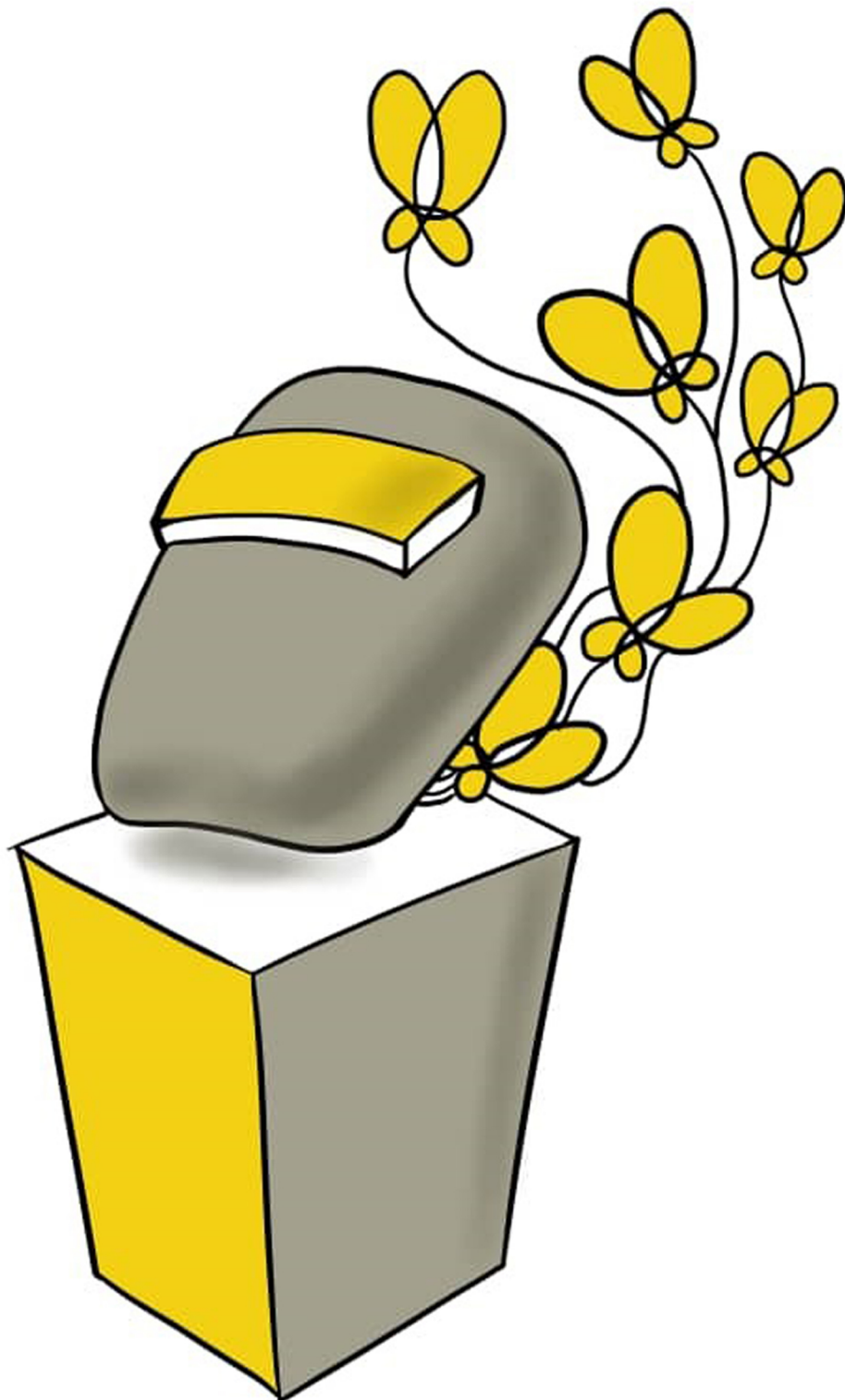
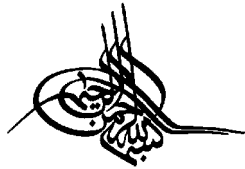


# بهشتکاری

فصلنامه انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران  
شماره ۱۱۷ - زمستان ۱۴۰۲



مقام اول بخش گرافیک دوازدهمین مسابقه گرافیک و عکاسی صنعت جوش و بازرسی  
سرکار خانم فاطمه باقری هفشجانی



- 1 بهبود سختی و مقاومت به سایش فولاد CK45 با استفاده از ذرات SiC به روش فرایند GTAW، مهدی کوشکباغی - مصطفی حاجیان حیدری - محمدمبین جبار - مهسا جمالی
- 7 فلز پرکننده برای جوشکاری فولادهای زنگ نزن، مهندس عبدالوهاب ادب آوازه
- 11 مدل سازی تغییرات اندازه دانه منطقه هم زدنی در آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ بر حسب پارامترهای اجرایی فرایند فراوری اصطکاکی هم زدنی، عبدالله لعل پور - مسعود مصلاهی پور - علی اشرفی
- 16 ساخت و مشخصه یابی لحیم بدون سرب Sn-Zn، محمد کیان وجدان پاک - علی مالکی - بهزاد نیرومند
- 21 آشنایی با الزامات استاندارد ISO 3834 الزامات کیفیتی در جوشکاری ذوبی مواد فلزی - بخش جامع قسمت هشتم، مهندس افشین خیام
- 23 مطالعه مروری روکش کاری لیزر سوپر آلیاژهای پایه نیکل، حمیدرضا رفیعی - سید امیر آذر مهر - سید میثم میر قربانی
- 31 شبیه سازی ترمومکانیکی فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی با استفاده از نرم افزار آباکوس، حسین مانی - احمد رضا نظری - ابوذر طاهری زاده
- 43 ارزیابی ریزساختاری و مکانیکی موضع اتصال 5PH SS/BNI-3/15-5PH SS-15 متصل شده توسط فرایند TLP، مسعود مصلاهی پور - محمدمبین نادری - مصطفی هوشنگی - افشین بابائزاد
- 50 ارزیابی تأثیر نیکل بر استحکام خستگی فلز جوش ایجاد شده از الکتروود E7018-G، مرضیه دهقانی، مسعود مصلاهی پور - سیدصادق قاسمی - محمد هدایتی آینده - مجید فاخری

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:

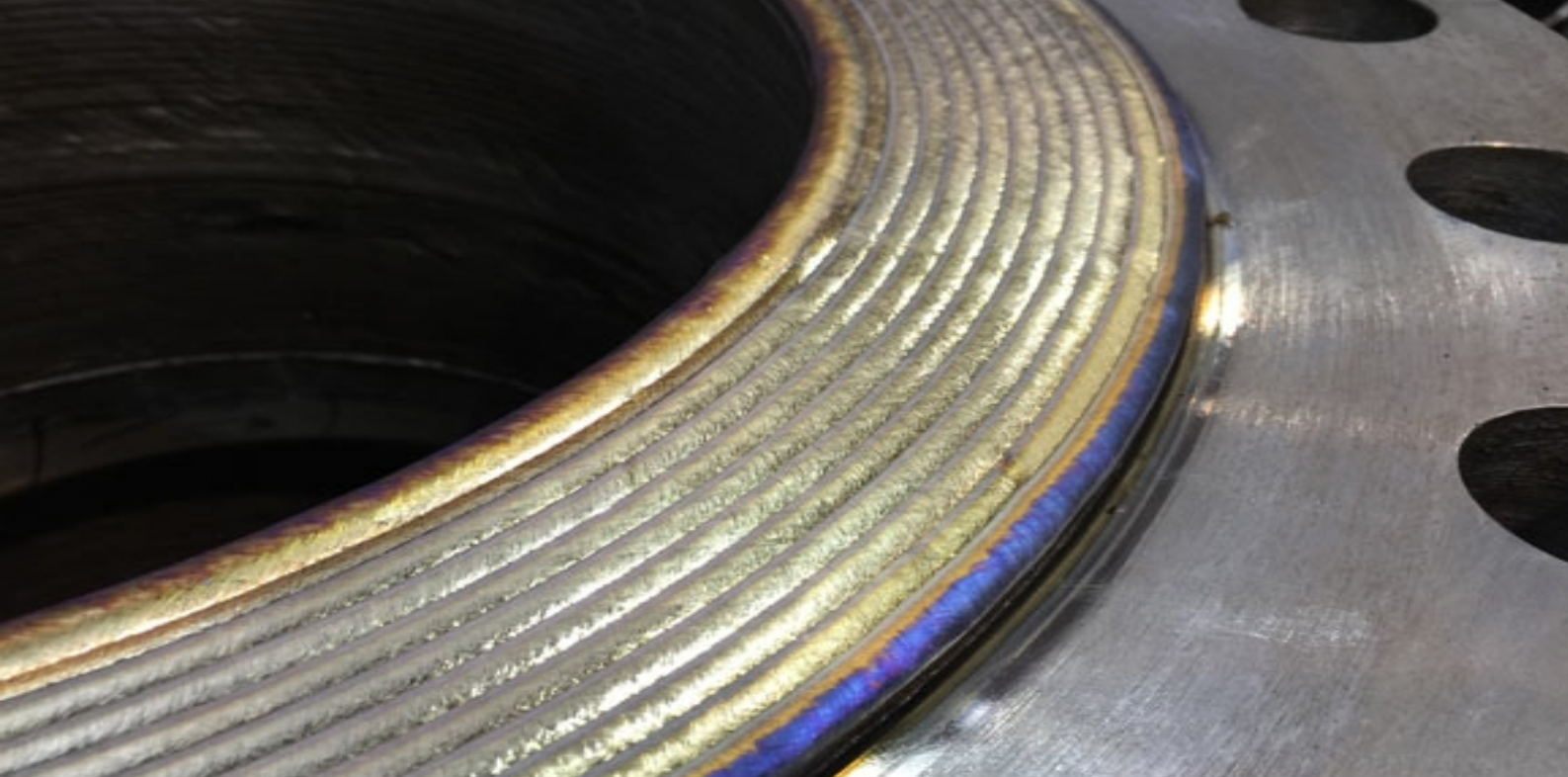
Email: info@iwnt.com

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

فصلنامه در ویرایش مقالات رسیده آزاد است

نقل نوشته ها با ذکر ماخذ بلامانع است.





## بهبود سختی و مقاومت به سایش فولاد CK45 با استفاده از ذرات SiC به روش فرایند GTAW

مهدی کوشکباغی<sup>۱</sup>، مصطفی حاجیان حیدری<sup>۲</sup>، محمدامین جبار<sup>۳</sup>، مهسا جمالی<sup>۴</sup>

### چکیده

هدف از این پژوهش بهبود خواص سطحی و تریبولوژیکی فولاد CK45 به وسیله ایجاد لایه کامپوزیت سطحی با استفاده از پودر SiC و حرارت ناشی از فرایند قوس تنگستن تحت گاز محافظ آرگون (GTAW) است. بدین منظور پودر SiC با چسب سیلیکات سدیم و محلول پلی وینیل الکل (PVA) ترکیب و روی نمونه‌ها ثابت شد و سپس با استفاده از فرایند GTAW ذوب سطحی صورت گرفت. در ادامه برای بررسی ریزساختار متالورژیکی از میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (FESEM) مجهز به ریزآنالیزگر عنصری (EDS) استفاده شد و شناسایی و تعیین فازها با آزمون پراش پرتو ایکس (XRD) صورت گرفت. ریزساختار شامل دندریتهایی در زمینه یوتکتیک آهن - سیلیسیم و توده‌های کربن باقی مانده حاصل از انحلال جزئی ذرات SiC بود که در آن سیلیسیم از ساختار کاربید بیرون آمده و در زمینه و بین دندریته‌ها پراکنده شده بود. دامنه سختی برحسب شرایط اعمال شده بیش از ۲/۵ برابر نسبت به فلز پایه افزایش و مقاومت به سایشی نمونه‌ها بهبود پیدا کرد.

**کلمات کلیدی:** کاربید سیلیسیم؛ فرایند GTAW؛ کامپوزیت سازی سطحی؛ سختی؛ سایش.

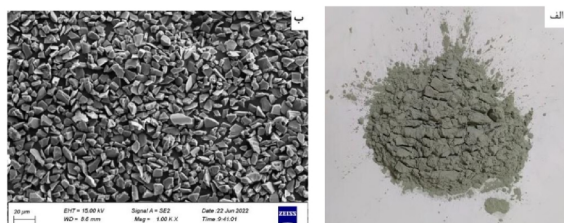
### مقدمه

فولادهای کم کربن به دلیل هزینه کم، شکل پذیری و قابلیت جوشکاری خوب به صورت گسترده در صنایع مختلف استفاده می‌شوند اما خواص سطحی نامطلوب آن‌ها مانند مقاومت ضعیفی که نسبت به خوردگی و سایش نشان می‌دهند باعث بروز مشکلاتی شده که ممکن است خسارات جبران ناپذیر جانی و مالی و محیط زیستی پدید آورند [۱]. این فولادها به دلیل آنکه با افزایش دما در اتمسفر محیط به سرعت اکسید شده و لایه اکسیدی تشکیل شده نه تنها نمی‌تواند محافظت خوبی از سطح زیرین به عمل آورد بلکه در شرایط لغزشی موجب تشدید نرخ سایش خواهند شد. به همین منظور جهت افزایش عمر قطعات از روش‌های مختلفی برای ایجاد پوشش‌های کامپوزیتی روی سطح آن‌ها استفاده می‌شود که یکی از پرکاربردترین

آن‌ها در این حوزه اعمال جوشکاری سطحی برای ایجاد کامپوزیتی با تقویت کننده‌های سرامیکی در یک زمینه انعطاف پذیر از فلز یا آلیاژ مانند فولادهای ساده کربنی، آلیاژهای آلومینیم و تیتانیوم و ... است [۲]. استفاده از روش GTAW به دلیل آنکه فرایندی ساده، تمیز و ارزان بوده و پوشش‌های با کیفیت بالا در کنار پیچیدگی کم، ضخامت مناسب پوشش و نرخ رسوب گذاری بالا ایجاد می‌کند، در مقایسه با سایر فرایندها بیشتر به کار برده می‌شود [۳، ۴]. بسته به زمینه استفاده شده و کاربرد نهایی مورد نظر از تقویت کننده‌های مختلفی مانند WC، SiC، TiC، TiB<sub>۲</sub>، ZrC و Al<sub>۲</sub>O<sub>۳</sub> استفاده می‌شود [۵-۱۱]. به عنوان مثال WC که به دلیل سختی، نقطه ذوب بالا و ترشوندگی خوب با فلزات مذاب در موارد زیادی قابل استفاده بوده [۱۲]، یا ذرات B<sub>۴</sub>C به دلیل سختی بالا، پایداری

## مواد و روش پژوهش

در این پژوهش از فولاد کربنی **AISI 1045** معادل فولاد **CK 45** مطابق با استاندارد **DIN** آلمان با ابعاد  $8 \times 20 \times 50$  میلی متر مکعب استفاده شد که ترکیب شیمیایی آن در جدول ۱ مشخص شده است. ابتدا برای رفع آلودگی های سطحی قطعات تمیز و تا سنباده شماره ۳۲۰ سنباده زده شدند. سپس آنالیز عنصری و بررسی ریزساختار میکروسکوپی روی ماده اولیه انجام شد. مطابق شکل (۱-الف) برای ایجاد لایه سطحی از پودر **SiC** با ابعاد متوسط ذرات ۸ تا ۱۰ میکرومتر استفاده شد. تصویر **FESEM** پودر در شکل (۲) و آنالیز آن در جدول (۳) نشان داده شده است. ذرات با محلول **PVA** (با ترکیب اتانول ۷۰٪، ایزوپروپیل الکل ۵٪ و بنزالکونیوم کلراید ۵٪/۵) و چسب سیلیکات سدیم (نیم میلی لیتر به ازای ۲ میلی گرم پودر **SiC**) آغشته شده و با استفاده از شابلون ثابت شدند. سپس حرارت داده شده و خشک شدند. برای ذوب سطحی فولاد، از روش جوشکاری قوسی تنگستن - گاز استفاده شد. گاز محافظ مصرفی آرگون با خلوص ۹۹/۹۹٪، الکترو د تنگستنی حاوی ۲ درصد توریم و قطر آن ۲/۴ میلی متر بود و همچنین شکل نوک الکترو د مخروطی در نظر گرفته شد. عملیات ذوب سطحی روی نمونه ها در شرایط مختلف، مطابق جدول (۲) انجام شد.



شکل ۱- الف - تصویری از پودر کاربرد سیلیسیم مورد استفاده،  
ب - تصویر SEM پودر SiC

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد (CK 45) AISI 1045

| Fe  | C    | Si   | Mn   | P     | S     |
|-----|------|------|------|-------|-------|
| Bal | ۰/۴۶ | ۰/۲۴ | ۰/۴۶ | ۰/۰۱۲ | ۰/۰۲۸ |

جدول ۲- شماره نمونه ها، شرایط و پارامترهای مورد استفاده در جوشکاری زیر لایه فولادی

| شماره نمونه | درصد وزنی SiC | شدت جریان (A) | ولتاژ V | نوع قطبیت دستگاه | سرعت حرکت تورچ جوشکاری (mm/s) | حرارت ورودی (kJ/mm) |
|-------------|---------------|---------------|---------|------------------|-------------------------------|---------------------|
| ۱           | ۹۰٪           | ۸۵            | ۱۵      | DCEN             | ۶۲۵                           | ۱/۲۲۴               |
| ۲           | ۹۰٪           | ۹۵            | ۱۵      | DCEN             | ۵۲۹                           | ۱/۱۱۶               |

پس از اتمام جوشکاری با فرایند سنگ زنی نمونه های مکعبی شکل آماده و سپس به کمک فرایند وایر کات نمونه های استوانه ای استخراج و با فرایند اسپارک نمونه های استوانه ای از سمت پوشش به شعاع ۳ میلی متر به صورت نیم کره برای مراحل بعدی آماده شدند. جهت مطالعه و بررسی ریزساختاری پس از اچ کردن نمونه ها با محلول نایتال ۲ درصد از میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (FESEM) مجهز به ریز آنالیز گر عنصری (EDS) استفاده شد. شناسایی و تعیین فازها با استفاده از آزمون پراش پرتو

حرارتی و چگالی کم توجه زیادی را به خود جلب کرده اند [۱۳]. علاوه بر این، عناصر آلیاژی مانند **Ni** که خواص پوششی عالی نسبت به خوردگی و سایش دارد، در ایجاد یک کامپوزیت زمینه فلزی مناسب نیز کمک می کنند [۱۴]. همچنین **SiC** به دلیل داشتن هم زمان سختی بالا و مقاومت در برابر سایش، مقاومت به اکسیداسیون، چگالی کم، مقاومت در برابر شوک حرارتی، انبساط حرارتی کم و هدایت حرارتی بالا برای استفاده در پوشش های سرامیکی بسیار مناسب است [۱۵، ۱۶].

**Tosun** و همکارانش [۱۷] با ایجاد یک لایه سطحی از کامپوزیت **Ni-WC** بر روی فولاد کم کربن **AISI 1010** به کمک حرارت ناشی از جوش **GTAW** مشاهده کردند که ریزساختاری بدون ترک و تخلخل ایجاد شده و پودر پوشش با زمینه اتصال خوبی برقرار کرده است. در پژوهشی دیگر، **Lin** و همکارانش [۱۸] سطح فولاد **Ti-6Al-4V** را با پودر سرامیکی **SiC** به کمک **GTAW** پوشش دادند که نتایج حاکی از آن بود که ذرات تقویت کننده در ناحیه بالایی روکش کوچک تر از تقویت کننده های وسط آن هستند که این ناشی از نرخ های مختلف انجماد در نواحی مختلف بود و همچنین نرخ سرمایش بالا باعث تبدیل ناحیه **HAZ** به مارتنیزیت شده بود. هم چنین **Celik** و همکارانش [۱۹] با ایجاد کامپوزیت سطحی از مخلوط ذرات **SiC** و **C** بر روی فولاد **AISI 8620** مشاهده کردند که بهبود خواص تریبولوژیکی با ذوب سطحی با جوشکاری **TIG** امکان پذیر بوده و بالاترین سختی حاصل شده برای نمونه با درصد کربن بیشتر و افزایش کاربیدهای **FeSiC-M<sub>3</sub>C-M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>** بود. **Sharifitabar** و همکارانش [۲۰] نیز ریزساختار و مقاومت به سایش پوشش کامپوزیتی **Fe-TiC-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>** بر سطح فولاد **CK45** را فرایند پوشش قوس تنگستن گازی بررسی کردند که با رسوب ذرات **TiC** در هنگام انجماد به طور جداگانه یا روی ذرات **Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>** سختی را افزایش و مقاومت سایشی بستر فولادی را بهبود بخشید.

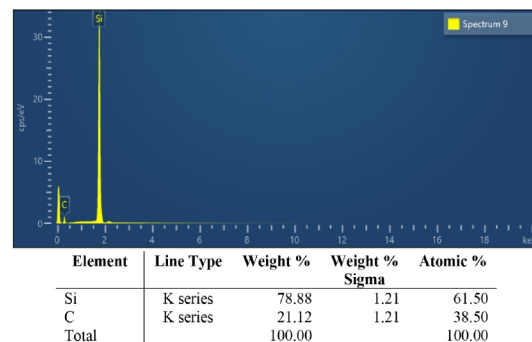
در پژوهشی دیگر **Hojjatzadeh** و همکارانش [۲۱] اثر افزودن گاز نیتروژن به گاز محافظ آرگون در جوشکاری **GTAW** را بر روی خواص لایه آلیاژی ایجاد شده با پودر **FeTi** بر بستر فولادی **AISI 1045** را بررسی کردند که با ثابت نگه داشتن عوامل دیگر به این نتیجه رسیدند که افزودن نیتروژن در گاز محافظ مبتنی بر آرگون به دلیل تأثیر فزاینده آن بر گرمای ورودی، عمق لایه های آلیاژی را افزایش داد و با کاهش محتوای نیتروژن در گاز محافظ، هم مقدار ساختار یوتکتیک در لایه ها و هم سختی آن ها افزایش یافت.

در ادامه تحقیقات قبلی، هدف از انجام این پژوهش بهبود خواص سطحی فولاد **AISI 1045** به وسیله روکش کاری با کاربرد سیلیسیم است. ریزساختار فلز جوش که بسیار متأثر از حرارت ورودی و شدت جریان جوشکاری است، نقش بسیار مهمی بر خواص روکش کامپوزیتی تولید شده دارد؛ بنابراین، ابتدا نحوه توزیع عناصر در ساختار جوش و همچنین آنالیز عنصری فلز جوش و سپس نقش حرارت ورودی بر ریزساختار و سختی روکش کامپوزیتی تولید شده بررسی شد.



ایکس (XRD) صورت گرفت. آزمون سایش به روش پین روی دیسک مطابق با استاندارد ASTM G99 در دمای محیط، تحت بار اعمالی N 30، مسافت 1000 m و با سرعت 0/21 m/s انجام شد و کاهش وزن نمونه‌ها اندازه‌گیری شد. پروفیل سختی نمونه‌ها از سطح به طرف فلز پایه با دستگاه ریزسختی‌سنجی با فرورونده ویکرز و مطابق با استاندارد ASTM E110 14 انجام شد.

جدول ۳- آنالیز EDS پودر کاربید سیلیسیم



### نتایج و بحث

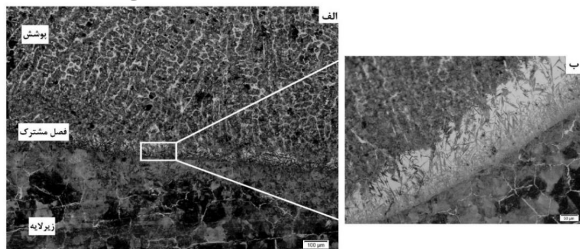
عوامل تأثیرگذار در فرایند جوشکاری شامل ولتاژ جوشکاری، شدت جریان جوشکاری، سرعت حرکت دست جوشکار یا تورچ، اتمسفر محافظ و دمای پیشگرم نمونه هستند که نقش بسیار مهمی در به‌دست آمدن ساختار متالورژیکی نهایی فلز جوش دارند و با کنترل آن‌ها در کنار هم می‌توان به خواص سطحی مطلوب و مورد نظر دست یافت.

$$E = \eta \frac{VI}{S} \quad (1)$$

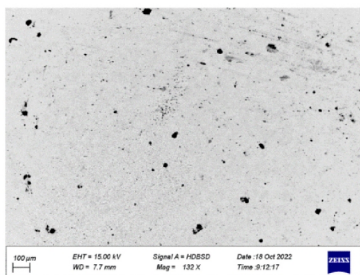
همان‌طور که از رابطه (۱) استنباط می‌شود، با افزایش ولتاژ (V) و شدت جریان جوشکاری (I) و همچنین کاهش سرعت حرکت دست جوشکار یا تورچ (S)، میزان حرارت ورودی به قطعه افزایش می‌یابد و به دنبال آن مدت‌زمان لازم برای انجماد حوضچه مذاب افزایش یافته و ریزساختار درشت‌تر می‌شود؛ به عبارتی دانه‌بندی درشت‌تر شده و شکل حوضچه جوش کشیده‌تر و از حالت بیضی به شکل قطره اشک تبدیل می‌شود؛ و برعکس یعنی با کاهش ولتاژ و شدت جریان جوشکاری و همچنین افزایش سرعت حرکت دست جوشکار یا تورچ، میزان حرارت ورودی به قطعه کاهش می‌یابد و در نتیجه آن مدت‌زمان لازم برای انجماد حوضچه مذاب کاهش یافته و ریزساختار ریزتر می‌شود؛ به عبارتی ساختار سلولی یا دندریتی ریزتری حاصل می‌شود و بعد با ادامه یافتن انجماد بازوهای دندریت بزرگ در ازای از بین رفتن بازوهای کوچک‌تر ایجاد می‌شوند. همچنین حرارت ورودی در حین و پس از جوشکاری تأثیر زیادی بر ریزساختار منطقه متأثر از حرارت HAZ گذاشته و باعث تفاوت ریزساختار نسبت به فلز پایه شده و باعث ریز و درشت شدن دانه‌ها و در نتیجه تغییر استحکام ماده می‌شود [۹]. برای رسیدن به هدف مطلوب و بهبود خواص سطحی درشت‌دانه‌گی به دلایل متعدد از جمله کاهش خواص مکانیکی مطلوب نبوده و سعی بر آن است که با روش‌های گوناگون ریزدانه‌گی ایجاد شود.

### تحلیل ریزساختار

در شکل (۲-الف) تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه ۲ در بزرگنمایی ۱۰۰× نشان داده شده است. ریزساختار شامل پوشش کامپوزیتی، فصل مشترک و زیرلایه است. همان‌طور که از شکل مشخص است از بالای پوشش تا فصل مشترک ساختار به صورت دندریتی رشد کرده است که این ناشی از انجماد سریع پوشش طی فرایند GTAW است. در قسمت ب که در بزرگنمایی بالاتری از فصل مشترک گرفته شده ساختار مارتنزیتی مشاهده شد. علت ایجاد ساختار مارتنزیتی در این ناحیه مربوط به انجماد سریع بازوهای دندریتی و عدم زمان کافی برای رشد است و به همین دلیل جوانه‌ها نمی‌توانند رشد کنند. این عدم رشد همراه با عدم نفوذ کربن به علت سرعت بالای انجماد به ایجاد ساختار مارتنزیتی کمک کرده است. نتایج سایر محققین نیز این موضوع را اثبات می‌کند [۲۲]. همان‌طور که قابل مشاهده است در منطقه HAZ تحت تأثیر حرارت ورودی اندازه دانه‌ها افزایش یافته است [۲۳]. در شکل (۳) تصویر FESEM نمونه ۱ نشان داده شده است. نتایج به‌دست آمده حاکی از آن است که ذرات SiC وارد شده به ساختار انحلال جزئی پیدا کرده، اتم‌های سیلیسیم از ساختار کاربید بیرون آمده و در زمینه و بین دندریت‌ها پراکنده می‌شوند. طبق نتایج آنالیز شکل (۴) ذرات سیاه مشاهده شده در تصویر کربن باقی‌مانده از SiC هستند که به‌خصوص در قسمت‌های بالایی و کناری که دما کمتر از وسط نمونه است در پوشش باقی‌مانده‌اند.

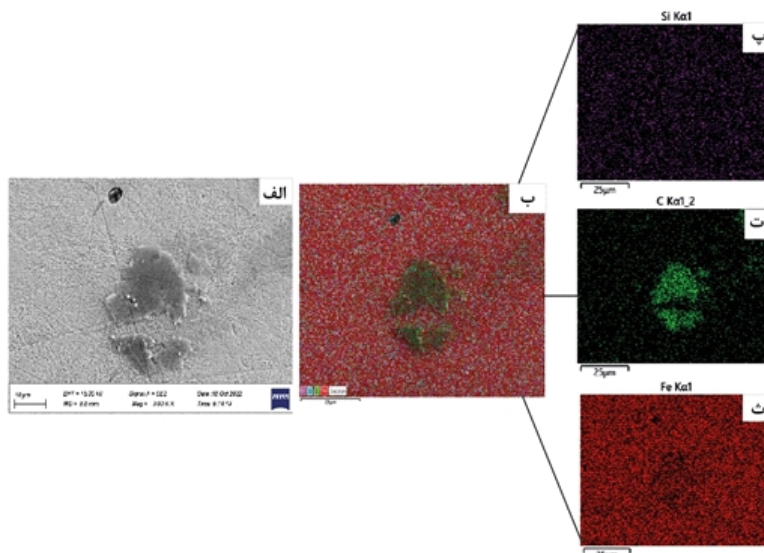


شکل ۲-الف - تصویر میکروسکوپ نوری نمونه ۲ در بزرگنمایی ۱۰۰ برابر  
ب - تصویر میکروسکوپ نوری فصل مشترک در بزرگنمایی ۵۰ برابر

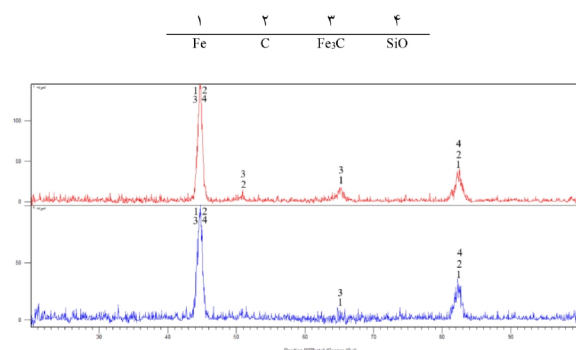


شکل ۳- تصویر میکروسکوپ الکترون روبشی از پوشش نمونه ۱

شکل (۵) تصویر FESEM نمونه ۲ که با سیگنال الکترون برگشتی گرفته شده است را نشان می‌دهد. طبق نتایج به‌دست آمده در جدول و با توجه به نتایج XRD شکل (۶) ریزساختار در نقطه ۱ شامل فریت، در نقطه ۲ کربن باقی‌مانده از کاربید سیلیسیم و در نقطه ۳ Fe<sub>3</sub>C است. بخشی از سیلیسیم با اکسیژن وارد شده به ساختار حین جوشکاری واکنش داده و به SiO



شکل ۴- الف- تصویر FESEM از نمونه ۱ ب- نقشه توزیع عنصری نمونه ۱  
پ- توزیع عنصر Si ت- توزیع عنصر C ث- توزیع عنصر Fe

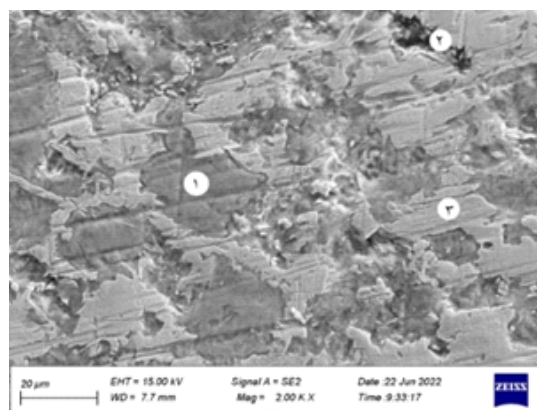


شکل ۶- نتایج آنالیز XRD نمونه ۱ و ۲

تبدیل شد [۱۲].

| نقطه ۱ | نقطه ۲ | نقطه ۳ |
|--------|--------|--------|
| ۴۱٫۲۶  | ۱۱٫۹   | ۸۹٫۲۱  |
| -      | ۷۷٫۴۷  | ۶٫۷    |
| ۱۱     | ۰٫۸۱   | ۳٫۱۵   |
| ۴۴٫۱۷  | ۹٫۳۸   | -      |

آهن  
کربن  
سیلیسیم  
اکسیژن



شکل ۵- تصویر SEM نمونه ۲

## سایش

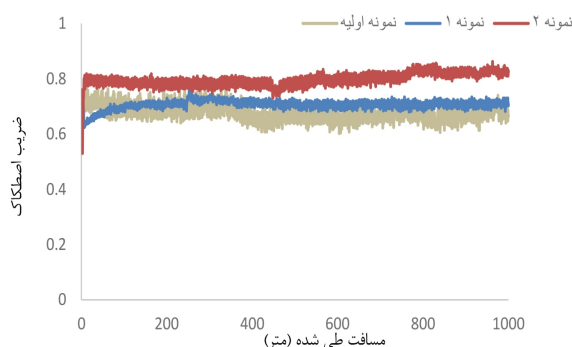
همان‌طور که اشاره شد، آزمایش سایش با استفاده از روش پین بر روی دیسک با پین‌هایی از جنس آلومینا بر روی نمونه‌های ۱ و ۲ با مسافت طی شده در اندازه‌های ۱۰۰، ۲۰۰، ۴۰۰، ۶۰۰، ۸۰۰، ۹۰۰ و ۱۰۰۰ متر اجرا شد. مقدار کاهش وزن پین استخراج‌شده از نمونه ۲ با طی مسافت ۱۰۰۰ متر لغزش، به میزان ۰/۰۲۰۱ گرم بوده است که در مقایسه با نمونه ۱ حدود دو برابر میزان کاهش وزن بیشتری داشته است. بالاتر بودن میزان کاهش وزن نمونه ۲ نسبت به نمونه ۱ به دلیل بالاتر بودن سرعت حرکت دست جوشکار در حین اجرای عملیات پوشش دهی بر روی نمونه ۱ به میزان حدود ۰/۱ میلی‌متر بر ثانیه نسبت به نمونه ۲ و همچنین کاهش میزان شدت جریان جوشکاری از ۹۵ آمپر در نمونه ۲ به ۸۵ آمپر در نمونه ۱ است که طبق رابطه (۱) محاسبه میزان حرارت ورودی به قطعه کار در فرایند جوشکاری با افزایش سرعت حرکت دست جوشکار و یا کاهش میزان شدت جریان دستگاه جوش، میزان حرارت ورودی به قطعه کار

## سختی

سختی نمونه‌ها در مقطع عرضی از سطح پوشش به سمت زیرلایه گرفته شد و طبق نمودار سختی هر دو نسبت به فلز اولیه افزایش قابل توجهی داشت. در سطح بالایی پوشش هر دو سختی تقریباً یکسان و معادل ۴۰۰ ویکرز از خود نشان دادند؛ اما با حرکت به سمت وسط پوشش و نزدیک به فصل مشترک نمونه ۲ که شدت جریان بیشتر و سرعت حرکت کمتری داشت سختی خود را بهتر حفظ کرده بود اما نمونه ۱ شیب نزولی بیشتری را نشان داد.

-ریزساختاری دندریتی و ریزدانه با انحلال جزئی کاربید سیلیسیم اولیه و پخش شدن ذرات Si و مقداری از C در زمینه ایجاد شد.  
-کاهش میزان حرارت ورودی و افزایش سرعت حرکت دست جوشکار باعث افزایش سختی و مقاومت به سایش فولاد AISI 1045 شد.

-دامنه سختی برحسب شرایط اعمال شده حدود ۲/۵ برابر نسبت به فلز پایه افزایش پیدا کرد.

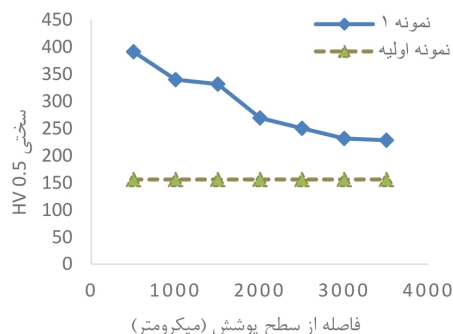


شکل ۱۰- نمودار ضریب اصطکاک برحسب مسافت طی شده

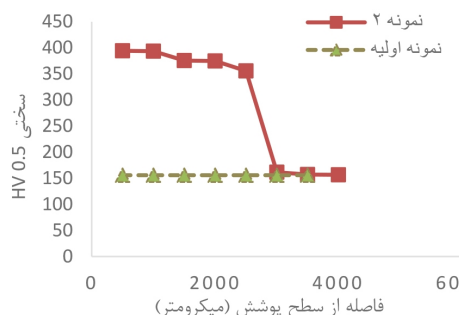
#### منابع

- 1-N. Bhadauria, S. Pandey, and P. Pandey, "Wear and enhancement of wear resistance-A review," *Materials Today: Proceedings*, vol. 26, pp. 2986-2991, 2020.
- 2-S. K. Selvaraj et al., "Performance comparison of advanced ceramic cladding approaches via solid-state and traditional welding processes: A review," *Materials*, vol. 13, no. 24, p. 5805, 2020.
- 3-K. Bello, M. Maleque, and A. Adebisi, "Processing of Ceramic Composite Coating via TIG Torch Welding Technique," 2019.
- 4-P. Thakur and A. Chapgaon, "A review on effects of GTAW process parameters on weld," *IJRASET*, vol. 4, pp. 136-140, 2016.
- 5-Y. Xiao, H. Du, X. Li, Y. Xu, L. Wu, and Y. He, "In situ synthesis of WC ceramic particle reinforced composite coating by GTAW," *Materials Research Innovations*, vol. 19, no. sup9, pp. S9-314-S9-317, 2015.
- 6-P. Lailatul and M. Maleque, "Surface modification of duplex stainless steel with SiC preplacement using TIG torch cladding," *Procedia engineering*, vol. 184, pp. 737-742, 2017.
- 7-C. K. Padhee, M. Masanta, and A. K. Mondal, "Feasibility of Al<sub>2</sub>TiC coating on AZ91 magnesium alloy by TIG alloying method for tribological application," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 30, no. 6, pp. 1550-1559, 2020/06/01/2020.
- 8-Y. Shajari, E. Bahmani, A. Lori Amini, Z. Seyedraoufi, S. Razavi, and A. Rabieifar, "Fabrication of Fe-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite layer on the surface of carbon steel via gas tungsten arc cladding," *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, vol. 55, no. 2, pp. 130-137, 2019.
- 9-S. Kumar and A. K. Das, "Evaluation of

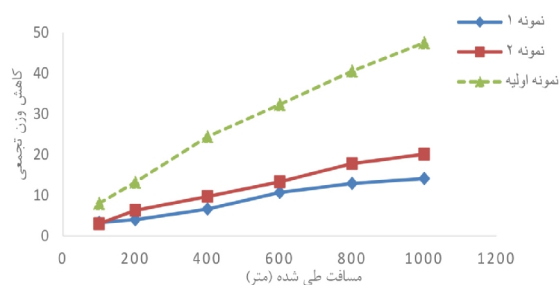
کاهش یافته در نتیجه حوضچه مذاب سریع تر به نقطه انجماد می رسد و ساختار متالورژیکی حاوی دانه بندی ریزتری می گردد. پس از آنجایی که هر دو عامل کاهش شدت جریان و افزایش سرعت حرکت دست جوشکار برای نمونه ۱ در مقایسه با نمونه ۲ هم زمان رخ داده، بنابراین شاهد افزایش مقاومت به سایش مطابق شکل (۹) در نمونه ۱ نسبت به نمونه ۲ هستیم.



