروودها در سیستم نامگذاری الکتروودها با رقم سوم ۱ مشخص می شوند (EXX1X)، الکتروودهای E6013 و E7018. نسبت به موقعیت های دیگر جوشکاری، با شدت جریان کمتری جوشکاری انجام می شود. از جوشکاران بسیار ماهر استفاده می شود تا بتواند جوش را با کیفیت مناسب اجرا نماید. در استاندارد آمریکایی AWS موقعیت افقی در جوش های شیار (Groove) و گوشه ای (Fillet) به ترتیب با نماد ۲G و ۲F نشان می دهند. در استاندارد ISO، معادل نمادهای ۲G و ۲F، به ترتیب PC و PB است. در استاندارد آمریکایی AWS موقعیت بالای سر در جوش های شیار (Groove) و گوشه ای (Fillet) به ترتیب با نماد ۴G و ۴F نشان می دهند. در استاندارد ISO، معادل نمادهای ۴G و ۴F به ترتیب PE و PD است. جدول (۴) فهرست مواد مصرفی برای هر آزمون دهنده را نشان می دهد. جدول (۵) کارنامه ارزشیابی کار عملی برای جوشکاران را نشان میدهد. همچنین جدول (۶) جدول تشخیص و امتیاز بندی عیوب و جوشکاری در محدوده پذیرش های تایید شده بر اساس استاندارد را نشان میدهد.

جدول ۴- فهرست مواد مصرفی برای هر آزمون دهنده.

نام مواد مصرفی	مشخصات فنی
لوله ۶ اینچ	مطابق نقشه
لوله ۲ اینچ	مطابق نقشه
ورق ۱۰ میلیمتر	مطابق نقشه

نتیجه گیری

در این تحقیق با بهره گیری از استاندارد های مهم و کاربردی از جمله استاندارد ASME و AWS و استاندارد های ملی ساخت اغلب سازه ها و تجهیزات صنعتی از جوشکاری استفاده شد تا آزمون جامع که عمده موارد فنی و موقعیت های جوشکاری که در صنعت مورد استفاده قرار می گیرد انجام گیرد و کسانی که در این امر یعنی جوشکاری فعالیت فنی خود را آغاز نمایند، از امنیت شغلی بالایی در آینده برخوردار و وارد بازار کار شوند و مهارت فنی و عملی و نیز تجربه لازم را نیز به دست آورند تربیت نیروی انسانی ماهر: - تعیین روش های ارزیابی مهارت جوشکاران و مدیریت بر صحت آزمون هایی مرتبط با صنایع مادر مانند پالایشگاه و فولاد و تامین نیازهای این صنایع در جهت بهبود و عمر مفید قطعات با انجام

جدول ۵- کارنامه ارزشیابی کار عملی برای جوشکاران.

امتیازبازارم (نمره) ارزشیابی کار عملی			
کارنامه ارزشیابی کار عملی			
ردیف	شرح کار (توانایی)	بسامر پرمیتهای	آزمونگر اول دوم
۱	رعایت نکات ایمنی	۱-۱۰	
۲	استفاده درست از ابزار و مواد مصرفی و دقت در کار	۱-۱۰	
۳	مونتاز صحیح پروژه ها	۱-۱۰	
۴	برشکاری طبق نقشه	۱-۱۰	
۵	جوشکاری پاس ریشه لوله 6" 141	۱-۳۰	
۶	جوشکاری پاس نما لوله 6" E7018	۱-۳۰	
۷	جوشکاری دور لوله اکسی استیلین نفوذ	۱-۳۰	
۸	جوشکاری دور لوله اکسی استیلین پاس نما	۱-۱۰	
۹	جوشکاری اتصال سپری MAG	۱-۳۰	
۱۰	جوشکاری اتصال سپری SMAW	۱-۳۰	
۱۱	تمیز کاری قطعات	۱-۱۰	
۱۲	سرمت عمل در انجام کار	۱-۱۰	

درست آزمون های مرتبط با جوشکاری که فرایند های مهم ذوبی همچون SMAW و GTAW بود را همراه با وضعیت های جوشکاری طراحی و ارائه یک طرح جامع برای تایید صلاحیت جوشکاران جهت به کار گیری در صنایع مختلف انجام شد - کلیه موارد آزمون نسبت به سختی کار امتیاز دهی شد تا نفرات بتوانند بر اساس توانایی و استعداد شان حق خود را دریافت نمایند. نتایج نشان داد جوشکاران به شکل مناسب تری مورد ارزیابی قرار می گیرند و در نهایت اهداف مختلف کاری در هر رشته جوشکاری تامین می گردد.

منابع

- 1-ASME Sec IX, "Qualification Standard for Welding and Brazing Procedure", Article II, Welding Procedure Qualification, American Society of Mechanical Engineers, Edition: 2th, 2001.
- 2-ASM Handbook, Volume 9, "Metallography and Microstructures", ASM International, 2001, Materials Park, Ohio.
- 3- J.C. Lippold, D. Koteki, Welding Metallurgy and Weldability of Stainles Steels, 2005, John Wiley and Sons", New Jersey.
- 4-AWS D1.1/D1.1M:2008. Prepared by the American Welding Society (AWS) D1 Committee on Structural Welding. 569 pages.
- 5-اسمیتاندارد انجمنی ۱:۱۹۳۱-۲ تجدیدنظر اول IWNT S2.1:2019 1 st Revision

پی نوشت

- 1- عضو هیات علمی، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه فنی و حرفه ای، تهران، ایران
- 2- هیات علمی دانشگاه فنی و حرفه ای شهید مهاجر اصفهان
- 3- دکتری، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه فنی و حرفه ای، تهران، ایران

جدول ۶- جدول تشخیص و امتیاز بندی عیوب و جوشکاری در محدوده پذیرش های تایید شده بر اساس استاندارد .

جدول تشخیص و امتیاز بندی عیوب و جوشکاری		
نام عیب	محدوده پذیرش	توضیحات
ارتفاع جوش	حداقل: حماس حداکثر Tmm	بیش از یک مورد به ازای هر ۱۰ درصد جوش یک عیب یک امتیاز کسر شود.
خوردگی	حداکثر ۵٪ یک مورد مجاز	بیش از یک مورد به ازای هر ۱۰ درصد جوش یک عیب یک امتیاز کسر شود.
گرم سریند	حداقل هم سطح حداکثر ۲ میلیمتر یک مورد مجاز	بیش از یک مورد به ازای هر عیب ۲ نمره کسر شود.
گلی جوش	فخر و عمق ۱ میلیمتر یک مورد قبول	بیش از یک مورد به ازای هر عیب ۲ نمره کسر شود.
عدم ذوب	حداکثر ۳ میلیمتر در ریشه جوش	بیش از یک مورد به ازای هر ۱۰ درصد جوش (محیط داخلی لوله) ۲ نمره کسر شود
عدم تراز در مونتاز	حداکثر ۳ درجه یک مورد قبول	بیش از یک مورد ۲ نمره کسر شود
پهدجوش	ساق عمودی - ساق افقی در جوشهای سپری	به ازای هر ۲۰ درصد طول جوش یک نمره کسر شود
تکه قوس	مجاز نمی باشد	به ازای هر مورد ۲ نمره کسر شود
مونتاز پروژه	حداکثر یک مورد قبول	به ازای هر مورد (عدم رعایت فاصله ها - پیچیدگی - خال جوشها - نفاس و غیره ۲ نمره کسر شود.
برشکاری		رعایت یکنواختی - تنظیم دقیق دستگاه برشکاری - مشاهده روش انجام یکنواختی سطح جوش - در صورت مشاهده عیب ۲ نمره کسر شود.

کنترل ریزساختار و ترک‌های انجمادی در فرایند ساخت افزایشی ذوب لیزری بستر پودر آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا

آریا گندم دوست^۱، محمود سرکاری خرّمی^۲، سید فرشید کاشانی بزرگ^۳، حسن قربانی^۴

چکیده

فناوری‌های ساخت افزایشی فلزات به عنوان یکی از ارکان مهم انقلاب صنعتی چهارم، رویکردی تحول‌آفرین در ساخت دیجیتال ارائه می‌کنند. ذوب لیزری بستر پودر به عنوان یکی از این فناوری‌ها، توانایی شگرفی در تولید قطعات با هندسه‌های پیچیده و با عملکرد بالا دارد. در سال‌های اخیر، ساخت قطعات آلیاژهای آلومینیوم با استفاده از این فناوری توجهات زیادی را به خود جلب کرده است. با این حال، همچنان چالش‌هایی بر سر راه ساخت آن‌ها وجود دارد. ترک انجمادی به عنوان یکی از جدی‌ترین دلایل ناکامی ساخت افزایشی لیزری آلیاژهای آلومینیوم به ویژه گریدهای استحکام‌بالا در نظر گرفته می‌شود. از میان راه‌حل‌های ارائه‌شده، کنترل ریزساختار انجمادی و ریزدانه‌کردن، مؤثرترین روش برای حذف ترک‌های انجمادی آلومینیوم استحکام‌بالا در فرایند ذوب لیزری بستر پودر شناخته می‌شود. یکی از راهکارهای ریزدانه‌سازی و متعاقباً حذف ترک‌های انجمادی، افزودن مقدار ناچیز (کمتر از وزنی) از ذرات به پودر آلیاژی اولیه است که توانایی دستیابی به این هدف را دارند. جوانه‌زها، عوامل محدودکننده رشد دانه یا مهاجرت مرزدانه و عواملی که به تحت‌تبرید ترکیبی کمک می‌کنند می‌توانند در تحقق این امر مفید باشند. در تحقیق حاضر، ساز و کار تشکیل ترک‌های انجمادی، دلایل تشکیل و عوامل مؤثر بر آن‌ها، ساز و کار تأثیر افزودنی‌های مختلف در ریزدانه‌سازی و مهار یا کاهش ترک‌های انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا در فرایند ذوب لیزری بستر پودر مورد بررسی قرار گرفته است.

کلمات کلیدی: ساخت افزایشی، ذوب لیزری بستر پودر، آلومینیوم، ترک انجمادی، ریزساختار.

مقدمه

فناوری ساخت افزایشی (AM) ذوب لیزری بستر پودر (LPBF) به عنوان یک فرایند پیشرفته ساخت آلیاژهای فلزی شناخته می‌شود که در آن قطعات با الگوی لایه‌به‌لایه شکل می‌گیرند [۱]. فرایند LPBF پتانسیل شگرفی برای کاربرد در صنایع مختلفی همچون خودروسازی، هوافضا، هوانوردی و پزشکی دارد. با توجه به اهمیت کاهش وزن و ذخیره انرژی در صنایع مذکور در کنار قابلیت‌های ساخت افزایشی در بهینه‌سازی توپولوژی، به کارگیری آلیاژهای سبک و با استحکام بالا انتخاب هوشمندانه‌ای خواهد بود. با توجه به

ماهیت ساخت لایه‌ای، درجه بالای آزادی در طراحی و انعطاف‌پذیری بالای LPBF، امکان تولید قطعات با هندسه بسیار پیچیده، حتی با پیچیدگی داخلی بدون استفاده از قالب و ابزارکاری اضافی، تنها در یک مرحله فرایند وجود دارد [۲]. با این حال، جهت بهبود خواص مکانیکی و متالورژیکی، اغلب از فرایندهای عملیات حرارتی به عنوان پس‌پردازش اصلی قطعات آلیاژی ساخته‌شده با LPBF استفاده می‌شود. از طرف دیگر، این فرایند عمدتاً جهت حذف تنش‌های حرارتی ناشی از شیب‌های دمایی بالایی که طی فرایند ساخت به وجود می‌آیند، انجام می‌شود [۳]. علاوه بر موارد بالا،

مطالعات بسیار وسیع، پرهزینه و زمان بر است (از طریق سعی و خطا و آزمایش‌های متعدد، پرهزینه و زمان بر).



شکل ۱- جنبه‌های کلیدی برای جولوگیری از ترک‌های انجمادی آلایزهای آلومینیوم استحکام‌بالا حین ساخت افزایشی با روش LPBF [6].

از آنجایی که ترک‌های انجمادی به ترکیب آلایز و شرایط انجمادی وابسته‌اند، احتمال وقوع این ترک‌ها در آلایزهایی که دامنه انجمادی گسترده‌تری دارند (مانند آلایزهای آلومینیوم استحکام‌بالا) مشهودتر است. مطالعه رفتار ایجاد ترک در آلایز آلومینیوم ۲۰۲۴ [۱۵] نشان می‌دهد که اگرچه تنظیم متغیرهای فرایند می‌تواند تا حد زیادی در کاهش ترک‌های انجمادی مؤثر باشد اما منجر به حذف کامل آن‌ها نمی‌شود. مطالعات دیگر روی همین آلایز [۱۲، ۱۱] نشان می‌دهند که بهینه‌سازی متغیرهای فرایند به طور مؤثری در کاهش تخلخل‌ها تا زیر ۱٪ (افزایش تراکم تا بیش از ۹۹٪) نقش دارد اما نمی‌تواند به طور کامل از ترک‌های پارگی گرم جولوگیری کند.

به دلیل دامنه انجمادی وسیع، پشدن مذاب در بین دانه‌های ستونی درشت دشوارتر می‌شود. با توجه به سازوکارهای تشکیل ترک‌های انجمادی که در ادامه به بررسی آن‌ها پرداخته خواهد شد، دامنه انجمادی وسیع می‌تواند حساسیت به ترک انجمادی را افزایش دهد. ماریا و همکاران [۱۹] دریافتند که افزودن ۴٪ وزنی سیلیسیم به آلایز آلومینیوم ۷۰۷۵ می‌تواند تراکم نسبی نمونه‌های چاپ‌شده را تا ۹۹٪ افزایش دهد و منجر به کاهش چشمگیر ریز ترک‌ها شود. افزودن سیلیسیم در این آلایز علاوه بر کاهش فواصل دمایی انجماد (فاصله دمایی سالیدوس و لیکوئیدوس)، باعث افزایش سیالیت حوضچه مذاب و کاهش ویسکوزیته آن می‌شود و از این طریق حساسیت به ترک انجمادی را کاهش می‌دهد. با این حال، محدود کردن دامنه انجماد که از طریق ایجاد تغییرات قابل توجه در ترکیب شیمیایی آلایز امکان‌پذیر است، منجر به تغییر خواص آلایز (و تخریب خواص مکانیکی) می‌شود. از این رو، تغییر در ترکیب آلایز تنها با هدف افزایش قابلیت پردازش با روش‌های ساخت افزایشی لیزری بدون در نظر گرفتن خواص مورد نیاز راه حل مناسبی نمی‌باشد (باعث انحراف زیاد از ترکیب شیمیایی اولیه و افت خواص مکانیکی می‌شود). این راهکار می‌تواند در زمره طراحی و توسعه آلایزهای جدید قرار بگیرد تا بهبود فرایندپذیری یک آلایز موجود در حال حاضر، علاوه بر بهینه‌کردن متغیرهای فرایند و محدود کردن

توسعه آلایزهای جدید منطبق بر فرایند ساخت افزایشی به عنوان فرصتی جهت بهبود عملکرد و عمر مفید قطعات صنعتی به شمار می‌رود که در این تحقیق به بررسی این موضوع پرداخته خواهد شد.

از آنجایی که آلایزهای آلومینیوم پس از فولاد پرکاربردترین ماده مهندسی به حساب می‌آیند [۴]، استفاده آن‌ها در LPBF برای کاربردهایی که نسبت استحکام به وزن بالا و پیچیدگی در طراحی ضروری است، بسیار اهمیت می‌یابد. با این وجود، آلایزهای آلومینیوم، به ویژه آلایزهای استحکام‌بالا، قابلیت چاپ ضعیف و چالش‌های متعددی در پردازش بالیزر دارند. حضور لایه‌های اکسیدی، حفرات انجمادی، قابلیت پایین جذب پرتو لیزر، هدایت حرارتی بالا، جریان‌پذیری ضعیف پودر، انقباض انجمادی زیاد و حساسیت به ترک گرم چالش‌هایی هستند که ساخت افزایشی لیزری آلایزهای آلومینیوم را محدود می‌کند [۴، ۵]. علی‌رغم تحقیقات گسترده در مرتفع نمودن بخش اعظمی از این کاستی‌ها، ترک انجمادی همچنان به عنوان چالش قابل ملاحظه ساخت افزایشی لیزری آلایزهای آلومینیوم استحکام‌بالای صنعتی شناخته می‌شود [۶] و از این رو، کنترل و کاهش آن‌ها به عنوان یک موضوع تحقیقاتی جذاب همچنان پابرجاست.

تا کنون، اکثر مطالعات مربوط به آلایزهای آلومینیوم ساخته‌شده با LPBF بر آلایزهای یوتکتیکی یا نزدیک یوتکتیک $Al-Si$ (مثل $AlSi_{10}Mg$ ، $AlSi_7$ ، $AlSi_{12}$) متمرکز بوده است [۶-۸]. آلایزهای مبتنی بر سامانه $Al-Si$ به دلیل سیالیت بالای مذاب و دامنه انجمادی باریک، تطبیق‌پذیری مناسبی با فرایند LPBF دارند [۷]. اگرچه ترکیب‌های مشابه آلایزهای ریختگی $Al-Si$ قابلیت چاپ عالی از خود نشان داده‌اند اما خواص مکانیکی آن‌ها برای کاربردهای استحکام‌بالا کافی نیست [۶، ۸]. از طرف دیگر، بیشتر آلایزهای آلومینیوم استحکام‌بالا شامل سری‌های ۲۰۰۰، ۶۰۰۰ و ۷۰۰۰ به دلیل دامنه انجمادی گسترده، مستعد به ترک انجمادی هستند [۷]. تلاش‌های بسیاری توسط محققان برای پیدا کردن یک راه حل مؤثر و قابل اطمینان برای ساخت آلایزهای آلومینیوم استحکام‌بالا به صورت افزایشی به عمل آمده است. ژانگ و همکاران [۶] تحقیقات انجام‌شده و پیشرفت‌های صورت‌گرفته اخیر بر حذف ترک‌های انجمادی آلایزهای آلومینیوم استحکام‌بالای ساخته‌شده با LPBF را بررسی و آن‌ها را در سه روش دسته‌بندی کردند:

- بهینه‌سازی متغیرهای فرایند،
- محدودتر کردن دامنه انجمادی و
- ریزدانه‌کردن، شکل (۱) متغیرهای مؤثر در کنترل این عیب را به صورت خلاصه نشان می‌دهد.

بخش زیادی از تحقیقات انجام‌شده روی بهینه‌سازی متغیرهای فرایند متمرکز بوده است [۹-۱۸]. اگرچه تنظیم متغیرهای فرایند می‌تواند تأثیر قابل توجهی بر ریزساختار، میزان عیوب و خواص قطعات چاپ‌شده داشته باشد اما همانطور که در ادامه اشاره خواهد شد، کنترل متغیرهای فرایند الزاماً منجر به حذف کامل ترک‌های انجمادی نخواهد شد. به عبارت دیگر در شرایط بهینه متغیرها نیز ممکن است ترک‌ها به طور کامل از بین نروند. علاوه بر این، تعیین بهترین ترکیب متغیرهای فرایند برای یک آلایز خاص نیازمند

دامنه انجمادی، راهکار پیشنهادی دیگری برای حذف ترک‌های انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا وجود دارد. هدف تحقیق حاضر، بررسی اصلاح ریزساختار از طریق افزودن درصد ناچیزی از عوامل جوانه‌زا و محدود کردن رشد دانه‌های ستونی به منظور کاهش یا حذف کامل ترک‌های انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالای ساخته‌شده با روش ساخت افزایشی لیزری است. در ادامه، نخست، به بررسی ساز و کار و دلایل تشکیل ترک‌های انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا پرداخته می‌شود و دوم، تأثیر افزودن عوامل جوانه‌زا و محدود کردن رشد دانه مورد بررسی قرار می‌گیرد.

