



دانشگاه صنعتی اصفهان



انجمن جوشکاری آزمایشگاهی غیرمخرب ایران

دوفصلنامه

علوم و فناوری جوشکاری ایران

- تأثیر سرعت پیشروی در فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر ریز ساختار، خواص مکانیکی و رفتار...
محمد بزرگمهر، علی حیدری، کامران امینی، محسن لوح موسوی، فرهاد غروی
- ارزیابی رفتار تریبولوژیکی روکش اینکونل ۶۲۵ روی زیرلایه همجنس روکشکاری شده توسط...
محمد رضا برهانی، محمد رجبی، سید رضا شجاع رضوی، روح الله جماعتی
- بررسی ریزساختار، خواص مکانیکی، رفتار خوردگی اتصال غیرمشابه آلیاژ زیست تخریب پذیر...
آریا اعتمادی، مسعود کثیری عسگرانی، حمیدرضا بخششی راد، مجتبی صادقی گوغری
- ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال نامشابه آلیاژهای AA5052 و AA6061 به روش...
محمد رضا حاجیها، علی فرزادی، سیدعلی صمدانی اقدم، امیرحسین شعبان زاده، سحر رضوانی
- بررسی اثر متغیرهای جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال...
پدرام چمنی، حامد ثابت، محسن قنبری حقیقی
- بررسی ریزساختاری و خواص مکانیکی اتصال غیرهمجنس لیزر ضربانی Nd:YAG مونل...
رامین مهدی زاده، سید علی اصغر اکبری موسوی، سعید مهدی پور
- اتصال متجانس سوپر آلیاژ Inconel 600 با استفاده از پرکننده پودری نانو ساختار با طراحی...
الهه منصور، حمید خرسند
- بهینه نمودن کارایی شبکه عصبی مصنوعی برای پیش بینی خواص کششی Al-5083 اتصال...
مسعود مصلاهی، امین حسین مرشدی
- لحیمکاری سخت فولاد ۴PH-۱۷ به آلیاژ Ti-6Al-4V با فلزپرکننده BNi-2
امیررضا اردلانی، همام نفاخ موسوی
- مطالعه ریزساختار، تغییرات فازی و استحکام دمای بالا اتصال Hastelloy X - Ni₃Al توسط فرایند TLP
اسماعیل گنجه، علی کفلو، کورش شیروانی
- تأثیر چگالی انرژی بر ریزساختار رسوبنشانی مستقیم لیزری سوپر آلیاژ استلایت ۶ روی فولاد...
سیدحمید هاشمی، رضا وفاهی، رضا شجاع رضوی
- بررسی ریزساختار و هندسه جوش فولاد زنگ نزن ۳۱۶L در جوشکاری تیگ فعال با استفاده از...
محمدناصر صدرایی فر، فرهاد کلاهان



انجمن پژوهشی آزمایشهای غیرمخرب ایران

علوم و فناوری جویشکاری ایران

مدیر مسئول: مهندس عبدالوهاب ادب آوازه

سر دبیر: دکتر مرتضی شمعیان اصفهانی

هیئت تحریریه

دکتر مسعود کثیری دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد	دکتر فرشید کاشانی بزرگ دانشگاه تهران	دکتر حامد ثابت دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج
دکتر مرتضی شمعیان اصفهانی	دکتر امیرحسین کوبکی دانشگاه صنعتی شریف	دکتر محمدرضا فروزان دانشگاه صنعتی اصفهان
دکتر مرتضی شمعیان اصفهانی	دکتر بهزاد نیرومند دانشگاه صنعتی اصفهان	دکتر فتح اله کریم زاده دانشگاه صنعتی اصفهان
دکتر مرتضی شمعیان اصفهانی دانشگاه صنعتی اصفهان	دکتر مسعود گودرزی دانشگاه علم و صنعت ایران	

ارسال مقاله‌ها

برای ارسال مقاله به وبگاه نشریه مراجعه کرده و مقاله خود را به صورت الکترونیکی ارسال نمایید. ارسال مقاله توسط مولفان به این معناست که این مقاله قبلاً در جای دیگری و به هیچ زبانی منتشر نشده است و به‌طور همزمان نیز در مجله دیگری تحت بررسی نمی‌باشد.

بهای اشتراک سالانه:

اعضای انجمن 1,500,000 ریال
غیراعضاء 3,000,000 ریال
برای هرگونه سوال در مورد نحوه خرید و اشتراک مجله با دفتر نشریه تماس حاصل نمایید.

اهداف

نشریه علوم و فناوری جویشکاری هر سال دوبار منتشر می‌شود و اهداف زیر را دنبال می‌کند:
- ارائه آخرین دستاوردهای علمی، پژوهشی و صنعتی در زمینه صنعت جویشکاری، بازرسی و آزمایش‌های غیرمخرب،
- گسترش ارتباط و تبادل اطلاعات میان دانشگاه و مراکز علمی و پژوهشی کشور و صنایع مرتبط،
- شناخت تنگناها و مشکلات فنی موجود در زمینه صنعت جویشکاری، بازرسی و آزمایش‌های غیرمخرب،
- آشنایی با آخرین دستاوردهای تحقیقاتی و تکنولوژیک در زمینه صنعت جویشکاری، بازرسی و آزمایش‌های غیرمخرب،
- انتقال تجربیات آزمایش‌های غیرمخرب در بخش‌های مختلف صنعتی و خدماتی.

دفتر نشریه: اصفهان - خیابان شمس‌آبادی - ساختمان شمس - طبقه 4- واحد 413 کدپستی: 8134653381

تلفن: (031) 32240325
نمبر: (031) 32231765
پست الکترونیکی: info@iwnt.com
نشانی وبگاه: <https://jwsti.iut.ac.ir>
مدیر اجرایی: دکتر نازیلا ادب آوازه

صاحب امتیاز نشریه، انجمن جویشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران است. انتشار این نشریه حاصل فعالیت مشترک دانشگاه صنعتی اصفهان و انجمن جویشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران است.
ناشر: مرکز نشر، دانشگاه صنعتی اصفهان
چاپ: چاپخانه دانشگاه صنعتی اصفهان
شاپا: 2476-583X
شاپا الکترونیکی: 2676-6787

فهرست مطالب

- 1 تأثیر سرعت پیشروی در فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر ریز ساختار، خواص مکانیکی و رفتار سایش کامپوزیت هیبریدی سطحی $Al_{50}Si_{50}/ZrO_2/ZrSiO_4$
محمد بزرگمهر، علی حیدری، کامران امینی، محسن لوح موسوی، فرهاد غروی
- 15 ارزیابی رفتار تریبولوژیکی روکش اینکونل 625 روی زیرلایه همجنس روکش کاری شده توسط فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری
محمد رضا برهانی، محمد رجبی، سید رضا شجاع رضوی، روح الله جماعتی
- 27 بررسی ریزساختار، خواص مکانیکی، رفتار خوردگی اتصال غیرمشابه آلیاژ زیست تخریب پذیر منیزیم AZ31 به آلیاژ Ti-6Al-4V به روش جوشکاری اصطکاکی
آریا اعتمادی، مسعود کثیری عسگرانی، حمیدرضا بخششی راد، مجتبی صادقی گوغری
- 39 ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال نامشابه آلیاژهای AA5052 و AA6061 به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی
محمد رضا حاجیها، علی فرزادی، سیدعلی صمدانی اقدم، امیرحسین شعبان زاده، سحر رضانی
- 53 بررسی اثر متغیرهای جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال آلیاژ AZ91 به تیتانیوم خالص تجاری
پدرام چمنی، حامد ثابت، محسن قنبری حقیقی
- 65 بررسی ریزساختاری و خواص مکانیکی اتصال غیرهمجنس لیزر ضربانی Nd:YAG مونل 400 به نایمونیک 75
رامین مهدی زاده، سید علی اصغر اکبری موسوی، سعید مهدی پور
- 77 اتصال متجانس سوپر آلیاژ Inconel 600 با استفاده از پرکننده پودری نانو ساختار با طراحی آنتروپی بالا
الهه منصوری، حمید خرسند
- 93 بهینه نمودن کارایی شبکه عصبی مصنوعی برای پیش‌بینی خواص کششی Al-5083 اتصال داده شده توسط فرایند FSW
مسعود مصالایی، امین حسین مرشدی
- 103 لحیمکاری سخت فولاد PH 4-17 به آلیاژ Ti-6Al-4V با فلز پرکننده BNi-2
امیررضا اردلانی، همام نفاخ موسوی
- 115 مطالعه ریزساختار، تغییرات فازی و استحکام دمای بالا اتصال Hastelloy X - Ni₃Al توسط فرایند TLP
اسماعیل گنجه، علی کفلو، کورش شیروانی
- 129 تأثیر چگالی انرژی بر ریزساختار رسوب‌نشانی مستقیم لیزری سوپر آلیاژ استلایت 6 روی فولاد زنگ‌نزن 316
سیدحمید هاشمی، رضا وفایی، رضا شجاع‌رضوی
- 143 بررسی ریزساختار و هندسه جوش فولاد زنگ‌نزن 316 L در جوشکاری تیگ فعال با استفاده از ارتعاشات فراصوت
محمدناصر صدرایی‌فر، فرهاد کلاهان



The effect of traverse speed in friction stir process on the microstructure, mechanical properties and wear behavior Al5052/ZrO₂/ZrSiO₄ surface hybrid composite



M. Bozorgmehr¹ , A. Heidari^{1*} , K. Amini^{1*} , M. LohMousavi¹, F. Gharavi² 

1-Department of Mechanical Engineering, Khomeini-shar Branch, Islamic Azad University, Isfahan, Iran


2-Department of Materials Engineering, Sirjan Branch, Islamic Azad University, Sirjan, Iran

Received 10 April 2023 ; Accepted 23 August 2023

Abstract

In the present study, friction stir process (FSP) was used to produce AL/ZrO₂/ZrSiO₄ surface hybrid composite at a fixed rotation speed of 1400 rpm and traverse speeds of 20, 25, 31.5 and 40 mm/min. Therefore, the purpose of the mentioned study is to investigate the effect of tool traverse speed on the microstructure, hardness and wear behavior of the above-mentioned surface hybrid composite and compare it with base material aluminum 5052. Investigations showed that as a result of FSP operation, a fine-grained structure is created, which improves the hardness and wear resistance of the samples compared to the base sample with the presence of ZrO₂ and ZrSiO₄ particles. Also, the results showed that among the FSP samples, the sample with a speed of 20 mm/min has the highest hardness and wear resistance. The reason for this is that in this sample, due to the lower traverse speed compared to other samples, more heat has been generated, which has led to more suitable particle distribution and more fine particles. Therefore, in the sample with the traverse speed of 20 mm/min, the hardness and wear resistance increases by 27.3% and 68.9% respectively compared to the base material sample. Also, the examination of the wear surfaces of the samples showed that the wear mechanism in the base sample is strong adhesive wear, and as a result of the FSP operation and surface compositing due to the fineness of the grains and the increase in hardness, the wear mechanism has become weak adhesive, so the wear resistance of the sample is FSPs have been improved.

Keywords: Friction Stir Process, Surface Hybrid Composite, Traverse Speed, Surface Modification, ZrO₂ and ZrSiO₄ particles.

 Corresponding Author: amini@iaukhsh.ac.ir ; heidari@iaukhsh.ac.ir



تأثیر سرعت پیشروی در فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر ریز ساختار، خواص

مکانیکی و رفتار سایش کامپوزیت هیبریدی سطحی $Al_{15}O_2/ZrO_2/ZrSiO_4$ محمد بزرگمهر¹ ID، علی حیدری¹ ID*، کامران امینی¹ ID*، محسن لوح موسوی¹، فرهاد غروی² ID

1- دانشکده مهندسی مکانیک، واحد خمینی شهر، دانشگاه آزاد اسلامی، خمینی شهر، اصفهان، ایران

2- گروه متالورژی، واحد سیرجان، دانشگاه آزاد اسلامی، سیرجان، کرمان، ایران.

دریافت مقاله: 1402/01/21؛ پذیرش مقاله: 1402/06/01

چکیده

در مطالعه حاضر از فرایند اصطکاکی اغتشاشی (FSP) برای تولید کامپوزیت هیبریدی سطحی $Al/ZrO_2/ZrSiO_4$ در سرعت چرخش ثابت 1400 دور بر دقیقه و سرعت‌های پیشروی 20، 25، 31/5 و 40 میلی‌متر بر دقیقه استفاده گردید. لذا هدف از مطالعه مذکور بررسی تأثیر سرعت پیشروی ابزار بر ریزساختار، سختی و رفتار سایشی کامپوزیت هیبریدی سطحی فوق‌الذکر و مقایسه آن با آلومینیوم 5052 خام است. بررسی‌ها نشان داد، در اثر عملیات FSP یک ساختار ریزدانه ایجاد می‌گردد که با حضور ذرات ZrO_2 و $ZrSiO_4$ سختی و مقاومت سایشی نمونه‌ها در مقایسه با نمونه خام بهبود می‌یابد. همچنین نتایج نشان داد، در بین نمونه‌های FSP شده، نمونه با سرعت پیشروی 20 میلی‌متر بر دقیقه دارای بالاترین سختی و مقاومت سایشی است. دلیل این موضوع آنست که در این نمونه بدلیل سرعت پیشروی کمتر در مقایسه با سایر نمونه‌ها، گرمای بیشتری ایجاد شده که منجر به توزیع مناسب‌تر و ریزشدن بیشتر ذرات گردیده است. بنابراین در نمونه با سرعت پیشروی 20 میلی‌متر بر دقیقه، سختی و مقاومت سایشی در مقایسه با نمونه خام به ترتیب 27/3% و 68/9% افزایش می‌یابد. همچنین بررسی سطوح سایش نمونه‌ها نشان داد مکانیزم سایش در نمونه خام سایش چسبان قوی است که در اثر عملیات FSP و کامپوزیت سازی سطوح بدلیل ریز شدن دانه‌ها و افزایش سختی، مکانیزم سایش به چسبان ضعیف تبدیل شده است، لذا مقاومت به سایش نمونه‌های FSP بهبود یافته است.

کلمات کلیدی: فرایند اصطکاکی اغتشاشی، کامپوزیت هیبریدی سطحی، سرعت پیشروی، اصلاح سطح، ذرات ZrO_2 و $ZrSiO_4$.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: heidari@iaukhsh.ac.ir; amini@iaukhsh.ac.ir

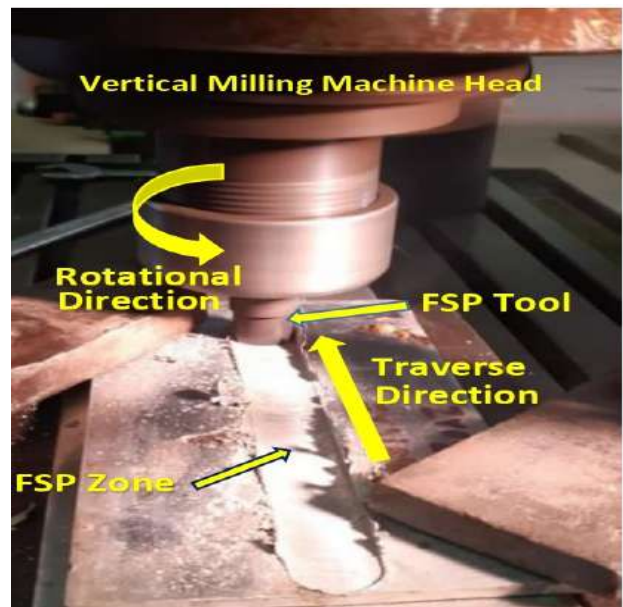
1- مقدمه

سختی و مقاومت در برابر سایش مورد نیاز است. با توجه به این که خواص سایشی و خوردگی فلزات وابسته به سطح آن‌ها می‌باشد، می‌توان از طریق اصلاح ریزساختار سطح، این خواص را بهبود بخشید. تغییر شکل پلاستیک شدید یکی از روش‌های موثر در اصلاح ریزساختار با استفاده از اعمال کرنش‌های پلاستیکی بالا می‌باشد. یکی از روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید که به منظور بهبود خواص سطح فلزات مورد استفاده قرار

آلومینیوم 5052 کاربرد گسترده‌ای در زمینه صنایع نظامی، دریایی و هوافضا دارد. به دلیل خواص مقاوم در برابر خوردگی و استحکام کششی قابل توجه، این آلیاژ خود را به عنوان یک آلیاژ عالی برای کشتی‌های دریایی و سایر کاربردها ثابت کرده است [1]. اما به دلیل سختی پایین و مقاومت به سایش، کاربرد آن در صنعت محدود است. از این رو فرایندی برای افزایش

ایجاد می‌کند [11]. با توسعه فرایند FSP، محققان از این تکنیک برای تولید کامپوزیت‌های سطحی استفاده نمودند. کامپوزیت سطحی در کاربردهایی که تنها سطح ماده نقش مهمی را ایفا می‌کند مانند سایش، سختی و خوردگی بسیار مفید است [12]. در فرایند اصطکاکی اغتشاشی، سرعت چرخشی و سرعت پیشروی ابزار تأثیر مهمی بر ریزساختار و خواص مکانیکی فلز دارند. سرعت چرخشی یک پارامتر بسیار مهم است که نقش مهمی در جریان مواد و تولید حرارت ایجاد می‌کند و در نتیجه ریزساختارها و خواص مکانیکی اصلاح می‌شود [13 و 14]. با کاهش سرعت پیشروی ابزار توزیع ذرات یکنواخت‌تر خواهد شد. همچنین سرعت پیشروی با سختی و استحکام کششی رابطه معکوس دارد. لذا در سرعت‌های پیشروی پایین، سختی و استحکام کششی بهبود می‌یابد [15]. در هر سرعت پیشروی یک سرعت دورانی وجود دارد که فرایند بدون عیب ایجاد خواهد کرد [16]. البته قابل ذکر است که افزایش حرارت با افزایش سرعت چرخش ابزار به صورت خطی نیست که علت آن تغییر ضریب اصطکاک با افزایش سرعت چرخش ابزار است [17]. چینارونگ و همکاران [18] به بررسی تأثیر سرعت‌های پیشروی و چرخشی متفاوت ابزار بر خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیوم SSM 356 پرداختند. پارامترهای فرایند اصطکاکی اغتشاشی برای آلیاژهای آلومینیوم SSM 356 در سه سرعت پیشروی مختلف، 80، 120 و 160 میلی‌متر بر دقیقه تحت سه سرعت چرخش مختلف 1320، 1480 و 1750 دور در دقیقه مورد مطالعه قرار گرفت. سختی و استحکام کششی مورد بررسی قرار گرفت. مشاهده شده که در سرعت پیشروی 160 میلی‌متر در دقیقه بهترین نتایج به دست آمد. بهرامی و همکاران [19] به بررسی اثر ذرات SiC بر ریزساختار و خواص مکانیکی شامل استحکام کششی، درصد کشیدگی، سطح شکست و رفتار ریزسختی اتصالات جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلومینیوم 7075 پرداختند. نمونه‌ها با سه سرعت چرخشی یعنی 800، 1000 و 1250 دور در دقیقه و سه سرعت پیشروی 31/5، 40 و 50 میلی‌متر بر دقیقه مورد آزمایش قرار گرفتند. مشاهده شد که بالاترین خواص مکانیکی در سرعت

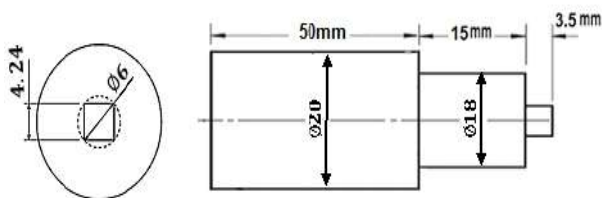
می‌گیرد، فرایند اصطکاکی اغتشاشی می‌باشد [2 و 3]. فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر اساس اصل اولیه جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی در سال 1999 توسط میسرا و همکاران [4] توسعه یافت و برای موارد مختلفی از جمله، اصلاح ریزساختار سطح [5]، ایجاد خواص سوپرپلاستیسته [6]، ایجاد ساختار کامپوزیت [7]، همگن سازی آلیاژهای آلومینیوم دارای فازهای نانو و کامپوزیت‌های زمینه فلزی [8] و بهبود ریزساختار آلیاژهای آلومینیوم ریختگی [9] به کار برده می‌شود. شکل (1) عملیات فرایند اصطکاکی اغتشاشی انجام شده در این تحقیق را نشان می‌دهد. در این فرایند یک ابزار استوانه‌ای غیرمصرفی که شامل شانه و پین است، با حرکت چرخشی و تحت شرایطی تعریف شده وارد قطعه می‌شود و با اعمال فشار و ایجاد اصطکاک بین ابزار و قطعه کار موجب بالارفتن دما در محل تماس می‌شود [10].



شکل 1- طرح عملیات فرایند اصطکاکی اغتشاشی یکی از نمونه‌ها.

پین ابزار دوار، در ورق فرو می‌رود و شانه با سطح ورق تماس پیدا می‌کند و سپس در جهت مورد نظر پیشروی می‌کند. تماس بین ابزار دوار و ورق باعث ایجاد گرما می‌شود که مواد را در زیر نقطه ذوب ورق نرم می‌کند و با هم زدن مکانیکی ناشی از پین، ماده در منطقه اغتشاشی دچار تغییر شکل پلاستیکی شدید می‌شود و یک ریزساختار دانه ریز با تبلور مجدد دینامیکی

می‌دهد. صفحات آلومینیومی به ضخامت 5 میلی‌متر، عرض 100 میلی‌متر و طول 200 میلی‌متر بوسیله گیوتین برش داده شدند. برای تولید لایه کامپوزیت، شیاری به عمق 2/5 میلی‌متر و عرض 1/5 میلی‌متر با کمک دستگاه فرز در وسط صفحات و در راستای طولی ایجاد شد. از پودرهای ZrO_2 و $ZrSiO_4$ به عنوان مواد تقویت کننده، استفاده شد. این مواد با نسبت 85 درصد $ZrSiO_4$ و 15 درصد ZrO_2 مخلوط شده، در استون حل شده و در شیار ایجاد شده در ورق آلومینیوم بصورت خمیری فشرده گردید. زاویه انحراف 2 درجه و عمق نفوذ 0/3 mm در نظر گرفته شد. عملیات FSP با یک پاس و با دوران پادساعتگرد انجام گردید. ابزار مورد استفاده در این تحقیق از جنس فولاد ابزار گرم کار AISI H13 با سختی 52 HRC ساخته شده است. یکی از پارامترهای مهم در فرایند اصطکاکی اغتشاشی هندسه ابزار می باشد، به طوری که این عامل بر روی گرمای تولیدی، جریان مواد و در نتیجه ریزساختار تأثیر مستقیم دارد. با توجه به مطالعات انجام شده [23-25]، مشخص شده است که پین مربعی بالاترین تأثیر را در مقاومت کششی آلیاژ آلومینیوم دارا می باشد و منجر به دستیابی به بهترین خواص مکانیکی در مورد آلیاژهای آلومینیوم می شود. بنابراین در این تحقیق ابزار با پین مربعی طبق شکل (2) ساخته شد.



شکل 2- شماتیک طرح ابزار با پین مربعی استفاده شده در تحقیق حاضر.

به منظور جلوگیری از پخش شدن ذرات از درون شیاری فرایند، از یک ابزار بدون پین جهت ایجاد لایه سطحی اولیه بر روی شیار استفاده گردید. کامپوزیت سازی سطحی، روی 4 عدد نمونه با سرعت دورانی ثابت 1400 rpm و سرعت‌های پیشروی 20، 25، 31/5 و 40 میلی‌متر در دقیقه، طبق جدول (2) انجام گردید. برای آنالیز متالورژیکی، نمونه‌ها براساس استاندارد ASTM E3-01 تهیه شدند [26]. همچنین به منظور بررسی ریزساختار و سطح سایش نمونه‌ها از میکروسکوپ نوری

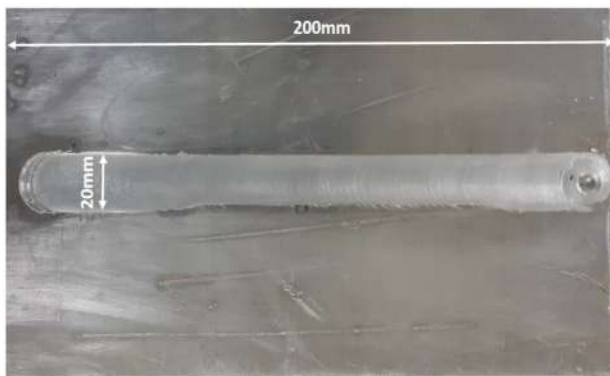
دورانی 1250 دور در دقیقه و سرعت پیشروی 40 میلی‌متر بر دقیقه به دست آمد. شالوک و همکاران [20] به بررسی تأثیر سرعت دورانی و پیشروی بر ریز سختی و رفتار سایشی کامپوزیت سطحی $Al5052/ZrO_2$ تولید شده بوسیله فرایند اصطکاکی اغتشاشی پرداختند. سرعت‌های دورانی در این آزمایش 1400 و 710 دور در دقیقه و سرعت پیشروی 56 و 80 میلی‌متر در دقیقه در نظر گرفته شد. مشاهده شده که در سرعت دورانی 1400 دور در دقیقه و سرعت پیشروی 56 میلی‌متر در دقیقه توزیع ذرات ZrO_2 در صفحه آلومینیومی بدلیل افزایش گرمای اصطکاک یکنواخت‌تر بود. حداکثر سختی HV 110/7 در سرعت پیشروی 56 mm/min مشاهده شد. همچنین سختی و مقاومت در برابر سایش در سرعت پیشروی 56 mm/min با افزودن ذرات ZrO_2 بهبود یافت.

در سال‌های اخیر کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی با چند نوع تقویت کننده یا کامپوزیت‌های هیبریدی، به دلیل بهبود خواص تریبولوژیکی جایگزین کامپوزیت‌های با یک نوع تقویت کننده شده‌اند [21]. ذرات ZrO_2 و $ZrSiO_4$ خواصی مانند مقاومت در برابر سایش بهتر، استحکام بالا، سختی بالا، مقاومت شیمیایی عالی و چقرمگی شکست بالا را ارائه می‌دهند. بنابراین می‌تواند گزینه خوبی برای تقویت زمینه باشد [22]. با توجه به مطالب بیان شده می‌توان گفت که در سرعت دورانی ثابت، تغییر سرعت پیشروی ابزار منجر به افزایش بیش از حد دما در منطقه اغتشاشی می‌شوند. در این راستا، هدف از مطالعه حاضر بررسی اثر سرعت چرخش ثابت 1400 دور در دقیقه و تغییرات سرعت پیشروی 20، 25، 31/5 و 40 میلی‌متر در دقیقه در عملیات FSP بر توزیع ذرات، ریزسختی، خواص مکانیکی و خواص مقاومت به سایش آلومینیوم 5052 و توسعه کامپوزیت‌های سطحی هیبریدی با استفاده از تقویت کننده ZrO_2 و $ZrSiO_4$ بر روی سطح ماده پایه Al5052 است.

2- مواد و روش انجام تحقیق

در این مطالعه از آلیاژ آلومینیوم 5052 دارای شرایط آنیل O اولیه به عنوان ماده اصلی برای توسعه کامپوزیت سطحی استفاده شد. جدول (1) ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم 5052 را نشان

دورانی و پیشروی مختلف طبق جدول (2) انجام شد. شکل (3) ظاهر سطح (نمونه 1) یکی از نمونه‌های کامپوزیت شده به روش FSP را با طول 200 میلی‌متر در نمای بالایی نشان می‌دهد. سطح صاف، بدون ترک و عیب ظاهری می‌باشد. سطح بالایی با حلقه‌های خاص کیفیت بسیار صافی را نشان می‌دهد و علی‌رغم زدن ابزار تقریباً هیچ برجستگی یا فرورفتگی وجود ندارد.



شکل 3- شکل ظاهری نمونه شماره 1 بعد از انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی.

3-1- بررسی ریزساختار نمونه‌ها

در شکل (4-الف) تصویر به دست آمده از میکروسکوپ نوری نمونه شماره 1 آورده شده است. همانطور که مشخص است، با انجام فرایند FSP نواحی ساختاری مختلفی به دست می‌آید. بررسی تصویر حاکی از حضور ناحیه اغتشاشی (SZ) (ناحیه‌ای که تحت تاثیر اغتشاش قرار دارد)، ناحیه ترمومکانیکال (TMAZ) (ناحیه‌ای که در معرض حرارت و تغییر فرم پلاستیک قرار دارد)، ناحیه تحت تاثیر حرارت (HAZ) و ناحیه فلز پایه (Base Metal) می‌باشد. در شکل (4) نواحی مختلف ایجاد شده در فرایند FSP برای نمونه‌های مختلف آورده شده است. همانطور که در شکل (4) مشاهده می‌شود، توزیع ذرات در تصاویر (الف) و (ب) نسبت به تصاویر دیگر همگن‌تر می‌باشد. علاوه بر این، خوشه‌های ZrO_2 و $ZrSiO_4$ در زمانی که سرعت چرخش کم می‌باشد در SZ تشکیل شدند. علت اصلی رشد تجمع ذرات ZrO_2 و $ZrSiO_4$ با کاهش سرعت پیشروی، می‌تواند به دلیل هم زدن شدیدتر مواد باشد که بر توزیع پودرهای ZrO_2 و $ZrSiO_4$ تأثیر می‌گذارد و متعاقباً منجر به

و میکروسکوپ الکترونی نشر میدانی (FE-SEM) مدل MIRA3 ساخت شرکت TESCAN استفاده گردید.

جدول 1- عناصر تشکیل دهنده (درصد وزنی) آلیاژ آلومینیوم 5052.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al
۰/۱۱	۰/۲۵	۰/۱۷	۰/۰۳	۲/۲	۰/۲۵	۰/۰۲	Balance

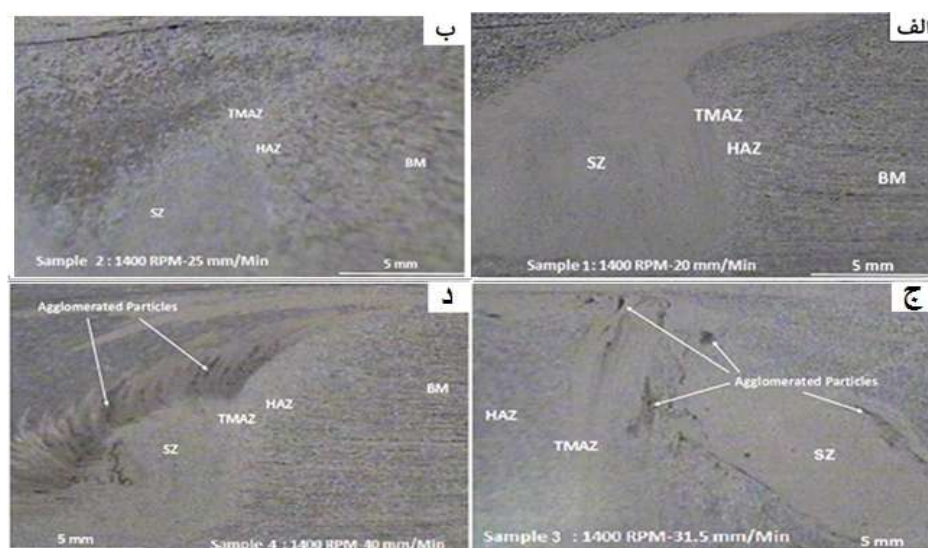
جدول 2- شماره گذاری نمونه‌های مختلف FSP. شده با سرعت‌های دورانی و پیشروی مختلف.

شماره نمونه	سرعت دورانی (rpm)	سرعت پیشروی (mm/min)
۱	۱۴۰۰	۲۰
۲	۱۴۰۰	۲۵
۳	۱۴۰۰	۳۱/۵
۴	۱۴۰۰	۴۰

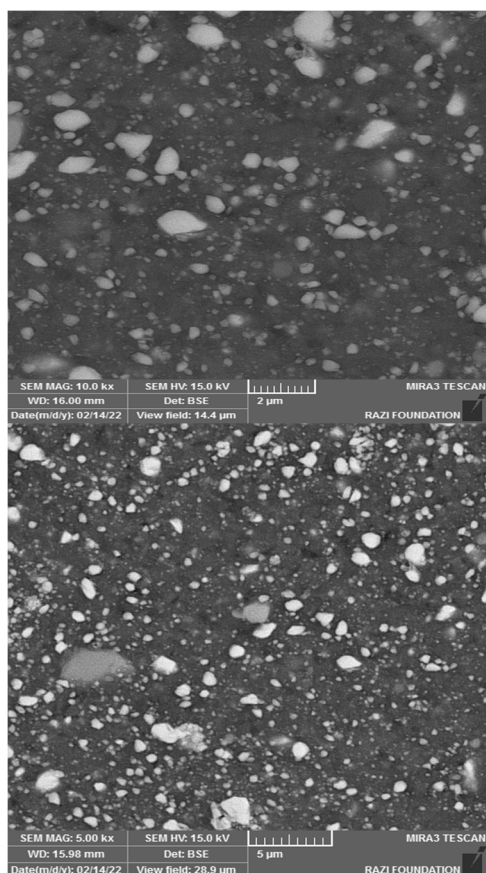
به منظور انجام متالوگرافی، بعد از سنباده کاری تا شماره 4000، نمونه‌ها با استفاده از محلول keller حکاکی شدند. با توجه به تاثیرگذاری سطح ماده بر رفتار ماده و به منظور حذف تاثیر ناهمواری‌های سطحی، نمونه‌های آماده شده برای آزمون‌های میکروسختی و سایش، تا سنباده 1200 مورد عملیات سنباده زنی قرار گرفتند. در این تحقیق، آزمون سختی طبق استاندارد ASTM E384 [27] از سطح مقطع نمونه‌های فراوری شده به روش میکرو ویکرز انجام شد. نیروی اعمالی در این آزمون 100 گرم و به مدت 10 ثانیه بود. همچنین خواص سایشی نمونه‌ها با استفاده از آزمون پین روی دیسک مطابق با استاندارد ASTM G99 [28] در دمای اتاق انجام شد. به منظور انجام آزمون سایش از پین فولادی AISI D3 با سختی 52 HRC استفاده شد. برای آزمون سایش از هر نمونه 3 عدد آماده‌سازی گردید. آزمون سایش به مسافت 600 متر با سرعت 0/2 m/s و بار اعمالی 10 نیوتن انجام شد. سپس رفتار سایش با استفاده از میانگین کاهش وزن نمونه‌ها براساس مسافت طی شده محاسبه شد.

3- نتایج و بحث

کامپوزیت سازی هیبریدی سطحی به روش فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر روی 4 نمونه از آلیاژ آلومینیوم 5052 با سرعت



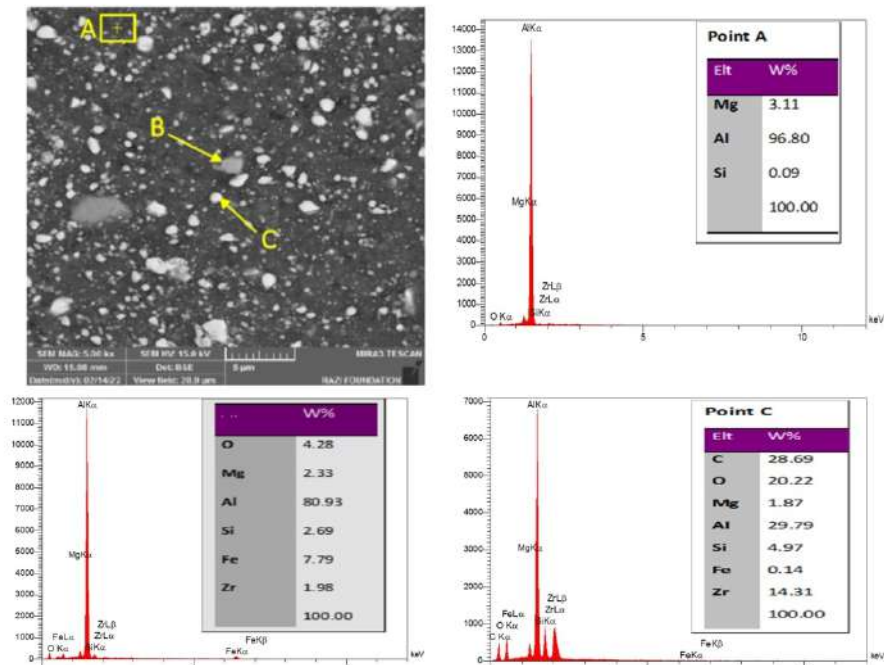
شکل 4- تصاویر تهیه شده توسط میکروسکوپ نوری در سرعت دورانی 1400 rpm الف- سرعت پیشروی 20 mm/min ب- سرعت پیشروی 25 mm/min ج- سرعت پیشروی 31/5 mm/min د- سرعت پیشروی 40 mm/min.



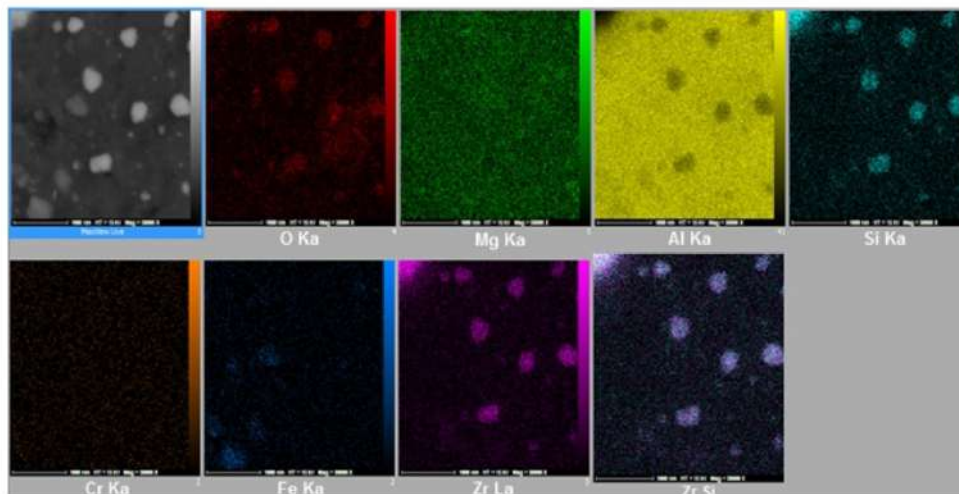
شکل 5- تصاویر تهیه شده توسط SEM در بزرگنمایی‌های مختلف از نمونه شماره 1 (سرعت دورانی 1400 rpm و سرعت پیشروی 20mm/min).

شکل (6) آنالیز EDS ذرات موجود در ناحیه اغتشاشی کامپوزیت هیبریدی سطحی نمونه شماره 1 را نشان می‌دهد.

بهبود اندازه خوشه ذرات کوچکتر می‌شود. بدیهی است که تجمع و توزیع پودرهای ZrO_2 و $ZrSiO_4$ به پارامترهای فرایند حاوی سرعت پیشروی و سرعت چرخش ابزار بستگی دارد [29]. بنابراین، سرعت پیشروی کمتر و سرعت چرخش بیشتر باید ساختارهای دانه درشت‌تری در ناحیه اغتشاشی ایجاد نماید. این به دلیل گرمای ورودی بیشتر می‌باشد [30] اما وجود ذرات ZrO_2 و $ZrSiO_4$ مانع از رشد دانه‌های آلومینیوم شده و این امر باعث کاهش و بهبود توزیع ذرات می‌شود. همانطور که در شکل (4) مشخص است فرایند اصطکاکی اغتشاشی منجر به ریزدانه‌گی شدید ناحیه اغتشاشی شده است. در شکل (5) تصویر SEM نمونه شماره 1 آورده شده است. مشاهده می‌شود که در نمونه شماره 1 ذرات به خوبی توزیع شده‌اند. از طرف دیگر با مشاهده تصاویر ج و د در شکل (4) می‌توان دریافت که با افزایش سرعت پیشروی میزان اغتشاش و پراکندگی ذرات تقویت کننده کاهش یافته و مقدار ذرات آگلومره تشکیل شده از این مواد تقویت کننده افزایش یافته است. همچنین می‌توان مشاهده نمود که با افزایش سرعت پیشروی میزان تجمع و پیوستگی ذرات آگلومره در فصل مشترک نواحی SZ و TMAZ افزایش یافته و این حاکی از کاهش خواص مکانیکی و رفتار سایشی در نمونه 4 با میزان پیشروی 40 میلی‌متر بر دقیقه به ویژه در ناحیه SZ و سایر نواحی دیگر خواهد شد.



شکل 6- تصاویر تهیه شده توسط SEM و آنالیز شیمیایی نمونه شماره 1 (سرعت دورانی 1400 rpm و سرعت پیشروی 20 mm/min).

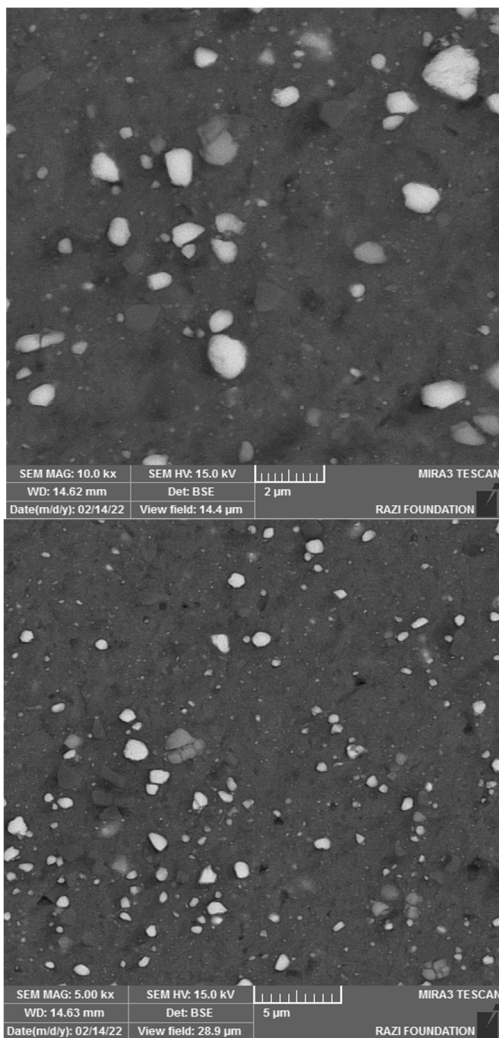


شکل 7- توزیع عناصر شیمیایی در نمونه شماره 1 (سرعت دورانی 1400 rpm و سرعت پیشروی 20 mm/min).

این امر نشان دهنده حضور ذرات $ZrSiO_4$ و ZrO_2 درون زمینه می باشد. توزیع ذرات در سرتاسر زمینه و با فواصل کم می تواند به طور قابل توجهی باعث افزایش سختی زمینه شود. شکل های (8) و (9) تصاویر تهیه شده توسط SEM نمونه های شماره 2 و 3 را نشان می دهند. مشاهده می شود ذرات به طور یکنواخت در زمینه توزیع شده اند. شکل (10) تصاویر تهیه شده توسط SEM نمونه شماره 4 با سرعت دورانی 1400 rpm

نتایج تجزیه و تحلیل آنالیز EDS نشان می دهد که نقاط B و C در این میکروگراف حاوی ذرات پودرهای $ZrSiO_4$ و ZrO_2 است. وجود پیک های Al و Mg در شکل (7) به دلیل انتقال پرتو الکترونی در سرتاسر ذرات $ZrSiO_4$ و ZrO_2 و تماس با فلز پایه است. شکل (7) آنالیز MAP نمونه شماره 1 را نشان می دهد. تقریباً در همه نقاط اثر حضور عناصر O و Zr و Si مشاهده می شود.

نسبت به سه نمونه دیگر بهتر است. همچنین با توجه به نتایج آنالیز تصاویر که در جدول (3) نشان داده شده است، نمونه شماره 1 دارای رسوبات ریزتر و درصد کسر سطحی بیشتری نسبت به سایر نمونه‌ها می‌باشد. به نحوی که کسر سطحی ذرات از حدود 4% در نمونه شماره 4 به حدود 18% در نمونه شماره 1 می‌رسد. این نتایج با نتایج تحقیقات شفیی زرقانی [33] مطابقت دارد. بنابراین تغییرات سرعت پیشروی تأثیر قابل توجهی بر پراکندگی ذرات $ZrSiO_4$ و ZrO_2 در طول فرایند اصطکاکی اغتشاشی داشتند.

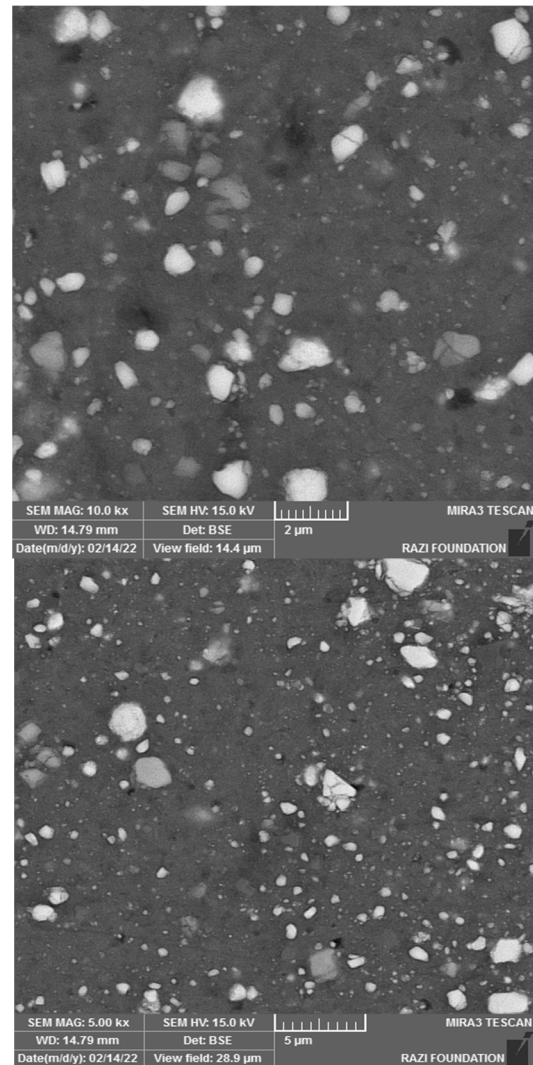


شکل 9- تصاویر تهیه شده توسط SEM در بزرگنمایی‌های مختلف از نمونه شماره 3 (سرعت دورانی 1400 rpm و سرعت پیشروی 5/31 mm/min).