شکل ۷- نمودار سختی سنجی نمونه ۱



شکل ۸- نمودار سختی سنجی نمونه ۲



شکل ۹- نمودار کاهش وزن تجمعی نمونه ۱ و ۲

همچنین نمودار حاصل از تغییرات ضریب اصطکاک برحسب مسافت طی شده در آزمون سایش برای نمونه های ۱ و ۲ در شکل (۱۰) آورده شده است.

#### نتیجه گیری و جمع بندی

- با استفاده از این روش پوشش کامپوزیتی با پیوند مناسبی به زمینه و بدون ترک و حفره ایجاد شد.

Arabian Journal for Science and Engineering, vol. 39, no. 3, pp. 2097-2106, 2014.

18-Y.-C. Lin and Y.-C. Lin, "Microstructure and tribological performance of Ti-6Al-4V cladding with SiC powder," Surface and Coatings Technology, vol. 205, no. 23-24, pp. 5400-5405, 2011.

19-O. N. elik, M. Ulutan, H. Gaan, . Er, and S. Buytoz, "Effects of graphite content on the microstructure and wear properties of an AISI 8620 steel surface modified by tungsten inert gas (TIG)," Surface and Coatings Technology, vol. 206, no. 6, pp. 1423-1429, 2011.

20-M. Sharifitabar, J. V. Khaki, and M. H. Sabzevar, "Microstructure and wear resistance of in-situ TiC-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles reinforced Fe-based coatings produced by gas tungsten arc cladding," Surface and Coatings Technology, vol. 285, pp. 47-56, 2016.

21-S. Hojjatzadeh, A. Halvae, and M. H. Sohi, "Surface alloying of AISI 1045 steel in a nitrogen environment using a gas tungsten arc process," Journal of Materials Processing Technology, vol. 212, no. 11, pp. 2496-2504, 2012.

22-M. Kilić, A. Imak, and I. Kirik, "Surface modification of AISI 304 stainless steel with NiBSi-SiC composite by TIG method," Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 30, pp. 1411-1419, 2021.

23-A. H. Kokabi and A. A. Allahyari, "Investigation on the wear properties of Ti/TiC/TiN composite coatings prepared by powder cored wires through TIG method at nitrogen atmosphere on titanium substrate," Materials Research, vol. 22, 2019.

#### پی نوشت

- 1- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی شاهرود
- 2- استادیار گروه مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی شاهرود
- 3- استادیار گروه مهندسی مواد و پلیمر، دانشگاه حکیم سبزواری
- 4- دانشجوی کارشناسی مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی شاهرود

Mechanical properties of TiB<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> ceramic composite coating on AISI 1020 mild steel by TIG cladding," Engineering Research Express, vol. 4, no. 1, p. 015034, 2022.

10-M. A. Golestani Fard and H. Baharvandi, "Development of W-ZrC composite coating on graphite by a TIG-aided surface cladding process," Ceramics International, vol. 47, no. 19, pp. 27958-27971, 2021/10/01/ 2021, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.06.227>.

11-S. Yilmaz and M. Ozenbas, "TiB 2-reinforced composite coating by gas tungsten arc welding," Journal of materials science, vol. 44, pp. 3273-3284, 2009.

12-Haghighi, "Fabrication of Al/WC micro-composite surface layer on 6061Al substrate using gas tungsten arc welding (GTAW)," Transactions of the Indian Institute of Metals, vol. 70, no. 1, pp. 59-67, 2017.

13-S. Islak, "Wear Characteristics of FeW/FeW-B<sub>4</sub>C Coatings Produced by TIG Process," Archives of Metallurgy and Materials, vol. 62, 2017.

14-C. K. Sahoo and M. Masanta, "Microstructure and mechanical properties of TiC-Ni coating on AISI304 steel produced by TIG cladding process," Journal of Materials Processing Technology, vol. 240, pp. 126-137, 2017.

15-Y.-C. Lin, H.-M. Chen, and Y.-C. Chen, "Analysis of microstructure and wear performance of SiC clad layer on SKD61 die steel after gas tungsten arc welding," Materials & Design, vol. 47, pp. 828-835, 2013.

16-S. Buytoz and M. Ulutan, "In situ synthesis of SiC reinforced MMC surface on AISI 304 stainless steel by TIG surface alloying," Surface and Coatings Technology, vol. 200, no. 12-13, pp. 3698-3704, 2006.

17-G. Tosun, "Ni-WC coating on AISI 1010 steel using TIG: microstructure and microhardness,"





## فلز پرکننده برای جوشکاری فولادهای زنگ نزن

مهندس عبدالوهاب ادب آوازه<sup>۱</sup>

را می توان در تمام حالت های تخت، افقی، عمودی و سقفی استفاده کرد.

### شناسه کاربرد پذیری ۱۶-

روکش این الکترودها عموماً دارای عناصر آسان یونیزه شونده مانند پتاسیم، برای پایدار کردن قوس برای جوشکاری با جریان برق متناوب هستند. الکترود با قطر ۴ میلی متر و کوچکتر را می توان در تمام حالت ها استفاده کرد.



شکل ۱- الکترودهای با شماره کاربرد پذیری ۱۶-

### شناسه کاربرد پذیری کاربردی ۱۷-

روکش الکترودهای ۱۷-، اصلاح شده روکش الکترودهای ۱۶- می باشند که در آن ها مقدار زیادی سیلیس جایگزین قسمتی از

### مقدمه

بسه دلیل زیادی انواع فولادهای زنگ نزن و گریدهای متعدد آن و تغییر شدت حرارت، محیط خورنده و غیره که قطعه تحت آن شرایط قرار می گیرد، در بیشتر موارد، انتخاب الکترود مناسب برای جوشکاری فولاد زنگ نزن از انتخاب الکترود مناسب برای جوشکاری فولاد ساده دشوارتر است. انتخاب درست الکترود برای حصول بیشترین نتایج رضایت بخش به تجزیه و تحلیل تمام شرایط مورد اعمال به قطعه بخصوص بستگی دارد. فلز جوش فولاد زنگ نزن نه تنها باید دارای استحکام کششی و قابلیت نرمی کافی باشد، بلکه باید دارای مقاومت به خوردگی معادل فلز مادر باشد. از اینرو الکترود باید ترکیب شیمیایی قابل قیاس با فلز پایه داشته باشد. الکترود فولاد زنگ نزن باید جوش هموار تولید کند تا نیاز به سنگ زنی به کمینه برسد. رنگ فلز جوش پس از پرداخت باید بطور کامل با رنگ زمینه فلز پایه هم خوانی داشته باشد.

### کاربرد پذیری الکترودهای جوشکاری فولاد زنگ نزن

کاربرد پذیری الکترودهای جوشکاری فولاد زنگ نزن طبق تقسیم شده اند. نوع روکش اعمال شده روی مغزه الکترود جوشکاری قوسی فولاد زنگ نزن، بطور نوعی کاربرد پذیری الکترود را تعیین می کند. مبحث زیر در مورد نوع روکش الکترود برای اصطلاح صنعتی متداول است.

### شناسه کاربرد پذیری ۱۵-

الکترود با شناسه کاربرد پذیری (۱۵-) فقط با برق جریان مستقیم الکترود مثبت خوب جوش می دهد الکترود قطر ۴ میلی متر و کوچکتر

احتمال ته نشینی بین دانه‌ای کاربید کروم را کاهش می‌دهد و باعث می‌شود مقاومت به خوردگی بین دانه‌ای آن بیشتر شود (بدون آنکه پایدارکننده‌هایی مثل تیتانیوم یا نیوبیوم به آن اضافه شود).

### E309

جوش الکتروود E308 دارای ترکیب اسمی ۲۳/۵ درصد کرم، ۱۳ درصد نیکل با کربن مجاز ۰/۱۵ درصد شماره فریت 3FN تا 20FN است. برای جوشکاری فولادهای مشابه شکل کار شده یا ریختگی کاربرد دارد. الکتروود E309 برای جوشکاری فولادهای غیرمشابه مثل جوش فولاد ۳۰۴ به فولاد کربنی یا کم آلیاژ، جوشکاری طرف روکش فولاد ۳۰۴، جوش دادن لایه اول فولاد ۳۰۸ به فولاد کربنی یا کم آلیاژ و ... بکار می‌رود. اگر جوش‌های فولاد غیرمشابه در معرض عملیات حرارتی پس از جوشکاری قرار گیرند، یا در سرویس با دمای بالای ۳۷۰ درجه سانتی‌گراد قرار گیرند، احتمال شکنندگی یا ترک وجود دارد.



شکل ۲- جوشکاری فولاد آستنیتی.



شکل ۳- جوشکاری فولاد فرتی/مار تنزیتی.



شکل ۴- جوشکاری فولاد دوپلکس

اکسید تیتانیوم شده است. این الکتروودها علاوه بر برق جریان مستقیم با برق جریان متناوب نیز بکار برده می‌شوند.

در جوش‌های گوشه‌ای افقی، الکتروودهای با روکش ۱۷- تمایل به تولید قوس افشانشی و چین‌های ظریف‌تر و سطح مهره جوش نسبت به الکتروودهای با روکش ۱۶- دارند.

سرباره آهسته منجمد شونده روکش ۱۷- برای تکنیک جوشکاری پس دستی مناسب است. شکل مهره جوش در گوشه‌ای افقی معمولاً تخت تا مقعر است.

در جوش‌های گوشه‌ای در حالت عمودی سربالا، منجمد شدن آهسته‌تر سرباره برای جوشکاری بافته‌ای مناسب است. به همین دلیل حداقل اندازه ساق جوش گوشه‌ای قدری بزرگتر بدست می‌آید. با اینکه این الکتروود برای همه حالت‌ها (تخت، افقی، عمودی و سقفی) طراحی شده است، اما الکتروودهای با قطر ۵ میلی‌متر و بالاتر برای جوشکاری عمودی و سقفی توصیه نمی‌شوند.

### شناسه کاربرد پذیری ۲۶-

الکتروودهای با شناسه ۲۶- برای جوش‌های در حالت تخت و گوشه‌ای افقی طراحی شده‌اند و برای جوشکاری در حالت‌های دیگر مناسب نیستند. این الکتروودها روکش کلفت هستند و نرخ رسوب بالاتری نسبت به الکتروودهای ۱۵-، ۱۶-، ۱۷- دارند.

چون این الکتروودها روکش کلفت هستند، نیاز به آمپر بیشتری نسبت به الکتروودهای هم قطر خود با روکش‌های متوسط دارند.

جدول ۱- نوع جریان برق و حالت جوشکاری برای الکتروودهای جوشکاری فولاد زنگ‌زن

| طبقه بندی AWS | جریان برق                                 | حالت جوشکاری      |
|---------------|-------------------------------------------|-------------------|
| EXXX(X)-15    | جریان مستقیم الکتروود مثبت                | تمام حالت‌ها      |
| EXXX(X)-16    | جریان مستقیم الکتروود مثبت و جریان متناوب | تمام حالت‌ها      |
| EXXX(X)-17    | جریان مستقیم الکتروود مثبت و جریان متناوب | تمام حالت‌ها      |
| EXXX(X)-18    | جریان مستقیم الکتروود مثبت و جریان متناوب | تخت، گوشه‌ای افقی |

الکتروودهای با قطر ۵ میلی‌متر و بالاتر برای جوشکاری در تمام حالت‌ها توصیه نمی‌شوند.

### ویژگی چند الکتروود پرکاربرد

در SFA-5.4 برای جوشکاری فولادهای زنگ‌زن با الکتروودهای روکشدار پنجاه الکتروود معرفی شده است که از بین آن‌ها چند الکتروود که متداول‌تر است یا کاربرد بیشتری دارد انتخاب شده و برای هریک ویژگی مختصری ارائه می‌شود.

### E308

الکتروود E308 با ترکیب اسمی (درصد وزنی) فلز جوش ۱۹/۵ درصد کروم و ۱۰ درصد نیکل است. این الکتروود برای جوشکاری فلزات پایه با ترکیب مشابه و همچنین برای جوشکاری فولادهای ۳۰۴، ۳۰۲، ۳۰۱، ۳۰۵ استفاده می‌شود.

### E308 L

ترکیب اسمی E308 L مشابه ترکیب اسمی E308 است، اما حداکثر کربن آن ۰/۰۴ درصد است. کم بودن کربن در این الکتروود،

### E309L

ترکیب فلز جوش E309L همانند ترکیب فلز جوش E309 است، بجز آنکه درصد کربن E309L، حداکثر ۰,۰۴ درصد است. کم بودن درصد کربن، شانس ته نشینی کاربیدی را کمتر می کند و مقاومت به خوردگی بین دانه ای را بیشتر می کند (بدون آنکه نیاز به پایدار کننده نیویوم یا کلمبیوم داشته باشد). الکترودهای E309L معمولاً برای جوشکاری فولادهای ۳۰۴ به فولادهای ساده یا کم آلیاژ، جوشکاری اولین لایه به E308L و اعمال آسترکاری ورق فولاد زنگ نزن روی فولاد کربنی استفاده می شود. اگر جوش فولاد غیرمشابه در معرض عملیات حرارتی پس از جوشکاری یا در سرویس با دمای بالاتر از ۳۷۰ درجه سانتی گراد قرار گیرد، شکنندگی یا ترک خوردن ممکن است پیش بیاید. اگر عملیات حرارتی پس از جوشکاری آستر فولاد زنگ نزن روی فولاد کربنی ضروری است، ابتدا باید برای آن PQR تهیه کرد تا اگر جواب مثبت باشد نسبت به آن اقدام شود.

### E309Nb

ترکیب فلز جوش E309Nb همانند ترکیب فلز جوش E309 است، بجز اضافه شدن نیویوم و کم کردن کربن. نیویوم ایجاد مقاومت در مقابل ته نشینی کاربیدی می کند و بنابراین مقاومت به خوردگی بین دانه ای را افزایش می دهد و برای سرویس با دمای بالا، استحکام بیشتری دارد. از E309Nb برای جوشکاری فولادهایی که روکش ۳۴۷ دارند یا برای جوش روکشی فولاد کربنی استفاده می شود.

### E316

فلز جوش الکتروود E316 دارای ترکیب ۱۸,۵ درصد کروم، ۱۲,۵ درصد نیکل و ۲,۵ درصد مولیبدن است. این الکتروود برای جوشکاری فولاد ۳۱۶ و آلیاژهای مشابه کاربرد دارد. E316 برای کاربردهای سرویس دما بالا استفاده می شود، وقتی سه شرط زیر همزمان وجود داشته باشد، خوردگی تسریع شده جوش نوع ۳۱۶ اتفاق می افتد:

- حضور شبکه پیوسته یا نیمه پیوسته در ریز ساختار فلز جوش،
- در ترکیب فلز جوش، نسبت کروم به مولیبدن کمتر از ۸,۲ به یک باشد،

- قرار گرفتن فلز جوش در محیط خورنده.

### E316L

ترکیب جوش E316L مشابه E316 است، بجز درصد کربن. کربن کمتر از ۰,۰۴ درصد در رسوب جوش موجب کاهش ته نشینی کاربیدی می شود و مقاومت به خوردگی بین دانه ای را افزایش می دهد و نیاز به پایدار کننده های نیویوم یا تیتانیوم ندارد. اصولاً این الکترودها برای جوشکاری آلیاژهای آستنیتی مولیبدن دار، کم کربن بکار می روند. این طبقه بندی با حداکثر محتوای فریت 2FN انتخاب خوبی برای جوشکاری فولاد ۳۱۶ در دمای فراسرد (Cryogenic) است.

**فلز پرکننده بدون روکش برای جوشکاری فولاد زنگ نزن ASME Section II, Part C. SFA-5.9** تعداد ۷۵ نوع الکتروود و مفتول و سیم و نوار جوشکاری را برای جوشکاری فولادهای زنگ نزن به چهار شکل معرفی کرده است.

### Rod

شکلی از فلز پرکننده که به صورت شاخه مستقیم بسته بندی و ارائه می شود. این مفتول جریان برق جوشکاری را هدایت نمی کند و عموماً برای جوشکاری قوسی تنگستنی گازی (GTAW) و جوشکاری قوسی پلاسما (PAW) بکار می رود.



شکل ۵- فلز پرکننده به صورت ROD

### Strip Electrode

شکلی از فلز پرکننده که معمولاً بصورت قرقره ای بسته بندی می شود. این الکتروود نواری دارای مقطع عرضی مستطیلی با عرض خیلی بیشتر از ضخامت می باشد. این الکتروود قسمتی از مدار جوشکاری محسوب می شود که جریان برق از آن انتقال می یابد و یک سر آن به قوس ختم می شود. الکتروود نواری برای جوشکاری زیر پودری استفاده می شود.

جدول ۲- فلز پرکننده برای جوشکاری فولادهای زنگ نزن آستنیتی

| فلز پرکننده توصیه شده |                   |                  | فولاد زنگ نزن پایه |         |
|-----------------------|-------------------|------------------|--------------------|---------|
| سیم توپوری            | سیم جوش           | الکتروود روکشدار | ریختگی             | کار شده |
| E308TX-X, E309TX-X    | ER308, ER309      | E308, E309       | CF-8               | 304     |
| E308LTX-X, E347TX-X   | ER308L, ER347     | E308L, E347      | CF-3               | 304L    |
| E308LTX-X, E309TX-X   | ER308, ER309      | E308, E309       |                    | 308     |
| E308LTX-X, E347TX-X   | ER308L, ER347     | E308L, E347      |                    | 308L    |
| E309TX-X, E310TX-X    | ER309, ER310      | E309, E310       | CH-20              | 309     |
| E316TX-X, E308MoTX-X  | ER316, ER308 Mo   | E316, E308Mo     | CF-8M              | 316     |
| E316LTX-X, E308MoTX-X | ER316L, ER308 MoL | E316L, E308MoL   | CF-3M              | 316L    |

جدول ۳- فلز پرکننده برای جوشکاری فولادهای زنگ نزن فریتی.

| فلز پرکننده  |                 |                  | فولاد زنگ نزن پایه |        |
|--------------|-----------------|------------------|--------------------|--------|
| سیم توپوری   | سیم جوش         | الکتروود روکشدار | ریختگی             | کارشده |
| E410NiMoTX-X | ER410NiMo,ER430 | E308,E309        |                    | 405    |
| E409TX-X     | ER409           |                  |                    | 409    |
| E430TX-X     | ER430           | E430             | CB-30              | 430    |
|              | ER446           | E446             | CC-50              | 446    |

جدول ۴- فلز پرکننده برای جوشکاری فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی و دوپلکس.

| فلز پرکننده        |                 |                  | فولاد زنگ نزن پایه |        |
|--------------------|-----------------|------------------|--------------------|--------|
| سیم توپوری         | سیم جوش         | الکتروود روکشدار | ریختگی             | کارشده |
| E410TX-Y           | ER410           | E410             |                    | 403    |
| E410T,E410NiMoTX-X | ER410,ER410NiMo | E410,E410NiMo    | CA-15              | 410    |
| E410TX-X           | ER410           | E410,E430        | CB-30              | 431    |
|                    | ER2209          | E2209            |                    | 2205   |

جوشکاری قوسی زیرپودری (SAW) و جوشکاری قوسی فلزی گاز محافظ (GMAW) استفاده می شود. مفتول، الکتروود نواری، سیم و الکتروود برای جوشکاری فولاد زنگ نزن روکش ندارند و همانند الکتروودهای روکشدار (SFA-5.4) شناسایی می شوند. انتخاب فلز پرکننده برای جوشکاری فولاد زنگ نزن SFA-5.4 تعداد ۷۵ به صورت «Rod، Electrode Strip، Wire» می تواند با یکی از پنجاه نوع الکتروود روکشدار یا یکی از هفتاد و پنج نوع سیم جوش بدون روکش جوش داد. در جداول (۴ تا ۲)، بطور انتخابی چند نمونه فلز پرکننده برای فولادهای زنگ نزن آستینیتی، فریتی و مارتنزیتی ارائه شده است.

#### منابع

-ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section II, Part C:2025  
 -Specification for stainless steel Electrodes for shielded Metal Arc Welding, SFA-5.4  
 -Specification for Stainless steel welding Electrodes and rods, SFA-5.9  
 -LINCOLN Electric, Stainless Steels Properties-How to weld them, Where to uses them, Stainless Steels, Welding Guide.

#### پی نوشت

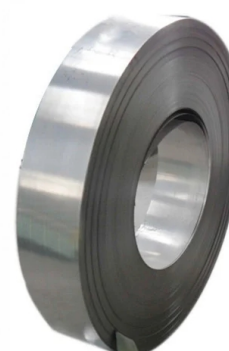
1-انجمن جوشکاری و آزمایش های غیرمخرب ایران

#### Wire

شکلی از فلز پرکننده جوشکاری است که معمولاً بصورت کویل، قرقره یا درام بسته بندی و ارائه می شود. این سیم جوش، جریان برق جوشکاری را هدایت نمی کند و عموماً برای جوشکاری قوسی تنگستنی گازی، پلاسما و جوشکاری پرتو لیزر بکار می رود.



شکل ۷- فلز پرکننده  
به صورت Wire

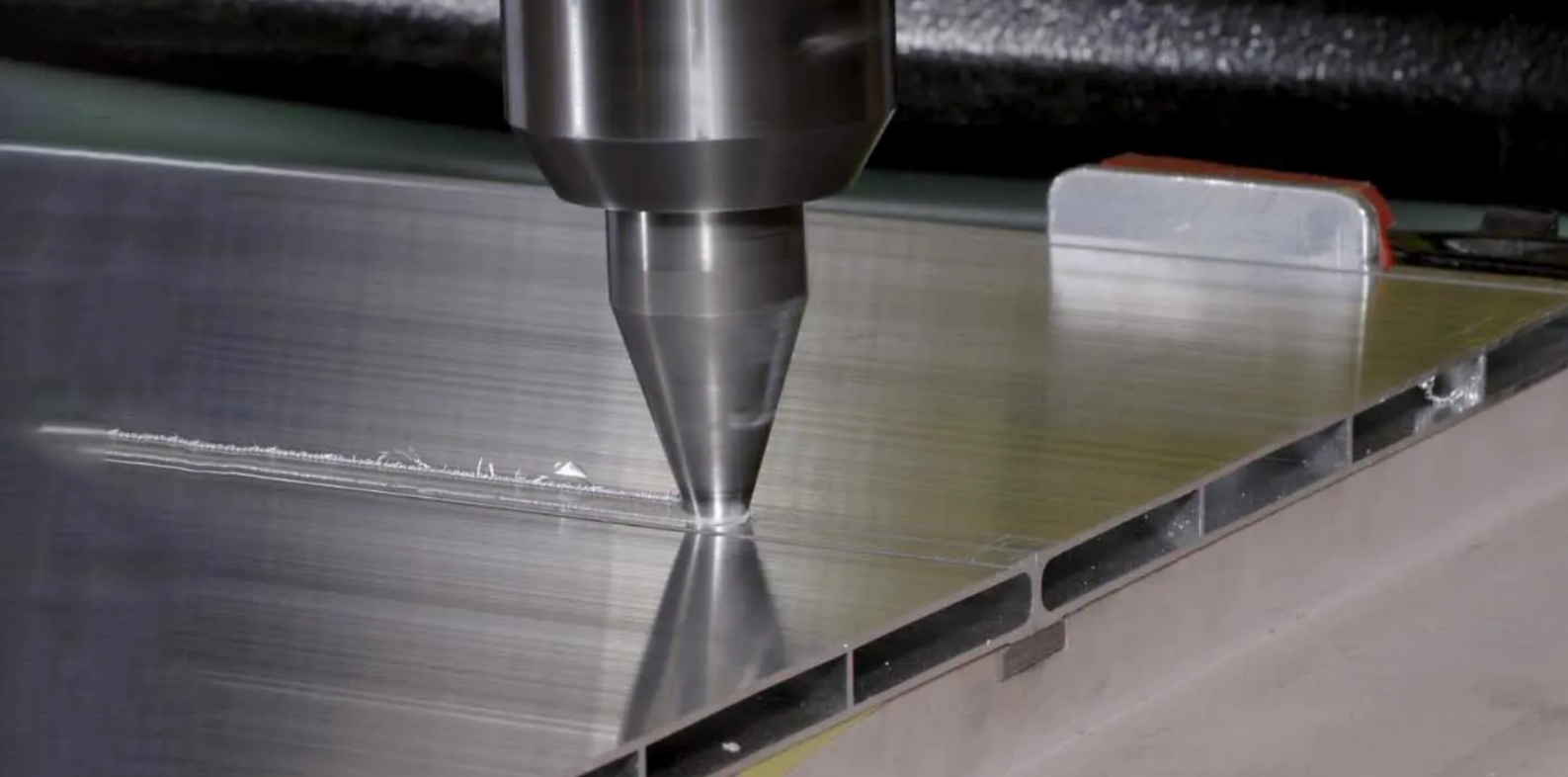


شکل ۶- فلز پرکننده  
به صورت Strip Electrode

#### Wire Electrode

شکلی از فلز پرکننده است که معمولاً بصورت کویل، قرقره یا درام بسته بندی و ارائه می شود. این الکتروود سیمی، عموماً برای





## مدل سازی تغییرات اندازه دانه منطقه هم زدنی در آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ بر حسب پارامترهای اجرایی فرایند فراوری اصطکاکی هم زدنی

عبداله لعل پور، مسعود مصلائی پور، علی اشرفی

### چکیده

فرایند فراوری اصطکاکی هم زدنی بر صفحات آلومینیوم آلیاژی ۲۰۲۴ در گستره نسبتا وسیعی از سرعت پیشروی 315-800 rpm و سرعت چرخش 25-63 m/min انجام شد. تغییرات دمایی و اندازه دانه در منطقه هم زدنی SZ اندازه گیری و تعیین گردید و ارتباط بین اندازه دانه و دمای منطقه هم زدنی مورد تحلیل و بررسی واقع شد. بررسی های انجام شده آشکار نمود که پارامترهای فرایند اصطکاکی هم زدنی بر میزان حرارت ایجاد در منطقه هم زدنی تاثیر و موجب تغییرات اندازه دانه در این ناحیه مطابق با رابطه زرن-هالومن می شود. مطالعات و بررسی های انجام شده نشان داد که تغییرات اندازه دانه بر حسب رابطه  $Ln d = \ln(A\epsilon^b) + \frac{bQ}{KRT_m} \left( \frac{1}{(60^2 / \pi \times 10^4)^a + K^2} \right)$  به پارامترهای اجرایی فرایند اصطکاکی هم زدنی مرتبط می باشد. همچنین بررسی های محاسباتی انجام شده نشان داد که نرخ کرنش اعمال شده حین فرایند اصطکاکی هم زدنی مستقل از متغیرهای اجرایی این فرایند است و میزان آن در کل فرایند ثابت است.

**کلمات کلیدی:** فرایند اصطکاکی هم زدنی، زرن-هالومن، آلومینیوم آلیاژی ۲۰۲۴ و اندازه دانه.

### 1- مقدمه

فرایند اصطکاکی هم زدنی را می توان شاخه ای از تغییر شکل شدید در نظر گرفت. حین فرایند (FSP)، مقدار زیادی تغییر شکل ناشی از چرخش نوک و شانه ابزار در منطقه تحت عملیات FSP ایجاد می شود. اعمال کرنش بیش از ۴۰۰ درصد و نرخ کرنش حدود ۱۰۰ درصد بر ثانیه موجب تغییرات ساختاری شدید و توزیع مجدد اندازه دانه در منطقه هم زدنی (SZ) خواهد شد [۱-۳]. ریزساختار منطقه هم زدنی شامل دانه های ریز و هم محوری است که در نتیجه استحاله تبلور مجدد دینامیکی ایجاد خواهند شد [۳ و ۴]. دانه بندی SZ چندین مرتبه از اندازه دانه فلز پایه ریز تر است. هم زدن همراه با اصطکاک بین شانه ابزار و سطح زیر لایه موجب ایجاد گرمای زیادی در ناحیه عبور ابزار می شود. گرما ایجاد شده

می تواند باعث فعال شدن تبلور مجدد و در ادامه درشت شدن دانه تحت مکانیزم رشد دانه ها شود [۶ و ۵]. از این رو تعیین شرایط بهینه برای ایجاد تبلور مجدد و جلوگیری از رشد دانه ها بسیار اهمیت دارد. با کنترل متغیرهای اثرگذار مانند سرعت چرخش، سرعت پیشروی و شکل ابزار گرمای ورودی به ناحیه هم زدنی حین فرایند FSP تغییر خواهد کرد. با کاهش گرمای ورودی می توان مکانیزم رشد دانه ها را کاهش و یا متوقف نمود [۷]. تحقیقات زیادی در زمینه تاثیر فرایند اصطکاکی هم زدنی بر دمای ایجاد شده در منطقه هم زدنی آلیاژهای گروه ۲۰۰۰ انجام شده است [۸-۱۴]. در مناطقی نظیر منطقه هم زدنی که سیلان و جابجایی فلز در نتیجه حرکت نوک ابزار اتفاق می افتد، اندازه گیری مستقیم دما با ترموکوپل ممکن نیست. بنابراین اندازه گیری های انجام شده دمای اطراف منطقه

هم زدنی ثبت و گزارش می‌شود که قاعدتا دمای در ناحیه درگیری نوک ابزار با قطعه کار بالاتر مقادیر اندازه‌گیری شده است [۸]. اربگاست و همکاران [۱۵] اثر متغیرهای فرایند و تاثیر آن بر دمای منطقه هم زدنی را بررسی کرده و رابطه‌ای را معرفی می‌کنند که هندسه ابزار و سرعت پیشروی و سرعت چرخش ابزار بر دمای تولیدی ارتباط داده شده است (رابطه ۱).

$$T/T_m = K(\omega^2/v \times 10^4)^\alpha \quad (1)$$

در این رابطه،  $\alpha$  برابر 0/04 تا 0/۰۶ بوده و مقدار ثابت  $K$  بین ۰/۶۵ و ۰/۷۵ است.  $T_m$  دمای ذوب آلیاژ بر حسب درجه سانتی گراد،  $\omega$  سرعت چرخش ابزار بر حسب دور بر دقیقه و  $v$  سرعت پیشروی بر حسب اینچ بر دقیقه است. با افزایش سرعت پیشروی، چگالی انرژی منتقل شده به سطح کاهش خواهد یافت. ثابت بودن توان ورودی با افزایش سرعت پیشروی موجب می‌گردد که چگالی انرژی انتقال یافته به منطقه هم زدن با افزایش سرعت پیشروی کاهش یابد [۱۶]. با افزایش سرعت چرخش ابزار تا حد بحرانی، دمای منطقه هم زدن افزایش می‌یابد. افزایش بیشتر سرعت چرخش ابزار تاثیری بر افزایش دمای منطقه هم زدن ندارد [۱۶]. نظر به اهمیت ریزساختار نهایی در خواص مکانیکی و شرایط سرویس دهی قطعه اصطکاکی هم زدن شده؛ در این تحقیق سعی بر آن است که تغییرات ریزساختار ایجاد شده به واسطه تغییرات پارامترهای عملیاتی بررسی و بتوان رابطه منطقی بین آن‌ها ایجاد کرد.

## 2- مواد و روش پژوهش

در این پژوهش از صفحات آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ با مشخصه فنی ASM QQ-A-250/4 و ضخامت ۳ میلی‌متر به عنوان زیرلایه استفاده شد. صفحات آلیاژ آلومینیم دریافتی در ابعاد 15×30 سانتی متر برش و برای از بین بردن اثر آلودگی‌های سطحی و بخصوص چربی، ابتدا با محلول متیل اتیل کتون شستشو و آلودگی‌های سطحی حذف گردید. ابزار مورد نظر برای انجام عملیات FSP از جنس فولاد سردکار استحکام بالا با مشخصه فنی D5 به قطر ۲۵ میلی‌متر، شکل بین استوانه ساده با قطر و ارتفاع پین به ترتیب ۴ میلی‌متر و ۲ میلی‌متر ساخته شد. عملیات FSP با دستگاه فرز سه محور انجام شد.

در هر مرحله انجام فرایند سرعت پیشروی، سرعت چرخش ابزار و دمای منطقه هم زدن ثبت گردید. به منظور اندازه‌گیری دما در زیر منطقه هم زدن ترموکوپل‌هایی نصب شد و سیکل حرارتی ایجاد شده در SZ ثبت گردید. بیشترین دمای ثبت شده به عنوان دمای منطقه هم زدن لحاظ گردید. از آنجایی که ضخامت ورق ۳ میلی‌متر است؛ می‌توان فرض نمود که از اختلاف دمای مابین سطح فوقانی و تحتانی صفحات زیر لایه چندان نمی‌باشد. حداکثر اختلاف دما کمتر بین سطح فوقانی و تحتانی صفحات آلومینوم گروه ۲۰۰۰ را کمتر از ۱۰ درجه سانتی‌گراد گزارش نمودند [۱۷]. لذا برای گزارش دمای منطقه هم زدن، به دماهای ثبت شده مقدار ۱۰ درجه سانتی‌گراد اضافه و به عنوان دمای SZ گزارش گردید. بعد از انجام فرایند اصطکاکی هم زدن، سطح مقطع نمونه‌ها برای

بررسی ریزساختار برش و آماده سازی شدند. سمباده‌زنی تا سمباده ۲۴۰۰ انجام شد. جهت انجام پولیش و حکاکی شیمیایی دو روش پولیش مکانیکی و اچ شیمیایی و روش الکتروپولیش و الکترواچ انجام شد. در روش پولیش مکانیکی سطح با آلومینای ۰/۰۲ میکرون پرداخت شد. سپس نمونه‌ها با محلول کلر حکاکی شیمیایی گردید. در روش الکتروپولیش و الکترواچ از محلول ۳۰٪ اسید نیتریک رقیق شده با متانول استفاده شد. ولتاژ اعمالی ۵ ولت و زمان ۱۲۰ ثانیه اجرا شد. دمای محلول حین فرایند بین ۱۵- الی ۲۰- درجه سانتی‌گراد است. بررسی‌های ریزساختاری با میکروسکوپ نوری Epiphot-300 Nikon صورت پذیرفت.

## 3- نتایج و بحث

شکل (۱) ریزساختار منطقه هم زنی بر حسب پارامترهای مختلف FSP را نشان می‌دهد. در جدول (۱) متغیرهای عملیاتی فرایند FSP و شرایط دمایی و اندازه دانه منطقه هم زنی گزارش شده است. همانگونه که از شکل و جدول فوق برداشت می‌شود، افزایش سرعت چرخش ابزار درشت شدن اندازه دانه SZ را به همراه دارد. به علاوه شکل (۱) نشان می‌دهد که با افزایش سرعت پیشروی ابزار اندازه دانه SZ کاهش قابل ملاحظه‌ای دارد. با انتخاب متغیرهای K و  $\infty$  (۱) به صورت سعی و خطی و برازش بهترین هم پوشانی، (۲)

$$T = 446.6 \left( \frac{\omega^2}{v \times 10^4} \right)^{0.06} \quad (2)$$

بررسی‌های انجام شده نشان داد که دمای محاسبه شده با دمای اندازه‌گیری شده در هم زدنی انطباق نسبتاً خوبی دارد. فرایند اصطکاکی هم زدنی گرما و تغییر شکل زیادی در منطقه هم زدن ایجاد می‌کند. در نتیجه نرخ کرنش و دما تاثیر بسزایی در اندازه نهایی دانه‌ها دارد [۱۸].

بر اساس تئوری تغییر شکل پلاستیکی دمای بالا رابطه بین پارامتر زنر-هالومن، دما و نرخ کرنش به شکل (۳) بیان می‌شود:

$$Z = \varepsilon \exp(Q/RT) \quad (3)$$

که  $\varepsilon$  نرخ کرنش،  $Q$  انرژی فعال‌سازی،  $R$  ثابت گازها و  $T$  دما است. همچنین حیدرزاده و همکاران [۱۹] نشان دادند که پارمتر  $Z$  رابطه معکوس با اندازه دانه دارد که می‌توان به صورت رابطه ۴ مشاهده کرد:

$$d = A \times Z^b \quad (4)$$

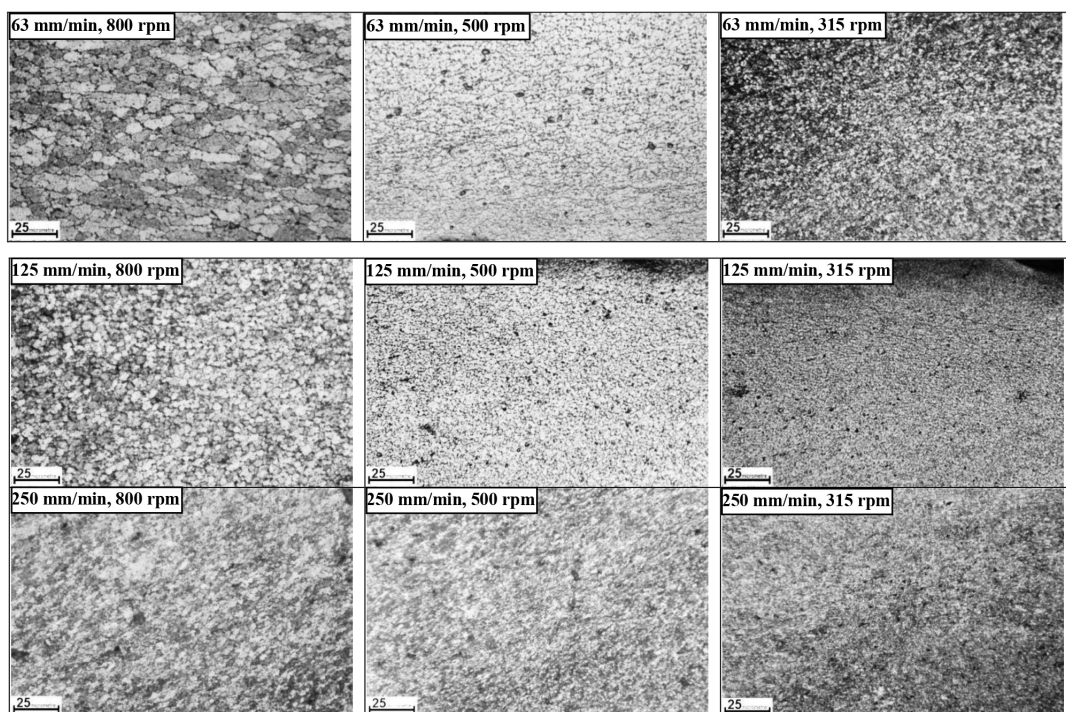
در این رابطه  $d$  اندازه دانه،  $A$  و  $b$  ثوابت رابطه می‌باشند. ثابت  $b$  منفی است بنابراین کم شدن  $Z$  موجب بزرگ‌تر شدن اندازه دانه می‌شود. با جایگذاری (۳) در (۴)، (۵) بدست می‌آید.

$$d = A \times (\varepsilon \exp(Q/RT))^b \quad (5)$$

در نهایت (۵) را می‌توان به صورت (۶) ساده سازی کرد:

$$\ln d = \ln A \varepsilon^b + bQ/RT \quad (6)$$

در شکل (۲) نمودار  $\ln d$  بر حسب  $1/T$  رسم شده است. با برازش نقاط نمودار و تعیین بهترین معادله خط حاصل از نقاط برای تحقیق فوق (۶) به صورت (۷) بازنویسی شده است.