ساز و کار تشکیل ترک‌های انجمادی

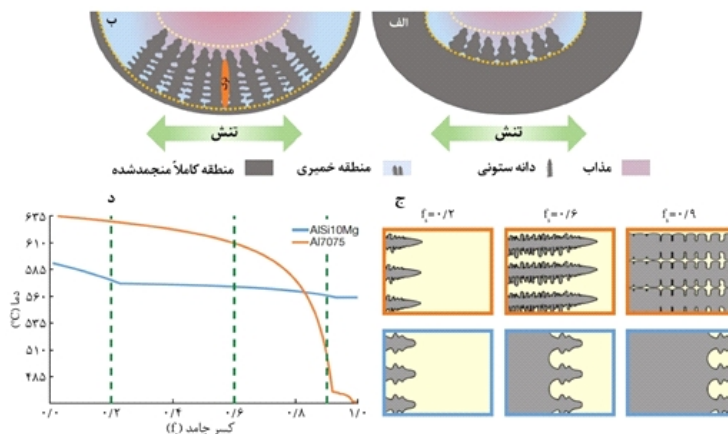
در فرایند ذوب لیزری بستر پودر، پس از لایه‌نشانی پودر با ضخامت یکنواخت، بخش‌هایی از بستر پودر به صورت انتخابی با انرژی مستقیم لیزر اسکن می‌شود. در اندرکنش بین پرتو لیزر و بستر پودر، انرژی لیزر بوسیله پودر جذب شده و منجر به افزایش سریع حرارت تا دمای ذوب آلیاژ و تشکیل حوضچه مذاب می‌شود. با توجه به ماهیت فرایند، استفاده از انرژی لیزر مستقیم برای ذوب پودرهای آلیاژی به صورت موضعی منجر به نرخ سرمایش بسیار بالا در حوضچه مذاب حتی تا 10^6 K/s می‌شود [۲۰]. این نرخ سرمایش ده‌ها برابر بزرگتر از نرخ سرمایش در فرایندهای ریخته‌گری معمولی است و منجر به انحراف زیادی از شرایط انجماد تعادلی می‌شود. با توجه به این که مسیر اسکن انرژی لیزر برای ذوب لایه‌های متوالی پودر مشابه فرایندهای جوشکاری است، تعجب‌آور نیست که آلیاژهای قابل پردازش با این فرایند محدود به آن‌هایی است که جوش‌پذیری بهتری دارند [۲۱]. استفاده از روش LPBF برای آلیاژهای مهندسی استحکام‌بالا که جوش‌پذیری ضعیفی دارند و با چنین شرایط انجمادی سازگار نیستند (مانند آلیاژهای آلومینیوم سری ۲۰۰۰، ۶۰۰۰ و ۷۰۰۰ و سوپرآلیاژهای پایه نیکل با فاز استحکام‌بالا [۲۲])، می‌تواند به ایجاد ریزساختارهایی با دانه‌های ستونی بزرگ که ممکن

است طول آن‌ها تا ده‌ها لایه به صورت رشد هم‌بافت ادامه یابد، بیانجامد [۶، ۷، ۲۱].

سازوکارهای تأییدشده که به صورت شماتیکی در شکل (۲-الف و ۲-ب) نشان داده شده‌اند، توزیع ریزساختاری آلیاژهای آلومینیوم با دامنه انجمادی گسترده و باریک درون یک حوضچه مذاب را مورد مقایسه قرار می‌دهد [۶]. شکل (۲-ج و ۲-د) نیز رفتار انجمادی آلیاژهای آلومینیوم $\text{AlSi}_{10}\text{Mg}$ و Al7075 در طول فرایند ساخت افزایشی ذوب لیزری بستر پودر را نشان می‌دهد [۲۱].

در طول انجماد آلیاژهای با دامنه انجمادی گسترده، فاز تعادلی اولیه (برای مثال $\alpha\text{-Al}$ در آلیاژهای آلومینیوم) ابتدا با ترکیبی متفاوت از ترکیب توده مذاب منجمد می‌شود. این امر سبب افزایش غلظت عناصر محلول در مذاب در نزدیکی فصل مشترک انجماد می‌شود و به طور موضعی دمای لیکوئیدوس تعادلی را تغییر می‌دهد و شرایط ناپایدار و تحت تبرییدی ایجاد می‌کند. در نتیجه، فروپاشی فصل مشترک جامد-مذاب منجر به رشد دانه سلولی یا دندریتی با مجاری طولانی از مذاب بین دندریتی که بین مناطق منجمدشده به دام افتاده است، می‌شود [۲۲، ۲۳]. با کاهش دما و کسر حجمی مذاب، به دلیل انقباض حجمی ناشی از انجماد و انقباض حرارتی، این مجاری تحت تنش‌های کششی قرار گرفته و باز می‌شوند و ترک‌های انجمادی را شکل می‌دهند [۶، ۲۲]. ترک انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم (مخصوصاً آلیاژهای با دامنه انجمادی وسیع) به دلیل ضریب انبساط حرارتی بالا و انقباض انجمادی زیاد جدی‌تر است [۲۲]. این ترک‌ها ممکن است کل طول دانه ستونی مجاور خود را در بر بگیرند و حتی در مناطق بین دانه‌ای اضافی اشاعه پیدا کنند [۶، ۸].

در مقابل، ریزساختارهای دندریتی هم‌محور ریز با مقدار زیاد مذاب در بین دانه‌ها بسیار راحت‌تر از ساختارهای دندریتی ستونی درشت تغییر شکل می‌دهند [۲۱]. ریزساختار با دانه‌های هم‌محور به دلیل انعطاف‌پذیری بیشتر در برابر کرنش‌ها، امکان تغذیه مؤثرتر مذاب و ترمیم ترک‌های اولیه، حساسیت کمتری نسبت به ترک گرم دارند [۲۲]. علاوه بر این، دانه‌های ریز به دلیل اینکه مساحت مرزدانه



شکل ۲- تصویر مقایسه ریزساختاری و تشکیل ترک انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم با الف - دامنه انجماد باریک و ب - دامنه انجماد گسترده [۶]: رفتار انجمادی آلیاژهای آلومینیوم ساخت افزایشی ج - نمایش شماتیکی انجماد که نشان می‌دهد چگونه انجماد در یک محدوده دمایی بزرگ می‌تواند کانال‌های طولانی از مذاب بین دندریتی ایجاد کند که منشأ ترک انجمادی است (مانند Al7075). در حالی که یک دامنه انجماد کوچک منجر به مناطق کوتاه بین دندریتی می‌شود که می‌تواند به راحتی با مذاب پر شود (مانند $\text{AlSi}_{10}\text{Mg}$) و (د) منحنی‌های انجماد آلیاژهای پرینت‌شده Al7075 (نارنجی) و $\text{AlSi}_{10}\text{Mg}$ (آبی) [۲۱].

بیشتری در حجم ماده ارائه می‌کنند، امکان تجمع کمتر عناصر مضر (عناصر زودذوب یا تشکیل دهنده ترکیبات زودذوب در مرزدانه) را فراهم می‌کنند. تولید این ساختارهای هم‌محور ایده‌آل نیاز به مقادیر تحت تبرید زیادی دارد که تا کنون در فرایندهای ساخت افزایشی لیزری به دلیل شیب‌های حرارتی بسیار زیادی که از مسیر اسکن انرژی لیزر در یک الگوی هندسی دلخواه ناشی می‌شود امری دشوار بوده است. مارتین و همکاران [۲۱] در مطالعه خود که در نشریه **Nature** منتشر شد، برای اولین بار یک رویکرد امیدوارکننده برای حذف ترک‌های گرم از طریق کنترل ریزساختار انجمادی با افزایش جوانه‌زنی دانه‌های جدید به واسطه افزودن نانوذرات جوانه‌زا ارائه کردند. آن‌ها با افزودن 1% حجمی زیر کونیوم به آلیاژهای **Al7075** و **Al6061** تحول ریزساختاری قابل توجهی را مشاهده کردند؛ نمونه‌های بدون افزودنی مجموعه‌ای از دانه‌های ستونی بزرگ موازی با جهت ساخت همراه با ترک‌هایی که در نواحی بین ستونی وجود دارند و از میان چندین لایه ساخت گسترش می‌یابند را نشان می‌دهد. شار حرارتی بالا و جهت‌دار در فرایند ساخت افزایشی لیزری که گرادیان‌های حرارتی بالا و تحت تبرید کوچک در طول انجماد فراهم می‌کند عامل رشد دانه‌های ستونی موازی با جهت ساخت است [۳]. افزودن نانوذرات جوانه‌زا با تغییر مورفولوژی دانه‌های ستونی بزرگ به دانه‌های هم‌محور کوچک به طور مؤثری در حذف ترک‌های انجمادی کارآمد بود. اگرچه سرعت انجماد در فرایند ذوب لیزری بستر پودر نسبتاً زیاد است، اما به تنهایی برای فراهم نمودن شرایط مناسب برای رشد هم‌محور کافی نیست. به طور خاص، رسانایی حرارتی بالای آلومینیوم و ضریب نفوذ زیاد عنصر آلیاژی در فاز مذاب، دستیابی به تحت تبرید قابل ملاحظه را با محدوده قابل دسترس سرعت‌های انجماد و گرادیان‌های حرارتی، بسیار دشوار می‌کند [۲۱]. به این ترتیب، انجماد ترجیحاً از طریق جوانه‌زنی روی دانه‌های موجود اتفاق می‌افتد که منجر به رشد عمودی آن‌ها در جهت ساخت با دانه‌هایی که در چندین لایه ساخت گسترش می‌یابند می‌شود. با فراهم نمودن چگالی بالایی از مکان‌های جوانه‌زنی ناهمگن با سد انرژی جوانه‌زنی کم در جلوی جبهه انجماد، مقدار بحرانی تحت تبرید مورد نیاز برای رشد هم‌محور کاهش می‌یابد. در نتیجه، ساختارهای ریزدانه هم‌محور تشکیل می‌شود که توانایی بیشتری در تحمل کرنش‌های انقباضی دارند و در شرایط انجمادی یکسان، از تشکیل ترک جلوگیری می‌کنند.

دلایل تشکیل ترک‌های انجمادی و عوامل مؤثر بر آن‌ها

دلایل ممکن برای ترک انجمادی در فلزات ذوب‌شده عبارتند از [۳]: محدوده دمایی انجماد، حجم و توزیع مذاب در انتهای انجماد، فاز اولیه انجماد، کشش سطحی مذاب باقی‌مانده در مرزدانه، مورفولوژی دانه، شکل‌پذیری فلز منجمدشده و تمایل فلز جوش به انقباض و میزان قید و بند. تمامی این دلایل در نهایت با ترکیب فلز ارتباط دارند. دو دلیل اول از ریزجداشش تأثیر می‌گیرند که با نرخ سرمایش در انجماد کنترل می‌شود مانند تشکیل فاز اولیه. همانطور که در بخش قبل گفته شد، به دلیل غلظت بیشتر عناصر محلول در جلوی جبهه انجماد (در شرایطی که ضریب توزیع تعادلی یا ضریب جداشش

کوچک‌تر از یک باشد) دمای مذاب در جلوی جبهه انجماد کمتر از دمای انجماد کل حجم مذاب خواهد بود [۲۳، ۲۴]. از این رو، مذاب باقیمانده حین انجماد می‌تواند در بین دانه‌های ستونی شکل گرفته جاری شده و لایه نازکی در مرزدانه‌ها تشکیل دهد. در مرحله نهایی انجماد، انقباض حوضچه مذاب و همچنین انقباض مسیره‌های منجمدشده مجاور هنگام سردشدن منجر به اعمال تنش‌های کششی از دو طرف به لایه‌های ظریف مذاب باقیمانده در بین دانه‌های ستونی می‌شود [۲۶، ۲۷]. اگر این مذاب بین دانه‌های ستونی به دام افتاده باشد، از آنجایی که مقدار آن برای پرکردن این فضای به وجود آمده کافی نیست منجر به تشکیل حفره و ترک خواهد شد. البته خاطر نشان می‌شود که در آلیاژهایی که درصد عناصر آلیاژی زیادی دارند، مذاب باقیمانده در انتهای انجماد می‌تواند به قدری زیاد باشد که ترک‌های ایجادشده در بین دانه‌ها را ترمیم کند؛ در ادامه به این موضوع بیشتر پرداخته خواهد شد. چنانچه ماده تحمل تنش‌های انقباضی را نداشته باشد، این تنش‌ها می‌توانند لایه‌های نازک مذاب موجود در مرزدانه‌ها را باز کنند و سبب ایجاد ترک‌های انجمادی شوند. در آلیاژهایی که محدوده دمایی انجمادی گسترده دارند، مذاب باقیمانده به تدریج از عنصر آلیاژی غنی می‌شود (حتی ممکن است در انتهای انجماد به ترکیب یوتکتیک برسد) که با توجه به تئوری‌های بیان شده در بالا، دمای انجماد پایین‌تری خواهد داشت.

حضور لایه‌های نازک مذاب باقیمانده ناکافی بین دانه‌های ستونی برای ترمیم ترک‌های ایجادشده در مرحله نهایی انجماد با نقطه ذوب کم، یکی از دلایل حساسیت بالای آلیاژهای با دامنه انجمادی وسیع به ترک انجمادی است. در حالی که در آلیاژهایی که محدوده انجمادی محدودتری دارند (مانند ترکیب یوتکتیک **Al-Si**)، تغییرات قابل توجهی در ترکیب مذاب باقی‌مانده رخ نمی‌دهد و این آلیاژها تقریباً به صورت همدما مشابه فلزات خالص منجمد می‌شوند. به عبارت دیگر، مذاب باقیمانده در بین دانه‌های تشکیل شده به راحتی جریان یافته و سریعاً منجمد می‌شود. در آلیاژهای چندفازی، فاز اولیه انجماد نیز در ایجاد ترک‌های انجمادی نقش دارد. چنانچه فاز اولیه تشکیل شده قابلیت حلالیت بیشتر عناصر ناخالصی را داشته باشد، حضور بیشتر این فاز، غلظت ناخالصی‌ها در مرزدانه‌ها و در نتیجه اثرات مخرب آن‌ها بر ترک انجمادی را کاهش می‌دهد. فولادهای دو فازی آستنیتی و فریت مثال خوبی در این مورد می‌باشند. فاز آستنیتی به دلیل حلالیت کمتر عناصر آلیاژی و انقباض انجمادی بیشتر نسبت به فاز فریت حساسیت بیشتری به ترک انجمادی دارد. در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی، افزایش نسبت کروم معادل به نیکل معادل باعث تغییر فاز اولیه انجماد از آستنیت به فریت و افزایش فاز فریت می‌شود. به طور کلی در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی حضور 5% تا 10% فریت 8 مقاومت خوبی در برابر ترک انجمادی ایجاد می‌کند [۲۲].

کشش سطحی کم مذاب می‌تواند منجر به تشکیل لایه پیوسته مذاب در مرزدانه شود. از این رو، در آلیاژهای آلومینیوم، هرچه زاویه تماس مذاب مرزدانه‌ای بیشتر و مورفولوژی آن‌ها کروی‌تر باشد، حساسیت به ترک انجمادی کاهش می‌یابد. در فولادهایی که مقادیر گوگرد قابل توجهی دارند، مذاب **FeS** به دلیل کشش سطحی کم لایه‌ای

پیوسته در مرزدانه‌ها تشکیل می‌دهد. مذاب MnS کشش سطحی بیشتری داشته و مورفولوژی جمع‌تری (کروی‌تری) به خود می‌گیرد. همچنین نقطه ذوب MnS بیشتر از FeS است. از این رو، در فولادهای کربنی و کم‌آلیاژی، نسبت $\frac{Mn}{S}$ فلز جوش تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر ترک انجمادی دارد [۲۲].

مورفولوژی دانه‌ها و ریزساختار انجمادی نیز به نوبه خود در تشکیل یا مهار ترک‌های انجمادی نقش دارند. ریزساختارهایی با دانه‌های هم‌محور و ریز با مقدار زیاد مذاب در بین آن‌ها راحت‌تر از ساختارهای دندریتی یا ستونی درشت تغییر شکل می‌دهند [۲۱]. ریزساختارهای هم‌محور و ریز به دلیل تحمل بیشتر کرنش‌ها، امکان تغذیه مؤثرتر مذاب و ترمیم ترک‌های اولیه حساسیت کمتری به ترک انجمادی دارند [۲۱، ۲۲]. دانه‌های ریز با تعداد زیاد به دلیل افزایش سطح مرزدانه در حجم ماده، غلظت عناصر مضر در مرزدانه را کاهش می‌دهد. در فرایند $LPBF$ به دلیل شیب‌های حرارتی بالای ذاتی فرایند و تحت تبرید کم، شرایط برای رشد دانه‌های ستونی مساعد است. بر خورد دانه‌های ستونی همراه با مذاب لایه‌ای و پیوسته به دام افتاده در بین آن‌ها ناشی از جدایش‌های با نقطه ذوب پایین، حساسیت به ترک انجمادی را افزایش می‌دهد.

شرط لازم برای وقوع ترک‌های انجمادی حضور تنش‌های کششی است [۲۲]. در طول انجماد، هنگامی که حوضچه مذاب دچار انقباض حرارتی و انقباض ناشی از انجماد می‌شود، به دلیل اختلاف میزان انقباضی که با لایه منجمد شده مجاور خود و زیر لایه دارد، تحت تنش کششی قرار می‌گیرد. ضریب انبساط حرارتی نقش مهمی در میزان تنش‌های انقباضی دارد. آلیاژهای آلومینیوم (به ویژه سری‌های استحکام‌بالا) به دلیل ضریب انبساط حرارتی زیاد و انقباض زیاد ناشی از انجماد، حساسیت بیشتری به ترک انجمادی دارند [۳، ۷]. در فولادها، آستنیت ضریب انبساط حرارتی بیشتری نسبت به فریت دارد. از این رو فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی مستعد به ترک انجمادی هستند در حالی که فولادهای فریتی در برابر این نوع ترک مقاوم‌اند [۲۲].

مقدار مذاب مرزدانه‌ای و بین دندریتی به درصد عناصر آلیاژی در ترکیب بستگی دارد. نشان داده شده است که حداکثر حساسیت به ترک در ترکیبی بین آلومینیوم خالص و آلومینیوم با عناصر آلیاژی کمتر از ۶٪ وزنی رخ می‌دهد [۲۲]. در آلومینیوم با عناصر آلیاژی زیاد، مذاب یوتکتیک بین دانه‌ها می‌تواند تا حدی زیاد باشد که ترک‌های ایجاد شده در بین دانه‌ها را ترمیم کند. در محدوده عنصر آلیاژی ۰ تا ۶٪ وزنی، مقصدار مذاب تنها می‌تواند لایه نازک و پیوسته‌ای در مرزدانه تشکیل دهد و حساسیت به ترک انجمادی را تشدید کند.