3-2- بررسی میکروسختی نمونه‌ها

هر 4 نمونه جهت میکروسختی سنجی مورد آزمایش قرار گرفتند و با فلز پایه مقایسه شدند. شکل (12) نمودار مقایسه‌ای

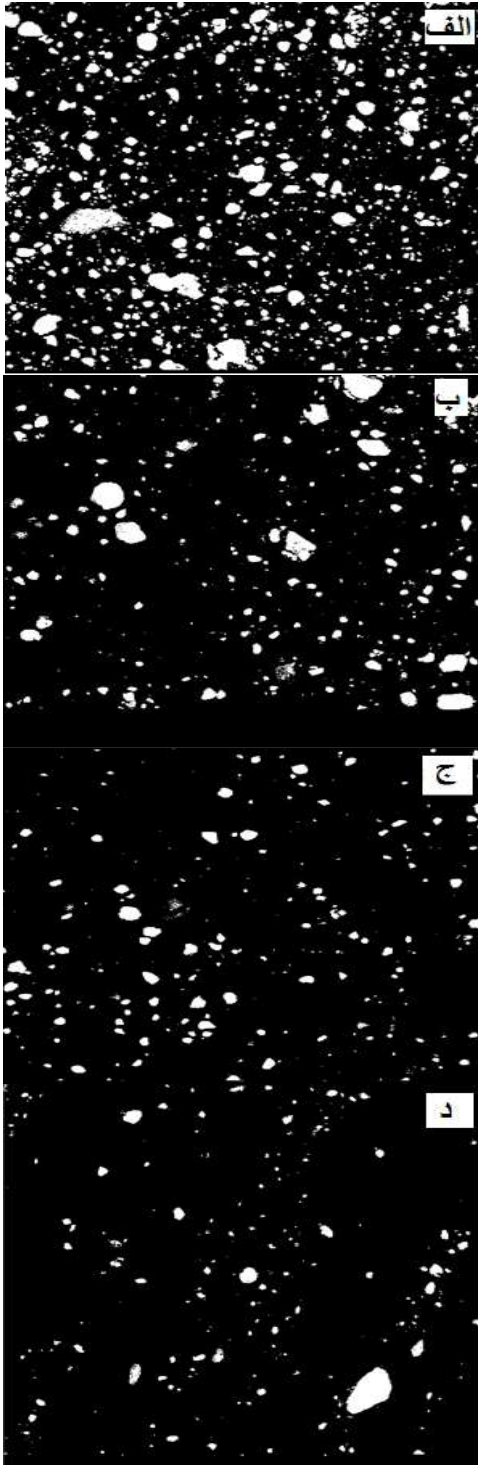
سرعت پیشروی 40 mm/min را برای آلیاژ آلومینیوم FSP شده را نشان می‌دهد. این شکل به وضوح توزیع همگن ذرات پودرهای $ZrSiO_4$ و ZrO_2 را در زمینه آلومینیوم نشان می‌دهد. به طور کلی، یکی از مهم‌ترین عوامل برای بهبود خواص مکانیکی نمونه‌های کامپوزیت هیبریدی سطحی ساخته شده به روش فرایند اصطکاکی اغتشاشی، پیوند ذرات به یکدیگر و با فلز پایه است. پدیده تقویت به پیوند و چسبندگی ذرات و فلز پایه بستگی دارد [31 و 32].



شکل 8- تصاویر تهیه شده توسط SEM در بزرگنمایی‌های مختلف از نمونه شماره 2 (سرعت دورانی 1400 rpm و سرعت پیشروی 25 mm/min).

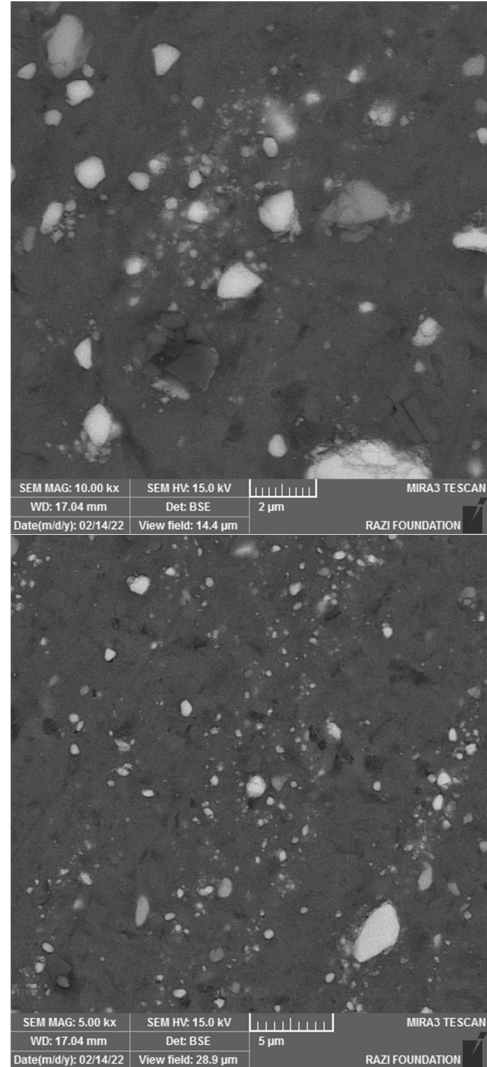
در شکل (11) تصاویر تهیه شده توسط نرم افزار J Imagr از توزیع ذرات در نمونه‌های شماره 1، 2، 3 و 4 آورده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود توزیع ذرات در نمونه شماره 1

سختی بالای نمونه‌های FSP شده ناشی از کاهش اندازه دانه، ریزشیدن و توزیع بهتر ذرات و کسر سطحی بالای ذرات ZrO_2 و $ZrSiO_4$ می‌باشد.



شکل 11- آنالیز تصاویر SEM توسط نرم افزار Image J از توزیع ذرات با سرعت دورانی 1400 rpm -نمونه الف- با سرعت پیشروی 20 mm/min
ب- نمونه 2 با سرعت پیشروی 25 mm/min ج- نمونه 3 با سرعت پیشروی 31/5 mm/min د- نمونه 4 با سرعت پیشروی 40 mm/min

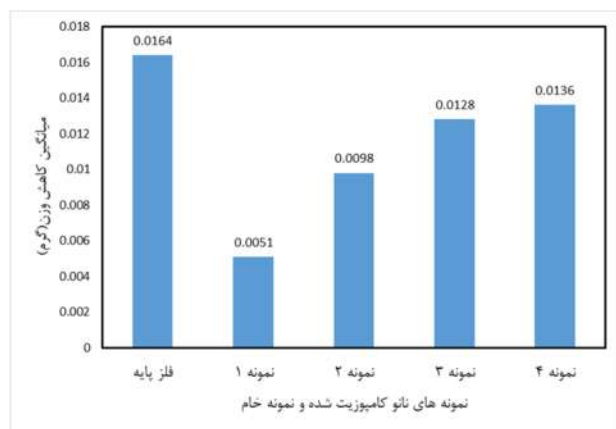
میانگین مقادیر میکروسختی نمونه‌ها را در ناحیه اغتشاشی نشان می‌دهد. لازم به ذکر است که مقدار متوسط سختی، میانگین 10 مقدار سختی است. از نتایج شکل (12) مشاهده شد که بیشترین سختی در نمونه شماره 1 در سرعت پیشروی 20 mm/min به دست آمد. کمترین سختی در نمونه شماره 4 در سرعت پیشروی 40 mm/min به دست آمد.



شکل 10- تصاویر تهیه شده توسط SEM در بزرگنمایی‌های مختلف از نمونه شماره 4 (سرعت دورانی 1400 rpm و سرعت پیشروی 40mm/min).

مقدار سختی نمونه شماره 1 تقویت شده با ZrO_2 و $ZrSiO_4$ حدود 69/96 HV به دست آمد که با توجه به سختی آلومینیوم 5052 که 55 HV می‌باشد به مقدار 27/15 درصد افزایش یافته است. بنابراین مشاهده می‌شود که ریزسختی ناحیه اغتشاشی در همه نمونه‌ها نسبت به فلز پایه افزایش یافته است.

است در نمونه شماره 1 کسر سطحی ذرات بالاتر و اندازه ذرات در مقایسه با نمونه‌های 2، 3 و 4 کوچکتر است. لذا این نمونه دارای سختی بالاتری است. این نتایج با نتایج پارادیپ کومار و همکاران [37] تطابق خوبی دارد. در نتایج آن‌ها کاهش اندازه دانه در فرایند اغتشاشی اصطکاکی کامپوزیت سطحی آلومینیوم 6063 به دلیل اتصال سطحی قوی ذرات تقویت کننده گرافن و مواد زمینه مشاهده شده است.



شکل 13- میانگین کاهش وزن نمونه‌های نانو کامپوزیت شده و فلز پایه.

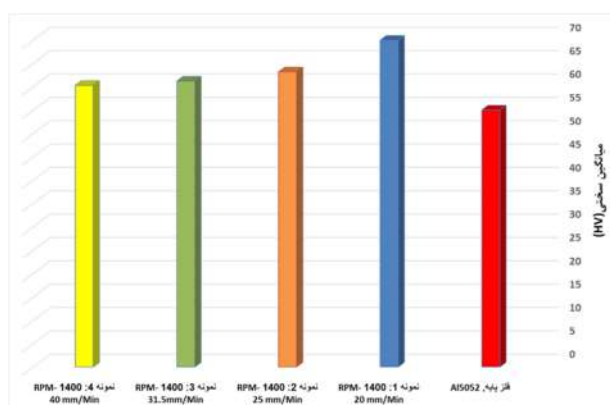
3-3- بررسی رفتار سایش نمونه‌ها

جهت بررسی رفتار سایشی در نمونه‌ها، نمونه‌های 1 تا 4 و همچنین نمونه خام تحت آزمون سایش به روش پین بر روی دیسک قرار گرفتند. نتایج کاهش وزن براساس مسافت طی شده در آزمون سایش در شکل (13) آورده شده است. بررسی نتایج نشان می‌دهد در آزمون سایش نمونه‌های FSP شده، میزان کاهش وزن نمونه‌ها در مقایسه با نمونه خام کاهش یافته است. بنابراین مقاومت به سایش نمونه‌ها در اثر عملیات FSP بهبود یافته است. دلیل این موضوع افزایش سختی در اثر عملیات FSP بدلیل ریز شدن دانه‌ها و حضور ذرات ZrO_2 و $ZrSiO_4$ است. در بین نمونه‌های FSP شده نمونه شماره 1 دارای بهترین مقاومت به سایش است. دلیل این موضوع سختی بالاتر، افزایش کسر سطحی و توزیع مناسب‌تر ذرات ZrO_2 و $ZrSiO_4$ این نمونه در مقایسه با نمونه‌های 2، 3 و 4 است. جهت مشخص نمودن مکانیزم سایش، سطح سایش نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترون روبشی (SEM) بررسی گردید که تصاویر آن در شکل (14-الف و 14-ب) برای نمونه خام و نمونه

از این رو نتیجه گیری می‌شود که در سرعت دورانی ثابت 1400rpm با کاهش سرعت پیشروی و افزودن ذرات تقویت کننده، مقدار میکروسختی کامپوزیت هیبریدی سطحی آلیاژهای آلومینیوم 5052 بیشتر می‌شود. با کاهش سرعت پیشروی، ابزار زمان بیشتری برای تماس با مواد پایه پیدا می‌کند و در نتیجه گرمای بیشتری در سرعت پیشروی کم در مقایسه با سرعت پیشروی بالا تولید می‌گردد که در نهایت منجر به پراکندگی بهتر ذرات تقویت کننده در فلز پایه می‌شود. این نتایج دارای تطابق خوبی با نتایج سایر محققان است [35 و 36]. به عنوان مثال پارادیپ کومار و همکاران [37] اثر ذرات گرافن بر خواص مکانیکی در کامپوزیت سطحی آلومینیوم 6063 را بررسی کردند.

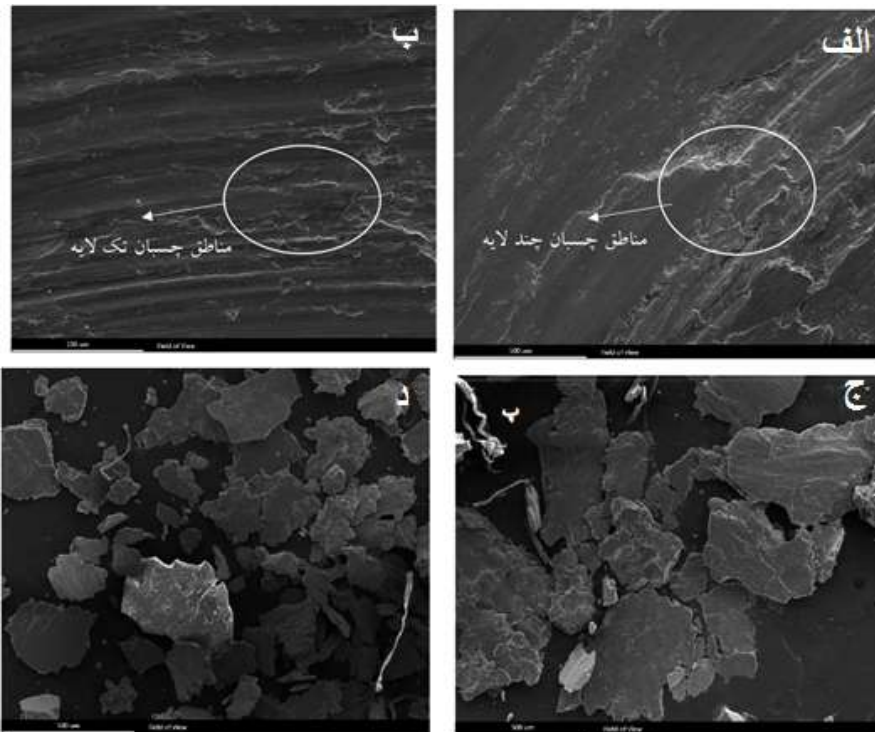
جدول 3- آنالیز ذرات از نظر سایز، درصد سطحی و میانگین اندازه ذرات در نمونه‌های مختلف.

شماره نمونه	تعداد ذرات در تصویر	درصد کسر سطحی	میانگین اندازه ذرات (میکرومتر مربع)
1	1984	18/645	0/075
2	876	9/073	0/106
3	723	5/372	0/098
4	488	4/213	0/086



شکل 12- نمودار مقایسه‌ای میانگین مقادیر میکروسختی نمونه‌ها در ناحیه اغتشاشی.

نتایج این تحقیق نشان داد که بدلیل ریزدانه شدن ذرات، سختی پس از یک پاس نسبت به فلز پایه به میزان 25/45 درصد افزایش یافت. همچنین نتایج Image Analyzer دارای تطابق خوبی با نتایج سختی است. همانطوری که از جدول (3) مشخص



شکل 14- تصاویر تهیه شده توسط SEM الف- سطح سایش نمونه خام ب- سطح سایش نمونه شماره 1 ج- ذرات حاصل از سایش در نمونه خام د- ذرات حاصل از سایش در نمونه شماره 1.

شماره 1 آورده شده است. بررسی تصاویر نشان دهنده آنست که مکانیزم سایش نمونه‌ها، چسبان می‌باشد. همچنین با ایجاد کامپوزیت هیبریدی و افزایش سختی نمونه از میزان سایش چسبان کاسته شده است به نحوی که در نمونه خام، مناطق چسبان به صورت چندلایه مشاهده می‌گردد (سایش چسبان قوی)، اما در نمونه شماره 1 به صورت تک لایه چسبان است (سایش چسبان ضعیف). همچنین براده‌های حاصل از سایش در شکل (14-ج و 14-د) آورده شده است. همانطوری که ملاحظه می‌گردد در نمونه شماره 1 (شکل 14-د) در مقایسه با نمونه خام (شکل 14-ج)، ذرات حاصل از سایش ریزتر است. دلیل این موضوع افزایش سختی و ترد شدن نمونه‌ها می‌باشد. نتایج سایش در این تحقیق دارای تطابق خوبی با دیگر محققان است. به عنوان مثال جینگ مینگ تانگ و همکاران [38] نشان دادند که در کامپوزیت سطحی SiC/Al ساخته شده با فرایند اصطکاکی اغتشاشی، با کاهش اندازه ذرات SiC، مکانیسم‌های سایش از سایش ساینده به سایش چسبان تغییر کرد. همچنین شالوک و همکاران [20] نشان دادند که در کامپوزیت سطحی

شماره 1 آورده شده است. بررسی تصاویر نشان دهنده آنست که مکانیزم سایش نمونه‌ها، چسبان می‌باشد. همچنین با ایجاد کامپوزیت هیبریدی و افزایش سختی نمونه از میزان سایش چسبان کاسته شده است به نحوی که در نمونه خام، مناطق چسبان به صورت چندلایه مشاهده می‌گردد (سایش چسبان قوی)، اما در نمونه شماره 1 به صورت تک لایه چسبان است (سایش چسبان ضعیف). همچنین براده‌های حاصل از سایش در شکل (14-ج و 14-د) آورده شده است. همانطوری که ملاحظه می‌گردد در نمونه شماره 1 (شکل 14-د) در مقایسه با نمونه خام (شکل 14-ج)، ذرات حاصل از سایش ریزتر است. دلیل این موضوع افزایش سختی و ترد شدن نمونه‌ها می‌باشد. نتایج سایش در این تحقیق دارای تطابق خوبی با دیگر محققان است. به عنوان مثال جینگ مینگ تانگ و همکاران [38] نشان دادند که در کامپوزیت سطحی SiC/Al ساخته شده با فرایند اصطکاکی اغتشاشی، با کاهش اندازه ذرات SiC، مکانیسم‌های سایش از سایش ساینده به سایش چسبان تغییر کرد. همچنین شالوک و همکاران [20] نشان دادند که در کامپوزیت سطحی

4- نتیجه‌گیری

در این تحقیق کامپوزیت هیبریدی سطحی $Al5052/ZrO_2/ZrSiO_4$ با روش FSP در سرعت چرخش 1400 دور در دقیقه و سرعت پیشروی 20، 25، 31/5 و 40 میلی‌متر بر دقیقه با موفقیت ایجاد گردید. نتایج نشان داد:

- در نمونه با کمترین سرعت پیشروی (20 میلی‌متر بر دقیقه) به دلیل آنکه ابزار زمان بیشتری برای تماس با زمینه و ذرات استحکام‌دهنده پیدا می‌کند، لذا گرمای بیشتری در مقایسه با سایر نمونه‌ها ایجاد می‌شود که باعث توزیع مناسب‌تر و ریز شدن ذرات ZrO_2 و $ZrSiO_4$ در مقایسه با سایر نمونه می‌گردد. در نمونه فوق‌الذکر کسر سطحی ذرات و اندازه ذرات به ترتیب 18/6% و 0/075 میکرومتر است. این درحالی است که در نمونه‌های با سرعت پیشروی 25، 31/5 و 40 میلی‌متر بر

5-H. Mehdi, R. S. Mishra "Modification of Microstructure and Mechanical Properties of AA6082/ZrB₂ Processed by Multipass Friction Stir Processing" *Journal of Materials Engineering and Performance*. (2022).

<https://doi.org/10.1007/s11665-022-07080-0>

6-I. Charit, R.S. Mishra, "Low temperature superplasticity in a friction-stir-processed ultrafine-grained Al-Zn-Mg-Se alloy," *Acta Materialia*, Vol. 53, pp. 4211-4223, 2005.

<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.05.021>

7-J.Karpagam, Chandrashekhara K.Patil, K.V.Pradeep Kumar, AnkurDutt Sharma, RaviKumarGoyal, MotiLal Rinawa, M.Sudhakar, "Fabrication of Al-Zr -Mg-Ni matrix composite with TiC reinforcement by multi-pass recursive friction stir processing and its characterization" *Materials Today: Proceedings, Volume 59, Part 2*, 2022, Pages 1485-1490.

<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.01.239>

8-P.B. Berbon, W.H. Bingel, R.S. Mishra, C.C. Bampton, M.W. Mahoney, "Friction stir processing: a tool to homogenise nanocomposite aluminum alloys," *Scripta Materialia*, Vol. 44, pp. 61, 2001.

[https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(00\)00578-9](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(00)00578-9)

9-Z.Y. Ma, S.R. Sharma, R.S. Mishra, "Effect of multiple-pass friction stir processing on microstructure and tensile properties of a cast aluminum-silicon alloy," *Scripta Materialia*, Vol. 54, pp. 1623, 2006.

<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.01.010>

10-K. Kumar, S. V. Kailas, On the role of axial load and the effect of interface position on the tensile strength of a friction stir welded aluminium alloy, *Materials and Design*, Vol. 29, No. 4, pp. 791-797, 2008.

<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2007.01.012>

11-Jiangmei He, Yijie Hu, Youping Sun, Wangzhen Li, Guojian Luo "Effect of single-pass friction stir processing parameters on the microstructure and properties of 2 mm thick AA2524" *Materials Research Express*, Volume 9, Number 9, 2022.

DOI 10.1088/2053-1591/ac8f20

12-S. Bharti, L. Thakur, S. Anand, V. Dutta, Nano-based Composites and Their Synthesis, *Nanomater. Environ. Biotechnol.* Springer, Cham. (2020) 141-161.

[doi:10.1007/978-3-030-34544-0_9](https://doi.org/10.1007/978-3-030-34544-0_9)

13-Wang FF, Li WY, Shen JJ, et al. Effect of tool rotational speed on the microstructure and mechanical properties of bobbin tool friction stir welding of Al-Li alloy. *Materials and Design*. 2015;86:933-940.

<http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.096>

14- Dinaharan I, Kalaiselvan K, Vijay SJ, et al. Effect of material location and tool rotational speed on microstructure and tensile strength of dissimilar friction stir welded aluminum alloys. *Archives of civil and Mechanical Engineering*. 2012;12(4):446-454.

<https://doi.org/10.1016/j.acme.2012.08.002>

15-M. Jayaraman, R. Sivasubramanian, V. Balasubramanian. Establishing relationship between the base metal properties and friction stir welding process

دقیقه این مقادیر به ترتیب %5/3 و 0/098 میکرومتر، %9/07 و 0/1 میکرومتر و %4/21 و 0/086 میکرومتر است.

- ایجاد کامپوزیت هیبریدی سطحی Al5052/ZrO₂/ZrSiO₄ با روش FSP منجر به افزایش سختی و مقادیر سایش نمونه‌ها در مقایسه با نمونه آلیاژ آلومینیوم 5052 می‌گردد. دلیل این موضوع ریز شدن ساختار ناشی از فرایند FSP، قرارگیری ذرات ZrO₂ و ZrSiO₄ در سطح نمونه‌های FSP شده در مقایسه با نمونه خام است. در بین نمونه‌های FSP شده نمونه با سرعت پیشروی 20 میلی‌متر بر دقیقه دارای بالاترین سختی و مقاومت سایشی است. به نحوی که سختی و مقاومت سایشی این نمونه در مقایسه با نمونه خام به ترتیب 27/16 درصد و 68/9 درصد افزایش را نشان می‌دهد.

- بررسی سطح سایش نمونه‌ها حاکی از آنست که مکانیزم سایش در نمونه خام سایش چسبان قوی (مناطق چسبان چندلایه) می‌باشد. در اثر عملیات FSP و کامپوزیت سازی سطحی به دلیل ریز شدن دانه، توزیع مناسب ذرات و افزایش سختی، مکانیزم سایش به چسبان ضعیف (مناطق چسبان تک لایه) تبدیل شده است. همچنین براده‌های حاصل از سایش در FSP به دلیل افزایش سختی، ریزتر می‌باشد.

منابع

1-V. Dutta, L. Thakur, B. Singh, A study on the effect of friction stir processing technique for the marine applications, *Materials Today: Proceedings*, Elsevier Ltd (2019) 5048-5056.

<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.499>

2-Hofmann DC, Vecchio KS. Submerged friction stir processing (SFSP): An improved method for creating ultra-fine-grained bulk materials. *Materials Science and Engineering A*. 2005;402:234-41.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.04.032>

3-Dolatkhah A, Golbabaei P, Besharati Givi MK, Molaiekiya F. Investigating effects of process parameters on microstructural and mechanical properties of Al5052/SiC metal matrix composite fabricated via friction stir processing. *Materials and Design* 2012;37:458-464.

<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.09.035>

4- R.S. Mishra, M.W. Mahoney, S.X. McFadden, N.A. Mara, A.K. Mukherjee, "High strain rate superplasticity in a friction stir processed 7075 Al alloy," *Scripta Materialia*, Vol. 42, pp. 163-168, 2000. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(99\)00329-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(99)00329-2)

DOI:10.1088/2631-8695/ab4b00

26- G. Minak, L. Cedchini, I. Boromei, and M. Ponte: Int. J. Fatigue, 2010, vol. 32, pp. 218–26.

DOI: 10.1520/E0003-01

27-American Society for Testing and Materials (2017) Standard test method for microindentation hardness of materials, ASTM E 384. ASM International, West Conshohocken.

DOI: 10.1520/E0384-22

28-American Society for Testing and Materials (2004) Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus, ASTM G99. ASM International, West Conshohocken.

DOI: 10.1520/G0099-17

29-M. Raafat, T.S. Mahmoud, H.M. Zakaria, and T.A. Khalifa, "Microstructural, mechanical and wear behavior of A390/graphite and A390/Al₂O₃ surface composites fabricated using FSP," Materials Science and Engineering A, 528, No. 18, 5741–5746 (2011).

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.03.097>.

30-M. Paidar, A. Khodabandeh, H. Najafi, and A. Sabour Rouh-aghdam, "Retracted article: An investigation on mechanical and metallurgical properties of 2024-T3 aluminum alloy spot friction welds," The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 80, Nos. 1–4, 183–197 (2015).

<https://doi.org/10.1007/s00170-015-6997-2>.

31- ShojaeefardMH, Akbari M, Asadi P and Khalkhali A The effect of reinforcement type on the microstructure, mechanical properties, and wear resistance of A356 matrix composites produced by FSP. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 91, pages1391–1407 (2017).

DOI:10.1007/s00170-016-9853-0

32- Mishra R S, SarathiD, P and KumarNFriction Stir Welding and Processing (Berlin: Springer, 2010).

DOI 10.1007/978-3-319-07043-8

33- Shafiei-Zarghani, A., S.F. Kashani-Bozorg, and A. Zarei-Hanzaki, Microstructures and mechanical properties of Al/Al₂O₃ surface nano-composite layer produced by friction stir processing. Materials Science and Engineering A, 2009. 500: p. 84-91.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.09.064>

34- Shamsipur A, Kashani-Bozorg S.F, Zarei-Hanzaki A. The effects of friction-stir process parameters on the fabrication of Ti/SiC nano-composite surface layer. Surface and Coatings Technology. 2011; 206: 1372–1381.

<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.08.065>

35-Qu, J., et al., Improving the tribological characteristics of aluminum 6061 alloy by surface compositing with sub-micro-size ceramic particles via friction stir processing. Wear, 2011. 271: p. 1940 – 1945.

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.11.046>

36- J. Gandra, R. Miranda, P. Vilica, A. Velhinho, J.P. Teixeira, Functionally graded materials produced by friction stir processing, Journal of Materials Processing Technology 211, 1659 (2011).

DOI:10.1016/j.jmatprotec.2011.04.016

parameters of cast aluminium alloys. Materials and Design. Volume 31, Issue 9, October 2010, Pages 4567-4576.

<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.03.040>

16- Yupeng Li, Daqian Sun, Wenbiao Gong, "Effect of Tool Rotational Speed on the Microstructure and Mechanical Properties of Bobbin Tool Friction Stir Welded 6082-T6 Aluminum Alloy " *Metals* 2019, 9(8), 894.

<https://doi.org/10.3390/met9080894>

17-M. Barmouz, M.K. Besharati, "Fabrication of in situ Cu/SiC composites using multi-pass friction stir processing: Evaluation of microstructural, porosity, mechanical and electrical behavior," Composites, Vol. 42, pp. 1445-1453, 2011.

<https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.06.010>

18-S. Chainarong , P. Muangjunburee, S. Suthummanon., Friction Stir Processing of SSM356 Aluminium Alloy, Procedia Engineering 97 (2014) 732 – 740.

<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.12.303>

19- Mohsen Bahrami, Kamran. Dehghani, Mohammad Kazem Besharati Givi, A novel approach to develop aluminum matrix nano-composite employing friction stir welding technique, Materials and Design, Volume 53, January 2014, Pages 217-225.

<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.07.006>

20- Shalok Bharti a , Nilesh D. Ghetiya a , Varun Dutta, "Investigating micro hardness and wear behavior of Al₅₀Si₂/ZrO₂ surface composite produced by friction stir processing "Materials Today, Volume 44, Part 1, 2021, Pages 52-57.

<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.06.318>.

21-S. Mitrovic, M. Babic, B. Stojanovic, N. Miloradovic, M. Pantic and D. Dzunic, "Tribological potential of hybrid composites based on zinc and aluminum alloys reinforced with SiC and graphite particles", Tribology in Industry, Vol. 34(4), pp. 177–185, 2012. License CC BY-NC 4.0

22-A. Akinci, S. Sen, U. Sen, Friction and wear behavior of zirconium oxide reinforced PMMA composites, Composites Part B: Engineering. 56 (2014) 42–47.

<https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2013.08.015>.

23-S. M. Bayazida, H. Farhangia , A. Ghahramani, Effect of Pin Profile on Defects of Friction Stir Welded 7075 Aluminum Alloy, Procedia Materials Science 11 (2015) 12 – 16.

<https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.11.013>

24- S.J. Vijay, N. Murugan, Influence of tool pin profile on the metallurgical and mechanical properties of friction stir welded Al–10 wt.% TiB₂ metal matrix Composite, Materials and Design. Volume 31, Issue 7, 2010, P.3585-3589.

<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.01.018>

25-Ravi Butola , RanganathMS, Qasim Murtaza, Fabrication and optimization of AA7075 matrix surface composites using Taguchi technique via friction stir processing (FSP), Engineering Research Express 1 (2019) 025015.

38-Jingming Tang, Yifu Shen, Junping Li, "Influences of friction stir processing parameters on microstructure and mechanical properties of SiC/Al composites fabricated by multi-pin tool " Journal of Manufacturing Processes 38 (2019) 279–28.

<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.01.029>

37-Pardeep Kumar, Vipin Sharma, Dinesh Kumar, Shalom Akhai, "Morphology and Mechanical Behavior of Friction Stirred Aluminum Surface Composite Reinforced with Graphene" EVERGREEN Joint Journal of Novel Carbon Resource Sciences & Green Asia Strategy, Vol. 10, Issue 01, pp105-110, March 2023. DOI:10.5109/6781056



Evaluation of tribological behaviors of Inconel 625 cladding on same substrate cladded by direct laser deposition process

M.R. Borhani¹, M. Rajabi^{1*} , R. Shoja Razavi², R. Jamaati¹

1- Department of Materials Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Shariati Avenue, Babol, Iran.
2- Faculty of Materials & Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Iran.

Received 12 May 2023 ; Accepted 22 June 2023

Abstract

Reconstruction of parts using direct laser deposition can create a combination of high wear resistance properties, good toughness, and corrosion resistance. In this research, the wear properties of Inconel 625 powder cladding on the same substrate have been investigated; For this purpose, room temperature and high temperature wear tests have been used. Mass reduction, friction coefficient, width and depth of wear penetration have been measured. Also, a scanning electron microscope with an energy dispersive spectroscopy system was used to evaluate the cladding surface. The results showed that the mass reduction due to wear at Inconel 625 cladding compared to Inconel 625 substrate has decreased by 7% and 52%, respectively, at temperatures of 25°C and 620°C. Also, the wear mechanism of the room temperature of the cladding is mainly scratchy, and the wear mechanism of high temperature is mainly sticky.

Keywords: Direct Laser Deposition, Inconel 625, Wear properties, Friction coefficient.

 Corresponding Author: m.rajabi@nit.ac.ir



ارزیابی رفتار تریبولوژیکی روکش اینکونل 625 روی زیرلایه هم جنس

روکش کاری شده توسط فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری

محمد رضا برهانی¹، محمد رجبی^{1*} ID، سید رضا شجاع رضوی²، روح الله جماعتی¹

1-دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، دانشکده مهندسی صنایع و مواد

2-دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت

دریافت مقاله: 1402/02/22؛ پذیرش مقاله: 1402/04/01

چکیده

بازسازی قطعات به وسیله رسوب‌نشانی مستقیم لیزری می‌تواند تلفیقی از خواص مقاومت به سایش بالا، چقرمگی مناسب و مقاومت مطلوب در برابر خوردگی را ایجاد نماید. در این پژوهش خواص سایشی روکش پودر اینکونل 625 روی زیرلایه هم جنس بررسی شد؛ بدین منظور از آزمون سایش دمای محیط و دمای بالا استفاده و کاهش جرم، ضریب اصطکاک، عرض و عمق نفوذ سایش اندازه‌گیری شد. جهت ارزیابی سطح سایش یافته از میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به سیستم طیف سنجی پراش انرژی استفاده شد. نتایج نشان داد؛ کاهش جرم ناشی از سایش روکش اینکونل 625 در مقایسه با زیرلایه اینکونل 625 به ترتیب 7 و 52 درصد در سایش دمای 25 و 620 درجه سانتیگراد کاهش یافت. مکانیزم سایش دمای محیط پوشش عمدتاً خراشان و مکانیزم سایش دما بالای آن عمدتاً چسبان است.

کلمات کلیدی: رسوب‌نشانی مستقیم لیزری، اینکونل 625، خواص سایشی، ضریب اصطکاک.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: m.rajabi@nit.ac.ir

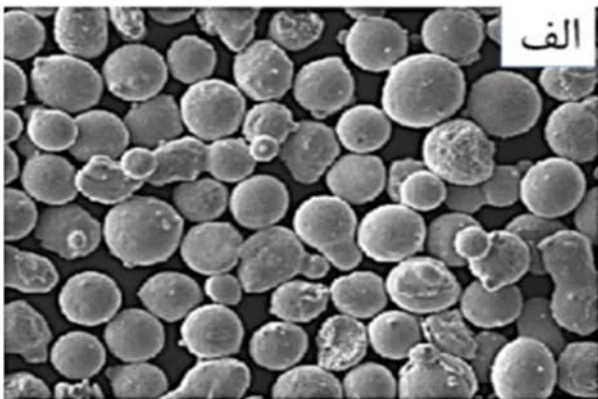
1- مقدمه

سختی می‌شود [4-2]. سایش به‌عنوان یکی از عوامل تخریب قطعات صنعتی است و زمانی اتفاق می‌افتد که دو سطح در تماس با یکدیگر و یا تحت تأثیر نیروی مکانیکی نسبت به هم حرکت لغزشی داشته باشند [5]. خواجوی و همکاران [6] تشکیل اکسید کروم و اکسید نیکل را در سطح شکست پره از جنس اینکونل 625 مشاهده کردند. نتایج نشان داد خوردگی داغ همراه با سایش باعث شکسته شدن پره می‌شود.

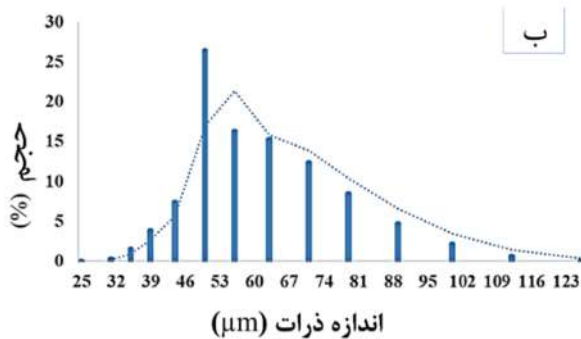
هنگام بازسای قطعه فرسوده، انتظار می‌رود طول عمر سایشی قطعه نسبت به قطعه جدید بالاتر باشد. در مواردی با روکش کاری ماده با خواص سایشی بالاتر این مورد حاصل

اینکونل 625 یک آلیاژ پایه نیکل-کروم-مولیبدن است. عنصر مولیبدن در این آلیاژ باعث افزایش سختی بدون اعمال عملیات حرارتی می‌شود. این آلیاژ به شدت مقاوم به خوردگی، خستگی خوردگی، حفره‌زایی و سایش است [1]. نتایج حاصل از بررسی مقاومت به سایش و سختی اینکونل 625 نشان داد وجود فاز زمینه گاما و وجود ذرات کاربید کروم، تنگستن و نیوبیم منجر به افزایش سختی و بهبود مقاومت به سایش می‌شود. از طرفی انتخاب پارامتر مناسب در رسوب‌نشانی مستقیم لیزری منجر به ایجاد ساختار ظریف و بهبود مقاومت به سایش و افزایش

60 الی 90 میکرومتر مطابق شکل (1-الف) توسط فرایند رسوب‌نشانی مستقیم فلزی روی زیرلایه هم جنس لایه نشانی شد؛ شکل (1-ب) نمودار توزیع اندازه دانه پودر را نشان می‌دهد. از سیستم رسوب‌نشانی مستقیم لیزری مجهز به لیزر فیبری پیوسته با حداکثر توان یک کیلووات برای ساخت نمونه‌ها استفاده شد. نتایج طیف‌سنجی تفکیک انرژی پودر و زیرلایه نیز در جدول (1) آمده است.



100µm



شکل 1- الف- تصویر میکروسکوپی الکترونی روشی از پودر اینکونل 625 و ب- توزیع اندازه ذرات پودر.

جهت نمونه‌سازی از توان لیزر 225 وات، نرخ روبش 10 میلی‌متر بر ثانیه و نرخ تغذیه پودر 150 میلی‌گرم بر ثانیه با همپوشانی عرضی 45 درصد استفاده گردید [13]. ارتفاع و آمیختگی (رقت) پوشش حاصل به ترتیب برابر با 380 میکرومتر و 10 درصد می‌باشد [13]. به جهت حفظ ساختار انجمادی از الگوی حرکتی یک‌جهت استفاده شد؛ در این حالت بافت اصلی تشکیل شده مولفه‌های مکعبی و گوس می‌باشد و در تحقیقات بافت انجمادی با شدت بالا در این حالت توسط روش

می‌شود. در مواردی به دلیل حساسیت ساختاری قطعه مجاز به استفاده از مواد غیرمشابه نیستیم. همچنین استفاده از روش‌های متداول مانند پاشش حرارتی (بدون پیوند متالورژیکی) و جوشکاری (ناحیه متأثر از حرارت بالا و ایجاد تغییرات ساختاری و ترک) خواص مورد نظر را تامین نمی‌نماید [7-8]. استفاده از روش رسوب‌نشانی مستقیم لیزری، فرصت جدیدی برای تعمیر قطعاتی که قبلاً به وسیله روش‌های رایج قابل تعمیر نبودند. در این روش با روکش‌کاری مواد هم‌جنس، علاوه بر ثبات ساختاری می‌توان به خواص بالاتر از ماده پایه رسید [9-10]. در پژوهشی خواص سایشی روکش لیزری فولاد 17-4PH روی زیرلایه هم‌جنس مورد بررسی قرار گرفت نتایج نشان داد کاهش جرم ناشی از سایش روکش نسبت به زیرلایه در بارگذاری 54 نیوتن، به میزان 22 درصد کاهش یافته است [11]. کوا و همکاران [12] در پژوهشی خواص سختی و سایش پوشش اینکونل 625 و کولومونی 6 را مورد بررسی قرار دادند. نتایج نشان داد برای پوشش اینکونل 625 مکانیزم سایش چسبان و کولومونی 6 به دلیل حضور ذرات سخت مکانیزم سایش خراشان رخ داده است. پوشش اینکونل 625 دارای فاز نرم گاما و کولومونی 6 دارای ترکیبات بین فلزی و فاز لایه است. علت اصلی تفاوت خواص سایشی در این دو آلیاژ میزان فاز لایه گزارش شده است؛ افزایش سختی و کاهش ضریب اصطکاک در پوشش کولومونی 6 به علت افزایش درصدی فاز لایه است.

به‌رغم اهمیت بالای خواص سایشی در عمر نهایی قطعه تحقیقات محدودی در زمینه بررسی خواص سایشی روکش لیزری هم‌جنس انجام شده است. هدف پژوهش حاضر بررسی خواص سایشی (دما محیط و دما بالا) روکش اینکونل 625 روی زیرلایه هم‌جنس، با هدف افزایش خواص سایشی و به‌عنوان معیار پذیرش قطعه بازسازی شده، است.

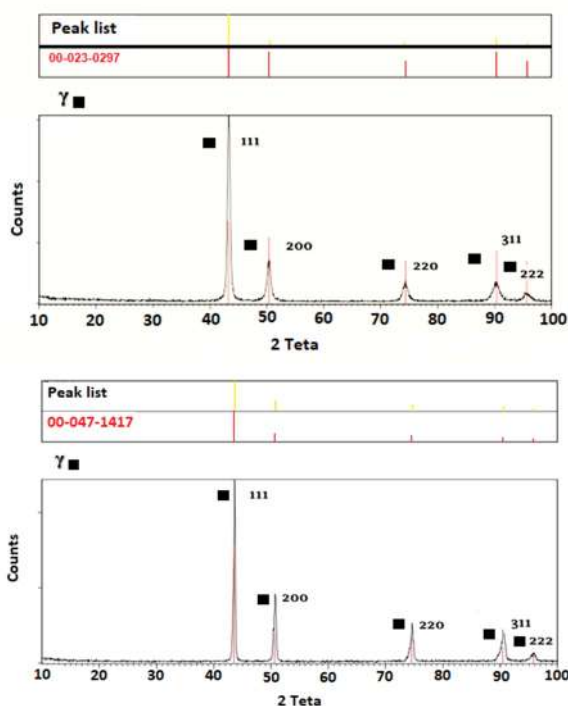
2- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، پودر اینکونل 625 تولیدشده به روش اتمیزاسیون گازی ساخت شرکت هورای با توزیع اندازه دانه

جدول 1- آنالیز طیف سنجی تفکیک انرژی پودر و زیرلایه.

عنصر		نیکل	کروم	آهن	نایوبیوم	مولیبدن	تیتانیوم	آلومینیم	منگنز	سیلیسیم	سایر
زیرلایه	درصد	پایه	۲۲٫۲	۴٫۵	۲٫۹	۷٫۵	۰٫۲	-	۰٫۴	۰٫۵	۰٫۲
پودر	وزنی	پایه	۲۲٫۴	۲	۳٫۵	۸٫۸	۰٫۲	۰٫۸	۰٫۲	۰٫۵	۰٫۲

برای تشکیل رسوب γ و γ' وجود ندارد. (با توسط این روش قابل شناسایی نیست.)



شکل 2- نتایج آنالیز پراش پرتوی ایکس الف- زیرلایه و ب- پوشش ایجاد شده به روش رسوب نشانی مستقیم لیزری.

جدول (3) میزان کاهش وزن نمونه برای سایش دمای محیط و دمای 620 درجه سانتیگراد را نمایش می‌دهد. با توجه به انتظار قبلی کاهش وزن نمونه روکش کاری شده نسبت به زیرلایه در حالت سایش دمای 25 و دمای 620 درجه سانتیگراد به ترتیب 52 و 6 درصد کاهش داشته است. شکل (3) نمودار ضریب اصطکاک نمونه‌ها را نشان می‌دهد ضریب اصطکاک برای پوشش اینکونل 625 در مقایسه با زیرلایه در هر 2 حالت دمای 25 و 620 درجه سانتیگراد پایین تر است. با توجه به نتایج کاهش جرم و ضریب اصطکاک به نظر می‌رسد روکش اینکونل 625 از مقاومت سایشی بالاتری برخوردار است.

رسوب نشانی مستقیم لیزری به دست می‌آید؛ بنابراین در این پژوهش ضمن حفظ خواص بافت (با بهینه سازی فرایندی و استفاده از پوشش هم جنس) هدف افزایش خواص سایشی نیز دنبال شده است [14-16].

اندازه گیری کاهش وزن آن‌ها توسط ترازوی دیجیتال مدل سارتوریوس آنالیتیک با دقت 0/0001g انجام شد. جهت تعیین ضریب اصطکاک در حین فرایند سایش، نمودارهای ضریب اصطکاک توسط نرم افزار مربوط به دستگاه سایش رسم شده و مقدار ضریب اصطکاک تعیین شد. از ساینده آلومینا با سختی 78 راکول سی جهت آزمون استفاده و جهت زدایش آلودگی گلوله های آلومینا به مدت 30 دقیقه در اتانول به صورت التراسونیک تمیزکاری و سپس به مدت 1 ساعت در یک آون در دمای 90 درجه سانتیگراد خشک شد. در نهایت از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) تسکن مدل MIRA3 مجهز به طیف سنج توزیع انرژی جهت بررسی سطح سایش استفاده شد.

3- نتایج و بحث

شکل (2- الف و 2- ب) به ترتیب نتایج آنالیز پراش پرتوی ایکس زیرلایه و نمونه تولیدی در راستای عمود بر جهت رویش لیزر را نشان می‌دهد. مطابق با این شکل هم زیرلایه و هم پوشش عمدتاً شامل فاز آستنیتی پایه نیکل fcc (فاز γ) است. تنها پیک‌های (111)، (200)، (220)، (311) و (222) در الگوی پراش شناسایی شده است. اولین دلیل عدم حضور پیک‌های تفرق فازهای لاوه، γ' و کاربیدها در الگوی تفرق پراش را می‌توان به کسر حجمی کم این فازها مربوط دانست. از طرفی با توجه به نرخ سرد شدن بالای فرایندهای لیزری و انباشت حرارت کم و همچنین دیگرام TTT اینکونل 625 زمان کافی

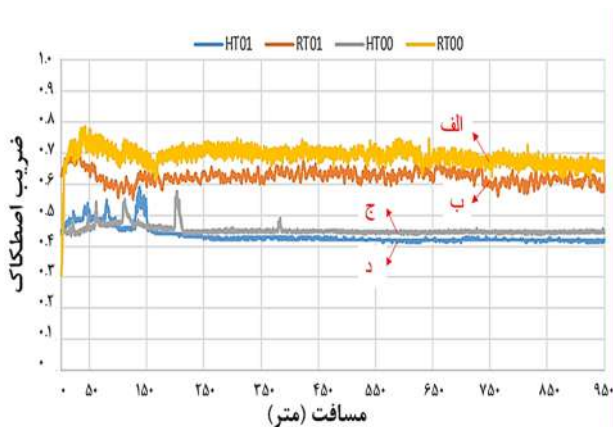
جدول 2- شرایط و متغیرهای آزمون سایش.

مسافت (متر)	سرعت خطی (متر بر ثانیه)	اتمسفر	دما (درجه سانتیگراد)	نیرو (نیوتن)	شماره نمونه
۱۰۰۰	۰/۰۵	محیط	۶۲۰	۵۰	HT00 زیرلایه
					HT01 روکش
			۲۵		RT00 زیرلایه
					RT01 روکش

جدول 3- وزن اولیه، نهایی و کاهش وزن نمونه‌ها در آزمون سایش دما بالا و دما پایین.

شماره نمونه	نیرو (نیوتن)	دما (درجه سانتیگراد)	وزن اولیه نمونه (گرم)	وزن نهایی نمونه (گرم)	کاهش وزن (گرم)
HT00	۵۰	۶۲۰	۳۲,۱۷۰۰	۳۲,۱۳۶۴	۰,۰۳۳۶
HT01	۵۰	۶۲۰	۳۲,۹۳۲۴	۳۲,۹۱۶۴	۰,۰۱۶۰
RT00	۵۰	۲۵	۳۲,۵۶۸۵	۳۲,۴۷۲۲	۰,۰۹۶۳
RT01	۵۰	۲۵	۳۳,۰۲۲۱	۳۲,۹۳۲۴	۰,۰۸۹۷

تماس مستقیم بین با فلز شده است. در نتیجه ضریب اصطکاک به یک حالت پایداری می‌رسد.