شکل ۱- ریزساختار منطقه هم زدنی در متغیرهای اجرایی مختلف فرایند اصطکاکی هم زدنی.

جدول ۱- تاثیر پارامترهای فرایند FSP بر حداکثر دمای و اندازه دانه منطقه هم زدنی.

| شماره نمونه                | ۱   | ۲   | ۳    | ۴   | ۵   | ۶   | ۷   | ۸   | ۹   |
|----------------------------|-----|-----|------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| $\omega$ (rpm)             | ۳۱۵ | ۵۰۰ | ۸۰۰  | ۳۱۵ | ۵۰۰ | ۸۰۰ | ۳۱۵ | ۵۰۰ | ۸۰۰ |
| $v$ (mm/min)               | ۶۳  | ۶۳  | ۶۳   | ۱۲۵ | ۱۲۵ | ۱۲۵ | ۲۵۰ | ۲۵۰ | ۲۵۰ |
| $T_{measure}(^{\circ}C)$   | ۴۰۵ | ۴۴۸ | ۴۷۳  | ۳۸۰ | ۴۲۰ | ۴۵۱ | ۳۷۴ | ۳۹۰ | ۴۲۵ |
| $T_{calculate}(^{\circ}C)$ | ۴۰۰ | ۴۲۳ | ۴۴۷  | ۳۸۳ | ۴۰۵ | ۴۲۹ | ۳۶۸ | ۳۸۹ | ۴۱۲ |
| Grain Size ( $\mu m$ )     | ۴/۲ | ۷/۵ | ۱۳/۱ | ۲/۹ | ۵   | ۸/۷ | ۱/۹ | ۳/۳ | ۵/۸ |

جدول (۲) نشان می دهد که رابطه (۸) تخمین بسیار خوبی از اندازه دانه واقعی با اندازه دانه محاسبه شده ارائه می کند. نمونه شماره ۳ دارای بیشترین اختلاف اندازه دانه محاسبه شده و اندازه دانه واقعی است. اختلاف ایجاد شده به دلیل شرایط انجام آزمون و گرم شدن منطقه اطراف ورق و به تبع آن افزایش دمای منطقه هم زدنی است. تحقیقات ساتو و همکاران [۲۰] نشان داد که برای آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۳ نیز می توان از برازش نمودار  $Ln d$  برحسب  $1/T$  به نتیجه مشابهی رسید، لذا می توان (۸) را به صورت کلی به شکل (۹) برای آلیاژهای آلومینیوم بازنویسی کرد.

$$Ln d = Ln(A\dot{\epsilon}^b) + \frac{bQ}{KRT_m} \left( \frac{1}{(\omega^2/v \times 10^4)^{\alpha_1} \frac{273}{KT_m}} \right) \quad (9)$$

با بررسی اندازه دانه گزارش شده و اندازه دانه محاسبه شده مشخص است که پیش بینی خوبی از اندازه دانه منطقه هم زدنی می توان داشت. اما باید توجه نمود که با افزایش سرعت چرخش ابزار، برآورد اندازه دانه محاسبه شده بیشتر از اندازه دانه واقعی است. محاسبات عددی آرورا و همکاران [۱۶] نشان می دهد که با افزایش سرعت

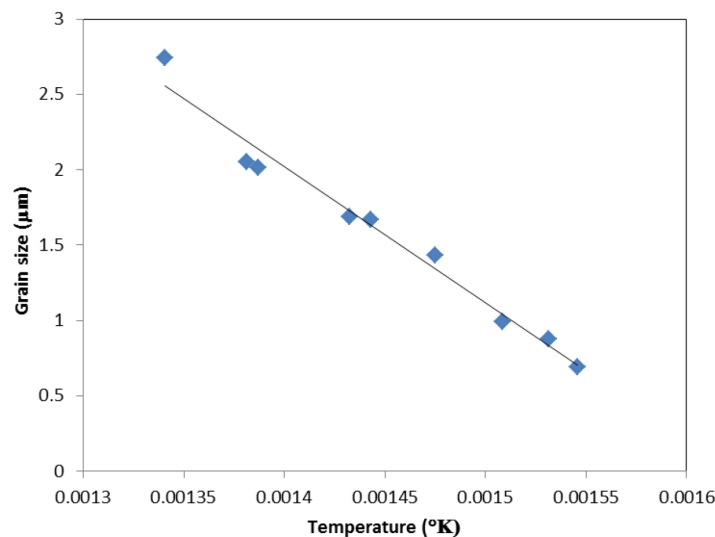
$$Ln d = Ln A\dot{\epsilon}^b + bQ/RT \quad (7)$$

شکل (۲) نشان می دهد که دمای منطقه هم زدنی در اندازه دانه نهایی بسیار تاثیر گذار است و با تخمین دمای منطقه هم زدنی می توان برآورد خوبی از اندازه دانه نهایی منطقه هم زدنی داشت. عرض از مبدا معادله عدد ثابت ۱۴/۶۹۴ است. از آنجایی که ثوابت  $A$  و  $b$  در رابطه (۶) تغییر ناپذیر هستند پس می توان نتیجه گرفت که نرخ کرنش در متغیرهای اجرایی مختلف ثابت است. بررسی های وو و همکاران [۱۸] نیز ثابت بودن نرخ کرنش با تغییر پارامترهای اجرایی را گزارش کردند. با جایگذاری (۲) در (۷) اندازه دانه نهایی برحسب متغیرهای اجرایی حاصل می شود که می توان به صورت (۸) بازنویسی کرد.

$$Ln d = 14.694 - 20.27 \left( \frac{1}{(\omega^2/v \times 10^4)^{0.06+0.611}} \right) \quad (8)$$

جدول (۲) اندازه دانه محاسبه شده از رابطه (۸) و اندازه دانه اندازه گیری شده گزارش می کند.





شکل ۲- نمودار تغییرات نمایی اندازه دانه ( $\ln d$ ) بر حسب معکوس دما ( $1/T$ ) بر حسب درجه کلوین.

جدول ۲- اندازه دانه محاسبه شده از رابطه ۸ و اندازه دانه اندازه گیری شده در منطقه هم زدنی.

| شماره نمونه              | ۱    | ۲    | ۳    | ۴    | ۵    | ۶    | ۷    | ۸    | ۹    |
|--------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| $\omega$ (rpm)           | ۳۱۵  | ۵۰۰  | ۸۰۰  | ۳۱۵  | ۵۰۰  | ۸۰۰  | ۳۱۵  | ۵۰۰  | ۸۰۰  |
| $v$ (mm/min)             | ۶۳   | ۶۳   | ۶۳   | ۱۲۵  | ۱۲۵  | ۱۲۵  | ۲۵۰  | ۲۵۰  | ۲۵۰  |
| $GS_{calculated}(\mu m)$ | ۲/۴۳ | ۵/۳۴ | ۸/۲۲ | ۲/۴۷ | ۳/۸۵ | ۶/۰۳ | ۱/۷۶ | ۲/۷۶ | ۴/۳۳ |
| $GS_{measure}(\mu m)$    | ۴/۲  | ۷/۵  | ۱۵/۵ | ۲/۴  | ۵/۳  | ۷/۸  | ۲    | ۲/۷  | ۵/۴  |

## 5- منابع

- 1- A. Dutta, I. Charit, L. B. Johannes, R. S. Mishra, Deep cup forming by superplastic punch stretching of friction stir processed 7075 Al alloy, *Mate. Sci. Eng. A* 395 (2005) 173-179.
- 2- J.Q.Su, T.W.Nelson and C.J.Sterling, Microstructure evolution during FSW/FSP of highstrength aluminum alloys, *Materials Science and Engineering A* 405 (2005) 277-286.
- 3- J.Q. Su, T.W. Nelson, and C.J. Sterling, Friction stir processing of large-area bulk UFG aluminum alloys, *Scripta Mater*, 52(2005)135-140.
- 4- T. Srinivasa Rao, G. Madhusudhan Reddy, S. R. Koteswara Rao, Microstructure and mechanical properties of friction stir welded Aa7075 T651 aluminum alloy thick plates, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 25 (2015) 1770-1778.
- 5- R. S. Mishra, M. W. Mahoney, Friction Stir Processing: A New Grain Refinement Technique in Commercial Alloys, *Materials Science Forum*, 357-359 (2001)507-514.
- 6- P. Cavaliere and A. Squillace, High temperature deformation of friction stir processed 7075 aluminium alloy, *Materials Characterization* 55 (2005) 136- 142.
- 7- C. B. Smith, R. S. Mishra, Friction Stir Processing for Enhanced Low Temperature Formability, 1st Ed., Elsevier, United Kingdom, (2014) 7-12.
- 8- R. S. Mishra, Friction Stir Welding of 2XXX Aluminum Alloys Including Al-Li Alloys, Butterworth-Heinemann, 2017.
- 9- P.A. Colegrove, H.R. Shercliff, R. Zettler, Model for predicting heat generation and temperature in friction stir welding from the material properties, *Sci. Technol. Weld. Joining* 12 (2007) 284-297.

چرخش ابزار میزان گشتاور اعمال شده به منطقه هم زدنی با داده‌های اندازه‌گیری شده اختلاف پیدا می‌کند. یان و همکاران [۲۱] نشان داد که افزایش سرعت چرخش از حد بحرانی پیش بینی اندازه دانه را دچار اشکال می‌کند. این درحالی است که در سرعت‌های چرخش کمتر از حد بحرانی، اندازه دانه را با تخمین خوبی می‌توان محاسبه نمود.

## 4- نتیجه‌گیری

- با کنترل پارامترهای اجرایی از قبیل سرعت چرخش و سرعت پیشروی می‌توان اندازه دانه منطقه هم زدن را کنترل کرد. تغییرات اندازه دانه و دمای منطقه هم زدن همسوی یکدیگر است و پارامتر زنر- هالومان بر آن صادق است.
- اندازه دانه منطقه هم زدن وابسته به دمای ایجاد شده است. لذا با کنترل دما، می‌توان مکانیزم رشد دانه را کنترل کرد و اندازه دانه نهایی را تعیین کرد. به کمک روابط ریاضی می‌توان اندازه دانه منطقه هم زدن را در سرعت پیشروی و سرعت چرخش مختلف تخمین زد. اساس رابطه ارائه شده بر مبنای تئوری تغییر شکل پلاستیکی دمای بالا است.
- محاسبات نشان می‌دهد نرخ کرنش با تغییر پارامترهای اجرایی (سرعت چرخش و پیشروی) تغییر نمی‌کند و ثابت است.
- با افزایش سرعت چرخش ابزار از حالت بحرانی، فرمول ارائه شده برای تخمین اندازه دانه دچار خطا می‌شود. لذا تعیین حد بحرانی سرعت چرخش در تخمین اندازه دانه مهم است.



-J. Wang, K. Yang, Y. Zhang, Y.L. Lu, Z. Bai, X.C. Li, Investigation on variations of microstructures and mechanical properties along thickness direction of friction stir processed AA2014 aluminum alloy via ultra-rapid cooling, *Materials Characterization* 179 (2021) 111352.

-Y. F. Wu, J. Yu, Z. Yang, Y. L. Deng, Study of grain distribution during friction stir welding of Al-Zn-Mg alloys using numerical simulation, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering* 668 (2019) 012022.

-A. Heidarzadeh, T. Saeid, Correlation between process parameters, grain size and hardness of friction-stir-welded Cu-Zn alloys, *Rare Metals* 37 (2016) 388-98

- Y. S. Sato, M. Urata, H. Kokawa, Parameters Controlling Microstructure and Hardness during Friction-Stir Welding of Precipitation-Hardenable Aluminum Alloy 6063, *Metallur. and Mat. Trans. A* 33 (2002) 625-635.

-J. Yan, M. A. Sutton, and A. P. Reynolds, Process-structure-property relationships for nugget and heat affected zone regions of AA2524-T351 friction stir welds, *Sci. Technol. Weld. Join.* 10 No. 6 (2005) 725-736.

#### پی نوشت

- 1- دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی مواد و معدن، پردیس فنی، دانشگاه یزد
- 2- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و معدن، پردیس فنی، دانشگاه یزد
- 3- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

-Y. Chen, J. Feng, H. Liu, Precipitate evolution in friction stir welding of 2219-T6 aluminum alloys, *Mater. Charact* 60 (2009) 476-481.

-A. Shukla, W. Baeslack, Study of process/structure/property relationships in friction stir welded thin sheet AlCuLi alloy, *Sci. Technol. Weld. Joining* 14 (2009) 376-387.

-A. Shukla, Friction stir welding of thin-sheet, age-hardenable aluminum alloys: a study of process/structure/property relationships, *ProQuest Dissertations and Theses* (2007).

-B. Yang, J. Yan, M.A. Sutton, A.P. Reynolds, Banded microstructure in AA2024-T351 and AA2524-T351 aluminum friction stir welds: Part I. *Metallurgical studies, Mater. Sci. Eng. A* 364 (2004) 55-65.

-M. Mohammadtaheri, M. Haddad-Sabzevar, M. Mazinani, E.B. Motlagh, The effect of base metal conditions on the final microstructure and hardness of 2024 aluminum alloy friction-stir welds, *Metall. Mater. Trans. B* 44 (2013) 738-743.

-W.J. Arbogast and P.J. Hartley, Friction stir weld technology development at lokheed martin michoud space systems-an overview, *Proceeding of the fifth international conference on trends in welding research, Pine Mountain GA* (1998) 54-60.

-A. Arora, R. Nandan, A.P. Reynolds, T. DebRoy, Torque, power requirement and stir zone geometry in friction stir welding through modeling and experiments, *Scripta Materialia* 60 (2009) 13-16.



## ساخت و مشخصه یابی لحیم بدون سرب Sn-Zn

محمد کیان وجدان پاک، علی مالکی، بهزاد نیرومند

### چکیده

افزایش روز افزون تولیدات الکترونیکی و استفاده از لحیم در آن‌ها باعث شده تا دوام اتصال لحیم یکی از عوامل موثر بر طول عمر لوازم و تجهیزات الکترونیکی باشد. در سال‌های اخیر محدودیت‌ها در حوزه محیط زیست و سلامتی انسان باعث منع استفاده از لحیم‌های قلع-سرب به علت حضور عنصر سمی سرب در آن‌ها شده و پژوهش‌های مختلفی جهت جایگزین کردن لحیم‌های قلع-سرب با لحیم‌های بدون سرب در حال انجام است. در این پژوهش آلیاژ لحیم  $\text{Wt Zn89/0-Sn}\%$  به روش اکستروژن تجمعی با استفاده از قالب ایکپ، ورق قلع و پودر روی، ساخته و مشخصه یابی شد. نتایج نشان داد اعمال ۱۲ پاس تغییر شکل بدون استفاده از روانکار یا عملیات روی سطح، باعث پخش شدن مناسب پودر روی در زمینه قلع شد. افزایش تعداد پاس‌ها باعث افزایش چسبندگی لایه‌ها و چرخش ۹۰ درجه بین پاس‌ها باعث پخش شدن مناسب تر پودر روی شد. مشاهده شد که استحکام برشی اتصال ایجاد شده با استفاده از لحیم قلع-روی حدود ۶۰٪ بیشتر از استحکام برشی اتصال ایجاد شده با استفاده از یک لحیم قلع-سرب تجاری است. همچنین زاویه تر شوندگی لحیم ساخته شده قلع-روی بر روی زیرلایه مسی حدود ۲۱ درجه اندازه‌گیری شد که در حد قابل قبول ولی کمی بیشتر از زاویه تر شوندگی لحیم قلع-سرب تجاری بر روی زیرلایه مسی بود.

**کلمات کلیدی:** لحیم بدون سرب؛ آلیاژ قلع-روی؛ ایکپ اکستروژن تجمعی؛ ریزساختار؛ استحکام برشی؛ زاویه تماس.

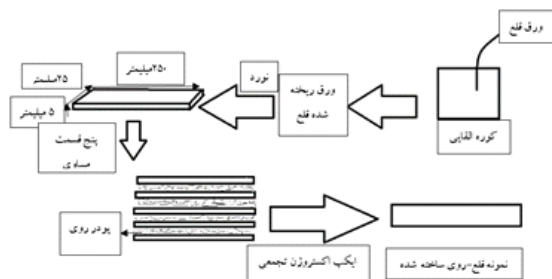
### 1- مقدمه

در لحیمکاری سطح دو قطعه از طریق ذوب و انجماد یک آلیاژ زود ذوب و پدیده نفوذ به هم متصل می‌شود. در این روش، برخلاف جوشکاری، فلز پایه ذوب نشده و فقط فلز لحیم یا پرکننده ذوب می‌شود. کاربرد اصلی فلز لحیم در اتصالات الکترونیکی است و دوام این اتصالات نکته بسیار مهمی در کارایی این تجهیزات الکترونی است. در صورت شکست اتصالات، تجهیزات الکترونیکی کارایی نخواهند داشت و به همین دلیل با افزایش پیچیدگی تجهیزات الکترونیکی، لازم است که آلیاژهای لحیم جدید نیز طراحی و انتخاب شوند [۱].

لحیم‌های یوتکتیک قلع-سرب موفق‌ترین آلیاژهای لحیم در

دهه‌های گذشته بوده که خواص مکانیکی، فیزیکی و شیمیایی منحصر به فردی ایجاد کرده‌اند. متداول‌ترین این آلیاژها، حاوی ۶۳ درصد قلع به عنوان فلز پایه و ۳۵ درصد سرب، و دمای ذوب آن حدود ۱۸۳ درجه سانتی‌گراد است. سرب عنصری سمی است و همین سمی بودن آن دلیل ممنوعیت استفاده از آن در صنایع از طرف جوامع علمی و دولت‌ها است که پیگیر ممنوعیت استفاده از سرب در صنعت الکترونیک هستند و در سال ۲۰۰۰ میلادی دو قانون در این راستا به تصویب رسانده‌اند. براساس این قوانین، سرب باید از اجزا یا وسیله‌های الکترونیکی که عمر آن‌ها به پایان رسیده است، حذف شده، و کاربرد سرب در تجهیزات الکترونیکی تولید شده بعد از جولای ۲۰۰۶ ممنوع شود [۲].

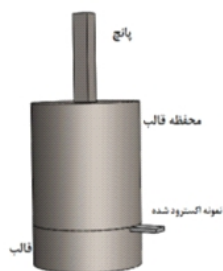
نمونه ساخته شده به روش مکانیکی تهیه شد.



شکل ۱- طرحواره مراحل ساخت ورق لحیم قلع

## 2-2- ایکپ اکستروژن تجمعی

روش ساخت نمونه ها در این پژوهش ایکپ اکستروژن تجمعی می باشد و استفاده از این روش در آلیاژسازی و کامپوزیت سازی یک نوآوری به حساب می آید و تا به حال در داخل یا خارج کشور، گزارشی از استفاده از چنین روشی برای آلیاژسازی، ارائه نشده است. شکل (۲) طرحواره ای از قالب ایکپ اکستروژن تجمعی استفاده شده را نشان می دهد، ورودی قالب  $25 \times 25$  میلی متر و خروجی آن  $5 \times 25$  میلی متر که درصد کرنشی برابر با ۸۰ درصد در هر پاس ایجاد می کند. بعد از هر پاس اکستروژن، تسمه حاصله از طول به ۵ قسمت مساوی بریده و تسمه ها روی هم چیده شده و آماده سیکل بعدی می شود. برای بررسی تاثیر چرخاندن نمونه ها دو حالت قرار گرفتن تسمه ها در جهت سیکل قبل و چرخش ۹۰ درجه آن ها نسبت به سیکل قبل مطالعه شد. انتظار می رود که عملیات اکستروژن به صورت استفاده شده، با تغییر شکل پلاستیک شدید که همراه با تغییر زاویه به اندازه ۹۰ درجه می باشد، باعث پخش و توزیع مناسب ذرات روی در زمینه شود.



شکل ۲- طرحواره قالب ایکپ اکستروژن تجمعی

## 2-3- ذوب مجدد لحیم

برای بررسی تاثیر ذوب مجدد لحیم بر ریز ساختار، خواص مکانیکی و ترشوندگی، آزمون های ذوب مجدد بر روی آلیاژهای قلع-روی ساخته شده و آلیاژ قلع-سرب انجام شد. برای این کار، دو ورق مسی به ضخامت ۳ میلی متر و ابعاد ۱۰۰ در ۲۰ میلی متر آماده و سطح آن ها با سنباده از هر گونه آلودگی پاک سازی و با اتانول شستشو داده شد. سپس در نمونه های جداگانه وزن یکسان از آلیاژ قلع-روی و آلیاژ قلع-سرب پس از آغشته شدن به روغن لحیم، بین دو ورق مس قرار گرفت. ورق ها با گیره روی هم ثابت شده و مجموعه مونتاژ شده

برای حذف سرب از آلیاژ لحیم، باید به فکر یک جایگزین مناسب بود. لحیم کاری بدون سرب یکی از مهم ترین موضوعات تحقیقاتی کنونی است [۳-۴]. انتظار می رود آلیاژ هایی که جایگزین سرب می شوند، خواصی بهتر از آلیاژ قلع-سرب و یا حداقل خواصی برابر با آن داشته باشند. عناصری که برای جایگزینی سرب انتخاب می شوند، باید شرایطی از جمله سمی نبودن، ایجاد خواص مناسب در ترکیب با عناصر دیگر، قابلیت تولید با فناوری و روش های موجود، دمای ذوب پایین، کاهش کشش سطحی و افزایش قابلیت انعطاف داشته باشند. همچنین این عناصر باید از تبدیل قلع  $\beta$  به قلع  $\alpha$  که باعث تغییرات حجمی ناخواسته و کاهش خواص و در نتیجه کاهش قابلیت اطمینان آلیاژ می شود، جلوگیری کنند [۵]. با توجه به نیاز صنعت الکترونیک به لحیم های بدون سرب با کارایی مناسب و طول عمر زیاد، پژوهش های زیادی برای ساخت و مشخصه یابی این دسته از فلزات در حال انجام است. در حال حاضر یکی از جایگزین های مناسب برای لحیم های حاوی سرب، آلیاژ یوتکتیک قلع-روی می باشد. مهم ترین عامل تمایل به این آلیاژ، هزینه مناسب و نقطه ذوب نه چندان بالا و همچنین خواص مکانیکی و ترشوندگی قابل قبول آن است [۶]. روش اصلی تولید آلیاژ قلع-روی، روش های ذوبی است ولی مشکل این روش ها فشار بخار بالای روی است [۷].

در این پژوهش، ساخت لحیم بدون سرب قلع-روی با استفاده از پودر روی و به روش اکستروژن تجمعی در کانال های همسان زاویه دار (ایکپ) در قالبی که ترکیبی از دو قالب اکستروژن و ایکپ است، بررسی شده، تاثیر تعداد پاس ها و چرخش بر ساختار آلیاژ مطالعه شد. به نظر می رسد که فرایندهای مکانیکی با توجه به اعمال تغییر شکل شدید بتوانند تاثیر مطلوبی بر توزیع و پراکندگی ذرات روی در زمینه قلع داشته باشد، به صورتی که در مرحله لحیم کاری و ذوب آلیاژ، ترکیب یکنواختی در محل اتصال ایجاد شود. با استفاده از این روش، می توان آلیاژسازی را بدون نیاز به ذوب کردن اولیه انجام داد [۸].

## 2- مواد و روش پژوهش

### 2-1- نمونه سازی

در این پژوهش آلیاژ قلع بدون سرب Sn91-Zn9 در چهار مرحله ساخته شد. مطابق شکل (۱) مرحله اول ذوب کردن و شمش کردن قلع خالص در قالب مکعب مستطیل به ابعاد سطح قاعده  $25 \times 25$  میلی متر، مرحله دوم تسمه کردن شمش قلع با استفاده از قالب ایکپ اکستروژن تجمعی، مرحله سوم اضافه کردن پودر روی به نسبت وزنی ۸/۹ درصد به ورق قلع، که ترکیب یوتکتیک قلع-روی را ایجاد می کند، و مرحله چهارم شامل ۱۲ پاس همراه با چرخش ۹۰ درجه بعد از هر پاس با قالب ایکپ اکستروژن تجمعی است.

همچنین نمونه ای هم به روش ذوبی، برای بررسی و مقایسه با آلیاژ هایی که به روش مکانیکی ساخته شدند، تهیه شد. این آلیاژ با ذوب ورق قلع خالص ۹۹/۹ درصد و سپس اضافه کردن پودر روی به آن و رسیدن به دمای ۵۵۰ درجه سانتی گراد و نگهداری در این دما به مدت ۱۰ دقیقه ساخته شد. علاوه بر این، نمونه دیگری هم با ذوب یک سیم لحیم قلع-سرب تجاری در کوره مقاومتی برای مقایسه با

به مدت ۵ دقیقه در دمای ۳۵۰ درجه سانتی گراد قرار گرفت و در کوره سرد شدند.

## 2-4- ریزساختار پس از اکستروژن تجمعی

به منظور بررسی ریزساختار نمونه ها پس از هر پاس اکستروژن تجمعی، پس از آماده سازی، سطح نمونه ها با محلول شامل ۹۵٪ اتانول و ۵٪ اسید نیتریک اچ شده و با میکروسکوپ نوری Nikon Epiphot300 بررسی شدند.

## 2-5- خواص مکانیکی لحیم پس از ذوب مجدد

دو ورق مسی به ضخامت ۳ میلی متر و ابعاد ۱۰۰ در ۲۰ میلی متر آماده و سطح آن ها با سنباده از هرگونه آلودگی پاک سازی شد و با اتانول شستشو داده شد. سپس در نمونه های جداگانه وزن یکسان از آلیاژ قلع-روی و آلیاژ قلع-سرب پس از آغشته شدن به روغن لحیم، بین دو ورق مس قرار گرفت. ورق ها با گیره روی هم ثابت شده (شکل ۳-۲) و مجموعه مونتاژ شده به مدت ۵ دقیقه در دمای ۳۵۰ درجه سانتی گراد قرار گرفت. دما و زمان بیان شده طی انجام آزمون های متعدد و یا سعی و خطا حاصل شد.

بعد از سرد شدن نمونه ها، آزمون برش بر روی آن ها انجام شد و نیروی بیشینه کششی قابل تحمل قبل از شکست اتصال اندازه گیری شد. از سطح اتصال ورق های جدا شده تصویر برداری انجام گرفت و با استفاده از نرم افزار Image J مساحت محل اتصال اندازه گیری شد. در نهایت تنش برشی اتصال لحیم به دست آمد. این روش برای به دست آوردن استحکام برشی لحیم ها مرسوم است. (شکل ۳-۳) طرحواره نمونه های ساخته شده برای آزمون برش را نشان می دهد.

## 2-6- آزمون قطره بنشسته

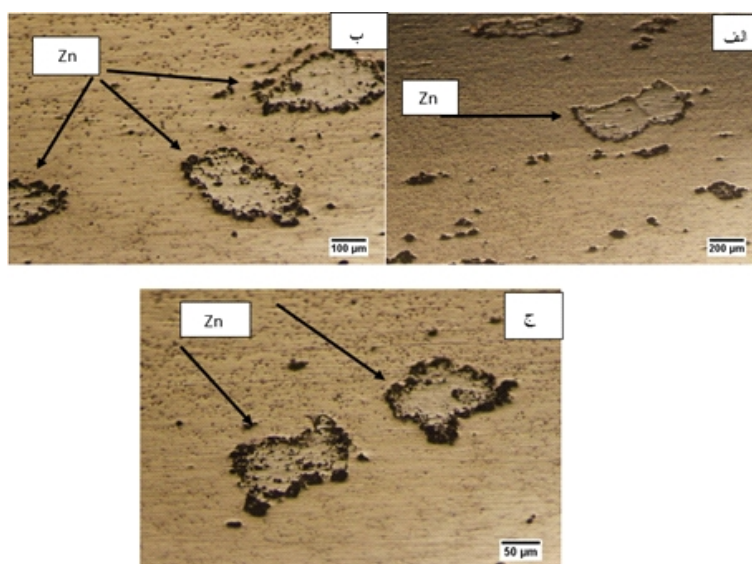
جهت ارزیابی ترکندگی لحیم از آزمون قطره بنشسته استفاده شد،

به این صورت که ابعاد یکسان (شکل مربعی با اضلاع ۵/۰ میلی متر و ضخامت ۳/۰ میلی متر) و وزن یکسان (۸/۰ گرم) از هر یک از آلیاژهای قلع-روی و قلع-سرب روی یک زیر لایه مسی به ضخامت سه میلی متر که سطح آن با سنباده از آلودگی تمیز شده بود، قرار گرفت. به منظور برقراری اتصال مناسب بین لحیم و زیر لایه، سطح ورق مسی به روغن لحیم کالیفون آغشته شد. سپس مجموعه به مدت ۵ دقیقه در کوره مقاومتی در دمای ۳۵۰ درجه سانتی گراد قرار داده شده و در کوره خنک شد. پس از سرد شدن نمونه ها، از قطرات منجمد شده با استفاده از یک دستگاه زاویه یاب تصویربرداری و زاویه تماس با استفاده از نرم افزار دستگاه اندازه گیری زاویه تماس مدل CA-500A ساخت شرکت شریف سولار اندازه گیری شد.

## 3- نتایج و بحث

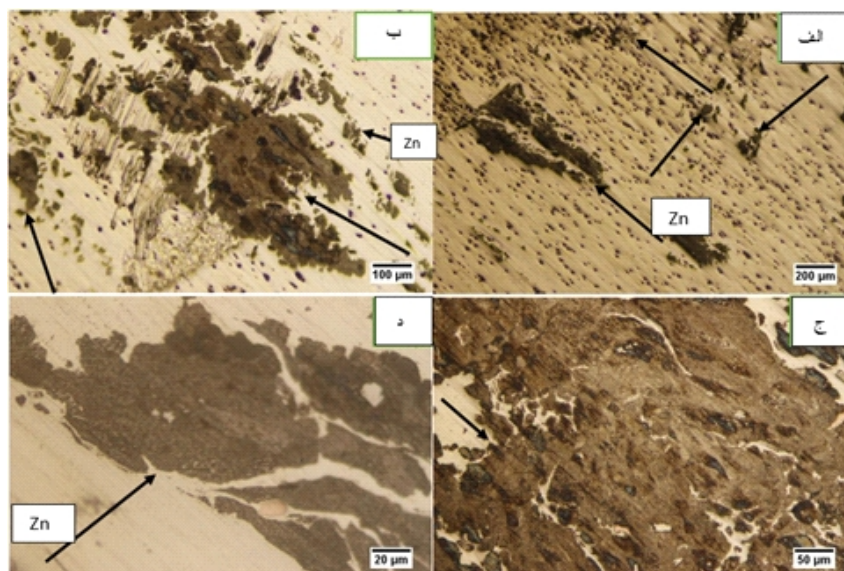
### 3-1- ریزساختار

در راستای ساخت آلیاژ یوتکتیک قلع-روی و جهت بررسی اثر فرایند ایکپ اکستروژن تجمعی بر آلیاژ سازی، چندین نمونه با استفاده از ورق قلع و پودر روی ساخته شد. فرایند ایکپ اکستروژن تجمعی بر روی نمونه ها تا ۱۲ پاس و در دو حالت بدون چرخش و با چرخش ۹۰ درجه بین هر پاس انجام شد. (شکل ۳) ریزساختار نمونه ها پس از ۱۲ پاس ایکپ اکستروژن تجمعی در حالت بدون چرخش و شکل (۴) ریزساختار نمونه ها پس از ۱۲ پاس ایکپ اکستروژن تجمعی در حالت با چرخش ۹۰ درجه بین هر پاس را نشان می دهد. دیده شد که در طی پاس های اولیه لایه ها چسبندگی مناسبی نداشت ولی با بالا بردن تعداد پاس ها چسبندگی بین لایه ها افزایش یافت. تعداد پاس بهینه بعد از اضافه کردن پودرها، ۱۲ پاس تعیین شد. افزایش تعداد پاس ها علاوه بر افزایش چسبندگی بین لایه ها باعث خرد شدن پودرهای روی شد. مشاهده شده که هنگامی که دو پاس



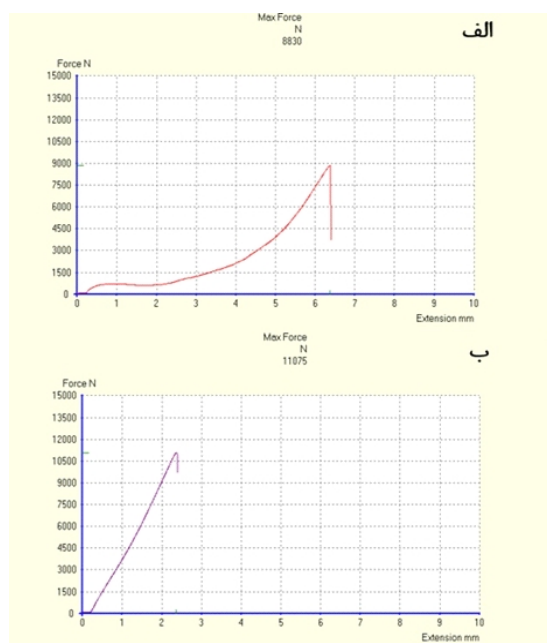
شکل ۳- ریزساختار نمونه قلع-روی بدون چرخش پس از ۱۲ پاس ایکپ اکستروژن تجمعی در بزرگنمایی های مختلف





شکل ۴- ریزساختار نمونه قلع-روی با چرخش پس از ۱۲ پاس ایکپ اکستروژن تجمعی در بزرگنمایی‌های مختلف

شکل (۶) الف نشان داده شده است. بخش مشکی در شکل (۶) ب، بخش‌های تحت تاثیر شکست و شکل ناحیه اتصال با مساحت ۲/۰۵۶ سانتی متر مربع است. بنابراین استحکام برشی نمونه برابر با ۴۲۹۵ نیوتن بر سانتی متر مربع می باشد.



شکل ۵- نمودار آزمون برش برای دو زیرلایه مسی متصل شده با الف - آلیاژ لحیم قلع - سرب و ب - آلیاژ لحیم قلع روی

مطابق با شکل (۵) ب) بیشینه نیروی وارده به نمونه متصل شده با

پشت سر هم در یک جهت باشند، صرفاً باعث خرد شدن پودر می شوند و تاثیر چندانی بر پخش شدن روی درون قلع ندارند. ولی چرخش ۹۰ درجه باعث پخش شدن و جلوگیری از کلوخه ای شدن پودر روی می شود.

در شکل (۳)، پیکان‌های روی شکل‌ها، دانه‌های پودر روی که کلوخه شده اند را نشان می دهد که تایید می کند بدون چرخش، روی در زمینه قلع پخش نشده است. در روش همراه با چرخش، پراکندگی مناسبی از پودر روی در زمینه قلع بوجود آمد و چرخش ۹۰ درجه باعث شد تا ذرات پودر روی علاوه بر خرد شدن در هر دو جهت پخش شوند. مشاهده شد که ذرات روی به خوبی در زمینه قلع پخش شده اند و پراکندگی مناسبی دارند. در عکس (۴) این تغییرات مشاهده می شود.

در نمونه آلیاژ قلع-سرب که به روش ذوبی ساخته شده بود، ساختار همگنی مشاهده نشد و کلوخه‌های روی در آن مشهود بود. همچنین هدر رفت این روش بسیار بالا بوده و روش به صرفه ای نبود، بدین معنی که هنگام ذوب مقدار زیادی از روی اکسید شده و به صورت سرباره درمی آمد.

### 3-2- خواص مکانیکی

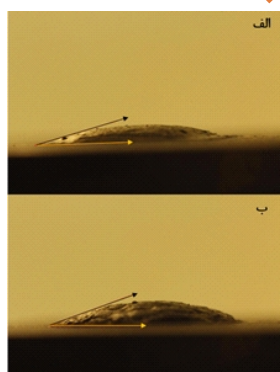
لحیم آلیاژ قلع-روی ساخته شده باید بتواند در محل اتصال خواص مکانیکی مناسبی را از خود نشان دهد. در این صورت می توان ادعا کرد این لحیم قابلیت اطمینان مطلوبی دارد. بدین منظور نمونه ساخته شده با یک نمونه مورد استفاده در بازار مقایسه شد. شکل (۵) الف نمودار تست برش آلیاژ قلع-سرب از یک آلیاژ تجاری را نشان می دهد.

مشاهده می شود که بیشینه نیرویی که این نمونه تحمل می کند معادل ۸۸۳۰ نیوتن می باشد. سطح شکست نمونه قلع-سرب در

متداول قلع-سرب (حدود ۴۲۹۵ نیوتن بر سانتی متر مربع) افزایش چشم گیری را نشان می دهد.

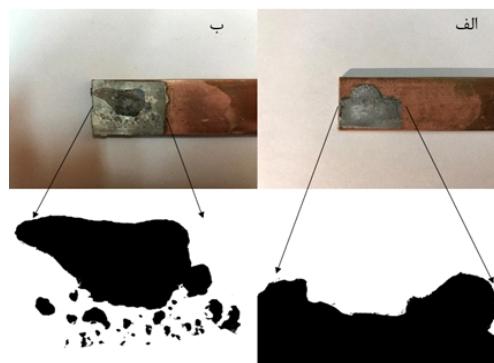
- زاویه ترشوندگی روی زیر لایه مسی برای آلیاژ لحیم قلع-روی حدود ۲۱ درجه اندازه گیری شد که کمی از زاویه ترشوندگی برای آلیاژ لحیم متداول قلع-سرب بیشتر بود.

- در مجموع به نظر می رسد که آلیاژ لحیم بدون سرب ساخته شده در این پژوهش، توانایی بالقوه برای جایگزینی آلیاژهای لحیم متداول قلع-سرب را دارا باشد.



شکل ۷- تصویر قطره مذاب منجمد شده و زاویه تماس با زیر لایه مسی  
الف - آلیاژ قلع-سرب و ب - آلیاژ قلع-روی

آلیاژ قلع-روی معادل ۱۱۰۷۵ نیوتن، و بر اساس شکل (۶-ج) مساحت سطح اتصال در نمونه قلع-روی برابر ۱/۶۰۶ سانتی متر مربع اندازه گیری شد. در نتیجه، استحکام برشی نمونه قلع-روی ۶۸۹۶ نیوتن بر سانتی متر مربع محاسبه می شود. با توجه به نتایج، استحکام برشی حاصل از آلیاژ قلع-روی حدود ۶۰٪ از استحکام برشی حاصل از آلیاژ قلع-سرب بیشتر است.



شکل ۶- الف - تصویر سطح شکست برشی با لحیم قلع-سرب و سطح واقعی اتصال با لحیم قلع-سرب، ب - تصویر سطح شکست برشی با لحیم قلع-روی و سطح واقعی اتصال با لحیم قلع-روی

### 3-3- زاویه ترشوندگی

در این آزمون زاویه ترشوندگی دو آلیاژ لحیم قلع-سرب و قلع-روی با زیر لایه مسی بررسی شد. در شکل (۷) تصویر قطره آلیاژ قلع-سرب و در شکل (۷) ب قطره آلیاژ قلع-روی دیده می شود. مشاهده می شود که زاویه ترشوندگی قطره در آلیاژ قلع-روی حدود ۲۱ درجه و زاویه ترشوندگی قطره در آلیاژ قلع-سرب حدود ۱۵ درجه است. هر چند زاویه ترشوندگی آلیاژ قلع-روی کمی بیش از زاویه ترشوندگی آلیاژ قلع-سرب است، ولی اختلاف آن ها به قدری زیاد نیست که باعث چشم پوشی از آلیاژ قلع-روی شود. مطابق نتایج مشاهده می شود که نمونه آلیاژ قلع-روی استحکام برشی بالاتری از قلع-سرب از خود نشان می دهد. از طرفی آزمایش قطره بنشسته نشان می دهد که هر چند ترشوندگی آلیاژ قلع-روی با زیر لایه مسی کمتر از آلیاژ قلع-سرب است، ولی تفاوت بین آن ها چندان قابل توجه نیست. بنابراین به نظر می رسد که آلیاژ قلع-روی ساخته شده توانایی بالقوه برای جایگزینی آلیاژ قلع-سرب را داشته باشد.