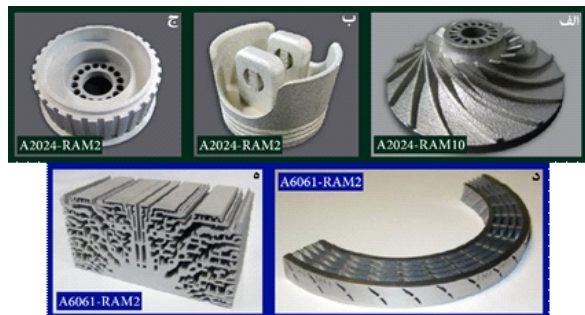
شکل و هندسه جوش نیز در شکل‌گیری ترک‌های انجمادی نقش دارد. در صورت استفاده از منبع پراثرژی و متمرکز مانند باریکه الکترونی که حوضچه مذاب تشکیل شده پهنای کم و عمق زیادی دارد، به دلیل زاویه تند بین دانه‌های ستونی و برخورد آن‌ها در خط مرکزی حوضچه مذاب، حساسیت به ترک انجمادی جدی‌تر است [۲۲]. علاوه بر عوامل فوق، متغیرهای فرایند و مشخصات ماده نیز تأثیر قابل توجهی بر نوع و میزان عیوب در قطعات ساخته شده دارند

[۲۰] و نقش مهمی در خواص مکانیکی قطعات ساخته شده ایفا می‌کنند. متغیرهای فرایند ذوب لیزری بستر پودر را می‌توان به چهار دسته تقسیم‌بندی کرد [۲۵]: متغیرهای لیزر (از جمله توان لیزر، قطر پرتو لیزر، زمان و بسامد ضریان در لیزرهای ضربانی)، متغیرهای اسکن (سرعت اسکن، فاصله اسکن و الگوی اسکن)، متغیرهای ماده پودری (شامل شکل ذرات، اندازه و توزیع آن‌ها، جریان‌پذیری، چگالی بستر پودر، ضخامت لایه و خواص ماده) و متغیرهای دما (دمای بستر پودر، پیش‌گرم، دمای تغذیه‌گر پودر و چگونگی توزیع دما). اکثر این متغیرها به یکدیگر وابسته بوده و با هم در تعامل‌اند. ساز و کارها و چگونگی تأثیر این عوامل بسیار پیچیده بوده و درک آن‌ها نیازمند بررسی‌های عمیق و همه‌جانبه‌ای است. مطالعات بسیاری بر بررسی تأثیر هر کدام از متغیرهای فرایند بر کیفیت ساخت قطعات چاپ‌شده برای آلیاژهای مختلف انجام شده است [۲۶-۲۹]. اما حقیقت محض این است که عوامل دخیل در کیفیت نهایی قطعات بسیار بیشتر از متغیرهای فرایند و ترکیب آلیاژ و موارد دیگر می‌باشد. حتی نوع دستگاه و شرایط آزمایش نیز در تنوع و تکرارپذیری بودن نتایج به دست آمده نقش دارند. همین مورد یکی از موانع تدوین و توسعه استانداردهای تکرارپذیر برای ساخت موفقیت‌آمیز آلیاژهای مختلف با روش‌های افزایشی می‌باشد. معمولاً شرکت‌های سازنده دستگاه‌های ساخت افزایشی، استانداردها و پنجره‌های فرایندی توسعه داده شده خود برای آلیاژهای موجود را در اختیار خریدار و مصرف‌کننده قرار می‌دهند. عموماً استاندارد محصول هر شرکت با دیگری تفاوت‌هایی دارد و متناسب با دستگاه ساخته شده آن شرکت طراحی شده است. با این حال، این استانداردها تنها برای تعداد محدودی از آلیاژهای قابل پرینت (مانند بعضی از آلیاژهای نیکل، تیتانیوم و فولاد) توسعه داده شده‌اند.

اغلب گفته می‌شود که آلیاژهایی فرایندپذیری مطلوبی با ساخت افزایشی لیزری دارند که جوش‌پذیری خوبی داشته باشند. اما بسیاری از آلیاژها از جمله آلیاژهای آلومینیوم به دلایل مطرح شده در بخش‌های قبل فرایندپذیری خوبی ندارند. از این رو، بهبود فرایندپذیری این دسته از آلیاژها یا توسعه آلیاژهای جدید به زمینه تحقیقاتی برطرف‌داری در بین محققان دانشگاه‌ها و بخش‌های تحقیق و توسعه شرکت‌های پیشرو در این زمینه تبدیل شده است. به عبارت دیگر، تمرکز تحقیقات از بهینه‌سازی متغیرهای فرایند به سمت بهینه‌سازی ترکیب آلیاژهای موجود [۳۰] یا توسعه آلیاژهای جدید سازگار با فرایند ساخت افزایشی لیزری معطوف شده است [۳۱-۴۰].

به تازگی شرکت **Elementum 3D** (متخصص در مواد ساخت افزایشی) آلیاژهای مختلف آلومینیوم از جمله ترکیبات معروف آلیاژهای کار شده **Al6061**، **Al2024** و **Al7075** را معرفی کرده‌اند که فرایندپذیری و قابلیت پردازش عالی با لیزر دارند که پیش از این ساخت افزایشی لیزری آن‌ها با مشکلات عدیده‌ای از جمله ترک‌های انجمادی همراه بود [۴۱]. هم‌اکنون محصولات فرموله و تست شده آن‌ها با پسوند **RAM** روانه بازار شده است (مانند **RAM2-7075A**). شکل (۳) تصویر قطعات ذوب لیزری بستر پودر با پودرهای بهینه‌شده این شرکت را نشان می‌دهد.

(Al_3Ti) و مکعبی وجوه پر (FCC) (Li_2-Al_3Ti) دارد که مورد اول یک فاز تعادلی است که عموماً در روش‌های ریخته‌گری معمولی با سرعت‌های سرمایش نسبتاً آهسته تشکیل می‌شود و مورد دوم یک فاز شبه پایدار است که تحت شرایط انجماد غیرتعادلی و سرعت‌های سرمایش سریع در آلیاژهای آلومینیوم دارای تیتانیوم تشکیل می‌شود. با توجه به نرخ سرمایش بسیار بالا و انجماد غیرتعادلی در فرایند LPBF، غالباً فاز Li_2-Al_3Ti تشکیل می‌شود. با استفاده از محاسبات کریستالوگرافی بر اساس مدل لبه لبه به نشان داده شد که از دیدگاه کریستالوگرافی، فاز Li_2 نسبت به فاز DO_{22} به دلیل ساختمان بلوری یکسان با آلومینیوم و ثابت شبکه نزدیک به آن (A) 4/05 و 4/04 A به ترتیب برآی آلومینیوم و (Li_2-Al_3Ti) ، انطباق اتمی خوبی در فصل مشترک میان آن‌ها وجود دارد و جوانه‌زای بهتری برای آلومینیوم می‌باشد. علاوه بر این، در مقایسه با فاز ترد DO_{22} (با ساختار تتراگونال)، فاز Li_2 با ساختار FCC به دلیل سامانه‌های لغزشی مستقل بیشتر، شکل‌پذیری بیشتری دارد. از این رو، افزودن درصد ناچیزی از تیتانیوم در فرایند LPBF آلیاژهای آلومینیوم می‌تواند منجر به ریزدانه‌گی قابل توجه همراه با بهبود عملکرد مکانیکی شود [۸].



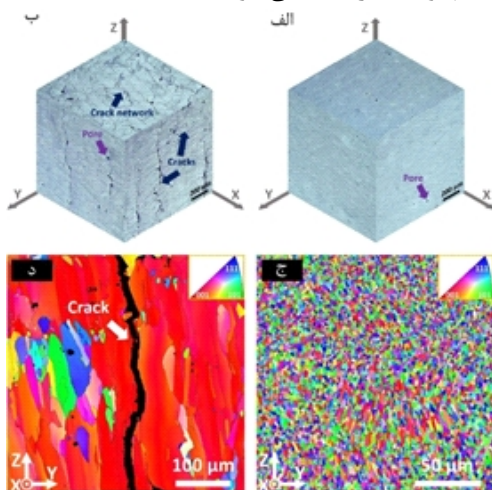
شکل ۳- قطعات ساخت افزایشی لیزری بستر بودر آلیاژ آلومینیوم با پودرهای آلیاژی شرکت Elementum 3D: الف - پروانه توربو (A2024 w/10% ceramic)، ب - سر پیستون (A2024 w/2% ceramic)، ج - چرخ زمان‌بندی (آلیاژ ب)، د - پره استاتور (A6061 w/2% ceramic) و ه - گرماگیر (آلیاژ د).

خواص شیمیایی و فیزیکی هر کدام از این آلیاژها در برگه‌های اطلاعات هر محصول آورده شده است. طبق ادعای شرکت، آن‌ها با مخلوط کردن پودر افشانش‌گازی آلیاژ آلومینیوم با ذرات سرامیکی، فرایندپذیری با روش‌های ساخت افزایشی لیزری و همچنین کارایی این آلیاژها را از نظر خواص مکانیکی و خوردگی و همچنین خواص دما بالا ارتقاء داده‌اند [۴۱].

بررسی تأثیر افزودنی‌های مختلف برای مهار یا کاهش ترک‌های انجمادی

بعد از رویکرد پیشنهاد شده توسط مارتین [۲۱]، بسیاری از محققان دیگر نیز به بررسی اثر افزودن عناصر و ترکیب‌های مختلف (از جمله عناصری مانند تیتانیوم [۸، ۱۰، ۴۲-۴۶]، زیرکونیوم [۴۰، ۴۷-۵۹]، اسکاندیوم [۴۹، ۵۰، ۵۳، ۶۰]، اربیم [۴۸، ۵۴، ۶۱، ۶۲]، سیلیسیم [۱۹، ۶۳]، ترکیب‌هایی چون اکسیدها $[TiO_2]$ [64]، کاربیدها $[TiC]$ [44، 65]، بورایدها $[CaB_6]$ [۶۶]، $[TiB_2]$ [45، 67]، آلوتروپ‌های مولکولی کربن مانند گرافن، نانولوله‌های کربنی [۶۸] بر اصلاح ریزساختار، حذف ترک‌های انجمادی و خواص مکانیکی در آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا پرداختند. اساس کار در همه این تحقیقات یا افزایش جوانه‌زنی ناهمگن با به کارگیری جوانه‌زاها (درجا یا غیر درجا) یا جلوگیری از رشد دانه‌ها با افزودن ذراتی که قابلیت بالایی در محدود کردن رشد دانه‌ها دارند می‌باشد تا به سرعت، تحت تبرید ترکیبی کافی برای جوانه‌زنی در جلوی جبهه انجماد (فصل مشترک جامد-مذاب) ایجاد کند و در نتیجه با ایجاد ریزساختارهای هم‌محور از ترک انجمادی جلوگیری کند.

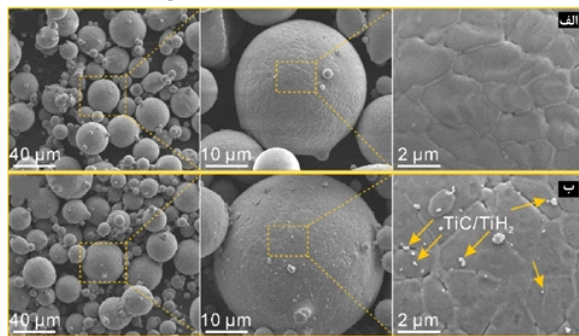
تان و همکاران [۸] دریافته‌اند که افزودن ۰/۷٪ وزنی نانوذرات تیتانیوم به آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ از ترک‌های انجمادی و ریزساختار ستونی جلوگیری کرده و ریزساختار ظریف و هم‌محور ایجاد می‌کند. آن‌ها برای اطمینان از همگن بودن ترکیب و ریزساختار از نانوذرات تیتانیوم استفاده کردند و گزارش کردند که تشکیل ترکیب بین فلزی Al_3Ti با ابعاد نانو به صورت درجا با ساختار نظم‌یافته $L1_2$ که فصل مشترک هم‌سیما با زمینه آلومینیوم دارد، جوانه‌زنی ناهمگن $\alpha-Al$ را ترجیح می‌کند و عامل ریزشدن قابل توجه دانه‌هاست. ترکیب بین فلزی Al_3Ti دو آلوتروپ با ساختارهای بلوری تتراگونال (DO_{22} -



شکل ۴- تصاویر ایزومتریک میکروسکوپ نوری نمونه‌های LPBF: الف - آلیاژ آلومینیوم ۰/۷٪ وزنی نانوذرات تیتانیوم، ب - آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴؛ نگاشت‌های جهت‌گیری به دست آمده از پراش الکترون‌های بازگشتی (EBSD) از مقاطع موازی با جهت ساخت نمونه‌های LPBF: ج - آلیاژ الف، د - آلیاژ ب [۸].

در مقایسه با ریزساختار ستونی درشت (دانه‌هایی با عرض ۱۰ الی $80 \mu m$ و طول صدها میکرومتر) در آلیاژ بدون افزودنی، ریزساختار ظریف هم‌محور (با متوسط اندازه دانه $2 \mu m$) در آلیاژ دارای افزودنی، مقاومت بسیار بالایی در برابر ترک‌های انجمادی حین سرد شدن دارد. علاوه بر این، تشکیل ریزساختار ظریف هم‌محور به نحو مؤثری از ناهمسانگردی خواص جلوگیری کرده و به طور هم‌زمان، استحکام و شکل‌پذیری را افزایش می‌دهد [۸]. تبدیل دانه‌های ستونی درشت به دانه‌های هم‌محور همگن، کاهش میانگین اندازه دانه‌ها از $29/1 \mu m$ به $2/3 \mu m$ و متعاقباً حذف ترک‌های انجمادی از طریق مخلوط کردن ۰/۸٪ وزنی از ذرات TiH_2 و ۰/۱۶٪

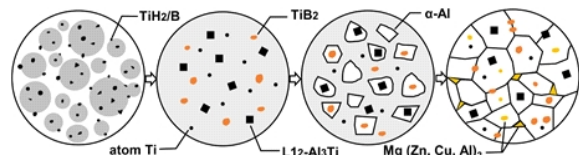
پودرهای میکرومتری ($D=28/3\mu\text{m}$) آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ و مخلوط کردن آن‌ها از طریق آسیاکاری گلوله‌ای کم‌انرژی در اتمسفر آرگون به دست آمد. گفتنی است که دلیل پایدار کردن عناصری چون تیتانیوم و زیرکونیوم با هیدروژن (ZrH , TiH_2) در کارهای ذکر شده، جلوگیری از اکسیداسیون آن‌ها در اتمسفر هوا و فراهم کردن اتم‌های تازه تیتانیوم و زیرکونیوم در فرایند LPBF است چرا که هیدرید این عناصر پس از برخورد لیزر و افزایش دما به سرعت تجزیه شده و عناصر مطلوب را فراهم می‌کند. در صورتی که مقدار این هیدریدها زیاد باشد، گاز هیدروژن آزاد شده می‌تواند منجر به تخلخل‌های گازی در ساختار و کاهش تراکم نسبی نمونه‌ها شود.



شکل ۶- تصاویر SEM پودرهای الف - آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ و ب - کامپوزیت آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴/TiC

ژانگ و همکاران [۵۹] به جای استفاده از ذرات جوانه‌زای نانومتری، از پودرهای میکرومتری زیرکونیوم با متوسط اندازه ذرات $1/8\mu\text{m}$ و شکل غیرکروی در پودر آلیاژی افزایش‌شان گازی Al-Cu-Mg با ترکیب اتمی %۴/۲۴ مس، %۱/۹۷ منیزیم، %۰/۵۶ منگنز و آلومینیوم (به درصد وزنی) و متوسط اندازه ذرات $36\mu\text{m}$ استفاده کردند. مخلوط پودر %۲ وزنی زیرکونیوم و %۹۸ وزنی Al-Cu-Mg از طریق اختلاط مکانیکی به مدت ۴ ساعت در اتمسفر گاز آرگون به دست آمد. همانند ترکیب بین فلزی Al_3Ti ، تشکیل Al_3Zr به صورت درجا در طول انجماد، جوانه‌زنی ناهمگن $\alpha\text{-Al}$ را ترغیب می‌کند و سبب ریزدانه‌گی و مهار رشد دانه‌های ستونی درشت می‌شود. به نظر می‌رسد که عناصر تیتانیوم، زیرکونیوم، هافنیوم و اسکاندیوم رفتار شیمیایی مشابهی با آلومینیوم داشته باشند و به دلیل قابلیت تشکیل ترکیب بین فلزی Al_3M ($\text{M}=\text{Zr}, \text{Ti}, \text{Hf}, \text{Sc}$) با ساختار L1_2 که عدم تطابق پارامتر شبکه‌ای بسیار کمی با $\alpha\text{-Al}$ دارد، جوانه‌زای مؤثری برای آلومینیوم باشند. نتایج EBSD نشان داد که افزودن زیرکونیوم ضمن کاهش اندازه دانه‌ها سبب افزایش جهت‌گیری تصادفی آن‌ها و در نتیجه کاهش ناهمسانگردی در خواص می‌شود. استحکام کششی نهایی از 393Mpa به 451Mpa افزایش یافت اما ازدیاد طول از %۶ به %۲/۶۷ کاهش یافت. با استفاده از نتایج XRD، FESEM و EBSD تأثیر افزودنی زیرکونیوم بر حساسیت به ترک مورد مطالعه قرار گرفت. افزودن زیرکونیوم به دلیل تشکیل فاز با نقطه ذوب بسیار پایین که توانایی ترمیم ترک‌های ایجاد شده در ناحیه خمیری در مرحله نهایی انجماد را دارد، حساسیت به ترک

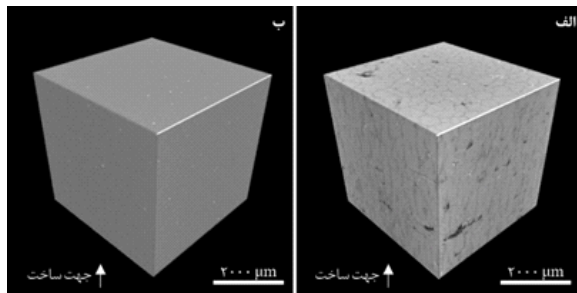
وزنی از ذرات آمورف بور با اندازه 500nm با پودر آلیاژ آلومینیوم 7075 از جمله نتایج کار هوانگ و همکاران وی بود [۴۵]. تشکیل نانوذرات TiB_2 و $\text{L1}_2\text{-Al}_3\text{Ti}$ به صورت درجا، عامل تقویت جوانه‌زنی ناهمگن و کاهش قابل ملاحظه اندازه دانه‌ها گزارش شد. مطالعات میکروسکوپ الکترونی عبوری، انطباق کریستالوگرافی خوب در فصل مشترک بین $\alpha\text{-Al}$ و $\text{L1}_2\text{-Al}_3\text{Ti}$ را تأیید کرد؛ همچنین هیچگونه ترک یا پیچیدگی شبکه‌ای در فصل مشترک مشاهده نشد. علاوه بر فاز $\text{L1}_2\text{-Al}_3\text{Ti}$ ، ذرات TiB_2 با اندازه 100nm هم در داخل و هم در بین دانه‌ها مشاهده شد. برخی از نانوذرات TiB_2 درون دانه‌ها می‌توانند جوانه‌زنی ناهمگن را تقویت کنند و برخی دیگر از آن‌ها به مرزدانه‌ها رانده شده و همانند ذرات قفل شده زرمعمل می‌کنند که از مهاجرت مرزدانه‌ها برای مهار بیشتر رشد دانه‌های $\alpha\text{-Al}$ جلوگیری می‌کند. ترکیب Al_3Ti از نظر تئوری به دلیل صفحات کریستالوگرافی تئوریک بیشتر برای رشد هم‌بافته $\alpha\text{-Al}$ و عدم تطابق شبکه‌ای کمتر با آن، هسته جوانه‌زنی قوی‌تری نسبت به TiB_2 است [۴۵]. شکل (۵) طرح‌واره‌ای از تشکیل دانه‌های هم‌محور در آلیاژ AA7075/ TiH_2+B را نشان می‌دهد. بعد از عملیات حرارتی T6، خواص مکانیکی عالی از جمله استحکام کششی 582MPa و ازدیاد طول %۱۲/۸ حاصل شد؛ این در حالی است که نمونه‌های بدون افزودنی به دلیل حضور ترک‌های انجمادی، رفتار شکست کاملاً ترد از خود نشان دادند و حداکثر استحکام کششی 58MPa و ازدیاد طول کمتر از %۱ را ثبت کردند.



شکل ۵- طرح‌واره تشکیل دانه‌های هم‌محور در آلیاژ AA7075/ TiH_2+B [45].