شکل 3- نمودار ضریب اصطکاک نمونه‌ها در آزمون سایش

الف - دما پایین روکش،

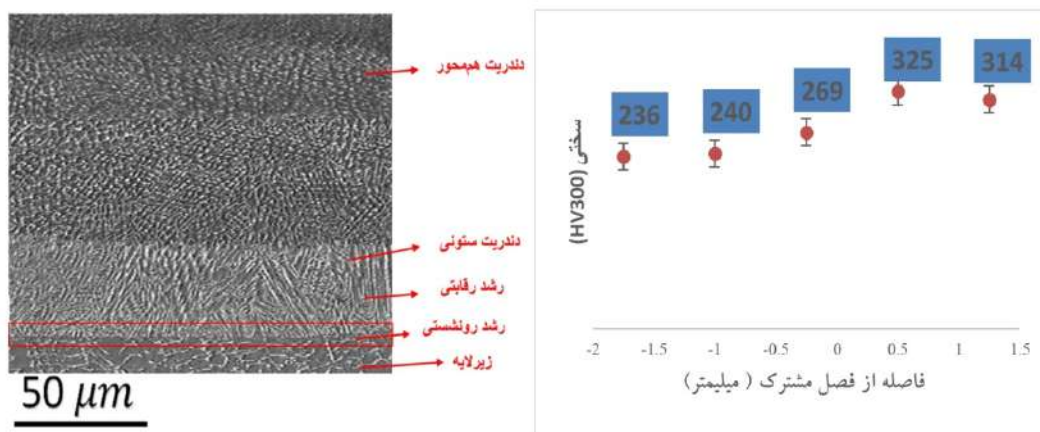
ب - دما پایین زیرلایه، ج - دما بالای روکش و د - دما بالای زیرلایه.

تشکیل شده و باعث کاهش با توجه به معادله $Q = \frac{KW}{H}$ (رابطه آرچارد) حجم کل ماده ساییده شده در واحد مسافت لغزش (Q) با بار عمودی اعمالی (W) رابطه مستقیم و با سختی ماده نرم‌تر (H) نسبت عکس دارد. K در این رابطه ضریب سایش نام دارد و بدون بعد و همواره کوچک‌تر از یک است. مقاومت در برابر سایش به عواملی دیگر از جمله مدول الاستیسیته، ریزساختار از جمله اندازه و توزیع ذرات سخت در آلیاژ، اندازه و سختی ذرات ساینده و مسیر سایش بستگی دارد [20].

در پژوهش‌های مربوطه [18-19] فرض می‌شود که نیروی اصطکاک از دو منبع نیروی چسبندگی (حاصل از مناطق حاوی تماس واقعی) و نیروی تغییر شکل لازم جهت خیش زدن سطوح نرم‌تر توسط ناهمگونی‌های سطوح سخت‌تر می‌باشد. به نحوی که ضریب اصطکاک (μ) برابر با مجموع دو ضریب اصطکاک مربوط به چسبندگی (μ_{adh}) و ضریب اصطکاک مربوط به تغییر شکل (μ_{def}) می‌باشد. با توجه به جنس بین که از آلومینا تهیه شده، در حین آزمون سایش μ_{adh} افزایش یافته است؛ بنابراین، زیرلایه اینکونل 625 اصطکاک بیشتری نسبت به روکش دارد؛ در مقالات مشابه امکان کاهش قابل توجه ضریب اصطکاک ناشی از ایجاد و کنده شدن لایه اکسیدی گزارش شده است. در این پژوهش نمودار ضریب اصطکاک در هر دو حالت به صورت خطی و تقریباً ثابت می‌باشد. در دمای 625 درجه سانتیگراد در زیرلایه و نمونه روکش چند مورد تغییرات ضریب اصطکاک مشاهده می‌شود؛ این تغییرات برای نمونه روکش پس از 150 متر وجود ندارد ولی برای زیرلایه تا 400 متر مشاهده شده است. به نظر می‌رسد در شروع آزمون سایش تماس مستقیم بین با فلز بیشتر بوده و مقادیر به دست آمده برای ضریب اصطکاک نزدیک به مقادیر سایش دمای محیط است. با ادامه فرایند سایشی با توجه به افزایش دمای موضعی به نظر می‌رسد که لایه اکسیدی روی سطح

جدول 4- سختی سطح زیرلایه و روکش اینکونل 625.

نمونه	سختی (HV300)
زیرلایه	256±3
روکش	317±7



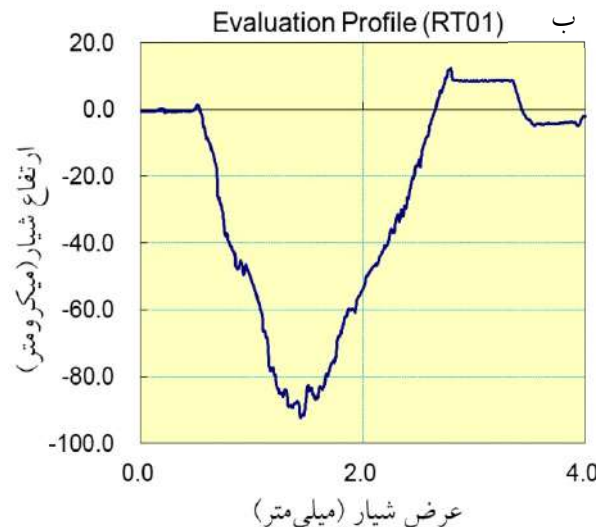
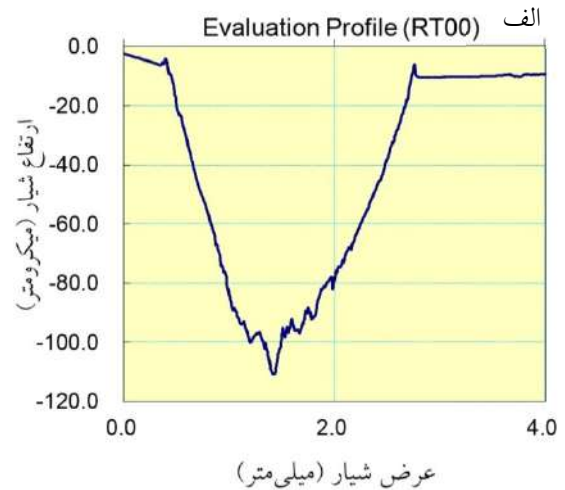
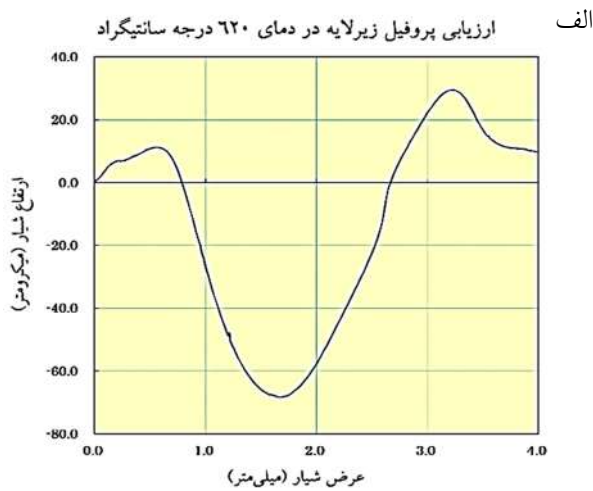
شکل 4- الف - تغییرات سختی نمونه بر اساس فاصله از فصل مشترک و ب- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار مقطع عرضی نمونه.

فصل مشترک به سمت سطح کاهش می‌یابد. این مسأله روی ساختار و خواص قطعه تأثیرگذار است. در فواصل نزدیک فصل مشترک رشد به صورت رونشستی اما در فواصل دورتر، مکانیزم حاکم انجماد با توجه به گرادیان دمایی و جهت مناسب کریستالوگرافی در فلز تعیین می‌شود. در سایر مطالعات [23-24] نیز به این شکل بررسی پروفیل ناحیه سایش یافته اطلاعات مهمی درباره عمق و عرض ناحیه سایش نشان می‌دهد. همچنین، پستی بلندی‌های سطح سایش یافته را بعد از فرایند سایش نشان می‌دهد. بررسی پروفایل‌های سایش نشان می‌دهد نمونه روکش کاری شده لیزری همان طور که در شکل (5 و 6) مشاهده می‌شود، دارای عرض و عمق ناحیه سایش پایین‌تری نسبت به زیرلایه در هر دو دمای 25 و 620 درجه سانتیگراد می‌باشد. در دمای 25 درجه سانتیگراد عمق و عرض روکش به ترتیب برابر با 92 میکرومتر و 2,06 سانتی‌متر می‌باشد که نسبت به زیرلایه به ترتیب 54 درصد و 2 درصد کاهش یافته است. در دمای 620 درجه سانتیگراد عمق و عرض روکش به ترتیب برابر با 44 میکرومتر و 1/30 سانتی‌متر می‌باشد که نسبت به زیرلایه به ترتیب 54 درصد و 46 درصد کاهش یافته است. به منظور ارزیابی دلایل بهبود مقاومت سایشی پوشش

بنابراین کمتر بودن کاهش جرم اینکونل 625 روکش کاری لیزری نسبت به زیرلایه می‌تواند رابطه مستقیمی با سختی آن دارد. برای بررسی بیشتر سختی سطح نمونه‌ها مورد بررسی قرار گرفت (جدول 4) و این فرضیه تایید شد؛ اگر چه سختی حداکثر تغییرات سختی 25 درصد می‌باشد؛ اما در زمینه کاهش جرم نمونه تغییرات 52 درصدی در دمای 620 درجه سانتیگراد شد. به نظر می‌رسد با افزایش لایه‌های نمونه سختی افزایش می‌یابد؛ بدین منظور سختی سنجی در مقطع نمونه انجام شد و نتایج سختی سنجی در شکل (4-الف) آورده شده است. (هر داده سختی از میانگین 3 داده سختی به دست آمده است.) با توجه به سختی سنجی انجام شده و همچنین نتایج سایر تحقیقات [16 و 21-22] فرضیه مورد نظر تایید می‌شود؛ با توجه به شکل (4-ب) (از به هم پیوستن چهار تصویر) در حین روکش کاری، حرارت از زیرلایه پس زده می‌شود و در جهت عمود بر سطح زیرلایه جریان دمایی وجود دارد. در این مناطق رشد به صورت رقابتی است و دندریت‌های ستونی جهت دار به وجود می‌آیند. در سایر مناطق نیز رشد به صورت سلولی می‌باشد. در این روش روکش کاری، نرخ انتقال حرارت فصل مشترک از سطح بیشتر است. لذا فاصله بازوهای بین دندریتی از

مسیر سایش زیرلایه وجود داشته و سختی به صورت موضعی به مقادیر بالاتری افزایش یافته است. ولی همچنان اختلاف سختی بین پین و نمونه زیاد بوده و سایش خراشان پایدار می باشد.

لیزری اینکونل 625 نسبت به زیرلایه سطوح سایش به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف سنج توزیع انرژی مورد مطالعه قرار گرفت.

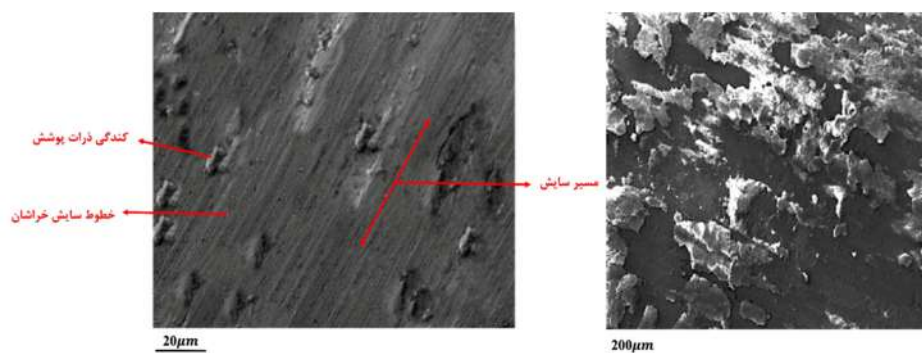


شکل 6- عمق نفوذ و عرض ناحیه سایش زیرلایه و روکش در دمای 620 درجه سانتیگراد.

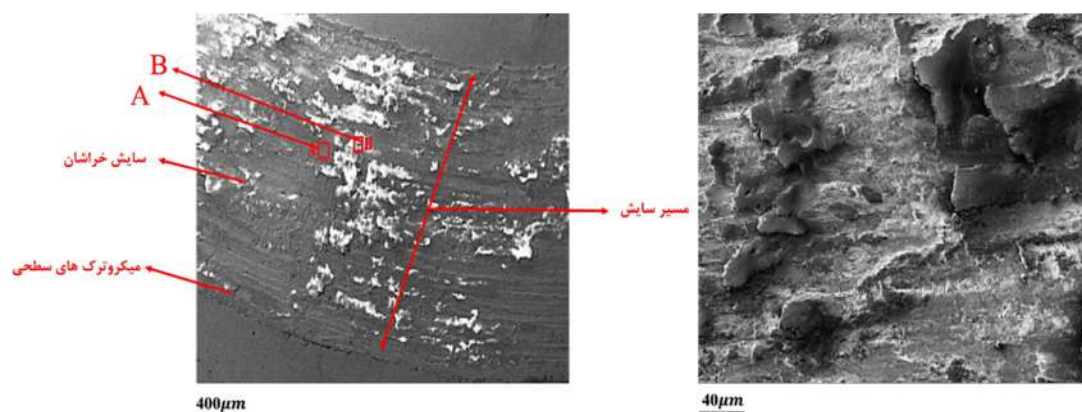
شکل 5- عمق نفوذ و عرض ناحیه سایش یافته زیرلایه و روکش در دمای 25 درجه سانتیگراد.

افزایش سختی موضعی در مسیر سایش باعث می شود که سایش خراشان ایجاد شده به حالت خیش زدگی باشد. شکل (8) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مسیر سایش روکش لیزری در دمای محیط را نشان می دهد. در این تصویر علاوه بر شیارهای موازی ناشی از سایش خراشان، لهدگی هایی در مسیر سایش مشاهده شد. این لهدگی ها نشان دهنده سایش چسبان می باشد و با توجه به نتایج طیف سنجی توزیع انرژی مطابق جدول (5) مشخص می شود که این ناپیوستگی هم جنس با زیرلایه

شکل (7) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مسیر سایش زیرلایه در دمای محیط را نشان می دهد. مسیر سایش دارای شیارهای موازی است. این شیارها مربوط به سایش خراشان است. با توجه به سختی بالای آلومینا می تواند در اینکونل 625 سایش خراشان ایجاد کند. نسبت Ha/Hs تعیین کننده سایش خراشان می باشد (Ha سختی پین و Hs سختی نمونه است). اگر نسبت Ha/Hs بیشتر از $1/2$ احتمال کارسختی در



شکل 7- تصویر میکروسکوپی الکترونی رویشی از مسیر ساییش زیرلایه در دمای محیط.



شکل 8- تصویر میکروسکوپی الکترونی رویشی از مسیر ساییش روکش در دمای محیط.

است؛ مانند ساییش زیرلایه توسط پین با سختی بالاتر ایجاد شده‌اند و خطوط ایجاد شده‌است و در ادامه کنده شدن ذرات سخت و قرار گرفتن بین پین و نمونه در حین ساییش می‌تواند عامل ایجاد این خش‌ها باشد. ساییش خراشان در منحنی ضریب اصطکاک به صورت منطقه‌ای با نوسانات کم با توجه به شکل دیده می‌شود. که منطقه شروع در نمودار شکل (2) تایید کننده این مطلب است. بعد از این منطقه نوسانات شدیدی مشاهده می‌شود این نوسانات با توجه به پژوهش‌های مشابه به ساییش چسبان روی پین با سختی بالاتر نسبت داده می‌شود [25-26].

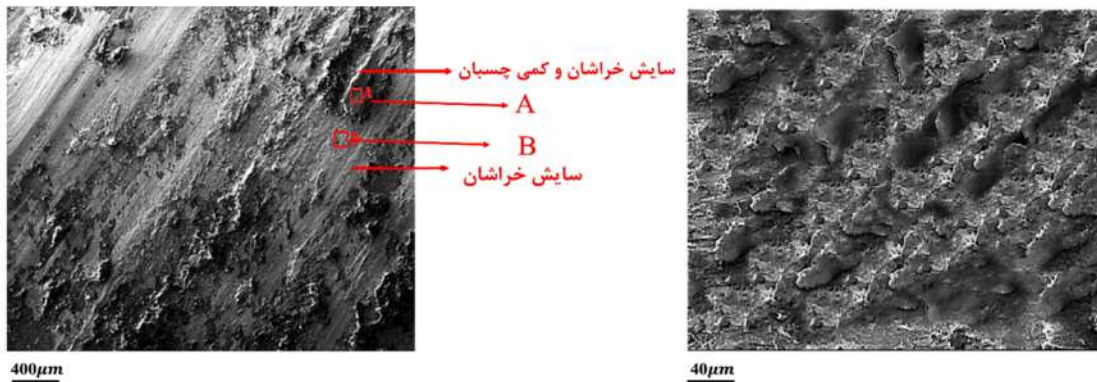
همچنین در اثر افزایش دمای موضعی به دلیل وجود اصطکاک بین پین و نمونه احتمال اکسیداسیون در مسیر ساییش وجود داشته است. با توجه به پایدار بودن اکسید Fe_2O_3 و یا Cr_2O_3 به احتمال زیاد این اکسید در مسیر ساییش تشکیل شده است.

شکل‌های (9 و 10) به ترتیب تصویر ناحیه ساییش یافته در دما بالای سطح زیرلایه و روکش در حضور پین آلومینا در دمای 620 درجه سانتیگراد را نشان می‌دهد. شیارهایی روی منطقه تحت ساییش مشاهده می‌شود. محل خراش‌هایی که پین روی

بوده است. در مکانیزم ساییش چسبان روکش لیزری حین ساییش بر اثر تغییر شکل پلاستیک و ساییش خراشان ذرات ساییشی از روکش لیزری جدا شده و در مسیر ساییش و در تماس با پین قرار گرفته‌اند و در اثر حرکت رفت و برگشتی پین روی سطح ساییشی له شده و ساییش چسبان ایجاد می‌کند. علاوه بر این احتمال کارسختی در این ناپیوستگی‌ها وجود داشته و این نقاط از استحکام بیشتری نسبت به نمونه دارند. در ادامه ساییش، جدا شدن ذرات دیگر از سطح ساییشی وجود داشته و این ذرات می‌توانند به ناپیوستگی‌های قبلی متصل شده و روی ناپیوستگی‌های قبلی ناپیوستگی‌های جدیدی تشکیل شود. این اتفاق زمانی رخ می‌دهد که پیوند بین ناپیوستگی‌ها با سطح زیرین در اثر اعمال بار متناوب و تکراری در حرکت رفت و برگشتی پین روی سطح ساییش به‌طور موضعی تضعیف شود. ریزبودن ذرات ساییشی دلیل دیگر بر ساییش خراشان از نوع خیش ریز می‌باشد. همچنین ذرات ساییشی از اندازه و شکل یکنواختی برخوردار بوده و بیانگر یکسان بودن نرخ ساییش است. خش‌های سطح روکش توسط دو مکانیزم قابل بررسی

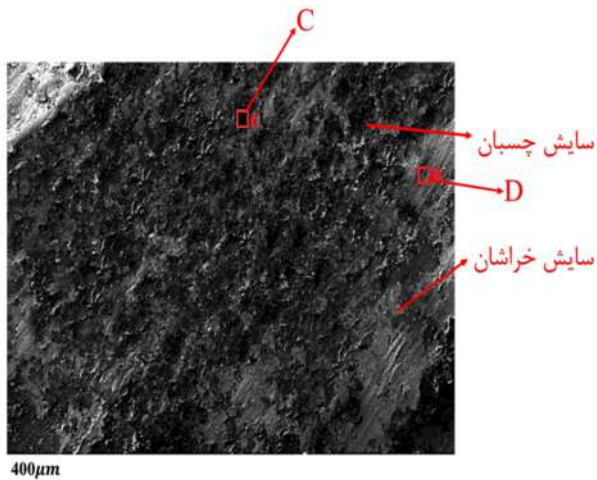
جدول 5- نتایج طیف‌سنجی توزیع انرژی از مسیر سایش در دمای محیط.

ناحیه / عنصر	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	O	Ti	Mn
A	۳۷٫۷	۲۳	۸٫۷	۳٫۵	۳٫۵	۲۳	۰٫۲	۰٫۴
B	۴۰٫۱	۲۲٫۵	۷٫۵	۴٫۹	۲٫۵	۲۲	۰٫۲	۰٫۳



شکل 9- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مسیر سایش زیرلایه در دمای 620 درجه سانتیگراد.

کاهش جرم) به نظر می‌رسد لایه اکسیدی تشکیل شده روی روکش بسیار پایدارتر از زیرلایه می‌باشد؛ به همین دلیل است که کاهش جرم روکش در دمای بالا 52 درصد کمتر بوده است.



شکل 10- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مسیر سایش روکش در دمای 620 درجه سانتیگراد.

همچنین حضور عنصر آلومینیم جدا شده از پین و افزایش قابل توجه اکسیژن در آنالیز نشان دهنده کنده شدن عناصر تشکیل‌دهنده پین و مکانیزم سایش چسبان است. حضور عناصر مختلف در لایه سایشی که به صورت غیرپیوسته در سطح مشاهده می‌شود با استفاده از مکانیزم چسبان از زیرلایه و پین آلومینایی به این لایه منتقل شده است. انتقال آلومینوم به سطح در مورد روکش لیزری بالاتر است که این مورد نیز نشان‌دهنده

سطح نمونه ایجاد کرده همه به صورت موازی و در یک جهت بود. نواحی سایش به رنگ خاکستری تیره می‌باشد و در برخی نواحی کمی رنگ روشن‌تر به چشم می‌خورد. شیار ایجاد شده در اثر حرکت پین بر روی سطح سایش را نشان می‌دهد که بیانگر سایش از نوع خراشان می‌باشد. سطح سایش پیوسته بوده و خراش‌های ریز و کمی روی سطح ایجاد شده است. همان‌طور که در شکل (8) مشخص است همانند ذرات درشت و ورقه‌ای حاصل از سایش چسبان و ورقه‌ای و ذرات ریز حاصل از سایش خراشان قابل مشاهده است.

در شکل (9) بر خلاف شکل (8) عموماً ذرات درشت حاصل از سایش چسبان مشاهده می‌شود. آنالیز طیف‌سنجی تفکیک انرژی مربوط به مسیر سایش در نقاط A, B, C, D گرفته شده است. همان‌طور که در جدول (6) مشاهده می‌شود ترکیب میزان اکسیژن در نقاط نشان‌دهنده تشکیل لایه اکسیدی در مسیر سایش می‌باشد که دلیل آن قرارگیری نمونه در دمای بالا و واکنش سطح سایش با محیط مجاور می‌باشد. تشکیل این لایه اکسیدی باعث بهبود مقاومت به سایش می‌شود. با توجه به نمودار ضریب اصطکاک وضعیت زیرلایه و روکش در یک سطح بسیار نزدیک قرار دارد؛ همچنین جدول (5) نشان دهنده میزان اکسیژن تغییرات قابل ملاحظه‌ای در زیرلایه و روکش نشان نمی‌دهد. با توجه به تصاویر و همچنین جدول (2) (میزان

جدول 6- نتایج طیف‌سنجی توزیع انرژی از مسیر سایش روکش در دمای بالا.

ناحیه / عنصر	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	O	Al
A	۸٫۶	۲۹	۸٫۲	۳٫۲	۳٫۵	۴۶	۲٫۶
B	۱۸٫۲	۲۳٫۵	۷٫۵	۴٫۷	۲٫۵	۴۱	-
C	۵	۲۸٫۵	۵٫۹	۲٫۹	۲٫۵	۴۹٫۵	۶٫۷
D	۱۲٫۵	۲۱	۶٫۴	۴٫۵	۲٫۹	۴۶	-

of Materials Engineering and Performance, 1-10.

2-Zafar, F., Emadina, O., Conceição, J., Vieira, M., & Reis, A. (2023). A Review on Direct Laser Deposition of Inconel 625 and Inconel 625-Based Composites—Challenges and Prospects. *Metals*, 13(4), 787.

3-Anil, P. M., & Naiju, C. D. (2019). Sliding Wear Reliability Studies of Inconel 625 Components Manufactured by Direct Metal Deposition (DMD). *Procedia Manufacturing*, 30, 581-587.

4-Ravi, G., Murugan, N., & Arulmani, R. (2020). Microstructure and mechanical properties of Inconel-625 slab component fabricated by wire arc additive manufacturing. *Materials Science and Technology*, 36(16), 1785-1795.

5-Yan, X., Gao, S., Chang, C., Huang, J., Khanlari, K., Dong, D., ... & Liu, M. (2021). Effect of building directions on the surface roughness, microstructure, and tribological properties of selective laser melted Inconel 625. *Journal of Materials Processing Technology*, 288, 116878.

6-Khajavi, M. R., & Shariat, M. H. (2004). Failure of first stage gas turbine blades. *Engineering Failure Analysis*, 11(4), 589-597.

7-Vanaee M, Ardestani M, Abbasi A. Gas tungsten arc welding of direct quenched wear resistant steel to plain carbon steel and evaluation of its microstructure and wear properties. *Journal of Welding Science and Technology of Iran*. 2019 Jan 10;4(2):13-22.

8-Jafari MM, Afsari A, Behgozin SA, Heidari S. The effect of filler metal on the mechanical and tribological properties of AISI 1.6959 steel joint using TIG welding process. *Journal of Welding Science and Technology of Iran*. 2023 Jan 10;8(2):97-112.

9-Shoja Razavi, S.R., "Laser Coating", Malek Ashtar University of Technology, Publications, 2015.

10-Shoja Razavi, S.R. et al., "Additive manufacturing with direct laser deposition", Malek Ashtar University of Technology, Publications 2018.

11-Borhani, M.R., Shoja-Razavi, R., Kermani, F., Ilanlou.M., Erfanmanesh.M., "Evaluation of wear properties of 17-4ph steel and stellite 6 coatings created by direct laser deposition process on 17-4ph steel substrate", *Journal of Surface Science and Engineering*, 18(51), 13-27.

12-Cao, Y., Farouk, N., Taheri, M., Yumashev, A. V., Bozorg, S. F. K., & Ojo, O. O. (2021). Evolution of solidification and microstructure in laser-clad IN625

سایش چسبان بیشتر نسبت به زیرلایه در این دمای 620 درجه سانتیگراد می‌باشد. بنابراین برخلاف سایش دمای محیط که مکانیزم حاکم، سایش خراشان است، در دمای بالا علاوه بر سایش خراشان، سایش چسبان نیز به‌طور قابل توجه وجود دارد؛ علت اصلی این مورد تشکیل اکسید کروم و نیکل است؛ با توجه به تصاویر لایه اکسیدی در روکش بسیار پایدارتر است. نتایج پژوهش‌های مشابه در زمینه ساخت افزایشی و اینکونل 625 تایید کننده این ادعا است [26-27].

4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش خواص سایشی دما محیط و دما بالای پوشش اینکونل 625 ایجاد شده توسط روکش کاری لیزری بررسی شد؛ بدین منظور کاهش جرم، ضریب اصطکاک، عرض و عمق نفوذ سایش اندازه‌گیری شد. نتایج نشان داد؛

- کاهش جرم ناشی از سایش روکش اینکونل 625 در مقایسه با زیرلایه اینکونل 625 به ترتیب 6 و 52 درصد در سایش دمای 25 و 620 درجه سانتیگراد کاهش یافته‌است.

- زیرلایه اینکونل 625 در هر دو دمای 25 و 620 درجه سانتیگراد ضریب اصطکاک بالاتری نسبت به پوشش دارد. همچنین عمق نفوذ و عرض شیار آن در حدود 25 و 50 درصد در دمای 25 و 620 افزایش یافته‌است.

- مکانیزم سایش دمای محیط در زیرلایه به‌صورت کاملاً خراشان و در پوشش عمدتاً خراشان است؛ همچنین مکانیزم سایش دما بالای زیرلایه به‌صورت ترکیب سایش چسبان و خراشان و در مورد پوشش به‌صورت عمدتاً چسبان است و دلیل عمده آن مشاهده اکسید کروم پایدار روی سطح است.

منابع

1-Karmuhilan, M., & Kumanan, S. (2021). A review on additive manufacturing processes of inconel 625. *Journal*

- Archard equation: Effect of contact parameters and consideration of uncertainties. *Wear*, 490, 204188.
- 21-Hedayatnejad, R., Sabet, H., Rahmati, S., & Golezani, A. S. (2023). Investigating laser power in additive manufacturing (AM-LMD) process on the microstructure and hardness of deposited layers on Inconel738. *Journal of Welding Science and Technology of Iran*, 8(2), 155-168.
- 22-Naiju, C. D., & Anil, P. M. (2017). Influence of operating parameters on the reciprocating sliding wear of direct metal deposition (DMD) components using Taguchi method. *Procedia engineering*, 174, 1016-1027.
- 23-Costa, L., & Vilar, R. (2009). Laser powder deposition. *Rapid prototyping journal*, 15(4), 264-279.
- 24-Rashkovets, M., Nikulina, A., Turichin, G., Klimova-Korsmik, O., & Sklyar, M. (2018). Microstructure and phase composition of Ni-based alloy obtained by high-speed direct laser deposition. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27, 6398-6406.
- 25-Wu, K., Sun, W., Tan, A. W. Y., Marinescu, I., Liu, E., & Zhou, W. (2021). An investigation into microstructure, tribological and mechanical properties of cold sprayed Inconel 625 coatings. *Surface and Coatings Technology*, 424, 127660.
- 26-Ahn, D. G. (2013). Hardfacing technologies for improvement of wear characteristics of hot working tools: A Review. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 14, 1271-1283.
- 27-Riza, S. H., Masood, S. H., & Wen, C. (2016). Wear behaviour of DMD-generated high-strength steels using multi-factor experiment design on a pin-on-disc apparatus. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 87, 461-477.
- superalloy powder on GTD-111 superalloy. *Surface and Coatings Technology*, 412, 127010.
- 13-Borhani, M. R., Rajabi, M., Shojarazavi, R., & Jamaati, R. (2023). Statistical modeling in the laser cladding process of Inconel 625 via linear regression and response surface method. *Journal of Laser Applications*, 35(2), 022024.
- 14-Borhani MR, Rajabi M, Shojarazavi R, Jamaati R., "Evaluation of the effect of the scanning pattern on the texture of Inconel 625 in the direct laser deposition process", *Journal of Surface Sciences and Engineering*, 18(51), 39-48.
- 15-Kermani, F., Shoja-Razavi, R., Zangenemadar, K., Borhani, "Evaluation of the effect of the cladding pattern on the texture of Inconel 718 in direct laser deposition process", *Journal of Surface Sciences and Engineering*, 17(50), 17-27.
- 16-Kermani, F., Shoja-Razavi, R., Zangenemadar, K., Borhani, M., & Gavahian, M. (2023). An investigation into the effect of scanning pattern and heat treatment on the mechanical properties of Inconel 718 in the direct metal deposition process. *Journal of Materials Research and Technology*, 24, 4743-4755.
- 17-Murray, C. (2013). ASTM G99 Tip's Perspective Continuous Wear Contact. Today's standard for tomorrow's materials.
- 18-Li, J., & Lu, Y. H. (2013). Effects of displacement amplitude on fretting wear behaviors and mechanism of Inconel 600 alloy. *Wear*, 304(1-2), 223-230.
- 19-Chung, Il-sup, and Myungho Lee. "An experimental study on fretting wear behavior of cross-contacting Inconel 690 tubes." *Nuclear Engineering and Design* 241.10 (2011): 4103-4110.
- 20-Liu, B., Bruni, S., & Lewis, R. (2022). Numerical calculation of wear in rolling contact based on the



Investigating the microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of dissimilar welding of biodegradable magnesium alloy AZ31 to Ti-6Al-4V alloy by friction welding



A. Etemadi¹, M. Kasiri-Asgarani^{1*} , H.R. Bakhsheshi-Rad¹ , M. Sadeghi Gogheri²

1-Advanced Materials Research Center, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran

2-Research & Development, Sirjan Jahan Steel Complex (SJSCO), Sirjan, Iran.

Received 6 May 2023 ; Accepted 22 June 2023

Abstract

In this research, dissimilar joining of biodegradable AZ31 alloy to Ti-6Al-4V titanium alloy by rotary friction welding method was investigated with aim of preparation of pin or screw for orthopedic applications. optical and scanning electron microscope (sem) were used to investigate the microstructure, x-ray diffraction was conducted for phase analysis, torsion and micro-hardness tests were carried out to investigate mechanical properties, and polarization and electrochemical impedance spectroscopy were employed to evaluate corrosion resistance. in the welding procedure, rotational speed of 1100, 1200 and 1300 rpm and friction time of 2 and 4 seconds were considered as variable parameters, and two parameters of friction pressure and forge pressure were considered as constant parameters at 50 and 40 MPa, respectively. The microstructure of the joint zone showed that there is no deformation in the titanium alloy side. However, in the magnesium side, the greatest amount of deformation occurred with the distance from the joint line, where weld center zone (CZ), dynamic recrystallization zone (DRX), thermomechanical affected zone (TMAZ) and partial deformation zone (PDZ) are detected. The formation of intermetallic phases such as Mg_2AlZn , Ti_3Al and also the refining the grains size is the main reason for increasing the hardness of the magnesium side near the joint line up to 150 HV. The results of the torsion test showed that the welded sample has the highest shear strength of 81.51 MPa and also the highest corrosion resistance among other samples at a rotation speed of 1200 rpm and a friction time of 4 seconds.

Keywords: AZ31 Magnesium Alloy, Ti6Al4V titanium Alloy, Friction Welding, Microstructure, Torsion Strength, Corrosion.

 Corresponding Author: m.kasiri.a@gmail.com



بررسی ریزساختار، خواص مکانیکی، رفتار خوردگی اتصال غیرمشابه آلیاژ زیست تخریب پذیر منیزیم AZ31 به آلیاژ Ti-6Al-4V به روش جوشکاری اصطکاکی

آریا اعتمادی¹، مسعود کثیری عسگرانی^{1*}، حمیدرضا بخششی راد¹، مجتبی صادقی گوغری²

1-مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران.

2-تحقیق و توسعه، مجتمع جهان فولاد سیرجان، سیرجان، ایران.

دریافت مقاله: 1402/02/16؛ پذیرش مقاله: 1402/04/01

چکیده

در این تحقیق اتصال غیرمشابه آلیاژ زیست تخریب پذیر AZ31 به آلیاژ تیتانیومی Ti-6Al-4V به روش جوشکاری اصطکاکی چرخشی و با هدف نهایی ساخت پین یا پیچ دو جنسی ارتوپدی مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفت. از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی (SEM) برای بررسی ریزساختار، از پراش پرتو ایکس برای آنالیز فازی و از دستگاه آزمون پیچش و دستگاه ریز سختی سنج برای بررسی خواص مکانیکی و از آزمایش پلاریزاسیون تافل و امپدانس الکتروشیمیایی برای بررسی مقاومت خوردگی استفاده شد. در عملیات جوشکاری، سرعت دورانی 1100، 1200 و 1300 دور بر دقیقه و زمان اصطکاک 2 و 4 ثانیه به عنوان پارامترهای متغیر، و دو پارامتر فشار اصطکاک و فشار فورج به ترتیب به میزان 50 و 40 مگاپاسکال به عنوان پارامترهای ثابت در نظر گرفته شدند. بررسی ریزساختار منطقه اتصال نشان داد که در قسمت آلیاژ تیتانیوم تقریباً هیچ گونه تغییر شکلی وجود ندارد، اما در سمت منیزیم بیشترین میزان تغییر شکل و با فاصله گرفتن از خط اتصال به ترتیب، منطقه اتصال (CZ)، منطقه تغییر شکل جزئی (PDZ)، منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی (TMAZ) و منطقه تبلور مجدد دینامیکی (DRX) قابل مشاهده می‌باشند. تشکیل ترکیبات بین فلزی مانند Mg_2AlZn ، Ti_3Al و همچنین ریز شدن دانه‌ها باعث افزایش سختی ناحیه منیزیم مجاور خط اتصال تا 150 ویکرز شد. نتایج آزمون پیچش نشان داد نمونه جوشکاری شده در شرایط سرعت دوران 1200 دور بر دقیقه و در زمان اصطکاک 4 ثانیه دارای بالاترین میزان استحکام برشی و به مقدار 81/5 مگاپاسکال و همچنین دارای بالاترین مقاومت به خوردگی در بین سایر نمونه‌ها می‌باشد.

کلمات کلیدی: آلیاژ منیزیمی AZ31، آلیاژ تیتانیومی Ti-6Al-4V، جوشکاری اصطکاکی، ریز ساختار، استحکام پیچشی، خوردگی.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: m.kasiri.a@gmail.com

1- مقدمه

خودرو، صنعت هوا و فضا دارد [1، 2]. همچنین آلیاژهای منیزیم به عنوان مواد کاشتنی تخریب پذیر می‌توانند در بدن انسان و سایر جانداران مورد استفاده قرار گیرند [1]. در حال حاضر کاشتنی‌های زیست تخریب‌پذیری که منجر به واکنش‌های

آلیاژهای منیزیم به دلیل خصوصیات فیزیکی و مکانیکی عالی مانند چگالی کم، صلابت بالا، نسبت مقاومت به وزن بالا و عایق صوتی، کاربردهای گسترده‌ای در زمینه‌های مختلف

نیروی اعمالی ایجاد می‌شود. جوشکاری اصطکاکی دارای مزایایی مثل حرارت ورودی کم، منطقه متأثر از حرارت باریک، تنش باقیمانده کم و اعوجاج کم می‌باشد [12]. جوشکاری اصطکاکی چرخشی قدیمی‌ترین و پرستفاده‌ترین روش است که در آن یکی از قطعات اتصال حول محور خود می‌چرخد در حالی که قطعه دیگر ثابت باقی می‌ماند. دو قطعه تحت فشار مشخص به داخل یکدیگر فرو می‌روند. فرایند جوشکاری اصطکاکی چرخشی به صورت ذاتی انعطاف پذیر، قوی و برای استفاده مواد متفاوت مناسب است.

استحکام اتصالات جوشکاری شده در این فرایند تحت تاثیر فشار اصطکاک، زمان اصطکاک، فشار فورج و سرعت چرخش می‌باشد [12-14]. لاکشمینارایانان و همکاران اثر فشار اصطکاک 15 تا 60 مگاپاسکال را بر خواص مکانیکی و ریزساختار اتصالات اتصال تیتانیوم خالص به آلیاژ منیزیمی ZK60 در جوش اصطکاکی خطی مورد بررسی قرار دادند. نتایج نشان داد که با افزایش فشار اصطکاک، استحکام کششی اتصالات جوشکاری افزایش می‌یابد. هنگامی که فشار اصطکاک به 60 مگاپاسکال رسید، حداکثر استحکام کششی 177 مگاپاسکال بدست آمد که حدود 58 درصد از استحکام فلز پایه آلیاژ منیزیم بود. شکستگی از محل خط اتصال انجام شد. ایجاد یک لایه نازک غنی از فلز روی و زیرکونیوم در سطح مشترک اتصال بر استحکام کششی اتصال تأثیر گذاشت [12].

لیرد و همکاران از یک دستگاه شبیه‌سازی فیزیکی، شامل دوربین با سرعت بالا، سیستم تصویربرداری حرارتی، و سنسورهای اندازه‌گیری کمیت‌های مکانیکی، برای بررسی تولید گرمای اصطکاک و رفتار انتشار اتم در طول فرایند جوشکاری اصطکاکی منیزیم به تیتانیوم استفاده کردند. با استفاده از نتایج می‌توان دریافت که پدیده نفوذ سریع در سیستم جوشکاری اصطکاکی Mg-Ti وجود دارد. به عبارتی ضریب نفوذ فعال شده در این شرایط حدود 105 ضریب نفوذ حرارتی است [15]. صادقی و همکاران اثر سرعت‌های چرخشی 1100، 1200 و 1300 دور بر دقیقه خواص مکانیکی، رفتار خوردگی و زیست سازگاری پیچ آلیاژ تیتانیوم-منیزیم خالص ارتوپدی تهیه شده با

التهابی نشده و باعث تحریک رشد استخوان گردند، توجه زیادی را به خود جلب کرده‌اند. بنابراین نسل جدید کاشتنی‌های زیست تخریب‌پذیر بایستی علاوه بر این که باعث افزایش سرعت بهبودی بافت‌های آسیب دیده، می‌شوند، دارای نرخ خوردگی مناسب بوده به نحوی که بافت استخوانی جدید بتواند جایگزین آن شوند و نیز همزمان دارای خواص مکانیکی مناسب باشند. علاوه بر این انتظار می‌رود که کاشتنی از عفونت ایجاد شده توسط حمله باکتری‌ها محافظت کند. بنا به این خصوصیات آلیاژهای پایه آهن، روی و منیزیم به عنوان کاندیداهای اصلی مطرح هستند [4].

منیزیم و آلیاژهای آن خواص مکانیکی شبیه به استخوان‌های انسانی دارند. چگالی منیزیم نزدیک به استخوان، مدول الاستیسیته آن پایین (45-50 GPa) و نزدیک به استخوان طبیعی (10-30 GPa) است، بنابراین باعث جلوگیری از پدیده محافظت تنشی نیز می‌شود. [8-9]. اما سایر خواص مکانیکی و خوردگی منیزیم خالص برای کاشتنی مناسب نمی‌باشد. آلیاژ AZ31 با کمترین مقدار آلومینیم، در مقایسه با سایر آلیاژهای منیزیم، خواص مکانیکی خوب و مقاومت مناسب در برابر خوردگی را دارد که به عنوان یکی از مواد زیست‌تخریب‌پذیر مناسب منیزیمی می‌باشد [8-9]. آلیاژ تیتانیومی Ti-6Al-4V نیز یکی از کاشتنی‌های غیرتخریب‌پذیر مهم در مهندسی پزشکی است که دارای استحکام و مقاومت به خوردگی عالی می‌باشد [9].

برای اتصال آلیاژ منیزیم به تیتانیوم و به علت اختلاف در خواص فیزیکی نقطه ذوب (Ti: 1668 °C, Mg: 650 °C) و هدایت حرارتی تیتانیوم برابر W/mK (وات بر متر کلونین) 21/9 و هدایت حرارتی منیزیم برابر W/mK (وات بر متر کلونین) 156، روش جوشکاری حالت جامد اصطکاکی اغتشاشی مناسب می‌باشد زیرا استفاده از روش‌های ذوبی باعث ایجاد معایب و اشکالاتی نظیر تخلخل، درشت شدن دانه‌ها، تغییر شکل شدید و تنش باقی‌مانده زیاد نیز در اتصالات جوشکاری ایجاد می‌شود [11]. اتصال اصطکاکی یک فرایند اتصال دهی حالت جامد است که با استفاده از گرمای حاصل از اصطکاک ناشی از حرکت یک جزء اتصال نسبت به جزء دیگر و در اثر

جوشکاری اصطکاکی پیوسته مدل BX-15 ساخت شرکت آذین صنعت انجام شد. شکل (1) نمونه‌های جوشکاری شده M1 تا M6 را نشان می‌دهد. میزان کاهش طول در فرایند جوشکاری به پارامترهای مختلف جوشکاری بستگی دارد.

2-3- بررسی میکروسکوپی ریز ساختار و آنالیز فازی

پس از جوشکاری، مطابق با استاندارد ASTM E407-2017، با برش عمودی بر خط اتصال نمونه‌هایی از سطح مقطع برای متالوگرافی و بررسی ریز ساختار بریده شدند [17]. سطح مقطع نمونه‌های جوشکاری شده با کاغذهای کاربید سیلیسیم با شماره‌های 200 تا 2500 سمباده زنی شد و با استفاده از خمیر الماس به عنوان پولیش نهایی پرداخت و صیقلی شدند. سمت تیتانیوم اتصال در محلول 1 میلی‌لیتر اسید فلئوئوریک + 4 میلی‌لیتر اسید کلریدریک + 95 میلی‌لیتر آب و به مدت 4 ثانیه و سمت منیزیم اتصال در محلول 1 میلی‌لیتر اسید نیتریک + 20 میلی‌لیتر اسید استیک + 60 میلی‌لیتر متانول + 19 میلی‌لیتر آب و به مدت 1 دقیقه، حک شدند. میکروسکوپ نوری (مدل نیکون)، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و طیف‌سنجی پراکنده انرژی (EDS، مدل FEE Quanta 200) برای مشاهده ناحیه جوش استفاده شد. آزمون پراش پرتو ایکس (XRD) با دستگاه با مدل PHILIPS PW3040 با استفاده از تارگت Cu با طول موج برابر 0/154186 نانومتر تحت زاویه 02° بین $10-90^\circ$ با اندازه گام 0/02 درجه و زمان بر گام 1 ثانیه انجام گرفت.

2-4- آزمون خواص مکانیکی

از آنجایی که هدف نهایی این تحقیق تهیه پیچ‌های دوجنسی و برای کاربردهای ارتوپدی می‌باشد، و در طراحی این نوع پیچ‌ها مقاومت پیچشی از اهمیت بسیاری برخوردار است. از این رو نمونه‌های جوشکاری شده بر اساس استاندارد ASTM E143 - 2017 تحت آزمون پیچش قرار گرفتند [18]. آزمون پیچش توسط دستگاه BST 200 (شرکت بارمتر) انجام شد. شکل (1) نمونه آماده سازی شده برای آزمون پیچش را نشان می‌دهد. جهت بررسی تغییرات ریزسختی، ابتدا از مرکز نمونه توسط وایر کات نمونه مسطح به ابعاد $2 \times 2 \times 1$ سانتی‌متر

روش جوشکاری اصطکاکی را مورد بررسی قرار دادند. در برای تجزیه و تحلیل متالوگرافی نشان داد که اتصال خوبی در اتصال آلیاژ Ti/Mg به دست آمد و در سمت آلیاژ منیزیم، نواحی مختلفی مانند ناحیه مرکز جوش، ناحیه تبلور مجدد دینامیکی، منطقه تحت تاثیر مکانیکی حرارتی و ناحیه نیمه تغییر شکل یافته مشاهده شد. بیشترین مقاومت کششی و برشی به ترتیب 173 و 103/2 مگاپاسکال در سرعت چرخشی 1300 حاصل شد بود. اتصال از محل خط اتصال و در مجاورت ناحیه بین فلزی حاوی فاز Ti_3Al شکست خورد [16]. در این تحقیق ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار خوردگی اتصال آلیاژ منیزیم AZ31 به تیتانیومی Ti-6Al-4V به روش جوشکاری اصطکاکی مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفت.

2- مواد و روش‌ها

2-1- مواد اولیه

از میلگردهایی از جنس آلیاژ منیزیم AZ31 و آلیاژ تیتانیومی Ti-6Al-4V به عنوان قطعات اولیه برای اتصال‌دهی به یکدیگر استفاده شد. ترکیب شیمیایی این دو آلیاژ با استفاده از آنالیز کوانتومتری در جدول‌های (1 و 2)، همچنین خواص مکانیکی آن‌ها در جدول (3) نشان داده شده است.

2-2- فرایند جوشکاری

آلیاژ منیزیم AZ31 و آلیاژ تیتانیومی Ti-6Al-4V به شکل میله‌ای استوانه‌ای با قطر 20 میلی‌متر و طول 80 میلی‌متر تهیه شد. نمونه‌ها تحت شرایط پارامتری مختلف و به شش حالت (جدول 4) تحت عملیات جوشکاری قرار گرفتند. در این فرایند سرعت چرخشی 1100، 1200 و 1300 دور بر دقیقه و زمان اصطکاک 2 و 4 ثانیه به عنوان پارامترهای متغیر، و دو پارامتر فشار اصطکاک و فشار فورج به ترتیب به میزان 50 و 40 مگاپاسکال به عنوان پارامترهای ثابت در نظر گرفته شدند. برای شروع عملیات جوشکاری ابتدا سطح مقطع میله با استفاده از کاغذ SiC (#800) سمباده‌زنی شد و قبل از جوشکاری با استون تمیز شد. جوشکاری اصطکاکی با استفاده دستگاه

جدول 1- ترکیب شیمیایی آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V (برحسب درصد وزنی).