### 4- نتیجه گیری و جمع بندی

- ساخت لحیم بدون سرب از آلیاژ قلع-روی با استفاده از روش ایکپ اکستروژن تجمعی با میزان ۸۰ درصد کرنش در هر پاس با موفقیت انجام شد.

- دوازده پاس ایکپ اکستروژن تجمعی و ۹۰ درجه چرخش در بین پاس ها، شرایط مناسب برای توزیع مناسب ذرات روی در زمینه تشخیص داده شد. چرخش در بین پاس ها موجب توزیع بهتر پودر روی در زمینه قلع می شود.

- استحکام برشی آلیاژ لحیم قلع-روی، حدود ۶۸۹۶ نیوتن بر سانتی متر مربع به دست آمد که نسبت به استحکام برشی آلیاژ لحیم

### مراجع

- 1-Vianco, P.T. and Frear, D.R., "Issues in the replacement of lead-bearing solders", JOM, 45(7), pp.14-19, 1993.
- 2-Kotadia, H.R., Howes, P.D. and Mannan, S.H., "A review: On the development of low melting temperature Pb-free solders", Microelectronics Reliability, 54(6-7), pp.1253-1273, 2014.
- 3-Seo, E.Y. and Ryu, J.E., "Influence of reflow profile on thermal fatigue behaviors of solder ball joints", Journal of Materials Engineering and Performance, 29(6), pp.4095-4104, 2020.
- 4-Yang, L., Ma, S. and Mu, G., "Improvements of microstructure and hardness of lead-free solders doped with Mo nanoparticles", Materials Letters, 304, pp.130654, 2021.
- 5-Puttlitz, K.J. and Stalter, K.A., Handbook of lead-free solder technology for microelectronic assemblies. CRC Press, 2004.
- 6-National Center for Manufacturing Science, Lead and the Electronics Industry, A Proactive Approach, NCMS, Ann Arbor, 1995.
- 7-Lynch, R.F., "Zinc: Alloying, Thermomechanical Processing, Properties, and Applications", Encyclopedia of Materials: Science and Technology, pp. 9869-9883, 2001.
- 8-Valiev, R. Z., Islamgaliev, R. k., Alexandrov, I.V., "Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation." Progress in Material Science, Vol.45(2), pp. 103-189, 2000.

### پی نوشت

- 1-دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی اصفهان؛ دانشکده مهندسی مواد
- 2-دانشیار، دانشگاه صنعتی اصفهان؛ مهندسی مکانیک
- 3-استاد، دانشگاه صنعتی اصفهان؛ مهندسی مواد





## آشنایی با الزامات استاندارد ISO 3834 الزامات کیفیتی در جوشکاری ذوبی مواد فلزی - بخش جامع : قسمت هشتم

مهندس افشین خیام

حداقل باید یک آزمایش بهر را بگیرد و اطمینان پیدا کنید که این مواد همان موادی است که می‌خواهید، برای مواد پایه باید شرایط تحویل گیری (**Delivery Conditions**) را تعیین کنید مطابق با استانداردهای مشخص دنیا و بین‌المللی که طبق این استاندارد این تست‌ها را باید انجام بدهید، یکی از وظایف مهم بازرسی جوش این است که جلوی ورود مواد بی‌کیفیت و موادی که شرایط تایید را طی نکرده‌اند را بگیرد و از ورودشان به خط تولید جلوگیری کند.

### بند ۱۳- عملیات حرارتی پس از جوشکاری

این بند از استاندارد از آن بندهایی است که می‌تواند در رابطه با یک سازمان موضوعیت نداشته باشد و کنارگذاری شود، و این بند به تبع اجرا و ممیزی هم نشود، عملیات حرارتی پس از جوشکاری (**PWHT**) در خصوص فلزاتی انجام می‌شود که بعد از جوشکاری نیاز به تنش زدایی یا هر فرایند حرارتی دیگری دارند تا بتوانند خواص خودشان را بازیابی کنند. این فلزات معمولاً از فلزاتی هستند که عناصر آلیاژی بالا، کربن بالا به همراه خودشان دارند و پس از جوشکاری دچار تردی می‌شوند یا اینکه این تردی زیاد و این تنش‌های باقی‌مانده کششی ناشی از جوشکاری می‌توانند منجر به ترک‌های بعد از جوش، از قبیل ترک‌های سرد هیدروژنی شود که به منظور اینکه از این اتفاق جلوگیری کنیم باید پس از جوشکاری، **PWHT** در مورد اینها به اجرا در بیاورید.

معمولاً فلزاتی که تنش تسلیم بالای ۳۵۵ مگا پاسکال دارند اینها این خاصیت تردی را با خودشان به همراه دارند، اما در خصوص فلزاتی که تنش تسلیم پایین‌تری دارند این مشکل کمتر دیده می‌شود، همانطوری که می‌دانید در جوشکاری یکی از اتفاقات رایج و بدی که رخ می‌دهد وجود هیدروژن است به صورت ساختار فلز جوش که می‌تواند موجبات یک نوع ترک بسیار خطرناک به نام ترک سرد هیدروژنی را ایجاد کند، و این اتفاق در خصوص فلزات ترد خیلی

### بند ۱۲- انبار کردن مواد پایه

انبار کردن باید به گونه‌ای باشد که مواد شامل مواد تامین شده توسط مشتری، تحت اثرات مخرب قرار نگیرند، نشانه‌گذاری باید در حین انبار کردن حفظ شود، زمانی که یک نوع متریال دارید که اگر در محیط سرباز هم نگهداری کنید آسیبی به آن نمی‌رسد مثل: فلزات ضخیم، فولاد، استنلس استیل که در این محیط‌ها اصلاً به آن آسیبی نمی‌خورد این مواد را در محیط روباز هم می‌توانید نگهداری کنید، یعنی حتماً "موظف نیستید که انبار سربسته ایجاد کنید، اما بعضی از متریال‌ها مثل: متریال‌های با ضخامت پایین، متریال‌های حساس از لحاظ جنس اینها دیگر در محیط‌های روباز به آن‌ها آسیب می‌خورد، که در مرحله اول تشخیص این مورد برعهده خودتان است و در مرحله بعدی با ممیزی است که سیستم شما را ممیزی می‌کند، پس مراقب این موضوع باشید که موادی که امکان دارد تحت تاثیر اثرات مخرب قرار بگیرند حتماً شرایط نگهداری آن باید رعایت شود و حتی دما و رطوبت آن کنترل شود، در مرحله دوم وقتی در انبار نگهداری می‌کنید سعی کنید کدهای شناسایی را ثبت کنید، یعنی باید مشخص شود در اینجا چه موادی با چه ضخامتی و مطابق با کدام استاندارد نگهداری می‌شوند، به بند ۱۷ این استاندارد که می‌رسیم، همانطور که در بند قبل ذکر شد، در خصوص فیلرمتال‌ها و مواد مصرفی جوش، هیچ الزامی بابت ردیابی وجود ندارد، اما برای مواد پایه الزام ردیابی هست چون مواد پایه پیکره محصول را تشکیل می‌دهند پس باید معلوم باشد این مواد را از چه کسی و از کجا خریده‌شده است؟ سوابق تاییدیه آن کجاست؟ تا بتوانید اگر موردی برایتان پیش‌آمد بتوانید پیگیری کنید و مشکل را حل کنید این بند استاندارد بسیار مختصر و مفید به همین دو موضوع (۱- بحث انبارش و ۲- بحث شناسایی) پرداخته است، باید اطمینان پیدا کنید مواد پایه‌ای که دارد در محصول استفاده می‌شود مورد تایید باشند (تست‌های تاییدشان را پشت سر گذاشته باشند) یعنی برای موادتان

خطرناک تر هم می تواند باشد. عملیات حرارتی پس از جوشکاری علاوه بر اینکه می تواند بخش زیادی از تنش های پسماند کششی را آزاد کند، کمک زیادی می کند که این هیدروژن های نفوذ کرده به ساختار فلز جوش در دمای بالا و در یک زمان مشخص خارج بشود و این خطراتی که خدمتتان عرض شد (ترک های سرد هیدروژنی، شکست های ترد پس از جوشکاری و موارد مشابه را از بین ببرد) به تبع اگر سازمان و یا شرکتی با چنین فلزاتی در ارتباط نیست به تبع آن نیازی به انجام فرایند PWHT احساس نمی شود، و به تبع اجرای الزاماتش آن را هم می تواند انجام ندهد و کنار گذاری کند، -سازنده باید به طور کامل در قبال مشخصه های و اجرای هرگونه عملیات حرارتی PWHT مسئول باشد. این بند استاندارد را می توانید (طبق بند ۶ استاندارد) در صورتی که تجهیزات لازم را برای اجرای آن ندارید برون سپاری کنید و از خدمات پیمانکاران فرعی استفاده نمائید، و شرط آن این است که پیمانکار فرعی باید تایید صلاحیت شده باشد، ممیزی و ارزیابی شده باشد و از این لحاظ که این پیمانکار می تواند فرایند PWHT را به درستی انجام دهد به اثبات رسیده باشد. اما در نهایت سازنده در قبال مشخصات و اجرای هرگونه عملیات حرارتی بعد از جوشکاری مسئول می باشد.

وقتی در فرایند ممیزی وارد سازمان می شوید و می خواهید این بند استاندارد را ممیزی کنید قطعا "ابتدا لیست فلزات و خواص آن ها را باید بررسی کنید، که قطعا ITP ها و فرایندهای آن سازمان را باید بررسی کنید اگر PWHT برای آن ها تعریف نشده باشد این بند را می توانید کنار گذاری کنید. حالا اگر فرایند PWHT برای فرایندهای آن سازمان تعریف شده باشد یعنی فلزاتی دارید که پس از جوشکاری نیاز به PWHT برای آن ها احساس می شود. استاندارد برای اینگونه فلزات دو تا الزام دارد:

-دستورالعمل PWHT باید با فلز پایه، اتصال جوشکاری شده، سازه و ... سازگار باشد، همچنین باید مطابق با استاندارد محصول و یا الزامات مشخص شده باشد.

یک دستورالعمل عملیات حرارتی پس از جوشکاری (PWHT) مطابق با فلز پایه باید نوشته و اجرا شود. در این خصوص استاندارد ISO 17663 به شماره ملی INSO 20880 وجود دارد که الزامات کیفیت برای عملیات حرارتی مرتبط با جوشکاری و

فرایندهای وابسته را به شکل واضح و شفاف بیان کرده است. که در صورت نیاز بتوانید از این استاندارد استفاده نمائید. این دستورالعمل عملیات حرارتی پس از جوشکاری (PWHT) می تواند خیلی ساده و در حد یک برگ نمودار نشان دهنده دمای عملیات حرارتی ( $500^{\circ}\text{C}$ - $750^{\circ}\text{C}$ ) و مدت زمان نگهداری در آن دما که با توجه به ضخامت فلز پایه تعیین می شود و می تواند یک نمودار خیلی ساده باشد اما در بعضی از مواقع این دستورالعمل پیچیده تر است، مثلاً "ما در چند استپ به آن دما خواهیم رسید؟ چند استپ دما را کاهش خواهیم داد؟ زمان های نگهداری ما در استپ های مختلف می تواند متفاوت باشد. که اینها می تواند منجر به تهیه یک دستورالعمل عملیات حرارتی (PWHT) پیچیده تری شود. ولی در هر صورت وجود دستورالعمل برای عملیات حرارتی پس از جوشکاری (PWHT) یک امر الزامی است، و در استاندارد هم صراحتاً به آن اشاره کرده است. قطعاً این دستورالعمل باید به تایید یک فرد متخصص و ذیصلاح در این حوزه برسد. و برای اجرا در اختیار افرادی قرار بگیرد که مجری فرایند و البته کنترل کننده فرایند هستند.

-ثبت عملیات حرارتی انجام شده در حین فرایند باید تهیه شود همچنین سابقه باید نشان دهد که از مشخصات پیروی شده و برای یک محصول خاص قابل ردیابی باشد.

الزام دومی که استاندارد در این بند دارد می گوید شما پروسه را در اختیار مجری قرار دادید. مجری آنرا اجرا کرده است. باید یک طوری به ممیز ثابت کنید (سابقه های را به آن نشان دهید) که ممیز را مطمئن کند که شما این پروسه را دقیقاً طبق دستورالعمل تان اجرا کرده اید. سابقه و ثبوتی را باید نشان دهید. اصولاً "مسئولین کنترل کیفیت یکسری Log هایی دارند، کارت های تولیدی دارند که این پروسه (PWHT) که انجام می شود دما و زمان پروسه را در آن ثبت می کنند. و این نشان دهنده انجام آن پروسه است. آن سابقه ها را باید ثبت و نگهداری کنند. و این سابقه ها باید از سمت کارفرما مطالبه شود و در **Final Book** که در اختیار کارفرما قرار می گیرد جز سوابق اجرای پروژه به کارفرما ارائه داده شود.

#### پی نوشت

- مدیر تضمین کیفیت شرکت ناظران یکتا



## مطالعه مروری روکش کاری لیزر سوپر آلیاژهای پایه نیکل

حمیدرضا رفیعی<sup>۱</sup>، سید امیر آذر مهر<sup>۲</sup>، سید میثم میر قربانی<sup>۳</sup>

### چکیده

در سال های اخیر حوزه های مطالعاتی مختلفی برای روکش کاری لیزر معرفی شده است. در پژوهش حاضر ابتدا به اهمیت و کاربرد این روش در رابطه با سوپر آلیاژهای مورد استفاده در صنایع توربین گاز پرداخته شده است. سپس، فرایند روکش کاری لیزر معرفی و مزایای آن بیان شده است. در ادامه، انواع روش های مختلف پوشش دهی لیزر به صورت مختصر برای درک بهتر این فرایند توضیح داده شده است. در بخش بعدی نیز از دیدگاه پارامتری، سه مشخصه توان متوسط (P)، سرعت روبش لیزر (S)، و نرخ تغذیه پودر (F) به عنوان پارامترهای اصلی فرایند روکش کاری لیزر معرفی گردیدند که بیشترین اثر را روی کیفیت پوشش دارند. همچنین تاثیر این سه پارامتر بر پهنای روکش، ارتفاع روکش، عمق نفوذ، میزان رقت و زاویه ترشوندگی بررسی و ارائه شد. در ادامه نیز تاثیر پارامترهایی نظیر توان، قطر پرتوی لیزر، سرعت پیشروی، نرخ تغذیه، گاز محافظ و پیش گرم بر پارامترهای روکش حاصل مانند: سختی، رقت، تخلخل، دمای حوضچه مذاب و بیشینه نرخ تغذیه با ذکر مطالعات مرتبط بررسی شد. در انتها، عیوب موجود در روکش کاری لیزر نظیر تخلخل، ترک و پیچیدگی معرفی و راه های رفع آن نیز بیان شد.

**کلمات کلیدی:** روکش کاری لیزر، توان متوسط، سرعت روبش لیزر، نرخ تغذیه پودر، زاویه ترشوندگی.

### 1- مقدمه

که شامل پره های ثابت، متحرک و بخش های محفظه احتراق هستند، دچار آسیب هایی از قبیل خوردگی داغ و اکسیداسیون، سولفیداسیون، خزش، انواع خستگی و تغییرات ریزساختاری می شوند که بایستی یا مورد بازسازی قرار گیرند و یا تعویض شوند. با توجه به هزینه بالای مواد اولیه و ساخت، ترجیح بازسازی این قطعات و باز کارگیری آن ها است [۱،۲]. یکی از مهمترین فرایندهایی که در راستای بازسازی این قطعات به کار می رود جوشکاری و متداول ترین روش جوشکاری، روش جوشکاری قوسی تنگستنی گاز محافظ خنثی است. اما مشکلاتی در استفاده از این روش جوشکاری، به ویژه در مورد سوپر آلیاژهای رسوب سخت مثل IN738LC وجود دارد که از جمله آن ها می توان به ترک در

قطعات داغ توربین به قطعاتی میگویند که در معرض سیال داغ و محصولات احتراق قرار دارند و دمای کاری آن ها اغلب بالاتر از  $600-700^{\circ}\text{C}$  می باشد. بنا به دلیل همین دمای بالای کاری باید جنس این قطعات از آلیاژی انتخاب شود که بیشینه مقاومت را در مقابل خوردگی و اکسیداسیون داشته باشد و در این دما استحکام خود را نیز حفظ کند، تا عملکرد قطعه تحت تاثیر قرار نگیرد. در این راستا سوپر آلیاژها تاثیر گذارترین دسته از آلیاژهای مورد استفاده در قسمت داغ توربین هستند [۱]. سوپر آلیاژها به دلیل مقادیر بالای نیکل و کبالت از جمله آلیاژهای گران قیمت مورد استفاده در صنعت می باشند. بعد از مدت زمان کاری مشخص این قطعات قسمت داغ،

منطقه متأثر از حرارت (HAZ) و در عملیات پس گرم پس از جوشکاری و یا سرویس اشاره کرد [۳-۶]. در همین راستا استفاده از روش های نوین اتصال در جوشکاری سوپر آلیاژها اهمیت روزافزونی پیدا کرده است. از جمله روش های مورد نظر روش جوشکاری لیزر است که به دلیل حرارت ورودی پایین و حرارت متمرکز باعث کاهش تنش پسماند و کاهش عرض منطقه HAZ می شود و در نتیجه احتمال تشکیل ترک را کاهش می دهد و این موضوع به طور قابل توجهی می تواند کیفیت جوش بر روی سوپر آلیاژهایی مانند IN738LC را بهبود بخشد [۳، ۱۰].

در واقع سوپر آلیاژهای پایه نیکل استحکام یافته با رسوبات  $\gamma'$  بخاطر عناصر آلیاژی زیاد، دامنه ذوب و انجماد بزرگی دارند. در طی فرایند جوشکاری، فلز پایه مجاور منطقه ذوب، طیف گسترده ای از پیک های دمایی را که بین دمای لیکوئیدوس و سالییدوس غیرتعادلی را تجربه می کند. از اینرو در این ناحیه ذوب جزئی رخ خواهد داد که تحت عنوان منطقه ذوب موضعی (PMZ) توصیف می گردد. در منطقه خمیری، ترک ذوبی می تواند در سوپر آلیاژهای پایه نیکل رخ دهد. زمانی که مذاب در ناحیه ذوب موضعی نتواند کرنش اعمالی را تحمل کند، معمولاً ترکی در راستای مرز دانه ها تشکیل می شود. روش رایج برای بازسازی این قطعات استفاده از روش سنتی جوشکاری GTAW با شرایط خاص است. با وجود کارایی بالای روش ذکر شده، گزارشات حاکی از عدم کارایی این قطعات در توربین های گاز دارد، بنابراین تلاش های بیشتر برای رسیدن به شرایط مطلوب در این حوزه ضروری است. اتفاق نظر برای حل این مشکل، استفاده از روش مطمئنی است که در هنگام جوشکاری حرارت کمتری وارد قطعه کند.

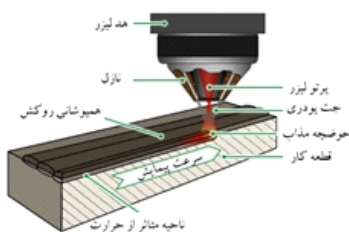
شرکت های بزرگ تعمیر قطعات داغ توربین گاز برای کاهش مشکلات مطرح شده و برای ارتقا کیفیت جوش از روش روکش کاری لیزر استفاده می کنند. در روکش کاری لیزر مقدار حرارت ورودی به حوضچه مذاب پایین است که در نتیجه حوضچه مذاب با ابعاد کوچکی ایجاد می شود. این روش نوین از ظرافت و انعطاف پذیری، سرعت و دقت بسیاری برخوردار است. حرارت مورد نیاز برای ایجاد حوضچه مذاب و انجام فرایند اتصال با تابش پرتو پراثری لیزر به فلز پرکننده و سطح مورد نیاز فلز پایه، فراهم می گردد. لایه ایجاد شده با لیزر معمولاً چگال، بدون ترک و تخلخل بوده که بیانگر ایجاد یک اتصال متالورژیکی قوی به زیرلایه است [۷، ۸].

## 2- روکش کاری لیزر

اصول کلی روکش کاری لیزر با دیگر فرایندهای روکش کاری متفاوت است. در این روش از یک پرتوی لیزری پراثری به جای قوس یا شعله گاز، به عنوان منبع انرژی استفاده می شود. حرارت ورودی کم که در این روش القا می شود باعث آمیختگی بسیار پایین رسوب جوش با زیرلایه و هم چنین، منجر به ایجاد ناحیه HAZ بسیار باریک به همراه کاهش پیچیدگی می شود. پرتوهای لیزر امکان به وجود آوردن لایه هایی با ضخامت کم و دسترسی آسان تر به سطوح غیر قابل دسترس را نسبت به الکتروود یا مشعل فراهم می سازند. اساس فرایند روکش کاری لیزر به این ترتیب است که

آلیاژ مخصوص روکش کاری با یک پرتوی لیزر ذوب و آزادانه پخش و روی زمینه منجمد می گردد. پرتو لیزر، همچنین موجب ذوب لایه نازکی از زمینه می گردد که با مذاب فلز جوش ترکیب شده و باند متالورژیکی قوی ایجاد می کند. مواد در فرایند روکش کاری لیزر، به صورت پودر، میله، سیم یا ورق می تواند استفاده شوند، اما مشکلات انعکاسی ناشی از آن ها، مستلزم به کار بردن دستورالعمل های ویژه ای می باشد. در این فرایند نیز تنش های حرارتی فلز جوش سبب ایجاد ترک می گردند که با پیش گرم مناسب، چگالی توان کم، قطرهای بزرگ پرتو و سرعت کم انتقال نمونه، رسوبی بدون ترک حاصل خواهد شد. شکل (۱) شماتیک روش پوشش دهی لیزر با استفاده از تزریق پودر را نشان می دهد. مزایای روکش کاری لیزر عبارتند از [۹]:

- راندمان بسیار بالا (بیش از ۹۰٪) و صرفه اقتصادی بالا
- تولید پوشش های ضخیم
- استحکام چسبندگی بسیار بالا (پیوند متالورژیکی)
- میزان تخلخل کم (تولید قطعات آب/هوا بند)
- کار در رنج وسیعی از پوشش ها با خواص مختلف
- امکان آلیاژسازی و دستیابی به خواص مختلف
- امکان اعمال پوشش بر قطعات با ضخامت بسیار کم
- تولید پوشش با ساختار یکنواخت  $Dilution < 5\%$



شکل ۱- شماتیک روش روکش کاری لیزر [۹].

## 3- مطالعات پارامتری

در روکش کاری لیزر توان متوسط (P)، سرعت روبش لیزر (S) و نرخ تغذیه پودر (F) بیش ترین اثر را روی کیفیت لایه روکشی داشته و جزء پارامترهای اصلی فرایند می باشند. پارامترهای فرایندی مختلفی نظیر اندازه اثر پرتو لیزر، توزیع انرژی پرتو لیزر، مقدار و نوع گاز محافظ و گاز حامل پودر، سرعت و زاویه ورود پودر به داخل پرتو لیزر نیز از دیگر متغیرهای موثر بر کیفیت روکش هستند. با تغییر هریک از متغیرها، فرایند انجماد، تشکیل روکش و در نتیجه خواص هندسی و مکانیکی روکش حاصل تغییر می کند. خواص هندسی می توانند پهنا، ارتفاع روکش، عمق نفوذ، میزان آمیختگی و زاویه ترشوندگی باشند. در حالی که از دیدگاه خواص مکانیکی سختی، تردی، تنش تسلیم و خستگی روکش حاصل مدنظر قرار داد.

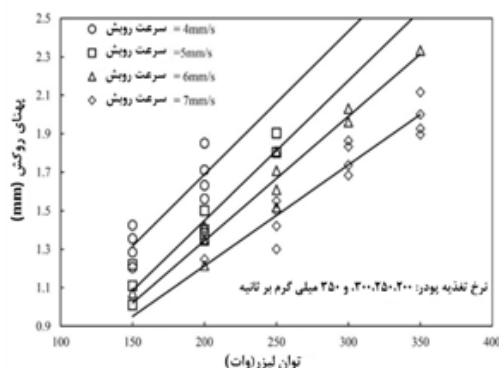
### 3-1- تاثیر پارامترهای فرایند روکش کاری لیزر بر ارتفاع روکش

رفتار تغییر ارتفاع ناحیه روکش کاری شده (h) به عنوان تابعی از هر

$F/S$  و مقادیر پایین توان، تعدادی از پوشش‌ها تشکیل نشده‌اند یا از زیرلایه جدا شده‌اند، که به نظر می‌رسد دلیل آن تامین نشدن حداقل توان لازم برای ذوب پودر یا زیرلایه و یا هردو برای امتزاج مناسب باشد [11].

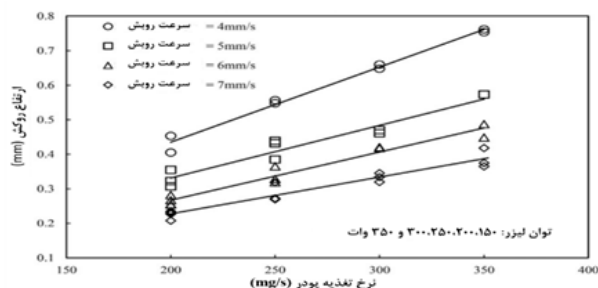
### 3-2- تاثیر پارامترهای فرایند روکش کاری لیزر بر پهنای روکش

نمودار اثر پهنای لایه روکش کاری لیزر تک پاس ( $W$ ) برحسب تغییرات سه پارامتر اصلی توان، نرخ پاشش پودر و سرعت روبش لیزر مربوط به روکش کاری لیزر ترکیب  $Co-Cr-Mo$  بر آلیاژ  $TiAl$  در شکل ۴ نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود،  $W$  با افزایش توان، به صورت خطی افزایش می‌یابد. از طرفی، با کاهش سرعت روبش لیزر  $W$  کاهش یافته است، می‌توان نتیجه گرفت که مقدار  $W$  را می‌توان با دو پارامتر توان لیزر و سرعت روبش لیزر کنترل کرد و نرخ پاشش پودر اثر ناچیزی روی پهنای لایه روکشی را دارد [۱۰].



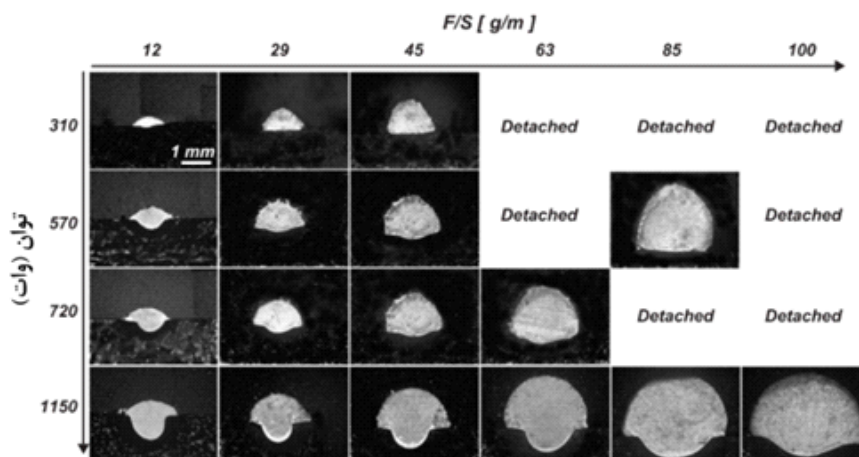
شکل ۴- تغییرات پهنای روکش تک پاس برحسب توان لیزر برای نرخ پاشش پودر و نرخ روبش‌های لیزر مختلف مربوط به روکش کاری لیزر ترکیب  $Co-Cr-Mo$  بر آلیاژ  $TiAl$  [۱۰].

سه پارامتر اصلی توان متوسط ( $P$ )، سرعت روبش لیزر ( $S$ ) و نرخ تغذیه پودر ( $F$ ) برای پوشش تک پاس مربوط به روکش کاری لیزر ترکیب  $Co-Cr-Mo$  بر آلیاژ  $TiAl$ ، در شکل (۸) رسم شده است [۱۰].



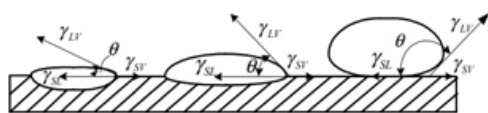
شکل ۵- تغییرات ارتفاع روکش تکپاس برحسب نرخ تغذیه پودر برای توان‌ها و نرخ روبش‌های لیزر مختلف مربوط به روکش کاری لیزر ترکیب  $Co-Cr-Mo$  بر آلیاژ  $TiAl$  [10].

همان‌گونه که در شکل ۲ مشاهده می‌شود با افزایش نرخ تغذیه پودر مقدار پودر بیشتری به نمونه می‌رسد، در نتیجه بوسیله متوسط پودر بیشتری جذب شده و پودر بیشتری وارد حوضچه مذاب می‌شود. لذا، ارتفاع روکش افزایش می‌یابد. از طرفی وقتی سرعت روبش با لیزر کاهش می‌یابد، مدت زمان برهم کنش لیزر با مواد روکشی افزایش می‌یابد و پودر بیشتری وارد جریان مذاب شده و ارتفاع لایه روکشی افزایش می‌یابد. هم‌چنین با توجه به اثر کم توان روی ارتفاع، تغییرات توان‌های مختلف تقریباً در یک نقطه تمرکز یافته است [۱۰]. تصاویر میکروسکوپی سطح مقطع نمونه‌های پوشش داده شده برای روکش کاری لیزر پودر پایه نیکل روی زیرلایه فولاد  $C45$  در توان‌ها و  $F/S$  مختلف در شکل (۳) نشان داده شده است. براین اساس، افزایش توان تغییر محسوسی بر ارتفاع روکش ندارد ولی با افزایش  $F/S$  (افزایش نرخ تغذیه پودر یا کاهش سرعت روبش)، ارتفاع روکش افزایش یافته است. هم‌چنین در مقادیر بالای



شکل ۳- سطح مقطع نمونه‌های پوشش داده شده برای روکش کاری لیزر هم‌محور پودر پایه نیکل روی زیرلایه فولاد  $C45$ . پارامتر ترکیبی  $F/S$  در محور افقی مقدار مواد تغذیه در واحد طول را مشخص می‌کند و توان لیزر روی محور عمودی [۱۱].

آمیختگی می باشند که متناظر با زاویه ترشوندگی و انرژی های آزاد سطحی  $\gamma$  ( $J/m^2$ ) است. سه انرژی سطحی برای روکش کاری لیزر را می توان به عنوان انرژی آزاد سطحی مایع - جامد  $\gamma_{sv}$ ، انرژی سطحی جامد - بخار  $\gamma_{sv}$  و انرژی سطحی مایع - بخار  $\gamma_{lv}$  در نظر گرفت [۱۴].



شکل ۷- سطح مقطع های روکش کاری لیزر با زاویه ترشوندگی و انرژی های آزاد سطحی مربوطه. الف- آمیختگی بالا، ترشوندگی خوب، ب- پوشش ایده آل ب- عدم آمیختگی، عدم ترشوندگی [۱۴].

تعداد بین انرژی های فوق، شکل دانه مذاب پوشش را تعیین می کند. این تعادل به کمک رابطه زیر بیان می شود:

$$\gamma_{sv} - \gamma_{sl} = \gamma_{lv} \cos \theta \quad (2)$$

هنگامی که  $\cos$  به سمت یک میل کند یا به عبارت دیگر هرگاه  $\gamma_{sv} - \gamma_{sl} > \gamma_{lv}$  آنگاه مایع، در زیر لایه نفوذ می کند و جامد، مایع را تر می کند (شکل ۷-ب). از ویژگی های اصلی و مهم روش روکش کاری لیزری باند نفوذی نازک روکش شده در زیر لایه و داشتن آمیختگی کم با زیر لایه است. محققان رابطه بین پارامترهای ترکیبی توان، نرخ پاشش پودر و سرعت روبش لیزر را با عمق نفوذ (b) و درصد رقت (D) به روش آنالیز آماری به دست آورده اند. با افزایش توان عمق نفوذ و میزان رقت افزایش می یابد. هم چنین با کاهش سرعت روبش، زمان واکنش بین لیزر و مواد و در نهایت انرژی ورودی به زیر لایه افزایش می یابد که این موضوع سبب افزایش عمق نفوذ می شود. از طرف دیگر، کاهش سرعت روبش لیزر منجر به افزایش ارتفاع پوشش می شود؛ با وجود این که عمق نفوذ افزایش یافته است، این افزایش می تواند سبب کاهش رقت شود. با افزایش نرخ تغذیه پودر، مقدار پودر رسیده به زیر لایه در واحد زمان افزایش می یابد. در نتیجه انرژی بیشتری بوسیله پودر جذب شده و انرژی ورودی به زیر لایه نیز کاهش می یابد که سبب کاهش عمق نفوذ می شود. از طرف دیگر با افزایش نرخ تغذیه، ارتفاع لایه افزایش می یابد که این افزایش در کنار کاهش عمق نفوذ، سبب کاهش آمیختگی می شود. به طور کلی افزایش توان لیزر بیشترین اثر را روی عمق نفوذ و آمیختگی دارد [۱۱، ۱۰].

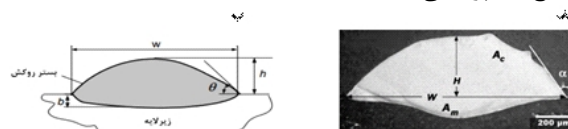
### 3-4- تاثیر پارامترهای فرایند روکش کاری لیزر بر زاویه ترشوندگی

زاویه ترشوندگی ( $\theta$ ) نقش مهمی را در کیفیت پوشش ایفا می کند که برای هم پوشانی و جلوگیری از ایجاد تخلخل از اهمیت خاصی برخوردار است. در این مورد نیز آنالیزهای آماری توسط محققین انجام شده است و نتایج حاصل از آن نشان می دهد که هر با هر سه پارامتر توان لیزر، سرعت روبش و نرخ تغذیه پودر رابطه دارد، به طوری که با افزایش توان و سرعت روبش، زاویه ترشوندگی کاهش می یابد و افزایش نرخ تغذیه پودر، سبب افزایش زاویه ترشوندگی می گردد.

در شکل (۵) نیز هندسه سطح مقطع لایه روکشی به صورت یک نوار تک لایه نشان داده شده است. پارامترهای موثر روی این هندسه این مقطع را می توان به صورت زیر دسته بندی نمود [۱۳، ۱۲]:

- ضخامت نوار لایه روکشی ایجاد شده روی سطح زیر لایه (h)،
- عرض تک لایه پوششی (W)،
- ضخامت قسمتی از زیر لایه که در حین لایه نشانی ذوب شده است (B).

- سطح مقطع لایه پوشش داده شده (A)،
- عمق ناحیه متأثر از گرما در زیر لایه ( $B_{HAZ}$ ).
- سطح ناحیه متأثر از گرما در زیر لایه ( $A_{HAZ}$ ).
- زاویه تماس یا ترشوندگی (زاویه بین سطح زیر لایه و مماس بر سطح لایه پوششی) ( $\theta_{wet}$ )



شکل ۵- الف - نمونه واقعی از سطح مقطع یک نوار پوشش ایجاد شده با روکش کاری لیزر ب - طرح وارده [۱۴، ۱۱].

### 3-3- تاثیر پارامترهای فرایند روکش کاری لیزر بر عمق نفوذ و میزان رقت

مخلوط شدگی (میزان رقت) یکی از مهم ترین عوامل برای کنترل عدم خلوص لایه پوششی بوسیله ذوب زیر لایه است. در واقع یک سطح کمینه از اختلاط جهت تضمین اتصال خوب با زیر لایه ضروری است. مخلوط شدگی بیش از حد ممکن است اثر مخرب بر پارامترهای پوشش داشته باشد. رقت به روش های مختلف اندازه گیری می شود که عمومی ترین روش بوسیله اندازه گیری نسبت  $\frac{A_D}{A_N + A_D}$  بین سطح مقطع ذوب شدگی ماده زیر لایه (AD) و سطح مقطع کلی از لایه پوششی ( $AN + AD$ ) است، که به صورت شماتیک در شکل (۶) نشان داده است [۱۶، ۱۵].



شکل ۶- شماتیک سطح مقطع لایه پوششی و ذوب شدگی زیر لایه [۱۸، ۱۷].

زاویه مکمل ترشوندگی ( $\alpha$ ) (زاویه روکش) و زاویه ترشوندگی ( $\theta$ ) به ترتیب در شکل ۷ الف و ب نشان داده شده اند. با به دست آوردن مقادیر h و W و قرار دادن آن در رابطه ۱ می توان  $\theta$  را محاسبه نمود و با کم کردن  $\theta$  از  $180^\circ$  درجه می توان  $\alpha$  را به دست آورد [۱۱].

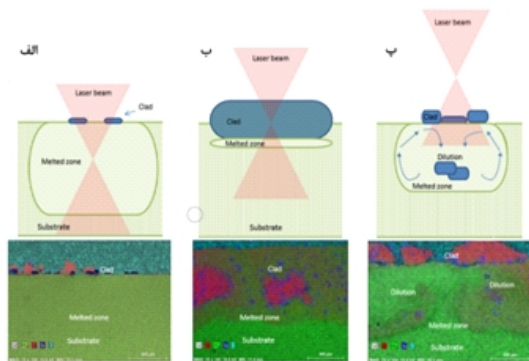
$$\theta = 2 \arctan(2h/w) \quad (1)$$

در روکش کاری لیزر، زاویه ترشوندگی و انرژی آزاد سطحی عوامل مهمی هستند که کیفیت پوشش را نشان می دهند. به طور کلی، سه نوع سطح مقطع پوشش ممکن است با روکش کاری لیزر تولید شود که در شکل (۷) نشان داده شده است. این مقاطع نشان دهنده میزان



### 3-5- تاثیر توان لیزر بر سختی روکش

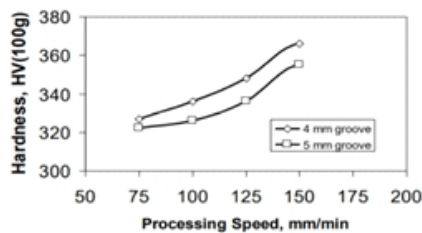
توان لیزر یکی از تاثیرگذارترین متغیرها در فرایند روکش کاری لیزری محسوب می شود، منظور از توان لیزر، میزان انرژی است که پرتوی لیزر در واحد زمان بر قطعه کار اعمال می کند، توان لیزر به طور مستقیم بر مشخصات مختلفی از روکش حاصل تاثیر می گذارد، در مطالعه ای تاثیر توان بر فرایند روکش کاری لیزر پودر **NiCrBSi** بر قطعه کار فولادی **42CrMo** بررسی شد، در شکل ۸ نمودار سختی برحسب ارتفاع روکش برای توان های ۱۵۰۰ تا ۳۵۰۰ وات نشان داده شده است [۱۸]، مطابق شکل ۸، افزایش توان منجر به افزایش اثر رقت و افزایش ورود عنصر آهن به روکش شده که این امر سختی روکش را کاهش می دهد [۱۹]، این نتیجه در مطالعات دیگر شامل روکش کاری لیزر پودر فولاد ابزار **H13** بر قطعه کار از همان جنس [17] و روکش کاری  $TiB_2-TiC - Al_2O_3$  بر فولاد ۱۰۲۰ [۲۱] نیز تایید شده است [۳۹].