لیو و همکاران [۴۴] نیز با افزودن نانوذرات TiC و TiH_2 به آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ به نتایج مشابهی دست یافتند. به دلیل اثر ترکیبی دو ذره به کار رفته شده در تقویت جوانه‌زنی $\alpha\text{-Al}$ ، ریزساختار از دانه‌های ستونی با میانگین سطح $729\mu\text{m}^2$ به دانه‌های هم‌محور با میانگین سطح $3/4\mu\text{m}^2$ تبدیل شد. همچنین ترک‌ها به دلیل ریزشدن دانه‌ها از بین رفتند. همچنین به دلیل اثر هم‌افزایی استحکام‌بخشی ناشی از ریزدانه‌گی و اثر اوروان، کامپوزیت $\text{TiC-TiH}_2/\text{AA2024}$ خواص مکانیکی بسیار خوبی اعم از استحکام کششی 390MPa و ازدیاد طول %۱۲ از خود نشان داد. این در حالی است که نمونه بدون افزودنی، استحکام کششی و ازدیاد طول به ترتیب 240MPa و %۰/۳ را ثبت کرد. عملیات حرارتی T6 منجر به افزایش بیشتر استحکام کششی و ازدیاد طول تا 490MPa و %۱۶ شد. این خواص با خواص آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ کار شده قابل مقایسه است. شکل (۶) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی پودرهای استفاده شده در کار لیو را نشان می‌دهد. پودر کامپوزیتی با افزودن نانوذرات ($<500\text{nm}$) TiC و TiH_2 به

انجمادی را کاهش می‌دهد. علاوه بر این اثر، حضور زیرکونیوم سبب تشکیل دانه‌های بسیار ریز و هم‌محور می‌شود. این دانه‌های ریز، مساحت کلی مرز دانه‌ها در یک حجم مشخص را افزایش می‌دهند که می‌تواند سبب تقویت زمینه و جلوگیری از ترک‌های بین دانه‌ای شود. اثر افزودن مقیاس‌دار ناچیز اسکاندیوم و زیرکونیوم و همچنین متغیرهای فرایند بر ریزساختار و رفتار مکانیکی آلیاژ آلومینیوم 7075 توسط بی و همکاران [۵۳] مورد مطالعه قرار گرفت. آن‌ها برای تهیه مخلوط پودری از آسیاکاری گلوله‌ای سیاره‌ای با سرعت چرخش ۲۰۰ دور بر دقیقه، مدت زمان ۴ ساعت و نسبت گلوله به پودر 1:1 استفاده کردند. نسبت آلیاژ آلومینیوم، پودر خالص اسکاندیوم و زیرکونیوم به ترتیب ۰/۴٪، ۹۹/۳۵٪ و ۰/۲۵٪ (درصد وزنی) انتخاب شد. همچنین متوسط اندازه ذرات آلیاژ آلومینیوم، اسکاندیوم و زیرکونیوم به ترتیب $41/37 \mu\text{m}$ ، $74 \mu\text{m}$ و $37 \mu\text{m}$ گزارش شد. از آن جایی که چگالی انرژی لیزر نقش مهمی در تعیین دمای حوضچه مذاب، انتقال حرارت و جریان سیال دارد، توزیع و نفوذ ذرات اسکاندیوم و زیرکونیوم با تغییر چگالی انرژی لیزر تغییر می‌کند. توزیع یکنواخت اسکاندیوم و زیرکونیوم در زمینه آلومینیوم در چگالی‌های انرژی بالاتر (375 J/mm^3) به دست آمد. در اثر واکنش عناصر زیرکونیوم و اسکاندیوم با زمینه آلومینیوم در فاز مذاب، رسوبات $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ تشکیل می‌شوند. این رسوبات به عنوان مکان‌های مرجح برای جوانه‌زنی ناهمگن آلومینیوم عمل می‌کنند و به همین واسطه به طور هم‌زمان سبب ریزدانه‌ی، مهار ترک‌های انجمادی و افزایش خواص مکانیکی می‌شوند.



شکل ۷- تصاویر XRM نمونه‌های LPBF الف - آلومینیوم ۲۰۲۴، ب) آلومینیوم ۲۰۲۴ /نانوذرات CaB₆ [66].

اتانی و همکاران [۶۳] تأثیر مقدار سیلیسیم بر فرایندپذیری و خواص نمونه‌های LPBF آلیاژ ۷۰۷۵ را مطالعه کردند. نشان داده شد که تراکم نمونه‌ها با افزایش مقدار سیلیسیم افزایش می‌یابد. حداکثر چگالی نسبی ۱۰۰/۲٪ (چگالی ارشمیدس) در آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ حاوی ۵٪ وزنی سیلیسیم در شرایط بهینه‌شده لیزر (توان ۱۹۵W و سرعت اسکن ۱۰۰۰mm/s) به دست آمد. افزودن سیلیسیم همچنین در جلوگیری از تشکیل عیب‌هایی مانند حفرات و ترک‌ها مؤثر بود. با افزایش مقدار سیلیسیم سرعت انجماد و نرخ سرمایش کاهش می‌یابد چرا که حین انجماد، سیلیسیم چهار برابر گرمای نهان بیشتری نسبت به آلومینیوم آزاد می‌کند. این اتفاق زمان بیشتری برای فرار حباب‌های گازی محبوس در مذاب فلزی پیش از انجماد فراهم می‌کند. از این رو، یکی از ساز و کارهای افزایش تراکم نسبی و کاهش تخلخل‌های گازی با افزایش مقدار سیلیسیم ناشی از همین امر می‌باشد. یکی از دلایل ممکن برای جلوگیری از ترک‌ها با افزایش مقدار سیلیسیم، کاهش انبساط حرارتی عنوان شد. سیلیسیم ضریب انبساط حرارتی بسیار کمتری از آلومینیوم دارد بنابراین افزودن آن می‌تواند منجر به کاهش تغییرات حجم حین تغییر دما باشد. این کاهش سبب افت نیروی محرکه تشکیل ترک می‌شود. در یک کار مشابه ماریا و همکاران [۱۹] ضمن تأیید کاهش ضریب انبساط حرارتی با افزودن سیلیسیم، بهبود سیالیت مذاب و کاهش دامنه انجماد را به عنوان دلایل حذف ترک‌های انجمادی عنوان کردند. همچنین گزارش شد اگرچه افزودن سیلیسیم می‌تواند تراکم نسبی را افزایش و ترک‌های انجمادی را حذف کند اما این اصلاح می‌تواند به قیمت کاهش شکل‌پذیری تمام شود. در کار ماریا مقدار ۴٪ وزنی به عنوان مقدار بهینه سیلیسیم در آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ گزارش شد.

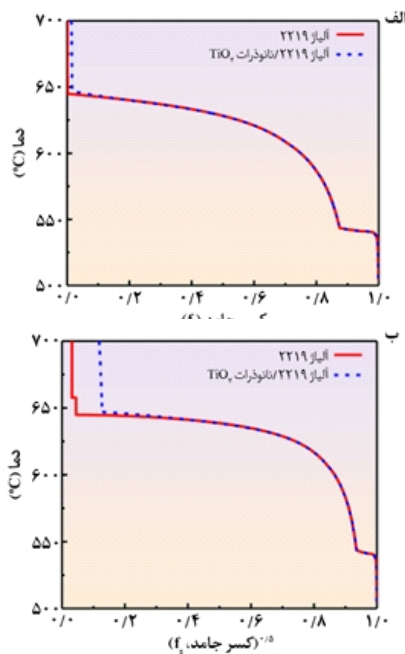
لی و همکاران [۶۴] یک افزودنی اکسیدی مقرون به صرفه برای جلوگیری از ترک‌های انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم معرفی کردند. نشان داده شد که افزودن ۱٪ وزنی از نانوذرات TiO_2 به آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ می‌تواند از طریق ریزدانه کردن از تشکیل ترک‌های گرم در فرایند LPBF جلوگیری کند. همچنین تراکم نسبی نمونه‌ها

اربیوم نیز با تشکیل فاز Al_3Er با فصل مشترک هم‌محور با زمینه آلومینیوم سبب ریزدانه‌ی و کاهش طول دانه‌های سستونی از $106 \mu\text{m}$ به $84 \mu\text{m}$ در نتیجه حذف ترک‌های انجمادی در آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ شد [۶۲]. فاز Al_3Er همچنین باعث کاهش شدت بافت ریزساختار و توزیع یکنواخت‌تر تنش‌های حرارتی شد. استحکام کششی و ازدیاد طول نمونه‌های با افزودنی اربیوم به ترتیب 338 MPa و $15/9\%$ گزارش شد که این مقادیر به ترتیب ۳۲٪ و 74/7٪ بیشتر از نمونه‌های بدون افزودنی اربیوم است.

افزودن ۲٪ وزنی از نانوذرات CaB_6 فرایندپذیری و عملکرد آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ را به نحو چشمگیری افزایش داد [۶۶]. نمونه‌های با تراکم بالا ($>99/5\%$) و بدون ترک با ریزساختار هم‌محور و همگن و بدون جهت‌گیری ترجیحی دانه‌ها به دست آمدند. به دلیل ثوابت شبکه یکسان آلومینیوم و CaB_6 ، آلومینیوم به راحتی روی نانوذرات CaB_6 جوانه‌زنی می‌کند و فصل مشترک بسیار هم‌محور به وجود می‌آید. این فصل مشترک بین نانوذرات سرامیکی CaB_6 و زمینه $\alpha\text{-Al}$ نشان‌دهنده بهره‌وری بالای CaB_6 به عنوان جوانه‌زای آلومینیوم است. کاهش قابل توجه اندازه دانه‌های $\alpha\text{-Al}$ تا $0/91 \mu\text{m}$ گزارش شد. فراهم کردن مکان ترجیحی برای جوانه‌زنی ناهمگن و اعمال نیروهای قفل‌کننده روی مرز دانه‌ها با نانوذرات CaB_6 ، از رشد بیشتر دانه‌ها جلوگیری می‌کند. استحکام تسلیم، استحکام کششی، ازدیاد طول و سختی نمونه‌های بهبود یافته به ترتیب 348 MPa ، 391 MPa ، $12/6$ و $132 \text{ HV}_{0.05}$ گزارش شد. شکل (۷) تصاویر میکروسکوپ پرتو ایکس (XRM) نمونه‌های

به مقدار بسیار بالای ۹۹/۹۷٪ رسید. لازم به ذکر است که در نمونه‌های ساخته‌شده، افزودنی‌های نانومتری TiO_2 شناسایی نشدند و در نظر گرفته شد که این ذرات از طریق واکنش احیای آلومینوترمیک تجزیه می‌شوند ($4\text{Al}+3\text{TiO}_2 \rightarrow 2\text{Al}_2\text{O}_3+3\text{Ti}$). گفته شد که در فرایند LPBF آلیاژهای آلومینیوم، دمای حوضچه مذاب می‌تواند تا 2000°C برسد که این دما بیشتر از نقطه ذوب TiO_2 (1840°C) است. علاوه بر این، با محاسبات ترمودینامیکی نشان داده شد که انرژی آزاد گیبس استاندارد واکنش فوق یک مقدار منفی بزرگ است؛ نتیجه‌گیری شد که این واکنش می‌تواند به راحتی انجام شود و روند بزرگی داشته باشد. طبق واکنش، ذرات Al_2O_3 و اتم‌های تیتانیوم در فصل مشترک ذرات TiO_2 و مذاب آلومینیوم تولید می‌شوند در حالی که دمای مذاب به دلیل آزاد شدن گرمای زیاد ناشی از واکنش آلومینیوم و TiO_2 افزایش می‌یابد. این افزایش دما به همراه همرفت مارانگونی شدید در حوضچه مذاب می‌تواند منجر به نفوذ سریع اتم‌های تیتانیوم در داخل حوضچه مذاب شود. علاوه بر این، اکسیژن حاصل از تجزیه TiO_2 می‌تواند منجر به تشکیل اکسیدهایی مانند Al_2O_3 و شاید AlCuO_2 و Al_2CuO_4 در مرز دانه شود. به علاوه، منبع اکسیژن در اکسیدها می‌تواند از لایه اکسیدی موجود بر روی پودرهای اولیه آلومینیوم و اکسیژن باقیمانده در محفظه ساخت در طول فرایند LPBF تأمین شود چرا که حذف کامل اکسیژن از اتمسفر محافظ غیرممکن است. برای بررسی بیشتر ساز و کار ریزدانه‌شدن و جلوگیری از ترک در آلیاژ آلومینیوم ۲۲۱۹/نانوذرات TiO_2 ساخته‌شده به روش LPBF، مسیرهای انجمادی (دما بر حسب کسر مولی جامد و جذر کسر مولی جامد) برای هر دو آلیاژ بدون و با افزودنی TiO_2 با استفاده از نرم‌افزار ترموکالک محاسبه شد (شکل ۸). همانطور که در شکل (۸) نشان داده شده است، آلیاژ آلومینیوم ۲۲۱۹ دارای محدوده دمایی انجماد نسبتاً بزرگی (120°C) است که منجر به حساسیت به ترک بالای این آلیاژ می‌شود. ترک‌های انجمادی عموماً زمانی که انجماد آلیاژ در حال تکمیل شدن است ($f_s < 0.9$) اتفاق می‌افتد. در آلیاژهای آلومینیوم مقدار بیشینه $|dT/(f_s)|^{1/2} \approx 1$ در یک معیار بحرانی برای حساسیت به ترک است. مقادیر بالای $|dT/(f_s)|^{1/2}$ نشان‌دهنده سرعت کم رشد جانبی دانه‌های ستونی (که مقاومت در برابر ترک را افزایش می‌دهد) و کانال مذاب طولانی‌تر است، به طوری که ترمیم ترک‌ها بوسیله مذاب دشوارتر می‌شود. مقدار بیشینه $|dT/(f_s)|^{1/2}$ برای آلیاژ آلومینیوم ۲۲۱۹ و به طور مشابه برای آلیاژ آلومینیوم ۲۲۱۹/نانوذرات TiO_2 بسیار زیاد است که نشان‌دهنده حساسیت بالای هر دو آلیاژ به ترک گرم می‌باشد. از این رو، نویسندگان به این نتیجه رسیدند که ریزدانه‌شدن و جلوگیری از ترک در نمونه‌های چاپ‌شده آلیاژ آلومینیوم ۲۲۱۹/نانوذرات TiO_2 نمی‌تواند با احیای TiO_2 در محدوده دمایی انجماد فعال شده باشد. بر خلاف کار تان [۸] و ژانگ [۴۲] که تشکیل رسوبات Al_3Ti به صورت درجا عامل جوانه‌زنی ناهمگن آلومینیوم و ریزدانه‌شدن آن گزارش شد، هیچگونه شواهدی از رسوبات Al_3Ti در کار لی مشاهده نشد. در عوض، ذرات تیتانیوم با نفوذ سریع در حوضچه مذاب تحت همرفت مارانگونی به طور یکنواخت در سرتاسر زمینه آلومینیوم

پراکنده شدند. نگاشت‌های عنصری EDS از نمونه‌های ساخته‌شده حاوی نانوذرات TiO_2 این موضوع را تأیید کرد. بنابراین، عناصر محلول تیتانیوم به عنوان کمک‌کننده اصلی در ریزدانه‌شدن آلیاژ حاوی TiO_2 معرفی شدند. به عبارت دیگر، عناصر محلول تیتانیوم به تحت تبرید ترکیبی در فاز مذاب در جلوی جبهه انجماد کمک می‌کنند به طوری که تحت تبرید کلی از تحت تبرید بحرانی برای جوانه‌زنی همگن فراتر می‌رود. در نتیجه، رشد دانه در آلیاژ بهینه‌شده با نانوذرات TiO_2 محدود شده و منجر به ریزدانه‌نگی می‌شود.



شکل ۸- مسیرهای انجمادی محاسبه‌شده برای دو آلیاژ با و بدون افزودنی نانوذرات TiO_2 الف- دما بر حسب کسر جامد و ب- دما بر حسب جذر کسر جامد [۶۴].

بهره‌وری یک عنصر محلول در افزایش تحت تبرید ترکیبی با بزرگی ضریب محدودیت رشد (Q) متناسب است که مقدار آن را می‌توان با محاسبه رابطه $Q=m(k-1)C_0$ به دست آورد. در این رابطه m ، k و C_0 به ترتیب شیب خط لیکوئیدوس، ضریب تفکیک و غلظت عنصر محلول می‌باشد. اندازه دانه یک آلیاژ (d) طبق رابطه $d=a+b/Q$ با معکوس Q ارتباط دارد. در این رابطه a و b به ترتیب ثابت مربوط به چگالی ذرات جوانه‌زا و پتانسیل آن‌ها است. این رابطه نشان می‌دهد که یک عنصر محلول با مقدار Q بزرگ می‌تواند به سرعت تحت تبرید ترکیبی را در جلوی فصل مشترک جامد-مذاب افزایش داده و منجر به ریزدانه‌نگی قابل توجه شود. آلیاژ آلومینیوم ۲۲۱۹/نانوذرات TiO_2 با مقدار Q بزرگ‌تر ($245/6$) نسبت به آلیاژ آلومینیوم ۲۲۱۹ (۱۸) ناشی از مقدار بالای $m(k-1)$ تیتانیوم، تحت تبرید بزرگتری در جلوی جبهه انجماد تجربه می‌کند که شرایط برای جوانه‌زنی همگن را مهیا می‌سازد و منجر به ریزدانه‌نگی می‌شود. پس از اصلاح ریزساختار،

دانه‌های ستونی درشت با عرض $60-10 \mu\text{m}$ و طول صدها میکرومتر که معرف رشد همبافت دانه‌ها است، جای خود را به دانه‌های هم‌محور با قطر $3-5 \mu\text{m}$ و دانه‌های ستونی با طول کمتر از $50 \mu\text{m}$ دادند. کامپوزیت آلیاژ آلومینیوم ۲۲۱۹/نانوذرات TiO_2 ترکیب عالی‌ای از استحکام کششی و ازدیاد طول هم در دمای محیط و هم در دماهای متوسط (315°C) از خود نشان داد که این خواص قابل مقایسه با همتایان کارشده خود و بالاتر از آلیاژهای آلومینیوم ۲۲۱۹ ساخته‌شده با سایر روش‌های ساخت افزایشی می‌باشد.