H	N	C	O	Fe	V	Al	Ti
≤۰,۰۱۵	≤۰,۰۰۵	≤۰,۰۰۸	≤۰,۰۲۰	≤۰,۰۴۰	۳,۵	۵,۵	پایه

جدول 2- ترکیب شیمیایی آلیاژ منیزیم AZ31 (برحسب درصد وزنی).

Ni	Fe	Ca	Cu	Si	Mn	Zn	Al	Mg
۰,۰۰۵	۰,۰۰۵	۰,۰۴	۰,۰۵	۰,۱۰	۰,۲۰	۰,۶۰	۲,۵۰	پایه

جدول 3- خواص مکانیکی آلیاژهای AZ31 و Ti-6Al-4V (برحسب درصد وزنی).

آلیاژ	سختی (VHN)	ازدیاد طول (%)	استحکام تسلیم (Mpa)	استحکام کششی (Mpa)
AZ31	۷۰	۱۵	۱۵۲	۲۴۳
Ti-6Al-4V	۳۳۴	۳۶	۹۲۰	۸۸۰

کمتر آلیاژ منیزیم در دماهای بالاتر است که البته میزان کاهش طول نمونه‌ها در حین جوشکاری و ناشی از تغییر فرم پلاستیکی، به پارامترهای جوشکاری بستگی دارد [12].

تهیه و سپس آزمون سختی سنجی طبق استاندارد ASTM E 384-2017 [19] و توسط دستگاه ریز سختی سنجی مدل Koopa MH1 انجام شد. بار مورد استفاده در این آزمایش 100 گرم- نیرو و مدت زمان اعمال نیرو 10 ثانیه و در جهت افقی انجام شد.

2-5- بررسی رفتار خوردگی

آزمون خوردگی پلاریزاسیون Tafel و امپدانس الکتروشیمیایی بر نمونه‌های جوشکاری شده و طبق استاندارد ASTM G59-2017 در دمای 37 درجه سانتیگراد و در یک ظرف شیشه‌ای حاوی 250 میلی‌لیتر محلول SBF با pH برابر 7/4 و در دستگاه پتانسیوستات/گالوانواستات Bio Logical SP300 انجام شد [20]. الکترومد مرجع کالومل اشباع (SCE) و الکترومد شمارنده از جنس پلاتین مورد استفاده قرار گرفت. نرخ روبش ثابت و با مقدار 2 میلی ولت بر ثانیه و با مقدار اولیه 250- میلی ولت زیر پتانسیل مدارباز بوده و اندازه سطح در معرض محلول در آزمون 1/7 سانتی‌متر مربع بوده است.



شکل 1- نمونه‌های M1 تا M6 بعد از فرایند جوشکاری.

تغییر شکل پلاستیکی در جوشکاری اصطکاکی و در مقایسه با فرایند نورد معمولی پیچیده‌تر بوده و حاصل تعداد زیادی نوار برشی در جهات مختلف می‌باشد. نوارهای برشی و دوقلوهای مکانیکی به ریزش دانه‌ها در آلیاژ منیزیم AZ31 کمک می‌کند [21]. شکل (2) تصاویر متالوگرافی مناطق مختلف منطقه اتصال نمونه‌های M1 تا M6 در سه بخش سمت منیزیم، محل اتصال و سمت تیتانیوم را نشان می‌دهد. همانطوری که مشاهده

3- نتایج و بحث

3-1- نتایج ریزساختار

به علت پایین ترم بودن دمای فورج و تنس سیلان آلیاژ AZ31 نسبت به آلیاژ تیتانیومی Ti-6Al-4V، فلاش در سمت آلیاژ منیزیمی ایجاد شده است (شکل 1). به عبارت دیگر تغییر شکل پلاستیک زیاد در سمت منیزیم عمدتاً به دلیل استحکام تسلیم

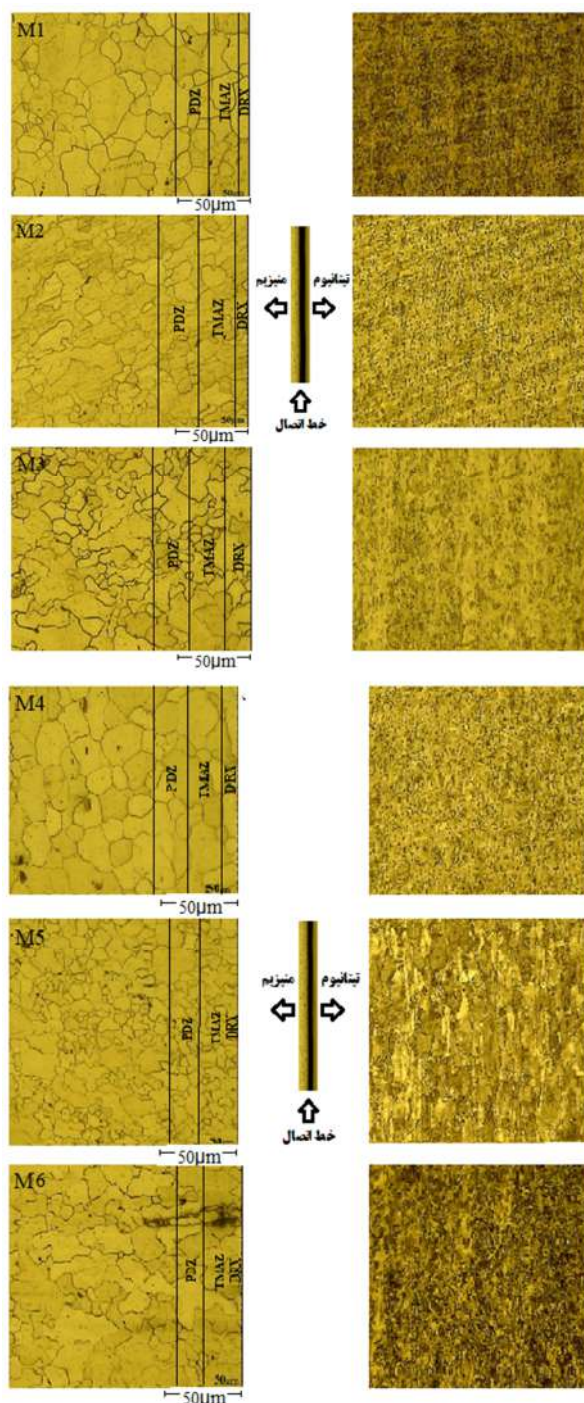
در سمت آلیاژ منیزیم، نواحی مختلفی مانند ناحیه تبلور مجدد دینامیکی، منطقه تحت تاثیر مکانیکی حرارتی ناحیه نیمه تغییر شکل یافته مشاهده می‌شود البته ناحیه مرکزی جوش کمتر از 15 میکرومتر بوده و بصورت یک لایه نازک سیاه در تصاویر تمام نمونه‌ها قابل مشاهده است [12,21,22]. شکل (3) نیز تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع منطقه اتصال نمونه‌های M1 تا M6 را نشان می‌دهد. نتایج آنالیز EDS خطی در مناطق مختلف نزدیک به فصل مشترک جوش‌ها و آنالیز نقشه EDS محل اتصال آلیاژ منیزیم AZ31 و آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V در شرایط مختلف جوشکاری را نشان می‌دهند (شکل 4). تصاویر SEM تشکیل پیوند کامل محل اتصال و عاری بودن از نقص در اتصال را نشان می‌دهد. در اینجا نیز لایه بسیار نازک محل اتصال بوسیله اختلاف کنتراست قابل مشاهده است که همانطوری که اشاره شد این لایه می‌تواند ناشی از ترکیبات بین فلزی احتمالی یا ریز شدن بسیار زیاد دانه‌ها باشد. نتایج آنالیز EDS خطی در مناطق مختلف نزدیک به فصل مشترک اتصالات و آنالیز نقشه EDS به وضوح وجود یک لایه مخلوط در فصل مشترک ترکیب بین آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V و آلیاژ منیزیم AZ31 را نشان نمی‌دهد.

اسکن خطی EDS نیز نشان می‌دهد که یک لایه نازک در سطح مشترک جوش رشد کرده است (شکل 5). توزیع عناصر در محل اتصال و به سمت آلیاژ منیزیم می‌تواند ناشی از وجود یک ترکیب بین فلزی باشد. در مقابل، در سمت تیتانیوم فقط تیتانیوم شناسایی شد، که تأیید می‌کند هیچ نفوذی از عناصر آلیاژ منیزیم به سمت تیتانیوم نشده و ترکیبات بین فلزی در طرف تیتانیوم ظاهر نمی‌شوند. آنالیز نقشه EDS همچنین توزیع عناصر مختلف در فلزات پایه و محل اتصال را نشان می‌دهد. وجود یک لایه بسیار نازک در محل و توزیع نامشخص و بهم ریخته در محل اتصال نیز می‌تواند نشان دهنده وجود یک ترکیب بین فلزی باشد.

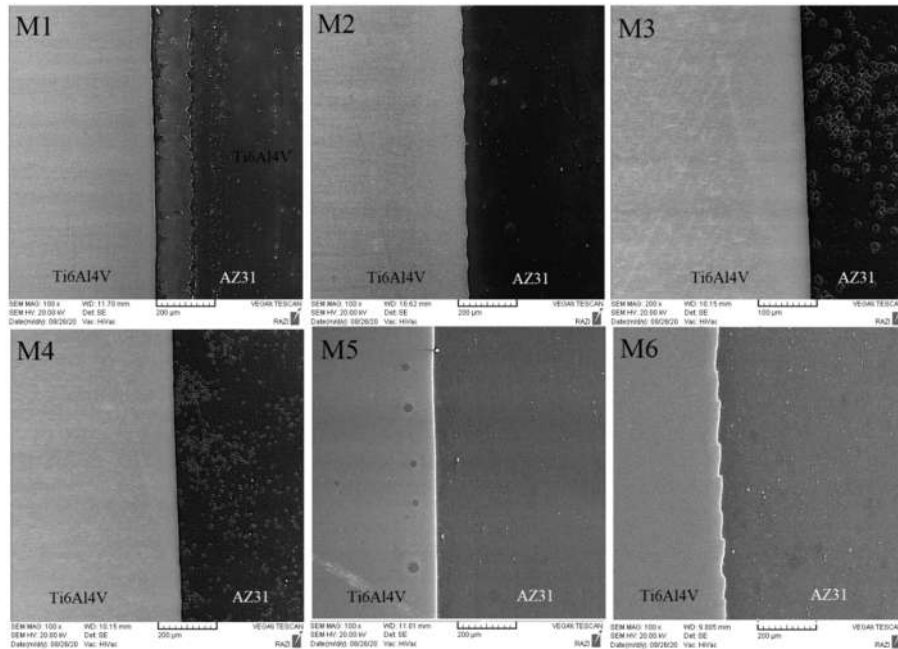
3-2- آنالیز فازی پراش پرتو ایکس

شکست تمام نمونه‌های M1 تا M6 در آزمون پیچش از محل خط اتصال اتفاق افتاد. خط اتصال دارای ضخامتی حدود 10 میکرومتر است که ترکیبات بین فلزی بخش قابل توجهی

می‌شود به علت بالاتر بودن استحکام تسلیم آلیاژ تیتانیومی Ti-6Al-4V هیچگونه تغییر فرم پلاستیکی در این آلیاژ و در محل اتصال دیده نمی‌شود و ساختار متشکل از فازهای α و β می‌باشد در حالی که در سمت آلیاژ منیزیم، تغییر قابل توجهی در اندازه و شکل دانه‌ها دیده می‌شود و این میزان تغییر شکل با فاصله گرفتن از محل اتصال کاهش می‌یابد.



شکل 2- تصاویر متالوگرافی نوری از سطح مقطع منطقه اتصال نمونه‌های M1 تا M6.



شکل 3- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از سطح مقطع منطقه اتصال نمونه‌های M1 تا M6.

در آزمون پیچش از ناحیه خط اتصال و حاوی ترکیبات بین فلزی و به سمت منیزیم صورت گرفت که نشان می‌دهد ضعیف‌ترین ناحیه از مناطق اتصال است. شکل (7) تصویر نمونه M4 پس از انجام آزمون پیچش را نشان می‌دهد. جدول (5) نتایج آزمون پیچش این نمونه‌ها را نشان می‌دهد. همانطوری که مشاهده می‌شود نمونه M4 در بین تمام نمونه‌ها از استحکام پیچشی یا مقاومت برشی بالاتری برخوردار است. افزایش سرعت چرخش در این نمونه نه تنها گرمای ورودی را افزایش می‌دهد، بلکه باعث تغییر شکل شدیدتر شده که در نهایت باعث کوچکتر شدن دانه‌ها می‌شود. همچنین بالا بودن استحکام کششی اتصال به ایجاد ترکیبات بین فلزی در منطقه جوش نیز وابسته است. تاثیر همزمان تغییر شکل شدید پلاستیکی و دمای بالا باعث می‌شود که عمق نفوذ عناصر آلیاژی از سطح مشترک به فلزات پایه افزایش یابد. تغییر شکل پلاستیکی و افزایش دما باعث ایجاد فضای خالی زیادی می‌شود که می‌تواند به طور قابل توجهی باعث نفوذ اتم در حین فرایند جوشکاری اصطکاکی شود. لی و همکاران گزارش کردند که ضریب نفوذ ناشی از تغییر شکل زیاد، حدود 105 برابر بیشتر از ضریب نفوذ حرارتی است. آن‌ها همچنین نشان دادند که ناحیه نفوذ در محل تماس Mg-Ti می‌تواند با افزایش سرعت چرخش

از آن را شامل می‌شود. آنالیز پراش پرتو اشعه ایکس سطح شکست سمت آلیاژ منیزیمی AZ31 نمونه M4 که دارای بیشترین استحکام پیچشی بوده، در شکل (6) نشان داده شده است. بررسی آنالیز پراش پرتو ایکس این سطح علاوه بر فاز محلول آلیاژی منیزیم آلفا زمینه، حضور فاز Mg_2AlZn و ذرات ریز تیتانیومی که در اثر اصطکاک فرایند جوشکاری از سطح آلیاژ کنده شده است را، نشان می‌دهد. برای بهبود بخشیدن به اتصالات جوشکاری غیرمشابه، نفوذ عناصر مختلف در دمای بالا یک پارامتر مهم می‌باشد. از این رو، استحکام این اتصالات با بالا رفتن حلالیت عناصر در فلز پایه افزایش پیدا می‌کند. با توجه به دیاگرام تعادلی Mg-Ti [23]، با در نظر گرفتن این نکته که حلالیت تیتانیوم در منیزیم حدود 0/12 و حلالیت منیزیم در تیتانیوم صفر می‌باشد، هیچگونه محلول جامدی یا ترکیب بین فلزی از این دو عنصر اصلی شکل نمی‌گیرد. همچنین در اتصال این دو آلیاژ، تیتانیوم می‌تواند با آلومینیوم باقی‌مانده در منیزیم واکنش دهد و ترکیباتی مانند $TiAl$ ، Ti_3Al و $TiAl_3$ را بوجود بیاورد [23,24].

3-3- نتایج آزمون پیچش

همانطوری که گفته شد محل شکست تمام نمونه‌های M1 تا M6

روش جوشکاری اصطکاکی مداوم نمونه‌های M1 تا M6 را نشان می‌دهد. تغییرات ریز ساختار در حین عملیات جوشکاری باعث اختلاف عددی و توزیع تغییرات میکروسختی شده است. جدول 4- شماره‌گذاری و پارامترهای متغیر جوشکاری نمونه‌ها.

شماره نمونه	سرعت چرخش (rpm)	زمان اصطکاک (s)
M1	۱۱۰۰	۲
M2	۱۱۰۰	۴
M3	۱۲۰۰	۲
M4	۱۲۰۰	۴
M5	۱۳۰۰	۲
M6	۱۳۰۰	۴

جدول 5- استحکام پیچشی نمونه‌های M1 تا M6.

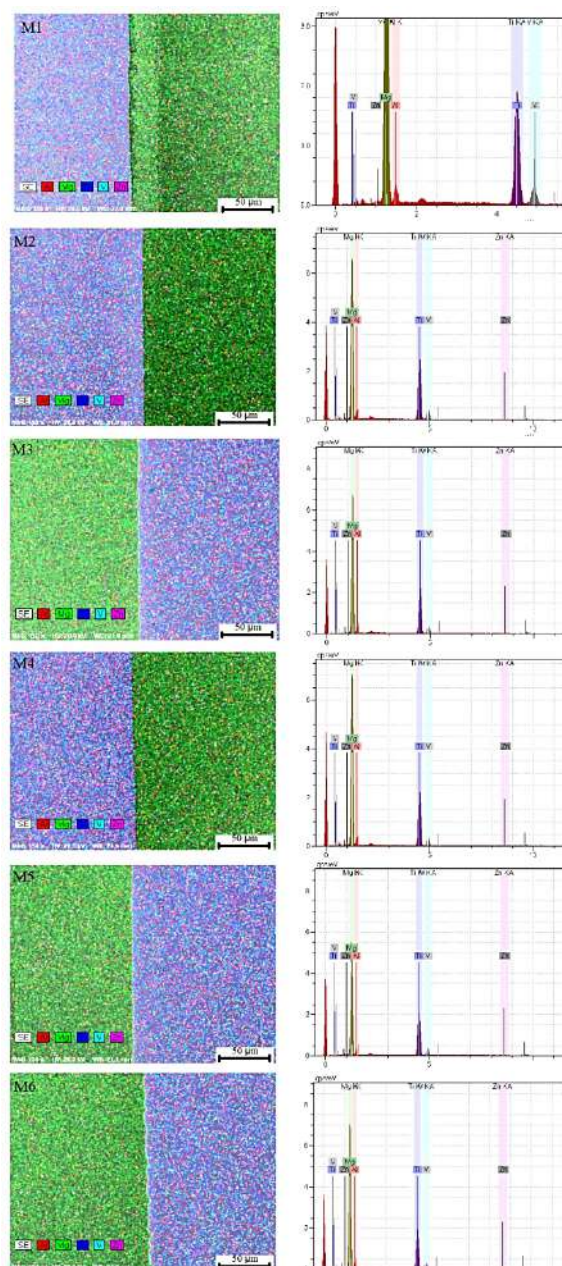
نمونه	M1	M2	M3	M4	M5	M6
استحکام پیچشی (MPa)	61,2	71,3	73,2	81,5	76,4	78,4

با حرکت کردن از سمت تیتانیوم به سمت منیزیم، اختلاف زیاد مقادیر سختی قابل مشاهده و هم‌چنین در محل اتصال، سختی همه نمونه‌های مورد آزمایش بین 117 تا 150 ویکرز می‌باشد. در سمت منیزیم، مقادیر سختی با نزدیک شدن به خط جوش افزایش یافته است که بخاطر وجود ترکیبات بین فلزی Ti_3Al و Mg_2AlZn و وجود احتمالی قطعات ریز تیتانیوم در سمت منیزیم و هم‌چنین ریز شدن دانه‌ها می‌باشد. در سمت دیگر، به دلیل محدودیت عدم تشکیل ترکیبات با آلیاژ تیتانیوم و هم‌چنین تغییر شکل محدود آن، تغییرات مشهودی دیده نشد [25,26]. بطورکلی تفاوت چندایی در مقادیر سختی نمونه‌های M1 تا M6 و در سمت منیزیم دیده نشد اما با ارزیابی عمیق‌تر و آنالیز عددی داده‌ها، نمونه M1 با دارا بودن سختی 150 ویکرز در خط اتصال از سختی بالاتری نسبت به دیگر نمونه‌ها برخوردار است که عمدتاً به دلیل ریزتر بودن ساختار دانه‌ها، وجود ترکیبات بین فلزی و وجود ذرات ریز تیتانیومی، شرایط بهینه در حین جوشکاری اصطکاکی این دو آلیاژ می‌باشد.

3-5- بررسی رفتار خوردگی

در شکل (9-الف) منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک،

افزایش یابد. لازم به ذکر است که ضریب نفوذ علاوه بر دما به ساختار بلوری و عیوب کریستالی هم همبستگی دارد. از این رو نفوذ اتم در طول فرایند جوشکاری اصطکاکی نه تنها توسط دما بلکه با تغییر شکل شدید نیز افزایش می‌یابد [25,26].



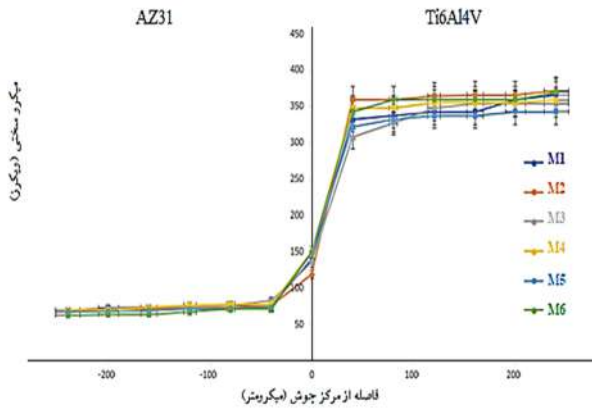
شکل 4- آنالیز نقشه EDS و نمودار فراوانی عناصر از سطح مقطع منطقه اتصال (سمن AZ31) نمونه‌های M1 تا M6.

3-4- نتایج آزمون میکروسختی

شکل (8) پروفیل نتایج ریزسختی سنجی مناطق مختلف اتصالات آلیاژ منیزیم AZ31 و آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V به



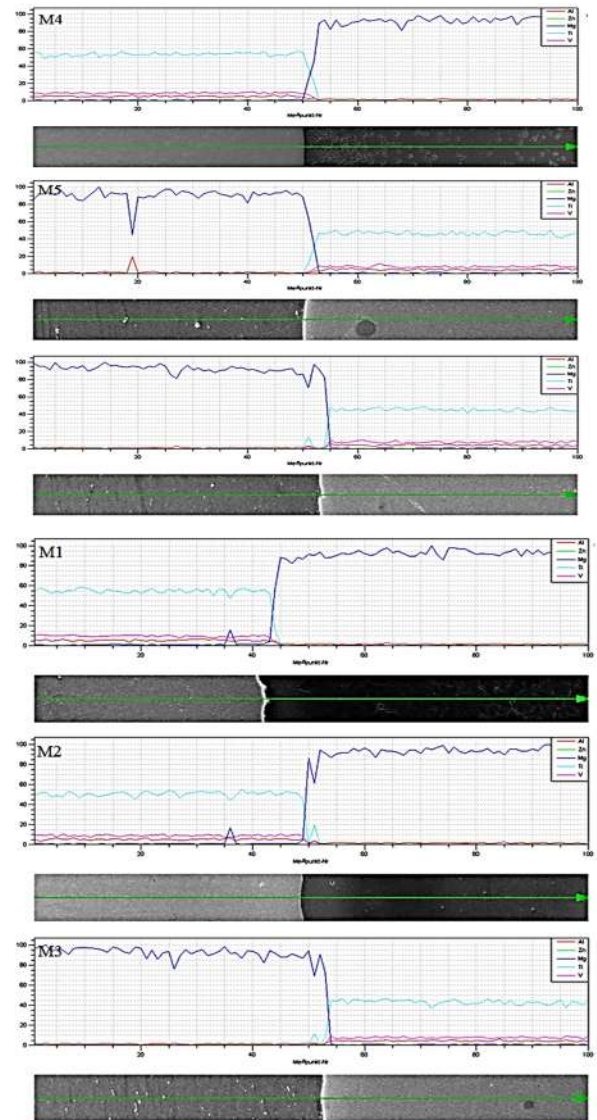
شکل 7- تصویر نمونه‌ی M4 پس از انجام آزمون پیچش.



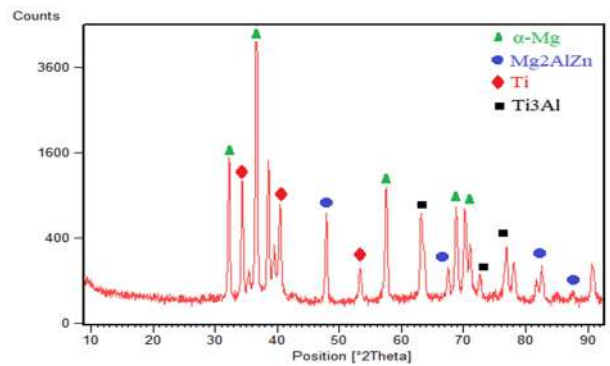
شکل 8- پروفیل نتایج ریز سختی سنجی.

در منحنی‌های پلاریزاسیون (9-الف) پتانسیل نمونه‌ها به آهستگی به سمت مقادیر مثبت‌تر حرکت و از این رو به عنوان آند عمل کرده و خورده می‌شود و یا پوشش اکسیدی تشکیل می‌دهد. دانسیته جریان با سینتیک خوردگی رابطه مستقیم دارد و به عبارت دیگر هرچه دانسیته جریان خوردگی بیشتر باشد یعنی سرعت خوردگی بیشتر است. از طرف دیگر پتانسیل یک پارامتر ترمودینامیکی است و هرچه قدر پتانسیل خوردگی منفی‌تر باشد، بیانگر فعال‌تر بودن سیستم و بیشتر بودن تمایل ترمودینامیکی آن به خوردگی است. بنابراین هرچه قدر منحنی‌های پلاریزاسیون به سمت چپ و بالا جابجا شده باشند به معنی این است که سیستم تمایل سینتیکی و ترمودینامیکی کمتری به خوردگی دارد. بنابراین منحنی پلاریزاسیون مربوط به نمونه M4 به شکل معنادار و قابل توجهی از بقیه منحنی‌ها در پتانسیل بیشتر و دانسیته جریان کمتری است که این به معنی کمتر بودن تمایل سینتیکی و ترمودینامیکی این نمونه به خوردگی نسبت به دیگر نمونه‌ها است. همچنین بیشتر بودن دانسیته جریان نمونه M1 نسبت به دیگر نمونه‌ها به صورت چشمی قابل مشاهده است که این موضوع نیز بیانگر کمتر بودن مقاومت به خوردگی این نمونه نسبت به دیگر نمونه‌ها است.

(9-ب) نایکویست (Z' برحسب Z'') حاصل از آزمون EIS، (9-ج) منحنی باد-زاویه فاز مربوط به نمونه‌های جوشکاری شده نمونه‌های M1 تا M6 آورده شده است.



شکل 5- آنالیز خطی EDS از سطح مقطع منطقه اتصال نمونه‌های M1 تا M6.



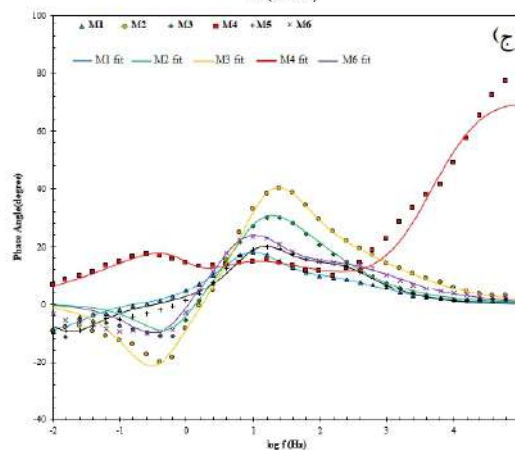
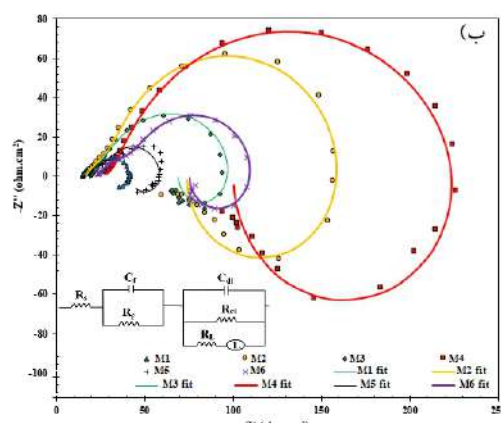
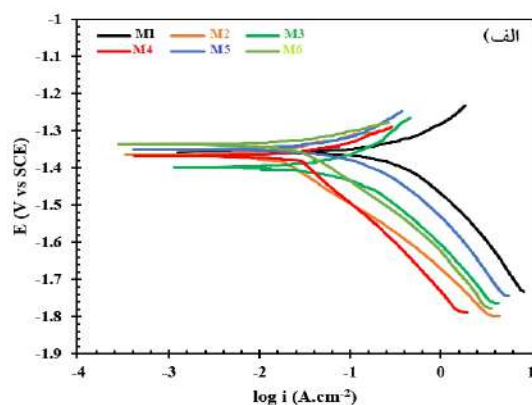
شکل 6- پراش پرتو اشعه ایکس از سطح شکست سمت منبسط نمونه M4.

در اغلب منحنی‌ها دو حلقه خازنی در بالای محور افقی و یک حلقه القایی در پایین این محور دیده می‌شود. یکی از این دو حلقه خازنی مربوط به پوشش تشکیل شده بر روی سطح فلز و بنابراین مقاومت موازی با آن بیانگر مقاومت به خوردگی نمونه‌ها می‌باشد و حلقه دیگری وابسته به انتقال بار در فصل مشترک فلز/الکترولیت است و مقاومت معادل آن به مقاومت انتقال بار بستگی دارد. هرچقدر قطر این حلقه‌ها بیشتر شود، مقاومت نمونه‌ها در برابر خوردگی افزایش پیدا می‌کند [26]. برای حلقه القاگر هنوز تعریف فیزیکی جامع و کاملی ارائه نشده است و اغلب این پدیده به جذب و دفع یون‌ها و محصولات خوردگی موجود در محلول بر روی سطح الکترود ربط داده می‌شود [20]. در نتیجه با توجه به منحنی‌های نایکویست، نمونه M4 در میان بقیه نمونه‌های بررسی شده دارای ماکزیمم قطر نیم دایره و هم‌چنین بالاترین مقاومت و انتقال بار می‌باشد. با توجه به منحنی، دو نمونه M5 و M1 دارای کمترین مقدار این پارامتر هستند.

یکی دیگر از نمایش داده‌های حاصل از آزمون EIS که می‌تواند اطلاعات مفیدی جهت تحلیل سیستم ایجاد نماید منحنی باداست. نمودارهای باد مربوط به نمونه‌های مورد بررسی در شکل (9-ج) آمده است. در آزمون EIS برای تحلیل هر چه بهتر سیستم، منحنی‌های باد اطلاعات مفیدی را ارائه می‌دهند.

ترسیم این نمودار به این صورت است که مدول امپدانس $\sqrt{Z''^2 + Z'^2}$ به صورت $|Z|$ بر حسب لگاریتم فرکانس و در سمت دیگر قرینه زاویه فاز $(\text{Arc tan}(Z''/Z'))$ بر حسب لگاریتم فرکانس رسم می‌شود. برتری این روش نسبت به روش نایکویست نشان دادن مقادیر فرکانس از روی نمودار است. اثبات می‌شود که امپدانس در کمترین فرکانس در منحنی‌های باد بیانگر مقاومت کل سیستم است [24]. تغییرات این مقدار نشان می‌دهد که مقاومت کل سیستم در نمونه M4 به شکل قابل توجهی از دیگر نمونه‌ها بیشتر است به طوری که مقاومت دیگر نمونه‌ها با مقدار مقاومت این نمونه تقریباً قابل مقایسه نیست. این بیشتر بودن قابل توجه مقاومت در منحنی‌های نایکویست نیز مشاهده شده بود. در بین دیگر نمونه‌ها نیز به

شکل (9-ب) منحنی‌های نایکویست (Z' بر حسب Z'') مربوط به نمونه‌های جوشکاری شده M1 تا M6 آورده شده است. در منحنی نایکویست فرکانس به صورت پاد ساعت‌گرد افزایش پیدا می‌کند، بنابراین هر چه که به مبدا مختصات نزدیک می‌شویم، فرکانس افزایش و هر چه به صورت ساعت‌گرد روی نمودار حرکت کنیم، فرکانس کاهش می‌یابد.



شکل 9-الف - منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک، ب - نایکویست $(Z'$ بر حسب Z'') حاصل از آزمون EIS، ج - منحنی باد-زاویه فاز نمونه‌های جوشکاری شده نمونه‌های M1 تا M6.

Metasilicate-Based Ceramic Coating Formed on Magnesium Alloy By Microarc Oxidation and Its Corrosion in Simulated Body Fluid", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 219, pp. 8-14, 2013.

4-Kumar, K., Gill, R., Batra, U., "Challenges And Opportunities for Biodegradable Magnesium Alloy Implants", *Materials Technology*, Vol.2, pp.153-172, 2018.

5-Li, M., Ren, L., Li, L., He, P., Lan, G., Zhang, Y., Yang, K., "Cytotoxic Effect on Osteosarcoma MG-63 Cells by Degradation of Magnesium", *Materials Science & Technology*, Vol.30, No. 9, pp.888-893, 2014.

6-Poinern, G. E., Brundavanam, S., Fawcett, D., "Biomedical Magnesium Alloys: A Review of Material Properties, Surface Modifications and Pote Ntial as A Biodegradable Orthopaedic Implant", *Biomedical Engineering*, No. 2, pp. 218-240, 2012.

7-Chen, Q., Thouas, G. A., "Metallic Implant Biomaterials", *Materials Science and Engineering R*, pp. 1-57, 2015.

8-Waizy, H., Seitz, J. M., Reifenrath, J., Weizbauer, A., Bach, F. W., Meyer-Lindenberg, A., B. Denkena, H. Windhagen, "Biodegradable Magnesium Implants for Orthopedic Applications", *Materials Science*, Vol.48, No. 1, pp.39-50, 2013.

9-Crosby, K. D. (2013). "Titanium-6Aluminum-4Vanadium for functionally graded orthopedic implant applications."

<https://opencommons.uconn.edu/dissertations/218>.

10-Song, Y., Shan, D., Chen, R., Zhang, F., Han, E. H., "Biodegradable Behaviors of AZ31 Magnesium Alloy in Simulated Body Fluid", *Materials Science and Engineering: C*, Vol.29, No. 3, pp.1039-1045, 2009.

11-Zhou, L., Nakata, K., Liao, J., Tsumura, T., "Microstructural Characteristics and Mechanical Properties of Non-Combustive Mg-9Al-Zn-Ca Magnesium Alloy Friction Stir Welded Joints", *Materials and Design*, Vol. 42, pp. 505-512, 2012.

12-Lakshminarayanan, A., Saranarayanan, Srinivas, R., V. K., Venkatraman, B., "Characteristics of Friction Welded AZ31B Magnesium-Commercial Pure Titanium Dissimilar Joints", *Magnesium and Alloys*, Vol.3, No. 3, pp.315-321, 2015.

13-Li, W., Vairis, A., Preuss, M., Ma, T., "Rotary Friction Welding Review", *International Materials*, Vol.61, No. 2, pp.1-30, 2016.

14-Luo, Z., Hao, Z., Ni, D. R., Xu, Z., "Friction Stir Welding Effect on Transverse Rigidity and Sound Transmission Characteristics of AZ31B Magnesium Alloy", *Transactions of Tianjin University*, Vol.21, pp.64-68, 2015.

15-Li R D, Long L J, Tao X J, Sheng Z F, Ke Z, Zhong J C. Friction heat production and atom diffusion behaviors during Mg-Ti rotating friction welding process [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012 22: 2665-2671.

16-Mojtaba Sadeghi G. M., M. Kasiri-asgarani, H. R.

نظر می‌رسد مقاومت نمونه M2 از بقیه بیشتر و مقاومت نمونه M1 از بقیه کمتر است. در شکل (9-ب) R_s مقاومت محلول R_f و C_f به ترتیب مقاومت و ظرفیت خازن فیلم پوشش حاصل از محصولات خوردگی و R_{ct} و C_{dl} به ترتیب مقاومت انتقال بار از لایه دوگانه و ظرفیت خازن لایه دوگانه می‌باشد. همچنین R_l و L_o به ترتیب القاگر و مقاومت انتقال بار القاگر می‌باشد. در این مدار به جای خازن ایده آل از عنصر فاز ثابت استفاده شده است [26].

4- نتیجه گیری

در این تحقیق جوشکاری اصطکاکی منیزیم AZ31 به آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V جهت کاربردهای ارتوپدی انجام و ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار خوردگی اتصال در شرایط مختلف اتصال‌دهی ارزیابی شد. مطالعات ریزساختاری نشان می‌دهد که سمت آلیاژ منیزیم AZ31 از سه منطقه تبلور مجد دینامیکی (DRX)، منطقه تحت تأثیر ترمو مکانیکی (TMAZ) و منطقه جزئی تغییر شکل یافته (PDZ) شکل گرفته است. در حالی که هیچ تغییر شکلی در سمت تیتانیوم مشاهده نشده است. در خط اتصال ترکیبات بین فلزی قابل توجهی از Mg_2AlZn و Ti_3Al شناسایی شد. بالاترین استحکام برشی برای نمونه جوشکاری شده با شرایط سرعت دوران 1200 دور بر دقیقه، فشار اصطکاکی 50 مگاپاسکال و فشار فورج 40 مگاپاسکال و به میزان 81/5 مگاپاسکال است. همچنین بررسی رفتار خوردگی نشان داد که این نمونه دارای مقاومت به خوردگی بالاتری نسبت به سایر نمونه‌ها می‌باشد و برای ساخت پیچ‌های دوجنسی برای کاربردهای ارتوپدی توصیه می‌شود.

منابع

- 1-Kulekci, M. K., " Magnesium And Its Alloys Applications in Automotive Industry ", *Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 39, pp. 851-856, 2008.
- 2-Tang, Y., Zhao, X., Jiang, K., Chen, J., Zuo, Y., " The Influences of Duty Cycle on the Bonding Strength of AZ31B Magnesium Alloy by Microarc Oxidation Treatment ", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 205, pp. 1789-1792, 2010.
- 3-Wang, Y. M., Guo, J. W., Shao, Z. K., Zhuang, J. P., Jin, M. S., Wu, C. J., Wie, D. Q., Zhou, Y., " A

- 22- LI W, VAIRIS A, PREUSS M, MA T. Linear and rotary friction welding review. *International Materials Reviews*, 2016, 61(2): 1–30.
- 23-J.L.Murray, "The Mg–Ti (Magnesium-Titanium) system", *Bull Alloy Phase Diagrams* Vol. 7, pp. 245-248, 1986.
- 24- Gogheri, M. S., et al. (2020). "In Vitro Corrosion Behavior and Cytotoxicity of Polycaprolactone–Akermanite-Coated Friction-Welded Commercially Pure Ti/AZ31 for Orthopedic Applications." *Journal of Materials Engineering and Performance* 29(9): 6053-6065.
- 25- Li R D, Long L J, Tao X J, Sheng Z F, KE Z, Zhong J C. Friction heat production and atom diffusion behaviors during Mg–Ti rotating friction welding process. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012,
- 26-Sadeghi. M., Kasiri, M., Bakhsheshi-Rad, H.R., Ghayour, H., Rafiei, M., "Mechanical properties, corrosion behavior and biocompatibility of orthopedic pure titanium–magnesium alloy". *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020,30 (2952-2966).
- Bakhsheshi-rad, H. Ghayour, M. Rafiei, "Friction heat production and atom diffusion behaviors during Mg-Ti rotating friction welding process", *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol.30, pp.2952-2966, 2020.
- 17-American Society for Testing and Materials (ASTM), Standard Practice for Microetching Metals and Alloys, ASTM International, ASTM E407-2017, 2017.
- 18-American Society for Testing and Materials (ASTM), Standard Test Method for Shear Modulus at Room Temperature, ASTM International, 2017
- 19-American Society for Testing and Materials (ASTM), Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, ASTM International, 2017.
- 20-American Society for Testing and Materials (ASTM), Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements, *ASTM International*, 2017.
- 21-Fukumoto S, Tanaka S, Ono T, Tsubakino H, Tomita T, Aritoshi M, Okita K. Microstructural development in friction welded AZ31 magnesium alloy. *Materials Transactions*, 2006, 47(4): 1071–1076.



Microstructural and mechanical properties of dissimilar joining of AA5052 and AA6061 by friction stir welding


M. Hajiha, A. Farzadi* , S. A. Samadani Agdam, A. Shabanzadeh, S. Ramezani
Faculty of Materials and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology (Tehran Polytechnic), Tehran, Iran

Received 21 February 2023 ; Accepted 18 June 2023

Abstract

5xxx and 6xxx series alloys are among the most widely used aluminum alloys in various industries, including automobile, shipbuilding and aviation industries. In this research, the joint of two alloys AA6061-T6 and AA5052-H12 was investigated at 4 transmission speeds of 60, 90, 120 and 180 mm/min and 3 rotation speeds of 600, 800 and 1000 rpm. These investigations were carried out in the condition that each of the two alloys was placed in two progressive and regressive sides. The results of these studies showed that the highest tensile strength is when the AA5052 sample is placed on the advancing side and the transfer speed is 90 mm/min and the rotation speed is 600 rpm, and in this case, the final tensile strength value is equal to 197 MPa. In addition, the results showed that, generally, the tensile strength decreases with an increase in the transmission speed at a constant rotational speed, and with an increase in the rotational speed at a constant transmission speed, the tensile strength increases. In addition, microscopic and macroscopic examination of the sections of all samples was performed and various areas and defects were examined. According to the investigations carried out on the microstructure, the grain size in the weld nugget compared to the base metal, HAZ and TMAZ decreases. The grain size in HAZ is the largest in all samples, and this causes a decrease in weld strength in this zone.

Keywords: Friction stir welding, Aluminum alloys, 5000 series, 6000 series, Mechanical properties.

 Corresponding Author: farzadi@aut.ac.ir



ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال نامشابه آلیاژهای AA5052 و AA6061 به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی

محمد رضا حاجیها، علی فرزادی^{ID*}، سیدعلی صمدانی اقدم، امیرحسین شعبان زاده، سحر رضانی

دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر (پلی تکنیک تهران)، تهران، ایران.

دریافت مقاله: 1401/12/02؛ پذیرش مقاله: 1402/03/28

چکیده

آلیاژهای سری 5xxx و 6xxx از پرکاربردترین آلیاژهای آلومینیوم در صنایع مختلف از جمله صنایع خودرو، کشتی سازی و هواپیمایی است. در این پژوهش اتصال دو آلیاژ AA6061-T6 و AA5052-H12 در چهار سرعت انتقالی 60، 90، 120 و 180 میلی متر بر دقیقه و سه سرعت چرخشی 600، 800 و 1000 دور بر دقیقه مورد بررسی قرار گرفت. این بررسی ها در شرایطی انجام شد که هر کدام از دو آلیاژ در دو سمت پیشرونده و پسرونده قرار گرفته باشد. نتایج این بررسی ها نشان داد که بیشترین استحکام کششی در شرایطی است که نمونه AA5052 در سمت پیشرونده قرار گرفته و سرعت انتقالی 90 میلی متر بر دقیقه و سرعت چرخشی 600 دور بر دقیقه باشد و در این حالت مقدار استحکام نهایی کششی برابر با 197 مگاپاسکال است. علاوه بر این نتایج این تحقیق نشان داد که به طور کلی با افزایش سرعت انتقالی در سرعت چرخشی ثابت استحکام کششی کاهش و با افزایش سرعت چرخشی در سرعت انتقالی ثابت، استحکام کششی افزایش می یابد. علاوه بر این از مقاطع تمام نمونه ها بررسی میکروسکوپی و ماکروسکوپی به عمل آمد و نواحی و عیوب مختلف بررسی شد. با توجه به بررسی های انجام شده بر ریزساختار، اندازه دانه ها در دکمه جوش نسبت به فلز پایه، HAZ و TMAZ کاهش یافت. اندازه دانه در HAZ در تمامی نمونه ها بیشترین مقدار را نسبت به مناطق دیگر دارد و این سبب کاهش استحکام جوش در این منطقه شود.

کلمات کلیدی: جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، آلیاژهای آلومینیوم، سری 5000، سری 6000، خواص مکانیکی.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: farzadi@aut.ac.ir

1- مقدمه

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی یکی از تکنیک های امیدوارکننده برای اتصال آلیاژهای آلومینیوم غیر مشابه است [2]. این روش اصولاً برای اتصال آلیاژهایی از آلومینیوم که جوشکاری آنها با روش های جوشکاری ذوبی با عیوبی از قبیل ترک انجمادی، تخلخل، اعوجاج همراه است، مناسب است. در این روش به دلیل حرارت ورودی کم، عدم ذوب و انجماد فلز پایه حین جوشکاری، این عیوب حذف می شوند و استحکام اتصال به طور چشمگیری بهبود می یابد. این خصوصیات برای آلیاژهای

استفاده از آلیاژهای آلومینیوم برای کاهش وزن در وسایل نقلیه هوایی، دریایی و زمینی به سرعت به دلیل چگالی کم، مقاومت در برابر خوردگی عالی، خواص شکل دهی خوب و خواص مکانیکی قابل ارتقا در حال افزایش است [1]. فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، اتصال حالت جامد نسبتاً جدیدی است که در سال 1991 توسط انجمن جوشکاری انگلستان (TWI) توسعه داده شد.