شکل ۹- تاثیر فاصله کانونی بر حوضچه مذاب در حالت های الف- غیرمتمرکز مثبت، ب- متمرکز پ- غیرمتمرکز منفی به همراه تصاویر EDX (رنگ های سبز، قرمز، آبی و فیروزه ای به ترتیب بیانگر منیزیم، آلومینیوم، سیلیکون و کربن) [۲۲].

### 3-7- تاثیر سرعت پیشروی بر سختی روکش

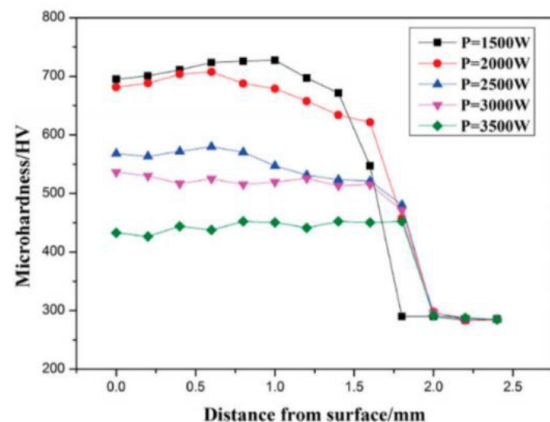
سرعت پیشروی پرتو لیزر همان سرعت حرکت هد لیزر و به عبارتی سرعت انجام فرایند روکش کاری لیزری است، هرچه سرعت پیشروی بیشتر باشد، فرایند روکش کاری در زمان کمتری انجام می شود، در مطالعه ای تاثیر این متغیر بر سختی روکش حاصل از پودر **P25** (حاوی ۲۵٪ وزنی کروم و ۱۰٪ وزنی نیکل) بر فولاد کربنی بررسی شد (شکل ۱۰) [۲۴]، مطابق شکل ۱۰ مشاهده می شود که افزایش سرعت پیشروی سختی سطحی را افزایش می دهد، دلیل این امر را می توان اینگونه توجیه کرد که با افزایش سرعت، نرخ خنک کاری نیز افزایش می یابد، در نتیجه ساختار دانه بندی ریزتر و در نتیجه سختی افزایش می یابد [۳۹،۲۱].



شکل ۱۰- تاثیر سرعت بر سختی روکش حاصل از فرایند روکش کاری لیزر [۳۹،۲۴].

### 3-8- تاثیر نرخ تغذیه بر تخلخل روکش

در پژوهشی تغییرات نرخ تغذیه پودر **IN718** بر میزان تخلخل در هر دو راستای ارتفاع و پهنای روکش در فرایند روکش کاری لیزر بر روی قطعه **IN718** انجام شد، مطابق شکل ۱۱، افزایش نرخ تغذیه به معنای افزایش تزریق ماده ثانویه با همراهی گاز حامل در زمان کمتر است، با افزایش ورود ماده ثانویه این امکان که انرژی لیزر برای ذوب کردن مواد کافی نباشد، افزایش می یابد، در نتیجه حوضچه مذاب زمان کافی برای تشکیل و گسترش نخواهد داشت، با توجه به

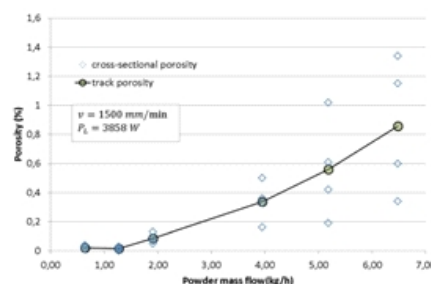


شکل ۸- تاثیر توان بر سختی روکش حاصل از فرایند روکش کاری لیزر [۱۹].

### 3-6- تاثیر قطر پرتوی لیزر بر رقت روکش

منظور از قطر پرتو، قطر پرتوی لیزر بر سطح قطعه کار است، متناسب با فاصله نازل از قطعه کار، قطر پرتوی لیزر نیز می تواند تغییر کند، در مطالعه ای تاثیر فاصله کانونی در سه حالت غیرمتمرکز مثبت، متمرکز و غیرمتمرکز مثبت بر فرایند روکش کاری لیزر پودر **SiC** بر آلیاژ منیزیم **ZE41** بررسی شد، مطابق شکل (۹-الف) پرتوی غیرمتمرکز مثبت زمانی پدید می آید که کوچک ترین قطر پرتو در بالا و خارج قطعه کار قرار می گیرد، به طور مشابه، دو حالت پرتوی متمرکز و غیرمتمرکز منفی بیانگر آن است که کوچک ترین قطر پرتو به ترتیب در سطح و داخل قطعه کار باشد (شکل ۹-ب و ۹-پ). در حالت پرتوی غیرمتمرکز منفی، پودر به طور کامل ذوب نشده و تمایلی به تشکیل روکش ندارد، چراکه نواحی پراثری پرتوی لیزر به آن برخورد نمی کند، در این مرحله مکانیزم غالب انرژی صرف ذوب قطعه کار می شود، در حالت متمرکز که حالت بهینه است، انرژی پرتوی لیزر به میزان مطلوبی صرف ذوب سطحی (و نه عمیق) قطعه کار و پودر شده و روکش اتصال مطلوبی با قطعه کار دارد، در حالت غیرمتمرکز مثبت، مشاهده می شود که حوضچه مذاب و رقت

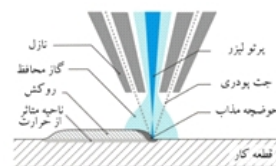
اینکه ماده ثانویه با همراهی گاز حامل به حوضچه تزریق می شود، افزایش نرخ تغذیه به معنای افزایش گاز حامل نیز است. بنابراین در شرایطی که حوضچه مذاب زمان کافی برای ذوب پودر را ندارد، گاز حامل نیز وارد می شود و فضا را پر می کند. در نتیجه تخلخل در روکش حاصل افزایش می یابد [۳۹،۲۵].



شکل ۱۱- تاثیر نرخ تغذیه بر تخلخل روکش حاصل از فرایند روکش کاری لیزر [۲۵].

### 3-9- تاثیر گاز محافظ بر دمای حوضچه مذاب

یکی از مشخصه های مشترک فرایندهای پردازش مواد به کمک لیزر، اعمال انرژی زیاد در مدت زمان کوتاه است که دمای قطعه کار را افزایش می دهد. اغلب فلزات در دماهای بالا، دچار اکسایش می شوند که به منظور جلوگیری از آن، از گاز محافظ استفاده می شود (شکل ۱۲).



شکل ۱۲- نحوه اعمال گاز محافظ [۲۶].

در مطالعه ای تاثیر نوع گاز محافظ بر دمای حوضچه مذاب در فرایند روکش کاری لیزر پودری بر پایه نیکل با نام تجاری اورلیکن متوکولد ۷۱۸ بر قطعه کار از جنس IN718 بررسی شد. نتایج این پژوهش در شرایط یکسان با توان ۴۰۰ وات، در سه حالت مختلف آرگون خالص، ۷۵٪ آرگون و ۲۵٪ هلیوم، و ۵۰٪ آرگون و ۵۰٪ هلیوم، مطابق جدول (۱) گزارش شد. شایان ذکر است که آرگون و هلیوم از جمله پرکاربردترین گازهای محافظ مورد استفاده در فرایند روکش کاری لیزر به شمار می روند که علت آن عدم شرکت این گازها در واکنش شیمیایی فرایند است [۳۹،۲۷].

جدول ۱- تاثیر تغییر گاز محافظ بر دمای حوضچه مذاب [۲۷].

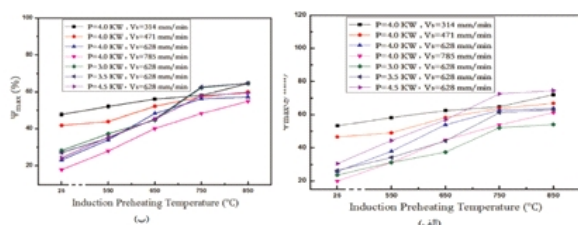
| ترکیب گاز           | میانگین دمای حوضچه مذاب |
|---------------------|-------------------------|
| آرگون ۹۹/۹۹۸٪       | ۱۹۳۸                    |
| آرگون ۷۵٪ هلیوم ۲۵٪ | ۲۰۹۳                    |
| آرگون ۵۰٪ هلیوم ۵۰٪ | ۲۰۹۷                    |

مطابق جدول (۱) مشاهده می شود که با افزایش میزان هلیوم از صفر تا ۵۰ درصد حجمی، میانگین دمای حوضچه مذاب از حدود ۱۹۳۸ تا

۲۰۹۷ درجه کلین افزایش می یابد که دلیل آن، ضریب انتقال حرارت ۴۰ برابری هلیوم نسبت به آرگون است [۲۹،۲۸]. با افزایش دمای حوضچه مذاب، میزان تخلخل روکش کاهش می یابد [۳۹،۲۷].

### 3-10- تاثیر پیش گرم بر بیشینه تغذیه روکش

پیش گرم به دلیل کاهش سرعت گرم شدن قطعه کار، احتمال ترک در روکش ایجاد شده را کاهش می دهد. در برخی از مطالعات، پیش گرم در فرایند روکش کاری لیزر را با افزایش راندمان انرژی و افزایش بیشینه نرخ تغذیه تزریقی همراه دانسته اند [۳۰]. در مطالعه ای نرخ بیشینه تغذیه تزریق شده به قطعه کار ( $\phi_{max}$ ) و بیشینه راندمان انرژی ( $\psi_{max}$ ) در فرایند روکش کاری لیزر پودر NiCrBSi بر قطعه کار فولادی 42CrMo بررسی شد. مطابق شکل ۱۳ مشاهده شد که افزایش دمای پیش گرم منجر به افزایش نرخ بیشینه تغذیه و راندمان انرژی می شود [۱۹]. هرچه دمای پیش گرم افزایش یابد، انرژی کمتری از لیزر صرف گرم کردن قطعه کار تا نقطه دمای ذوب می شود، بنابراین بیشتر انرژی لیزر صرف تشکیل حوضچه مذاب شده و در نتیجه راندمان افزایش می یابد. هرچه که بخش بیشتری از انرژی لیزر صرف تشکیل حوضچه مذاب شود، ماده ثانویه بیشتری را می توان در فرایند تزریق کرد. بنابراین بیشینه نرخ تغذیه فرایند روکش کاری لیزر نیز افزایش می یابد [۳۹].



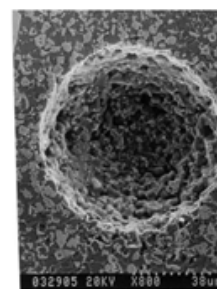
شکل ۱۳- تاثیر دمای پیش گرم الف - بیشینه نرخ تغذیه و ب - بیشینه راندمان انرژی لیزر در فرایند روکش کاری لیزر [۱۹].

### 4- عیوب موجود در روکش کاری لیزر و راههای رفع آن

#### الف - تخلخل

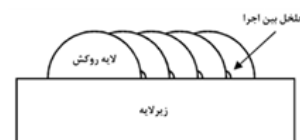
تخلخل به دلایل مختلفی تشکیل می شود. دلیل اول به حبس شدن حباب های گاز تشکیل شده در حوضچه مذاب در حال انجماد است. شکل (۱۴) تشکیل حفره گازی را در حین روکش کاری WC-Co نشان می دهد، که به دلیل واکنش بین اکسیژن و کربن آزاد در کاربید تنگستن می باشد. از آنجا که فرایند روکش دهی سریع است، محصولات گازی در طول فرایند روکش کاری زمان کافی برای خروج سطحی از حوضچه مذاب را ندارند و ایجاد تخلخل می کنند. هم چنین نرخ تغذیه بالای پودر سبب می شود تا ذرات پودر بتوانند هوا را داخل مایع بکشند و ایجاد تخلخل کنند. افزایش توان باعث طولانی تر شدن زمان انجماد و کاهش مقدار گاز حبس شده در مذاب می گردد. هم چنین توان لیزر کم و سرعت روبش زیاد منجر به ایجاد تخلخل در ریزساختار به دلیل عدم هم جوشی کافی می گردد. مطالعاتی نیز در مورد افزودن عناصر و ترکیباتی برای کاهش این نوع تخلخل گزارش شده است، برای مثال هانگ و همکارانش تاثیر

افزودن آلومینیوم در روکش کاری WC را مورد مطالعه قرار داد و نشان داد که با افزودن آلومینیوم، میزان حفرات گازی در روکش کاهش می‌یابد، که دلیل آن میل ترکیبی آلومینیوم با اکسیژن در مقایسه با کربن است. محمودیان و همکارانش نیز با افزودن پودرهای فلاکس فلوراید کلسیم و اکسیژن زدای آلومینوم در بستر پودر، توانستند پوشش نیکلی بدون تخلخل ایجاد کنند. روش‌های دیگری همچون ذوب مجدد لایه روکش کاری شده و لرزش قطعه کار نیز برای کاهش تخلخل پیشنهاد شده است. مشاهده شده است که لرزش در روکش کاری لیزر تنش‌های داخلی و ترک خوردگی را نیز کاهش می‌دهد [۳۱-۳۵].



شکل ۱۴- تصویر حفره گازی در روکش کاربرد تنگستن-کبالت در فرایند روکش کاری لیزر [۳۱].

نوع دیگر تخلخل مربوط به فصل مشترک روکش زیرلایه می‌باشد. یکی از آن‌ها به دلیل حضور آلودگی سطح زیرلایه، مانند روغن و چربی روی سطح است که ترشوندگی، کشش سطحی و چسبندگی پوشش به زیرلایه را تحت تاثیر قرار می‌دهد. آخرین نوع از تخلخل همان طور که در شکل (۱۵) نشان داده شده است، زمانی اتفاق می‌افتد که مسیرهای هم پوشانی با هم تداخل دارند. این تخلخل، به علت ذوب ناقص ایجاد شده و به نام تخلخل بین اجرا شناخته می‌شود و زمانی رخ می‌دهد که پودر بیش از حد تغذیه شده و در نتیجه نسبت ظاهری روکش (پهنا به ارتفاع) کم است. از این تخلخل می‌توان با نسبت عرض به ارتفاع روکش بیش از پنج پرهیز نمود. کاهش در میزان تغذیه پودر و سرعت حرکت قطعه کار سبب جریان مواد روکش مذاب به درون ناپیوستگی شده است و یک منطقه هم پوشانی با یکپارچگی بالا را تشکیل می‌دهد [۳۶، ۳۷].



شکل ۱۵- طرح واره ای از ذوب ناقص یا تخلخل بین اجرا [۳۷].

## ب- ترک

با توجه به سرعت سرمایه‌ش سریع و وجود گرادیان حرارتی بالا در فرایند روکش کاری لیزر، یکی از مشکلات شایع در این پوشش‌ها، ایجاد ترک در پوشش و زیرلایه است. هم چنین تفاوت ترکیب شیمیایی پوشش و زیرلایه و ضریب انبساط حرارتی متفاوت روکش

منجمد شده و زیرلایه نیز می‌تواند سبب ترک خوردگی و باعث جدا شدن روکش از زیرلایه شود [۳۶].

باید توجه داشت که استفاده از توان خیلی بالا و یا سرعت روبش خیلی پایین بوسیله لیزر به کاهش سرعت انجماد و افزایش میزان تنش داخلی در لایه‌های روکش شده سطحی منجر می‌شود و در نتیجه عیوبی نظیر تخلخل و ترک روی سطح ایجاد می‌شود. از طرف دیگر استفاده از توان خیلی پایین و یا سرعت روبش خیلی بالا موجب افزایش سرعت انجماد، عدم ذوب شدن کامل پودر و ایجاد ترک می‌شود. به همین دلیل شناسایی و انتخاب توان لیزر و سرعت روبش مناسب برای دستیابی به یک روکش سطحی عاری از عیب بسیار مهم و تعیین کننده است [۳۸].

پ) پیچیدگی در حین روکش کاری در زیرلایه تنش‌های پسماند ایجاد می‌شود که می‌تواند سبب پیچیدگی زیرلایه در صفحات مختلف گردد. این موضوع نیاز به عملیات‌های بعد از روکش کاری را جهت رسیدن به تolerانس‌های مناسب افزایش می‌دهد. پیچیدگی می‌تواند از طریق کاهش در انرژی ورودی فرایند توسط کاهش قدرت پرتوی طول موج پیوسته و یا به وسیله پالسی کردن پرتو کاهش می‌یابد. در موارد شدید، برای جبران پیچیدگی ایجاد شده در حین روکش کاری می‌توان از پیش خمش زیرلایه (خم کردن زیرلایه قبل از انجام عملیات روکش کاری) استفاده نمود [۳۶].

## ۵- نتیجه گیری

با توجه به کاربرد فراوان فرایند روکش کاری لیزر، در سال‌های اخیر در زمینه تعمیر و بازسازی قطعات صنایع توربینی مطالعات بسیاری بر این حوزه انجام شده است. نتیجه این مطالعات را می‌توان به صورت زیر تقسیم بندی نمود:

- افزایش نرخ تغذیه پودر و کاهش سرعت روبش لیزر باعث افزایش ارتفاع روکش می‌شود در حالیکه تغییرات توان تاثیر محسوسی بر ارتفاع روکش ندارد. افزایش نرخ تغذیه پودر در نهایت منجر به افزایش میزان تخلخل می‌شود.

- افزایش توان و کاهش سرعت روبش لیزر باعث افزایش پهنای روکش می‌شود در حالی که تغییرات نرخ تغذیه پودر تاثیر چندانی بر پهنای روکش ندارد.

- با کاهش سرعت روبش لیزر، میزان عمق نفوذ افزایش و میزان رقت کاهش می‌یابد. از طرفی با افزایش نرخ تغذیه پودر میزان عمق نفوذ و میزان آمیختگی و درصد رقت کاهش می‌یابد. هم چنین افزایش توان منجر به افزایش عمق نفوذ و درصد رقت می‌شود.

- با افزایش توان و سرعت روبش لیزر و کاهش نرخ تغذیه پودر، زاویه ترشوندگی و سختی کاهش می‌یابد.

- ارتفاع بهینه روکش از پرتو در حالت متمرکز حاصل می‌شود.

- افزایش سرعت پیشروی منجر به افزایش سختی سطح روکش می‌شود.

- با افزایش درصد هلیوم درون آرگون به عنوان گاز محافظ، دمای حوضچه مذاب افزایش یافته و پودر یکنواخت تر ذوب می‌شود.

- افزایش دمای پیش گرم منجر به افزایش بیشینه نرخ تغذیه و راندمان انرژی لیزر می‌شود.

Microstructure and properties of laser cladding niobium composite coating. Transactions of the IMF, 95(6):328-336, 2017.

20-Telasang, G., Dutta Majumdar, J., Padmanabham, G., Tak, M., and Manna, I. Effect of laser parameters on microstructure and hardness of laser clad and tempered aisi h13 tool steel. Surface and Coatings Technology, 258:1108-1118, 2014.

21-Masanta, Manoj, Shariff, S.M., and Roy Choudhury, A. Evaluation of modulus of elasticity, nano-hardness and fracture toughness of tib2-tic- al2o3 composite coating developed by shs and laser cladding. Materials Science and Engineering: A, 528(16):5327-5335, 2011.

22-Riquelme, Ainhoa, Rodrigo, Pilar, EscaleraRodrguez, Mara Dolores, and Rams, Joaquín. Analysis and optimization of process parameters in al-sicp laser cladding. Optics and Lasers in Engineering, 78:165-173, 2016.

23-Liu, Jianli, Yu, Huijun, Chen, Chuanzhong, Weng, Fei, and Dai, Jingjie. Research and development status of laser cladding on magnesium alloys: A review. Optics and Lasers in Engineering, 93:195-210, 2017.

24-Barnes, S., Timms, N., Bryden, B., and Pashby, I. High power diode laser cladding. Journal of materials processing technology, 138(1-3):411-416, 2003.

25-Zhong, Chongliang, Biermann, Tim, Gasser, Andres, and Poprawe, Reinhart. Experimental study of effects of main process parameters on porosity, track geometry, deposition rate, and powder efficiency for high deposition rate laser metal deposition. Journal of Laser Applications, 27(4):042003, 2015.

26-Graf, Benjamin, Ammer, Stefan, Gumenyuk, Andrey, and Rethmeier, Michael. Design of experiments for laser metal deposition in maintenance, repair and overhaul applications. Procedia CIRP, 11:245-248, 2013. 2nd International Through-life Engineering Services Conference.

27-Ruiz, Jose Exequiel, Cortina, Magdalena, Arrizubieta, Jon Iñaki, and Lamikiz, Aitzol. Study of the influence of shielding gases on laser metal deposition of inconel 718 superalloy. Materials (Basel, Switzerland), 11(8):1388, Aug 2018. 30096886jpmidl.

28-Arrizubieta, J.I., Tabernero, I., Ruiz, J. Exequiel, Lamikiz, A., Martinez, S., and Ukar, E. Continuous coaxial nozzle design for lmd based on numerical simulation. Physics Procedia, 56:429-438, 2014. 8th International Conference on Laser Assisted Net Shape Engineering LANE 2014.

29-Elmer, JW, Vaja, J, Carlton, HD, and Pong, R. The effect of ar and n2 shielding gas on laser weld porosity in steel, stainless steels, and nickel. Weld J, 94(10):313s-325s, 2015.

30-Zhou, Shengfeng, Huang, Yongjun, and Zeng, Xiaoyan. A study of ni-based wc composite coatings by laser induction hybrid rapid cladding with elliptical spot. Applied Surface Science, 254(10):3110-3119, 2008.

31-Y. Yang, H.C Man, Microstructure evolution of laser clad layers of W-C-Co alloy powders, Surface and Coatings Technology 132 (2000) 130-136.

32-P.K. Gupta, R. Khare, Laser Physics and Technology, Springer India 2015

33-م. محمودیان، ف. مالک قائینی، م.ج. ترکمنی، ع. چهرقانی، حذف تخلخل در پوشش نیکلی ایجاد شده با روش روکش کاری لیزر، اولین همایش بین المللی و ششمین همایش مشترک انجمن مهندسی متالورژی و انجمن علمی ریخته گری ایران، ۱۳۹۱.

34-E. Foroozmehr, D. Lin, R. Kovacevic, Application of vibration in the laser powder deposition process, Journal of Manufacturing Process 11 (2009) 38-44

35-M. Li, B.Han, Y. Wang, L. Song, L. Guo, Investigation on Laser Cladding High-hardness Nano-ceramic Coating Assisted by Ultrasonic Vibration Processing, Optic- International Journal for Light and Electron Optics 127 (2016) 4596-4600

36-J. C. Ion, Laser processing of engineering materials, Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005.

37-M. Schneider, Laser cladding with powder, University of Twente, Enschede, 1998.

38-م. بسرکت، روکش کاری لیزری ترکیب Co-Cr-Mo بر آلایا TiAl و ارزیابی اکسیداسیون، پایان نامه مقطع دکتری رشته مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، اصفهان، ۱۳۹۵.

39-م.ج. فرشیدیان فر، س.ف. نبوی، الف. فرشیدیان فر، روکش کاری لیزری در سال های اخیر، نشریه مهندسی مکانیک مجله علمی مهندسان مکانیک ایران، ۱۳۷ (۱۴۰۰) ۶۹-۷۷.

## پی نوشت

1- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی اصفهان؛ دانشکده مهندسی مواد

2- دانشیار، دانشگاه صنعتی اصفهان؛ مهندسی

3- استاد، دانشگاه صنعتی اصفهان؛ مهندسی مواد

- افزایش توان باعث طولانی تر شدن زمان انجماد و کاهش مقدار گاز حبس شده در مذاب می گردد.

- ترک در لایه روکشی به دلیل سرعت سرمایش بالا و وجود گرادیان حرارتی بالا به وجود می آید که انتخاب توان لیزر و سرعت روبش مناسب برای دستیابی به یک روکش سطحی عاری از عیب بسیار مهم و تعیین کننده است. در حین روکش کاری هم چنین ممکن است در زیرلایه تنش های پسماند ایجاد شده منجر به پیچیدگی شود که این مورد می تواند از طریق کاهش انرژی ورودی فرایند با کاهش توان پرتوی طول موج پیوسته و یا به وسیله پالسی کردن پرتو کاهش یابد.

## تشکر و قدردانی

نویسندگان مقاله بر خود لازم می دانند تا از زحمات و راهنمایی های آقای مهندس یزدان شجری برای تهیه این گزارش قدردانی نمایند.

## منابع

1-Egbewande, A. T., Buckson, R. A., & Ojo, O. A. (2010). Analysis of laser beam weldability of Inconel 738 superalloy. Materials Characterization, 61(5), 569-574.

2-Liu, Z., & Qi, H. (2015). Effects of processing parameters on crystal growth and microstructure formation in laser powder deposition of single-crystal superalloy. Journal of Materials Processing Technology, 216, 19-27.

3-Li, Z., Gobbi, S. L., & Richter, K. H. (1997). Autogenous welding of Hastelloy X to Mar-M 247 by laser. Journal of Materials Processing Technology, 70(1-3), 285-292.

4-Gobbi, S. L. (1996). Laser Welding of Superalloys and of Titanium Alloys. Report, 0518.

5-Gobbi, S. L., & Canaves, V. (1956). : Laser Welding of Superalloys for the Manufacturing of Aeroengine Components, 45(2), 173-178.

6-Prager, M. Shira, CS (1962). Welding of precipitation-hardening nickel-base alloys. Weld Res Council Bull, 128, 1-55.

7- I. Kim, H. Sun Park, J. M. Koo, "Evaluation of welding characteristics for manual overlay and laser cladding materials in gas turbine blades", Journal of Mechanical Science and Technology 26 (7), 2012.

8-Aina, "A study of laser weldability of IN738 nickel based superalloy in a new pre-weld heat treatment condition", Master of science thesis, University of Manitoba, 2014.

9-Laserhub.ir

10-M. Barekat, R. Shoja Razavi, A. Ghasemi, Nd:YAG laser cladding of Co-Cr-Mo alloy on -TiAl substrate, Optics & Laser Technology 80 (2016) 145-152

11-U. de Oliveira, V. Ocelik, J.T.M. De Hosson, Analysis of coaxial laser cladding processing conditions, Surface Coatings Technology 197 (2005) 127-136

12-Rosenthal, Daniel. The theory of moving sources of heat and its application of metal treatments. Transactions of ASME, 68:849-866, 1946.

13-Foroozmehr, Ehsan and Kovacevic, Radovan. Effect of path planning on the laser powder deposition process: thermal and structural evaluation. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 51(5-8):659-669, 2010

14-Toyserkani, Ehsan, Khajepour, Amir, and Corbin, Stephen F. Laser cladding. CRC press, 2004

15-Fathi, Alireza, Toyserkani, Ehsan, Khajepour, Amir, and Durali, Mohammad. Prediction of melt pool depth and dilution in laser powder deposition. Journal of Physics D: Applied Physics, 39(12):2613, 2006.

16-Hofman, JT, De Lange, DF, Pathiraj, B, and Meijer, J. Fem modeling and experimental verification for dilution control in laser cladding. Journal of Materials Processing Technology, 211(2):187-196, 2011.

17-Hoadley, AFaA and Rappaz, Mb. A thermal model of laser cladding by powder injection. Metallurgical transactions B, 23(5):631-642, 1992.

18-Steen, William M and Mazumder, Jyotirmoy. Laser material processing. springer science & business media, 2010.

19-kai-ming, Wang, Han-guang, Fu, Yu-long, Li, Yongping, Lei, Shi-zhong, Wei, and Zhen-qing, Su. Effect of power on



## شبیه سازی ترمومکانیکی فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی با استفاده از نرم افزار آباکوس

حسین مانی<sup>۱\*</sup>، احمد رضا نظری<sup>۲</sup>، ابوذر طاهری زاده<sup>۳</sup>

### چکیده

جوشکاری اصطکاکی دورانی یکی از مهم ترین فرایندهای جوشکاری حالت جامد است که برای اتصال لوله ها و میله های همجنس و غیرهمجنس دوار مورد استفاده قرار می گیرد. سرعت چرخش بالا و افزایش دمای سریع باعث می شود تا بررسی های عملی این فرایند با مشکلاتی رو به رو شود. به همین دلیل لازم است تا از تکنیک اجزای محدود با استفاده از نرم افزار آباکوس استفاده شود. آلیاژ اینکونل ۷۱۸ به دلیل خواص مکانیکی مناسب در دمای بالا در صنایع هوافضا، خودروسازی و نظامی کاربردهای زیادی دارد. به همین دلیل مطالعه بر روی روش های مختلف اتصال آن اهمیت زیادی پیدا کرده است. در این مطالعه فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی با استفاده از نرم افزار آباکوس و تکنیک مش ریزی مجدد شبیه سازی شد و نتایج مختلف قابل استخراج از این فرایند یعنی دما، تنش، کرنش و نرخ کرنش بررسی شد. با استفاده از این شبیه سازی توزیع پارامترهای مختلف در لوله جوش داده شده نمایش داده شده است.

**کلمات کلیدی:** جوشکاری اصطکاکی دورانی، تکنیک اجزای محدود، آباکوس، اینکونل ۷۱۸.

### 1- مقدمه

امروزه با توجه به پیشرفت تکنولوژی و اهمیت کاهش هزینه ها، تلاش می شود تا قطعات پیشرفته با توجه به نیاز صنعت در قسمت های مختلف به بهینه ترین حالت ممکن از آلیاژهای مختلف ساخته شوند و در ادامه با یک روش مناسب به یکدیگر متصل شوند. این قطعات بیشتر در صنایع پیشرفته ای مثل هوافضا و خودروسازی تولید و استفاده می شوند. اتصال این قطعات پیشرفته نیاز به استحکام بالا دارد تا ضمن ایجاد اتصال مناسب، نقصی در قطعه اصلی ایجاد نشود. تأمین بالاترین خواص مکانیکی با استفاده از روش های جوشکاری رایج که در آن ذوب موضعی رخ می دهد به علت تشکیل حفرات و آخال های غیرقابل کنترل امکان پذیر نخواهد بود [۱]. به همین دلیل در قطعاتی که به لحاظ شکل هندسی محدودیت نداشته باشند، تلاش می شود تا از جوشکاری های حالت جامد به خصوص جوشکاری اصطکاکی استفاده شود. فرایندهای جوشکاری اصطکاکی را می توان براساس نحوه حرکت تماسی و کاربرد، به چهار دسته کلی جوشکاری اصطکاکی خطی، جوشکاری اصطکاکی ورق، جوشکاری اصطکاکی ارتعاشی و جوشکاری اصطکاکی دورانی - چرخشی تقسیم بندی کرد [۱-۳]. یکی از مهم ترین این دسته ها،

فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی - چرخشی است که خود براساس نحوه تأمین نیروی جوشکاری به دو دسته جوشکاری اصطکاکی اینرسی و القایی مداوم تقسیم بندی می شود [۳].

جوشکاری اصطکاکی دورانی یک روش جدید اتصال پیشرفته با سطح جوش مسطح و دوار است که بر پایه تولید گرمای موضعی بر اثر اصطکاک و اعمال فشار محوری، باعث ایجاد اتصال بین قطعات می شود. جوشکاری اصطکاکی معمولاً در مدت زمان کوتاه و به صورت پیوسته انجام می شود و با توجه به اینکه این فرایند با چهار متغیر سرعت دوران، زمان دوران، فشار اصطکاک و زمان اصطکاک قابل تغییر و کنترل است، دستیابی به یک اتصال مکانیکی قدرتمند نیاز به مطالعه تأثیر این متغیرها بر کیفیت جوش دارد [۲]. بهبود کیفیت جوش نیازمند مطالعه متالورژیکی ناحیه جوش است اما با توجه به زمان کوتاه و پیوسته بودن فرایند و همچنین سرعت بالای دو قطعه، امکان اندازه گیری متغیرهای متالورژیکی و مکانیکی مثل دما، تنش باقی مانده، تغییرات کرنش پلاستیک و تغییرات اندازه دانه به طور پیوسته فراهم نیست؛ بنابراین اهمیت روش های شبیه سازی عددی برای شناخت و مطالعه تغییرات ساختاری حین فرایند احساس می شود. معروف ترین آلیاژهای مورد بحث در این زمینه شامل آلیاژهای فولاد، آلومینیوم و سوپر آلیاژها هستند. اما امروزه شبیه سازی و جوشکاری سایر آلیاژها با توجه به اهمیت آن قطعات در صنعت مورد بحث و تحقیق محققین قرار گرفته است [۲ و ۳].

از جمله چالش های بحث شده در مقالات و در شبیه سازی فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی می توان به تغییر شکل زیاد المان ها در حین شبیه سازی اشاره کرد که باعث کاهش دقت شبیه سازی های تغییر شکل می شود. با توجه به تغییر شکل بالا در حین این فرایند لازم است تا خواص ماده به خصوص در ناحیه تغییر شکل پلاستیک به طور دقیق برای دماها و نرخ کرنش های مختلف به عنوان ورودی برای نرم افزار شبیه سازی تعریف شود. امکان استخراج اطلاعات به صورت جداول عددی از مقالات مختلف امکان پذیر است اما این داده ها به صورت محدود و برای آلیاژهای خاصی موجود است. علاوه بر این با توجه به اینکه فرایند جوشکاری اصطکاکی دوران یک فرایند اصطکاکی به حساب می آید و ضریب اصطکاک بین دو سطح در این فرایند به عوامل مختلف (مهم ترین آن دما است) بستگی دارد پس لازم است تا در تعیین مدل اصطکاکی شبیه سازی، دقت لازم صورت گیرد تا اصطکاک به دقیق ترین شکل ممکن بین سطوح جوشکاری تعریف شود [۳].

در اکثر تحقیقات انجام شده برای شبیه سازی فرایند جوشکاری

با  $\omega$ ، شعاع دورانی با  $r$  و تنش حاصل از فشار موری با  $\sigma$  مشخص شده است [۶]. حرارت تولید شده در سطح یک ماده می تواند به درون همون ماده براساس قانون غیر تعادلی رسانایی گرمایی فوریه انتقال یابد، معادله انتقال حرارت برای یک ماده در دستگاه مختصات ماتریسی به شکل معادله (۴) بیان می شود [۶ و ۱۰]. برای مواد با خواص ایزوتروپیک، رسانایی گرمایی در سه جهت یکسان است، در صورت داشتن حرکت در راستای محور  $X$  با سرعت  $u$  معادله (۴) به شکل معادله (۵) تغییر می کند که نحوه ارتباط یک حل مکانیکی به حل حرارتی را نشان می دهد [۶].

$$Pc \frac{\partial T}{\partial t} = Q + k' \left[ \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right] \quad (4)$$

$$Pc \left( \frac{\partial T}{\partial t} + u_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) = Q + k' \left[ \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right] \quad (5)$$

در این دو معادله رسانایی گرمایی با  $k'$ ، چگالی با  $\rho$ ، ظرفیت حرارتی با  $C$  و دما با  $T$  مشخص شده است. حرکت شبه استاتیکی یک حجم ثابت از نرخ تغییر شکل تعادلی بین تنش و نیروی حجمی از رابطه ۲-۶ پیروی می کند [۶].

$$\text{div } \sigma + p_v = p\alpha \quad (6)$$

در این رابطه شتاب با  $\alpha$ ، شدت نیروی حجم با  $p_v$  و تنش با  $\sigma$  مشخص می شود [۶]. چون سرعت در فرایند جوشکاری ثابت است، پس می توان از ترم شتاب در این فرایند صرف نظر کرد [۶].

رفتار مکانیکی در فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی را می توان به سه قسمت وابسته به حرارت، پلاستیک و الاستیک مطابق معادله (۷) تقسیم بندی کرد [۶].

$$d\epsilon'_{ij} = d\epsilon'_{eij} + d\epsilon'_{p ij} + d\epsilon'_{t ij} \quad (7)$$

قانون هوک که برای محاسبه تغییر شکل الاستیک استفاده می شود، خود به دو قسمت تقسیم می شود [۶]. بخش اول حاصل از بخش برشی الاستیک است که مطابق معادله (۸) محاسبه می شود و بخش دوم بخش حجمی را شامل می شود که از معادله (۹) پیروی می کند.

$$\epsilon'_{dij} = \frac{1}{2G} \sigma_{dij} \quad (8)$$

$$\epsilon'_{vij} = \frac{1}{3k} \sigma_{vij} \quad (9)$$

متغیرهای  $K$  و  $G$  به ترتیب مدول فشاری و مدول برشی هستند که با استفاده از مدول پواسون و معادله (۱۰) قابل محاسبه خواهند بود [۶].

$$G = \frac{E}{2(1-\nu)} \text{ و } k = \frac{E}{3(1-2\nu)} \quad (10)$$

## 2-2- تعریف خواص آلیاژ اینکونل 718

به منظور تعریف یک ماده در نرم افزار آباکوس برای انجام شبیه سازی فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی لازم است تا خصوصیت ماده در سه قسمت الاستیک، پلاستیک و حرارت مشخص شود. به منظور تعریف خواص پلاستیک آلیاژ اینکونل ۷۱۸ ابزارها و مدل های ترمودینامیکی زیادی برای سوپر آلیاژهای پایه نیکل ارائه شده است که دقت و صحت هر کدام از این مدل ها با آلیاژهای تجاری به طور دقیق بررسی شده است، با این وجود این مدل ها از ارائه اطلاعات

اصطکاکی دورانی از داده های پژوهش های پیشین که معمولاً حاصل تست های فشار داغ در دما و نرخ کرنش های مختلف، استفاده می شود، علاوه بر این معمولاً ضریب اصطکاک فصل مشترک در فرایند جوشکاری اصطکاکی وابسته به دما تعریف می شود که دامنه دمایی آن از دمای محیط تا دمای نزدیک به نقطه ذوب را شامل می شود. در اکثر این مقالات مشکلات مربوط به پیچیدگی شدید المان ها ذکر شده است که این مشکلات معمولاً با اعمال تکنیک هایی مثل مش ریزی مجدد قابل جبران و اصلاح عنوان شده است [۴].

به دلیل نرخ کرنش های بالا و افزایش شدید دمای سطح جوش امکان مطالعه تجربی فرایند جوشکاری اصطکاکی فراهم نیست، با وجود جابجایی ترموکوپل و کوتاه شدگی قطعات در انجام تست تجربی امکان ثبت پیوسته اطلاعات وجود ندارد به همین دلیل ضرورت استفاده از روش اجزای محدود در سال های اخیر افزایش یافته است [۴]. اگرچه آنالیز عددی می تواند نقش مهمی در شناخت فرایند جوشکاری اصطکاکی داشته باشد اما معادلات ساختاری و خصوصیات کمی دمایی و کرنشی پیچیده مواد باعث می شود که این فرایند به سادگی قابل فهم نباشد [۵]. برای شناخت بهتر نحوه تغییرات حرارتی و مکانیکی لازم است تا مدل های ریاضی مناسب جهت شبیه سازی فرایند مورد نظر انتخاب شود. جهت ارائه یک شبیه سازی لازم است نشان دهیم که نتایج شبیه سازی مستقل از تعداد المان های استفاده شده در شبیه سازی است. برای انجام آنالیز حساسیت مش در پژوهش خسرو شاهی و همکاران [۴] از حداکثر دمای سطح مشترک جوش به عنوان پارامتر تعیین کننده استفاده شد. به منظور کاهش هزینه ها تلاش می شود تا تأثیر تغییر پارامترهای جوشکاری بر خواص مکانیکی جوش با انجام شبیه سازی های متعدد حاصل شود و تنها چند آزمایش جوشکاری برای صحت سنجی فرایند شبیه سازی انجام شود.