نتیجه‌گیری و آینده پژوهش

ذوب لیزری بستر پودر به عنوان یکی از روش‌های اصلی ساخت افزایشی فلزات، توانایی منحصر به فردی در ساخت قطعات صنعتی پیچیده و با عملکرد بالا دارد به طوری که در دهه اخیر جایگاه ویژه‌ای در صنایع پیشرفته مختلف از جمله هوافضا، خودرو و پزشکی پیدا کرده است. ماهیت افزودن لایه به لایه مواد در فرایندهای ساخت افزایشی، آزادی در طراحی را فراهم می‌کند به نحوی که بتوان از این قابلیت برای ساخت قطعات با وزن بسیار سبک‌تر و عملکرد مکانیکی بهتر نسبت به سایر روش‌های مرسوم استفاده کرد. در حال حاضر، علی‌رغم توسعه آلیاژهای جدید یا بهبود فرایندپذیری آلیاژهای موجود، همچنان تعداد آلیاژهای قابل پردازش با این فرایند محدود است. امروزه با توجه به پیشرفت‌های روزافزون در صنایع گوناگون، استفاده از حداکثر پتانسیل فرایند ذوب لیزری بستر پودر برای آلیاژهای مهندسی مختلف یک ضرورت به حساب می‌آید و زمینه‌های تحقیقاتی زیادی ایجاد کرده است. چگالی کم و استحکام ویژه بالای آلیاژهای آلومینیوم در کنار قابلیت‌های این فرایند در بهینه‌سازی توپولوژی، اهمیت استفاده از آلیاژهای آلومینیوم را دوچندان می‌کند. در حال حاضر، آلیاژهای آلومینیوم قابل پردازش با این فرایند تنها محدود به ترکیبات مبتنی بر سامانه پونکتیکی آلومینیوم-سیلیسیم است. اگرچه این آلیاژها قابلیت چاپ عالی از خود نشان داده‌اند اما از نظر خواص مکانیکی نمی‌توانند با آلیاژهای آلومینیوم استحکام بالا مانند سری $2xxx$ و $7xxx$ رقابت کنند و نیازهای صنعتی را برآورده سازند. آلیاژهای آلومینیوم استحکام بالا به دلیل دامنه انجمادی وسیع و حساسیت بالا به ترک، فرایندپذیری ضعیفی دارند. عیوب متالورژیکی مانند حفرات گازی، ذوب ناقص و ترک‌های گرم منجر به محدودیت استفاده از این آلیاژها در فرایند ذوب لیزری بستر پودر شده است. تحقیقات زیادی برای مرتفع کردن مشکلات مربوط به ساخت افزایشی لیزری آلیاژهای آلومینیوم استحکام بالا صورت گرفته است و موفقیت‌هایی نیز حاصل شده است. با این حال، ترک‌های انجمادی همچنان به عنوان جدی‌ترین مشکل ساخت آلیاژهای آلومینیوم استحکام بالا با فرایند ذوب لیزری بستر پودر، یک موضع تحقیقاتی جذاب باقی‌مانده است. فهم عمیق‌تر ساز و کار تشکیل عیوب و ارتباط آن با ترکیب آلیاژ، پیشنیاز تحقیق برای یافتن یک راهکار کارآمد و ارائه یک محصول بی عیب و نقص است. از میان راه‌حل‌های ارائه‌شده، کنترل ریزساختار انجمادی و ریزدانه‌کردن مؤثرترین روش جلوگیری از ترک‌های انجمادی در

آلیاژهای آلومینیوم استحکام بالا است. در این تحقیق، نخست به بررسی سازه و کارهای تشکیل ترک‌های انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم استحکام بالا، سپس به بررسی تأثیر افزودنی‌های مختلف برای مهار یا کاهش ترک‌های انجمادی از طریق کنترل ریزساختار و ریزدانه‌کردن پرداخته شد. خلاصه‌ای از نتایج تحقیق حاضر به شرح زیر است:

در طول انجماد آلیاژهای آلومینیوم استحکام بالا در فرایند ذوب لیزری بستر پودر، دانه‌های ستونی در جهت شیب حرارتی رشد می‌کنند و مذاب بین دندریتی در فصل مشترک باقی می‌گذارد که در صورت توامان شدن با تنش‌های انقباضی منجر به تشکیل ترک می‌شوند. ساختارهای هم‌محور و ریزدانه به دلیل تطبیق‌پذیری بیشتر با کرنش نسبت به ساختارهای ستونی یا دندریتی درشت و همچنین تغذیه مؤثرتر مذاب برای ترمیم ترک‌های ایجادشده، مقاومت بیشتری در برابر ترک‌های انجمادی دارند.

با افزودن درصد ناچیزی از عناصر یا ترکیب‌های مختلف به آلیاژهای آلومینیوم استحکام بالا می‌توان با ایجاد ریزساختار ظریف و هم‌محور به جای دانه‌های ستونی و درشت، از ترک‌های انجمادی جلوگیری کرد. به طور کلی، افزودنی که بتواند یکی از این سه قابلیت را داشته باشد می‌تواند در کنترل ترک‌های انجمادی مؤثر واقع شود:

- جوانه‌زنی ناهمگن را ترغیب کند (با خود جوانه‌زا باشد یا از طریق واکنش‌های درجا محصول جوانه‌زا تولید کند)،

- با تجزیه و نفوذ یا نفوذ مستقیم در مذاب، ضریب محدودیت رشد (Q) بالا ایجاد کند،

- با قفل کردن مرزدانه‌ها از رشد دانه‌ها و مهاجرت مرزدانه جلوگیری کند. با توجه به ساز و کار و میزان اثربخشی مختلف هر کدام از این روش‌ها، ممکن است یک روش (به ویژه روش‌های ۲ و ۳) به تنهایی مؤثر نباشد و نیاز به استفاده از چندین افزودنی با ساز و کار متفاوت باشد (مانند کار لیو و همکاران [۴۴] که استفاده همزمان از TiC و TiH_2 نسبت به استفاده از هر کدام از آن‌ها به تنهایی نتیجه بهتری به دست می‌دهد).

در صورتی که هدف، بهبود فرایندپذیری یک آلیاژ باشد، عدم ایجاد تغییرات عمده در ترکیب آلیاژ و متعاقباً خواص مورد نظر اهمیت پیدا می‌کند. از این رو، روش‌هایی که نیازمند مقادیر بیشتر از ۱٪ وزنی افزودنی دارد توجیه‌ناپذیر است. مانند عنصر سیلیسیم که حداقل ۴٪ وزنی از آن برای حذف ترک‌های آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ مورد نیاز است.

با توجه به حجم کوچک مذاب و عمر کوتاه آن در فرایند ذوب لیزری بستر پودر، توزیع یکنواخت و همگن افزودنی‌ها در پودر آلیاژ مخلوط‌شده اهمیت دارد. همچنین در مواردی که جوانه‌زا از طریق واکنش درجا تولید می‌شود، فراهم کردن سطح بیشتر برای واکنش همگن و سریع‌تر ضروری است. از این رو، استفاده از افزودنی‌های کوچک‌تر از ۱ میکرومتر یا حتی نانومتری با ایجاد توزیع همگن‌تر و سطح بیشتر، مؤثرتر هستند. با کاهش اندازه ذرات پودر عناصری مانند تیتانیوم و زیرکونیوم که میل زیادی به واکنش با اکسیژن دارند، فعالیت شیمیایی آن‌ها افزایش پیدا می‌کند؛ بنابراین محافظت از آن‌ها در برابر اتمسفر هوا ضروری بوده و نیازمند رعایت الزامات

8-Q. Tan et al., "Inoculation treatment of an additively manufactured 2024 aluminium alloy with titanium nanoparticles," *Acta Mater*, vol. 196, pp. 1-16, Sep. 2020, doi: 10.1016/j.actamat.2020.06.026.

9-A. Sonawane, G. Roux, J. J. Blandin, A. Despres, and G. Martin, "Cracking mechanism and its sensitivity to processing conditions during laser powder bed fusion of a structural aluminum alloy," *Materialia (Oxf)*, vol. 15, p. 100976, Mar. 2021, doi: 10.1016/J.MTLA.2020.100976.

10-J. Elambasseril et al., "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, Oct. 2022, doi: 10.1007/S40964-021-00259-2/FIGURES/13.

11-M. A. Pekok, R. Setchi, M. Ryan, Q. Han, and D. Gu, "Effect of process parameters on the microstructure and mechanical properties of AA2024 fabricated using selective laser melting," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 112, no. 1-2, pp. 175-192, Jan. 2021, doi: 10.1007/S00170-020-06346-Y/TABLES/3.

12-Q. Tan, Y. Liu, Z. Fan, J. Zhang, Y. Yin, and M. X. Zhang, "Effect of processing parameters on the densification of an additively manufactured 2024 Al alloy," *J Mater Sci Technol*, vol. 58, pp. 34-45, Dec. 2020, doi: 10.1016/J.JMST.2020.03.070.

13-L. Tonelli, E. Liverani, G. Valli, A. Fortunato, and L. Ceschini, "Effects of powders and process parameters on density and hardness of A357 aluminum alloy fabricated by selective laser melting," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 106, no. 1-2, pp. 371-383, Jan. 2020, doi: 10.1007/S00170-019-04641-X/METRICS.

14-K. Riener, T. Pfalz, F. Funcke, and G. Leichtfried, "Processability of high-strength aluminum 6182 series alloy via laser powder bed fusion (LPBF)," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 119, no. 7-8, pp. 4963-4977, Apr. 2022, doi: 10.1007/S00170-022-08673-8/FIGURES/17.

15-G. del Guercio et al., "Cracking behaviour of high-strength AA2024 aluminium alloy produced by Laser Powder Bed Fusion," *Addit Manuf*, vol. 54, p. 102776, Jun. 2022, doi: 10.1016/J.ADDMA.2022.102776.

16-W. Stopyra, K. Gruber, I. Smolina, T. Kurzynowski, and B. Ku?nicka, "Laser powder bed fusion of AA7075 alloy: Influence of process parameters on porosity and hot cracking," *Addit Manuf*, vol. 35, p. 101270, Oct. 2020, doi: 10.1016/J.ADDMA.2020.101270.

17-W. Stopyra, K. Gruber, I. Smolina, T. Kurzynowski, and B. Kunicka, "Laser powder bed fusion of AA7075 alloy: Influence of process parameters on porosity and hot cracking," *Addit Manuf*, vol. 35, p. 101270, Oct. 2020, doi: 10.1016/J.ADDMA.2020.101270.

18-A. Sonawane, G. Roux, J. J. Blandin, A. Despres, and G. Martin, "Cracking mechanism and its sensitivity to processing conditions during laser powder bed fusion of a structural aluminum alloy," *Materialia (Oxf)*, vol. 15, p. 100976, Mar. 2021, doi: 10.1016/J.MTLA.2020.100976.

19-M. L. Montero Sistiaga et al., "Changing the

ویژه‌ای در نگهداری و حمل و نقل می‌باشند تا احتمال آلودگی آن‌ها به حداقل برسد.

ریزدانه‌سازی آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا با افزودنی‌های مناسب، علاوه بر حذف ترک‌های انجمادی و بهبود فرایندپذیری، منجر به همسانگردی خواص و افزایش عملکرد مکانیکی قطعات می‌شود. این رویکرد حتی برای آلیاژهای دیگری که فرایندپذیری ضعیف آن‌ها ناشی از حساسیت بالا به ترک‌های انجمادی است کاربرد دارد. با توجه به کارآمدی این روش، تحقیق در خصوص یافتن افزودنی‌های جدید یا بهبود عملکرد افزودنی‌های موجود در آینده مهم خواهد بود. بیشترین اثربخشی با کمترین مقدار افزودن، ایجاد فصل مشترک تمیز و هم‌سایما با زمینه، قیمت پایین، در دسترس بودن، عدم تنزل خواص مکانیکی یا شیمیایی، جریان‌پذیری و قابلیت توزیع همگن می‌توانند به عنوان معیارهای انتخاب افزودنی مناسب در نظر گرفته شوند. محاسبات کریستالوگرافی (برای مثال بر اساس مدل لبه به لبه) و شبیه‌سازی‌های ترمودینامیکی و سینتیکی می‌توانند در طراحی یا بهبود افزودنی‌های مؤثرتر مفید باشند. برخی از مواد مانند اکسیدها، نیتrideها، بوراید‌ها، کاربیدها و برخی آلوتروپ‌های پایه کربن از جمله گرافن و نانولوله‌های کربنی کمتر مورد توجه قرار گرفته‌اند و ممکن است افزودن آن‌ها خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیوم را بهبود بخشد. از این رو، مطالعه تأثیر آن‌ها می‌تواند زمینه‌ساز تحقیقات آینده باشد.

منابع

1-E. Toyserkani, D. Sarker, O. O. Ibhodode, F. Liravi, P. Russo, and K. Taherkhani, "Basics of Metal Additive Manufacturing," in *Metal Additive Manufacturing*, Wiley, 2021, pp. 31-90. doi: 10.1002/9781119210801.ch2.

2-T. M. Wischeropp, "Fundamentals," in *Advancement of Selective Laser Melting by Laser Beam Shaping*, T. M. Wischeropp, Ed. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2021, pp. 7-41. doi: 10.1007/978-3-662-64585-7_2.

3-"Material Design and Considerations for Metal Additive Manufacturing," in *Metal Additive Manufacturing*, Wiley, 2021, pp. 297-382. doi: 10.1002/9781119210801.ch8.

4-T. B. Sercombe and X. Li, "Selective laser melting of aluminium and aluminium metal matrix composites: review," *Materials Technology*, vol. 31, no. 2, pp. 1-9, Mar. 2016, doi: 10.1179/1753555715Y.0000000078.

5-J. L. Leirno and I. Baturynska, "Challenges and proposed solutions for aluminium in laser powder bed fusion," *Procedia CIRP*, vol. 93, pp. 114-119, Jan. 2020, doi: 10.1016/J.PROCIR.2020.03.09.

6-X. Zhang, H. Zheng, and W. Yu, "A review on solidification cracks in high-strength aluminum alloys via laser powder bed fusion," *Mater Today Proc*, Sep. 2022, doi: 10.1016/J.MATPR.2022.09.366.

7-N. T. Aboulkhair, M. Simonelli, L. Parry, I. Ashcroft, C. Tuck, and R. Hague, "3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting," *Prog Mater Sci*, vol. 106, p. 100578, Dec. 2019, doi: 10.1016/J.PMATSCI.2019.100578.

- 33-N. Qbau, N. D. Nam, N. T. Hien, and N. X. Ca, "Development of light weight high strength aluminum alloy for selective laser melting," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9, no. 6, pp. 14075-14081, Nov. 2020, doi: 10.1016/J.JMRT.2020.09.088.
- 34-R. Li, M. Wang, Z. Li, P. Cao, T. Yuan, and H. Zhu, "Developing a high-strength Al-Mg-Si-Sc-Zr alloy for selective laser melting: Crack-inhibiting and multiple strengthening mechanisms," *Acta Mater*, vol. 193, pp. 83-98, Jul. 2020, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2020.03.060.
- 35-Q. Z. Wang, N. Kang, X. Lin, M. el Mansori, and W. D. Huang, "High strength Al-Cu-Mg based alloy with synchronous improved tensile properties and hot-cracking resistance suitable for laser powder bed fusion," *J Mater Sci Technol*, vol. 141, pp. 155-170, Apr. 2023, doi: 10.1016/J.JMST.2022.09.027.
- 36-H. Hyer et al., "High strength aluminum-cerium alloy processed by laser powder bed fusion," *Addit Manuf*, vol. 52, p. 102657, Apr. 2022, doi: 10.1016/J.ADDMA.2022.102657.
- 37-M. Buttard et al., "Multi-scale microstructural investigation of a new Al-Mn-Ni-Cu-Zr aluminium alloy processed by laser powder bed fusion," *Materialia (Oxf)*, vol. 18, p. 101160, Aug. 2021, doi: 10.1016/J.MTLA.2021.101160.
- 38-A. Aversa et al., "New Aluminum Alloys Specifically Designed for Laser Powder Bed Fusion: A Review," *Materials* 2019, Vol. 12, Page 1007, vol. 12, no. 7, p. 1007, Mar. 2019, doi: 10.3390/MA12071007.
- 39-X. Zhang, L. Li, Z. Wang, H. Peng, J. Gao, and Z. Peng, "A novel high-strength Al-La-Mg-Mn alloy for selective laser melting," *J Mater Sci Technol*, vol. 137, pp. 205-214, Feb. 2023, doi: 10.1016/J.JMST.2022.07.046.
- 40-P. Mair, I. Letofsky-Papst, and G. Leichtfried, "Microstructural features and mechanical properties of a novel Ti- and Zr-modified Al-Mn alloy processed by laser powder bed fusion," *J Alloys Compd*, vol. 897, p. 163156, Mar. 2022, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2021.163156.
- 41-"3D Printed Aluminum, AM Powder Solution - Elementum 3D." <https://www.elementum3d.com/aluminum/>
- 42-J. Zhang et al., "A novel crack-free Ti-modified Al-Cu-Mg alloy designed for selective laser melting," *Addit Manuf*, vol. 38, p. 101829, Feb. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2020.101829.
- 43-G. Li et al., "Facile and cost-effective approach to additively manufacture crack-free 7075 aluminum alloy by laser powder bed fusion," *J Alloys Compd*, vol. 928, p. 167097, Dec. 2022, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2022.167097.
- 44-X. Liu, Y. Liu, Z. Zhou, K. Wang, Q. Zhan, and X. Xiao, "Grain refinement and crack inhibition of selective laser melted AA2024 aluminum alloy via inoculation with TiC-TiH₂," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 813, p. 141171, May 2021, doi: 10.1016/J.MSEA.2021.141171.
- 45-B. Huang, Y. Liu, Z. Zhou, W. Cheng, and X. Liu, "Selective laser melting of 7075 aluminum alloy inoculated by Al-Ti-B: Grain refinement and superior mechanical properties," *Vacuum*, vol. 200, p. 111030, Jun. 2022.
- alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting," *J Mater Process Technol*, vol. 238, pp. 437-445, Dec. 2016, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2016.08.003.
- 20-T. DebRoy et al., "Additive manufacturing of metallic components - Process, structure and properties," *Prog Mater Sci*, vol. 92, pp. 112-224, Mar. 2018, doi: 10.1016/J.PMATSC.2017.10.001.
- 21-J. H. Martin, B. D. Yahata, J. M. Hundley, J. A. Mayer, T. A. Schaedler, and T. M. Pollock, "3D printing of high-strength aluminium alloys," *Nature*, vol. 549, no. 7672, pp. 365-369, 2017, doi: 10.1038/nature23894.
- 22-S. Kou, *Welding metallurgy third edition*, 3rd ed. Hoboken, NJ: Wiley-Blackwell, 2020.
- 23-W. Kurz and D. J. Fisher, *Fundamentals of Solidification*, vol. 35. Trans Tech Publications, 1998. doi: 10.4028/www.scientific.net/RC.35.
- 24-D. M. Stefanescu and R. Ruxanda, "Fundamentals of Solidification," *Metallography and Microstructures*, pp. 71-92, Dec. 2004, doi: 10.31399/ASM.HB.V09.A0003724.
- 25-I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker, and M. Khorasani, "Powder Bed Fusion," in *Additive Manufacturing Technologies*, I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker, and M. Khorasani, Eds. Cham: Springer International Publishing, 2021, pp. 125-170. doi: 10.1007/978-3-030-56127-7_5.
- 26-L. Ladani and M. Sadeghilaridjani, "Review of Powder Bed Fusion Additive Manufacturing for Metals," *Metals (Basel)*, vol. 11, no. 9, p. 1391, Sep. 2021, doi: 10.3390/met11091391.
- 27-G. M. Volpato, U. Tetzlaff, and M. C. Fredel, "A comprehensive literature review on laser powder bed fusion of Inconel superalloys," *Addit Manuf*, vol. 55, p. 102871, Jul. 2022, doi: 10.1016/j.addma.2022.102871.
- 28-B. S. Rao and T. B. Rao, "Effect of Process Parameters on Powder Bed Fusion Maraging Steel 300: A Review," *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, vol. 9, no. 3, pp. 338-375, Sep. 2022, doi: 10.1007/s40516-022-00182-6.
- 29-S. R. Narasimharaju et al., "A comprehensive review on laser powder bed fusion of steels: Processing, microstructure, defects and control methods, mechanical properties, current challenges and future trends," *J Manuf Process*, vol. 75, pp. 375-414, Mar. 2022, doi: 10.1016/J.JMAPRO.2021.12.033.
- 30-R. Bidulsky, F. S. Gobber, J. Bidulska, M. Ceroni, T. Kvackaj, and M. A. Grande, "Coated Metal Powders for Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) Processing: A Review," *Metals* 2021, Vol. 11, Page 1831, vol. 11, no. 11, p. 1831, Nov. 2021, doi: 10.3390/MET11111831.
- 31-S. Thapliyal et al., "Design of heterogeneous structured Al alloys with wide processing window for laser-powder bed fusion additive manufacturing," *Addit Manuf*, vol. 42, p. 102002, Jun. 2021, doi: 10.1016/J.ADDMA.2021.102002.
- 32-Q. Li et al., "Development of a high strength Zr/Sc/Hf-modified Al-Mn-Mg alloy using Laser Powder Bed Fusion: Design of a heterogeneous microstructure incorporating synergistic multiple strengthening mechanisms," *Addit Manuf*, vol. 57, p. 102967, Sep. 2022, doi: 10.1016/J.ADDMA.2022.102967.