کیفیت جوش و نواحی زیر سطح، رادیوگرافی روی نمونه‌ها انجام شد. نتایج توزیع دمایی نشان داد، در شرایطی که از 1 mm آفست در فلز نرم‌تر استفاده شود، دما در سمت پیشرونده کمی بیشتر و گراف دمایی بدست آمده نامتقارن است. همچنین تحلیل‌های ریزساختاری نشان داد که در شرایطی فلز نرم‌تر در سمت پیشرونده باشد و آفست روی آن قرار گیرد جوش‌های بهتری به دست خواهد آمد [9]. زمانخان و همکاران در تحقیقی به بررسی خواص ریزساختاری در اتصال مشابه و نامشابه AA2219 و AA7475 پرداختند. نتایج آن‌ها نشان داد که در تمامی شرایط جوشکاری کمترین مقدار سختی در TMAZ و در سمت پسرونده اتفاق افتاده است [10]. اینفانته و همکاران در تحقیقی به بررسی رفتار خستگی در اتصال نامتجانس AA6082 و AA5754 پرداختند. نتایج تست خستگی نشان داد که خستگی در حالت اتصال مشابه و نامشابه نسبت به خود فلزات پایه کمتر است [11]. ابولوسورو و همکاران در تحقیقی به بررسی اثر سرعت چرخشی ابزار در سرعت انتقالی ثابت روی توزیع دما، خواص مکانیکی و ریزساختار جوش‌های AA6101-T6 و AA7075-T6 پرداختند. نتایج آن‌ها نشان داد که دما با گذشت زمان افزایش می‌یابد و در سمت پیشرونده نسبت به پسرونده بیشتر است. همچنین نتایج تست کشش نشان داد که استحکام نهایی با افزایش دما کاهش یافته است و شواهد ریزساختاری نشان داد که در ناحیه اغتشاشی ناپیوستگی، و بیشترین نفوذ و درهم‌گسیختگی در سرعت‌های میانی اتفاق افتاده است [12]. ایلانگوان و همکاران در تحقیقی بر اتصال مشابه و نامشابه AA5083 و AA6061 به بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی جوش حاصل پرداختند. در آزمایش آن‌ها نواحی مختلف جوش را با میکروسکوپ نوری و روبشی مورد بررسی قرار دادند و نشان دادند بیشترین سختی در اتصالات نامشابه 115 ویکرز و بازدهی اتصال 56% است که وابسته به ماهیت بدون عیب ناحیه جوش و دانه‌های ریز این ناحیه است [13]. جرارد و همکاران در تحقیقی به بررسی اتصال نامشابه AA7020-T651 و AA6060-T6 پرداختند. آزمایش‌ها در شرایط سرعت انتقالی 1100 mm/min تا 300 و سرعت

آلومینیم استحکام بالای گروه‌های 2000 و 7000 که جوش‌پذیری ضعیفی دارند، حائز اهمیت است [3,4]. ورما و همکاران در پژوهشی به بررسی اتصال آلومینیم 1100 و 6061 مورد استفاده در صنایع هوافضا پرداختند. آن‌ها در این آزمایش دو قطعه‌کار از جنس‌های یاد شده و به ضخامت 5 میلی‌متر را با استفاده از ابزاری با پین استوانه‌ای جوش دادند، نتایج تست کشش آن‌ها نشان داد که استحکام جوش بدست آمده کمتر از استحکام ورق آلیاژ 6061 است ولی به استحکام ورق آلیاژ 1100 بسیار نزدیک است [5]. راج‌کومار و همکاران به بررسی جوش انجام شده روی اتصال نامشابه آلومینیم 6061 و 5052 در شرایط سرعت چرخشی 710 rpm و سرعت‌های انتقالی 20 و 28 mm/min پرداختند. نتایج نشان داد که در شرایطی که سرعت انتقالی پایین باشد، اختلاط در منطقه اغتشاش به خوبی اتفاق می‌افتد. همچنین نتایج تست کشش نشان داد که جوش‌ها با سرعت جوشکاری (انتقالی) کمتر، استحکام بالاتری دارند [6]. جمشیدی اول و همکاران در تحقیقی به بررسی تنش باقیمانده و ریزساختار در جوش نامشابه آلومینیم AA7075-T6 و AA6082-T6 پرداختند. مشاهدات آن‌ها نشان داد که در ناحیه اغتشاشی و فصل مشترک دو آلیاژ نفوذ اتمی اتفاق می‌افتد. همچنین آن‌ها نتیجه گرفتند که با افزایش حرارت ورودی بیشینه تنش باقیمانده کاهش و اندازه این ناحیه افزایش پیدا می‌کند. همچنین پیرسازی طبیعی ناحیه اغتشاشی باعث کاهش 15 تا 20 مگاپاسگالی تنش پسمانده می‌شود [7]. بویا و همکاران در تحقیقی به بررسی اتصال آلیاژهای AZ31 و AA6061-T6 پرداختند. نتایج آن‌ها نشان داد که ترکیبات بین‌فلزی اصلی‌ترین دلیل افت کیفیت اتصال‌های انجام شده است. آن‌ها همچنین به بررسی تاثیر جابجایی قطعه کار نیز پرداختند و نتیجه گرفتند که اتصالات سالم تنها زمانی که آلیاژ پایه منیزیم در سمت پیشرونده باشد اتفاق می‌افتد [8]. خانا و همکاران در تحقیقی به بررسی اتصال AA6061-T6 و AA8011-H14 و تاثیر جابجایی آلیاژها در طرفین جوش و همچنین انحراف ابزار از خط مرکزی جوش پرداختند. این بررسی در شرایطی که دیگر پارامترهای جوش ثابت هستند، اتفاق می‌افتد و برای اطمینان از

جوش بالاتر می‌شود [19]. همانطور که در بررسی‌های انجام شده نشان داده شد، اتصال آلیاژهای نامشابه آلومینیم یکی از موضوعات پرکاربرد صنایع و جالب در زمینه‌های تحقیقاتی است، به همین منظور هدف از انجام این پروژه تاثیر متغیرهایی نظیر سرعت انتقالی، سرعت چرخشی، و محل قرارگیری آلیاژها در سمت‌های پیشرونده و پسرونده روی مورفولوژی ریزساختار و خواص مکانیکی حاصله از اتصال است. بدین منظور در این پژوهش جوش‌های مورد نظر در هشت حالت مختلف انجام شد و بررسی‌های مکانیکی و ریزساختاری روی آن‌ها انجام شد.

2- روش آزمایش

در این تحقیق از ورق‌های آلومینیم 5052 و از آلیاژ 6061 استفاده شده است. ترکیب شیمیایی آلیاژهای یادشده در جدول (1) نشان داده شده است. روش اندازه‌گیری ترکیب، طیف سنجی نشر نوری یا کوانتومتری بود. ورق‌های 5052 در شرایط H38 و ورق‌های 6061 در شرایط T6 مورد استفاده قرار گرفتند. طول و عرض ورق‌ها به ترتیب 200 و 120 و ضخامت آن‌ها 5 میلی‌متر در نظر گرفته شد. سطح ورق‌ها با استفاده از برس سیمی و محلول استون اکسید و چربی زدایی شد و برای جوشکاری آماده گردید. در ضمن انجام جوشکاری اثر پارامترهای مختلف جوشکاری بررسی شد. پارامترهای جوشکاری مورد بررسی عبارتند از سرعت انتقالی، سرعت چرخشی ابزار و تاثیر محل قرارگیری هرکدام از آلیاژها در سمت پیش یا پسرونده. در این تحقیق از یک ابزار از جنس فولاد گرم کار (H13) که به دو قسمت شانه و پین تقسیم شده است، استفاده شد. قطر شانه ابزار 15 mm و پین آن استوانه‌ای رزوه‌دار به قطر 5 و طول 4/8 mm بود. برای جوش، ورق‌ها به صورت طرح اتصال سر به سر در کنار هم قرار داده شدند و سپس اجزا توسط قید و بند فولادی محکم شدند و آماده جوشکاری گردیدند. در تمام آزمایش‌های انجام شده میزان فرورفتن ابزار 0/1 mm و زاویه ابزار با قطعه کار 3 درجه بود. از آنجا که رزوه‌های پین ابزار راست گرد بودند، جهت چرخش

چرخشی 1000 تا 2000 rpm مورد بررسی قرار گرفت. نتایج آن‌ها نشان داد با اینکه تجهیزات اندازه‌گیری بسیار حساس به دما بودند ولی اختلاف دمایی خاصی بین دو سمت جوش مشاهده نشده است. همچنین نتایج آزمون کشش و سختی سنجی نشان داد که صرف نظر از قرارگیری هر آلیاژ در هر سمت، شکست از ناحیه با سختی کمتر اتفاق می‌افتد [14].

سازندگان و همکاران در تحقیقی به بررسی جوشکاری آلیاژهای مشابه AA2024 و AA5083 پرداختند. آن‌ها در این پژوهش تاثیر پارامترهایی همچون شکل پین، سرعت چرخشی ابزار، نیروی محوری ابزار را روی خواص مکانیکی بررسی کردند. نتایج آن‌ها نشان داد که جوش‌هایی با ابزاری با شکل شش‌گوشه بیشترین مقدار تنش کششی و ازدیاد طول و ابزار با شکل استوانه‌ای کمترین استحکام کششی و ازدیاد طول را داشته است [15].

کناوات کومار و همکاران در بررسی تاثیر پارامترهای جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی غیرمشابه بر جریان مواد به این نتیجه رسیدند که سرعت‌های چرخشی بالاتر باعث اختلاط بهتر و بهبود خواص مکانیکی می‌شود. مقادیر استحکام کششی بریدگی با اختلاط مواد در منطقه هم‌زن همبستگی داشت و بالاترین مقدار مقاومت کششی بریدگی در 1400 rpm و 60 mm/min به دست آمد [16].

تورژوسکی و همکاران در بررسی تاثیر سرعت حرکت و سرعت چرخش ابزار بر ساختار ماکروساختی، ریزسختی و خواص مکانیکی اتصالات غیرمشابه آلیاژهای آلومینیم 7020-T651 و 5083-H111، نمونه‌های ساخته شده با پارامترهای 800 rpm و 200 mm/min بهترین خواص مقاومتی را داشتند [17].

لاسکا و همکاران در مطالعه اتصالات غیرمشابه آلیاژهای AA5083 و AA6060 دریافتند با افزایش سرعت ابزار، سختی در ناحیه قطعه جوش افزایش می‌یابد که دلیل آن گرمای ورودی بیشتر و تبلور مجدد مؤثرتر است [18].

وانگ و همکاران در بررسی مکانیسم‌های جریان مواد در جوش‌های اصطکاکی اغتشاشی غیرمشابه سه آلیاژ کار شده T351-2024، 6061-T651 و 7075-T735، مشخص شد که کاهش سرعت چرخش ابزار کیفیت جوش را بهبود می‌بخشد، در حالی که افزایش سرعت حرکت منجر به استحکام

مناطق مختلف TMAZ و HAZ و دکمه جوش توسط میکروسکوپ نوری Olympus BH2 مورد بررسی قرار گرفت. به منظور تهیه نمونه‌های متالوگرافی نمونه‌ها در جهت عمود بر جوش برش خوردند و سپس مطابق استاندارد ASTM E3، سطح مقطع مورد نظر توسط کاغذ سمباده 120 تا 5000 آماده‌سازی و پولیش شد. سپس برای اچ کردن نمونه‌های متالوگرافی محلول ذکر شده در جدول (3) مورد استفاده قرار گرفت. زمان هر مرحله بر اساس استاندارد تعیین شد [21].

جدول 3- ترکیب محلول‌های اچانت و روش استفاده از آن‌ها [21].

ترکیب	اچانت
12 میلی‌لیتر هیدروکلریدریک اسید + 6 میلی‌لیتر نیتریک اسید + 1 میلی‌لیتر هیدروفلوئوریک اسید + 1 میلی‌لیتر آب مقطر	پلوتون (Poulton reagent) درشت ساختار
50 میلی‌لیتر محلول پلوتون + 25 میلی‌لیتر نیتریک اسید + 40 میلی‌لیتر از محلول کرومیک 3 گرم کرومیک اسید در 10 میلی‌لیتر آب مقطر	پلوتون اصلاح شده

3- نتایج و بحث

3-1- بررسی‌های میکروسکوپی

در این بخش به بررسی نتایج حاصل از بررسی‌های ریزساختاری و درشت ساختاری انجام شده بر نمونه‌های جوشکاری شده پرداخته شده است. در شکل‌های (2 الی 5) تصاویر درشت ساختار در کنار تصاویر ریزساختار مربوط به هر یک از مناطق جوش آورده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، کلیه نمونه عاری از عیب و سالم هستند. تصاویر درشت ساختاری حاصل از مقاطع عرضی جوش‌ها شامل 4 منطقه اغتشاش (دکمه جوش)، ناحیه متأثر از حرارت، ناحیه متأثر از حرارت و کار مکانیکی و فلز پایه است.

در نمونه‌های 1، 2، 3 و 4 هدف بررسی اثر سرعت پیشروی در سرعت چرخشی ثابت (600 دور بر دقیقه) است. همان طور که در تصاویر درشت ساختاری شکل‌های (2 تا 5) می‌توان مشاهده نمود، در سرعت پیشروی 60 و 90 میلی‌متر بر دقیقه سطح

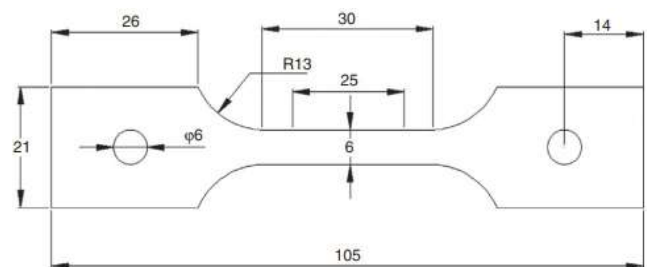
ابزار پادساعتگرد بود. در جدول (2) سرعت‌های چرخشی و انتقالی استفاده شده برای هر جوش ذکر شده است. در این پژوهش، از دستگاه کشش اینسترون M200 با حداکثر نیروی 20 نیوتن و نرخ کشش 0/5 میلی‌متر بر دقیقه و دقت اندازه‌گیری 0/1 نیوتن استفاده گردید. نمونه‌ها در این آزمون تحت بار عمودی در جهتی عمود بر جهت جوشکاری قرار گرفتند. سپس مطابق شکل 1 بر اساس استاندارد E8M/ASTM E8-11 توسط دستگاه وایرکات، از هر نمونه جوش 2 نمونه آزمون کشش تهیه شد که در مجموع 16 نمونه آزمون کشش به دست آمد [20].

جدول 1- ترکیب شیمیایی مواد پایه استفاده شده در این تحقیق.

آلیاژ	Mg	Mn	Cu	Cr	Si	Fe	Zn	Ti
AA5052	2/5	0/1	0/1	0/25	0/25	0/4	0/1	-
AA6061	1	-	0/25	0/19	0/6	0/7	0/25	0/15

جدول 2- شرایط جوشکاری نمونه‌ها.

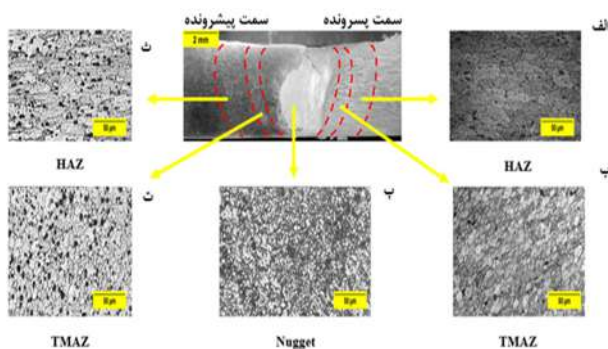
شماره آزمایش	فلز پسرونده	فلز پیشرونده	سرعت پیشروی (mm/min)	سرعت دورانی (rpm)
1	AA5052	AA6061	60	600
2	AA5052	AA6061	90	600
3	AA5052	AA6061	120	600
4	AA5052	AA6061	180	600
5	AA5052	AA6061	90	800
6	AA5052	AA6061	90	1000
7	AA6061	AA5052	90	600
8	AA6061	AA5052	90	1000



شکل 1- طرح نقشه استفاده شده برای نمونه‌های آزمون کشش [20].

بررسی کیفی جوش‌ها با مقطع زدن اتصالات و انجام بررسی‌های متالوگرافی انجام شد. درشت ساختار و ریزساختار

نشان دادند که عیب تونلی در شرایط بدون آفست و به سمتی که ماده مستحکم تر قرار دارد اتفاق می افتد [25]. این موضوع با مشاهدات خان در تضاد است. دلیل این موضوع می تواند به پارامترهای جوشکاری نظیر سرعت انتقالی و سرعت چرخشی و همچنین مقدار انرژی ذخیره شده از طریق کار سرد مربوط باشد. همانطور که در تصاویر ریزساختار شکل (4) مشاهده می شود با مقایسه تصاویر بدست آمده از ناحیه HAZ و TMAZ از دو سمت پیشرونده و پسرونده می توان نتیجه گرفت در سمت پیشرونده جهت گیری دانه ها در بخش TMAZ نسبت به HAZ به شدت تغییر کرده است. به عبارتی می توان گفت در ناحیه HAZ دانه ها در جهت نورد کشیده شده اند، ولی در بخش TMAZ به واسطه تبلور مجدد دینامیکی، دانه هایی جدید شکل گرفته اند. این موضوع باعث کاهش استحکام در ناحیه پیشرونده می شود. اما در سمت پسرونده و در ناحیه TMAZ دانه ها هنوز شکل کشیده حاصل از نورد را حفظ کرده اند و در نتیجه می توان گفت در این ناحیه تبلور یا انجام نشده است و یا به طور کامل انجام نشده است. همچنین در تمام شکل های (2 تا 5) ذرات سیاه رنگ و مدور شکلی در مرز دانه دیده می شود که به احتمال زیاد مربوط به رسوب Mg_2Si است که در AA6061 وجود دارد [28].



شکل 2-مقطع عرضی نمونه شماره 1

(سرعت چرخشی 600 rpm و سرعت پیشروی 60 mm/min) و تصویر

میکروسکوپی منطقه الف- متاثر از حرارت در سمت پسرونده،

ب- متاثر از عملیات ترمومکانیکی در سمت پسرونده،

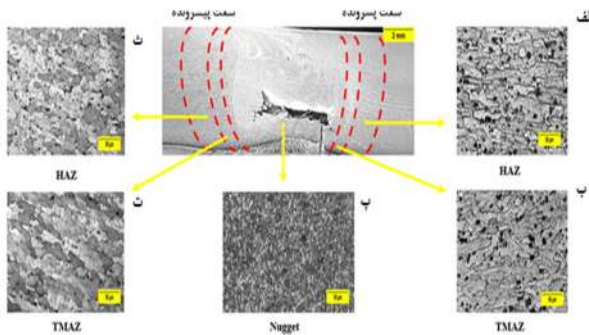
پ- اغتشاشی دکمه جوش،

ت- متاثر از عملیات ترمومکانیکی در سمت پیشرونده،

ث- متاثر از حرارت در سمت پیشرونده.

مقطع جوش عاری از حفره و عیب تونل است، اما در عین حال می توان در سطح مقطع آن ها عیب باند بوسه (KB) را مشاهده کرد. همانطور که در مرجع [22] گفته شده است این عیب ناشی از به داخل کشیده شدن لایه اکسیدی از سطح و قرارگرفتن آن در لابه لای مواد در خط اتصال است. همچنین تشخیص این عیب با ریزساختار بسیار دشوار است و برای اطمینان بیشتر باید از آزمون های ترکیب شیمیایی مانند EDS برای مشخصه یابی ذرات اکسیدی استفاده کرد [23]. ژو و همکاران در پژوهشی به بررسی اثر KB روی استحکام خستگی اتصالات AA5083 پرداختند و نتیجه گرفتند وجود این لایه اکسیدی می تواند عمر خستگی این اتصالات را 0/05 تا 0/25 برابر حالت بدون عیب گرداند [24]. در مقاطع نمونه های 3 و 4 حفراتی مشاهده می شود که به اصلاح به آن ها عیب تونلی و حفرات کرمی شکل می گویند. علت پدید آمدن این حفرات می تواند ناشی از انتخاب نادرست پارامترهای جوشکاری همچون سرعت چرخشی، سرعت انتقالی، نیروی عمودی ابزار، آفست ابزار و شکل نامناسب ابزار باشد [25]. حال با توجه به این که در نمونه های 1 و 2 این حفرات مشاهده نشده است، می توان نتیجه گرفت افزایش سرعت انتقالی باعث ایجاد این عیب شده است. در واقع افزایش سرعت انتقالی باعث کاهش حرارت ورودی و در نتیجه عدم سیلان مواد در بعضی نقاط و ایجاد تونل شده است [26]. لذا با توجه به این مسئله می توان گفت که حرارت ورودی در نمونه 1 و 2 نسبت به نمونه های 3 و 4 میزان بالاتری داشته اند و حد بیشینه افزایش سرعت انتقالی برای عدم وجود عیب تونل در سرعت چرخشی 600 دور بر دقیقه، چیزی در حدود 90 میلی متر بر دقیقه است. همچنین با بررسی دقیق تر دو نمونه 3 و 4 مشاهده می شود که عیب تونل در سمت پسرونده و در بخشی که آلیاژ AA5052 قرار داشته است، اتفاق افتاده است. همانطور که پیش تر گفته شد، عملیات حرارتی آلیاژ AA5052 از نوع H38 و آلیاژ AA6061 از نوع T6 است. به طور کلی سختی AA5052 حدود 77 برینل و برای AA6061 در حدود 95 برینل گزارش شده است [27]. خان و همکاران در تحقیقی روی AA5083-H116 و AA6061-T6

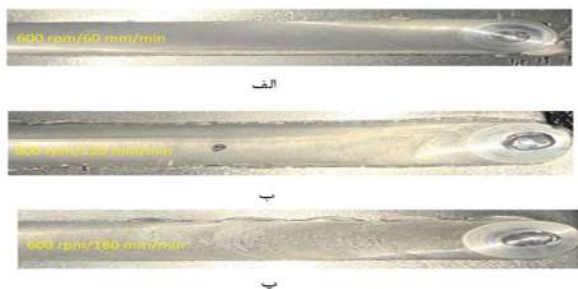
کامل مخصوصا در اتصالاتی که قید و بند ضعیف است به وجود می آید [23].



شکل 5- مقطع عرضی نمونه شماره 4 (سرعت چرخشی 600 rpm و

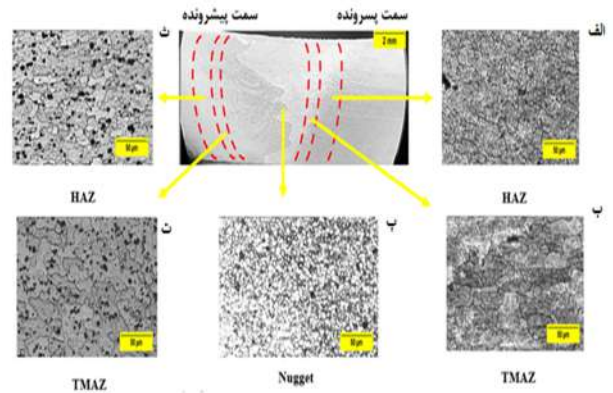
سرعت پیشروی 90 mm/min) و تصویر میکروسکوپی منطقه الف- ناحیه متاثر از حرارت در سمت پسرونده،
 ب- ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی در سمت پسرونده،
 پ- ناحیه اغتشاشی دکمه جوش،
 ت- ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی در سمت پیشرونده،
 ث- ناحیه متاثر از حرارت در سمت پیشرونده.

در شکل (6) کیفیت سطحی سه نمونه 1، 3 و 4 را مشاهده می کنیم. همان گونه که از این تصویر پیداست نمونه 1 دارای سطحی صاف تر با زبری کمتر و بدون زائده فلش است و لذا تاثیر سرعت انتقالی در سطح این نمونه ها نیز پیداست. لازم به توضیح است که فلش لزوما ماهیتی منفی ندارد و معمولا به خاطر عمق فروروی است و گاهی برای اطمینان از نفوذ کامل مخصوصا در اتصالاتی که قید و بند ضعیف است به وجود می آید [23].



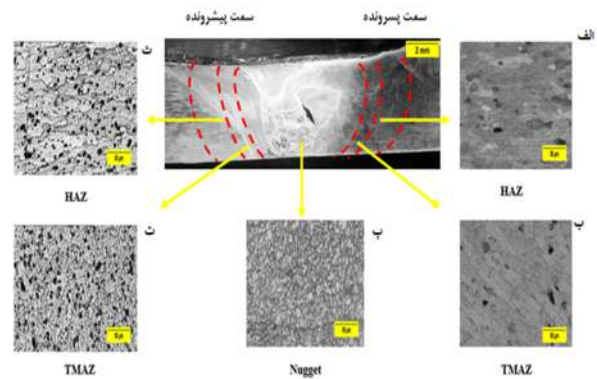
شکل 6- کیفیت سطح (سرعت چرخشی 600 rpm و سرعت پیشروی به ترتیب 80.60 و 90 mm/min) الف- نمونه شماره 1،
 ب- نمونه شماره 3 و پ- نمونه شماره 4.

بعد از اثر سرعت انتقالی، اثر سرعت چرخشی در نمونه های 5 و 6 مورد بررسی قرار گرفت. با افزایش سرعت چرخشی در



شکل 3-مقطع عرضی نمونه شماره 2

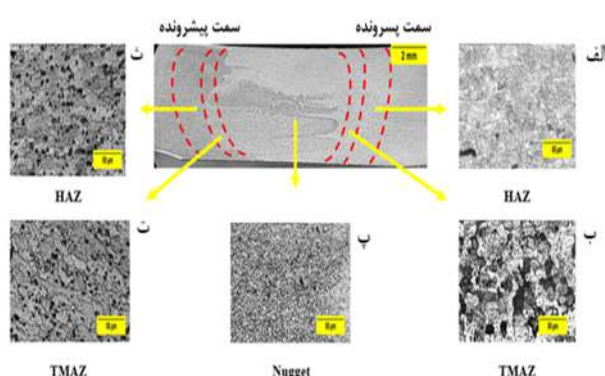
(سرعت چرخشی 600 rpm و سرعت پیشروی 70 mm/min) و تصویر میکروسکوپی منطقه الف) ناحیه متاثر از حرارت در سمت پسرونده،
 ب- ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی در سمت پسرونده،
 پ- ناحیه اغتشاشی دکمه جوش،
 ت- ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی در سمت پیشرونده،
 ث- ناحیه متاثر از حرارت در سمت پیشرونده.



شکل 4-مقطع عرضی نمونه شماره 3 (سرعت چرخشی 600 rpm و سرعت پیشروی 80 mm/min) و تصویر میکروسکوپی منطقه الف-ناحیه متاثر از حرارت در سمت پسرونده،
 ب- ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی در سمت پسرونده،
 پ- ناحیه اغتشاشی دکمه جوش،
 ت- ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی در سمت پیشرونده،
 ث- ناحیه متاثر از حرارت در سمت پیشرونده.

در شکل (6) کیفیت سطحی سه نمونه 1، 3 و 4 را مشاهده می کنیم. همان گونه که از این تصویر پیداست نمونه 1 دارای سطحی صاف تر با زبری کمتر و بدون زائده فلش است و لذا تاثیر سرعت انتقالی در سطح این نمونه ها نیز پیداست. لازم به توضیح است که فلش لزوما ماهیتی منفی ندارد و معمولا به خاطر عمق فروروی است و گاهی برای اطمینان از نفوذ

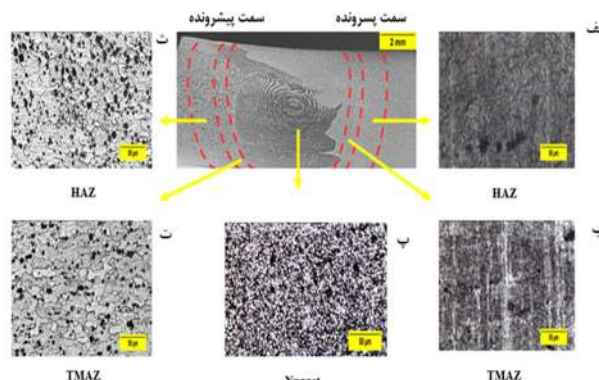
مجدد در شکل‌های (9 و 10) است. در نمونه 7 (شکل 9) دانه‌ها در ناحیه TMAZ و در سمت پسرونده جایی که آلیاژ AA6061 قرار دارد، تا حدودی شکل کشیده ناشی از عملیات نورد خود را حفظ کرده است. این در حالی است که در سمت پیشرونده به دلیل وجود نرخ برش بیشتر پتانسیل تبلور مجدد بیشتر است و دانه‌هایی با جهت گیری جدید شکل گرفته است. همچنین با افزایش سرعت چرخشی از 600 به 1000 دور بر دقیقه برای نمونه 8 مورفولوژی دانه‌ها در هر دو سمت پیشرونده و پسرونده تغییر می‌کند و دانه‌هایی جدید تشکیل می‌شود.



شکل 8- مقطع عرضی نمونه شماره 6 (سرعت چرخشی 1000 و سرعت انتقالی 90 mm/min) و تصویر میکروسکوپی منطقه الف - ناحیه متاثر از حرارت در سمت پسرونده،
ب - ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی در سمت پسرونده،
پ - ناحیه اغتشاشی دکمه جوش،
ت - ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی در سمت پیشرونده،
ث - ناحیه متاثر از حرارت در سمت پیشرونده.

در نهایت با توجه به بررسی‌های انجام شده بر ریزساختار و تصاویر بدست آمده می‌توان گفت که ریز ساختار آلومینیم بعد از جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی دچار تغییر می‌شود و اندازه دانه‌ها در دکمه جوش نسبت به فلز پایه و HAZ و TMAZ تقریباً در همه نمونه‌ها کاهش یافته است. همچنین به نظر می‌رسد که در تمامی نمونه‌ها اندازه دانه در HAZ از اندازه دانه در TMAZ، دکمه جوش و همچنین از فلز پایه هم بزرگتر است که این موضوع با نتایج بدست آمده توسط دیگر محققان همخوانی دارد [31]. لذا اندازه دانه در HAZ در تمامی نمونه‌ها

سرعت انتقالی ثابت (90mm/min) دانه‌های تبلور مجدد یافته در منطقه دکمه جوش به دلیل دریافت حرارت بیشتر، بیشتر رشد می‌کنند [26]. همچنین با افزایش سرعت چرخشی، الگوی سیلان ماده دچار تحول شده و کم کم به الگوی لایه‌ای (از سرعت چرخشی 600 rpm تا 1000 rpm) تبدیل شده است. بدین صورت که در منطقه اختلاط یک لایه از آلیاژ AA6061 و یک لایه از آلیاژ AA5052 را می‌توان مشاهده نمود [29]. در شکل‌های (7 و 8) به ترتیب نمونه‌های 5 و 6 الگوی سیلان حلقه‌های پیازی شکل نیز در قسمت مرکزی جوش به چشم می‌خورد.



شکل 7- مقطع عرضی نمونه شماره 5 (سرعت چرخشی 800 rpm و سرعت پیشروی 90 mm/min) و تصویر میکروسکوپی منطقه الف - ناحیه متاثر از حرارت در سمت پسرونده،
ب - ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی در سمت پسرونده،
پ - ناحیه اغتشاشی دکمه جوش،
ت - ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی در سمت پیشرونده،
ث - ناحیه متاثر از حرارت در سمت پیشرونده.

در نمونه‌های 2، 6، 7 و 8 نیز به بررسی اثر نحوه قرارگیری نمونه‌ها در سمت پیشرونده و پسرونده در سرعت انتقالی ثابت و سرعت چرخشی متغیر پرداخته شده است. همان طور که در شکل‌های 3، 8، 9 و 10 مشخص است، الگوی سیلان مواد در سرعت‌های چرخشی یکسان تقریباً مشابه یکدیگر است. همچنین مشاهده می‌شود که الگوی پیازی شکل با افزایش سرعت چرخشی واضح‌تر شده است [30]. علاوه بر این با توجه به افزایش حرارت ورودی در نمونه‌های 6 و 8 رشد دانه بیشتری در مناطق مختلف جوش مشاهده می‌شود. نکته قابل توجه دیگر درصد تاثیر سرعت چرخشی روی مقدار تبلور

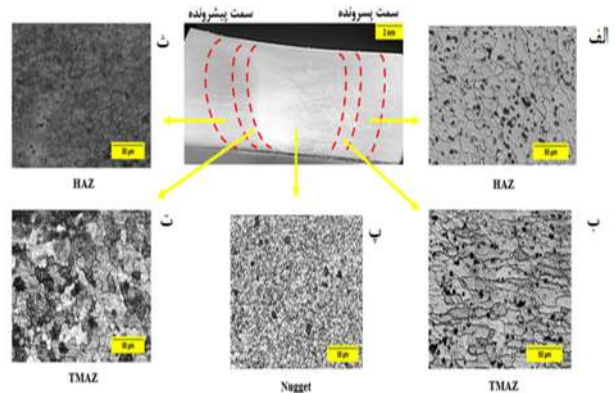
نمونه‌ها در جدول (4) و شکل خلاصه شده است. با توجه به نتایج آزمون کشش می‌توان بیان کرد که نمونه جوشکاری شده در سرعت دورانی 600 دور در دقیقه و سرعت انتقالی 90 میلی‌متر بر دقیقه به گونه‌ای که آلیاژ AA5052 در سمت پیشرونده قرار دارد، دارای بالاترین استحکام UTS نسبت به بقیه نمونه‌ها است. دلیل این امر را می‌توان در ریزساختار و درشت ساختار این نمونه در شکل (9) بررسی کرد. همانطور که مشاهده می‌شود، در این نمونه هیچ اثری از KB و عیب تونل وجود ندارد. علاوه بر این، همانطور که گفته شد در سمت پیشرونده که آلیاژ AA5052 قرار دارد، تبلور مجدد اتفاق می‌افتد و دانه‌های جدید ایجاد می‌شود و در نتیجه شکل‌پذیری این بخش افزایش می‌یابد. از طرفی در سمت پسرونده با توجه به این مطلب که آلیاژ AA6061-T6 آلیاژی رسوب سخت شونده است، درشت شدن این رسوبات باعث کاهش استحکام (به دلیل اینکه انرژی فصل مشترک رسوب و پس زمینه در این حالت نسبت به رسوب ریز بیشتر می‌شود، یعنی انرژی کمتری برای جدا کردن این دو از هم لازم است) شده و جوانه ترک از این مناطق شروع شود و در نتیجه شکست از این بخش اتفاق افتاده است [31].

جدول 4- نتایج حاصل از آزمون کشش.

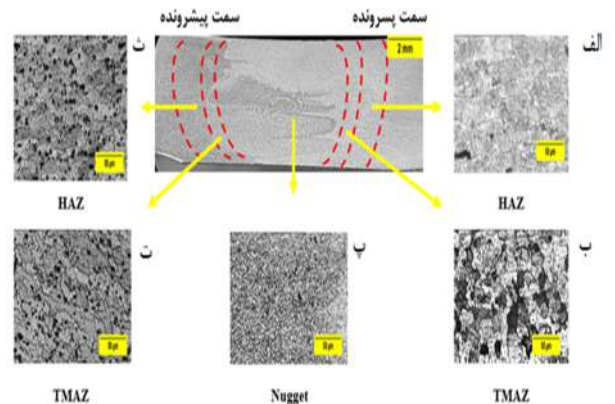
محل شکست	میانگین استحکام کششی نهایی (Mpa)	شماره نمونه
جوش	179	1
جوش	165	2
جوش	90	3
جوش	60	4
آلیاژ 6061	187	5
آلیاژ 6061	195	6
آلیاژ 6061	197	7
جوش	119	8

نمودار شکل (11) با نتایج بدست آمده از ریزساختار و درشت ساختار نمونه‌های 1 تا 4 مطابقت دارد. همانطور که مشاهده می‌شود، در نمونه‌های 3 و 4 که عیب تونل وجود داشت مقادیر استحکام نهایی بسیار پایین و به ترتیب در حدود 90 و

بیشترین مقدار را نسبت به مناطق دیگر دارد و پیش‌بینی می‌شود که همین مسئله هم سبب کاهش استحکام جوش در این منطقه شود.



شکل 9- مقطع عرضی نمونه شماره 7 (سرعت چرخشی 600 و سرعت انتقالی 90 mm/min) و تصویر میکروسکوپی منطقه، الف- ناحیه متأثر از حرارت در سمت پیشرونده، ب- ناحیه متأثر از حرارت در سمت پسرونده، پ- ناحیه اغتشاشی دکمه جوش، ت- ناحیه متأثر از حرارت در سمت پیشرونده، ث- ناحیه متأثر از حرارت در سمت پسرونده

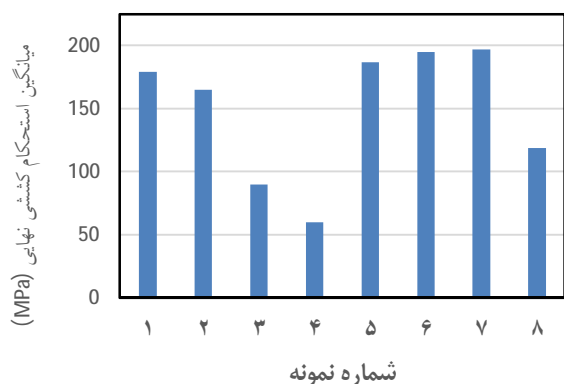


شکل 10- نمونه شماره 8 (سرعت چرخشی 1000 rpm و سرعت پیشروی 90 mm/min)، الف- ناحیه متأثر از حرارت در سمت پسرونده، ب- ناحیه متأثر از حرارت در سمت پیشرونده، پ- ناحیه اغتشاشی دکمه جوش، ت- ناحیه متأثر از حرارت در سمت پیشرونده، ث- ناحیه متأثر از حرارت در سمت پسرونده.

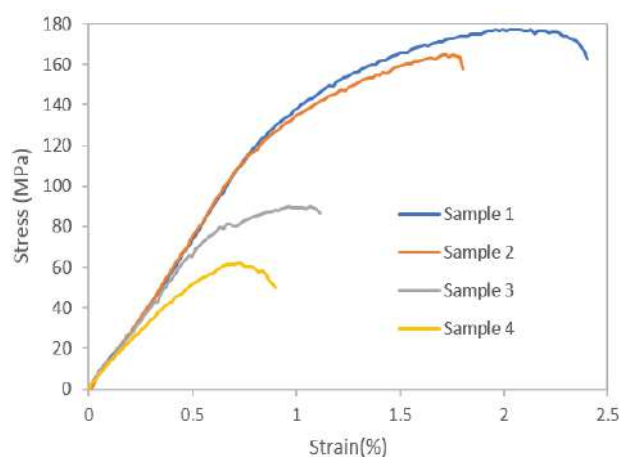
3-2- بررسی خواص مکانیکی

3-2-1- آزمایش کشش

به منظور تعیین استحکام و محل شکست نمونه‌ها، از آزمون کشش تک‌محوره استفاده شد. نتایج حاصل از آزمون کشش



شکل ۱۱- نتایج آزمون کشش نمونه‌ها.



شکل ۱۲- مقایسه آزمون کشش در نمونه‌های 1، 2، 3 و 4.

با توجه به نمودار موجود در شکل (13)، از مقایسه نمونه‌های 2 و 7 که در آن‌ها شرایط سرعت چرخشی و سرعت انتقالی یکسان است و فقط نوع آلیاژها در سمت پیشرونده و پسرونده عوض شده است، می‌توان نتیجه گرفت که هنگامی که آلیاژ 5052 در طرف پیشرونده قرار گرفته است، استحکام به مقدار قابل توجهی افزایش یافته است. استحکام نهایی کششی در نمونه شماره 2، حدود 165 مگاپاسکال و در نمونه شماره 7 چیزی در حدود 197 مگاپاسکال است. همچنین چقرمگی (سطح زیر منحنی تنش کرنش) در نمونه 7 نسبت به نمونه 2 به مقدار قابل توجهی بیشتر است. دلیل این موضوع را می‌توان در افت استحکام دو آلیاژ در HAZ بررسی کرد. دمای HAZ در سمت پیشرونده حین جوشکاری به نزدیک دمای سالیدوس می‌رسد [26].

60 مگاپاسکال است که علت آن وجود عیوب تونلی ناشی از افزایش سرعت انتقالی و کاهش مقدار حرارت تولیدی است [30]. همانطور که در شکل (11) ملاحظه می‌شود، استحکام نهایی نمونه شماره 1 در حدود 179 مگاپاسکال و در نمونه شماره 2 در حدود 165 مگاپاسکال است. در بخش‌های قبل گفته شد که با افزایش سرعت انتقالی مقدار حرارت تولید شده در ناحیه اغتشاشی کاهش و اختلاط مواد به طور کامل انجام نمی‌شود. این موضوع باعث افزایش استحکام و افزایش چقرمگی (سطح زیر منحنی تنش کرنش) در نمونه شماره 1 نسبت به نمونه شماره 2 است. در نمونه‌های شماره 3 و 4 با افزایش سرعت انتقالی از 120 به 180 میلی‌متر بر دقیقه، استحکام نهایی از 90 به 60 مگاپاسکال افت کرده است و نمونه شماره 4 در کرنش کمتری (0/9%) نسبت به نمونه شماره 3 (1/1%) شکسته است.

شکل 12 مقایسه آزمون کشش نمونه‌های 2، 5 و 6 (مقایسه سرعت‌های چرخشی متفاوت در سرعت انتقالی ثابت 90 میلی‌متر بر دقیقه) را نشان می‌دهد. از مقایسه نمودارهای نمونه‌های 2، 5 و 6 در شکل (12) می‌توان مشاهده کرد که به ترتیب استحکام نهایی کششی نمونه‌های یاد شده برابر 165، 187 و 195 مگاپاسکال بدست آمده است و نشان دهنده این است که در سرعت انتقالی ثابت با افزایش سرعت دورانی، استحکام نهایی کششی افزایش می‌یابد [24]. همچنین کرنش شکست در نمونه شماره 5 بیشترین و در نمونه شماره 2 کمترین مقدار است. در نتیجه می‌توان گفت که چقرمگی (ناحیه زیر منحنی تنش و کرنش) نمونه 5 بیشتر از نمونه 6 و نمونه 6 بیشتر از نمونه 2 است. دلیل این موضوع احتمالاً به خاطر افزایش اندازه دانه در نمونه شماره 6 نسبت به نمونه شماره 5 به دلیل تولید حرارت بیشتر در این نمونه است. البته از مقایسه ریزساختار و درشت ساختار این نمونه تفاوت چندانی ملاحظه نمی‌شود، در نتیجه احتمال می‌رود که این افت استحکام ناشی از وجود تغییرات ریزساختاری باشد که در بخشی غیر از مقطع متالوگرافی وجود داشته است.

دارد [12]. بنابراین می‌توان استدلال کرد پتانسیل این حالت برای فرایند تبلور مجدد نسبت به حالت دیگر که آلیاژ AA6061 در سمت پیشرونده قرار دارد بیشتر است و دانه‌های جدید شکل گرفته و انعطاف‌پذیری و استحکام افزایش می‌یابد [32].

4- نتیجه گیری

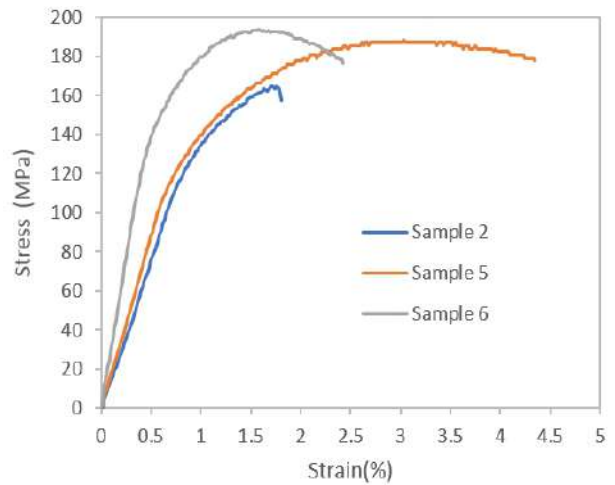
-اندازه دانه در منطقه متاثر از حرارت به دلیل وارد شدن حرارت نسبت به سایر مناطق جوش بزرگتر است و در منطقه تحت تاثیر حرارت و کار مکانیکی دانه‌ها بسته به میزان کرنش تحمیلی دچار تبلور مجدد شده اند.

-در سرعت چرخشی ثابت و در سرعت‌های انتقالی کم، کیفیت سطحی مناسب و سطح مقطع عرضی جوش آن عاری از عیب تونل است. و در تصاویر درشت ساختار اثراتی از عیب KB مشاهده شد همچنین با افزایش سرعت انتقالی کیفیت ظاهری سطح جوش پایین‌تر و همچنین عیب تونل در سطح مقطع عرضی جوش بوجود آمد. با افزایش سرعت چرخشی در سرعت پیشروی ثابت پهنای منطقه متاثر از حرارت افزایش یافت و همچنین دانه‌های تبلور مجدد یافته در منطقه دکمه جوش به دلیل دریافت حرارت بیشتر، بیشتر رشد کردند.

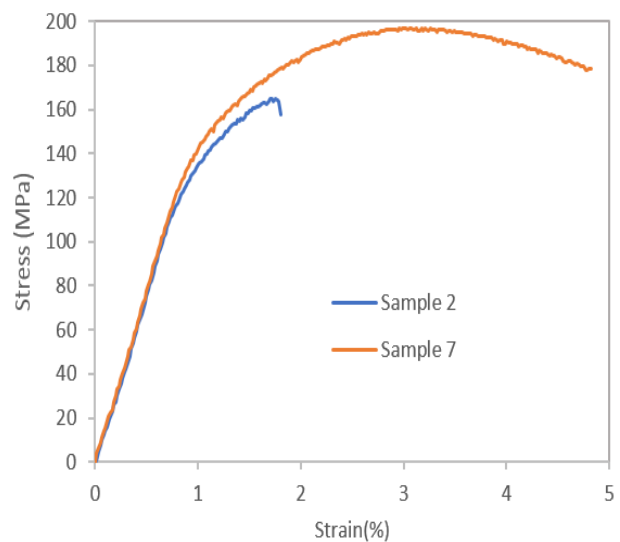
-استحکام کششی نمونه‌های 1 تا 4 که در شرایط سرعت چرخشی ثابت 600 دور بر دقیقه و به ترتیب سرعت انتقالی 60، 90، 120 و 180 میلی‌متر بر دقیقه انجام شده‌اند به ترتیب برابر 179، 165، 90 و 60 مگاپاسکال بدست آمد و در نتیجه آن با افزایش سرعت انتقالی در سرعت چرخشی ثابت استحکام نهایی کششی کاهش یافت.

-افزایش سرعت دورانی، الگوی سیلان ماده را دچار تحول نمود و رفته رفته به الگوی لایه‌ای (از سرعت دورانی 600 rpm تا 1000) تبدیل شده است و در منطقه اختلاط یک لایه از آلیاژ AA6061 و یک لایه از آلیاژ AA5052 مشاهده شد.

-استحکام کششی نمونه‌های 2، 5 و 6 که در سرعت انتقالی ثابت 90 میلی‌متر بر دقیقه و به ترتیب در سرعت‌های چرخشی 600، 800 و 1000 دور بر دقیقه، به ترتیب برابر 165، 187 و 195 مگاپاسکال بدست آمد. نتیجه آن که با افزایش سرعت



شکل 13-مقایسه آزمون کشش در نمونه‌های 2، 5 و 6.



شکل 14-مقایسه آزمون کشش در نمونه‌های 2 و 7.

در این دما (حدود 550 درجه سانتیگراد) در شرایطی که آلیاژ AA5052 در سمت پیشرونده باشد، از آنجا که این آلیاژ، آلیاژی کار سخت شونده است تنها فرایند تبلور مجدد داریم. اما همانطور که پیشتر گفته شد، از آنجا که آلیاژ AA6061 یک آلیاژ رسوب سخت شونده است تنها بخشی از نواحی TMAZ دچار تبلور مجدد مکانیکی شده و در نواحی HAZ رشد رسوب اتفاق می‌افتد. در نتیجه افت استحکام در شرایطی که آلیاژ AA6061 در سمت پیشرونده است نسبت به حالت دیگر که AA5052 در سمت پیشرونده است، بیشتر است. همچنین نرخ برش و کار مکانیکی که در این حالت انجام می‌شود، بیشتر است. این موضوع با یافته‌های ابولسورو نیز همخوانی

9-Khanna N, Sharma P, Bharati M, Badheka VJ. Friction stir welding of dissimilar aluminium alloys AA 6061-T6 and AA 8011-h14: a novel study. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. 2020 Jan;42:1-2.

<https://doi.org/10.1007/s40430-019-2090-3>

10-Khan NZ, Siddiquee AN, Khan ZA, Mukhopadhyay AK. Mechanical and microstructural behavior of friction stir welded similar and dissimilar sheets of AA2219 and AA7475 aluminium alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017 Feb 25;695:2902-8.

<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.11.389>

11-Infante V, Braga DF, Duarte F, Moreira PM, De Freitas M, De Castro PM. Study of the fatigue behaviour of dissimilar aluminium joints produced by friction stir welding. *International Journal of Fatigue*. 2016 Jan 1;82:310-6.