## 2- مواد و روش تحقیق

### 2-1- معادلات حاکم

گرمای اصطکاکی تولید شده در سطح تماس دو قطعه که حدود ۸۵ تا ۹۰ درصد کل حرارت تولید شده در این فرایند را شامل می شود از معادله آمونتون یا معادله ۱-۲ به دست می آید [۶-۸]. حرارت حاصل از تغییر فرم پلاستیک که ۱۰ تا ۱۵ درصد کل حرارت تولید شده در این فرایند را شامل می شود از معادله (۲) به دست می آید [۶]. گرمای منتقل شده به یک قطعه نیز از معادله (۳) قابل محاسبه است که نشان می دهد که برای دو قطعه با جنس یکسان گرما به طور یکسان تقسیم می شود. این مقدار برای اتصال آلیاژهای غیر یکسان می تواند متفاوت باشد [۹].

$$Q_f = \mu P \omega r \quad (1)$$

$$Q_p = \eta \sigma \dot{\epsilon}^n \quad (2)$$

$$Q = 0.5(Q_f + Q_p) \quad (3)$$

در این معادلات ثابت کسر حرارت الاستیک با  $\eta$ ، نرخ تغییر شکل پلاستیک با  $\dot{\epsilon}$ ، حجم ماده با  $V$ ، فشار محوری با  $P$ ، سرعت دورانی

همچنین نیروهای عمودی را در فصل مشترک خود منتقل می کنند. به همین دلیل تحلیل نیروهای اصطکاکی در برابر لغزش نسبی سطوح لازم می شود. اصطکاک کولن یک مدل اصطکاکی رایج است که برای توصیف تماس و برهمکنش بین سطوح تماسی استفاده می شود. در این مدل رفتار اصطکاکی بین سطوح با استفاده از ضریب اصطکاک  $\mu$  بیان می شود. این ضریب اصطکاک به صورت پیش فرض صفر است؛ بنابراین حرکت مماسی صفر است، تا زمانی که کشش سطحی از مقدار تنش برشی بحرانی بیش تر نشود که این اتفاق به فشار تماس نرمال مطابق معادله (۱۲) بستگی دارد.

$$\tau_{crit} = \mu P \quad (12)$$

در این معادله  $\mu$  ضریب اصطکاک،  $P$  فشار تماسی نرمال بین دو سطح و  $\tau_{crit}$  بیانگر تنش برشی بحرانی است. در حلگر ضمنی آباکوس، ناپیوستگی بین دو حالت چسبیدن-لغزش می تواند منجر به مشکلات همگرایی در طول شبیه سازی شود. به همین دلیل لازم است تا در حل های ضمنی که اصطکاک بین سطوح در آن تعریف می شود دقت بالایی صورت گیرد تا مشکل همگرایی اتفاق نیافتد در حالی که در حلگر صریح مشکل محاسباتی با اصطکاک وجود ندارد. به منظور تعریف تماس بین دو سطح آلیاژ اینکونل ۷۱۸ از مرجع [۱۱] استفاده شد. اطلاعات مطابق با جدول ۱ و قانون اصطکاک کلمب وارد شد. علاوه بر این لازم است تا مقدار محدودیت تنش برشی هم در شرایط معیار کلمب مشخص شود که این مقدار با توجه به دمای کاری ۹۰۰ درجه و تقسیم تنش تسلیم بر  $1/\sqrt{3}$  ۲۰۱ مگاپاسکال برای نرم افزار تعریف شد.

با توجه به اهمیت تعریف مناسب شرایط تماسی لازم است تا از دقت تماس بین گره ها و عدم تداخل آن ها در هم اطمینان حاصل کرد. برای برقراری مناسب تماس بین دو قطعه مورد نظر در هر حل، فصل مشترک مورد بررسی و تصحیح قرار گرفت. روش گسسته سازی سطوح در حالت گره به سطح انتخاب شد. در حالت سطح به سطح زمانی که فرایند مش ریزی مجدد اتفاق می افتد، در ابتدای حل به دلیل فرو رفتگی اندک اتفاق افتاده در حل قبلی در حل جدید همگرایی به دلیل تداخل سطوح اتفاق نمی افتد که این مشکل با انتخاب گزینه گره به سطح برطرف شد. به دلیل متفاوت نبودن اولویت سطوح نسبت به هم با تعریف دو تماس سطحی اولویت بین سطوح از بین رفت.

به دلیل احتمال برقراری تماس فلش هر قطعه با بدنه همان قطعه از گزینه تماس با خود هم استفاده شد. تنظیمات این حالت با توجه به مثال خود نرم افزار انجام شد. در هر دو حالت تماس فصل مشترک و تماس با خود، گزینه رفتار نرمال هم انتخاب شد که حالت تماس سخت برای آن انتخاب شد. با توجه به کم بودن زمان حل (۲ ثانیه) از انتقال حرارت بین محیط و قطعات صرف نظر می شود.

## 4-2- متغیرهای جوشکاری

جهت انطباق نتایج آزمون عملی با نتایج حاصل از شبیه سازی لازم است تا متغیرهای اولیه شبیه سازی براساس آزمون عملی تعیین

مدل ها به کاربر نهایی نیاز به تحلیل و بررسی اطلاعات است. به منظور از بین بردن این مشکل و برقراری ارتباط مستقیم بین مدل های ترمودینامیکی و کاربر نهایی، برنامه کامپیوتری مبتنی بر جاوا به نام جی مت پرو توسعه داده شد.

با استفاده از این نرم افزار خواص وسیع قابل محاسبه خواهند بود که می توان به خواص ترمو مکانیکی و خواص فیزیکی (از دمای اتاق تا دمای تغییر حالت)، دیاگرام های  $TTT/CCT$ ، دیاگرام های تنش کرنش، تنش کششی نهایی، سختی و خزش اشاره کرد. نرم افزار جی مت پرو برای دستیابی به خواص ترمومکانیکی و فیزیکی از معادله (۱۱) استفاده می کند. خواصی مانند حجم مولی، چگالی، ضریب انبساط، مدول برشی، مدول حجمی و مدول یانگ، ضریب پواسون، هدایت حرارتی و نفوذ، هدایت الکتریکی، مقاومت ویژه، ویسکوزیته و ضریب نفوذ حالت مذاب با استفاده از مدل هایی مشابه مدل های اضافی در ترمودینامیک قابل محاسبه هستند.

$$P = \sum_i x_i p_i^0 + \sum_{i,j>1} x_i x_j \sum_v \Omega_{ij}^v (x_i - x_j)^v \quad (11)$$

در این معادله  $P$  خاصیت مورد نظر فاز،  $P^0$  مقدار خاصیت مورد نظر در حضور عنصر خالص  $i$  و  $\Omega_{ij}^v$  پارامتر باینری که به مقدار  $v$  وابسته است تعریف می شود. مقدار  $P^0$  و  $\Omega_{ij}^v$  وابسته به دما عنوان می شود.  $x_i$  و  $x_j$  کسر حجمی فازهای  $i$  و  $j$  هستند که در صورت نیاز می توان تعداد فازها را افزایش داد. در آلیاژهای پایه نیکل نسبت دو فاز  $\gamma$  و  $\gamma'$  در دماهای مختلف تعیین کننده مقدار خاصیت مورد نظر است. شکل (۲) خواص عمومی و حرارتی مورد استفاده در این شبیه سازی را نشان می دهد.

با توجه به تغییرات دمایی و کرنش شدید فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی لازم است تا در محدوده پلاستیک تنش سیلان ماده در دماها و نرخ کرنش های مختلف، برای کرنش های مختلف مشخص شود. به منظور انجام شبیه سازی از اطلاعات تنش سیلان حاصل شده از نرم افزار جی مت پرو استفاده می شود. این اطلاعات در محدوده دمایی محیط تا دمای ۱۲۰۰ و نرخ کرنش های  $1e^{-5} (1/s)$ ،  $1e^{-4} (1/s)$ ،  $1e^{-3} (1/s)$  و  $1e^{-2} (1/s)$  مطابق منحنی های شکل (۳) قابل استفاده است.

## 2-3- تعریف حلگر و اصطکاک فصل مشترک

تغییر شکل در فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی مورد نظر به حدی بالاست که تکنیک اولیرین-لاگرانژی در حلگر صریح توانایی تحمل این میزان تغییر شکل را نداشت به همین دلیل از حلگر استاندارد کوپل دما-جابجایی به همراه تکنیک مش ریزی مجدد استفاده شد. بقیه تنظیمات حلگر مشابه با مثال حل شده آباکوس صورت گرفت. به منظور جلوگیری از پیچیدگی المان ها و استفاده از تکنیک مش ریزی مجدد زمان دو ثانیه حل به چهار زمان ۰/۵ ثانیه تقسیم بندی شد. این انتخاب با انجام شبیه سازی و بررسی میزان پیچیدگی المان ها مشخص شد. در طول چهار حل انجام شده اندازه گام زمانی بین ۰/۰۰۵-۰/۰۰۲ ثانیه با نرم افزار برای حل کلی انتخاب شد. هنگامی که سطوح در تماس هستند، معمولاً نیروهای برشی و

این لازم به ذکر است که تفاوت مقدار تنش در نواحی تشکیل فلش و نزدیک به فصل مشترک در شکل نهایی فلش تأثیر گذار هستند. به همین دلیل لازم است تا در وارد کردن خواص پلاستیک ماده تا حد امکان از اطلاعات بیشتری استفاده کرد تا شکل فلش در آزمون شبیه سازی مشابهت بیشتری با شکل فلش حاصل از آزمایش عملی داشته باشد. در شبیه سازی های صورت گرفته مشاهده شد که هر چه اطلاعات پلاستیک بیشتری برای ماده وارد شود، شکل فلش به شکل نهایی نزدیک تر خواهد بود. لازم به ذکر است که در مقالات بیان شده است که حرکت ماده به سمت مخالف کوتاه شدگی نتیجه متفاوت بودن تنش در نواحی مختلف نزدیک به فصل مشترک است.

در راستای دسترسی به اطلاعات بیشتر تغییر شکل، از نرم افزار جی مت پرو استفاده شد تا مقادیر تنش در دما و نرخ کرنش های مختلف قابل دسترس باشد. تشکیل نواحی مختلف با مقادیر متفاوت تنش در شکل (۷) که توزیع خطی شکل نهایی فلش را نشان می دهد قابل مشاهده است.

در این شکل با توجه به این که هر لایه خارج شده از فلش بایک دما و نرخ کرنش مختلف هستند پس تنش متفاوتی را اختیار می کنند و به این شکل در خواهند آمد. تفاوت بودن مقدار تنش ها باعث چرخش فلش به سمت مخالف کوتاه شدگی می شود و شکل درست فلش را ارائه می دهد. در انجام شبیه سازی مشخص شد که حتی به کمک معادله جانسون کوک که ارتباط بین دما، نرخ کرنش و تنش سیلان ماده را مشخص می کند، شکل نهایی فلش به صورت له شده خواهد بود و معادله توزیع دقیقی از تنش در فصل مشترک را ایجاد نمی کند. برای اطمینان از صحت اطلاعات بدست آمده از مقادیر تنش با گذشت زمان فرایند، المانی در مرکز لوله و در مجاورت فصل مشترک مشخص شد و نمودار تنش بر حسب کرنش آن مطابق شکل (۸) رسم شد.

منحنی تنش - کرنش در این شکل روند منطقی را طی می کند. مطابق این شکل، تنش تا رسیدن به تنش تسلیم ماده در حالت الاستیک افزایش پیدا می کند اما با توجه به افزایش دما در نزدیکی ۲۰۰ مگاپاسکال برای شکل (۸-الف) این روند متوقف می شود اما در شکل (۸-ب) به دلیل بالا بودن دما، مقدار تنش نسبت به حالت الاستیک کاهش هم داشته است و تا پایان زمان ۰/۵ ثانیه این روند تغییر چندانی نمی کند. ناحیه الاستیک تا زمانی که ماده دچار تسلیم نشود ادامه پیدا می کند به همین دلیل در شکل (۸-الف) که المان در مرکز لوله است به دلیل این که تسلیم زودتر اتفاق می افتد، ناحیه الاستیک کمتر پیشروی می کند اما در شکل (۸-ب) که تسلیم دیرتر رخ می دهد این پیشروی تا مقادیر بیشتری ادامه پیدا می کند.

### 3-3- تحلیل کرنش

در فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی افزایش دمای ناشی از اصطکاک بین دو سطح باعث نرم تر شدن ماده در نزدیکی فصل مشترک می شود (شکل ۶-الف). در ادامه با وارد کردن فشار محوری، این نواحی شروع به تشکیل فلش می کنند که باعث ایجاد کرنش در

شود تا بتوان در پایان اعتبار سنجی مناسب برای نتایج مکانیکی - حرارتی را به بهترین صورت ممکن بیان کرد. جهت انجام این کار از مقاله لی و و نلسون [۱۲] استفاده خواهد شد که تحلیل و بررسی فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی دو لوله اینکونل ۷۱۸ در آن صورت گرفته است و اطلاعات لازم جهت اعتبارسنجی در این مقاله ارائه شده است. اطلاعات ورودی مرتبط با شرایط مرزی شبیه سازی جوشکاری اصطکاکی مطابق با مقاله نلسون در جدول (۲) بیان شده است.

شبیه سازی جوشکاری اصطکاکی دورانی با استفاده از اطلاعات ارائه شده در نرم افزار اجزای محدود آباکوس ورژن ۲۰۲۰ انجام و نتایج حاصل از آن در قسمت های بعد بیان خواهد شد.

### 3- نتایج و بحث

#### 3-1- تحلیل دما

با توجه به اهمیت بررسی تغییرات دمایی در فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی و مشکلات عملی اندازه گیری دما در حین این فرایند، بهترین روش برای شناخت تغییرات دمایی، شبیه سازی این فرایند است. نمود در صد تغییرات دمایی در این فرایند از اصطکاک فصل مشترک جوش است و ده درصد باقی مانده حاصل از تغییر شکل پلاستیک است. تغییرات دمایی در چهار بازه زمانی در شکل (۴) قابل مشاهده است. همانطور که از این شکل مشخص است دما در ۰/۵ ثانیه تا ۱۴۹۰ کلوین بالا می رود و با گذشت زمان و ادامه تولید گرما در فصل مشترک جوش به دلیل انتقال حرارت ناحیه متأثر از حرارت در این فرایند افزایش پیدا می کند.

منحنی های شکل (۵) تغییرات دمایی برای چهار فاصله از فصل مشترک جوش را در حین این فرایند نشان می دهد. همانطور که مشخص است با فاصله گرفتن از فصل مشترک جوش، افزایش دما دیرتر رخ می دهد و دمای نهایی نیز کمتر خواهد بود. علاوه بر این شیب افزایش دما نیز به علت فاصله از ناحیه تولید گرما با افزایش فاصله کاهش می یابد. نوسانات مشخص شده در منحنی ها زمان، مش ریزی مجدد است.

#### 3-2- تحلیل تنش

با توجه به تغییر شکل شدید رخ داده در ناحیه نزدیک به فصل مشترک، بررسی تغییرات مکانیکی در فرایند جوشکاری اصطکاکی اهمیت پیدا می کند. به این منظور در شبیه سازی فرایند مورد نظر از حلگر کوپل مکانیکی - حرارتی استفاده شده است. نتایج تنش ون میز بدست آمده از حلگر استاندارد نرم افزار آباکوس در شکل (۶) قابل مشاهده است. این اشکال روند تغییرات تنش ون میز از ابتدای تسلیم ماده تا انتهای فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی را نشان می دهد.

همان گونه که از شکل (۶) مشخص است هر چه به ناحیه جوش نزدیک می شویم به دلیل افزایش دما ماده نرم تر می شود و این کاهش در کانتورهای به دست آمده نیز قابل مشاهده است. علاوه بر



اولین راه برای اطمینان از دقت شبیه سازی مقایسه شکل فلش های حاصل از جوشکاری در آزمون عملی و شبیه سازی است. شکل فلش ها وابسته به تعریف درست ماده، شرایط مرزی و شرایط تماسی برای نرم افزار می باشد. به همین دلیل می تواند اطلاعات مناسبی از کیفیت شبیه سازی انجام شده به ما بدهد.

در مقالاتی که شکل فلش ها در آن ها بررسی شده، همواره بین شکل فلش در حالت شبیه سازی و آزمون عملی تفاوت دیده می شود و علت آن مشکلات رایج در شبیه سازی یک فرایند صنعتی است که از مهم ترین آن ها در شبیه سازی جوشکاری اصطکاکی دورانی می توان به تعریف خواص پلاستیک ماده اشاره کرد که قبلا به طور کامل توضیح داده شد. علاوه بر این تعریف ضریب اصطکاک مناسب برای این فرایند نیز در شکل نهایی فلش مؤثر است. تغییرات پیوسته ضریب اصطکاک در طول فرایند به دلیل تغییرات دما و فشار قابل ملاحظه خواهد بود. انحراف هر کدام از متغیرهای پلاستیکی و اصطکاکی تعریف شده در این شبیه سازی با شرایط واقعی می تواند باعث ایجاد تفاوت در شکل نهایی فلش ایجاد شده در آزمون عملی شود.

با توجه به اینکه در مقاله نلسون و همکاران [۱۲] شکل نهایی فلش ارائه شده است؛ بنابراین مقایسه ای بین شکل فلش آزمون عملی و شبیه سازی به منظور اطمینان از صحت نتایج صورت گرفته است. مقایسه بین نتایج هندسه نهایی برای مدل شبیه سازی و آزمون علمی در شکل (۱۱) انجام شده است.

خطوط خارجی تیره رنگ مربوط به شکل نهایی شبیه سازی و لوله های جوشکاری شده آزمون عملی به رنگ سبز نمایش داده شده است. با توجه به شرایط انجام آزمون عملی مقاله نلسون و همکاران که در آن چهار ترموکوپل دمای نهایی را در چهار موقعیت مکانی مختلف گزارش می دهند، امکان مقایسه دمایی نتایج شبیه سازی با نتایج آزمون عملی فراهم می شود.

در شرایط آزمون عملی ۴ ترموکوپل در ابتدای آزمایش به دیواره لوله جوش خورده اند و نتایج حاصل از آن مطابق نمودار شکل ۱۲ ارائه و با نتایج شبیه سازی مقایسه می شوند تا دقت حل حرارتی این شبیه سازی قابل اعتبار سنجی باشد. در این شکل روند تغییرات دمایی در چهار موقعیت مکانی مختلف ذکر شده در مقاله نلسون و همکاران قابل مشاهده است. این ترموکوپل ها در فواصل ۱، ۲، ۳ و ۴ میلی متر قرار دارند و دمای نهایی آن ها گزارش شده است. نتایج شبیه سازی در چهار بازه زمانی مختلف ۰/۵، ۱/۵، ۱ و ۲ ثانیه برای هر چهار نقطه قابل مشاهده است.

در فرایند مورد نظر دو منبع تولید کننده گرما وجود دارد. اولین و مهمترین منبع، حرارت تولید شده ناشی از اصطکاک بین سطح دو لوله است که ۸۵ تا ۹۰ درصد گرمای تولیدی را شامل می شود و دومین منبع گرمای تولید شده ناشی از تغییر شکل پلاستیک است. هر دو این منابع در نزدیکی فصل مشترک متمرکز هستند و از طریق انتقال حرارت در اینگونه ۷۱۸ گرما به آرامی مطابق منحنی های شکل (۱۲) به نقاط دیگر لوله منتقل می شود. لایه های مختلف از

ناحیه نزدیک به فصل مشترک می شود. با توجه به این که کرنش در فصل مشترک، عامل ایجاد اتصال و جوش در ناحیه فصل مشترک است و ذکر این نکته که کیفیت جوش تا حدودی به میزان این تغییر شکل وابسته است، پس می توان گفت که بررسی توزیع کرنش در فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی حائز اهمیت است. نتایج شبیه سازی توزیع کرنش در چهار زمان مختلف در شکل (۹) نمایش داده شده است.

با توجه به شکل می توان گفت مطابق انتظار نواحی که به فصل مشترک نزدیک ترند تغییر شکل پلاستیک بیشتری دارند و روند تغییرات کرنش به صورت لایه تا نواحی که دچار تغییر شکل نمی شوند به صورت کاهشی ادامه پیدا می کند. کل ناحیه ای که تغییر شکل پلاستیک در آن اتفاق می افتد حدود یک میلی متر است. بیش ترین کرنش ایجاد شده در این فرایند کمتر از چهار است که در مجاورت فصل مشترک اتصال و در مرکز لوله قابل مشاهده است.

### 3-4- تحلیل نرخ کرنش

با توجه به این که در فرایندهای تغییر فرم گرم پارامتر زرهولمان یک پارامتر تعیین کننده در ارتباط بین خواص مکانیکی حرارتی و متالورژیکی به حساب می آید و این پارامتر به نرخ کرنش نیز بستگی دارد، به همین دلیل لازم است تا نرخ کرنش در حل مکانیکی حرارتی ارائه شود. توزیع نرخ کرنش در نقاط مختلف لوله در شکل (۱۰-الف) قابل مشاهده است. نحوه توزیع نرخ کرنش در طول زمان کلی فرایند مطابق با شکل (۱۰-الف) ثابت باقی می ماند. دلیل این امر ثابت فرض شدن سرعت کوتاه شدگی محوری در طول زمان است. منحنی تغییرات سه نرخ کرنش اصلی در حالت تقارن محوری و نرخ کرنش معادل آن در منحنی شکل (۱۰-ب) ارائه شده است. همانطور که از شکل (۱۰-الف) مشخص است بیش ترین نرخ کرنش مربوط به نواحی می شود که ماده در آن ها شروع به تغییر شکل می کند که این نواحی شامل مرکز لوله در نزدیکی فصل مشترک اتصال و دیواره لوله در نزدیکی شروع فلش خواهد بود. بعد از عبور از این نواحی مطابق منحنی های شکل (۱۰-ب) نرخ کرنش به صفر نزدیک می شود اما مقدار آن صفر نمی شود؛ بنابراین می توان گفت مقدار نرخ کرنش مطابق اشکال ۱۰ همواره کمتر از ۴ خواهد بود.

### 3-5- اعتبار سنجی شبیه سازی مکانیکی حرارتی

با توجه به اینکه در شبیه سازی فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی تعریف ماده و اصطکاک از اهمیت بالایی برخوردار است و امکان تعریف اشتباه هر کدام از این موارد وجود دارد لازم است تا از دقت تعریف آن ها اطمینان حاصل شود. هر کدام از این موارد بر روی نتیجه نهایی تأثیر گذار خواهند بود. به همین دلیل با بررسی و مقایسه نتایج برخی از پارامترهای آزمون عملی و شبیه سازی اعتبار مقادیر سایر پارامترهای بدست آمده از شبیه سازی مشخص می شود. این اعتبار سنجی با توجه به پارامترهای قابل اندازه گیری در آزمون عملی انجام گرفته است و نتایج آن در ادامه بیان می شود.

- 6-Uday, M.B., Fauzi, M.N.A., Zuhailawati, H., Ismail, A.B., "Advances in friction welding process: A review", *Science and Technology of Welding and Joining*, 2010, Vol. 15, No. 7, pp. 534-558.
- 7-Jin, F., Li, J., Du, Y., Nan, X., Shi, J., Xiong, J., Zhang, F., "Numerical simulation based upon friction coefficient model on thermo-mechanical coupling in rotary friction welding corresponding with corona-bond evolution", *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, Vol. 45, pp. 595-602.
- 8-Singh, S.K., Chattopadhyay, K., Phanikumar, G., Dutta, P., "Experimental and numerical studies on friction welding of thixocast A356 aluminum alloy", *Acta Materialia*, 2014, Vol. 73, pp. 177-185.
- 9-Seli, H., Awang, M., Ismail, A.I.M., Rachman, E., Ahmad, Z.A., "Evaluation of properties and FEM model of the friction welded mild steel-Al6061-alumina", *Materials Research*, 2013, Vol. 16, No. 2, pp. 453-467.
- 10-Hynes, N.R.J., Velu, P.S., "Simulation of friction welding of alumina and steel with aluminum interlayer", *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, Vol. 93, No. 1-4, pp. 121-127.
- 11- Bai, L., Wan, S., Yi, G., Shan, Y., Pham, S.T., Tieu, A.K., Li, Y., Wang, R., "Temperature-mediated tribological characteristics of 40CrNiMoA steel and Inconel 718 alloy during sliding against Si3N4 counterparts", *Friction*, 2021, Vol. 9, No. 5, pp. 1175-1197.
- 12-Liu, F.C., Nelson, T.W., "Grain structure evolution, grain boundary sliding and material flow resistance in friction welding of Alloy 718", *Materials Science and Engineering A*, 2018, Vol. 710, pp. 280-288.
- 13- D'Alvise, L., Massoni, E., Walloe, S.J., "Finite element modelling of the inertia friction welding process between dissimilar materials", *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, Vol. 125-126, pp. 387-391.

## پی نوشت

- 1- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان
- 2- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان
- 3- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

دمای حدود ۳۰۰ تا ۱۴۹۰ کلوین در شکل ۸ (الف) قابل مشاهده هستند. در این شکل به دلیل تأثیر بالای حرارت تولیدی ناشی از اصطکاک، دما در ناحیه فصل مشترک جوش بیشترین و با فاصله گرفتن از آن، دما به صورت منظم و لایه لایه کاهش می یابد.

## 4- خلاصه و نتیجه گیری

در این پژوهش تغییر و تحولات حرارتی مکانیکی حین فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی آلیاژ اینکونل ۷۱۸ با استفاده از روش اجزای محدود انجام پذیرفت. در این شبیه سازی با استفاده از حلگر مکانیکی حرارتی نرم افزار آباکوس پارامترهای مورد نیاز جهت انجام شبیه سازی ریزساختاری شامل دما، کرنش، نرخ کرنش بدست آمد. به منظور اطمینان از شبیه سازی اجزای محدود شکل نهایی فلش های ایجاد شده در حین تبلور مجدد دینامیکی و دما اندازه گیری شده به کمک ترموکوپل در آزمون عملی با نتایج حاصل از این شبیه سازی مقایسه و انطباق خوبی بین این نتایج بدست آمد.

## منابع

- 1-Akinlabi, E.T., Mahamood, R.M., *Solid-State Welding: Friction and Friction Stir Welding Processes*, Springer, 2020.
- 2- Li, X., Duan, L., Li, J., Wu, X., "Experimental study and numerical simulation of dynamic recrystallization behavior of a micro-alloyed plastic mold steel", *Materials and Design*, 2015, Vol. 66, No. PA, pp. 309-320.
- 3-Chen, X.M., Lin, Y.C., Wen, D.X., Zhang, J.L., He, M., "Dynamic recrystallization behavior of a typical nickel-based superalloy during hot deformation", *Materials and Design*, 2014, Vol. 57, pp. 568-577.
- 4- هاشمی خسروشاهی، ج.، صادقی، م. ح.، راستی، ا.، صباغی فرشی، س.، "شبیه سازی المان محدود فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی لوله های غیر هم جنس"، انتشارات دانشگاه تربیت مدرس، ۱۳۹۷.
- 5- Yang, X., Li, W., Fu, Y., Ye, Q., Xu, Y., Dong, X., Hu, K., Zou, Y., "Finite element modelling for temperature, stresses and strains calculation in linear friction welding of TB9 titanium alloy", *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, Vol. 8, No. 5, pp. 4797-4818.

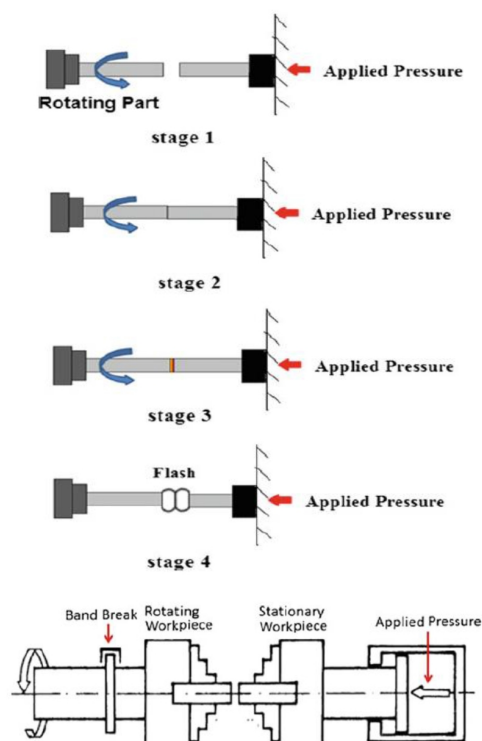
جدول ۱- تغییرات ضریب اصطکاک با افزایش مقدار دما برای آلیاژ

| ضریب اصطکاک | ۰    | ۰/۳ | ۰/۴ | ۰/۶۵ | ۰/۷۳ | ۰/۷۹ |
|-------------|------|-----|-----|------|------|------|
| دما         | ۱۲۰۰ | ۸۰۰ | ۶۰۰ | ۴۰۰  | ۲۰۰  | ۰    |

جدول ۲- اطلاعات ورودی شبیه سازی جوشکاری اصطکاکی دورانی [۱۲].

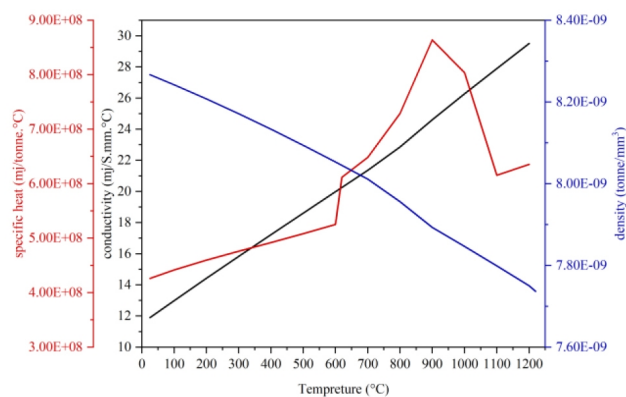
|                                 |                                                                                             |
|---------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------|
| ابعاد لوله                      | قطر داخلی ۲۰.۳ و قطر خارجی ۲۵.۴                                                             |
| ترکیب شیمیایی آلیاژ اینکونل ۷۱۸ | 51.6 Ni, 18.2 Cr, 5.1 Nb, 3.28 Mo, 1.06 Ti, 0.56 Al, 0.33 V, 0.09 Mn<br>بقیه مقدار آهن است. |
| سرعت کوتاه شدگی                 | ۲ (mm/s)                                                                                    |
| میزان کوتاه شدگی                | ۳.۶ (mm)                                                                                    |
| سرعت چرخش لوله                  | (دور بر دقیقه) ۵۰۰ و ۱۰۰۰                                                                   |

۱. سرعت چرخش شبیه سازی شده

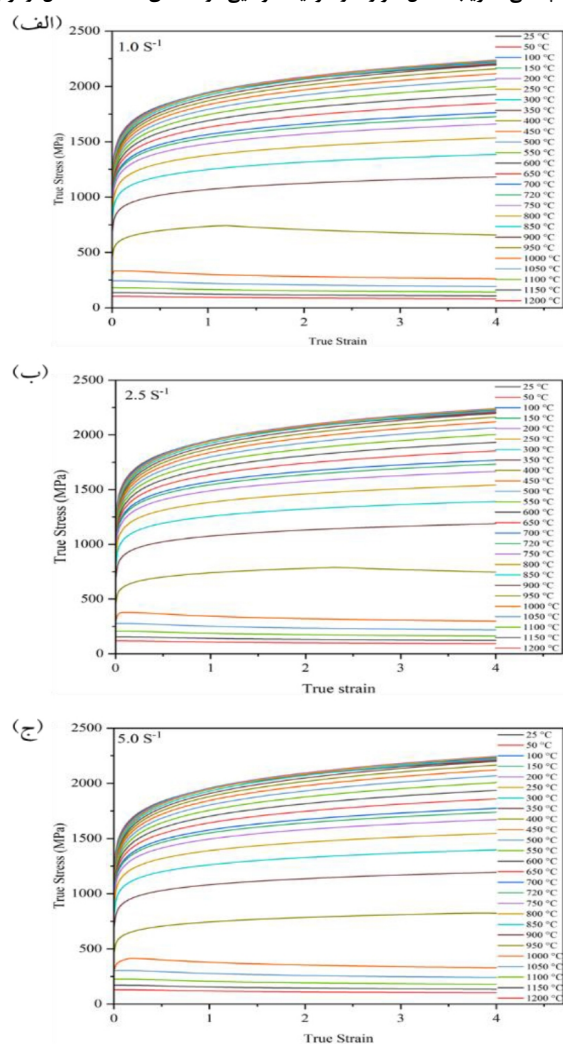


شکل ۱- شماتیکی از فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی چرخشی [۱].

# Welding Research



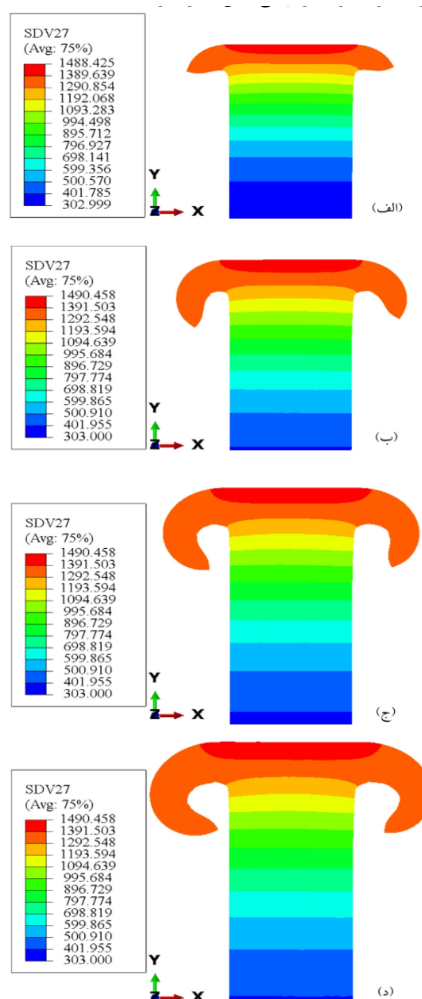
شکل ۲- منحنی تغییرات چگالی، ضریب انتقال حرارت و ظرفیت گرمایی در دماهای مختلف حاصل از نرم افزار جی مت پرو.



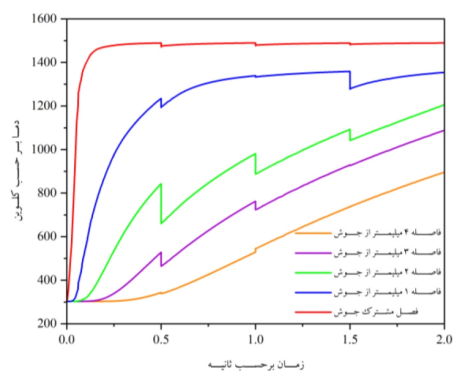
شکل ۳- نتایج حاصل از آنالیز تنش سیلان بدست آمده از نرم افزار جی مت پرو در نرخ کرنش‌های الف- ۱/۰، ب- ۲/۵ و ج- ۵.



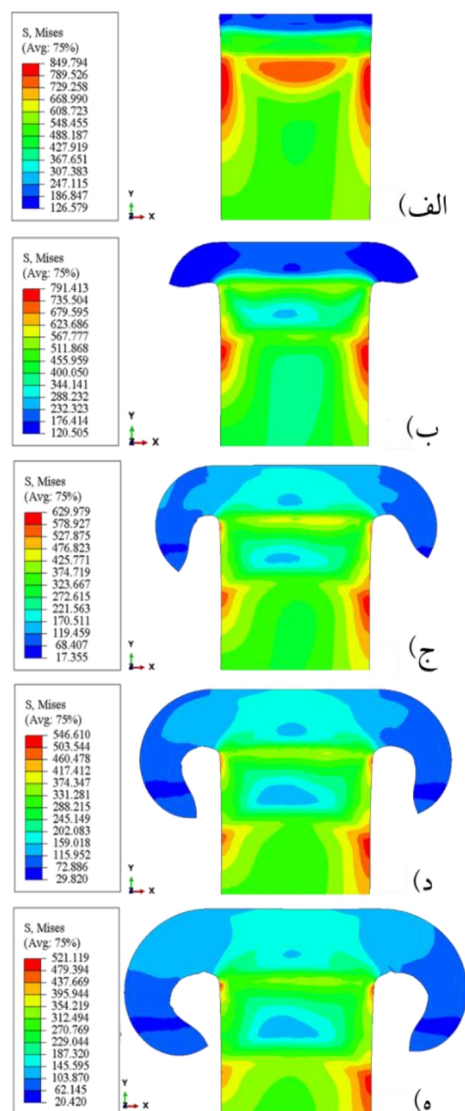
# Welding Research



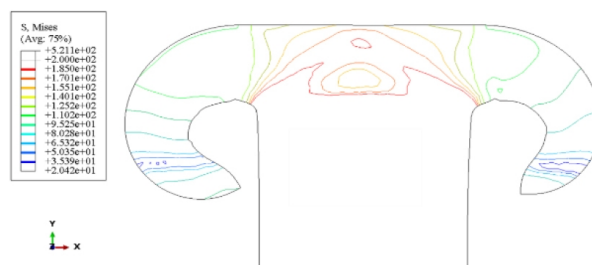
شکل ۴- توزیع دما در لوله جوشکاری اصطکاکی شده در الف - ۰/۵ ثانیه ب - ۱ ثانیه ج - ۱/۵ ثانیه د - ۲ ثانیه در فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی.



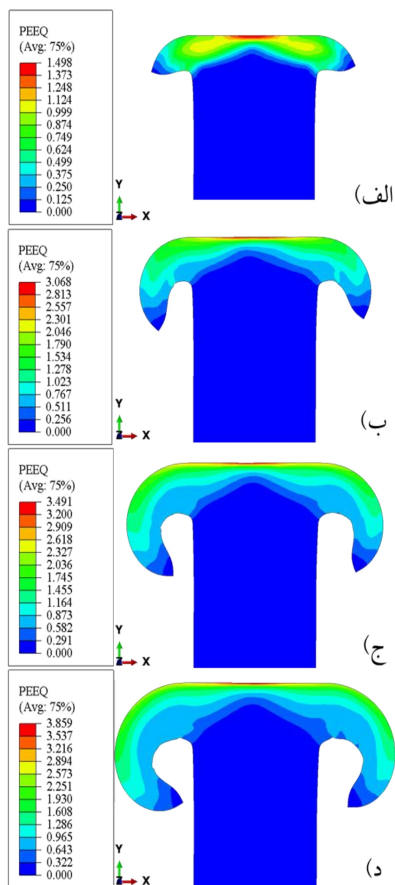
شکل ۵- منحنی تغییرات دمایی برای چهار فاصله مختلف از فصل مشترک جوش در حین فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی.