- microstructure and mechanical behavior of selective laser melted Al-Cu-Mg alloy," *Scr Mater*, vol. 134, pp. 6-10, Jun. 2017, doi: 10.1016/J.SCRIPTAMAT.2017.02.036.
- 59-H. Zhang, H. Zhu, X. Nie, J. Yin, Z. Hu, and X. Zeng, "Effect of Zirconium addition on crack, microstructure and mechanical behavior of selective laser melted Al-Cu-Mg alloy," *Scr Mater*, vol. 134, pp. 6-10, Jun. 2017, doi: 10.1016/J.SCRIPTAMAT.2017.02.036.
- 60-J. Lu et al., "On the Sc induced solidification-heterogeneous microstructure in selective laser melted Al-5Mn alloys," *J Mater Process Technol*, vol. 304, p. 117562, Jun. 2022, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2022.117562.
- 61-X. Zhang et al., "Influence of erbium addition on the defects of selective laser-melted 7075 aluminum alloy," *Virtual Phys Prototyp*, vol. 17, no. 2, pp. 406-418, 2022.
- 62-M. Li et al., "Role of Er on the densification, microstructure and mechanical properties of 7075 aluminum alloys manufactured by laser powder bed fusion," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 20, pp. 2021-2033, Sep. 2022, doi: 10.1016/J.JMRT.2022.08.004.
- 63-Y. Otani and S. Sasaki, "Effects of the addition of silicon to 7075 aluminum alloy on microstructure, mechanical properties, and selective laser melting processability," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 777, p. 139079, Mar. 2020, doi: 10.1016/J.MSEA.2020.139079.
- 64-G. Li, Y. Huang, X. Li, C. Guo, Q. Zhu, and J. Lu, "Laser powder bed fusion of nano-titania modified 2219 aluminum alloy with superior mechanical properties at both room and elevated temperatures: The significant impact of solute," *Addit Manuf*, vol. 60, p. 103296, Dec. 2022, doi: 10.1016/J.ADDMA.2022.103296.
- 65-Z. Fan, C. Li, H. Yang, and Z. Liu, "Effects of TiC nanoparticle inoculation on the hot-tearing cracks and grain refinement of additively-manufactured AA2024 Al alloys," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 19, pp. 194-207, Jul. 2022.
- 66-P. Mair et al., "Laser powder bed fusion of nano-CaB₆ decorated 2024 aluminum alloy," *J Alloys Compd*, vol. 863, p. 158714, May 2021, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2021.158714.
- 67-Y. Li, D. Gu, H. Zhang, and L. Xi, "Effect of Trace Addition of Ceramic on Microstructure Development and Mechanical Properties of Selective Laser Melted AlSi10Mg Alloy," *Chinese Journal of Mechanical Engineering (English Edition)*, vol. 33, no. 1, pp. 1-13, Dec. 2020, doi: 10.1186/S10033-020-00448-0/FIGURES/12.
- 68-L. Xi, K. Ding, H. Zhang, and D. Gu, "In-situ synthesis of aluminum matrix nanocomposites by selective laser melting of carbon nanotubes modified Al-Mg-Sc-Zr alloys," *J Alloys Compd*, vol. 891, p. 162047, Jan. 2022.
- 10.1016/J.VACUUM.2022.111030.
- 46-Q. Tan et al., "A novel strategy to additively manufacture 7075 aluminium alloy with selective laser melting," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 821, p. 141638, Jul. 2021, doi: 10.1016/J.MSEA.2021.141638.
- 47-A. Mehta et al., "Additive manufacturing and mechanical properties of the dense and crack free Zr-modified aluminum alloy 6061 fabricated by the laser-powder bed fusion," *Addit Manuf*, vol. 41, p. 101966, May 2021.
- 48-Y. Guo et al., "Effect of Er and Zr additions and aging treatment on grain refinement of aluminum alloy fabricated by laser powder bed fusion," *J Alloys Compd*, vol. 912, p. 165237, Aug. 2022, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2022.165237.
- 49-H. Hyer et al., "Elimination of extraordinarily high cracking susceptibility of aluminum alloy fabricated by laser powder bed fusion," *J Mater Sci Technol*, vol. 103, pp. 50-58, Mar. 2022, doi: 10.1016/J.JMST.2021.06.023.
- 50-X. Li, Y. Liu, and Z. Zhou, "Grain refinement and performance enhancement of laser powder bed fusion in-situ processed Al-Mg alloy modified by ScH₃ and ZrH₂," *Mater Charact*, vol. 190, p. 112068, Aug. 2022.
- 51-A. Martin et al., "Influence of the Zr content on the processability of a high strength Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy by laser powder bed fusion," *Mater Charact*, vol. 183, p. 111650, Jan. 2022, doi: 10.1016/J.MATCHAR.2021.111650.
- 52-Y. Wang et al., "Laser powder bed fusion of Zr-modified Al-Cu-Mg alloy: Crack-inhibiting, grain refinement, and mechanical properties," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 838, p. 142618, Mar. 2022, doi: 10.1016/J.MSEA.2022.142618.
- 53-J. Bi et al., "Microstructure and mechanical properties of a novel Sc and Zr modified 7075 aluminum alloy prepared by selective laser melting," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 768, p. 138478, Dec. 2019, doi: 10.1016/J.MSEA.2019.138478.
- 54-Y. Guo et al., "Microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Mn-Er-Zr alloys fabricated by laser powder bed fusion," *Mater Des*, vol. 222, p. 111064, Oct. 2022, doi: 10.1016/J.MATDES.2022.111064.
- 55-L. Zhou et al., "Microstructure and mechanical properties of Zr-modified aluminum alloy 5083 manufactured by laser powder bed fusion," *Addit Manuf*, vol. 28, pp. 485-496, Aug. 2019, doi: 10.1016/J.ADDMA.2019.05.027.
- 56-M. Schuster, A. de Luca, R. Widmer, X. Maeder, and C. Leinenbach, "Processability, microstructure and precipitation of a Zr-modified 2618 aluminum alloy fabricated by laser powder bed fusion," *J Alloys Compd*, vol. 913, p. 165346, Aug. 2022, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2022.165346.
- 57-M. Opprecht, J. P. Garandet, G. Roux, C. Flament, and M. Soulier, "A solution to the hot cracking problem for aluminium alloys manufactured by laser beam melting," *Acta Mater*, vol. 197, pp. 40-53, Sep. 2020, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2020.07.015.
- 58-H. Zhang, H. Zhu, X. Nie, J. Yin, Z. Hu, and X. Zeng, "Effect of Zirconium addition on crack,

پی نوشت

- 1- دانشجویی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده گان فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.
- 2- استادیار، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده گان فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.
- 3- استاد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده گان فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.
- 4- دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده گان فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

تغییرات ریزساختاری در روکش‌های جوشی فولاد زنگ نزن دوفازی روی فولاد ساده کربنی تحت تاثیر اعمال لرزش الکترومغناطیس

محمد رخس‌ماه^۱، رضا دهملایی^۲، مهدی یگانه

چکیده

در این پژوهش تاثیر اعمال لرزش الکترومغناطیس همزمان با جوشکاری بر روی ریزساختار روکش‌های جوشی فولاد زنگ نزن اعمال شده روی فولاد ساده کربنی A283 بررسی گردید. روکش‌های اعمالی توسط فرایند GTAW و سیم‌جوش ER2209 تحت اعمال لرزش الکترومغناطیسی با فرکانس‌های 10-350 Hz ایجاد گردید. بررسی میکروسکوپی نشان داد که تمامی فلزات جوش (روکش) با و بدون لرزش از فازهای فریت و آستنیت تشکیل گردیده است. مشخص گردید که اعمال لرزش الکترومغناطیسی باعث افزایش ریزدانه‌گی و بالا رفتن سهم آستنیت در ریزساختار روکش جوشی گردیده است. افزایش فرکانس لرزش اعمالی اضافه بر افزایش مقدار آستنیت و ریزدانه‌گی در ریزساختار فلز جوش، باعث تغییر مورفولوژی آستنیت و افزایش آستنیت مرزدانه‌ای و کاهش سهم آستنیت ویدمنشتاتن گردید. نتایج فریت سنجی نشان داد که با اعمال لرزش الکترومغناطیسی و افزایش فرکانس لرزش، سهم آستنیت از ۵۱/۷ به ۶۲/۱ افزایش یافته است.

کلمات کلیدی: ریزساختار، روکش جوشی، لرزش الکترومغناطیس، آستنیت مرزدانه‌ای، آستنیت ویدمنشتاتن، شکست نوک دندریت.

مقدمه

فولاد ساده کربنی به دلیل خواص مناسب، شکل پذیری خوب، سهولت تولید و قیمت تمام شده مناسب بیشترین کاربرد را در صنایع به خود اختصاص داده‌اند. در محیط‌های صنعتی خاص نظیر محیط‌های شیمیایی، محیط‌های تحت سایش، محیط‌های خوردنده و نیز محیط‌های حاوی تنش، ممکن است فولادهای ساده کربنی قادر به تامین نیازها و الزامات مورد انتظار نباشد [۷]. از طرفی استفاده از مواد مقاوم نظیر فولادهای زنگ نزن، سوپر آلیاژها، آلیاژهای تیتانیوم و ... مستلزم صرف هزینه‌های بسیار بالایی است. یک راه‌حل مناسب اقتصادی و مهندسی در اینگونه موارد استفاده از روکش‌های با خواص مطلوب بر روی یک زیر لایه ارزان قیمت نظیر فولادهای ساده کربنی است [۶]. جوشکاری یکی از روش‌های مهم و متداول برای اعمال روکش‌های ضخیم و با دوام برای آلیاژهای مهندسی است [۴، ۵]. روش‌هایی نظیر جوشکاری لیزری (LBW) و جوشکاری قوس تنگستن (GTAW) به دلیل تمرکز حرارتی بالا، حرارت ورودی کم و رقت پایین به طور گسترده برای تولید روکش‌های جوشی استفاده می‌شوند. ترکیب شیمیایی و ریزساختار فلز روکش و فرایند اعمال

روکش دارای نقش اساسی در خواص مهندسی روکش ایجاد شده می‌باشند. روکش‌های جوشی با وجود مزایایی نظیر چسبندگی عالی به زیرلایه، رفتار سایشی و فرسایشی مناسب، همواره دارای مشکلاتی نظیر مقادیری از فلز پایه در فلز جوش (رقت) و نیز جدایش عناصر آلیاژی ناشی از ساختار ریختگی جوش و توزیع غیریکنواخت عناصر آلیاژی می‌باشد [۸]. بنابراین اصلاح ریزساختار، کاهش اندازه دانه‌ها و توزیع یکنواخت عناصر آلیاژی نقش تعیین کننده‌ای در خواص روکش می‌توانند داشته باشند. روش‌های مختلفی نظیر استفاده از جوانه‌زا، استفاده از قوس‌های نوسانی و ضربانی و نیز استفاده از تحریک خارجی برای ایجاد ریزدانه‌گی و اصلاح ریزساختار جوش استفاده می‌شود [۲، ۳].

استفاده از اعمال لرزش الکترومغناطیس و التراسونیک برای بهبود ریزساختار جوش به میزان زیادی مورد توجه قرار گرفته است. اعمال لرزش با ایجاد تلاطم و همزدن بیشتر مذاب، باعث شکستن نوک دندریت‌های در حال انجماد (در ناحیه خمیری) و ورود آنها به حوضچه جوش و لذا افزایش مراکز جوانه‌زنی غیر همگن می‌گردد. از طرفی اعمال لرزش با کاهش دمای حوضچه جوش به پایداری بیشتر نوک دندریت‌ها در حوضچه و تشکیل مراکز جوانه زنی غیر همگن کمک میکند [۸، ۶، ۱۰]. افزایش مراکز جوانه زنی غیر همگن باعث ریزدانه شدن ساختار فلز جوش پس از انجماد می‌گردد. اعمال لرزش اضافه بر افزایش ریزدانه‌گی باعث تلاطم و یکنواختی بیشتر مذاب، خروج گاز‌های محبوس در مذاب و توزیع مجدد و یکنواختی عناصر حل شده در مذاب و لذا مقاوم‌تر شدن فلز جوش در مقابل ترک‌های انجمادی می‌گردد [۸-۹]. فولادهای زنگ نزن دوفازی به دلیل خواص مکانیکی (برتر از فولاد آستنیتی) و مقاومت به خوردگی عالی (برتر از انواع فریتی) به طور گسترده در روکش کاری فولادهای ساده کربنی استفاده می‌شوند [۷، ۹، ۱۱، ۱۲].

این فولادها دارای ساختار دوفازی فریتی - آستنیتی با نسبت مساوی از هر دو فاز می‌باشند. حفظ تعادل فازی نقش تعیین کننده‌ای در حفظ خواص مطلوب فولادهای زنگ نزن دوفازی دارد [۸، ۱]. جوشکاری به دلیل سرعت سرد شدن بالا می‌تواند باعث به هم خوردن نسبت تعادل فازی آستنیت و فریت در این فولادها (کاهش مقدار آستنیت به کمتر از ۵۰ درصد) و لذا کاهش خواص مورد انتظار این فولادها گردد. در این پژوهش تاثیر اعمال لرزش الکترومغناطیس با فرکانس‌های مختلف 0-350 Hz همزمان با جوشکاری بر روی ریزساختار روکش‌های جوشی تولید شده به وسیله فرایند GTAW مورد مطالعه قرار گرفت.

روش انجام کار

در این پژوهش از ورق فولاد ساده کربنی **A283** با ضخامت ۱۵ میلیمتر به عنوان فلز پایه و سیم جوش **ER2209** با قطر ۲٫۴ میلیمتر و ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول ۱ است برای ایجاد روکش استفاده گردید. لایه نشینی و ایجاد روکش با فرایند قوس تنگستن تحت حفاظت گاز (**GTAW**) با شدت جریان ۱۰۵ آمپر ولتاژ ۱۴ ولت و سرعت جوشکاری ۱٫۱۲ میلیمتر بر ثانیه انجام گردید. جهت کاهش رقت و دسترسی به ترکیب سیم جوش لایه نشانی طی سه پاس انجام گردید. برای حفاظت ناحیه جوش از گاز محافظ آرگون با خلوص ۹۹/۹۹ درصد استفاده شد. لرزش الکترومغناطیس توسط یک میدان مغناطیسی ناشی از سیم پیچ مسی که در زیر میز کار جوشکاری قرار داشت با فرکانس‌های 0-350 Hz همزمان با جوشکاری اعمال گردید. شماتیک سیستم اعمال لرزش در شکل (۱) نشان داده شده است. به منظور مطالعات ریزساختاری نمونه‌هایی از قطعات روکش کاری شده به ابعاد $10 \times 10 \times 31$ mm شامل فلز زیرلایه و روکش جدا گردید. نمونه‌ها پس از پرداخت اولیه با سنباده‌های از ۳۰۰۰-۶۰ سنباده کاری شدند. سپس با استفاده از نمد مخصوص و پودر آلومینا ۰/۳ و ۰/۵ میکرون کاملاً پولیش شدند. برای حکاکی روکش از محلول ماربل و مدت زمان ۵ ثانیه و برای زیرلایه از محلول نایتال ۲٪ و مدت زمان ۷ ثانیه استفاده گردید. مطالعات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی **SEM** انجام شد. برای اندازه‌گیری فریت موجود در روکش‌های ایجاد شده با فرکانس‌های لرزش مختلف از فریت سنجی با فریت اسکوپ مدل **Helmut Fischer Mp30** استفاده گردید.

نتایج و بحث

تصاویر میکروسکوپ نوری از فلز پایه فولاد ساده کربنی **A283** در شکل (۲) نشان داده شده است. شکل به وضوح نشان می‌دهد که ساختار این فولاد به صورت فریتی (نواحی روشن) و پرلیتی (نواحی تیره) می‌باشد. ساختار مشابهی توسط محققان گزارش شده است [۱۲]. شکل (۳) ریزساختار سطح روکش فولاد زنگ نزن دوفازی قبل و بعد از اعمال لرزش الکترومغناطیسی با فرکانس‌های مختلف را نشان می‌دهد. شکل نشان می‌دهد که ریزساختار روکش قبل و بعد از اعمال لرزش الکترومغناطیسی از دو فاز فریت و آستنیت تشکیل گردیده است. فاز اولیه انجمادی در فولادهای زنگ نزن دوفازی تابع ترکیب شیمیایی فلزات پایه و پرکننده و میزان (Cr_{eq}/Ni_{eq}) و سرعت سرد شدن می‌باشد. بررسی‌ها نشان داده است که از مقادیر $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1.75$ ، فاز اولیه انجمادی به دلیل نفوذ زیاد عناصر **Cr** و **Mo** در فاز فریت به صورت کاملاً فریتی رخ می‌دهد [۱۳]. با کاهش دما فاز آستنیت در زیر خط انحلال فریت، جوانه‌زنی خواهد کرد [۶، ۱۴]. در طی سرد شدن استحاله فریت به آستنیت با مورفولوژی‌های مختلف در دماهای متفاوت انجام می‌گردد. حضور مورفولوژی‌های آستنیت در طی سرد شدن فلز جوش ناشی از نرخ

سرد شدن زیاد و نسبت متغیر (غیریکنواخت) Cr_{eq}/Ni_{eq} در ناحیه فلز جوش می‌باشد [۶، ۱۴]. در طی سرد شدن ابتدا آستنیت مرزدانه‌ای در دامنه دمایی ۱۳۵۰-۸۰۰ درجه سانتی‌گراد در مرز دانه‌های فریت تشکیل می‌شود. با ادامه سرد شدن و در دامنه دمایی ۶۵۰-۸۰۰ درجه سانتی‌گراد، آستنیت ویدمنشتاتن به صورت یک ساختار شبه سوزنی در امتداد مرزدانه‌های فریت دلتا، از آستنیت مرزدانه‌ای به درون دانه‌های فریت جوانه‌زنی و رشد می‌کند [۱۴]. کاهش دمای سرد شدن فریت باعث پس زده شدن و خروج عناصر آستنیت‌زا کربن و نیتروژن مازاد بر حلالیت از فریت گردیده که تجمع این عناصر می‌تواند به جوانه‌زنی و رشد آستنیت بویژه آستنیت درون دانه‌ای کمک کند. در روکش جوشی تولید شده از سیم جوش **ER2209** با توجه به جدول (۱) و معادلات (۱) و (۲) نسبت $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 2.95 > 1.75$ می‌باشد. لذا انجماد فلز جوش حاصل با فاز اولیه کاملاً فریتی رخ خواهد داد. معادلات (۱) و (۲) برابر است با:

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 0.7Nb \quad (1)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 0.35C + 0.20N + 0.25Cu \quad (2)$$

از شکل (۳) همچنین مشاهده می‌شود که اعمال لرزش الکترومغناطیس و افزایش فرکانس لرزش اعمالی اضافه بر ایجاد ریز دانگی در ساختار فلز جوش (روکش) باعث تغییر در سهم آستنیت و فریت درون روکش و نیز تغییر در مورفولوژی آستنیت تشکیل شده گردیده است. در واقع اعمال لرزش الکترومغناطیس با ایجاد تلاطم و جریان همرفتی در مذاب باعث شکست نوک دندریت‌ها و احیانا جدا شدن دانه‌های نیمه ذوب شده به درون حوضچه جوش و پایداری آنها (به دلیل کاهش دمای حوضچه در اثر لرزش) باعث ایجاد مراکز جوانه‌زنی غیر همگن بسیار زیادی در حوضچه جوش گردیده که پس از انجماد باعث ریزدانگی ساختار فلز جوش (روکش) گردیده است. ریزدانگی فلز جوش باعث افزایش مرزدانه‌ها (مکان‌ها پر انرژی) و سهولت جوانه‌زنی و تشکیل آستنیت‌های مرزدانه‌ای گردیده است. بنابراین اعمال لرزش اضافه بر افزایش مقدار آستنیت در فلز جوش باعث افزایش سهم آستنیت مرزدانه‌ای نسبت به آستنیت ویدمنشتاتن گردیده است. نتایج فریت سنجی با فریت اسکوپ (جدول ۲) نیز نشان می‌دهد که با اعمال لرزش الکترومغناطیس و افزایش لرزش اعمالی سهم آستنیت در ساختار فلز جوش (روکش) افزایش یافته است

نتیجه‌گیری

نتایج حاصل از این پژوهش در زیر به اختصار گزارش گردیده است:
- اعمال روکش جوشی فولاد زنگ نزن دوفازی روی فولاد ساده کربنی **A283** بدون اعمال لرزش و با اعمال لرزش الکترومغناطیس با فرکانس‌های لرزش مختلف با موفقیت انجام گردید.
- اعمال لرزش باعث ریزدانگی و افزایش سهم آستنیت در ساختار فلز جوش گردید.
- با افزایش فرکانس لرزش اعمالی ریزدانگی افزایش یافته و اضافه بر

- 8- Kou, Sindo, *Welding metallurgy*, New Jersey, USA (2003): 431-446.
- 9-T. Watanabe, M. shiroki, A. Yanagisava, T. Sasaki, 'improvement of Mechanical Properties of Ferritic Stainless Steel Weld Metal By Ultrasonic Vibration', *Journal of materials processing Technology*, 210 (2010) 1646-1651
- 10-C.C. Hsieh, C.g. Lai, W.Wu, "Effect of Vibration on Microstructures and Mechanical Properties of 304 Stainless Steel GTA Welds", *Metals and Materials International*, 19 (2013) 835-844.
- 11-Paola Luchtenberg, c, Paulo Tancredo de Campos, Paulo Soares Carlos Augusto Henning Laurindo, Ossimar Maranhob, Ricardo Diego Torres, " Effect of welding energy on the corrosion and tribological properties of duplex stainless steel weld overlay deposited by GMAW/CMT process"; *Surface & Coatings Technology* 375 (2019) 688-693.
- 12-P. Murkute, S. Pasebani, O.B. Isgor, "Metallurgical and Electrochemical Properties of Super Duplex Stainless Steel Clads on Low Carbon Steel Substrate produced with Laser Powder Bed Fusion", *Scientific Reports*, 10 (2020) 10162.
- 13-P. Murkute, S. Pasebani, O.B. Isgor, "Metallurgical and Electrochemical Properties of Super Duplex Stainless Steel Clads on Low Carbon Steel Substrate produced with Laser Powder Bed Fusion", *Scientific Reports*, 10 (2020) 10162.
- 14-R. Ghorbel, A. Ktari, N. Haddar, "Microstructure and mechanical property assessment of stainless steel-clad plate joint made by hybrid SMAW/GTAW multi-pass welding process", *Welding in the World* 66 (2022) 1593-1608.