<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.06.020>

12-Abolusoro OP, Akinlabi ET, Kailas SV. Tool rotational speed impact on temperature variations, mechanical properties and microstructure of friction stir welding of dissimilar high-strength aluminium alloys. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. 2020 Apr;42:1-2.

<https://doi.org/10.1007/s40430-020-2259-9>

13-Ilangoan M, Boopathy SR, Balasubramanian V. Microstructure and tensile properties of friction stir welded dissimilar AA6061-AA5086 aluminium alloy joints. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2015 Apr 1;25(4):1080-90.

[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(15\)63701-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63701-3)

14-Giraud L, Robe H, Claudin C, Desrayaud C, Bocher P, Feulvarch E. Investigation into the dissimilar friction stir welding of AA7020-T651 and AA6060-T6. *Journal of Materials Processing Technology*. 2016 Sep 1; 235:220-30.

<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.04.020>

15-Sundaram NS, Murugan N. Tensile behavior of dissimilar friction stir welded joints of aluminium alloys. *Materials & Design*. 2010 Oct 1;31(9):4184-93.

<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.04.035>

16-Kumar KK, Kumar A, Satyanarayana MV. Effect of friction stir welding parameters on the material flow, mechanical properties and corrosion behavior of dissimilar AA5083-AA6061 joints. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*. 2022 Mar; 236(6): 2901-17.

<https://doi.org/10.1177/09544062211036102>

17-Torzewski J, Łazińska M, Grzelak K, Szachogłuchowicz I, Mierzyński J. Microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welded joint aa7020/aa5083 with different joining parameters. *Materials*. 2022 Mar 4;15(5):1910.

<https://doi.org/10.3390/ma15051910>

18-Laska A, Szkodo M, Cavaliere P, Perrone A. Influence of the Tool Rotational Speed on Physical and Chemical Properties of Dissimilar Friction-Stir-Welded

چرخشی استحکام افزایش یافته است.

-با قرار گرفتن AA5052 در سمت پیشرونده حرارت ورودی افزایش یافت و استحکام نهایی کششی این حالت در مقایسه با حالت دیگر 197 در مقابل 165 مگاپاسکال است. این امر متاثر از افت استحکام شدیدتر آلیاژ AA6061 نسبت به AA5052 در دمای جوشکاری قطعات است.

منابع

1-Srikanth C, Vignesh RV, Padmanaban R. Investigations on the Effect of Cyclic Heat Treatment on the Mechanical Properties of Friction Stir Welded Aluminum Alloys (AA5052 & AA6061). *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021 Nov;62:692-707. doi: <https://doi.org/10.3103/S1067821221060079>

2-Yürük A, Çevik B, Kahraman N. Analysis of mechanical and microstructural properties of gas metal arc welded dissimilar aluminum alloys (AA5754/AA6013). *Materials Chemistry and Physics*. 2021 Nov 15;273:125117.

<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2021.125117>

3-Zadpoor AA, Sinke J, Benedictus R, Pieters R. Mechanical properties and microstructure of friction stir welded tailor-made blanks. *Materials Science and Engineering: A*. 2008 Oct 25;494(1-2):281-90.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.04.042>

4-Chen YC, Komazaki T, Kim YG, Tsumura T, Nakata K. Interface microstructure study of friction stir lap joint of AC4C cast aluminum alloy and zinc-coated steel. *Materials Chemistry and Physics*. 2008 Oct 15;111(2-3):375-80.

<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2008.04.038>

5-Verma S, Misra JP. Experimental investigation on friction stir welding of dissimilar aluminium alloys. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*. 2021 Oct;235(5):1545-54.

<https://doi.org/10.1177/09544089211008694>

6-RajKumar V, VenkateshKannan M, Sadeesh P, Arivazhagan N, Ramkumar KD. Studies on effect of tool design and welding parameters on the friction stir welding of dissimilar aluminium alloys AA 5052-AA 6061. *Procedia Engineering*. 2014 Jan 1;75:93-7.

<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2013.11.019>

7-Aval HJ. Microstructure and residual stress distributions in friction stir welding of dissimilar aluminium alloys. *Materials & Design*. 2015 Dec 15;87:405-13.

<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.08.050>

8-Buffa G, Baffari D, Di Caro A, Fratini L. Friction stir welding of dissimilar aluminium-magnesium joints: sheet mutual position effects. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2015 May 11;20(4):271-9.

<https://doi.org/10.1179/1362171815Y.0000000016>

- 26-Prabha KA, Putha PK, Prasad BS. Effect of tool rotational speed on mechanical properties of aluminium alloy 5083 weldments in friction stir welding. *Materials Today: Proceedings*. 2018 Jan 1;5(9):18535-43. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.06.196>
- 27-Rooy EL. Introduction to aluminum and aluminum alloys. ASM International, *Metals Handbook*, Tenth Edition.. 1990;2:3-14.
- 28-María Abreu Fernández C, Rey RA, Julia Cristóbal Ortega M, Verdera D, Vidal CL. Friction stir processing strategies to develop a surface composite layer on AA6061-T6. *Materials and Manufacturing Processes*. 2018 Jul 27;33(10):1133-40. <https://doi.org/10.1080/10426914.2017.1415447>
- 29-Lee CY, Lee WB, Kim JW, Choi DH, Yeon YM, Jung SB. Lap joint properties of FSWed dissimilar formed 5052 Al and 6061 Al alloys with different thickness. *Journal of Materials Science*. 2008 May;43:3296-304. <https://doi.org/10.1007/s10853-008-2525-1>
- 30-Alvarez P, Janeiro G, Da Silva AA, Aldanondo E, Echeverría A. Material flow and mixing patterns during dissimilar FSW. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2010 Nov 1;15(8):648-53. <https://doi.org/10.1179/136217110X12785889549543>
- 31- Lee WB, Jung SB. The joint properties of copper by friction stir welding. *Materials Letters*. 2004 Feb 1; 58(6):1041-6. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2003.08.014>
- 32-Hajiha, M. 2021. Simulation of heat transfer and materials flow in friction stir welding of AA6061 and AA5052. Master Thesis, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran.
- AA5083/AA6060 Joints. *Metals*. 2022 Sep 30;12(10): 1658. <https://doi.org/10.3390/met12101658>
- 19-Wang X, Lados DA. Understanding the Material Flow Mechanisms—Microstructure Evolution—Defect Formation Relationships and Effects on Mechanical Properties in Friction Stir Welding of Dissimilar Aluminum Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2023 Feb;54(2):727-44. <https://doi.org/10.1007/s11661-022-06921-w>
- 20-American Society for Testing and Materials. ASTM E8/E8M-11: standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohocken: ASTM.
- 21-Vander VF. *ASM Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures*; ASM International: Materials Park Ohio, OH, USA, 2004. Google Scholar.
- 22-Attallah MM, Salem HG. Friction stir welding parameters: a tool for controlling abnormal grain growth during subsequent heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*. 2005 Jan 25;391(1-2):51-9. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.08.059>
- 23-Threadgill PL, Leonard AJ, Shercliff HR, Withers PJ. Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*. 2009 Mar 1;54(2): 49-93. doi: <https://doi.org/10.1179/174328009X411136>
- 24-Zhou C, Yang X, Luan G. Effect of kissing bond on fatigue behavior of friction stir welds on Al 5083 alloy. *Journal of materials science*. 2006 May;41:2771-7. <https://doi.org/10.1007/s10853-006-6337-x>
- 25-Khan NZ, Siddiquee AN, Khan ZA, Shihab SK. Investigations on tunneling and kissing bond defects in FSW joints for dissimilar aluminum alloys. *Journal of alloys and Compounds*. 2015 Nov 5;648:360-7. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.06.246>



The effect of the FSW variables on the microstructure and mechanical properties of the AZ91/CP-Ti joint



P.Chamani¹, H. Sabet^{*1} , M.Ghanbari Haghghi²

1- Department of Materials Engineering, Karaj Branch, Islamic Azad University, Karaj, Iran.

2- Advanced Materials Engineering Research Center, Karaj Branch, Islamic Azad University, Karaj, Iran.

Received 21 February 2023 ; Accepted 18 June 2023

Abstract

In this study the effect of rotational speed and tool angle parameters on the microstructure and mechanical properties of the AZ91/CP-Ti joint was investigated, for this reason the sheets with 4 x 26 x 100 mm dimensions were prepared and joint by FSW with different rotational speed (800, 1200 and 2500 rpm) and the tool angle (0.5, 1 and 3 degrees). After joining, the samples were cut and prepared for study of microstructural and mechanical properties. OM and SEM examination shows that the structure of AZ91/CP-Ti nugget zone includes alpha grains and the microstructure of the mix zone on the AZ91 side includes α -magnesium coaxial grains with Mg₁₇Al₁₂ intermetallic compounds. The results of the tensile test show that the maximum tensile strength value (160 MPa) related to the rotation speed of 2500 rpm and the tool angle of 1 degree. It was also determined that the rotation speed of 800 rpm was not suitable for joining of AZ91/CP-Ti. On the other hand, it was observed that by increasing the tool angle the work piece, initially leads to an increases the strength from 141 MPa to 160 MPa and then decreases to 132 MPa. the results of the Vickers hardness test show that the average of the nugget zone hardness was to 173, which is higher than the hardness of AZ91 alloy (61 Vickers) and near to the hardness of CP-Ti (167 Vickers).

Keywords: FSW, AZ91, CP-Ti, Rotational speed, Tool angle.

 Corresponding Author: h-sabet@kiaau.ac.ir



بررسی اثر متغیرهای جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال آلیاژ AZ91 به تیتانیوم خالص تجاری

پدرام چمنی¹، حامد ثابت^{1*} ID، محسن قنبری حقیقی²

1- گروه مهندسی مواد و متالورژی، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران.

2- مرکز تحقیقاتی مهندسی مواد پیشرفته، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران.

دریافت مقاله: 1402/02/27؛ پذیرش مقاله: 1402/06/01

چکیده

به منظور بررسی تاثیر پارامترهای سرعت چرخشی و زاویه ابزار بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال آلیاژ AZ91 منیزیم به تیتانیوم خالص تجاری، ورق هایی در ابعاد $100 \times 26 \times 4$ میلیمتر آماده سازی شدند. پارامترهای متغیر در این مطالعه سرعت چرخشی (800، 1200 و 2500 دور بر دقیقه) و زاویه ابزار (0/5، 1 و 3 درجه) تعیین شده و سرعت پیشروی ثابت و برابر 32 میلیمتر بر دقیقه در نظر گرفته شد. پس از اجرای جوشکاری نمونه ها جهت انجام بررسی های ریزساختاری و خواص مکانیکی (سختی و کشش) بر طبق استاندارد مربوطه آماده سازی شدند. بررسی های ریزساختاری نشان داد که ساختار ناحیه جوش CP-Ti/AZ91 شامل دانه های کشیده آلفا بوده و ریزساختار منطقه اختلاط یافته در سمت آلیاژ منیزیم شامل دانه های هم محور α - منیزیم همراه با ترکیبات بین فلزی Mg₁₇Al₁₂ در زمینه می باشد. نتایج حاصل از آزمون کشش نشان داد که بیشترین مقدار استحکام کششی (160 مگاپاسکال) مربوط به سرعت چرخشی 2500 دور بر دقیقه و زاویه پین 1 درجه می باشد. همچنین مشخص شد که سرعت چرخشی 800 دور بر دقیقه همراه با سرعت پیشروی 32 میلیمتر بر دقیقه جهت جوشکاری نمونه های AZ91 به تیتانیوم خالص تجاری مناسب نبوده بطوری که این نمونه ها در حین فرایند آماده سازی دچار شکست شدند. از طرفی مشاهده شد که افزایش زاویه ابزار نسبت به قطعه کار در ابتدا منجر به افزایش استحکام قطعه از 141 مگاپاسکال به 160 مگاپاسکال شده و سپس تا 132 مگاپاسکال کاهش می یابد. از طرف دیگر نتایج حاصل از آزمون سختی سنجی ویکرز نشان داد که عدد سختی منطقه جوش به طور میانگین برابر 173 ویکرز بوده و از سختی آلیاژ AZ91 (61 ویکرز) بیشتر و به سختی آلیاژ تیتانیوم (167 ویکرز) نزدیک می باشد.

کلمات کلیدی: جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، آلیاژ AZ91، تیتانیوم خالص تجاری، سرعت چرخشی.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: h-sabet@kiau.ac.ir

1- مقدمه

اصطکاک و تغییر شکل پلاستیکی در دمای کمتر از نقطه ذوب آلیاژهای مربوطه، به یکدیگر متصل می شوند [2 و 3]. حرارت حاصل در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی کمتر از روش جوشکاری ذوبی می باشد. در این حالت مواد پایه بدون استفاده از ماده پرکننده به یکدیگر اتصال می یابند. در اتصال فلزات

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی توجه بسیار زیادی را در صنعت جوشکاری به سبب ایجاد اتصال با استحکام بالا بین فلزات سبک به خود اختصاص داده است [1]. در روش اصطکاکی اغتشاشی مواد پایه از طریق حرارت ناشی از

اصلاح کامل دانه‌های منیزیم AZ91 شده و حضور دانه‌های هم‌محور بسیار ظریف در ناحیه اختلاط یافته در نتیجه تبلور مجدد دینامیکی ماده می‌باشد. رشاد و همکارانش [19] نیز مطالعه‌ای را درباره اثر زاویه ابزار بر جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی تیتانیوم خالص تجاری انجام دادند. آن‌ها تحقیقات بسیاری را در زوایای مختلف ابزار و بررسی فرایند پس از جوشکاری قطعات انجام دادند. رشاد و همکارانش به این نتیجه رسیدند که زاویه ابزار 1 درجه نسبت به قطعه کار بهترین نتیجه را از نظر خواص مکانیکی و عاری از عیب بودن اتصال جوش بدست می‌دهد. در تحقیقی که حدادپور و همکارانش [20] بر روی مکانیزم‌های توسعه ریزساختار منطقه سختکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ AZ91 منیزیم انجام دادند، مشخص شد که ناحیه اختلاط یافته بدلیل تغییر شکل پلاستیک شدید و حرارت ایجاد شده، تبلور مجدد دینامیکی رخ داده و این موضوع سبب اصلاح دانه‌ها در این منطقه می‌شود. پیش از این اتصال آلیاژهای منیزیم به سایر آلیاژها بطور مکرر مورد بررسی قرار گرفته است اما تا بحال تحقیق کاملی در ارتباط با اتصال آلیاژ منیزیم به تیتانیوم در پارامترهای مختلف جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی و بررسی خواص مکانیکی آن انجام نشده است. بطور کلی هدف از این تحقیق بررسی تاثیر پارامترهای سرعت چرخشی و زاویه پین بر خواص مکانیکی و ریزساختار اتصال آلیاژ AZ91 منیزیم به تیتانیوم خالص تجاری می‌باشد.

2- روش تحقیق

آلیاژهای مورد استفاده در این تحقیق شامل ورق آلیاژی تیتانیوم خالص تجاری و آلیاژ منیزیم AZ91 می‌باشند. ترکیب شیمیایی حاصل از آنالیز اسپکتروسکوپی نشر نوری این آلیاژها در جداول (1 و 2) ارائه شده است. ابعاد ورق‌ها جهت جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی برابر $100 \times 26 \times 4$ میلیمتر بودند. جنس ابزار مورد استفاده، تنگستن کارباید با سختی 1600 HV بوده و به سبب ایجاد اختلاط مناسب در منطقه اتصال از نوع استوانه‌ای مستقیم انتخاب شد. در شکل (1) تصویر مربوط به فیکسچر و ابعاد ابزار مورد استفاده ارائه شده است. در جدول (3)

غیرهمجنس از طریق جوشکاری ذوبی، چالش‌های بسیاری وجود داشته که به عنوان مثال می‌توان به ترد شدن فصل مشترک اتصال جوش به سبب تشکیل ترکیب بین‌فلزی در درز جوش اشاره کرد [4 و 5]. در روش جوشکاری حالت جامد نیاز به حرارت نبوده و فشار لازم جهت اتصال‌دهی در این روش از طریق اصطکاک بین پین در حال چرخش و قطعه کار ایجاد شده که این امر منجر به نرم شدن منطقه اطراف پین می‌گردد [6]. درحالی‌که پین در امتداد خط اتصال در حال چرخش می‌باشد، به طور مکانیکی سبب اتصال دو قطعه فلزی شده و فلز داغ و نرم شده را توسط فشار مکانیکی اعمالی از سوی پین، فورج می‌کند [7 و 8]. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی روش اتصال‌دهی جامد و مناسبی جهت جلوگیری از تشکیل ترکیبات بین‌فلزی در اتصال بوده و از طرفی به سبب عدم وجود فرایند ذوب و انجماد، اتصال آلیاژهای غیرهمجنس با سهولت بیشتری اجرا می‌گردد [9 و 10]. منیزیم دارای بالاترین نسبت استحکام به وزن در میان فلزات تجاری بوده و آلیاژهای آن دارای خواصی همچون چگالی کم و مقاومت به خوردگی عالی، خواص مکانیکی در دماهای بالا می‌باشند و از این رو آلیاژهای منیزیم در صنایع خودروسازی و هوافضا بسیار مورد توجه هستند [11 و 12]. اتصال غیرهمجنس منیزیم با سایر آلیاژها سبب کاهش وزن قطعه نهایی خواهد شد [13]. براساس تحقیقات انجام شده [14-16] در ارتباط با جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی تیتانیوم به منیزیم، آلومینیوم به عنوان یک عنصر آلیاژی در آلیاژ Mg-Al-Zn به سبب تاثیر آن بر ضخامت لایه بین‌فلزی ایجاد شده، می‌تواند نقش مهمی را در استحکام اتصال ایفا کند. آنوما و همکارانش [17] تحقیقاتی را درباره اتصال جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای منیزیم و تیتانیوم انجام دادند و اعلام کردند که آلومینیوم نقش مهمی را در اتصال منیزیم/تیتانیوم ایفا کرده و افزایش ضخامت لایه بین‌فلزی حاصل از آن می‌تواند سبب کاهش استحکام کششی گردد. علت این امر آن ترد بودن لایه بین‌فلزی ایجاد شده در فصل مشترک اتصال عنوان شده است. ایواکو و همکارانش [18] گزارش نمودند که فرایند اصطکاکی اغتشاشی سبب

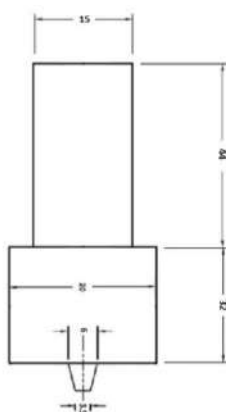
0/5 ثانیه استفاده شد. آزمون سختی سنجی به روش ویکرز و مطابق با استاندارد (ASTM E384 (2017) و با استفاده از دستگاه Innova test Nexus انجام شد. سختی سنجی قطعات در منطقه دکمه جوش و مناطق مجاور انجام شد. در این روش از فرورونده هرم الماسه با نیروی اعمالی 300 گرم استفاده شد به طوری که مدت زمان اعمال نیرو در محدوده 10 تا 15 ثانیه بود. جهت انجام آزمون کشش، نمونه‌های جوشکاری شده بر طبق استاندارد ASTM E8 و توسط فرایند وایرکات عمود بر خط جوش و در ابعاد 4×10 میلیمتر از نمونه‌ها تهیه شدند. به منظور دقت در جواب آزمون‌ها در هر حالت 2 نمونه آماده‌سازی شد. در شکل (2) شماتیک جهت نمونه‌های استخراجی نسبت به خط جوش نشان داده شده است.

جدول 1- ترکیب شیمیایی تیتانیوم خالص تجاری برحسب درصد وزنی.

تیتانیوم خالص تجاری	Al	V	Cr	C	Fe	Ti
باقی‌مانده	۰/۰۰۵	۰/۰۱۱	۰/۰۲۱	۰/۰۲۰	۰/۰۵۳	

جدول 2- ترکیب شیمیایی آلیاژ AZ91 منیزیم برحسب درصد وزنی.

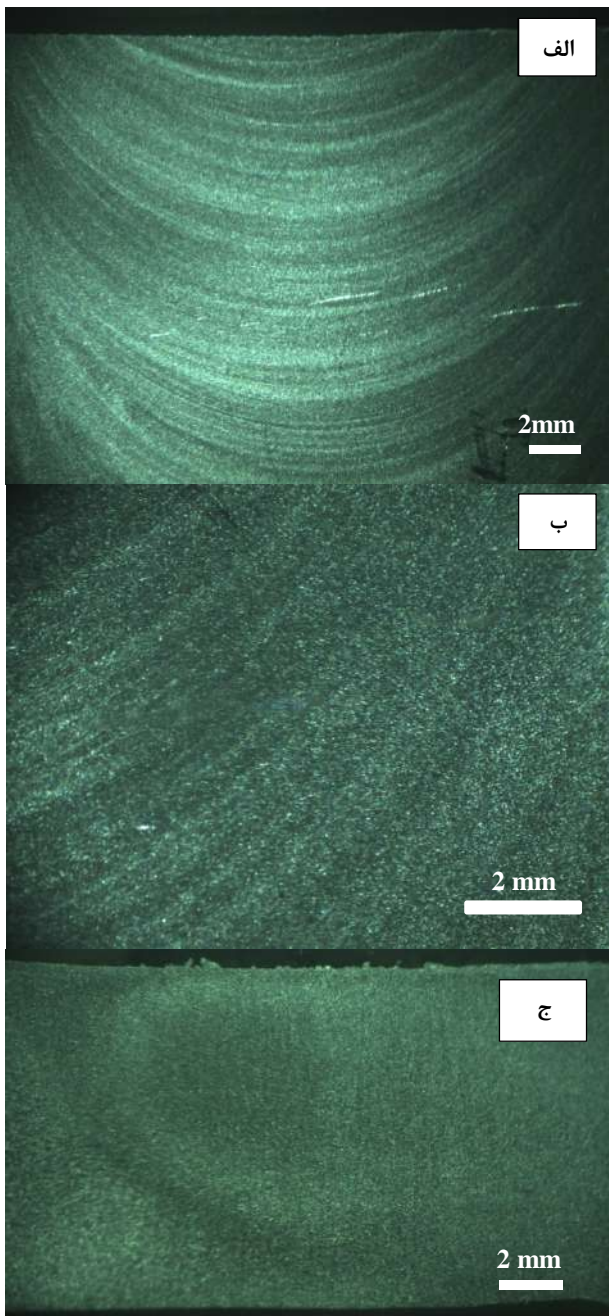
AZ91	Al	Mn	Si	Zn	Fe	Mg
باقی‌مانده	۹/۰۰	۰/۳۲	۰/۰۷	۰/۱۴	< ۰/۰۱	



شکل 1- تصویر مربوط به الف - فیکسچر و ب - ابزار مورد استفاده .

پارامترهای متغیر و شرایط نمونه‌های مورد بررسی ارائه شده است. اصلی‌ترین نقش پین، ایجاد اختلاط بین قطعه کار و آلیاژهای پایه بوده که اثر بسزایی را در کیفیت اتصال نهایی بوجود می‌آورد. مقدار زاویه ابزار به عنوان پارامتری تعیین کننده در ایجاد سیلان ماده در جهت بهبود خواص اتصال نهایی از پیش اثبات شده اما نیاز است تا مقدار بهینه و مناسب آن نیز تعیین گردد [7]. از طرف دیگر سرعت چرخشی ابزار نیز می‌تواند به سیلان هر چه بیشتر مواد پایه کمک کرده و در بهبود خواص مکانیکی اتصال جوش نهایی تاثیر قابل ملاحظه‌ای داشته باشد. از این رو سعی بر آن شد تا تاثیر همزمان این دو عامل بررسی شده و به سبب افزایش دقت اجرای فرایند اصطکاکی اغتشاشی و تحلیل نتایج نهایی، سرعت خطی ثابت در نظر گرفته شد. محل استقرار ابزار در وسط دو ورق بوده و سرعت‌های چرخشی و زوایای ابزار باتوجه به منابع و مطالعات صورت گرفته پیشین [7و6] انتخاب شده است. جهت بررسی ریزساختار ناحیه اغتشاش یافته و مناطق مجاور آن، نمونه‌هایی از منطقه مذکور، جهت متالوگرافی آماده گردید. بدین منظور نمونه‌ها سنباده‌زنی شده و با استفاده از نم‌د مخصوص، پولیش شدند. سپس نمونه‌ها توسط محلول‌های حکاکی 4% HF و نایتال 2 درصد و بر طبق استاندارد ASTM A561 جهت آشکار سازی ریز ساختار آلیاژ، اچ شده و با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل Olympus CX مورد بررسی قرار گرفتند. جهت اطمینان از صحت فرایند جوشکاری انجام شده و عدم وجود عیوب ظاهری، نمونه‌ها پس از آماده‌سازی تحت ماکروگرافی قرار گرفتند. بدین منظور از میکروسکوپ استریو با بزرگنمایی حداکثر 20 برابر و مدل ZSM1001 استفاده شد. لازم به توضیح است که جهت محاسبه اندازه دانه‌ها از نرم‌افزار Image J استفاده شد. جهت تصویربرداری میکروسکوپ الکترونی روبشی و اجرای آنالیز EDS از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Sceron در ولتاژ کاری 30 kV و از حالت عکس‌برداری الکترون‌های ثانویه استفاده شد. جهت بررسی فازهای موجود در نمونه‌های مورد بررسی نیز از آزمون پراش پرتو ایکس با دستگاه مدل PW1730 با طول موج $\lambda_{Cu_{K\alpha}}$ و زمان توقف برابر

دانه‌های α -منیزیم همراه با فاز یوتکتیک ثانویه $Mg_{17}Al_{12}$ می‌باشد که همان‌گونه که در شکل (4-الف) مشاهده می‌شود، این فاز در مرزدانه‌ها توزیع شده است.

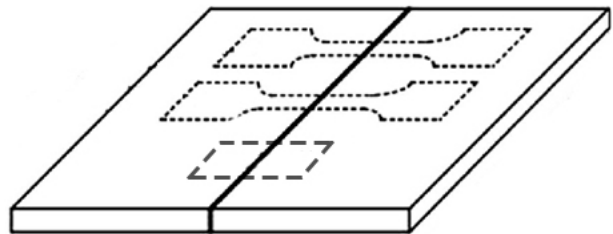


شکل 3- تصاویر تهیه شده از نمونه‌ها الف - از سطح نمونه 6 (1200 دور بر دقیقه - 3 درجه)، ب- از سطح نمونه 7 (2500 دور بر دقیقه - 0/5 درجه)، ج- از مقطع عرضی نمونه 7.

همچنین با توجه به شکل (5) و استناد به آزمون پراش پرتو ایکس ریزساختار شامل فاز $AlMg$ نیز می‌باشد. کسر حجمی

جدول 3- شماره و مشخصات نمونه‌های مورد آزمون.

شماره نمونه	سرعت چرخشی (دور بر دقیقه)	زاویه ابزار (درجه)
1	800	0/5
2	800	1
3	800	3
4	1200	0/5
5	1200	1
6	1200	3
7	2500	0/5
8	2500	1
9	2500	3

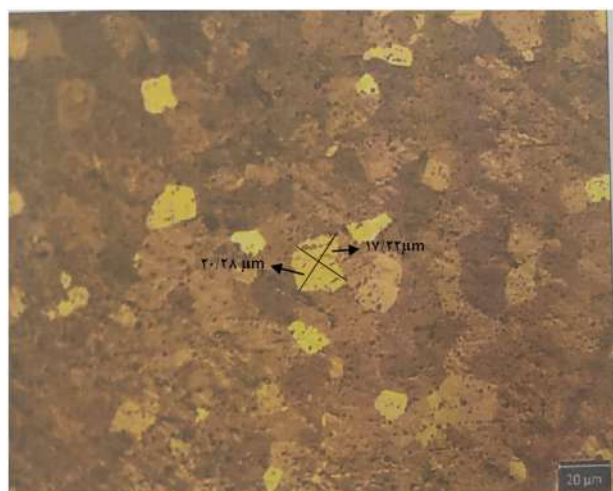


شکل 2- شماتیک جهت نمونه‌برداری نمونه‌ها نسبت به مرز جوش.

3- نتایج و بحث

در شکل (3) تصاویر ماکروگرافی تهیه شده با استفاده از میکروسکوپ استریو از سطح جوش و مقطع آن در نمونه 6 (1200 دور بر دقیقه - 3 درجه) و 7 (2500 دور بر دقیقه - 0/5 درجه) ارائه شده است. نمونه‌های نشان داده شده در شکل 3 ظاهر قابل قبولی داشته و عاری از ترک بودند. اندازه منطقه ناگت جوش در نمونه‌های 7، 8 و 9 با سرعت‌های چرخشی 2500 دور بر دقیقه و زوایای ابزار 0/5، 1 و 3 درجه بترتیب حدود 1/5، 1/2 و 1 سانتیمتر اندازه‌گیری شد. شکل (4) تصاویر میکروسکوپی تهیه شده از منیزیم AZ91 ارائه شده است. شکل (5) پراش پرتو ایکس از آلیاژ AZ91 را نشان می‌دهد. در شکل (4) تصویر ریزساختاری تهیه شده از نمونه آلیاژی منیزیم به‌همراه دیاگرام فازی آن ارائه شده است. براساس ترکیب شیمیایی آلیاژ AZ91 و نیز دیاگرام فازی Mg-Al که در شکل (4-ب) نشان داده شده است، ریزساختار این آلیاژ شامل

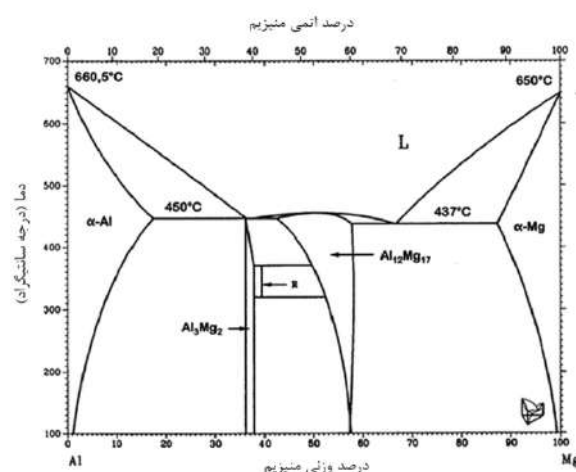
در شکل (7) تصاویر تهیه شده با استفاده از میکروسکوپ نوری از نمونه‌های 4 (سرعت چرخشی 1200 دور بر دقیقه - 0/5 درجه) و 5 (سرعت چرخشی 1200 دور بر دقیقه - 1 درجه) در سمت آلیاژ تیتانیوم خالص تجاری (ناحیه TMAZ) نشان داده شده است. در شکل (8) تصویر میکروسکوپ نوری تهیه شده از نمونه 6 (1200 دور بر دقیقه - 3 درجه) در ناحیه TMAZ (ناحیه متأثر از اختلاط و حرارت) به همراه آنالیز EDS انجام شده از آن ناحیه و تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه 7 (2500 دور بر دقیقه - 0/5 درجه) قابل مشاهده می‌باشد. ریزساختار این نمونه با توجه به شکل (8-الف) شامل دانه‌های هم‌محور منیزیم بوده و با توجه به درصد وزنی عناصر ارائه شده در آنالیز EDS می‌توان اینگونه استنباط نمود که ترکیبات بین‌فلزی از نوع $Mg_{17}Al_{12}$ نیز در ناحیه TMAZ در سمت آلیاژ AZ91 وجود داشته و کسر حجمی آن‌ها نیز در حدود 30 درصد اندازه‌گیری شد.



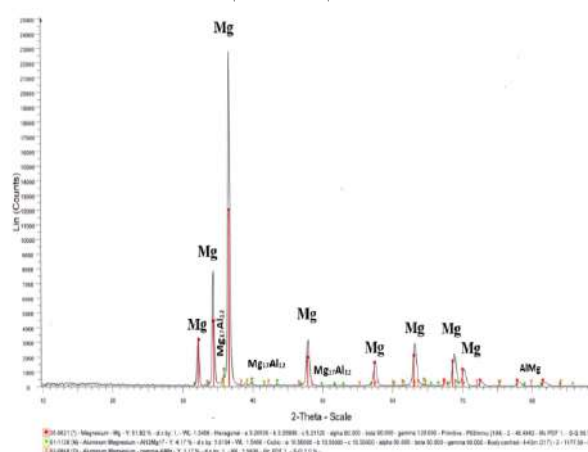
شکل 6- ریزساختار آلیاژ تیتانیوم خالص تجاری.

در شکل (8-الف) با توجه به اندازه‌گیری‌های انجام شده با استفاده از نرم افزار ImageJ اندازه دانه α - منیزیم در ناحیه TMAZ در حدود $90 \mu m$ تا $110 \mu m$ بدست آمد. در حالی که با استناد به شکل (8-ج) از نمونه 7 (2500 دور بر دقیقه - 0/5 درجه)، اندازه دانه در آلیاژ پایه Mg-AZ91 در حدود $138 \mu m$ و در سمت ناحیه متأثر از اختلاط و حرارت در حدود $36 \mu m$ تا $54 \mu m$ اندازه‌گیری شد. تفاوت اعداد مربوط به اندازه دانه در دو نمونه 6 و 7 نشان‌دهنده بروز پدیده تبلور

فاز $Mg_{17}Al_{12}$ با استفاده از نرم افزار ImageJ برابر 25 درصد و اندازه دانه‌های α - منیزیم حدوداً برابر $300 \mu m$ اندازه‌گیری شد. ریزساختار آلیاژ تیتانیوم خالص تجاری در شکل (6) نشان داده شده است. ریزساختار آلیاژ تیتانیوم خالص تجاری همانگونه که در شکل (6) قابل مشاهده است، حاوی دانه‌های α با اندازه میانگین $75/18 \mu m$ می‌باشد.

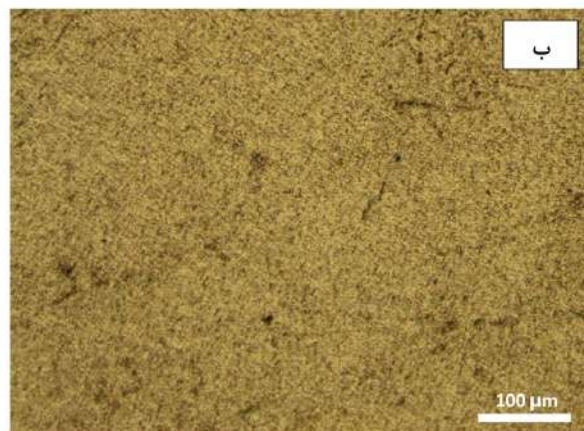
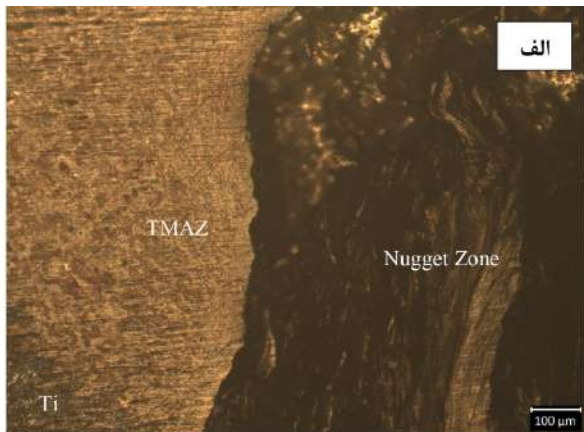


شکل 4- الف - ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91 و ب - دیاگرام فازی منیزیم - آلومینیوم.



شکل 5- آنالیز پراش پرتو ایکس از آلیاژ AZ91 منیزیم.

جانبی نمونه 1 تهیه شده است، منطقه ناگت تقریباً عاری از عیب بوده و شکست نمونه حین آماده‌سازی احتمالاً به دلیل استحکام ضعیف اتصال ایجاد شده در سرعت پایین و زاویه بین کمتر و برابر 0/5 درجه رخ داده است.

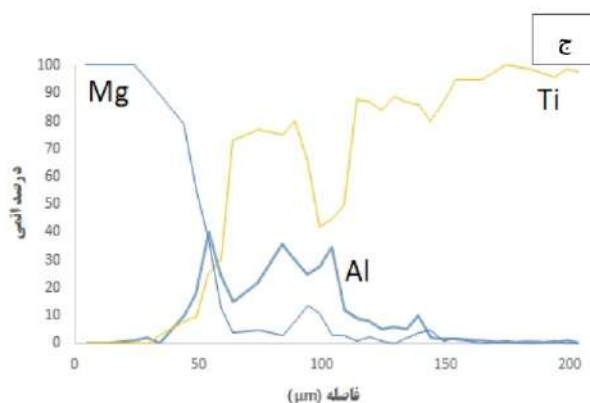
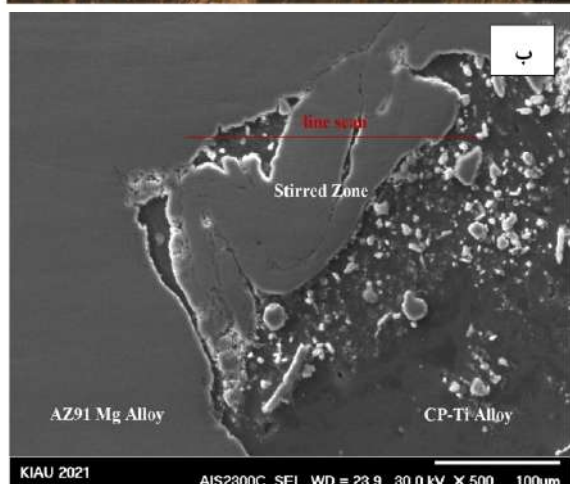
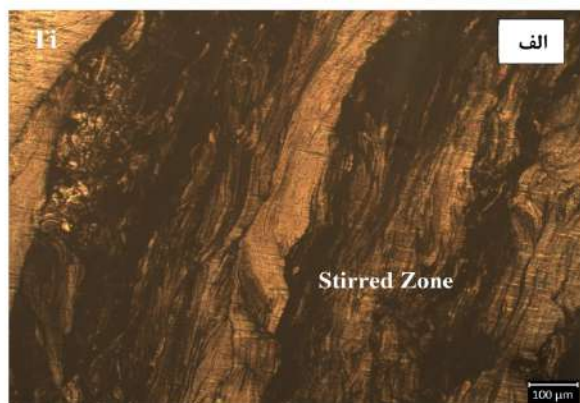


شکل 7- الف- تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه 4 (1200 دور بر دقیقه - 0/5 درجه)، ب- تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه 5 (سرعت چرخشی 1200 دور بر دقیقه - 1 درجه).

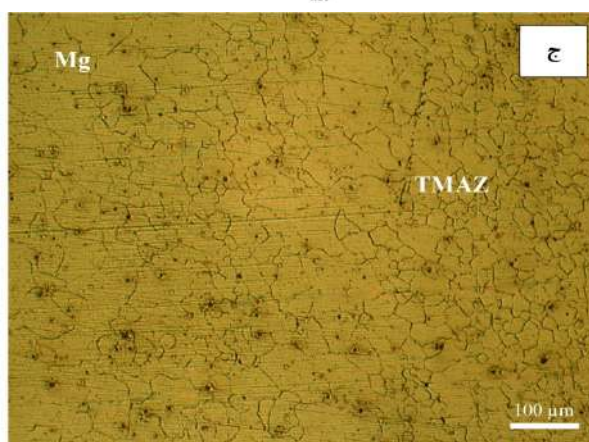
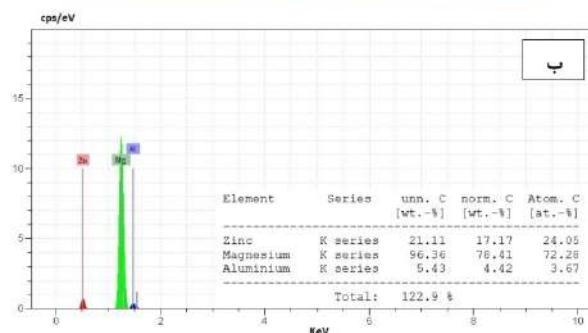
در جدول (4) و شکل (11) نتایج حاصل از آزمون کشش نمونه‌های بدون عیب در این تحقیق ارائه شده است. عدد استحکام کششی نهایی برای نمونه 2 (سرعت چرخشی 800 دور بر دقیقه و زاویه 1 درجه) برابر 70 مگاپاسکال بدست آمد. برخلاف نمونه‌های سری اول با سرعت چرخشی 800 دور بر دقیقه، سایر نمونه‌ها نتایج قابل قبولی را از خود نشان دادند. با سرعت چرخشی 1200 دور بر دقیقه نمونه‌های با زاویه ابزار 0/5 تا 3 درجه، استحکام کششی در محدوده 105 تا 126 مگاپاسکال را ارائه دادند.

مجدد دینامیکی در اثر فرایند جوشکاری [17] و اختلاط ایجاد شده در نمونه 7 با سرعت چرخش 2500 دور بر دقیقه می‌باشد. در شکل (9) تصاویر میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه شده از ناحیه جوشکاری شده نمونه 8 (2500 دور بر دقیقه - 1 درجه) و 9 (2500 دور بر دقیقه - 3 درجه) ارائه شده است. ریزساختار نمونه در این حالت شامل دانه‌های کشیده آلفا در زمینه می‌باشد. مناطق مختلف (ناحیه جوش و آلیاژهای پایه) در این تصاویر مشخص شده‌اند. همانگونه که از شکل (9-ب) مشخص است، آلیاژ AZ91 منیزیم به سبب استحکام کمتری که دارا می‌باشد، اعوجاج بیشتری از خود نشان داده و این تغییرشکل و سیلان در این تصویر بوضوح قابل مشاهده است. از میان نمونه‌های آماده‌سازی شده جهت آزمون کشش، نمونه‌های شماره 1 (800 دور بر دقیقه - 0/5 درجه) و 3 (800 دور بر دقیقه - 3 درجه) در حین عملیات آماده‌سازی و برش دچار شکست شده و امکان اجرای آزمون برای آن‌ها میسر نشد. لازم به توضیح است که سری اول نمونه‌ها (حالت‌های 1 تا 3) زاویه ابزار با قطعه کار 0/5، 1 و 3 درجه در نظر گرفته شده بود که به همین دلیل تنها نمونه شماره 2 (800 دور بر دقیقه - 1 درجه) مورد آزمون مکانیکی قرار گرفت. به نظر می‌رسد کم بودن سرعت دوران ابزار در شرایطی که سرعت پیشروی ثابت و برابر 32 میلی‌متر بر دقیقه لحاظ شده است، می‌تواند دلیل دیگری جهت عدم اتصال مناسب قطعات مربوطه باشد. در شکل (10-الف و 10-ج) بترتیب تصویر دیجیتالی و ماکروسکوپی تهیه شده از نمونه 1 با زاویه ابزار 0/5 درجه و در شکل (10-ب و 10-د) بترتیب تصویر دیجیتالی و ماکروسکوپی تهیه شده از نمونه 3 با زاویه ابزار 3 درجه ارائه شده است. سرعت چرخشی در فرایند جوشکاری هر دو نمونه یکسان و برابر 800 دور بر دقیقه بوده و تنها تفاوت آن‌ها در مقدار زاویه ابزار نسبت به سطح قطعه کار می‌باشد. همانگونه که در شکل (10-د) مشاهده می‌شود، نمونه در منطقه ناگت دارای عیب بوده و به همین دلیل در حین فرایند آماده‌سازی این عیوب اشاعه پیدا کرده و منجر به شکست نمونه شده‌اند. در حالی که در شکل (10-ج) که از مقطع

می‌دهد سرعت چرخشی 2500 دور بر دقیقه به سبب رخداد پدیده تبلور مجدد دینامیکی و اصلاح دانه‌ها [17]، نتیجه مناسب‌تری نسبت به سایر نمونه‌ها از نظر استحکام کششی بدست داده و قابلیت مقایسه با نتایج بدست آمده از مطالعات پیشین [20] را دارا می‌باشد.



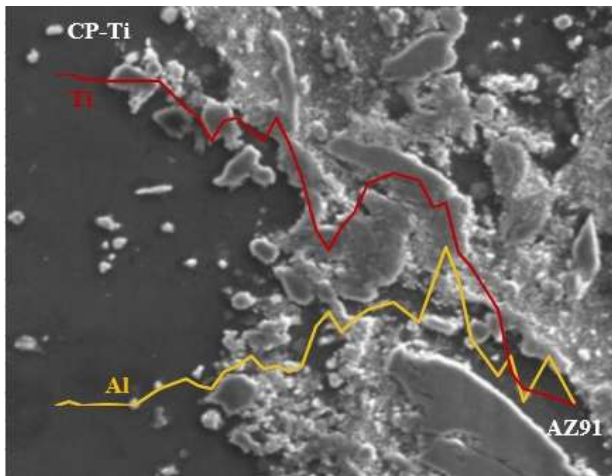
شکل 9- تصویر تهیه شده از الف - نمونه 8 (2500 دور بر دقیقه - 1 درجه) با میکروسکوپ نوری و ب- نمونه 9 (2500 دور بر دقیقه - 3 درجه) از ناحیه جوش با میکروسکوپ الکترونی روبشی، ج- آنالیز خطی در منطقه مشخص شده در تصویر ب.



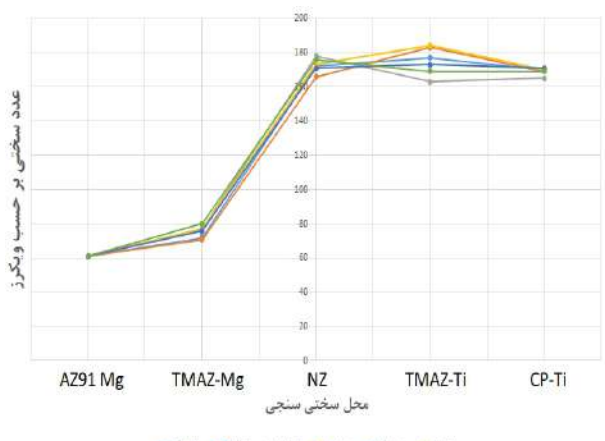
شکل 8- الف - تصویر میکروسکوپ نوری از ناحیه TMAZ نمونه 6 (1200 دور بر دقیقه - 3 درجه)، ب- آنالیز EDS از ناحیه TMAZ، ج- تصویر میکروسکوپ نوری از ناحیه TMAZ نمونه 7 (2500 دور بر دقیقه - 0/5 درجه).

در شکل (12) تصویر نمونه‌های شکسته شده طی آزمون کشش نشان داده شده است. همانگونه که در شکل مشخص است، نمونه‌ها از محل جوشکاری دچار شکست شده‌اند.

براساس جدول (4) بیشترین مقدار بدست آمده برای استحکام کششی نهایی، 160 مگاپاسکال بدست آمد که این مقدار بیشینه مربوط به نمونه جوشکاری شده با سرعت چرخشی 2500 دور بر دقیقه و زاویه ابزار 1 درجه بوده است. پس از آن، بیشترین مقدار استحکام کششی مربوط به نمونه 7 برابر با 141 مگاپاسکال با زاویه ابزار 0/5 بوده است که این امر نشان

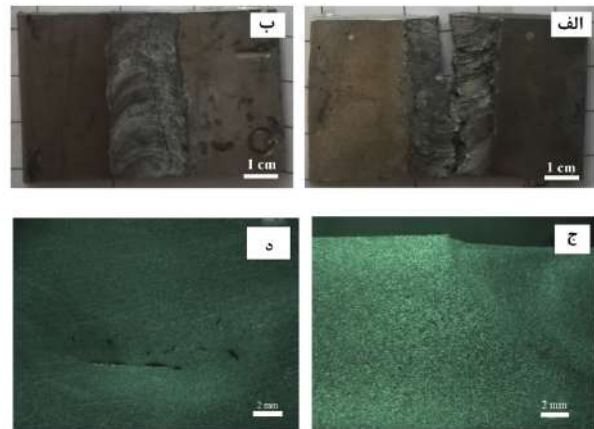


شکل 13- آنالیز خطی مربوط به نمونه 7 (2500 دور بر دقیقه - 0/5 درجه).