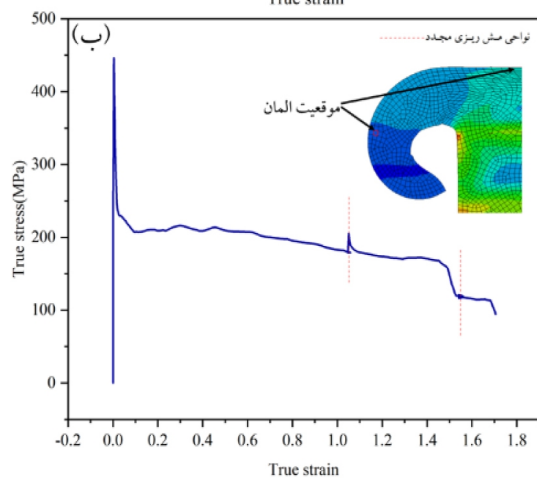
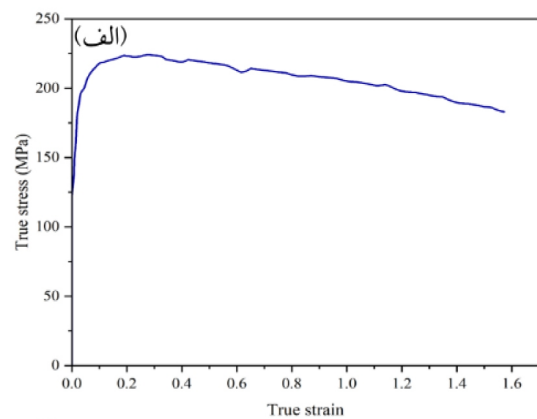
شکل ۶- الف - توزیع تنش در ابتدای شروع تغییر شکل یعنی زمان ۰/۱۲ ثانیه را نشان می دهد. ب- ه - به ترتیب توزیع تنش میز در زمان های ۰/۵، ۱، ۱/۵ و ۲ ثانیه را نشان می دهد.



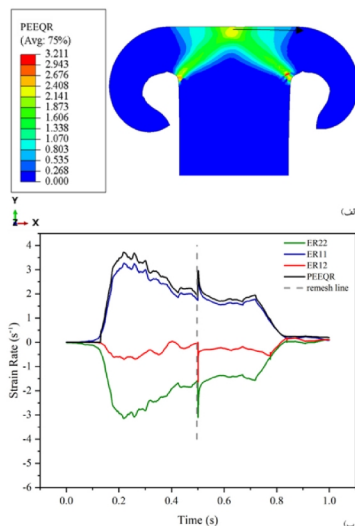
شکل ۷- توزیع خطی تنش ون میز به منظور مشاهده لایه های مختلف با مقدار تنش متفاوت.



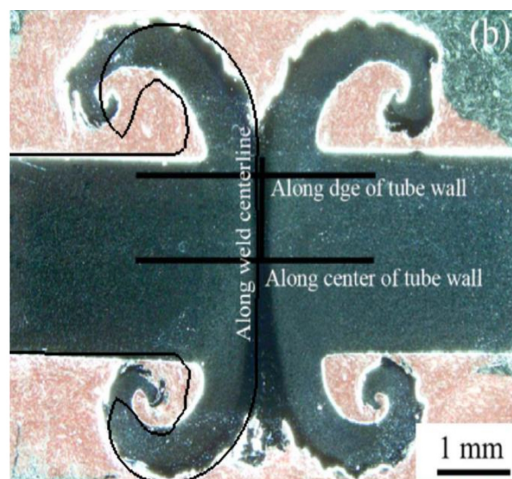
شکل ۹- تغییرات توزیع کرنش در چهار زمان الف - ۰,۵ ثانیه  
ب - ۱ ثانیه ج - ۱,۵ ثانیه د - ۲ ثانیه .



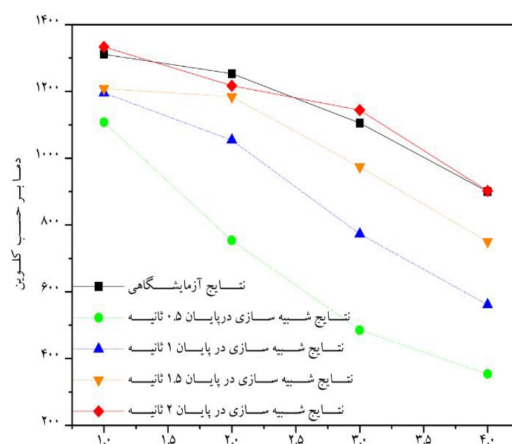
شکل ۸- منحنی تغییرات تنش بر حسب کرنش برای یک المان  
الف - در مجاورت فصل مشترک و در مرکز لوله، ب - در دیواره لوله و  
فلش در بازده زمانی ۰,۵ ثانیه ابتدایی فرایند.



شکل ۱۰- الف - توزیع نرخ کرنش در پایان شبیه سازی. ب - نمودار تغییرات نرخ کرنش در چهار حالت ER11، ER22، ER12 و نرخ کرنش معادل PEEQR برای یک المان قرار  
گرفته شده در مرکز لوله و مجاور فصل مشترک در زمان ۰ تا ۱ ثانیه است.



شکل ۱۱- تطبیق شماتیک شکل نهایی حاصل از شبیه سازی و آزمون عملی آلیاژ اینکونل ۷۱۸.



فاصله از مرکز فصل مشترک جوش

شکل ۱۲- تغییرات دمایی در طول زمان فرایند جوشکاری اصطکاکی دورانی برای فواصل مختلف از فصل مشترک جوش.



## ارزیابی ریزساختاری و مکانیکی موضع اتصال 5PH SS/BNi-3/15-5PH SS-15 متصل شده توسط فرایند TLP

مسعود مصلاهی پور<sup>1\*</sup>، محمدامین نادری<sup>2</sup>، مصطفی هوشنگی<sup>3</sup>، افشین بابانژاد<sup>4</sup>

### چکیده

در پژوهش حاضر، اتصال فولاد زنگ نزن ۱۵PH-۵ با فولاد ۱۵PH-۵ انجام داده می‌شود. فرایند اتصال دهی در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  و در مدت زمان‌های ۵ و ۳۰ دقیقه و با استفاده از گاز محافظ آرگون با خلوص ۹۹/۹۹۵٪ انجام شد. بررسی‌های ریزساختاری اتصالات، بعد از اتصال دهی و با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی مجهز به آنالیزگر EDS انجام شد. سرد نمودن نمونه‌ها قبل از تکمیل انجماد همدم موجب انجماد غیر همدم مذاب باقیمانده در خط مرکزی اتصال و تشکیل ترکیبات بورایدی در مرکز اتصال می‌شود. مطالعات ریزساختاری نشان داد که تغییر زمان اتصال دهی از ۵ به ۳۰ دقیقه موجب تشکیل انجماد همدم و تشکیل محلول جامد غنی از نیکل به صورت یکنواخت در موضع اتصال می‌شود. مورفولوژی پیوسته ترکیبات یوتکتیکی موجب افت شدید استحکام برشی نمونه‌ها شد؛ همچنین اعمال عملیات حرارتی پیرسازی بعد از اتصال دهی موجب اصلاح اندازه تیغه‌های مارتنزیت و یکنواخت شدن سختی در ناحیه اتصال شد.

**کلمات کلیدی:** فرایند اتصال دهی TLP، فولاد زنگ نزن ۱۵PH-۵، عملیات حرارتی پیرسازی، ریزساختار، میکروسختی.

### 1- مقدمه

فولاد ۱۵PH-۵ یک فولاد زنگ نزن رسوب سخت شونده مارتنزیتی حاوی ۱۵% wt کروم، ۵% wt نیکل و ۱/۲% wt مس می‌باشد که به واسطه توزیع رسوبات غنی از مس در زمینه مارتنزیت تیغه‌ای شکل استحکام یافته است [۱]. خصوصیات از قبیل مقاومت به خوردگی مطلوب، استحکام بالا و قابلیت عملیات حرارتی موجب استفاده گسترده این فولاد در صنایع مختلف از جمله پتروشیمی، هوافضا، ساخت پمپ و ... شده است [۲]. هرچند براساس مقدار کم کربن ( $0.3\text{wt}\%$ ) در فولاد ۱۵PH-۵ انتظار جوش پذیری مناسب برای این فولاد است اما تحقیقات انجام شده بر روی جوشکاری این فولاد، حاکی از افت خواص در ناحیه اتصال فولاد مذکور است. باید در نظر داشت آنچه در این فولاد می‌تواند ایجاد عیب در ساختار جوش کند، وجود فاز مارتنزیت تمپر شده می‌باشد که می‌تواند با وجود هیدروژن تولید ترک هیدروژنی کند، همچنین وجود عناصر ناخالصی در ناحیه اتصال، احتمال ترک گرم در این

ناحیه را افزایش می‌دهد [۵]. برای مثال E. Herny و همکاران [۳] خصوصیات فولاد ۱۵PH-۵ جوشکاری شده با پرتوالکترونی (EB) را مورد ارزیابی قرار دادند و گزارش نمودند که تشکیل کاربید کروم در ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) موجب افت مقاومت به خوردگی موضع اتصال می‌شود. Wei Liu و همکاران [۴] جوشکاری هیبریدی لیزر-قوس فولاد زنگ نزن مارتنزیتی ۱۷PH-۴ را مورد ارزیابی قرار دادند. در این پژوهش صفحات فولاد ۱۷PH-۴ به ضخامت ۱۹ mm با استفاده از سیم پرکن ER630 و در وضعیت پیرسازی H1150 (عملیات حرارتی آنیل محلولی در دمای  $1038^{\circ}\text{C}$  به مدت ۳۰ min و عملیات پیرسازی در دمای  $621^{\circ}\text{C}$  به مدت ۴ ساعت و سپس سرد کردن در هوا) جوشکاری شدند. آن‌ها دریافتند که در سرعت‌های جوشکاری کمتر از ۲۰ mm/s، تخلخل‌های ناحیه مرکزی اتصال در فلز جوش ایجاد می‌شود. علاوه بر این بررسی‌های آن‌ها حاکی از حساسیت بالای فلز جوش به ترک‌های انجمادی می‌باشد. نظر به اهمیت انتخاب یک فرایند اتصال مناسب در فرایند ساخت و تعمیرات، اتصال دهی فاز مایع گذرا (TLP) به عنوان یک فرایند اتصال دهی که می‌تواند در موارد متعددی مشکلات جوشکاری را کاهش دهد، مورد توجه پژوهشگران واقع شد [۵].

فرایند اتصال دهی TLP در بردارنده مزایای لحیم کاری و جوشکاری نفوذی از جمله کاهش زمان پیونددهی، استحکام بالا، خصوصیات مطلوب اتصال ایجاد شده و ... می‌باشد. در فرایند اتصال دهی TLP به دلیل انجماد همدم (برخلاف لحیم کاری) در ناحیه اتصال، امکان جدایش و پس زده شدن عناصر آلیاژی و در نتیجه تشکیل فازهای ناخواسته در ناحیه اتصال به شدت کاهش می‌یابد و ریز ساختار اتصال ایجاد شده مشابه فلز پایه است. در فرایند اتصال دهی TLP یک لایه واسطه حاوی عناصر کاهنده نقطه ذوب مانند B، Si، P بین سطوح اتصال فلز پایه واقع می‌گردد و اتصال دهی در دمایی بالاتر از نقطه ذوب لایه واسطه انجام می‌شود. با نگهداری نمونه‌ها در این دما نفوذ متقابل عناصر آلیاژی بین مذاب و فلز پایه موجب تغییر ترکیب شیمیایی فاز مذاب تشکیل شده می‌شود، نفوذ عناصر کاهنده نقطه ذوب از فلز مذاب به فلز پایه نقطه ذوب محل اتصال را افزایش می‌دهد و منجر به پیشروی انجماد همدم در ناحیه اتصال می‌شود. پس از کامل شدن انجماد همدم در محل اتصال، نگهداری بیشتر مجموعه در دمای اتصال دهی و یا دمای بالاتر از آن، منجر به همگن شدن بیشتر ناحیه اتصال از نظر ترکیب شیمیایی و ریزساختار می‌شود [۶]. Sheng Lu و Qianqian Sun [۷] نفوذ عناصر و خواص مکانیکی اتصال دهی TLP فولاد ۱۵PH-۵ با لایه واسطه BNi-2 را

۱۰۵۰°C گرم شدند و پس از ۳۰ دقیقه توقف در این دما، سریعاً در روغن تا دمای محیط سرد شدند. پس از انجام عملیات آنیل محلولی، نمونه‌ها به مدت ۱۲۰ دقیقه در دمای ۴۸۰°C و ۲۴۰ دقیقه در دمای ۶۲۰°C در کوره حمام نمک با دقت  $\pm 1$  قرار گرفتند تا به ترتیب عملیات پیرسازی اولیه و ثانویه روی آن‌ها انجام شود. شکل ۲ سیکل عملیات حرارتی این فولاد را نمایش می‌دهد [۸].

## 2-4- ارزیابی ساختاری

به منظور بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌های متالوگرافی از مقطع عمود بر اتصال دهی TLP برش زده شدند و عملیات آماده سازی نمونه‌ها با سنباده SiC و در ادامه با پولیش کردن با ذرات پودر آلومینا ۲µm انجام شد.

برای مشاهده ریزساختار، نمونه‌ها با استفاده از اچ‌شیمیایی در محلول ماربل (10gr CuSo4+50ml HCl+50ml H2O) و ویلا (5ml HydrochloricAcid+10gr PicricAcid+100ml Ethanol) به مدت ۵s اچ شدند. مشاهدات ریزساختاری اولیه با میکروسکوپ نوری Olympus مدل PMG3 انجام گرفت و در ادامه برای بررسی دقیق‌تر از میکروسکوپ الکترونی روبشی SEM مدل PhilipsXL3 استفاده شد.

## 2-5- استحکام برشی

برای ارزیابی استحکام برشی، نمونه‌هایی با ابعاد 10×10×3 mm تهیه شدند و طبق استاندارد AWS B4.0 و JIS K6850 با استفاده از دستگاه کشش یونیورسال SANTAM مدل STM-150 و نیروی KN150 در دمای محیط بانگهدارنده‌ای از جنس فولاد ساده کربنی CK45 مطابق شکل ۳ تحت آزمون کشش قرار گرفتند. استحکام برشی در نمونه‌ها سه مرتبه تکرار شد و مقدار میانگین به عنوان استحکام برشی نهایی گزارش شد.

## 2-6- میکروسختی

برای ارزیابی توزیع سختی در نواحی مختلف BM، DAZ، ISZ و امکان مقایسه آن‌ها، از دستگاه میکروسختی Koopa مدل MH3 با نیروی N10 و زمان نشست ۱۰s در جهت عمود بر اتصال ایجاد شده، کمک گرفته شد. سختی در هر نقطه بالغ بر ۵ بار تکرار و مقدار متوسط آن به عنوان سختی آن نقطه گزارش شد.

## 3- نتایج و بحث

### 3-1- ارزیابی ریزساختار فلز پایه

ریزساختار فلز پایه، فولاد زنگ نزن ۱۵PH-۵ با دوبرگنمایی متفاوت در شکل ۴ نشان داده شده است.

فولاد ۱۵PH-۵ یک فولاد رسوب سخت شونده مارتنزیتی است که عامل رسوب سختی در آن مس می‌باشد. ریزساختار این فولاد شامل دو فاز مارتنزیت و فريت δ (کمتر از ۱۰ درصد) است که فاز زمینه مارتنزیتی است. وجود فريت در ریزساختار باعث کاهش

مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها گزارش نمودند که در دمای ۱۰۷۵°C و زمان نگهداری کوتاه ۱۰ min با پس زده شدن بیشتر عناصر کاهنده‌ی نقطه ذوب (MPD) در ناحیه مرکزی اتصال، افت استحکام رخ می‌دهد. در نتیجه استحکام اتصال ابتدا افزایش و سپس با طولانی شدن زمان نگهداری و کاهش مقدار فاز ترد در ناحیه انجماد غیرهمدم (ASZ) که عمدتاً CrB و  $Ni_{31}Si_{12}$  هستند به تدریج کاهش می‌یابد.

باتوجه به مشکلات همراه با جوشکاری فولاد ۱۵PH-۵ با فرایندهای جوشکاری قوس الکتریکی و پرتو پرانرژی و لزوم دسترسی به یک اتصال با کیفیت، در این پژوهش از فرایند اتصال دهی TLP برای پیونددهی فولاد ۱۵PH-۵ استفاده شد.

نظر به اهمیت درک ارتباط متقابل تغییرات ریزساختاری و جلوگیری از تشکیل نواحی با خواص مکانیکی نامطلوب و با توجه به حساسیت قطعات متصل شده با فرایند اتصال دهی TLP به دما و زمان، پژوهش‌هایی با بررسی این دو پارامتر موثر انجام شده است. در تحقیق حاضر برخلاف تحقیقات گذشته، ریز ساختار و خواص مکانیکی موضع اتصال فولاد ۱۵PH-۵ در فرایند اتصال دهی TLP، در زمان‌های ۵ min و ۳۰ min در دمای ۱۱۵۰°C مورد بررسی قرار گرفت.

## 2- روش تحقیق

### 2-1- مواد مصرفی

در این پژوهش از فولاد زنگ نزن ۱۵PH-۵ برش داده شده در ابعاد ۱۰×۵×۵ mm به عنوان فلز پایه و از صفحات آمورف BNi-3 با ضخامت ۲۵µm به عنوان لایه واسط استفاده گردید. ترکیب شیمیایی و محدوده ذوب فلز پایه و لایه واسط در جدول (۱) ارائه شده است.

### 2-2- اتصال دهی TLP

فرایند اتصال دهی TLP با استفاده از کوره تیوبی تحت اتمسفر خنثی ۹۹۵/۹۹٪ آرگون و در دمای ۱۱۵۰°C و در زمان‌های ۵ min و ۳۰ min انجام شد. سیکل حرارتی اعمالی به نمونه‌ها در حین اتصال دهی TLP در شکل ۱ نمایش داده شده است.

برای پاک سازی سطحی نمونه‌ها و از بین بردن لایه اکسیدی ایجاد شده در حین تهیه آن‌ها، سطوح تماس نمونه‌ها با استفاده از سنباده ۶۰ تا ۸۰۰ سنباده زنی شدند. نمونه‌های تهیه شده به منظور چربی زدایی و از بین بردن آلودگی‌های روی سطح به مدت ۱۵ min در حمام آلتراسونیک حاوی محلول استون قرار گرفتند. لایه واسط BNi-3 نیز در عملیاتی همانند فلز پایه شستشو، چربی زدایی و سپس همراه فلز پایه با دما دم‌ش هوای گرم کاملاً خشک شدند، در نهایت مورد عملیات اتصال دهی قرار گرفتند.

### 2-3- عملیات حرارتی پیرسازی

برای عملیات حرارتی فولاد ۱۵PH-۵، ابتدا نمونه‌ها تحت عملیات آنیل محلولی قرار گرفتند؛ به این صورت که نمونه‌ها به آرامی تا دمای

محلولی، نمونه‌ها سریع در روغن سرد می‌شوند تا ساختار مارتنزیتی حاصل شود، بنابراین اتم‌های مس نمی‌توانند از ساختار خارج شوند و یک زمینه فوق اشباع از مس داریم که دلیل رسوب سختی فولاد ۵-۱۵PH ساختار فوق اشباع مس در زمینه است. در عملیات پیرسازی با توجه به اینکه دما کمتر از A1 است ساختار مارتنزیت سوزنی، تمپر شده و ساختار بدست آمده مشابه فلز پایه مارتنزیت ریز می‌شود [۱۱].

## 3-4-1- ارزشابی خواص مکانیکی موضع اتصال استحکام برشی

با توجه به شکل ۷ و مقایسه‌های انجام شده از استحکام برشی نمونه‌ها، با افزایش زمان اتصال دهی از ۵ min به ۳۰ min استحکام برشی نمونه‌ها افزایش می‌یابد. دلیل این امر کاهش مقدار فازهای ترد و پیوسته تشکیل شده در اثر انجماد غیرهمدما در ناحیه اتصال می‌باشد. این فازهای ترد در مرکز اتصال به عنوان محلی برای تمرکز تنش عمل می‌کنند و باعث افت استحکام در این ناحیه می‌شوند. از آنجایی که در زمان‌های بیشتر انجماد همدما بهتر صورت می‌گیرد شاهد استحکام بیشتری هستیم.

## 3-4-2- ریزسختی

ارزشابی پروفیل سختی از مقطع اتصال در نمونه پیرسازی شده در شکل ۸ نشان داده شده است. همانگونه که از قسمت‌های مختلف این شکل برداشت می‌شود با اعمال عملیات حرارتی بعد از اتصال دهی TLP و ریزشدن تیغه‌های مارتنزیتی، سختی ناحیه اتصال کاهش یافته و به سختی فلز پایه نزدیک شده است. همچنین با توجه به شکل ۹ با دور شدن از محل اتصال سختی بیشتر می‌شود و شاهد عمق اثر کمتری هستیم [۱۲].

## 4- نتیجه گیری

بررسی‌های ریزساختاری فرایند اتصال دهی فولاد ۵-۱۵PH بافرایند اتصال دهی فاز مایع گذرا (TLP) و لایه واسطه BNi-3 در دمای ۱۱۵۰ °C و زمان‌های ۵ min و ۳۰ min منجر به نتایج زیر گردید:

- افزایش زمان اتصال از ۵ min به ۳۰ min باعث نفوذ بهتر عناصر از فلز پایه به مرکز اتصال و همچنین از مرکز اتصال به فلز پایه می‌شود.

- با انجام عملیات حرارتی پیرسازی، فاز رسوب سختی مس در زمینه مارتنزیتی ایجاد می‌شود که عامل اصلی استحکام در فولاد ۵-۱۵PH می‌باشد.

- عملیات پیرسازی بعد از انجام اتصال دهی موجب ریزشدن تیغه‌های درشت مارتنزیت می‌شود و با اینکار ریزساختار به حالت اولیه فلز پایه نزدیک تر می‌شود.

- با افزایش زمان اتصال به ۳۰ min، سختی محل اتصال به دلیل کامل شدن انجماد همدما و کاهش مناطق انجماد غیرهمدما افزایش

استحکام در جهت ضخامت می‌شود و هرچه مقدار فریت موجود در این فولاد کاهش یابد، خواص مکانیکی از جمله استحکام در جهت ضخامت افزایش می‌یابد [۱۰].

## 3-2- بررسی ریزساختار موضع اتصال در زمان‌های ۵ و ۳۰ min

تاثیر زمان اتصال دهی بر ناحیه اتصال فولاد زنگ‌نزن رسوب سخت‌شونده ۵-۱۵PH در شکل ۵ نشان داده شده است. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد زمان اتصال دهی تاثیر قابل ملاحظه‌ای بر اتصال دهی TLP مجموعه ۵-۱۵PH SS/BNi-3/15-۵PH SS دارد. با توجه به این تصاویر با افزایش زمان اتصال دهی، تیغه‌های مارتنزیتی و به دنبال آن بسته‌های مارتنزیتی درشت‌تر می‌شوند، به طوری که در زمان اتصال دهی ۳۰ min این بسته‌های مارتنزیتی به صورت درشتی قابل مشاهده هستند.

علاوه بر فلز پایه، ناحیه اتصال نیز با اعمال حرارت حین اتصال دهی TLP دستخوش تغییرات گسترده‌ای قرار می‌گیرد. در ناحیه اتصال، با توجه به اینکه زمان انجماد همدما کافی نبوده شاهد هر دو منطقه انجماد همدما و انجماد غیرهمدما هستیم. در حین گرمایش ناحیه اتصال، پس از رسیدن به نقطه ذوب لایه واسطه، به دلیل عدم وجود تعادل ترمودینامیکی در فصل مشترک جامد/مذاب، انحلال جزئی فلز پایه در لایه واسطه مذاب صورت می‌گیرد. این امر منجر به رسیدن ترکیب شیمیایی مذاب به ترکیب شیمیایی لیکوئیدوس تعادلی CL، دردمای اتصال دهی TB می‌شود و به محض رسیدن به تعادل موضعی، فرایند انحلال متوقف می‌شود [۹]. وجود ترکیبات تیره رنگ در تصویر ۴-الف بیانگر وجود عناصر زود ذوب و همچنین انجماد غیرهمدما است. به منظور بررسی دقیق تر ریزساختار از این نمونه تصویر SEM تهیه شد که شکل ۶ نشان‌دهنده تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی این نمونه است.

همانطور که از شکل فوق دریافت می‌شود، برخلاف کامل شدن انجماد همدما که از تشکیل فازهای بین فلزی ترد در مرکز اتصال جلوگیری می‌کند، رسوبات ثانویه در ریزساختار DAZ تا فاصله حدود ۳۰ μm از فصل مشترک با دو نوع متفاوت مورفولوژی، بلوکی و سوزنی شکل تشکیل می‌شوند. به علت نفوذ عناصر لایه واسطه به درون فلز پایه، کسر سطحی این رسوبات به صورت گرادیانی از فصل مشترک فلز به سمت فلز پایه کاهش می‌یابد که تشکیل نشدن این رسوبات در فواصل بسیار دور از فصل مشترک فلز پایه مرکز اتصال و همچنین مورفولوژی این رسوبات، نمایانگر تشکیل این رسوبات با واکنش نفوذی حالت جامد می‌باشد.

## 3-3- تاثیر عملیات حرارتی پیرسازی

از آنجایی که در دمای عملیات آنیل محلولی حد حلالیت مس در آهن ۷ درصد وزنی است و مقدار مس موجود در زمینه این فولاد تنها ۴ درصد است، در ساختار زمینه مس اضافی نداریم و تمام مس در زمینه حل می‌شود [۱۰]. از طرفی طبق شکل ۲ بعد از عملیات آنیل

microstructure and mechanical properties of Transient Liquid Phase (TLP) bonding of AISI321 stainless steel. *Journal of New Materials*, 7(28), 95-112.

7-Sun, Q. Q., & Lu, S. (2016). Elements diffusion and mechanical properties of 15-5PH stainless steel joint brazed with BNi-2 filler metal. In *Materials Science Forum* (Vol. 850, pp. 700-705). Trans Tech Publications Ltd.

8-Elyasi, M., Soleimanimehr, H., Maghsoudpour, A., & Akhavan Farid, A. (2022). The effect of H900 and H1150 heat treatment on the machinability of 15-5 PH stainless steel. *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*, 8(12), 11-20.

9-afari, M., Rafiei, M., & Mostaan, H. (2020). Effect of Temperature and Time on the Joint Properties of AISI420 Steel to SAF2507 Steel Produced by Transient Liquid Phase Process. *Journal of Advanced Materials in Engineering* (Esteghlal), 39(2), 65-80.

10-Bajguirani, H. H. (2002). The effect of ageing upon the microstructure and mechanical properties of type 15-5 PH stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 338(1-2), 142-159.

11-Te, R., & Zhang, Y. (2021). Strength-Toughness Improvement of 15-5PH Stainless Steel by Double Aging Treatment. *Journal of Shanghai Jiaotong University (Science)*, 1-10.

12-Lippold, J. C., & Kotecki, D. J. (2005). Welding metallurgy and weldability of stainless steels (p. 376).

.....

## پی نوشت

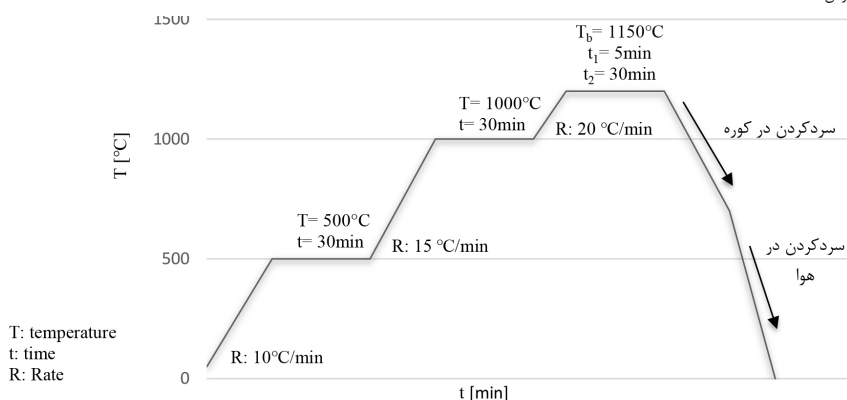
- 1- دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، ایران
- 2- دانشجوی کارشناسی، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، ایران
- 3- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندس معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، ایران
- 4- دانشجوی دکترا، دانشکده مهندس معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، ایران

جدول ۱- ترکیب شیمیایی و محدوده ذوب فلز پایه و لایه واسط (%wt)

| **T <sub>S</sub> | *T <sub>L</sub> | B   | C    | Si   | Mn   | P    | S     | Cr    | Mo   | Ni   | Cu   | Nb   | Fe        | ترکیب شیمیایی |
|------------------|-----------------|-----|------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|-----------|---------------|
| ۱۴۰۴°C           | ۱۴۴۰°C          | -   | ۰/۰۴ | ۰/۲۸ | ۰/۵۱ | ۰/۰۲ | ۰/۰۰۳ | ۱۴/۵۰ | ۱/۳۸ | ۵/۱۷ | ۱/۴۹ | ۰/۲۲ | پایه      | 15-5PH        |
| ۹۸۴°C            | ۱۰۵۴°C          | ۳/۲ | ۰/۰۶ | ۴/۵۰ | -    | -    | -     | ۷/۰   | -    | پایه | -    | -    | لایه واسط |               |

\*: دمای لیکوئیدوس

\*\* : دمای سالییدوس



شکل ۱- شماتیک سیکل حرارتی اعمالی به نمونه‌ها حین اتصال دهی TLP.

می‌یابد.

-استحکام برشی اتصال ایجاد شده در زمان اتصال بالا بیشتر از استحکام برشی در زمان ۵ min است، زیرا مناطق انجماد غیرهمدما که باعث سهولت شکست در نمونه‌ها می‌شدند وجود ندارند.

## منابع

1-Weinberger, T., Enzinger, N., & Cerjak, H. (2009). Microstructural and mechanical characterisation of friction stir welded 15-5PH steel. *Science and technology of welding and joining*, 14(3), 210-215.

2-Ahmad, M., Casey, M., & Sürken, N. (2009). Experimental assessment of droplet impact erosion resistance of steam turbine blade materials. *Wear*, 267(9-10), 1605-1618.

3-Herny, E., Lours, P., Cloue, J. M., Lagain, P., Perusin, S., Jourdain, E., & Andrieu, E. (2008). Local Mechanical and Microstructural characterization of electron beam welded 15-5PH stainless steel.

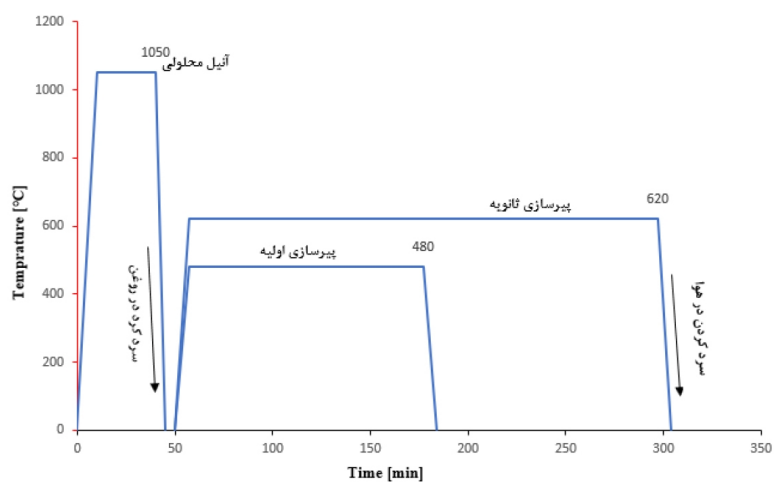
4-Liu, W., Ma, J., Atabaki, M. M., Pillai, R., Kumar, B., Vasudevan, U., ... & Kovacevic, R. (2015). Hybrid laser-arc welding of 17-4 PH martensitic stainless steel. *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, 2(2), 74-90.

5-Jafari, M., Rafiei, M., & Mostaan, H. (2020). Effect of Temperature and Time on the Joint Properties of AISI420 Steel to SAF2507 Steel Produced by Transient Liquid Phase Process. *Journal of Advanced Materials in Engineering* (Esteghlal), 39(2), 65-80.

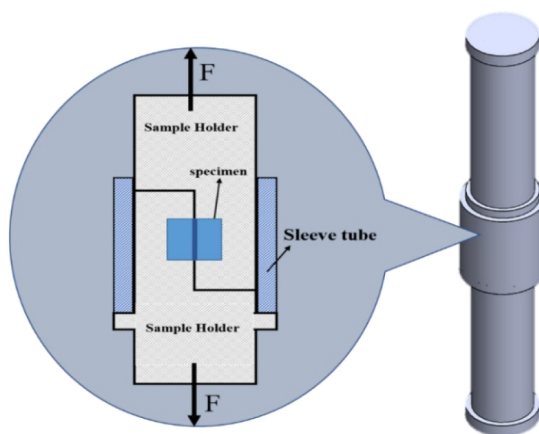
6-Misaghi, M. A., & Bakhtiari, R. (2017). Effect of temperature and time, the interlayer on



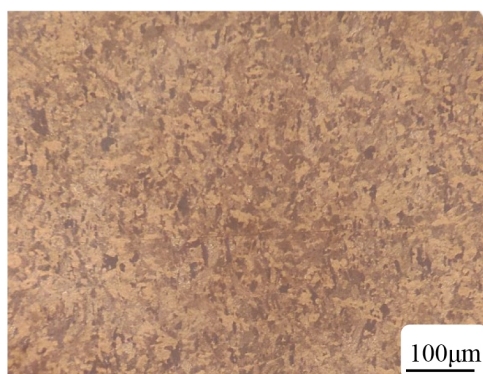
# Welding Research



شکل ۲- سیکل عملیات حرارتی نمونه‌های اتصال‌دهی TLP.

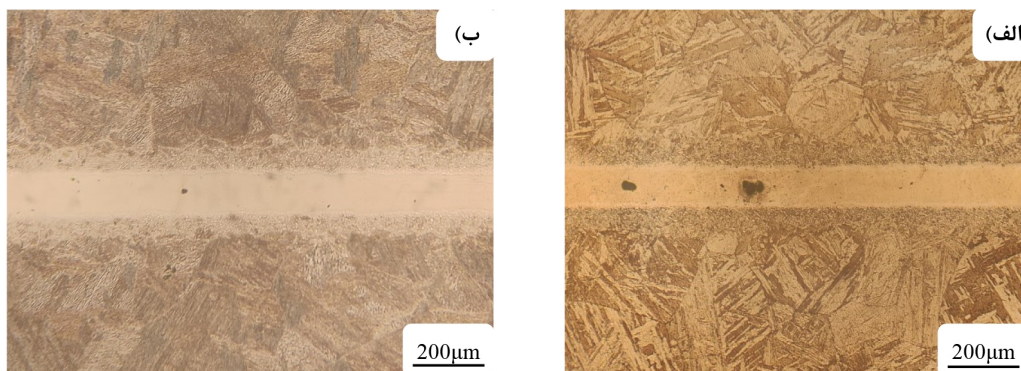


شکل ۳- تصویر نگهدارنده قطعات در آزمایش ارزیابی استحکام کششی برشی.

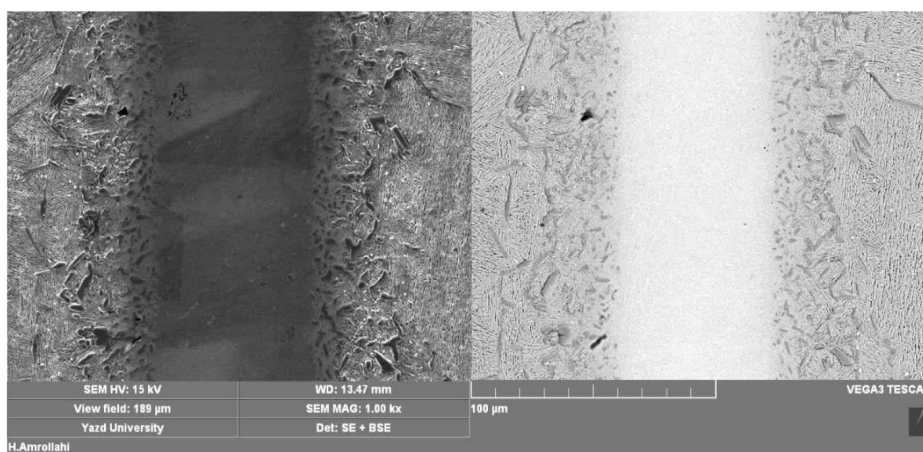


شکل ۴- تصاویر دریافتی از ریزساختار فلز پایه در دو بزرگنمایی متفاوت.

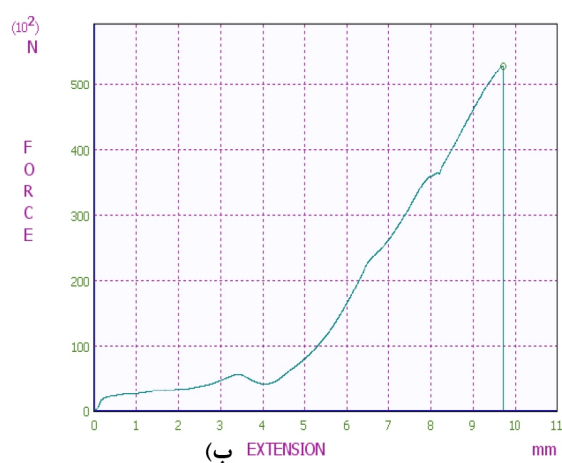
# Welding Research



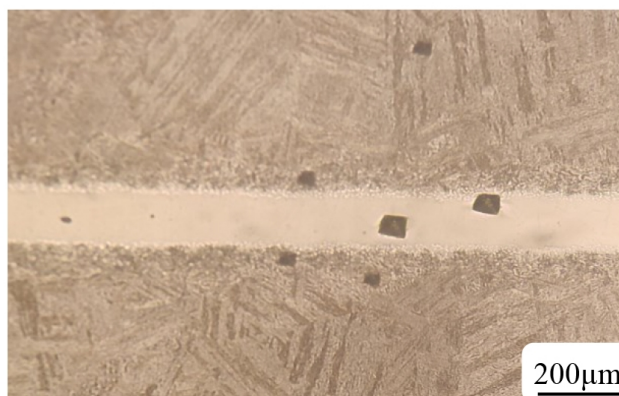
شکل ۵- تاثیر زمان اتصال دهی بر ریزساختار موضع اتصال الف- زمان ۵ min ، ب- ۳۰ min.



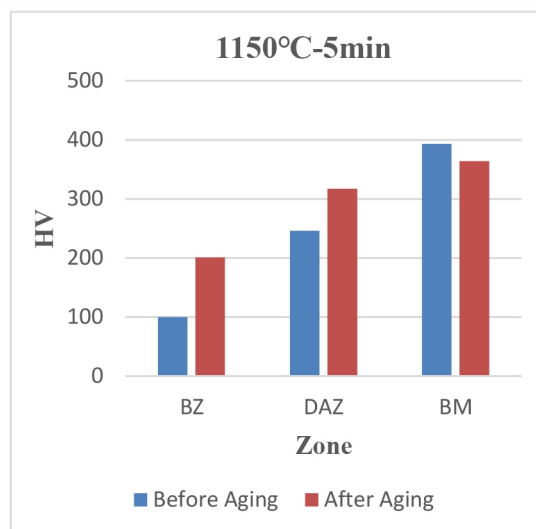
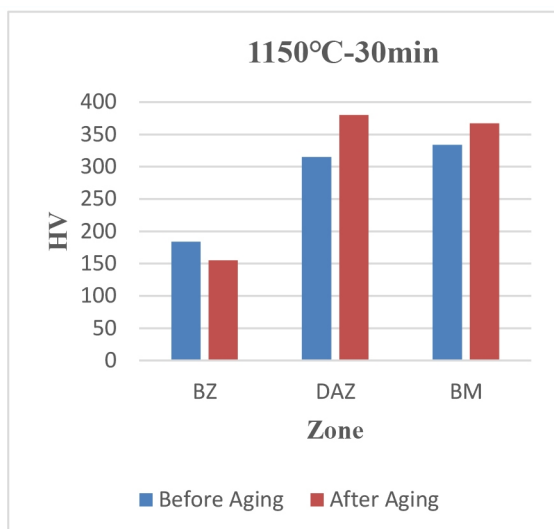
شکل ۶- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) ناحیه اتصال در زمان ۳۰ min.