پی نوشت

- 1- دانشجوی کارشناسی ارشد جوشکاری، دانشگاه شهید چمران اهواز
- 2- عضو هیئت علمی، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز
- 3- عضو هیئت علمی، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز

افزایش سهم آستنیت در ریزساختار روکش، مورفولوژی آستنیت نیز تغییرات زیادی را نشان داد. مشخص گردید که با اعمال لرزش و افزایش فرکانس اعمالی سهم آستنیت مرزخانه‌ای افزایش و سهم آستنیت ویدمنشتان کاهش یافته است.

-نتایج فریت‌سنجی (فریت اسکوپ) نشان داد که با افزایش فرکانس اعمالی میزان آستنیت فلز جوش از ۵۱/۷ در نمونه بدون لرزش به ۶۲/۱ در نمونه تحت لرزش ۳۵۰ Hz افزایش یافته است.

منابع

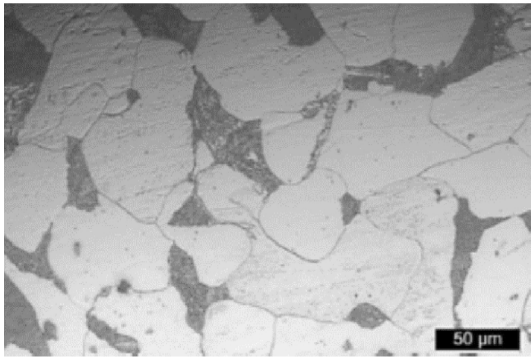
- 1- J.C. Lippold, D. Kotecki, *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. J. Wiley and Sons, USA (2005).
- 2- Acarer, M, Gulenç, B, Findik F., Investigation of explosive welding parameters and their effects on microhardness and shear strength, *Materials and design* 2003; 24: 659-664.
- 3- R. Dehmlaei, M. Shamaniana, A. Kermanpur, Effect of electromagnetic vibration on the unmixed zone formation in 25Cr-35Ni heat resistant steel/Alloy 800 dissimilar welds, *materials characterization*, 59(2008)1814-1817.
- 4- Argade GR, Shukla S, Liu K, Mishra RS (2018) Friction stir lapwelding of stainless steel and plain carbon steel to enhance corrosion properties. *J Mater Process Technol* 259:259-269.
- 5- Ganesh P, Moitra A, Tiwari P, Sathyanarayanan S, Kumar H, Rai SK et al (2010) Fracture behavior of laser-clad joint of Stellite 21 on AISI 316L stainless steel. *Mater Sci Eng A* 527(16-17):3748-3756.
- 6- Abbas Eghlimi, Morteza Shamanian, Keyvan Raeissi; " Effect of current type on microstructure and corrosion resistance of super duplex stainless steel claddings produced by the gas tungsten arc welding process"; *Surface & Coatings Technology* 244 (2014) 45-51.
- 7- Elevated-temperature corrosion properties of carbon and alloy steels, *ASM international Handbook*, Vol.6, pp.160-162, 1997.

Welding Research

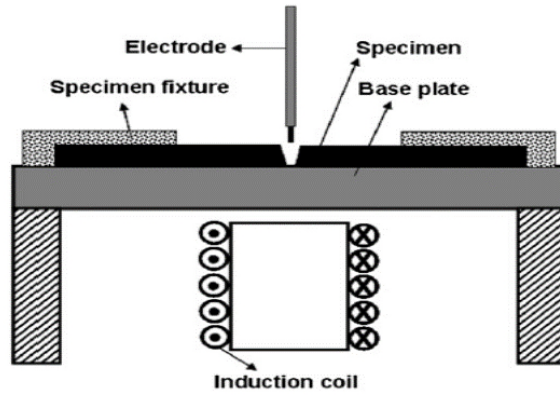
جدول ۱- ترکیب شیمیایی روکش و زیر لایه

روکش	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu
	0.03	1.51	0.03	0.03	0.9	22.95	8.59	3.02	0.15	0.75
زیر لایه	0.167	0.479	0.019	0.022	0.172	-	-	-	-	-

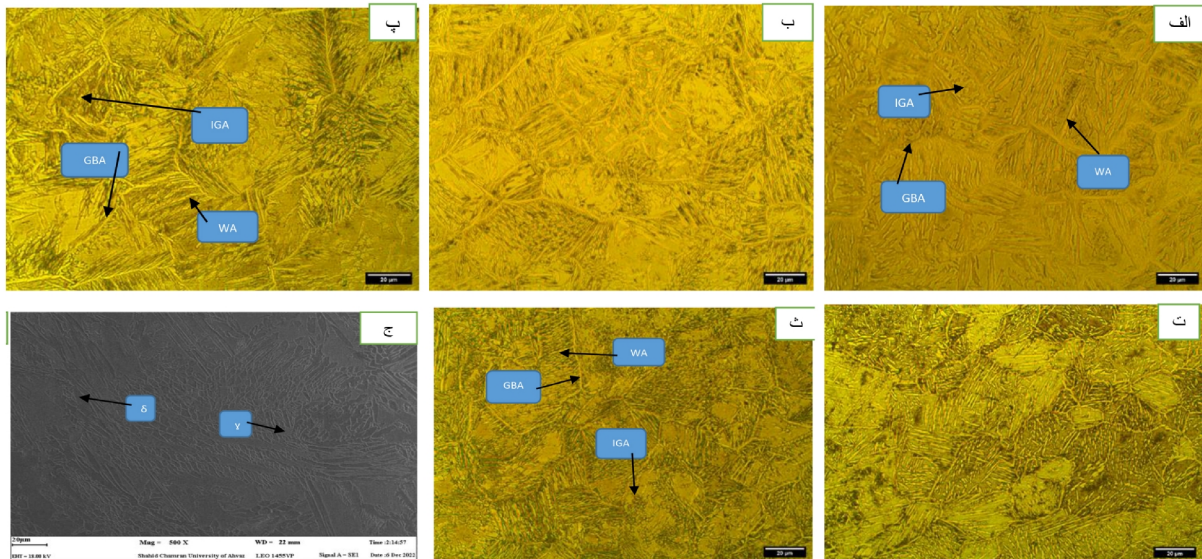
نمونه	درصد فریت	درصد آستنیت
بدون لرزش	48.3	51.7
لرزش با فرکانس 50 هرتز	46.5	53.5
لرزش با فرکانس 100 هرتز	43	57
لرزش با فرکانس 150 هرتز	40.7	59.3
لرزش با فرکانس 350 هرتز	37.9	62.1



شکل ۲- ریز ساختار فلز پایه



شکل ۱- شماتیک دستگاه لرزش الکترومغناطیسی



شکل ۳- ریز ساختار پوشش ۲۲۰۹ تحت لرزش های مختلف. الف- تصویر بدون لرزش، ب- فرکانس ۵۰ هرتز، پ- فرکانس ۱۰۰ هرتز، ت- فرکانس ۱۵۰ هرتز، ث- فرکانس ۳۵۰ هرتز، ج- تصویر SEM فرکانس ۳۵۰ هرتز

ارزیابی رفتار خوردگی اتصالات جوش فولاد زنگ نزن 316Ti در شربت نیشکر

رضا دهملابی^۱، علیرضا دورباشی زاده^۲، رضا نبیری^۳، محمد زمان عطار نژادی^۴، ابراهیم بدوی^۳، محمد جولا^۵

چکیده

در این پژوهش ریزساختار و رفتار خوردگی اتصالات جوش فولاد زنگ نزن آستنیتی 316Ti در شربت نیشکر با و بدون حضور گاز SO_2 در دماهای 25°C و 75°C مورد مطالعه قرار گرفت. ریز ساختار نواحی مختلف جوش با استفاده از میکروسکوپ نوری و رفتار خوردگی فلز جوش در شرایط مختلف با استفاده از آزمون پلاریزاسیون سیکنی مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفت. مطالعات میکروسکوپی نشان داد که ریزساختار فلز جوش شامل آستنیت به همراه فریت اسکلتی و مقادیری از کاربیدهای تیتانیوم (Tic) است. مشخص گردید که فصل مشترک اتصال از پیوستگی خوبی برخوردار بوده و فاقد هرگونه ترک و ناپیوستگی است. نتایج آزمون خوردگی نشان داد که فلز جوش 316L در هر دو محلول نیشکر گاز دار و بدون گاز خود را پاسیو نموده است. مشخص گردید که با افزایش دما از 25°C به 75°C مقاومت به خوردگی حفره ای بشدت کاهش یافته و آلیاژ قادر به پاسیو نمودن مجدد خود نمی باشد. نتایج نشان داد که افزودن گاز SO_2 باعث کاهش مقاومت به خوردگی در هر دو دمای 25°C و 75°C گردیده است.

کلمات کلیدی: رفتار خوردگی، ریزساختار، فولاد زنگ نزن 316Ti ، شربت نیشکر، آزمون پلاریزاسیون سیکنی

۱- مقدمه

نیشکر گیاهی صنعتی و استراتژیک از خانواده غلات با اهمیت اقتصادی بسیار بالا است. نیشکر از عوامل مهم تأمین امنیت غذایی در دنیا بوده و بیش از ۸۰ درصد قند تولیدی در جهان از این گیاه مهم بدست می آید. کشور ما ایران با تولید بالغ بر ۷,۷۰۰,۰۰۰ تن نیشکر در سال دارای رتبه ۲۱ در دنیا و بعد از مصر و پاکستان رتبه سوم را در خاورمیانه دارا می باشد [۱-۳]. پدیده خوردگی از مباحث جدی در کارخانجات تولید قند و شکر (نیشکر) به حساب می آید. شربت نیشکر دارای طبیعت اسیدی است که معمولاً شامل مخلوطی از اسیدهای آلی، نمکهای معدنی، مواد معلق و فیبر می باشد. در طی فرایند تولید شکر خام و تصفیه آن از مخازن، لوله های انتقال و تجهیزات متعددی استفاده می شود که به طور کامل از جنس فلزات و آلیاژها (عمدتاً فولاد های ساده کربنی، چدن ها و فولادهای زنگ نزن) بوده و با شربت شکر خام (با pH بین ۲,۵-۴,۵)، رطوبت، بخار آب، دمای بالا و دیگر عوامل خورنده موجود در محیط در تماس می باشند [۴، ۵]. در اثر واکنش بین شربت نیشکر و اجزاء

فوق الذکر احتمال خوردگی و اضمحلال تجهیزات بسیار زیاد است [۶، ۷]. خوردگی تجهیزات، اضافه بر ایجاد هزینه های بسیار بالا برای تعمیر، تعویض و جایگزینی و حتی توقف خط تولید، می تواند با وارد کردن محصولات حاصل از خوردگی نظیر تر کیبات اکسیدی (Fe_2O_3)، هیدراکسیدی ($\text{Fe}(\text{OH})$) و تر کیبات حاوی کربن، سیلیس و منگنز و حتی مقادیری گوگرد و فسفر باعث کاهش کیفیت محصولات تولیدی گردد. برای بهبود مقاومت به خوردگی تجهیزات و کاهش هزینه های ناشی از خوردگی می توان از روش هایی نظیر طراحی صحیح (بویژه در اتصالات و مناطق جوشکاری شده)، انتخاب مواد مناسب، استفاده صحیح از مانع کننده ها (دقت در سمی نبودن آنها)، حفاظت کاتدی و استفاده از پوششهای پلیمری مقاوم به حرارت و غیر سمی مناسب استفاده نمود. فولادهای زنگ نزن گروه مهمی از آلیاژهای مهندسی هستند که در صنایع مختلف از جمله در ساخت تجهیزات کارخانه های تولید قند و شکر (مخازن، خطوط لوله، پره های توربین بخار و غیره) به طور گسترده استفاده می شوند [۸، ۹]. این فولادها به دلیل مقاومت به خوردگی عالی، خواص مکانیکی مناسب (استحکام، انعطاف پذیری، انرژی ضربه ای)، شکل پذیری خوب و قابلیت جوشپذیری بالا، به عنوان بزرگترین و پرکاربردترین گروه فولادهای زنگ نزن به حساب می آیند و در دماهای سرمایی تا دماهای بالا نزدیک به 1000°C کاربرد دارند. پرکاربردترین آلیاژهای این گروه بر پایه $18\text{Cr}-8\text{Ni}$ نظیر گریدهای 316Ti ، 304 ، 316 ، 321 ، 327 و غیره می باشند. آلیاژ 316Ti یک فولاد زنگ نزن آستنیتی حاوی ۲-۳ درصد مولیبدن (به منظور بهبود مقاومت به خوردگی حفره ای) و حدود ۰/۵ درصد تیتانیوم است [۱۰]. اضافه نمودن مقادیر کمی از Ti به این فولاد با تشکیل کاربیدهای پایدار MC از تشکیل کاربیدهای کرم Cr_{23}C_6 و رسوب آن در مرز دانه ها بویژه در ناحیه متأثر از حرارت این فولادها (حساس شدن) جلوگیری می کند [۱۱]. از فولاد زنگ نزن 316Ti در ساخت برج تصفیه شربت نیشکر (برج سولفیتاسیون) استفاده می شود. در برج سولفیتاسیون شربت نیشکر به منظور تصفیه و رنگبری شربت نیشکر و سفید نمودن آن (کمک به تبدیل شکر قهوه ای به شکر سفید) گاز SO_2 تزریق می شود. این گاز به شربت نیشکر در دمای حدود $90-80^\circ\text{C}$ اضافه می شود و ضمن تماس با تجهیزات و بدنه برج سولفیتاسیون (فولاد 316Ti) باعث تسریع خوردگی و تخریب آنها بویژه اتصالات جوش می گردد. در این مقاله رفتار خوردگی اتصالات جوش فولاد 316Ti در شربت نیشکر گاز دار و بدون گاز در دماهای 25°C و 75°C با استفاده از آزمون پلاریزاسیون

پتانسیودینامیک سیکلی مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفته است.

2- مواد و روش پژوهش

در این پژوهش از ورق فولاد زنگ نزن 316Ti با ضخامت ۶ میلی متر استفاده شد. برای انجام جوشکاری، نمونه‌هایی به ابعاد $10 \times 5 \text{ cm}^2$ با استفاده از ماشین کاری جدا گردید. از سیم جوش $ER316L$ به عنوان فلز پرکننده استفاده گردید. ترکیب شیمیایی فلزات پایه و پرکننده در جدول (۱) ارائه گردیده است. طرح اتصال نمونه‌ها به صورت جناقی یکطرفه با زاویه ۷۰ درجه، پاشنه اتصال ۱ mm و درز اتصال ۲mm در نظر گرفته شد. قبل از جوشکاری به منظور حذف آلودگی‌ها و پوسته‌های اکسیدی، محل اتصال با استفاده از برس سیمی و سمباده تمیز گردید و در ادامه با استن چربی زدایی و سپس خشک گردید. جوشکاری نمونه‌ها با استفاده از فرایند $GTAW$ (پارامترهای جوشکاری شامل: آمپراژ 100A ، ولتاژ 14V ، و سرعت جوشکاری $1/3 \text{ mm/S}$) طی سه پاس جوش انجام گردید.

به منظور متالوگرافی و مطالعه ریزساختار ناحیه اتصال، نمونه‌های مناسبی شامل فلز جوش، فصل مشترک و ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) جدا گردید. نمونه‌ها با استفاده از دستگاه مانت گرم، مانت رسانا شدند و سپس به کمک سنباده‌های نمره‌ی ۳۰۰۰ تا ۶۰۰۰ پرداخت گردیده و با نمد مخصوص و پودر آلومینا با دانه بندی $0/3$ و $0/05$ میکرون کاملاً پولیش شدند. نمونه‌ها با محلول اسید اگزالیک ۱۰ درصد (۱۰ گرم اسید اگزالیک + ۱۰۰ میلی لیتر آب مقطر) تحت ولتاژ ۲۶ ولت و زمان ۳۰ ثانیه، به صورت الکترونیکی حک کاری گردید. مطالعات ساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل $MEJI-2000$ انجام گردید. برای ارزیابی و تحلیل رفتار خوردگی فلز جوش از آزمون پلاریزاسیون پتانسیو دینامیک سیکلی (پلاریزاسیون سیکلی) بر اساس استاندارد $ASTM G5-04$ استفاده شد. این آزمایش برای همه نمونه‌ها در محلول شربت نیشکر گازدار و بدون گاز در دماهای مختلف از ۲۵ و ۷۵ درجه سانتیگراد انجام شد. برای انجام آزمایش ابتدا نمونه‌هایی به ابعاد $10 \times 10 \times 5 \text{ mm}^3$ از هر یک از فلزات جوش تهیه و سپس مانت گردید. سطح مورد نظر از تمامی نمونه‌ها به وسیله سنباده‌های نمره ۲۲۰ تا ۳۰۰۰ پرداخت گردیدند. سپس سطحی به ابعاد $5 \times 5 \text{ mm}^2$ از هر نمونه مجزا شده تا در معرض محلول خورنده قرار گیرد و مابقی نواحی با پوشش رنگی عایق (لاک مخصوص)، پوشش داده شد.