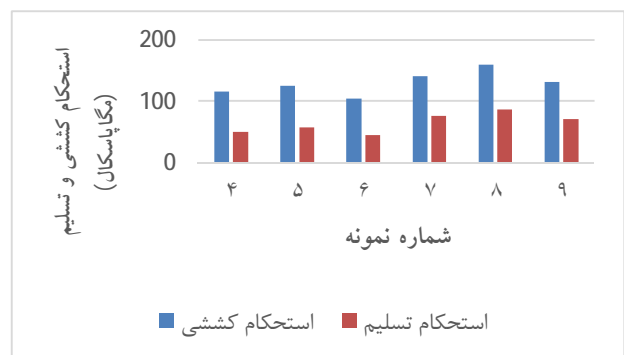


شکل 14- پروفیل سختی مربوط نمونه‌های مورد بررسی در این مطالعه.

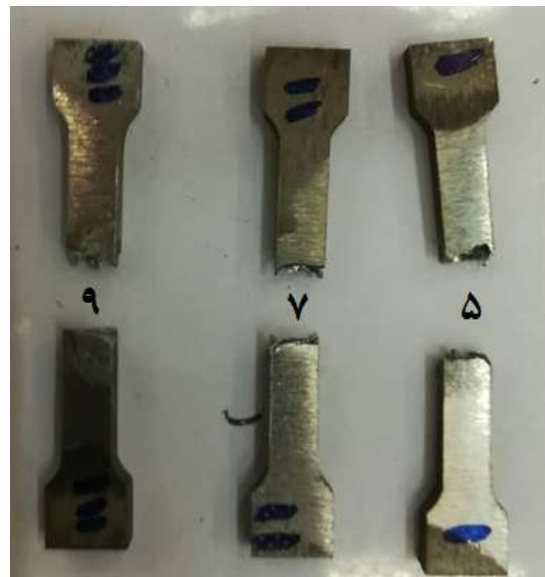
باتوجه به نتایج بدست آمده از ناحیه اتصال مشخص می‌شود که با تغییر زاویه ابزار از 0 تا 3 درجه استحکام قطعه در ابتدا از 141 مگاپاسکال به 160 مگاپاسکال افزایش و سپس به 132 مگاپاسکال کاهش یافته است. با مقایسه داده‌های ارائه شده در جدول فوق می‌توان نتیجه گرفت که افزایش زاویه ابزار تا مقدار بهینه‌ای می‌تواند به افزایش استحکام قطعه کمک کند و با افزایش هرچه بیشتر آن نتیجه برعکس خواهد شد و استحکام نمونه پس از جوشکاری کاهش می‌یابد. علت این امر آن است که زاویه ابزار نسبت به قطعه کار تعیین کننده میزان پلاستیکی شدن و سیلان مواد پایه می باشد [7] و با توجه به نتایج بدست آمده در این مطالعه، در زاویه 3 درجه از شدت سیلان مواد در منطقه ناگت جوش کاسته می‌شود. در ارتباط با نمونه‌های متصل شده با سرعت 1200 دور بر دقیقه می‌توان مشاهده نمود که



شکل 10- تصاویر مربوط به نمونه‌های 1 (زاویه بین 0/5 درجه) و 3 (زاویه بین 3 درجه) در سرعت چرخشی 800 دور بر دقیقه الف - نمونه 1 (نمای بالایی) ب - نمونه 3 (نمای بالایی) ج - نمونه 1 (نمای جانبی) و د - نمونه 3 (نمای جانبی).



شکل 11- نمودار ستونی مربوط به آزمون کشش.



شکل 12- تصویر دیجیتالی تهیه شده از محل شکست نمونه‌های 5 (1200 دور بر دقیقه - 1 درجه)، 7 (2500 دور بر دقیقه - 0/5 درجه) و 9 (2500 دور بر دقیقه - 3 درجه).

جدول 4- نتایج آزمون کشش نمونه‌های مورد بررسی.

شماره نمونه	پارامترهای جوشکاری	استحکام کششی نهایی (مگاپاسکال)	استحکام تسلیم (مگاپاسکال)	محل شکست
۱	۸۰۰ دور بر دقیقه - ۰/۵ درجه	-	-	-
۲	۸۰۰ دور بر دقیقه - ۱ درجه	۷۰	-	محل جوش
۳	۸۰۰ دور بر دقیقه - ۳ درجه	-	-	-
۴	۱۲۰۰ دور بر دقیقه - ۰/۵ درجه	۱۱۶	۵۰	محل جوش
۵	۱۲۰۰ دور بر دقیقه - ۱ درجه	۱۲۶	۵۸	محل جوش
۶	۱۲۰۰ دور بر دقیقه - ۳ درجه	۱۰۵	۴۵	محل جوش
۷	۲۵۰۰ دور بر دقیقه - ۰/۵ درجه	۱۴۱	۷۶	محل جوش
۸	۲۵۰۰ دور بر دقیقه - ۱ درجه	۱۶۰	۸۷	محل جوش
۹	۲۵۰۰ دور بر دقیقه - ۳ درجه	۱۳۲	۷۱	محل جوش

آمده است. سختی آلیاژ پایه منیزیم نیز 61 ویکرز و آلیاژ تیتانیوم خالص تجاری در حدود 167 ویکرز می‌باشد. اعداد سختی بدست آمده در ناحیه اتصال در تمامی نمونه‌ها بیشتر از آلیاژ AZ91 پایه و تقریباً مشابه آلیاژ تیتانیوم خالص تجاری اندازه‌گیری شد.

سختی آلیاژ AZ91 منیزیم در مجاورت مرز اتصال (TAMZ) بیشتر از مقدار سختی آلیاژ پایه بدست آمد. بر مبنای گزارش‌های پیشین [17] و نیز آنالیز خطی ارائه شده در شکل (13) (خط قرمز رنگ)، این ناحیه بدلیل اختلاط و درگیری بوجود آمده بین ابزار و ورق‌های جوشکاری، تکه‌هایی از آلیاژ تیتانیوم به این ناحیه نفوذ پیدا نموده و اندازه دانه این بخش کمتر از نواحی مربوط به آلیاژ AZ91 می‌گردد و به همین علت نیز عدد سختی در این ناحیه بطور میانگین تا 76 میکرو ویکرز افزایش یافته است. در مورد منطقه TAMZ در سمت تیتانیوم خالص تجاری نیز این موضوع تا حدی قابل مشاهده بوده و سختی این نواحی نیز از آلیاژ پایه آن بیشتر خواهد بود. بطور کلی بیشترین سختی در منطقه TAMZ-Mg مربوط به نمونه 7 (80 ویکرز) و در منطقه TAMZ-Ti مربوط به نمونه 5 (184 ویکرز) بدست آمد.

4- نتیجه‌گیری

- بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که ساختار ناحیه جوش CP-Ti/AZ91 شامل دانه‌های کشیده آلفا بوده و ریزساختار

افزایش زاویه ابزار با سطح قطعه کار از 0/5 تا 3 برترتیب 116، 126 و 105 مگاپاسکال بدست آمده است. در ارتباط با نمونه‌های 800 دور بر دقیقه بدلیل شکست نمونه‌ها در حین فرایند آماده‌سازی، نتیجه‌گیری امکان پذیر نبوده اما این موضوع بر نمونه‌های 2500 دور بر دقیقه نیز حاکم است. استحکام کششی اتصال اصطکاکی اغتشاشی مابین آلیاژهای تیتانیوم خالص تجاری و AZ91 منیزیم تا حد زیادی به مقدار فاز بین‌فلزی ($Mg_{17}Al_{12}$) ایجاد شده در منطقه اختلاط یافته وابسته است. بر اساس تحقیقات پیشین [15] به نظر می‌رسد که این فاز نقش بسیار مهمی را در استحکام اتصال ایفا می‌نماید بطوری‌که با افزایش ضخامت این ترکیب بین‌فلزی، استحکام کششی اتصال کاهش خواهد یافت. از طرف دیگر باتوجه به مطالعات پیشین [15] و نیز آنالیز خطی ارائه شده بر روی نمونه 7 (2500 دور بر دقیقه - 0/5 درجه) (شکل 13) مشخص می‌گردد که با افزایش درصد آلومینیوم در آلیاژ منیزیم، درصد آلومینیوم در سمت تیتانیوم خالص تجاری افزایش می‌یابد. لازم به توضیح است که آنالیز خطی ارائه شده از سمت آلیاژ تیتانیوم خالص تجاری به سمت آلیاژ AZ91 منیزیم انجام شده است.

در شکل (14) نتایج بدست آمده از سختی سنجی مرز اتصال بصورت پروفیل ارائه شده است. باتوجه به شکل (13) بیشترین مقدار عدد سختی بدست آمده در ناحیه اتصال برابر 178 ویکرز (نمونه 8) و کمترین آن نیز برابر 169 ویکرز (نمونه 6) بدست

size", Journal of Manufacturing Processes, Vol. 86, pp. 85-97, 2023.

6- Jia, H., Wu, K., Sun, Y., "Numerical and experimental study on the thermal process, material flow and welding defects during high-speed friction stir welding", Materials today communications, Vol. 31, No. 103526, pp. 48-59, 2022.

7- Zhai, M., Wu, C., Su, H., "Influence of tool tilt angle on heat transfer and material flow in friction stir welding", Journal of Manufacturing Processes, Vol. 59, pp. 98-112, 2022.

8- Yang, C., Wu, C., Shi, L., "Modeling the dissimilar material flow and mixing in friction stir welding of aluminum to magnesium alloys", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 843, No. 156021, pp. 1-23, 2020.

9- Chen, G., Ma, Q., Zhang, S., "Computational fluid dynamics simulation of friction stir welding: A comparative study on different frictional boundary conditions", Journal of materials science and technology, Vol. 34, Issue 1, pp. 128-134, 2018.

10- Wenya, Y., Gao, F., "Effect of FSW process on anisotropic of titanium alloy T-joint", Materials and Manufacturing Processes, Vol. 37, Issue 1, pp. 25-33, 2021.

11- Gite, R. A., Loharkar, P., " Friction Stir Welding parameters and application: A review", Materialstoday: Proceedings, Vol. 19, Part 2, pp. 361-365, 2019.

12- Satheesh, C., Sevel, P., Senthil, R., "Experimental identification of optimized process parameters for FSW of AZ91C Mg alloy using quadratic regression models", Journal of Mechanical Engineering, Vol 66, Issue 12, pp. 736- 51, 2020.

13- Morishige, T., Kawaguchi, A., "Dissimilar welding of Al and Mg alloys by FSW", Mater. Trans., Vol. 49, No. 5, pp. 1129-1131, 2008.

14- Zhang, M., Kelly, P., "Crystallography of γ -Mg₁₇Al₁₂ precipitates in AZ91D alloy", Scripta Materialia, Vol. 48, Issue 5, pp. 647-652, 2003.

15- Nakata, K., Aonuma, M., "Effect of alloying elements on interface microstructure of Mg-Al-Zn Magnesium alloys and titanium joint by friction stir welding", Materials Science and Engineering: B, Vol. 161, Issues 1-3, pp. 46-49, 2009.

16- Chen, T., Zhu, Z., Li, Y., Ma, Y., Hao, Y., "Friction stir processing of thixoformed AZ91D magnesium alloy and fabrication of Al-rich surface", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 20, Issue 1, pp. 34-42, 2010.

17- Aonuma, M., Morikawa, K., "Interfacial microstructure of CP-Ti and AZ31 joint by friction stir welding", Quarterly Journal of the Japan welding society, Vol. 31, No. 4, pp. 96-99, 2013.

18- Iwaszko, J., Kudla, K., "Microstructure, hardness, and wear resistance of AZ91 magnesium alloy produced

منطقه اختلاط یافته در سمت آلیاژ منیزیم شامل دانه‌های هم‌محور α -منیزیم همراه با ترکیبات بین‌فلزی Mg₁₇Al₁₂ در زمینه می‌باشد.

- نتایج آزمون کشش نشان داد که در سرعت پیشروی ثابت، به سبب اختلاط بهتر آلیاژهای پایه بیشینه استحکام کششی (160 مگاپاسکال) مربوط به سرعت 2500 دور بر دقیقه و زاویه ابزار 1 درجه می‌باشد.

- برطبق نتایج بدست آمده مشخص شد که سرعت چرخشی 800 دور بر دقیقه با سرعت پیشروی 32 میلیمتر بر دقیقه جهت جوشکاری نمونه‌های AZ91 به تیتانیوم خالص تجاری مناسب نبوده بطوری‌که این نمونه‌ها در حین فرایند آماده‌سازی دچار شکست شدند.

- نتایج آزمون خواص مکانیکی از ناحیه جوش نشان داد که با تغییر زاویه ابزار از 0 تا 3 درجه، استحکام قطعه در ابتدا از 141 مگاپاسکال به 160 مگاپاسکال افزایش یافته و سپس به 132 مگاپاسکال کاهش می‌یابد.

- نتایج حاصل از آزمون سختی سنجی ویکرز نشان داد که عدد سختی منطقه جوش به طور میانگین برابر 173 میکرو ویکرز بوده و از سختی آلیاژ AZ91 (61 ویکرز) بیشتر و نزدیک به سختی آلیاژ تیتانیوم (167 ویکرز) می‌باشد.

منابع

- 1-Lee W., Lee C., Chang W., Yeon Y., Jung S., "Microstructural Investigation of FSW pure titanium", Materials Transaction Let, 2005, vol. 59, pp. 3315-3318.
- 2-Mishra R. S., Ma Z. Y., " FSW and processing", Materials Science and Engineering, Vol. R50, pp. 1-78, 2005.
- 3-Heidarzadeh, A., Minorov, S., et al., "Friction stir welding/processing of metals and alloys : A comprehensive review on microstructural evolution", Progress in Materials Science, Vol. 117, No. 100752, pp. 1-24, 2021.
- 4-Dialami, N., Cervera, M., Chiumenti, M., "Defect formation and material flow in friction stir welding", European journal of mechanics – A/Solids, Vol. 80, No. 103912, pp. 1-13, 2020.
- 5- Chen, J., Wang, X., Shi, L., "Numerical simulation of weld formation in friction stir welding based on non-uniform tool-workpiece interaction: An effect of tool pin

Geometry, and Tilt Angle on Friction Stir Welding of Titanium", J. Mater. Eng. Perform, Vol. 19, pp.955-962, 2010.

20-Hadadpour, M., Mousavizadeh, S "Different mechanisms of the microstructure development by FSP of the AZ91 cast magnesium alloy" 3rd International Conference on Engineering Materials and Metallurgy-Tehran, Iran, 2014.

by friction stir processing with air-cooling", The international journal of advanced manufacturing Pure technology, Vo. 116, pp. 1309-1323, 2021.

19-Reshad, S, Besharati, G., Nasiri, A.M., "Investigations on the pEffects of the Tool Material,



Investigating the microstructure and mechanical properties of pulsed Nd:YAG laser welding of Monel 400 to Nimonic 75



R. Mahdizade, S. A. Asghar Akbari Musavi*, S. Mehdipour

School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Received 10 April 2023 ; Accepted 23 August 2023

Abstract

In this study, non-homogenous welding of nimonic 75 superalloy to Monel 400 with 1 mm thickness was investigated with pulsed Nd:YAG laser welding. The mechanical properties of the joint were analyzed with optical and scanning electron microscope, X-ray diffraction, micro-hardness test and tensile test. In the case of non-homogeneous welding of Nimoinc 75 superalloy to Monel 400, defects such as liquation cracks and porosity in the welded samples were observed. these defects were removed with increasing the preheating temperature and decreasing the heat input. The results showed the voltage, pulse width, pulse frequency and welding speed should be selected as 500 volts, 9 milliseconds, 3 Hz and 0.9 mm/s respectively to reach the proper penetration depth. Also, the investigations show that the welding structure is composed of austenitic matrix containing columnar dendrites and some cellular areas. The mechanical properties of the weld metal were reduced after joining and segregation causes a change in the amount of elements and the appearance of intermetallic compounds in the spaces between dendrites and cells. All non-homogeneous samples broke during the tensile test from the weld metal area.

Keywords: Non-homogeneous pulsed laser welding, Nimonic 75 superalloy, Monel 400, columnar and coaxial dendrites.

 Corresponding Author: akbarimusavi@ut.ac.ir



بررسی ریزساختاری و خواص مکانیکی اتصال غیرهمجنس لیزر ضربانی Nd:YAG مونل 400 به نایمونیک 75

رامین مهدی زاده، سید علی اصغر اکبری موسوی*، سعید مهدی پور

دانشکده فنی، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه تهران، تهران، ایران

دریافت مقاله: 1402/01/21؛ پذیرش مقاله: 1402/06/01

چکیده

در این پژوهش، اتصال غیرهمجنس ابرآلیاژ نایمونیک 75 به مونل 400 با ضخامت 1 میلی‌متر به روش جوشکاری لیزر ضربانی Nd:YAG مورد پژوهش قرار گرفت. با آزمون‌های میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی، پراش پرتو ایکس، میکرو سختی سنجی و آزمون کشش خواص مکانیکی اتصال بررسی شد. در مورد جوشکاری غیرهمجنس ابر آلیاژ نایمونیک 75 به مونل 400 عیوبی مانند ترک ذوبی و تخلخل در نمونه‌های جوشکاری شده مشاهده شد که با افزایش دمای پیشگرم و کاهش حرارت ورودی این عیوب رفع شدند. نتایج نشان داد، برای رسیدن به عمق نفوذ مناسب، ولتاژ، پهنای زمانی ضربان، بسامد ضربان و سرعت جوشکاری به ترتیب 500 ولت، 9 میلی‌ثانیه، 3 هرتز و 0,9 میلیمتر بر ثانیه انتخاب شود. همچنین بررسی‌های انجام شده نشان می‌دهد که ساختار حاصل از جوشکاری، از زمینه آستنیتی حاوی دندریت‌های ستونی و در برخی مناطق سلولی تشکیل شده است. خصوصیات مکانیکی فلزجوش، پس از اتصال کاهش یافته و جدایش موجب تغییر در مقدار عناصر و پیدایش ترکیبات بین فلزی در فواصل بین دندریت‌ها و سلول‌ها می‌گردد. همه نمونه‌های غیرهمجنس در آزمون کشش از ناحیه فلز جوش دچار شکست گردیدند.

کلمات کلیدی: جوشکاری غیرهمجنس لیزر ضربانی، ابرآلیاژ نایمونیک 75، مونل 400، دندریت‌های ستونی و هم‌محور.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: akbarimusavi@ut.ac.ir

1- مقدمه

محلول دارای کاربردهای مختلفی مانند مقاومت به خوردگی در آب دریا و یا کاربردهای الکتریکی هستند. در کاربردهای نیازمند استحکام بالاتر، از آلیاژهای استحکام یافته رسوبی استفاده می‌شود. این آلیاژها شامل افزودنی‌های آلیاژی مانند تیتانیوم، آلومینیوم و نایوبیوم جهت تشکیل رسوب‌های استحکام دهنده با نیکل بعد از انجام عملیات حرارتی هستند. قابلیت آلیاژهای استحکام یافته با رسوب‌ها، برای حفظ استحکام در دماهای بالا می‌تواند با تغییرات در ساختار بوسیله عملیات حرارتی همراه با تغییر در ترکیب شیمیایی تأمین شود. در بیشتر

ابر آلیاژهای پایه نیکل بدلیل کاربردهای بسیار زیاد، یکی از مهم‌ترین خانواده‌های فلزات در طبقه بندی مواد مهندسی دمای بالا هستند. ابر آلیاژهای پایه نیکل بطور کلی به 3 دسته تقسیم‌بندی می‌شوند: آلیاژهای محلول جامد، آلیاژهای رسوب سخت شده و آلیاژهای خاص مانند بین فلزی Ni-Al و استحکام یافته با ذرات اکسید. آلیاژهای محلول جامد دارای دامنه وسیعی از عناصر آلیاژی محلول در نیکل مانند Mo، Co، Cr، Fe هستند. این آلیاژها برحسب میزان و نوع عناصر آلیاژی

کششی نهایی (UTS) ابتدا افزایش یافته و سپس با افزایش انرژی ضربان (Ep) کاهش می‌یابد. حداکثر مقدار UTS، با انرژی ضربان 1/5 ژول به دست آمده است و برابر 94 درصد فلز پایه می‌باشد [7].

راما کریشنان و همکاران تعامل قطر لیزر و توان در جوشکاری لیزر Nd:YAG ضربانی مونل 400 و فولاد زنگ نزن 316 را بررسی نمودند. آن‌ها به این نتیجه رسیدند که سهم توان در مقایسه با قطر لیزر بسیار کم است. افزایش قطر لیزر منجر به کاهش سختی می‌گردد. ضمناً، توان و بسامد، کم و بیش دارای سهم مساوی در افزایش سختی منطقه جوش دارند [8].

در تحقیق دیگر، یک رابطه تجربی برای پیش‌بینی مقاومت کششی جوشکاری لیزر Nd:YAG ضربانی ورق‌های آلایژی Hastelloy C-276 - Monel 400 توسط کومار و همکاران به دست آمده است. متغیرهای سرعت جوشکاری، ضربان، انرژی و مدت زمان ضربان در سه سطح انتخاب شده‌اند و حالت بهینه مورد تحقیق قرار گرفته است. نتایج تجزیه واریانس (ANOVA) نشان می‌دهد که سرعت جوشکاری بیشترین تأثیر را بر استحکام کششی دارد و پس از آن انرژی ضربان و مدت زمان ضربان قرار دارد [9].

تا به امروز، چند تحقیق بر روی روش‌های جوشکاری ابرآلیاژهای نیکل تمرکز کرده‌اند. می و همکاران جوشکاری ابرآلیاژ 718 با پرتو الکترونی را بررسی نمودند و ترک خوردگی در ناحیه جوش را گزارش داده‌اند. آن‌ها بیان نموده‌اند که استحکام جوش بستگی به اندازه دانه و سرعت جوشکاری دارد [10]. اونو و همکاران به بررسی خستگی چرخه بالا قطعه جوشکاری ابرآلیاژ 718 با پرتو الکترونی پرداخته‌اند [11]. شکیل و همکاران در پژوهشی جوشکاری پرتو الکترونی غیرهم‌جنس آلایژهای Inconel 625 و آلایژ SS 304L را از منظر ریزساختار، خواص مکانیکی و ریزسختی جوشکاری ورق از جنس نایمونیک با پرتو الکترونی مورد بررسی قرار گرفت. در این پژوهش، بررسی ریزساختار اتصال نشان می‌دهد که منطقه جوش عمده‌تاً از دندریت ستونی تشکیل شده است و حالت‌های

موارد، رسوب‌های مورد نظر، با زمینه هم‌سیما هستند و سبب افزایش استحکام زمینه می‌شوند.

مهمترین رسوب‌های موجود در ساختار آلایژهای رسوب سخت شده، رسوب‌های γ' (Ni_3Al , Ni_3Ti) و γ'' (Ni_3Nb) هستند. با بهینه‌سازی ترکیب شیمیایی و عملیات حرارتی، این آلایژها می‌توانند دارای استحکامی تا میزان 1380 مگاپاسکال و استحکام تسلیم بیش از 1035 مگاپاسکال باشند [1-2]. استین و همکاران در پژوهشی به بررسی متغیرهای جوشکاری لیزر ضربانی Nd:YAG و لیزر پیوسته پرداختند. متغیرهای لیزر ضربانی شامل انرژی ضربان (Ep)، مدت ضربان (tp)، اندازه نقطه لیزر (b) و سرعت جوش (v) می‌باشند. چگالی توان پرتو لیزر ضربانی باعث می‌شود ذوب و انجماد به صورت متوالی اتفاق افتد و زمان انجماد کوتاه‌تر از لیزر پیوسته باشد [2]. کیم و همکاران جوشکاری موفق لوله‌ای از جنس Inconel 600 را گزارش کرده‌اند [3].

جوشکاری فولاد زنگ نزن آستنیتی 304 و فولاد زنگ نزن مارتنزیتی 420 با استفاده از لیزر ضربانی Nd:YAG توسط برتا و همکاران مورد مطالعه قرار دادند [4]. پینگ و مولیان از سامانه لیزری Nd:YAG ضربانی برای جوشکاری فولاد زنگ نزن AISI 304 استفاده کردند. نتایج بدست آمده از این مطالعه نشان می‌دهد که امکان جوشکاری موفق این آلایژ از نظر ریزساختاری و مکانیکی، با کنترل دقیق انرژی ضربان لیزر امکان‌پذیر است [5]. ریزساختار و خواص مکانیکی جوشکاری مونل 400 با لیزر ضربانی Nd:YAG در انرژی ضربان‌های متفاوت توسط کومار و همکاران مطالعه شد و نتایج پژوهش نشان داد که عرض و مورفولوژی جوش ایجاد شده با شبیه‌سازی عددی به خوبی مطابقت دارد و دمای بیشینه و ابعاد HAZ با افزایش انرژی ضربان افزایش می‌یابد و دانه‌های درشت‌تر در انرژی ضربان پایین و بالاتر بوجود آمده‌اند [6].

در تحقیقی توسط ونترلا و همکاران از لیزر ضربانی Nd:YAG برای اتصال فویل نازک 400 میکرومتری Monel 400 استفاده شد. با افزایش انرژی ضربان، عرض منطقه جوش افزایش می‌یابد. نتایج این تحقیق نشان داد که گسیختگی همه نمونه‌ها در ناحیه فلز پایه، در کنار خط هم‌جوشی رخ می‌دهد. استحکام

پرداخته‌اند، نیاز به مطالعه استفاده از جوشکاری لیزر برای اتصال فلزات مونل و نایمونیک وجود دارد. در صنایع دریایی به کرات از فلزات مونل و نایمونیک بخاطر مقاوم خوب در مقابل خوردگی استفاده می‌شود و عموماً این فلزات با یکدیگر با فرایند جوشکاری متصل می‌شوند. بنابراین مطالعه تاثیر روش‌های جدید جوشکاری مانند جوش لیزر بر تغییر خصوصیات مکانیکی و فیزیکی این اتصالات می‌تواند برای مهندسان مفید واقع شود.

2- مواد و روش پژوهش

با توجه به کوچک بودن قطعات مورد جوشکاری و ظریف بودن اتصال، روش جوشکاری پرتو لیزر مناسب است. برای جوشکاری لیزر از دستگاه Nd:YAG میکرو لیزر ضربانی مدل SW 1 با توان متوسط 90 وات استفاده شده است. ترکیب شیمیایی آلیاژهای نایمونیک 75 و مونل 400 که با آزمون طیفسنجی نشر نوری تعیین شده در جدول (1) آورده شده است.

برای انجام آزمایش‌های جوشکاری، نمونه‌های آنیل انحلالی ورق به ضخامت 1 میلی‌متر مورد استفاده قرار گرفت. قبل از جوشکاری، آماده‌سازی‌های سطحی برای افزایش جذب پرتو لیزر روی نمونه‌ها انجام نشد.

بعد از برشکاری، سمباده زنی سطحی جهت رفع آلودگی‌های اکسیدی و شستشوی نمونه‌ها با استون در حمام التراسونیک، انجام شده و سپس نمونه‌ها جوشکاری شدند. پیش از انجام جوشکاری هر یک از نمونه‌ها بصورت یکنواخت با استفاده از المنت حرارتی در دماهای مختلف طبق جدول (2) پیش‌گرم شده‌اند. دمای پیش‌گرم بوسیله ترموکوپل با دقت $\pm 5^\circ\text{C}$ اندازه‌گیری شده است.

2-1- جوشکاری نمونه‌ها

با توجه به تعداد بسیار زیاد متغیرهای جوشکاری لیزر، در ابتدا مجموعه‌ای از آزمون‌ها جهت دستیابی به نمایه جوش قابل قبول و حاوی حداقل عیوب انجام شد و محدوده بهینه متغیرهای جوشکاری لیزر تعیین گردید که مقادیر آن در جدول آورده

انجماد را می‌توان با توجه به میزان سرمایه‌ش تغییر داد. علاوه بر این، رسوبات کمی وجود دارد و کاربردهای MC در ناحیه جوش مشاهده می‌شوند. نتایج پراش پرتو ایکس نشان می‌دهد که ساختار فلز جوش پس از جوشکاری پرتو الکترونی تغییر نکرده است. علاوه بر این، نشان می‌دهد که منطقه جوش و فلز پایه تفاوت آشکاری در خصوصیات مرزخانه‌ها و جهت‌گیری نادرست هسته دارند. بنابراین سختی، استحکام و مقاومت به خستگی اتصال جوش داده شده کمتر از فلز پایه است [12].

در ارتباط با کاهش تنش‌های حرارتی در مقاله‌ای که در سال 2009 میلادی توسط چیانگ ارائه شده است، جوشکاری لیزر همراه با پیش‌گرم موضعی جلو جوش تا دمای 800 درجه سانتی‌گراد با روش پیش‌گرم القایی و استفاده از پودر NI-284-10 که دارای ترکیب شیمیایی مشابه آلیاژ نایمونیک 90 است، بطور پاشش هم‌محور با لیزر پیوسته CO₂ انجام شد. پس از جوشکاری عملیات پیرسازی دوباره بر روی آلیاژ نایمونیک 90 انجام شده است. در این تحقیق ترک ذوبی در منطقه متأثر از حرارت مشاهده نشده است.

طول جوش به این روش محدود به 7 سانتی‌متر بوده و حفرات و آخال از جمله عیوب این روش است و همچنین ممکن است با افزایش طول جوشکاری ترک در منطقه جوش و HAZ پدید بیاید. نتایج بیانگر این امر است که اگر چه میزان ذوب شدگی مرزخانه زیاد است، ولی به علت کاهش تنش وارده در جوشکاری، ترک ذوبی در HAZ مشاهده نشد [13].

با توجه به اینکه ماشین‌کاری آلیاژ مونل دشوار بوده، جوشکاری یکی از بهترین روش‌های اتصال این فلز می‌باشد و جوشکاری به کمک لیزر می‌تواند گزینه مناسبی برای اتصال ورق‌های مونل به سایر فلزات نظیر نایمونیک باشد. اگرچه در زمینه جوشکاری مونل با لیزر پژوهش‌هایی شده است ولی تاکنون محققان در زمینه اتصال فلز مونل به نایمونیک پژوهشی انجام نداده‌ند.

یکی از نیازهای صنعت خصوصاً صنایع دریایی و مواد شیمیایی اتصال فلزات غیرهمجنس مقاوم به خوردگی می‌باشد. با توجه به اینکه محققان عموماً بر تاثیر روش‌های جوشکاری با قدمت بالا قوسی، اصطکاکی و... بر اتصال فلزات غیرهمجنس

جدول 1- ترکیب شیمیایی آلیاژهای مورد استفاده در پژوهش

S	Si	Fe	Al	Ti	C	Mn	Cu	Cr	Ni	آلیاژ
-	۰/۹	۵	-	۰/۵	۰/۱۲	۱	۰/۵	۲۰/۵۴	بقیه	نایمونیک ۷۵
۰/۰۲۴	۰/۵	۲/۵	-	-	۰/۳	۱/۸۴	۳۱	-	بقیه	مونل ۴۰۰

جدول 2- متغیرهای جوشکاری لیزر انجام گرفته در این پژوهش

شماره نمونه	ولتاژ (V)	بسامد (Hz)	پهنای زمانی ضربان (ms)	قطر لیزر (mm)	سرعت (mm/s)	دبی گاز محافظ (Lit/min)	دمای پیش گرم ()	توان متوسط ورودی (W)	حرارت ورودی (J/mm)
۱	۴۵۰	۳,۵	۶	۰,۲	۱	۱۵	۱۵۰	۷۰	۷۰
۲	۴۶۵	۴,۵	۶	۰,۲	۱	۱۵	۱۵۰	۸۲	۸۲
۳	۴۲۰	۶	۶	۰,۲	۱	۱۵	۱۵۰	۴۵	۴۵
۴	۴۳۰	۷	۶	۰,۲	۱	۱۵	۱۵۰	۵۶	۵۶
۵	۵۰۰	۵	۶	۰,۲	۱	۱۵	۱۵۰	۱۱۵	۱۱۵
۶	۴۸۵	۵,۵	۶	۰,۲	۱	۱۵	۱۵۰	۹۱	۹۱
۷	۴۹۵	۳,۵	۶,۵	۰,۲	۰,۹	۱۵	۱۶۰	۱۰۲	۱۱۳
۸	۵۰۰	۳	۷	۰,۲	۰,۸	۱۵	۱۸۰	۱۱۲	۱۴۰
۹	۵۰۰	۳	۸	۰,۲	۱,۲	۱۵	۱۹۰	۱۱۴	۹۵
۱۰	۵۰۰	۳	۸,۵	۰,۲	۱,۴	۱۵	۲۰۵	۱۱۵	۸۲
۱۱	۵۰۰	۳	۹	۰,۲	۰,۹	۱۵	۲۲۰	۱۱۵	۱۲۷
۱۲	۵۰۰	۳	۱۰	۰,۲	۱,۸	۱۵	۱۷۰	۱۱۶	۶۴

جوش و ناحیه متأثر از حرارت و عناصر و فازهای موجود در این دو ناحیه از آنالیز شیمیایی EDS استفاده شد. جهت آگاهی از سختی جوش نمونه‌ها و بررسی خواص جوشکاری با متغیرهای مختلف و با توجه به کوچک بودن منطقه جوش مورد مطالعه از ریز سختی سنجی استفاده شد. ریزسختی موضع جوش و ناحیه متأثر از حرارت توسط دستگاه ریزسختی ویکرز با بار 100 گرم به انجام رسید. ریزسختی سنجی در جهت عمود بر سطح مقطع عرضی جوش نیز انجام شد و در نهایت میانگین نتایج به دست آمده گزارش شد. پس از انجام جوشکاری آماده‌سازی نمونه کشش شامل برش توسط ماشین‌کاری تخلیه‌ی الکتریکی انجام گرفت، زیرا به دلیل ضخامت بسیار کم، ماشین‌کاری و یا پانچ نمونه می‌تواند منجر به خم شدن آن و یا ایجاد تمرکز تنش در نمونه شود. ابعاد نمونه کشش نیز بر اساس استاندارد ASTM-E8 انجام شد.

3- نتایج و بحث

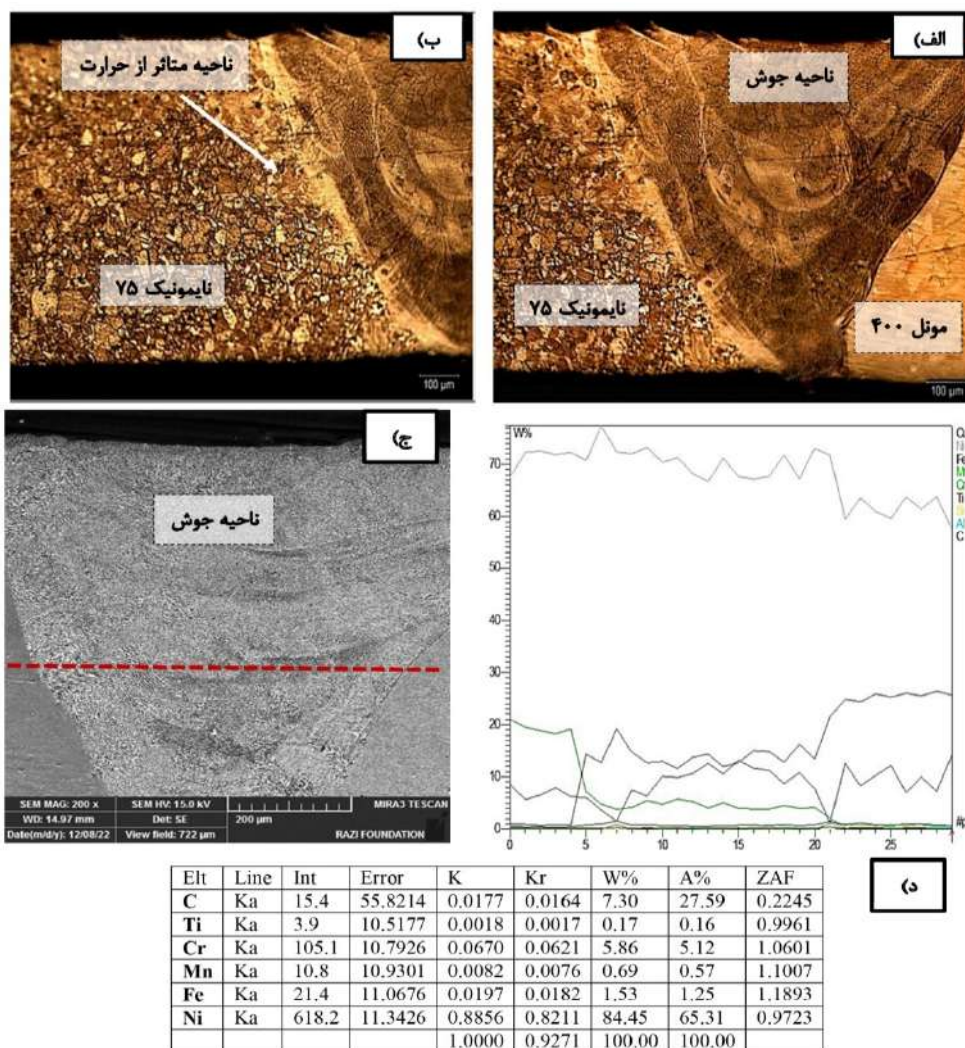
از جمله مهم‌ترین اقدام در مطالعه جوش‌پذیری یک ماده،

شده است. انتخاب صحیح مقدار متغیرهای جوشکاری لیزر از جمله عواملی است که بر رفتار جوش لیزر تأثیر مستقیم دارد. در این پژوهش تلاش شده است، بررسی‌های دقیقی بر تأثیر متغیرهای پهنای زمانی ضربانی و بسامد جوشکاری لیزر بر ریزساختار و عیوب جوش انجام شود. هدف از مطالعه دست‌یابی به جوش عاری از هرگونه عیوب در ساختار است. در جدول (2) متغیر بهینه به رنگ قرمز نشان داده شده است.

2-2- مشخصه‌یابی نمونه‌های جوش

نمونه‌ها پس از انجام جوشکاری در راستای مقطع عرضی جوش، برش داده شده و در مانت جهت سنباده‌زنی قرار داده شد. جهت سنباده‌زنی از برگه‌های شماره 60 تا 3000 استفاده گردید. بعد از سنباده‌زنی، برای صیقل‌کاری نمونه‌ها از پودر آلومینای 0/05 میکرون استفاده شد. برای حکاکی نمونه‌ها از محلول سوپرکالینگ (supper Kaling) استفاده گردید.

میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی به کار گرفته شد. همچنین برای بررسی ترکیب شیمیایی حوضچه



شکل 1- الف و ب- تصویر میکروسکوپ نوری از ناحیه جوش نمونه شماره 11
ج- آزمون EDS خطی از ناحیه جوش د- آزمون EDS نقطه‌ای از ناحیه جوش.

مطالعه خواص مکانیکی، فیزیکی و ریزساختار فلز پایه است، به دلیل اینکه این موضوع اثر بسزایی در خواص و ساختار جوش به دست آمده خواهد داشت. حضور عناصر کاربیدزای قوی مانند تیتانیوم، وجود کاربیدها مخصوصاً کاربید تیتانیوم (TiC) و کاربید کروم ($Cr_{23}C_6$) در ناحیه جوش امری بدیهی است. شمایل میکروسکوپ گسیل میدانی و نوری و همچنین آزمون EDS خطی و نقطه‌ای از خط جوش به ترتیب در شکل (1) آورده شده است. توزیع عناصر شیمیایی در سراسر جوش به خوبی توسط آزمون EDS خطی نشان داده شده است همچنین با استفاده مقدار درصد عناصر فلزات نامونیک و مونل تعیین شده طبق جدول (1) و مقدار درصد عناصر بدست آمده از آنالیز

نقطه ای از مرکز جوش، درصد رقت فلز نامونیک و مونل در جوش به ترتیب 38 و 62 درصد خواهد بود و ترکیب شیمیایی فلز جوش بیشتر به فلز مونل نزدیکتر است. ساختار درون دانه‌ها در مرز ناحیه جوش از دندریتهای ستونی تشکیل شده است که به طرف درون ناحیه جوش کشیده شده‌اند. اما این ریزساختار درون دانه‌های با حرکت به طرف مرکز خط جوش تغییر می‌کند. در مرکز خط جوش داخل هر دانه مجموعه‌ای از دندریتهای هم‌جهت مشاهده می‌شود. دندریتهای تشکیل شده بسته به جهت مرجح در جهات مختلف جوانه زده و رشد می‌کنند. با توجه به خصوصیات ریزساختاری و تجزیه و تحلیل تصاویر توسط SEM حضور فازهای ثانویه در ریزساختار داخل

مرز دندریت‌ها پس از انجماد آلیاژ جوش داده شده امری عادی است.

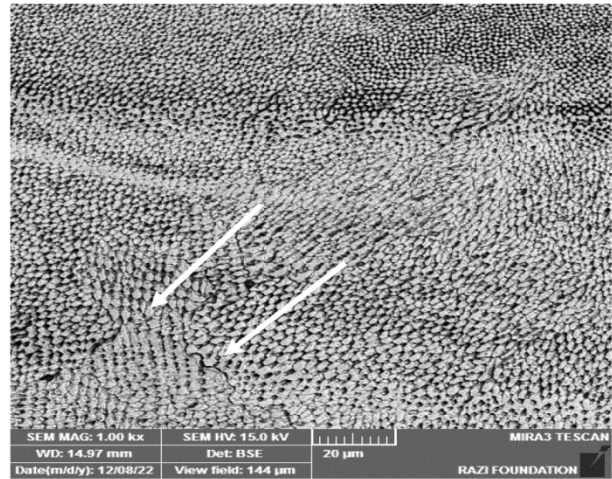
3-1- عیوب جوشکاری

انبساط حرارتی ابرآلیاژها همانند فولاد کربنی است ولی هدایت حرارتی ابرآلیاژها بسیار کمتر از فولاد کربنی است و حرارت جوشکاری در فلز اطراف جوش حین جوشکاری ابرآلیاژها، سریع پخش نمی‌شود. آلیاژهای نیکل - آهن - کروم به صورت تک فاز و آستنیتی منجمد می‌شوند و در نتیجه به جدایش عناصر آلیاژی و ناخالصی‌ها مستعد هستند. اینگونه جدایش‌ها سبب می‌شود تا این آلیاژها به ترک‌های ذوبی در حین انجماد حساس باشند. در تشکیل ترک‌های ذوبی عوامل مکانیکی و متالورژیکی به طور همزمان دخیل هستند. در اثر ذوب و انجماد غیرتعادلی حوضچه جوش، عناصر آلیاژی با دمای ذوب بالا مانند کروم و تیتانیوم به مرزها پس‌زده می‌شوند و جدایش رخ می‌دهد. در اثر این جدایش در مرزها، ترکیب یوتکتیکی و یا نزدیک به یوتکتیک پدید می‌آید که دمای ذوب پایینی دارد. همچنین در مراحل نهایی انجماد، هنگامی که فیلم مذاب باقیمانده در نواحی بین دندریتی به صورت یک فیلم پیوسته پخش می‌شود. در اثر این پدیده کرنش‌های انقباضی در این نواحی ایجاد می‌شوند که فلز زمینه نمی‌تواند نیروهای ناشی از آنها را تحمل کرده و این امر منجر به ایجاد ترک ذوبی می‌گردد. شکل (3) ترک ذوبی ایجاد شده را در نمونه شماره 9 نشان می‌دهد.



شکل 3 - ریزساختار فلز پایه، منطقه متأثر از حرارت و ترک ذوبی نمونه شماره 5.

فلزجوش مشاهده گردید. این فازها معمولاً در امتداد مرزهای انجمادی قرار گرفته‌اند. همانطور که در شکل (2) مشاهده می‌شود، این رسوب نشانگر یک ساختار پیوسته است که به صورت شکل کشیده در مرزها دیده می‌شود.

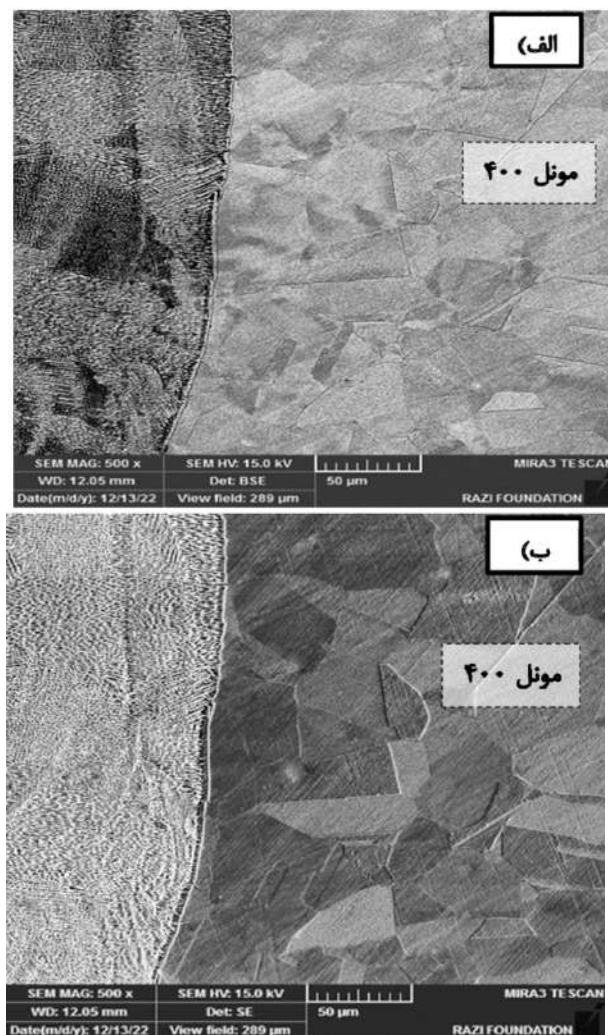


شکل 2- رسوبات مختلف تشکیل شده در نواحی مختلف ریزساختار جوش نمونه

مورفولوژی فاز تشکیل شده در این نواحی به میزان حرارت ورودی و نرخ سرمایش حوضچه جوش بستگی دارد. تجزیه شیمیایی عنصری خطی از این فازهای نشانگر غلظت بالا عنصر تیتانیوم است. همچنین عناصر کروم و نیکل در داخل رسوب کاهش یافته و به اطراف پس زده شده است. از نظر شکل ظاهری، این رسوبات به صورت پیوسته که در امتداد مرز انجمادی بین دانه‌ها گسترش یافته است منجمد شده‌اند. کربن به دلیل اینکه یک اتم محلول بین نشین است دارای انرژی فعال‌سازی نفوذ بسیار کمتری در مقایسه با آهن و کروم است. علاوه بر این مشاهده شده است که ضریب جدایش کربن در آلیاژهای نیکل بسیار کمتر از آهن و کروم و در حدود 0/2 است. در نتیجه انتظار می‌رود که حتی با وجود نفوذ اتم بین نشین کربن به درون دندریت‌ها پس از انجماد (نفوذ بازگشتی)، در مقایسه با دیگر عناصر با شدت بیشتری دچار جدایش شود. در حقیقت مشاهده شده است که کربن در آلیاژهای نیکل دارای بیشترین حد جدایش است. لذا مشاهده ترکیبات کاربیدی در

3-2- راهکارهای حذف ترک‌های ذوبی

هم‌محور، به تشکیل ترک حساس‌تر است چون تغذیه مذاب، بین دانه‌های هم‌محور، حتی در انتهای انجماد آسان‌تر می‌باشد و از ایجاد ترک جلوگیری می‌کند.