شکل ۷- استحکام کششی دو نمونه اتصال TLP فولاد 15PH-5 در دمای ۱۱۵۰ °C: الف- زمان ۵ min ، ب- زمان ۳۰ min.



شکل ۸- تصویر اندازه اثر حاصل از ایندنتور سختی سنجی در نمونه اتصال دهی شده در دمای ۱۱۵۰ و زمان ۳۰ min.



شکل ۹- ریزسختی نواحی مختلف اتصال، قبل از پیرسازی و بعد از پیرسازی در دو زمان متفاوت.

## ارزیابی تأثیر نیکل بر استحکام خستگی فلز جوش ایجاد شده از الکتروود E7018-G

مرزیه دهقانی<sup>۱</sup>، مسعود مصلاهی پور<sup>۲</sup>، سیدصادق قاسمی<sup>۳</sup>، محمد هدایتی آینده<sup>۴</sup>، مجید فاخری<sup>۵</sup>

### چکیده

در این پژوهش، تأثیر نیکل بر استحکام خستگی فلز جوش راسب شده از الکتروود E7018-G مورد ارزیابی و بررسی واقع شد. بدین منظور الکترودهایی با درصدهای مختلف نیکل ساخته و با استفاده از فرایند جوشکاری قوس دستی (SMAW) بر فولاد St-37 جوشکاری شد. ریزساختار، خواص کششی و خستگی فلز جوش حاصله از الکترودهای ساخته شده ارزیابی شد. مطالعات ساختاری آشکار نمود که با افزایش نیکل در ترکیب شیمیایی فلز جوش تا ۱،۲۲ wt%، مقدار فریت سوزنی افزایش و در مقابل فریت توده‌ای و فریت ویدمن‌اشستان در فلز جوش کاهش می‌یابد. با افزایش مقدار نیکل در مقادیر بیش از ۱،۲۲ wt%، تاحدودی مقدار فریت سوزنی در فلز جوش کاهش و مقدار فاز مارتنزیت و فریت ویدمن‌اشستان افزایش می‌یابد. مطالعات خواص مکانیکی حاکی از افزایش استحکام کششی فلز جوش و افزایش خستگی فلز جوش حاصله با افزایش مقدار نیکل آن بود.

کلمات کلیدی: E7018-G، ریزساختار، SMAW، فریت، خستگی.

### ۱- مقدمه

خستگی را می‌توان توسعه تغییر فرم مومسان موضعی ایجاد شده تحت بارگذاری دینامیکی در مواد تعریف نمود. خستگی عامل اصلی از کار افتادگی اغلب قطعات مهندسی در صنعت می‌باشد. ترک خستگی در مناطق تحت تمرکز تنش و یا حساس از قطعه ایجاد و در امتداد مسیرهایی با مقاومت کم در مقابل اشاعه ترک اشاعه می‌یابد. از نواحی حساس به ایجاد ترک خستگی در یک سازه جوشکاری شده، می‌توان به نواحی جوش آن اشاره نمود. مطالعات آماری نشان می‌دهد که درصد بالایی از تخریب و از کار افتادگی سازه‌ها مربوط به خستگی اتصالات آن سازه‌ها می‌باشد. جوشکاری از جمله تکنیک‌های بسیار رایج و پرکاربرد در صنایع مختلف از قبیل خودروسازی، ساختمان‌سازی، کشتی‌سازی، ساخت ماشین آلات صنعتی و غیره می‌باشد. خصوصیات از قبیل تنوع ترکیب شیمیایی الکتروود، قابلیت جوشکاری در وضعیت‌ها و شرایط مختلف، سهولت اجراء و غیره، فرایند جوشکاری قوس دستی (SMAW) را از دیرباز تا کنون مورد توجه صنعت و پژوهش قرار داده است. امروزه در نظر گرفتن استحکام خستگی و رفتار شکست اتصالات جوشی جزء مهم‌ترین موارد مطرح شده در طراحی و ساخت سازه‌های مهندسی

تحت بارهای دینامیکی مانند پل‌ها، سازه‌های فولادی، کشتی‌ها و غیره می‌باشد. Magudeeswaran et.al [1] رفتار خستگی فولاد کوئینچ و تمپر شده (QT) جوشکاری شده با فرایندها و فلزهای پرکن مختلف را بررسی و گزارش نمودند که فرایند SMAW موجب بهبود رفتار خستگی و همچنین فلز پرکن فولاد فریتی کارآمدی بیشتر از فلز پرکن فولاد آستنیتی زنگ‌زن دارد. Xiong و Hu [2] اشاعه ترک در اتصالات جوشی ایجاد شده بر فولاد Q345 را بررسی و گزارش نمودند که برخلاف اشاعه ترک در فلز پایه که مستقل از نسبت تنش ( $\sigma_{min}/\sigma_{max}$  or R) می‌باشد، در فلز جوش با افزایش R، نرخ اشاعه‌ی ترک خستگی افزایش می‌یابد. از فاکتورهای تأثیرگذار بر استحکام خستگی نمونه‌های جوشکاری شده می‌توان به تنش‌های پسماند در ناحیه جوش اشاره نمود. Gao et al. [۳] گزارش نمودند که ضربه‌زنی آلتراسونیک و یا مکانیکی فلز جوش ایجاد شده در جوشکاری زیر آب (under water wet welds) موجب ایجاد تنش پسماند فشاری در موضع جوش و در نتیجه افزایش استحکام خستگی آن می‌شود.

از عوامل تأثیرگذار بر استحکام خستگی فلز جوش می‌توان به ترکیب شیمیایی فلز جوش اشاره نمود. تحقیقات Shahi و Malhotra [4] خصوص تأثیر نوع فلز پرکن بر رفتار خستگی فلز جوش ایجاد شده با فرایند GTAW بر فولاد زنگ‌زن آستنیتی ۳۱۶ آشکار نمود که استفاده از فلز پرکن ER 347 (فلز پرکن حاوی Nb) موجب کاهش استحکام خستگی فلز جوش در مقایسه با فلز پرکن مشابه با فلز پایه (ER 316L) می‌شود. عنصر آلیاژی نیکل به دلیل تأثیرات مطلوبی که بر چقرمگی و استحکام فلز جوش فولادهای سازه‌ای (structural steels)، عنصری مهم در فرمول‌بندی الکترودهای جوشکاری این دسته از فولادهای می‌باشد. نیکل نقش مهمی در استحکام بخشی از طریق تشکیل محلول جامد و ریز کردن دانه‌ها در فولادهای ایفا می‌کند. همچنین نیکل تأثیر بسزایی در اصلاح و بهسازی ساختار فلز جوش (افزایش کسر حجمی فریت سوزنی با کاهش قابل ملاحظه فریت ویدمن‌اشستان و مرز دانه‌ای در ریزساختار فلز جوش) دارد. Tavera et. al. [۵] تأثیر مقدار نیکل (در گستره wt% ۲،۸-۹،۸) بر رفتار خستگی فلز جوش ایجاد شده در فولاد زنگ‌زن دو فازی در محیط‌های اتمسفر معمولی و خورنده آب دریا را مورد مطالعه قرار دادند. آن‌ها گزارش نمودند که با افزایش مقدار نیکل از ۲،۸ تا ۹،۸٪ در فلز جوش، استحکام خستگی در اتمسفر معمولی نمونه‌های جوشکاری شده بهبود می‌یابد. اما در محیط خورنده آب دریا بهترین رفتار خستگی مربوط به فلز جوش



نیکل) ۸ نمونه جهت انجام آزمون خستگی و رسم گراف S-N آماده شد. نظر به حساسیت زیاد آزمون خستگی به کیفیت سطحی، نمونه‌های خستگی قبل از انجام آزمون با استفاده از سنباده‌های شماره ۱۰۰ تا ۲۵۰۰ پولیش شدند. آزمایش‌های خستگی با دستگاه LIMITED HI-TECH انجام شد. سطوح شکست نمونه‌های خستگی با میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Seron 2300c بررسی شکست‌نگاری شدند.

## 3- نتایج و بحث

3-1- ارزیابی ترکیب شیمیایی فلزهای جوش ایجاد شده  
آنالیز ترکیب شیمیایی فلز جوش حاصل از الکترودهای E7018G حاوی مقادیر مختلف نیکل در جدول (۲) ارائه شده است. مطابق انتظار تنها درصد نیکل در گستره wt% ۰.۶۵-۰.۲ تغییر و مقادیر سایر عناصر تقریباً ثابت می‌باشد که دلالت بر بازایی بالای ۹۰٪ عنصر نیکل از پوشش الکترود به فلز جوش دارد.

## 3-2- تأثیر نیکل بر ساختار فلز جوش

تصویر ماکروسکوپی (درشت‌ساختاری) فلز جوش در شکل (۲) نشان داده شده است. مطالعات درشت‌ساختاری جوش‌های حاصل از هر پنج دسته الکترود (حاوی مقادیر مختلف نیکل) دلالت بر عدم حضور عیب (ترک و حفره‌های گازی، عدم امتزاج و غیره) در فلز جوش تمامی نمونه‌ها داشت که مؤید نتایج حاصل از آزمون پرتونگاری (RT) بود. در جوش‌های چندپاسه، گرمای ورودی ناشی از پاس بعدی موجب ایجاد دو منطقه قابل تفکیک (الف) منطقه ستونی (AWZ) و (ب) منطقه مجدداً گرم شده (RHZ) در فلز جوش می‌شود. براساس دیاگرام‌های سرد شدن پیوسته (CCT) و مطالعات دیلاتومتری می‌توان توالی انجماد فلز جوش در فولادهای ساده کربنی را بدین صورت در نظر گرفت که انجماد فلز جوش با رشد رونشستی فریت دلتا (δ) از فصل مشترک فلز پایه و فلز جوش شروع [۶] و در جهت عمود بر این فصل مشترک با مورفولوژی ستونی رشد می‌نماید (مکانیزم رشد رقابتی). در ادامه با کاهش دما فریت دلتا دستخوش استحاله حالت جامد δ→γ می‌شود. فاز آستنیت (γ) بر مرز دانه‌های δ→δ جوانه زده و همانند فاز γ تشکیل دانه‌های ستونی به سمت مرکز حوضچه را می‌دهد. فاز γ حین سرد شدن در زیر دمای A<sub>3</sub> شروع به تجزیه به فاز فریت با مورفولوژی‌های مختلف از قبیل فریت توده‌ای (BF)، فریت مرز دانه‌ای (GF)، چندوجهی (PF)، ویدمن‌اشاتن (WF) و فریت سوزنی (AF) می‌شود. تشکیل و میزان هر کدام از این فازها به ترکیب شیمیایی و سرعت سرد شدن فلز جوش بستگی دارد. به عنوان مثال WF در تحت تبریدهای بیشتر و با سینتیک سریع‌تری از BF تشکیل می‌شود. AF در دماهای پایین‌تر از دمای تشکیل WF و در صورت باقی‌ماندن γ در ساختار تشکیل می‌شود. ماهیت چقرمه AF موجب کارآمدی این فاز در ساختار فلز جوش فولادهای ساده کربنی و کم‌آلیاژی می‌باشد، ب عبارت دیگر مطلوب‌ترین ساختار در این گروه از فولادها،

حاوی ۴.۷٪ نیکل بود. به عبارت دیگر خوردگی در محیط خورنده آب دریا با افزایش مقدار نیکل فلز جوش از مقدار ۴.۷٪ تا ۸.۹٪ دستخوش تغییر محسوسی نمی‌شود. نظر به گستره نسبتاً وسیع نیکل در ترکیب شیمیایی استاندارد الکترود E7018-G و تأثیرات مطلوب این عنصر بر خواص مکانیکی و شیمیایی فلز جوش و قیمت بالای نیکل و همچنین زمینه کاربرد این دسته از الکترودها که برای جوشکاری سازه‌های تحت بارگذاری دینامیکی می‌باشد، در این پژوهش تأثیر مقدار نیکل بر ساختار، رفتار کششی و خستگی فلز جوش حاصل از الکترود E7018-G به منظور بهینه نمودن مقدار نیکل در ترکیب شیمیایی این الکترود مورد ارزیابی و تحلیل واقع شد.

## 2- مواد و روش تحقیق

به منظور ارزیابی تأثیر درصد نیکل بر ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش حاصل از الکترودها E7018-G، پنج دسته الکترود با مقادیر مختلف نیکل در محدوده مجاز ترکیب شیمیایی استاندارد الکترودهای E7018-G (مطابق با استاندارد AWS-A5.5) طراحی و در شرکت الکترود یزد تولید شد. نیکل به فرم فرونیکل به پوشش الکترود اضافه و مقدار آن بگونه‌ای انتخاب شد که فلز جوش حاصله شامل مقادیر (wt% ۰.۱۲, ۰.۱۶, ۰.۲۲, ۰.۲۴, ۰.۲۸, ۰.۳۵) مقدار نیکل باشد. تعیین ترکیب شیمیایی فلز جوش مطابق استاندارد AWS-A5.5 و با دستگاه کوانتومتری مدل ARL-3460 استفاده شد. جوشکاری به روش قوس الکترود دستی (SMAW) بر تست کوپن‌هایی استاندارد از جنس فولاد DIN-St37 با ضخامت ۱۳mm و ابعاد ۳۰×۱۵۰×۳ mm انجام شد. جوشکاری در وضعیت تخت و مطابق با جزئیات ارائه شده در جدول (۱) در ۱۲ پاس انجام شد. دمای بین پاسی با ترموکوپل لیزری کنترل و در محدوده °C ۱۸۵±۵ بود. بعد از انجام جوشکاری و تمیزکاری از آزمون پرتونگاری (RT) برای بررسی صحت جوش‌های ایجاد شده استفاده شد که بررسی‌های RT حاکی از عدم تشکیل عیب در جوش‌های ایجاد شده بود. نمونه‌های متالوگرافی از مقطع عرضی جوش بریده شده و پس از عملیات آماده‌سازی سطحی (سنباده‌های مختلف و پولیش با امولسیون حاوی پودر آلومینای ۰.۲ μm) با محلول اچ نایتال ۵% (5ml HNO<sub>3</sub> + 95ml C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH) به مدت ۵sec اچ و با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل Olympus بررسی شدند. بررسی‌های درشت‌ساختاری با میکروسکوپ نوری استریو مدل ZSM-1001 انجام گرفت.

از آزمون کشش برای بررسی تأثیر نیکل بر استحکام فلز جوش استفاده شد. نمونه‌های آزمون کشش با طول سنج ۲۵.۴mm در راستای طول فلز جوش تهیه گردید و آزمون کشش با دستگاه SANTAM STM-400 با سرعت کشش ۱۰mm/min در دمای محیط (۲۵ °C) انجام شد. نمونه‌های آزمون خستگی با دستگاه تراش CNC مطابق شکل (۱) از مقطع عرضی قطعات جوشکاری شده برش زده شد. از هر قطعه جوشکاری شده (به‌ازای هر درصد

در هر سیکل کاهش یافته است، بدلیل سختی پایین فاز فریت، ترک تمایل به رشد در این فاز را داشته و هرچه درصد فاز فریت بیشتر باشد ترک سریعتر در کل ساختار گسترش می‌یابد. از طرفی با افزایش نیکل جزایر مارتنزیت-آستنیت نیز در ساختار افزایش می‌یابد که به عنوان یک مانع قوی در سر راه رشد ترک عمل می‌کند. بنابراین ترک قفل شده و ترک های ثانویه جدیدی از ترک اصلی انشعاب می‌یابد. لذا آهنگ رشد ترک کاهش یافته و حد خستگی افزایش می‌یابد.

#### 4- نتیجه گیری

نتایج آزمایش های و مطالعات صورت گرفته نشان داد که:

- افزایش درصد نیکل در ترکیب شیمیایی فلز جوش در محدوده 0/2 - 1/22 درصد وزنی موجب افزایش درصد فریت سوزنی و کاهش مقدار فریت توده ای و ویدمن اشتاتن هم در منطقه ستونی و هم در منطقه مجدداً حرارت دیده دانه درشت می‌شود.
- افزایش مقدار نیکل باعث اصلاح و یکنواختی و ریزتر شدن فازها در ناحیه ستونی و مجدداً حرارت دیده می‌شود.
- افزایش مقدار نیکل در ترکیب شیمیایی فلز جوش باعث افزایش جزایر مارتنزیت - آستنیت می‌شود.
- در مقادیر نیکل بالا (1/65 Ni) تا حدودی کسر حجمی فریت سوزنی کاهش یافته و در مقابل فاز مارتنزیت و فریت ویدمن اشتاتن افزایش می‌یابد.
- افزایش مقدار نیکل در ترکیب شیمیایی فلز جوش، باعث افزایش استحکام کششی و استحکام خستگی فلز جوش شده، به طوری که بالاترین استحکام خستگی مربوط به الکتروود E7018-G با 1/65 درصد نیکل می‌باشد.
- بررسی سطوح شکست نمونه ها نشان داد که با افزایش نیکل فاصله بین خطوط خستگی کاهش می‌یابد. به عبارتی با افزایش نیکل تا 1/65 درصد وزنی میزان پیشروی ترک ها در هر سیکل کاهش یافته و حدخستگی افزایش می‌یابد.

#### تقدیر و تشکر

از مدیریت محترم شرکت تولیدی و صنعتی الکتروود یزد به پاس مساعدت در انجام این پژوهش و هم چنین از پرسنل زحمتکش این مجموعه بـــه پاس همکاری در انجام این پژوهش نهایت تشکر و قدردانی می‌گردد.

#### منابع

- 1-Magudeeswaran, G. Balasubramanian, V. Madhusudhan Reddy, G. "Effect of welding processes and consumables on fatigue crack growth behaviour of armour grade quenched and tempered steel joints". Defence Technology 10(2014), pp. (47-59).
- 2-Xiong, Y. Hu,x.x., "The effect of microstructures on fatigue crack growth in Q345 steel welded joint".

ساختاری غنی از AF (حاوی حداکثر ۶۰-۷۰٪ فریت سوزنی) می‌باشد. AF بر ذرات ناخالصی عمدتاً اکسیدی (اکسید تیتانیم) جوانه و بصورت سوزن های کوتاه فریت به صورت تصادفی در جهات مختلفی رشد می‌نماید [۷-۱۰].

تأثیر نیکل بر ریزساختار منطقه ستونی در فلز جوش در شکل (۳) نشان داده شده است. با افزایش نیکل در ترکیب شیمیایی فلز جوش در محدوده 0- ۱,۲۲ wt% مقدار AF در منطقه ستونی افزایش و در مقابل فازهای BF و WF در AWZ کاهش می‌یابد. افزایش مقدار نیکل در مقادیر بیش از ۱,۲۲ wt% تا حدودی مقدار فاز AF در فلز جوش ستونی کاهش و در مقابل تشکیل فاز مارتنزیت و افزایش مقدار WF رخ می‌داد.

گزارش هایی [۱۱-۱۴] در خصوص کاهش مقدار AF و در مقابل افزایش WF و تشکیل فاز مارتنزیت در فلز جوش حاوی مقادیر زیاد نیکل ارائه شده است. این محققین علت را افزایش سختی پذیری فلز جوش با افزایش نیکل بیان نمودند. تغییرات ساختاری در منطقه مجدداً گرم شده برحسب مقدار نیکل فلز جوش در شکل (۴) نشان داده شده است همان گونه که در این شکل دیده می‌شود ریزساختار RHZ شامل دانه های فریت هم محور و بسته های سیاه رنگ پرلیت و مارتنزیت در بین دانه های فریت می‌باشد. تشکیل دانه های فریت هم محور در RHZ را می‌توان به نرماله شدن دانه ها در این منطقه نسبت داد. به عبارت دیگر افزایش دما تا دماهای بالای A<sub>3</sub> و سرعت نسبتاً بالای سرد شدن موجب نرماله شدن دانه ها در RHZ می‌شود.

#### 3-3- تأثیر نیکل بر خواص کششی و خستگی فلز جوش

تغییرات استحکام کششی فلز جوش برحسب مقدار نیکل در شکل (۴) ارائه شده است. این افزایش استحکام را می‌توان به قابلیت استحکام بخشی نیکل از طریق محلول جامد [۱۵ و ۱۶] و همچنین کاهش فریت توده ای در ساختار فلز جوش نسبت داد. در شکل (۵) تأثیر نیکل بر منحنی خستگی (Wohler) فلز جوش ارائه شده است. همانگونه که در این شکل دیده می‌شود با افزایش مقدار نیکل در فلز جوش سطح زیر منحنی افزایش می‌یابد. به عبارتی استحکام خستگی با افزایش نیکل افزایش یافته است. با افزایش نیکل موجود در فلز جوش مقدار فریت سوزنی و جزایر پراکنده مارتنزیت - آستنیت نیز به طور پیوسته افزایش می‌یابد که باعث افزایش سختی فلز جوش نیز می‌شود.

بنابر تحقیقات قبلی صورت گرفته در این زمینه، فریت سوزنی سختی بالاتری نسبت به دیگر مورفولوژی های فریت دارد. بدلیل اینکه خسارت خستگی عمدتاً با تغییر شکل پلاستیک ایجاد می‌شود لذا با افزایش استحکام تسلیم قطعه فلزی، حدخستگی نیز افزایش می‌یابد.

تصاویر حاصل از بررسی سطوح شکست نمونه های خستگی در شکل (۶) نشان داده شده است. همانگونه که از قسمت های مختلف این شکل برداشت می‌شود با افزایش نیکل فاصله بین خطوط خستگی کمتر شده است یعنی با افزایش نیکل میزان پیشروی ترک

the microstructure and mechanical behavior of C-Mn weld metals". Esacta, Sao Paulo, Vol. 5, pp. 177-183, (2007).

12-Zhang. Z. and Farrar R.A, "Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of C-Mn-Ni Weld Metals". Welding Research Supplement, pp. 183-196, (1997).

13-G. M. Evans, "The Effect of Nickel on microstructure and properties of C-Mn all weld metal deposits". Weld. Res. Abroad 41, (1991).

14-Guo. N, Liu. D, Guo. W, Li. H and Feng. J, "Effect of Ni on microstructure and Mechanical properties of underwater wet welding joint". Materials & Design, Vol. 77, pp. 25-31, (2015).

15-Yin. S.K, Wang. Y.S, Peng. Y, "Microstructure character and its effect on toughness for weld metals with different strength grades". Journal of Iron and Steel Research, International, Vol. 26, pp. 55-60, (2014).

16-Kandavel. T.K, Chandramouli. R, Karthikeyan. P, "Influence of alloying elements and density on aqueous corrosion behaviour of some sintered low alloy steels". Materials & Design, Vol. 40, pp. 336-342, (2012).

.....

## پی نوشت

1- کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

2- دانشیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

3- دانشیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

4- دانشجوی دکتری، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

5- مدیر تحقیق و توسعه شرکت الکترو یزد، یزد، ایران

2011.

3-Gao, W., Wang, D., Cheng, F., Deng, C., Liu, Y., Xu, W. "Enhancement of the fatigue strength of underwater wet welds by grinding and ultrasonic impact treatment". Journal of Materials Processing Technology (2015), volume 223, pp. (305-312).

4-Malhotra1, Dikshant. Shahi, A.S. "Weld metal composition and aging influence on metallurgical, corrosion and fatigue crack growth behavior of austenitic stainless steel welds". 2019.

5-Tavara, S. A , Chapetti, M. D ,Otegu, J.L, Manfredi, C. "Influence of nickel on the susceptibility to corrosion fatigue of duplex stainless steel welds". International Journal of Fatigue 23(2001), pp 619-626.

6-Esterling, KE. Introduction to physical metallurgy of welding. 1st ed. London: Butterworths;(1985).

7-Yang. J.R, Huang. C.Y, Huang. C.F, Aoh. J.N, "Influence of acicular ferrite and bainite microstructures on toughness for an ultra-low-carbon alloy steel weld metal". Journal of Materials Science Letters, pp. 1290-1293, (1993).

8-Byun. J.S, Shim. J.H, Suh. J.Y, Oh. Y.J, Cho. Y.W, Shim. J.D, Lee. D.N, "Inoculated acicular ferrite microstructure and mechanical properties". Materials Science and Engineering A319-321, pp. 326-331, (2001).

9-Honeycombe. R.W.K, Bhadeshia. H.K.D.H, Steels: microstructure and properties, 3rd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann Publications, (2006).

10-Sindo Kou, Welding metallurgy, 2nd ed., published by John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, pp. 232-234, (2003).

11- Trindade. V. B. T, Payao. J. da C, Souza. L. F.G, Paranhos. R. da R; "The Role of Addition of Ni on

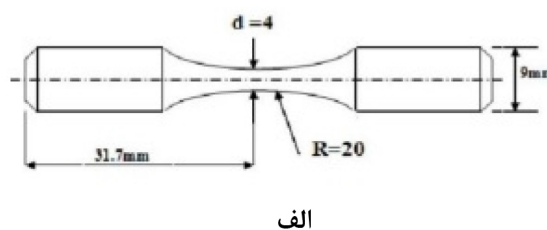
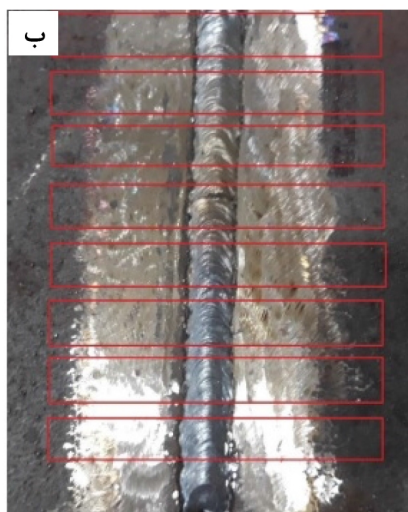
# Welding Research

جدول ۱- پارامترهای فرایند جوشکاری SMAW مورد استفاده در پژوهش.

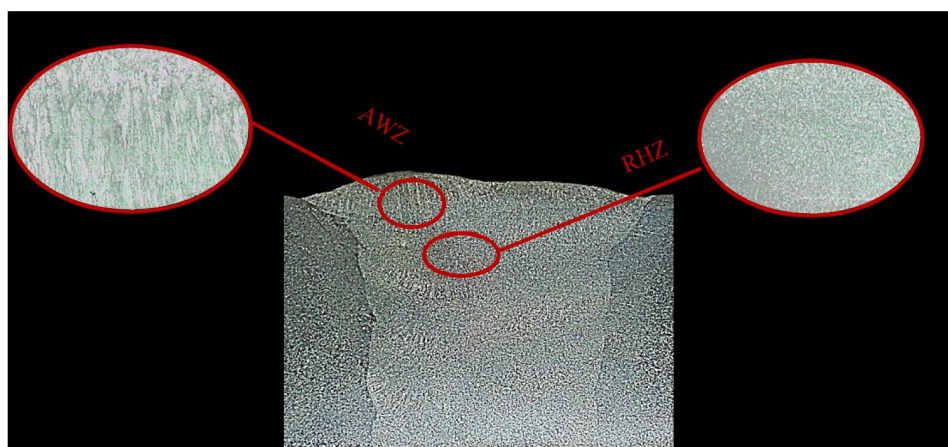
| فرآیند | جریان الکتریکی |           | ولتاژ (V) | سرعت جوشکاری (mm/s) | حرارت ورودی (kJ/mm) |
|--------|----------------|-----------|-----------|---------------------|---------------------|
|        | پلاریته        | جریان (A) |           |                     |                     |
| SMAW   | DCEP           | 140       | 21±1      | 2-3                 | 0.9-1.4             |

جدول ۲- ترکیب شیمیایی فلز جوش حاصل از الکترودها.

| Alloying element<br>Electrode ID | %C   | %Si  | %Mn  | %P    | %S    | %Cr  | %Ni  | %Mo    | %V   |
|----------------------------------|------|------|------|-------|-------|------|------|--------|------|
| E7018-G-0.21                     | 0.06 | 0.33 | 1.40 | 0.016 | 0.009 | 0.02 | 0.21 | <0.001 | 0.01 |
| E7018-G-0.6                      | 0.06 | 0.31 | 1.42 | 0.014 | 0.009 | 0.02 | 0.61 | 0.002  | 0.01 |
| E7018-G-0.8                      | 0.05 | 0.48 | 1.35 | 0.020 | 0.012 | 0.02 | 0.84 | 0.021  | 0.06 |
| E7018-G-1.2                      | 0.05 | 0.46 | 1.06 | 0.020 | 0.015 | 0.02 | 1.22 | 0.011  | 0.01 |
| E7018-G-1.7                      | 0.05 | 0.55 | 1.30 | 0.018 | 0.013 | 0.02 | 1.65 | <0.001 | 0.01 |

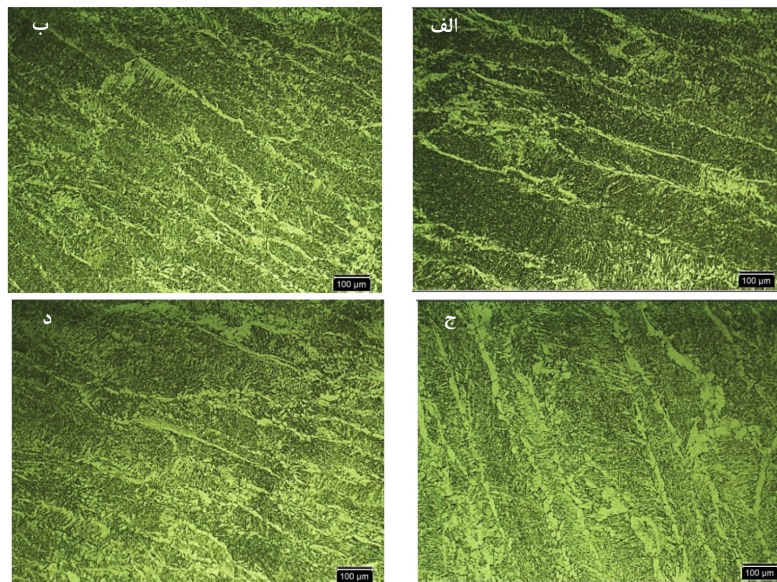


شکل ۱- ابعاد الف و شماتیک موضع برش نمونه‌ها از صفحات فلزی جوشکاری شده (ب).

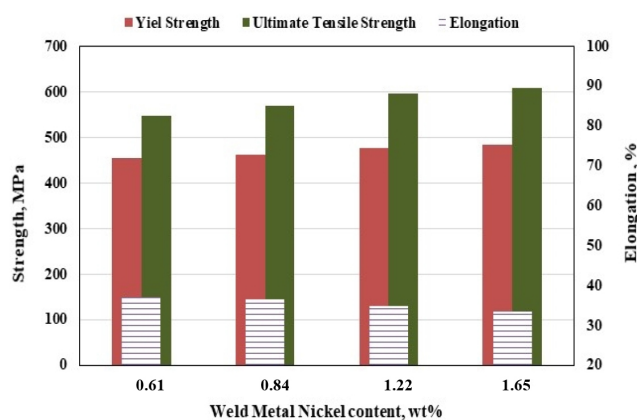


شکل ۲- تصویر ماکروسکوپی یک نمونه جوش چندپاسه.

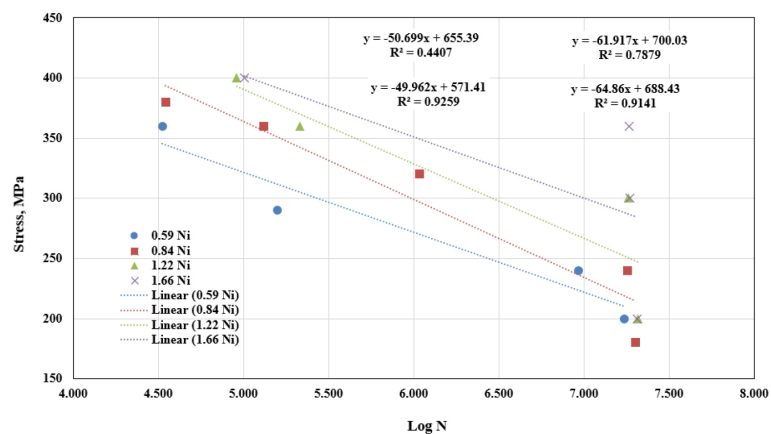




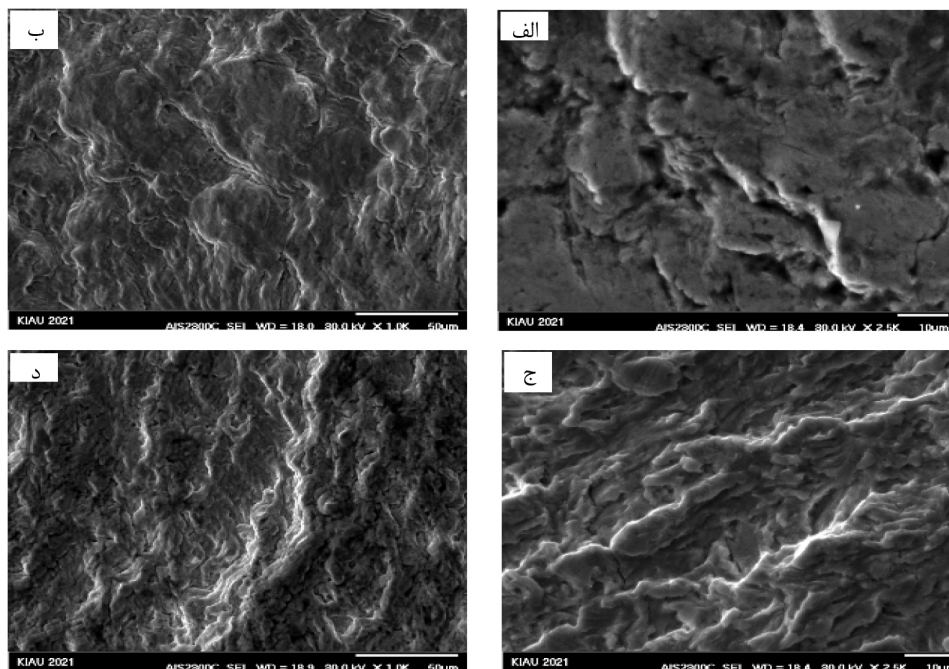
شکل ۳- تأثیر نیکل بر ریزساختار ناحیه ستونی فلزجوش. الف- Ni ۰٫۶۱٪ ، ب- Ni ۰٫۸۴٪ ، ج- Ni ۱٫۲۲٪ ، د- Ni ۱٫۶۵٪.



شکل ۴- تغییرات استحکام تسلیم و نهایی و درصد ازدیاد طول برحسب مقدار نیکل موجود در فلزجوش.



شکل ۵- تأثیر نیکل استحکام خستگی (نمودار S-N) فلزجوش راسب شده از الکترود E7018-G.



شکل ۶- تأثیر مقدار نیکل فلزجوش بر مسیر پیشروی ترک. الف- Ni ۰,۶۱٪ ب- Ni ۰,۸۴٪ ج- Ni ۱,۲۲٪ د- Ni ۱,۶۵٪

# نشریه علم پژوهش علوم و فناوری جوشکاری ایران

دانشگاه صنعتی امیرکبیر  
انستیتو جوشکاری ایران

دانشگاه صنعتی امیرکبیر  
انستیتو جوشکاری ایران

دانشگاه صنعتی امیرکبیر  
انستیتو جوشکاری ایران

دانشگاه صنعتی امیرکبیر  
انستیتو جوشکاری ایران

E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-643X

Journal of  
Welding Science and Technology of Iran

Volume 6 Number 3, 2022

Effect of diffusion bonding temperature on microstructure properties of Zr/Ti interlayer in the diffusion bonded joints of Zr702 to A516 steel

A. Pourjafar<sup>1</sup>, R. Dehmolaei<sup>1,2</sup>, S.R. Alavi Zaree<sup>3</sup>, Kh. Ranjbar<sup>4</sup>, M. Tavakoli Shoushtar<sup>1</sup>

1- Department of Materials Science & Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran  
2- Steel Research Center, Shahid Chamran University of Ahvaz, Khuzestan Omin Steel Co.  
3- Steel Research Center, Shahid Chamran University of Ahvaz, Khuzestan Omin Steel Co.  
4- Steel Research Center, Shahid Chamran University of Ahvaz, Khuzestan Omin Steel Co.

Received 10 June 2022 - Accepted 11 October 2022

**Abstract**

In this study, the effect of temperature on the microstructure and reactive layer at the interface between the Ti interlayer and the base metal related to the diffusion bonding of Zr702 to A516 low alloy steel was investigated. The joining was done using the spark plasma sintering technique at temperatures of 900, 950 and 1000°C for 30 minutes. Field Emission Scanning Electron Microscope (FESEM) equipped with EDS analysis was used to investigate the microstructure of the interfaces in various joints. Investigations showed that at all temperatures, with the diffusion of atoms and the formation of a reactive layer between the Ti interlayer and Zr702, no intermetallic phases, cracks, porosity and discontinuities were formed at their interfaces. Three solid solution phases are detected in the bonding interface ( $\alpha + \beta$ ,  $\delta$ ,  $\epsilon$  and  $\zeta$ ). It was found that increasing the bonding temperature did not cause the formation of new phases and compounds in the interface and only increased the thickness of the reaction layer. The measurement of the thickness of the reactive layer showed that the maximum and minimum amounts of diffusion were 84 microns at 1000 °C and 64 microns at 900 °C respectively.

**Keywords:** Diffusion bonding, Inter-layer, Interface, reaction layer, Zr702, SPDS Technique.

Corresponding Author: [rdmoholaei@scu.ac.ir](mailto:rdmoholaei@scu.ac.ir)

مجموعه علمی و فناوری جوشکاری ایران، سال شانزدهم، پاییز و زمستان ۱۴۰۱، شماره ۳: ۱-۸

مقاله اتصال پاشنای از فولاد رنگداری A516 به پایه فولاد Zr702 در دماهای مختلف. این مقاله به بررسی خواص مکانیکی و مورفولوژیکی جوشهای انجام شده در دماهای مختلف (۹۰۰، ۹۵۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد) برای اتصال فولاد رنگداری A516 به پایه فولاد Zr702 با استفاده از تکنیک اتصال پلازما (SPDS) پرداخته است. نتایج نشان داد که با افزایش دما، ضخامت لایه واکنش افزایش می‌یابد و خواص مکانیکی جوش بهبود می‌یابد. همچنین، با افزایش دما، پهنای ناحیه واکنش در فولاد رنگداری A516 افزایش می‌یابد. نتایج این تحقیق نشان می‌دهد که با افزایش دما، خواص مکانیکی جوش بهبود می‌یابد و پهنای ناحیه واکنش در فولاد رنگداری A516 افزایش می‌یابد.

<https://jwsti.iut.ac.ir>

نشانی دبیرخانه: اصفهان - خیابان شمس آبادی - ساختمان شمس - طبقه ۴- واحد ۴۱۳- کدپستی ۸۱۳۴۶۵۳۳۸۱  
 تلفن: ۰۳۱۳۲۲۴۰۳۲۵ - شماره: ۰۳۱۳۲۲۳۱۷۶۵ - Email: info@iwnt.com  
 تارنما: www.iwnt.com - سامانه عضویت: www.iwnt-membership.ir - سامانه گواهینامه‌ها: https://iwntcs.ir