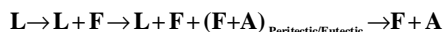
در این آزمایش از الکتروده نقره /نقره کلرید ($Ag/AgCl$) در محلول پتاسیم کلرید (KCl) ۲ مولار به عنوان الکتروده مرجع و از الکتروده پلاتینی به عنوان الکتروده کمکی استفاده گردید. از دو محیط شربت نیشکر بدون گاز (قبل از ورود به برج سولفیتاسیون تصفیه شربت نیشکر) و شربت گازدار (بعد از خروج از برج سولفیتاسیون تصفیه شربت نیشکر) تهیه شده از شرکت نیشکر فارابی به عنوان محلول خورنده استفاده گردید. آزمایش خوردگی در دماهای مختلف ۲۵ و ۷۵ درجه سانتیگراد (نزدیک به دمای کاری برج سولفیتاسیون) برای

فلز جوش انجام گردید. قبل از انجام آزمایش برای تعیین پتانسیل مدار باز (OCP)، هر نمونه به مدت ۱۲۰ دقیقه در ۲۰۰ میلی لیتر محلول شربت نیشکر غوطه ور گردید. سپس آزمون با نرخ روبش ۶۰۰ میلی ولت در ساعت انجام گردید. محدوده‌ی روبش برای آزمون پلاریزاسیون سیکلی از ۱۵۰ میلی ولت کمتر از پتانسیل مدار باز آغاز شد و در جریان حدود یک میلی آمپر سیکل خوردگی معکوس گردید. برای انجام آزمایش از دستگاه $Auto Lap$ مدل $PGSTAT 302N$ و برای تحلیل نتایج از نرم افزار $Nova 1.8$ استفاده شد.

3- نتایج و بحث

3-1- ریزساختار

ریزساختار فلز پایه فولاد 316Ti در شکل (۱) نشان داده شده است. در شکل دانه‌های آستنیت به همراه دوقلوبی‌های حرارتی درون آن‌ها دیده می‌شود. به اضافه فازهای نیتريد تیتانیوم مشاهده شده نیز در تصویر با پیکان مشخص شده‌اند. شکل (۱-ب) ریزساختار را در بزرگنمایی بالاتر نشان می‌دهد. از شکل مشخص است که ذرات ریز کاربید تیتانیوم در تمام زمینه پراکنده هستند. بنابراین حضور تیتانیوم در این آلیاژ موجب تشکیل ذرات کاربید تیتانیوم می‌شود. شکل (۲) نشان می‌دهد که ریزساختار فلز جوش $316L$ دارای یک زمینه آستنیتی به همراه مقداری فریت دلتا است. هر دو نوع مورفولوژی فریت اسکلتی و فریت شبکه‌ای در ریزساختار قابل مشاهده است. بنابراین می‌توان انجماد فلز جوش را از نوع FA دانست. در این مد انجمادی، انجماد به صورت فریت اولیه رخ می‌دهد ولی مقداری آستنیت از طریق یک واکنش پرتکتیک-یوتکتیک در مراحل پایانی انجماد در مرزهای انجماد فریت تشکیل می‌شود. ترتیب استحاله‌ها برای این مد انجمادی به صورت زیر است.



هنگامی که فلز جوش از منطقه دوفازی فریت + آستنیت سرد شود، فریت به شدت غیر پایدار شده و آستنیت از طریق یک واکنش نفوذی (کنترل شده با نفوذ) شروع به مصرف فریت می‌کند. بنا بر این نفوذ در فصل مشترک فریت-آستنیت، سرعت و ماهیت استحاله را کنترل می‌کند. هنگامی که سرعت سرد کردن پایین یا متوسط باشد مورفولوژی فریت اسکلتی یا کرمی شکل ایجاد می‌شود. در واقع این مورفولوژی این گونه شکل می‌گیرد که آستنیت انقدر فریت را مصرف می‌کند و توسعه می‌یابد تا فریت باقیمانده به مقدار کافی از عناصر فریت زا نظیر کروم و مولیبدن غنی و از عناصر آستنیت زا نظیر کربن، نیکل و نیتروژن فقیر گردد. در نتیجه این فریت در دمای پایین که سرعت استحاله کم است (نرخ نفوذ کم است) پایدار می‌گردد. سرعت‌های سرد کردن زیاد موجب محدودیت نفوذ در طول فصل مشترک فریت-آستنیت می‌گردد. در این حالت فاصله‌های نفوذ کاهش می‌یابد لذا برای استحاله موثرتر است که

مقاومت به حفره دار شدن این آلیاژ به شدت کاهش یافته است. آلیاژ در این شرایط تا پتانسیل 0.519mv با تشکیل یک فیلم پسیو ضعیف و ناپایدار مانع از افزایش سریع چگالی جریان خوردگی گردیده است. با افزایش بیشتر پتانسیل به دلیل تخریب فیلم پسیو اولیه چگالی جریان خوردگی بشدت افزایش یافته و فولاد در این شرایط حفره دار می شود.

با افزایش دما از 25°C به 75°C ، پتانسیل حفره دار شدن فلز جوش بشدت کاهش یافت و محلول بدون گاز به سختی در محدوده کمی از پتانسیل خود را پسیو می کند در حالیکه محلول های حاوی گاز SO_2 قادر به پسیو کردن خود نخواهد بود. از تصاویر بوضوح مشاهده می شود که با افزایش پتانسیل، چگالی جریان خوردگی افزایش یافته است. در واقع با افزایش دما و حضور گاز SO_2 و امکان تشکیل اسیدهای H_2SO_4 و H_2SO_3 در محلول شربت نیشکر و نیز به دلیل افزایش قدرت مهاجم نظیر یون های سولفیدی، کلرید و نیز افزایش PH محیط و افزایش واکنش دهنده های کاتدی نظیر اکسیژن در محلول شربت، خسارت وارده به فیلم پسیو افزایش یافته و آلیاژ حفره دار می شود.

فلز در ادامه نیز قادر به ترمیم فیلم پسیو و حفرات ایجاد شده نبوده و با هجوم یون های مهاجم نظیر سولفیدها و کلریدها و حتی سولفات ها سرعت انحلال آندی درون حفره (حفره دار شدن و رشد حفره) افزایش می یابد. بنابراین با افزایش دما بویژه در محلول های حاوی گاز SO_2 مقاومت به حفره دار شدن آلیاژ بشدت کاهش یافته است. تحقیقات دیگر محققان نیز نشان داده است که افزایش دما و حضور ترکیبات حاوی گوگرد باعث تشدید خوردگی فولادهای زنگ نزن گردیده است [۱۱ و ۱۲].

4- نتیجه گیری و جمع بندی

در زیر نتایج حاصل از این پژوهش به اختصار ارائه گردیده است.

- ریزساختار فلز جوش 316L کاملاً استنتیتی به همراه فریت های مرز دانه ای است. در فصل مشترک فلز پایه 316Ti و فلز جوش 316L اثری از ترک و یا ناپیوستگی مشاهده نشد.

- فلز جوش 316L در دمای 25°C در هر دو محلول شربت نیشکر حاوی گاز SO_2 و بدون گاز به خوبی خود را پسیو نمود و نشان داد که از مقاومت به حفره دار شدن خوبی برخوردار است.

- مشخص گردید که با افزایش دما از 25°C به 75°C ، فیلم پسیو محافظ بشدت ضعیف گردیده و در پتانسیل های بسیار کمتری نسبت به دمای 25°C تخریب می گردد. نتایج نشان داد که فیلم محافظ در دمای 75°C قادر به ترمیم خود نبوده و بشدت به حفره دار شدن حساس می باشد.

- مشخص گردید که با افزایش دما از 25°C به 75°C چگالی جریان خوردگی (سرعت خوردگی) بشدت افزایش می یابد.

تقدیر و تشکر

نویسندگان مقاله بر خود لازم می دانند که از حمایت های همه جانبه

شبکه های فضایی فشرده تری را ایجاد نماید. در نتیجه یک الگوی فریت باقیمانده شکل می گیرد که جهت رشد سلول یا دندریت انجماد اولیه را قطع می کند. این ساختار به مورفولوژی فریت شبکه ای موسوم است.

ریزساختار مرز ذوب و ناحیه متأثر از حرارت اتصال جوشی فولاد 316Ti در شکل (۳) ارائه شده است. شکل نشان می دهد که فصل مشترک فلز پایه و جوش از پیوستگی مناسبی برخوردار است و اثری از ترک و عیوب دیگر مشاهده نمی شود. با توجه به شکل (۳-الف) نشان می دهد که رشد دانه چشمگیری در ناحیه متأثر از حرارت رخ نداده است. شکل (۳-ب) تشکیل فازهای ثانویه را در نواحی اطراف مرز ذوب نشان می دهد. از شکل مشخص است که حضور تیتانیوم در ترکیب شیمیایی، منجر به تمایل به تشکیل فازهای نیتريد و کاربید تیتانیوم شده است. به دلیل خاصیت کاربیدزایی بیشتر تیتانیوم نسبت به کروم از تشکیل کاربید کروم جلوگیری شده است و کاربیدهای MC از نوع TiC تشکیل شده است [۱۰]. شکل (۳-ج) نشان می دهد که مقداری فریت در مرز دانه های آستنیت تشکیل شده است. سرعت بالای سرد شدن با توجه به کند بودن استحاله نفوذی تشکیل فریت از آستنیت، مقدار تشکیل فریت را محدود می کند. بنابراین فریت تنها در مرز دانه های آستنیت احتمال تشکیل دارد. با توجه به آن چه گفته شد، مرز دانه های آستنیت در ناحیه متأثر از حرارت و در نزدیکی مرز ذوب مستعد تشکیل فاز فریت و فازهای ثانویه کاربیدی و نیتريدی است. تشکیل این فازها از عوامل محدود کننده رشد دانه در ناحیه متأثر از حرارت بوده است.

3-2- رفتار خوردگی اتصالات جوش

در این بخش، خوردگی فلز جوش $ER316\text{L}$ در شربت نیشکر با و بدون گاز در دماهای 25°C و 75°C مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفته است.

در شکل (۴) نمودارهای پلاریزاسیون سیکی فلز جوش $ER316\text{L}$ در محلول شربت نیشکر با و بدون گاز در دمای 25°C و 75°C نشان داده شده است. شکل (۵-الف) نشان می دهد که فلز جوش $ER316\text{L}$ در شربت نیشکر بدون گاز SO_2 در دمای 25°C تا پتانسیل $\text{Epit} = 0.7338\text{mv}$ پسیو گردیده است. با افزایش پتانسیل به بیش از این مقدار فیلم پسیو سطحی آسیب دیده و چگالی جریان خوردگی بشدت افزایش یافته است. مثبت بودن منحنی روبش معکوس شاخه آندی نشان میدهد که فیلم پسیو آسیب دیده توانایی ترمیم مجدد خود را نداشته و لذا فولاد در پتانسیلهای بیش از پتانسیلهای حفره دار شدن از مقاومت کافی برخوردار نبوده و می تواند حفره دار گردد. شکل (۴-ب) نشان می دهد که فولاد $ER316\text{L}$ در شربت گازدار در دمای 25°C نیز به خوبی خود را پسیو میکند. از شکل مشاهده میشود که منحنی روبش معکوس شاخه آندی در برگشت ابتدای ناحیه پسیو را قطع نموده است. شکل نشان میدهد که با افزایش دما در شربت گاز دار

technology", Vol III, Elsevier Publication.
 8-Lipold, J. C, Kotecki, D. J., "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels", 2007.

9- آرش فتاح الحسینی، احمد ساعتچی، پرویز محمدیان صمیم، خوردگی فولادهای زنگ نزن، دانشگاه بوعلی سینا همدان، ۱۳۹۲.

10-Sedriks A.J., Corrosion of Stainless Steels, 2nd Ed., John Wiley & Sons, Inc., 1996.

11-Kou, Sindo., Welding Metallurgy, Second Edition, 2006.

12-Stewart J., Williams D.E., The initiation of pitting corrosion on austenitic stainless steel: on the role and importance of sulfide inclusions, Corros. Sci., Vol. 33, pp. 457-474, 1992.

پی نوشت

- 1- گروه مواد- دانشکده مهندسی - دانشگاه شهید چمران اهواز - اهواز - ایران
- 2- مدیر عامل شرکت کشت و صنعت نیشکر دعبیل خزایی، اهواز - خوزستان
- 3- کارشناس ارشد تولید- شرکت کشت و صنعت نیشکر حکیم فارابی، اهواز - خوزستان
- 4- معاونت صنعت - شرکت کشت و صنعت نیشکر حکیم فارابی، اهواز - خوزستان
- 5- دانشجوی دکترا- گروه مواد- دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

مادی و معنوی مدیر عامل و هیأت مدیره محترم و تمامی مسئولین و کارشناسان شرکت کشت و صنعت نیشکر حکیم فارابی برای انجام این پژوهش نهایت تقدیر و سپاسگزاری را بعمل آورند.

منابع

1-Hugot, Emile. Handbook of cane sugar engineering. Elsevier, 2014.

2- علی اسکینی، بهار حقدوست، بررسی صنعت قند و شکر، ماهنامه بورس، اسفند ۱۴۰۰.

3- سایت اینترنتی شرکت توسعه نیشکر و صنایع جانبی، <https://www.sugarcane.ir>

4-Farias, Camila A., and Vanessa FC Lins. "Corrosion resistance of steels used in alcohol and sugar industry", Chemical engineering & technology, 34.9(2011): 1393-1401.

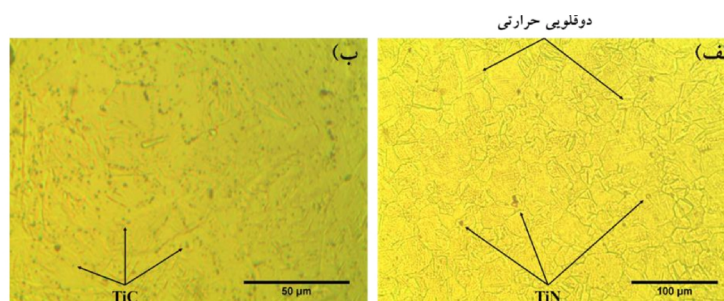
5-Hugot, Emile. Handbook of cane sugar engineering. Elsevier, 2014.

6-Rein, Peter. Cane sugar engineering. No. Ed. 2. Verlag Dr. Albert Bartens KG, 2016.

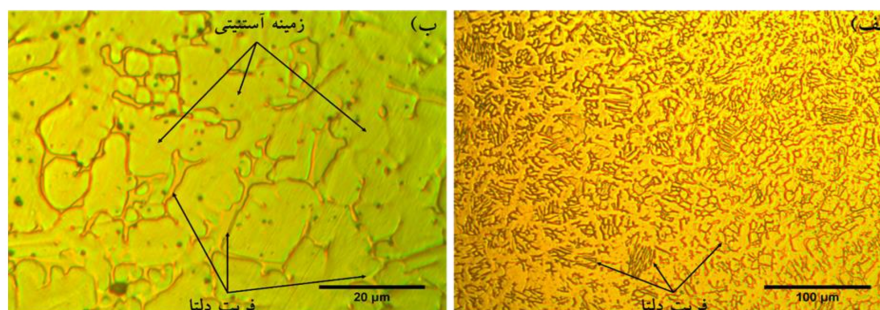
7-Honig, P., (1963) "principles of sugar

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلزات پایه و پرکننده (درصد وزنی)

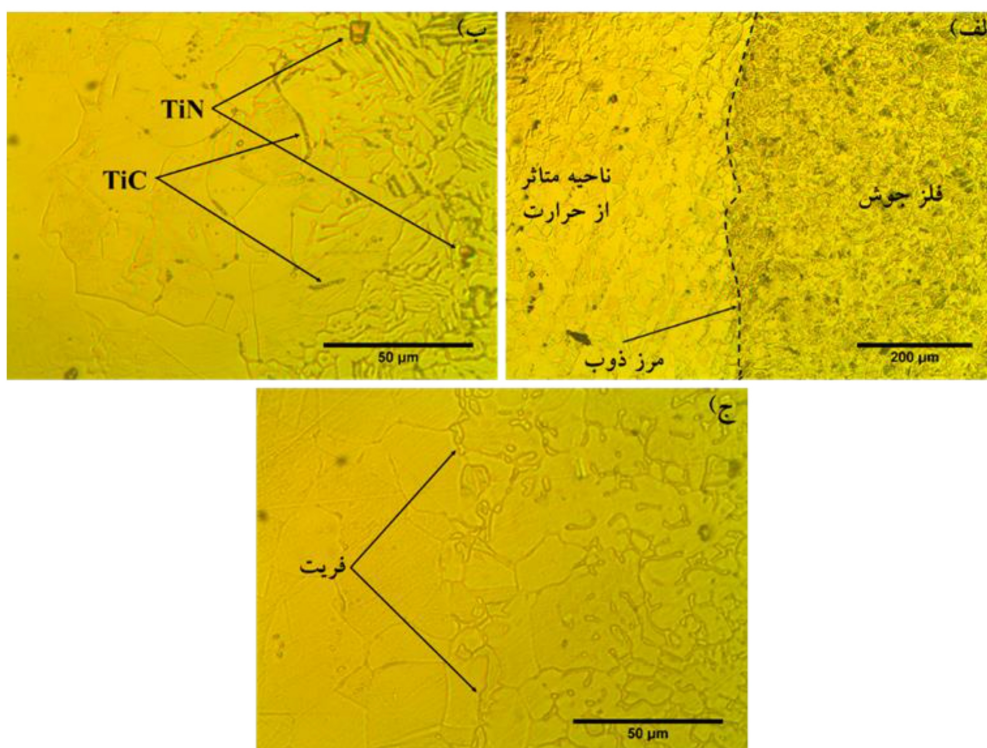
Fe	V	Ti	N	Co	Ni	Mo	Cr	S	P	Mn	Si	C	نوع آلیاژ
Bal	۰/۱۱۱	۰/۵	۰/۰۴	۰/۱۹	۱۳	۲/۵	۱۷	۰/۰۰۵	۰/۰۲	۱/۱۱	۰/۷۳	۰/۰۷	316Ti
Bal	-	-	-	-	۱۰/۴۶	۳/۳۳	۱۷/۳۰	۰/۰۱	۰/۰۳۴	۱/۳۸	۰/۲۲	۰/۳۳	ER316L



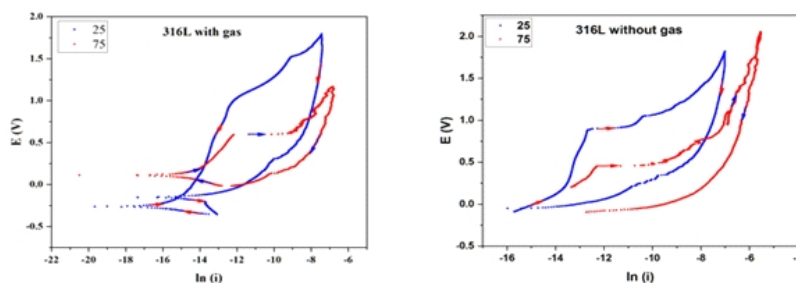
شکل ۱- ریزساختار فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶Ti، الف- بزرگنمایی ۲۰۰ برابر، ب- بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر



شکل ۲- ریزساختار فلز جوش اتصال مشابه فولاد ۳۱۶Ti با فلز پرکننده ER316L، الف) نمای کلی ریزساختار در بزرگنمایی ۲۰۰ برابر، ب) فريت دلتا در بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر



شکل ۳- ریزساختار مرز ذوب و ناحیه متأثر از حرارت اتصال مشابه ۳۱۶Ti، الف- نمای کلی از مرز ذوب و نواحی اطراف در بزرگنمایی ۱۰۰ برابر، ب- تشکیل فازهای کاربید و نیتريد تیتانیوم در منطقه متأثر از حرارت در بزرگنمایی ۵۰۰ برابر، ج- رشد اپی تکسیال و تشکیل فریت در مرزدانه های آستنیت در بزرگنمایی ۵۰۰ برابر



شکل ۴- نمودارهای پلاریزاسیون سیکلی فلز جوش ER316L در محلول شربت نیشکر با و بدون گاز در دمای ۲۵°C و ۷۵°C