شکل 4- ریزساختار فلز پایه، منطقه متأثر از حرارت و حذف ترک ذوبی،

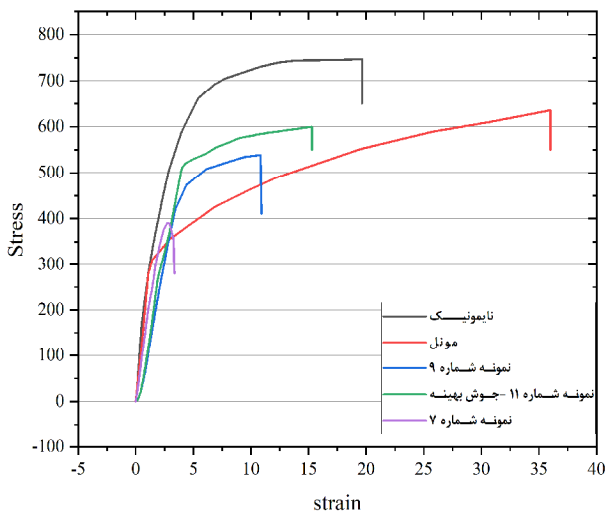
نمونه شماره 11

همچنین ایجاد ترک از دانه‌های ستونی راحت‌تر آغاز می‌شود، زیرا در این ناحیه تنش کششی باعث ایجاد ترک در میان دانه‌های ستونی می‌شود. تمایل به ترک انجمادی زمانی که دانه‌های ستونی بزرگ، کوچک می‌شوند و یا دانه‌های هم‌محور کوچک‌تر شوند، به میزان زیادی کاهش خواهد یافت. گفته می‌شود که این کاهش تمایل به تشکیل ترک، ناشی از کاهش کرنش در هر مرزدانه می‌باشد. افزایش دمای پیش‌گرم کردن منجر به افزایش سهم مناطق هم‌محور ریز و درشت به قیمت از

همانطور که اشاره شد، عواملی مانند جدایش عناصر آلیاژی و تشکیل رسوبات غنی از تیتانیوم و کروم در ریزساختار جوش نیمونیک به مونل به دلیل رسوب ترکیبات ثانویه، به همراه تنش‌های پسماند حاصل از انجام جوشکاری، ترک ذوبی ایجاد می‌شود. در نتیجه برای حذف ترک لازم است که متغیرها و شرایط جوشکاری به گونه‌ای انتخاب شوند که با کاهش تنش‌های پسماند و جدایش از تشکیل پیوسته این رسوبات در مرزها جلوگیری شود. استفاده از پیشگرم به میزان زیادی سبب کاهش تنش‌های حرارتی ناشی از شیب دمایی، توزیع یکنواخت حرارت در دو سمت اتصال و کاهش عامل مکانیکی ایجاد ترک ذوبی می‌گردد. همچنین تأثیر مطلوب آن در کاهش شیب حرارتی طول ترک ذوبی کاهش و رفع شد (شکل 4).

مزیت اصلی پیش‌گرم سرعت سرمایش پایین در ناحیه جوش می‌باشد که این امر منجر به انعطاف‌پذیری بالاتر و مقاومت بیشتر به ترک انجمادی می‌شود. با افزایش دما قفل نابجایی‌ها آزاد شده و نابجایی‌ها راحت‌تر می‌توانند حرکت کنند و در نتیجه چقرمگی ماده افزایش می‌یابد. با افزایش دمای پیش‌گرم، نسبت میزان ناحیه هم‌محور به کل حوضچه جوش افزایش می‌یابد. این پدیده اینگونه توجیه می‌شود که با پیش‌گرم کردن قطعه، گرادیان دمایی (G)، کاهش می‌یابد چون با افزایش دمای پیش‌گرم شیب حرارتی بین دو نقطه کمتر می‌شود و با کاهش گرادیان دمایی، تمایل به تشکیل ناحیه هم‌محور، افزایش می‌یابد. افزایش ناحیه هم‌محور جوش را می‌توان با نسبت G/R بیان کرد به گونه‌ای که با افزایش دمای پیش‌گرم نسبت G/R کاهش می‌یابد و تمایل به تشکیل دانه‌های هم‌محور افزایش می‌یابد و از طرفی با کاهش $G \times R$ ، نرخ سرمایش کاهش می‌یابد و تمایل به تشکیل دانه‌های درشت افزایش پیدا می‌کند. گرادیان دمایی (G) و سرعت رشد (R) هر دو بر ریزساختار حاصل از انجماد آلیاژها تأثیر می‌گذارند. به طوری که نسبت G/R نوع ریزساختار انجمادی و حاصل $G \times R$ اندازه دانه را تعیین می‌کند. نتایج نشان داده است ساختار دندریتی ستونی که در جهت گرادیان دمایی رشد می‌کند نسبت به ساختار دندریتی

ترک‌دار (نمونه شماره 7)، نمونه جوش شماره 9 و همچنین نمونه‌های فلز پایه دو آلیاژ است (شکل 6). پایین بودن استحکام شکست در نمونه بهینه شماره 11 به علت تشکیل حفره‌های ریز در ریزساختار آن است، که با توجه به شکل 7 قابل مشاهده است. استحکام شکست نمونه‌های جوش داده شده در اثر درشت شدن دانه‌های ناشی از افزایش حرارت ورودی جوشکاری کاهش یافته است. علاوه بر این همانطور که پیش‌تر اشاره گردید، در اثر ریز جدایش، ترکیبات کاربیدی و ترکیبات یوتکتیک در امتداد مرزهای دندریتی جوانه زده و رشد می‌کنند. این ذرات با وجود داشتن حالت منفصل و پراکنده در ریزساختار، حین اعمال تنش سبب گسسته شدن دندریت‌ها از همین نقاط می‌گردند. (بررسی‌های انجام شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان می‌دهند که سطح شکست در برخی نقاط مشخصه‌های شکست نرم را داشته ولی قسمت بیشتر شکست نمونه به صورت ترد از میان نواحی بین دندریتی اتفاق افتاده است). دانه‌ها و دندریت‌های درون دانه‌های ناحیه جوش به‌خصوص با نزدیک شدن به سطح شکست در راستای محور کشش کشیده شده‌اند. تجزیه شیمیایی عنصری نقطه A در شکل (6) نشان داده شده است.



شکل 6- نتایج آزمون کشش نمونه‌های شماره 7، 9، 11 و فلز پایه مونل 400، نایمونیک 75.

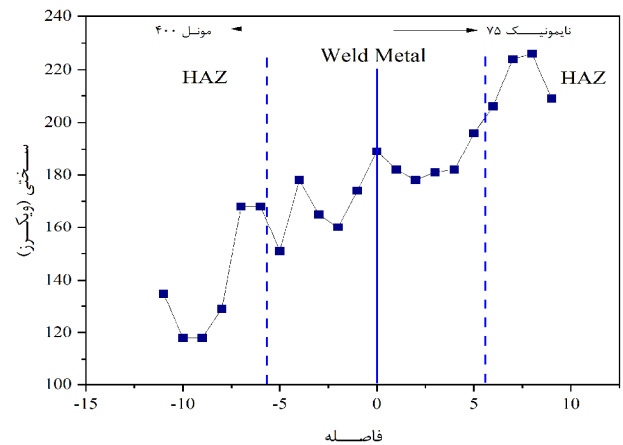
همانطور که انتظار می‌رفت در این نقطه A کاربید غنی از تیتانیوم و کروم مشاهده شد که حین انجماد در داخل حفره به

بین رفتن منطقه ستونی، خواهد شد. به عبارت دیگر پیش‌گرم کردن اثر بسزایی بر بهبود چقرمگی ناحیه متأثر از حرارت از طریق اصلاح دانه‌ای آن می‌گذارد.

3-3- خواص مکانیکی اتصال غیرهمجنس

تغییر ریزساختار بر خصوصیات مکانیکی آلیاژ، نظیر سختی، استحکام کششی و استحکام شکست آن تأثیر می‌گذارد. مشخص شده است که در آلیاژهای جوش داده شده، پدیده‌هایی مانند رشد دانه و ایجاد فازهای ترد بین فلزی در مرز دانه‌ها موجب کاهش استحکام و چقرمگی آن‌ها می‌گردد.

با توجه به نمایه ریز سختی در مقطع جوش مطابق شکل (5)، برای نمونه شماره 11 می‌توان دید که در این نمونه سختی فلزجوش کمتر از سختی فلزات پایه نایمونیک و بیشتر از سختی فلز پایه مونل است. همچنین سختی نایمونیک به دلیل داشتن عناصر کاربید زا بیشتر از مونل است. در ناحیه متأثر از حرارت مونل 400، افزایش سختی مشاهده می‌گردد. دلیل این امر، رسوب کاربیدهای MC در این ناحیه است. در ناحیه متأثر از حرارت فلز پایه نایمونیک نیز مطابق جوشکاری همجنس به دلیل انحلال رسوبات و فازهای استحکام‌بخش، مقدار سختی کمی افت پیدا کرده و سپس با دور شدن از منطقه متأثر از حرارت افزایش یافته است.



شکل 5- نمایه ریز سختی در مقطع جوش نمونه شماره 11. xzs

نمونه‌هایی که مورد آزمون کشش قرار گرفتند شامل نمونه جوش بهینه با متغیرهای نمونه شماره 11، یک نمونه جوش

شده است. رسوبات متعددی در نواحی بین دندریتی و مرزخانه‌ها در اثر جدایش تشکیل یافته‌اند.

- برای رفع تخلخل جوش باید متغیرهای جوشکاری به نحوی انتخاب شوند که شیب دمایی کم شده و در نتیجه نیروهای مارانگونی و شناوری در حوضچه جوش کاهش یابند.

- جدایش در همه نمونه‌های جوش داده شده مشاهده شد، همچنین رسوبات تشکیل شده در فرایند جوشکاری از نوع کاربیدهای غنی از تیتانیوم و کروم بود.

- در اعمال حرارت ورودی کم به ناحیه جوش، به تدریج طول و ضخامت ترک‌های ذوبی کاهش بسیار یافته و حذف شد.

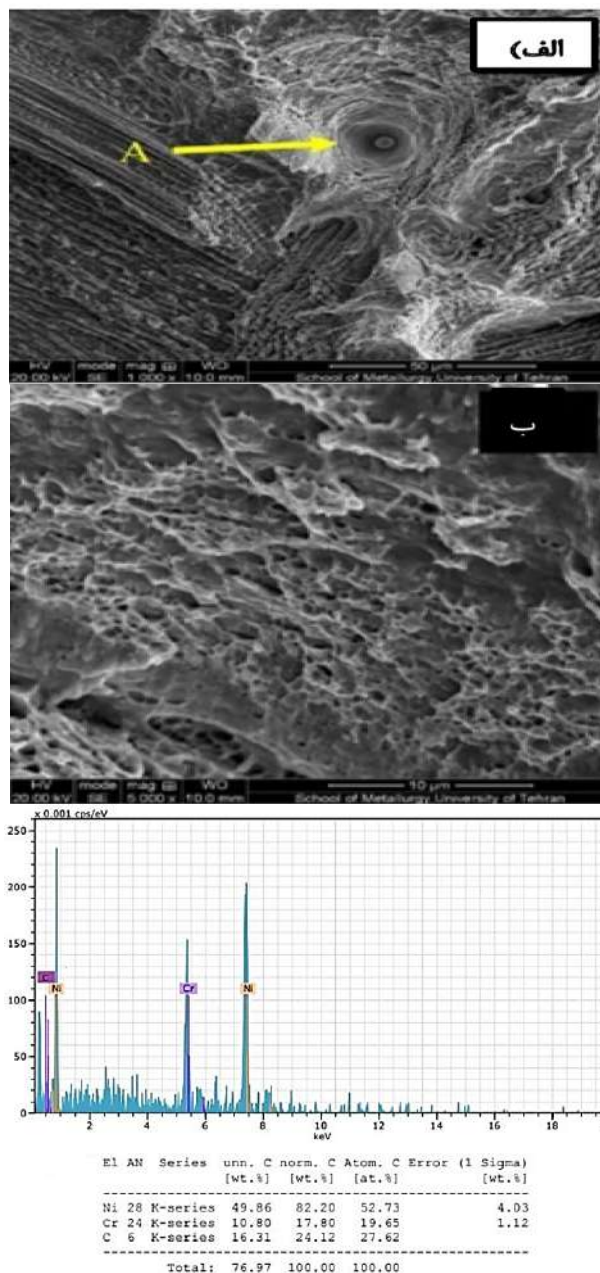
- خصوصیات مکانیکی آلیاژها پس از اتصال کاهش یافته و در همه نمونه‌های جوش داده شده دارای استحکام شکست تقریباً حدود 95 درصد فلزپایه مونل 400 و 80 درصد فلزپایه نایمونیک 75 بودند. نمونه‌های جوش داده شده دارای درصد ازدیاد طول کمی بودند و سطح شکست در همه نمونه‌ها به صورت دندریتی است.

- سختی فلزجوش غیرهمجنس از فلزپایه نایمونیک کمتر و از فلزپایه مونل بیشتر است. همچنین سختی در ناحیه متأثر از حرارت نایمونیک افزایش و سپس کاهش یافته است.

منابع

- 1-Knock NO. Characterization of Inconel 718: Using Gleeble and Vastrestraint testing methods to determine the weldability of Inconel 718. MSc thesis. Nathaniel Oscar Knock, California Polytechnic State University, San Luis Obispo, 2010.
- 2-John N. DuPont, John C. Lippold SDK. Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys. John Wiley & Sons, Inc. 2009.
- 3-Steen, W.M. and Mazumder, J. Laser material processing. 4th Edition, 2010: Springer-Verlag London Limited 2010.
- 4-Kim, J.-D., Kim, C.-J. and Chung, C.-M. Repair welding of etched tubular components of nuclear power plant by Nd: YAG laser. Journal of Materials Processing Technology, 2001. 114(1): p. 51-56.
- 5-Berretta, J.R., Rossi, W.D., Neves, M.D.M.D. Almeida, I.A.D., Junior, N.D.V., Pulsed Nd: YAG laser welding of AISI 304 to AISI 420 stainless steels. Optics and Lasers in Engineering, 2007. 45(9): pp. 960-966.
- 6-Pang, D., P. Molian, Q-Switch Nd:YAG laser welding of AISI 304 stainless steel foils. Materials Science and Engineering: A., 2008. 486(1-2): p. 680-685.

دام افتاده است. همچنین در شکل (7) نتایج آنالیز شیمیایی طیف‌سنجی پراش پرتوی ایکس از سطح شکست نمونه شماره 11 آورده شده است.



شکل 7- الف و ب- تصویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی حاصل از شکست نگاری نمونه آزمون کشش ج- آزمون EDS نقطه‌ای از نقطه A.

4- نتیجه‌گیری

- ساختار درون دانه‌ها به صورت دندریتی است، مگر در نقاط نزدیک به فلزپایه مونل که ساختار به صورت سلولی تشکیل

- 10-Mei, Y., Liu, Y., Liu, C., Li, C., Yu, L., Guo, Q., Li, H., Effect of metal and welding speed on fusion zone microstructure and HAZ hot-cracking of electron-beam welded Inconel 718. *Materials & Design*, 2016. 89: p. 964-977.
- 11-Ono, Y., Yuri, T. Nagashima, N., Sumiyoshi, H., Ogata, O., Nagao, N., High-cycle fatigue properties of Alloy 718 base metal and electron beam welded joint. *Physics Procedia*, 2015. 67: p. 1028-1035.
- 12- Shakil, M., Microstructure and hardness studies of electron beam welded stainless steel 304L and Inconel 625. *Vacuum*, 2014. 110: p. 121-126.
- 13-Chiang MF, Chen C. Induction-assisted laser welding of IN-738 nickel – base superalloy. *Material Chemistry & Physics*. 2009;114:415 – 419 .
- 7-Kumar, G.S., Saravanan, S., Vetrivelvan, R., Raghukandan, k., Numerical and experimental studies on the effect of varied pulse energy in Nd: YAG laser welding of Monel 400 sheets. *Infrared Physics & Technology*, 2018. 93: p. 184-191.977.
- 8-Ramakrishnan, H. Veluchamy, B., Rajaram, S., Ravichandran, M. Experimental investigation on properties of dissimilar laser welding of AISI 316L to monel 400. *Materials Today: Proceedings*, 2020. 33: p. 4059-4064.
- 9-Kumar, G.S., Raghukandan, k., Saravanan, S., Sivagurumanikandan, N., Optimization of parameters to attain higher tensile strength in pulsed Nd: YAG laser welded Hastelloy C-276 – Monel 400 sheets. *Infrared Physics & Technology*, 2019. 100: p. 1-10.



Similar jointing of Inconel 600 super alloy using nano structure powder filler with high entropy design



E. Mansouri¹, H. Khorsand^{2*}


Engineering and Materials Science, KN Toosi University of Technology, Tehran.

Received 9 September 2023 ; Accepted 22 October 2023

Abstract

High entropy alloys are especially suitable for use as filler metals in brazing due to their excellent properties. In the present study, three powders with the composition of $\text{Co}_x\text{Cr}_x\text{Cu}_x\text{Fe}_x\text{Mn}_x\text{Ni}_x$ (X atomic percentage of the element) were designed using the criteria of these alloys as well as jmatpro software. In the next step, using mechanical alloying, filler nano powder was synthesized and characterized by X-RAY analysis (XRD) test and the effect of filler composition on the thermal behavior of the alloy was studied. Then the filler was used in Inconel 600 super alloy brazing, the single-phase solidification behavior and the absence of boron and silicon in the high entropy filler led to the creation of a continuous microstructure without eutectic components or brittle phases in the brazing interface. Thus, the shear strength test was performed and 545 MPa was the highest shear strength obtained among the three filler compounds. In brazing conventional filler metal, incomplete isothermal solidification and subsequent thermal solidification of the residual liquid results in large grains of chromium-rich boride phase distributed throughout the microstructure. Not using compounds that lower the melting point in the filler for the purpose of joining the nickel-based superalloy is considered an important step in reducing the subsequent brazing processes.

Keywords: High entropy alloys, Brazing, Filler Metal.

 Corresponding Author: hkhorsand@kntu.ac.ir



اتصال متجانس سوپر آلیاژ Inconel 600 با استفاده از پرکننده پودری نانو

ساختار با طراحی آنتروپی بالا

الهه منصوری، حمید خرسند*

دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران.

دریافت مقاله: 1402/06/18؛ پذیرش مقاله: 1402/07/30

چکیده

آلیاژهای آنتروپی بالا بدلیل دارا بودن خواص عالی به ویژه برای کاربرد به عنوان فلزات پرکننده در لحیم کاری سخت مناسب هستند. در مطالعه حاضر، سه پودر با ترکیب $\text{Co}_x\text{Cr}_x\text{Cu}_x\text{Fe}_x\text{Mn}_x\text{Ni}_x$ (X درصد اتمی عنصر) با استفاده از ضوابط این آلیاژها و همچنین نرم افزار JMATPRO طراحی گردید. مرحله بعد با استفاده از آلیاژسازی مکانیکی، نانو پودر پرکننده سنتز شد و توسط آزمون آنالیز اشعه ایکس (XRD) مشخصه یابی و اثر ترکیب پرکننده بر رفتار حرارتی آلیاژ، مطالعه شد. سپس پرکننده در لحیم کاری سخت سوپر آلیاژ اینکول 600 مورد استفاده قرار گرفت، رفتار انجماد تک فازی و عدم وجود بور و سیلیکون در پرکننده آنتروپی بالا منجر به ایجاد یک ریزساختار پیوسته بدون اجزای یوتکتیک یا فازهای شکننده در فصل مشترک لحیم کاری سخت گردید. بدین ترتیب آزمون استحکام برشی انجام شده و 545 MPa در بین سه ترکیب پرکننده، بالاترین استحکام برشی بود که بدست آمد. در لحیم هایی که از فلز پرکننده معمولی استفاده می کنند، انجماد همدمنا ناقص و متعاقب آن انجماد حرارتی مایع باقی مانده منجر به ایجاد فازهای شکننده می شود که در سراسر ریزساختار توزیع می شوند. عدم استفاده از ترکیبات پایین آورنده نقطه ذوب در پرکننده با هدف اتصال سوپر آلیاژ پایه نیکل، گامی مهم در کاهش فرایندهای بعدی لحیم کاری تلقی می شود.

کلمات کلیدی: آلیاژهای آنتروپی بالا، لحیم کاری سخت، پرکننده.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: hkhorsand@kntu.ac.ir

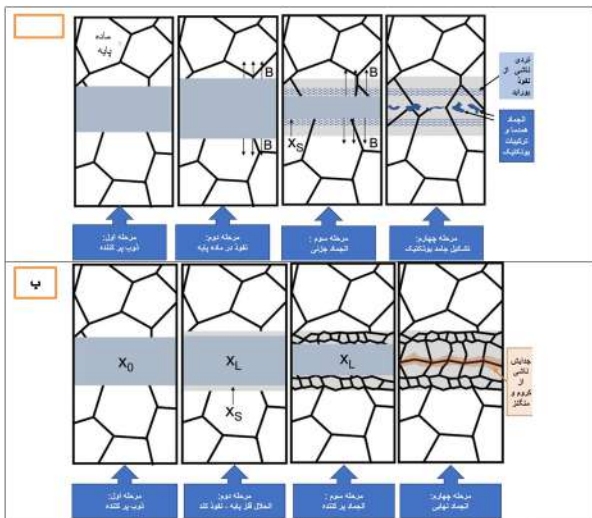
1- مقدمه

مذاب به طور خلاصه به شکاف یا ترک ناشی از آسیب جریان می یابد، معمولاً از مواد پرکننده پایه نیکل با بور (B) و/یا سیلیکون (Si) اضافه شده به عنوان کاهش دهنده نقطه ذوب (MPD) استفاده می کند. انجماد پس از سرد شدن، بخش های حجمی قابل توجهی از فازهای بورید یا سیلیسید را در اجزای یوتکتیک به جای می گذارد که شکننده هستند و شکل پذیری فصل مشترک را کاهش می دهند [1-3].

لحیم کاری فاز مایع گذرا (TLP)، فقط با استفاده از فلز پرکننده لحیم [4-9] یا مخلوطی از فلز پرکننده و پودر فلز پایه (همچنین

سوپر آلیاژهای پایه نیکل (Ni) به دلیل خواص مکانیکی مطلوب در دماهای بالا به طور گسترده در کاربردهای دمای بالا در صنایع تولید برق و هوافضا استفاده می شوند. با وجود خواص استثنایی، مکانیسم های آسیب مانند خستگی، خزش و تخریب سطح باعث ایجاد ترک در اجزای سوپر آلیاژ پایه نیکل در طول سرویس می شود [1]. فرایندهای لحیم کاری سخت در چندین دهه گذشته در تلاش برای افزایش عمر مفید قطعات توسعه یافته است. لحیم کاری معمولی، که در آن یک ماده پرکننده

جدا نمی‌کند. در عوض، آن‌ها معمولاً بوریدها و سیلیسیدهای جامد شده در اثر حرارت را به عنوان بازدارنده‌های اولیه شکل‌پذیری مورد بحث قرار می‌دهند. با این حال، قابل توجه است که شکل‌پذیری ضعیف اغلب حتی در مدت زمان طولانی فرایند نشان داده می‌شود [14]. به عنوان مثال، یک بررسی جامع از خواص مکانیکی در لحیم‌کاری سخت سوپرآلیاژی پایه نیکل با گپ گسترده (درز اتصال - لحیم‌کاری درز پهن) اتصال که توسط TLI انجام شد، نشان داد که بالاترین ازدیاد طول دمای اتاق به دست آمده 2,3 درصد در فرایندی با مدت نگهداری تا 20 ساعت بود [1].



شکل 1- شماتیک مقایسه مراحل لحیم‌کاری با الف - پرکننده رایج ب - پرکننده چند جزئی

فلزات پرکننده لحیم بدون بور و سیلیسیوم را می‌توان با استفاده از سیکل‌های لحیم‌کاری معمولی با مدت کوتاه‌تر به کار برد، اما اینها معمولاً در فلزات گران قیمت مانند طلا یا نقره ساخته می‌شوند. Miglietti و Du Toit مطالعاتی را در مورد پرکننده‌های مبتنی بر Ni برای لحیم‌کاری معمولی گزارش کردند که در آن عناصر MPD با Hf یا Zr جایگزین شدند. بسیاری از ریزساختارهای حاصل حاوی اجزای یوتکتیک با فازهای غنی از این MPD های جدید بودند [15] اگرچه این یوتکتیک‌ها به اندازه بوریدها یا سیلیسیدها برای شکل‌پذیری مضر نبودند و اتصالات تقریباً 65% استحکام پایه را نشان دادند.

لحیم‌کاری با شکاف گسترده یا نفوذ فاز مایع گذرا [TLI] نیز نامیده می‌شود از نظر تئوری می‌تواند بوریدها و سیلیسیدها را از ریزساختار حذف کند. این فرایندها بر نفوذ سریع عناصر MPD در ماده زیرلایه تکیه دارند، همانطور که از مراحل اول تا دوم در شکل (1-الف) نشان داده شده است، که باعث تغییر ترکیب موضعی می‌شود که انجماد همدم را در دمای نگهدارنده ایجاد می‌کند [2]. در مورد TLI، ذرات پودر بستر به عنوان سینک‌های انتشار اضافی عمل می‌کنند تا با کوتاه کردن فواصل نفوذ لازم، انجماد همدم را قادر می‌سازند تا با فصل مشترک گسترده‌تر رخ دهد [10, 1-13]. در حالت ایده‌آل، انتظار می‌رود که TLI و TLP به یک ریزساختار همگن بدون فاز دوم و لحیم‌کاری سخت با استحکام بالا با شکل‌پذیری قابل توجه منجر شوند [10 و 1].

با این حال، ریزساختارهای همگن به ندرت در تعمیرات لحیم‌کاری صنعتی به دست می‌آیند. انجماد کامل همدم نیاز به زمان‌های نگهداری طولانی برای نفوذ MPD دارد تا محتوای عناصر را به ترکیب سالیدوس کاهش دهد، اغلب به ترتیب ساعت‌ها برای فاصله باریک فصل مشترک تقریباً 25 میکرومتر [4 و 1]. انجماد همدم ناقص ممکن است اتفاق بیفتد اگر زمان نگهداری کافی نباشد و مذاب باقی‌مانده مخلوط یوتکتیک جامد می‌شود [5, 8, 9 و 1]. همانطور که در مراحل سوم و چهارم در شکل (1-الف) نشان داده شده است.

بعلاوه، اگر دمای لحیم‌کاری کمتر از دمای یوتکتیک دوتایی یک جفت عنصر در سیستم باشد، اشباع ناشی از نفوذ B یا Si فراتر از حد حلالیت [5-9] ممکن است رخ دهد و باعث رسوب بوریدها یا سیلیسیدها در داخل فصل مشترک شود. حالت جامد، همانطور که در مراحل سوم و چهارم در شکل (1-الف) نشان داده شده است، این فازهای دوم معمولاً بدون عملیات حرارتی با دمای بالا دوباره حل نمی‌شوند [4 و 7] نقش فازهای بورید یا سیلیسید ناشی از نفوذ در ریزساختار لحیم‌کاری شده مهم است که در نظر گرفته شود. گزارش‌های مقالات تأثیر بورید یا رسوبات سیلیسید ناشی از نفوذ را بر خواص مکانیکی

استحکام برشی تنها با افزایش عرض اتصال اندکی کاهش یافت [19].

1-1- استراتژی طراحی پرکننده

گروه تحقیقاتی نویسندگان اخیراً یک فلز پرکننده آلیاژی چند عنصری جدید (MPEA) با ترکیب تقریبی $Mn_{35}Fe_5Co_{20}Ni_{20}Cu_{20}$ [18,20] برای رسیدگی به این چالش توسعه داده است. نظریه اولیه مربوط به MPEAها چندین ویژگی را پیش‌بینی کرد که آن‌ها را کاندیدهای جذابی برای دسته جدیدی از آلیاژهای پرکننده می‌کند، از جمله فضای طراحی وسیع، پایداری تک فاز [21-23]، پیچیدگی شدید شبکه [24] در یک جامد تصادفی-ساختار محلول جامد و پتانسیل نفوذ کند [25 و 26]. اعوجاج شبکه ممکن است خود را به نرخ سخت شدن کرنش بالا و چقرمگی متناظر منجر شود. نفوذ کند ممکن است برهمکنش‌های نامطلوب با بسترهای سوپرآلیاژی را در طول سرویس در دماهای بالا به تأخیر بیندازد و با محدود کردن نفوذ میانی در سطح مشترک مشترک، فازهای ثانویه مضر را مهار کند. با این وجود، یک فضای طراحی انعطاف‌پذیر برای تنظیم محدوده انجماد و یک تک فاز پایدار با شکل‌پذیری قابل توجه، مهم‌ترین ویژگی‌های MPEA هستند که به آن‌ها پتانسیل جلوگیری از تشکیل فازهای دوم شکننده را می‌دهد که تعمیر سوپرآلیاژ با فلزات پرکننده معمولی منجر به تخریب می‌شود. این سناریو نشان می‌دهد انجماد همدمای بسیار محدودی در طول مرحله نگاه‌داشتن لحیم رخ می‌دهد و هیچ فاز دومی در طول انجماد بعدی مذاب باقی‌مانده در طول خنک‌سازی رسوب نمی‌کند.

در حالی که مطالعات جدیدتر کلی و تکرار پذیر بودن رفتار تک فاز تثبیت شده با آنتروپی را در بین MPEAها زیر سوال برده است [27]، یک تصدیق کلی وجود دارد که ساختارهای کریستالی مکعبی شکل محور (FCC) در بین MPEAهای فلزی انتقالی 3d شایع هستند [28]. با بهره‌برداری از این، ترکیب فلزپرکننده خاص از مجموعه‌ای از نه عنصر فلزات انتقالی از طریق یک رویکرد محاسباتی چند مرحله‌ای برای فیلتر کردن

با این حال، شاید هم به دلیل نقطه ذوب بالای چنین سیستم‌هایی (اگرچه دمای ذوب اغلب به سمت ترکیبات غیرهم‌آمی کاهش می‌یابد) و هم به دلیل تلاش اندک برای طراحی دمای ذوب مربوط به لحیم‌کاری (از طریق طراحی ترکیب پرکننده) تلاش نسبتاً کمی در مورد استفاده از HEAs به عنوان فلزات پرکننده لحیم‌کاری منتشر شده است. از مطالعاتی که وجود دارد، دمای لحیم‌کاری مورد نیاز اغلب به طور قابل توجهی بالاتر از آنچه معمولاً برای فلزات پرکننده لحیم‌کاری فعلی استفاده می‌شود، بیان گردیده است. بریجز و همکاران (2017) لحیم‌کاری لیزری سوپرآلیاژ IN718 با آلیاژ آنتروپی بالا Ni-Mn-Fe-Co-Cu را در دمای لحیم‌کاری 1165 درجه سانتیگراد و دستیابی به حداکثر استحکام برشی 220 مگاپاسکال نشان داد [16]. تیلمن و همکاران (2019) با استفاده از Nb-Co-Cr-Fe-Ni HEA، سرامیک YSZ متالیزه Hf را به فولاد Crofer 22 APU متصل کرد و تقریباً دوبرابر استحکام برشی را نسبت به زمانی که از یک فلز پرکننده AgCuTi3 معمولی استفاده می‌کرد، به دست آورد، البته در دمای لحیم‌کاری $1200^{\circ}C$ ، حدود 280 درجه سانتیگراد بالاتر از $AgCuTi_3$ [17] گائو و همکاران (2019) حداکثر استحکام برشی 530 مگاپاسکال را هنگام اتصال سوپرآلیاژ IN600 با MPEA Fe-Co-Ni-Mn-Cu، با زمان نگهداری لحیم‌کاری 90 دقیقه در دمای 1200 درجه سانتیگراد نشان داد [18].

هاردویک و همکاران (2021)، یک آلیاژ لحیم‌کاری چند عنصری جدید (به سبک آلیاژ آنتروپی بالا)، با استفاده از جنرال الکتریک به عنوان یک MPD جایگزین همراه با افزودن B کاهش یافته، بررسی شده است. فرایند طراحی، نمودارهای فاز باینری و پیش‌بینی‌های مبتنی بر نرم‌افزار Thermo-Calc و پارامترهای ترمودینامیکی تجربی را در نظر گرفت. این آلیاژ برای خلاء لحیم‌کاری نیکل-سوپرآلیاژ Inconel-718 استفاده شد و تحقیقات ریزساختاری و مکانیکی گزارش شده است. حداکثر استحکام برشی به دست آمده 297 مگاپاسکال با دمای لحیم‌کاری 1100 درجه سانتیگراد و زمان نگهداری 60 دقیقه، با انجماد همدمای تکمیل شد.

نظر گرفته شده، سیستم MnFeCoNiCu بزرگترین بخش از ترکیبات را نشان می‌دهد که در محدوده های مشخص شده برای همه معیارها قرار دارند.

فاز دوم: فرایند انتخاب با هدف بررسی فضای ترکیب در یک سیستم آلیاژی برای جستجوی ترکیباتی با محدوده ذوب مناسب انجام شد. این کار توسط نرم افزار Jmat pro انجام شد. محاسبات ترمودینامیکی تعادل، که در این پژوهش با استفاده از کد نویسی متلب صورت گرفته است، گام بعدی سنتز آلیاژ آنتروپی بالا بوسیله فرایند آلیاژسازی مکانیکی، مورد استفاده قرار گرفت. از سوی دیگر، محاسبات دمای لیکوییدوس 1000 درجه سانتیگراد و دمای سالدوس 900 درجه سانتیگراد را پیش‌بینی می‌کردند، که تأیید شد که نتایج آنالیز حرارتی آزمون تجربی را با تا حدی با محاسبات فازی مطابقت می‌دهند. این محدوده انجماد، ترکیب را برای لحیم‌کاری در دمای 1000-900 درجه سانتیگراد، که تقریباً 250 درجه سانتیگراد کمتر از دمای سالدوس آلیاژ 600 است، مناسب می‌کند [33]. لازم به ذکر است که پیش‌بینی فازهایی که پس از انجماد تشکیل می‌شوند نیز در فاز دوم برای تأیید خروجی‌های فاز اول استفاده شد.

فاز سوم: پرکننده‌های سنتز شده برای اتصال سوپرآلیاژ پایه نیکل استفاده و ویژگی‌های ریزساختاری فصل مشترک مورد ارزیابی و مطالعه قرار گرفت.

2- مواد و روش آزمون‌ها

در این پژوهش، مواد خام شامل پودرهای آهن، کبالت، کروم، نیکل، منگنز و مس بود که برای تولید فلز پرکننده با آنتروپی بالا در پژوهش استفاده شد. خلوص آن مواد خام بیش از 99,50 درصد وزنی بود. دانه‌بندی مش کمتر از 45 میکرون انتخاب شده بود. پودرهای مخلوط چند جزئی با نسبت اتمی متفاوت در این مطالعه استفاده شد که به عنوان پودر CuFeCoCrNiMn نامگذاری شد.

این پودرها با استفاده از سرعت آسیاب گلوله ای 400 دور در دقیقه و زمان آسیاب گلوله ای 60 ساعت به خوبی مخلوط

یک استخر بزرگ انتخاب شد. معیارهای طراحی حاکم بر انتخاب پایین نامزد، ایجاد یک ریزساختار FCC تک فاز و دمای مایع به اندازه کافی پایین برای لحیم‌کاری حداقل 100 درجه سانتیگراد زیر دمای جامد زیرلایه آلیاژ 600 بود [18].

علاوه بر این، اگر دمای لحیم‌کاری کمتر از دمای یوتکتیک دوتایی یک جفت عنصر در سیستم باشد، اشباع ناشی از نفوذ B یا Si گذر از حد حلالیت [9-29، 7 و 5] ممکن است رخ دهد و باعث رسوب حالت جامد بوریدها یا سیلیسیدها در داخل ساختار شود. همانطور که در مراحل سوم و چهارم در شکل (1) نشان داده شده است. این فازهای ثانویه معمولاً بدون عملیات حرارتی با دمای بالا دوباره حل نمی‌شوند [7 و 4]. نقش فازهای بورید یا سیلیسید ناشی از نفوذ در ریزساختار لحیم‌کاری شده مهم است که در نظر گرفته شود. گزارش‌های مقالات تأثیر بورید یا رسوبات سیلیسید ناشی از نفوذ را بر خواص مکانیکی جدا نمی‌کند. در عوض، آن‌ها معمولاً بوریدها و سیلیسیدهای جامد شده در اثر حرارت را به عنوان بازدارنده‌های اولیه شکل‌پذیری مورد بحث قرار می‌دهند. با این حال، قابل توجه است که شکل‌پذیری ضعیف اغلب حتی در مدت زمان طولانی فرایند نشان داده می‌شود. به عنوان مثال، یک بررسی جامع از خواص مکانیکی در لحیم‌کاری سخت سوپرآلیاژی پایه نیکل با اتصال درز پهن که توسط TLI انجام شد، نشان داد که بالاترین ازدیاد طول (الانگیشن) دمای اتاق به دست آمده 2,3 درصد در فرایندی با مدت نگهداری تا 20 ساعت بود [1].

فرایند این پژوهش به سه مرحله به شرح زیر تقسیم شد:

فاز اول انتخاب یک سیستم آلیاژی مناسب یا گروهی متشکل از پنج یا شش عنصر با احتمال بالایی برای نمایش ساختار کریستالی تک فاز FCC در یک فضای ترکیب گسترده را هدف قرار داد.

در مقالات MPEA، قوانین سنتی هیوم-روتیری [30-32] برای تعریف محدوده های مناسب برای عدم تطابق اندازه اتمی، میانگین غلظت الکترون ظرفیت، ΔS_{mix} (آنتروپی اختلاط) و ΔH_{mix} (آنتالپی اختلاط) که به پایداری فازهای FCC محلول جامد بی‌نظم کمک می‌کند. از میان سیستم‌های پنج عنصری در

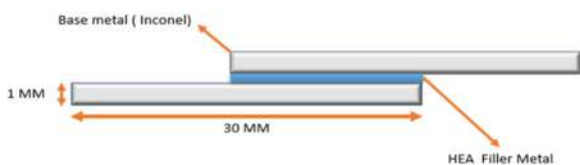
میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف پراکنده انرژی برای بررسی ریزساختار و توزیع عنصر استفاده شد.

مدل دستگاه استفاده شده در این پژوهش FEIESEM QUANTA 200_ EDAX SILICON DRIFT 2017 می باشد. قبل از آزمایش، نمونه ها با روش های استاندارد سنباده زنی و پولیش شدند.

جدول 1- درصد اتمی برای سه نوع پودر فلز پرکننده (%at).

عناصر	HEA - 1	HEA-2	HEA-3
Fe	5	6	5
Ni	32	29	29
Co	8	10	10
Cr	10	8	10
Mn	25	27	25
Cu	20	20	21

علاوه بر این، ساختار فاز در سه نوع آنتروپی بالا با پراش اشعه ایکس (XRD) با تابش Cu Ka شناسایی شد. با توجه به محاسبات هر سه ترکیب پرکننده بصورت تک فاز FCC پیشینی و محاسبه شده بودند، در حالی که در نتیجه XRD نمونه FCC+BCC مشاهده گردید، با توجه به ماهیت غیرتعادلی فرایند آلیاژسازی مکانیکی نمونه در دمای 700 درجه به مدت یک ساعت آنیل شد، و نتیجه XRD بعد آنیل تک فاز FCC مشاهده گردید.



شکل 2- شماتیک طراحی اتصال.

3- بحث

برای طراحی ترکیب پودر پرکننده HEA، هر دو الزامات تشکیل HEA و فلزپرکننده برای لحیم کاری آلیاژ 600 Inconel باید برآورده شوند.

3-1- ارزیابی طراحی پرکننده

برای تشکیل HEA، عناصر باید شعاع اتمی و خواص شیمیایی مشابهی داشته باشند. با توجه به بررسی مقالات، معمولا عناصر

شدند. نسبت مواد به گلوله 10:1 استفاده شد. در این پژوهش، سه نوع فلز پرکننده در مطالعه مورد استفاده قرار گرفت. نمونه برداری در زمان های قبل از آلیاژسازی، بعد از 15 ساعت و بعد از 60 ساعت صورت گرفته و بوسیله آزمون پراش اشعه ایکس با دستگاه مدل PHILIPS, PW1730 مشخصه یابی شد. اساس انتخاب این عناصر با هدف شباهت ساختار پرکننده با سوپرآلیاژ پایه نیکل بود که با محاسبات ترمودینامیکی و همچنین پیشینی ساختار و مشخصه یابی هر مرحله آلیاژسازی مکانیکی در نهایت به درصد بهینه اتمی و ساختار تک فاز FCC منجر گردید.

از سوی دیگر برای ارزیابی خواص حرارتی نانوپودرهای سنتز شده، بعد از مشخصه یابی و تایید انجام سنتز آلیاژ آنتروپی بالا بوسیله آزمون پراش اشعه ایکس، آزمون گرما روبشی تفاضلی (DSC) توسط دستگاه TA- Q600 انجام گردید. که یک روش تجزیه حرارتی است که در آن تغییرات ظرفیت حرارتی ماده به عنوان تابعی از دما، به طور پیوسته اندازه گیری می شود این آزمون با هدف مطالعه و بررسی دمای ذوب در بازه دمایی 25 الی 1000 درجه و با گام 20 درجه صورت پذیرفت. محتوای عناصر برای سه نوع پودر فلز پرکننده آنتروپی بالا در جدول (1) ارائه شده است.

سوپر آلیاژ پایه نیکل اینکونل 600 (ضخامت 1/5 میلی متر) به عنوان مواد اولیه استفاده شد که به قطعات 15 × 30 میلی متر بریده شد. برای انجام اتصال از لحیم کاری سخت مقاومتی با پارامترهای 600 آمپر و 800 ولتاژ و زمان 15 ثانیه در طول فرایند جوشکاری استفاده شد.

استاندارد این اتصال براساس JIS Z 3192 انتخاب شده بود. در این مطالعه درز اتصال (فاصله دو فلز پایه، ضخامت پرکننده) بین دو فلز پایه (BMs) برای اتصال در این مطالعه حدود 0/2 میلی متر است. یک اتصال لب به لب تک پاس بین اینکونل 600 اعمال شد. پارامترهای تکنیکی یکسان در طول فرایند اتصال برای هر سه مورد استفاده شد.

انواع فلزات پرکننده پس از اتصال، سطح مقطع اتصالات عمودی برای مشخصه یابی ریزساختار انتخاب شد.

بنابراین خط لیکویدوس فلزپرکننده باید حداقل 100 درجه سانتیگراد کمتر از خط سالییدوس سوپرآلیاژ پایه نیکل باشد در غیر این صورت اشکال پیچیده اجزای ساخته شده از سوپرآلیاژ به دلیل نرم شدن دمای بالا آسیب می بیند. سوم، فلزپرکننده باید سختی و استحکام مشابهی با سوپرآلیاژ داشته باشد.

پس از تعیین سیستم Fe-Co-Ni-Mn-Cu در اینجا، نمودار فاز $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ توسط نرم افزار Jmat Pro با استفاده از پایگاه داده فولاد زنگ نزن محاسبه می شود. همانطور که در شکل (3) نشان داده شده است، $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ قرار است دارای یک ساختار فاز FCC و محدوده ذوب زیر 1100 درجه سانتیگراد باشد که نیاز محدوده ذوب فلز پرکننده برای لحیم کاری سوپرآلیاژهای Ni-base را برآورده می کند. با توجه به اصل پیشنهاد شده توسط Zhang و همکاران [34]. در اینجا، δ ، Ω و VEC به صورت جدول (2) محاسبه شد که نیاز به تشکیل FCC HEA را برآورده می کند. این پارامترها طبق روابط (1 الی 5) محاسبه شده و در جدول (2) فهرست شده است. علاوه بر این، به جز ترکیب، خواص و محدوده ذوب فلز پایه، برخی عوامل دیگر از جمله طراحی اتصال و هزینه نیز باید در نظر گرفته شوند. در مقایسه با آلیاژ لحیم کاری تجاری، به عنوان مثال Cusil ABA، آلیاژ $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ طراحی شده در این مطالعه عناصر پرهزینه مانند Au، Ag حذف می کند، بنابراین هزینه نهایی را کاهش می دهد. یک پرکننده لحیم کاری سخت با ساختار یوتکتیک (BNi-6، BNi-7، BNi-9) برای لحیم کاری با درز اتصال باریک توصیه می شود در حالی که لحیم کاری با محدوده ذوب گسترده یا برد انجماد بالا (BNi-1، BNi-2، BNi-3، BNi-4، BNi-5) عموماً برای لحیم کاری درز پهن توصیه می شود [35].

از این رو با توجه به معایب حضور ترکیبات یوتکتیک در ساختار پرکننده های رایج لحیم کاری درز باریک، این پژوهش بر روی طراحی پرکننده با برد انجماد کم تمرکز کرده، که با انجام لحیم کاری سخت، بدون حضور ترکیبات یوتکتیک، اتصالی عالی از ترکیبات بین فلزی و ترد را فراهم کند.

منسجم در همان دوره (دوره سوم، چهارم) بر روی عناصر دوره ای انتخاب می شوند. چندین اصل نیز برای پیش بینی تشکیل فاز HEA توسط Zhang و همکاران [34] پیشنهاد شده است. در این تحقیق سه پارامتر اصلی در نظر گرفته شده است. ابتدا، δ ارزیابی شعاع اتمی عناصر باید کمتر از 6% باشد. تعریف δ در معادله 2 آمده است که در آن x_i کسر اتمی عنصر i و r_i شعاع اتمی عنصر i است. Ω ارزیابی تغییر آنتروپی قبل و بعد از اختلاط باید بزرگتر از 1,1 باشد. تعریف Ω در معادله 5 ذکر شده است که در آن ΔH_{mix} آنتالپی اختلاط مول عنصر i و عنصر j است. سوم، VEC در معادله (3) تعریف شده است که در آن اگر میانگین غلظت الکترون والانس بزرگتر از 8 باشد، یک FCC HEA تشکیل می شود در صورتی که میانگین الکترون والانس کمتر از 8 باشد، یک BCC HEA تشکیل می شود. سوپرآلیاژهای Inconel 600 دارای ساختار تک فاز FCC هستند، در این مطالعه FCC HEA مورد نیاز است. یعنی غلظت الکترون والانس باید بزرگتر از 8 باشد

$$\Delta H^m = \sum_{j \neq i}^n \sum_{i=1}^n 4\Delta H_{ij}^m x_i x_j \quad (1)$$

$$\delta r = \sqrt{\sum_{i=1}^n x_i \left(1 - \frac{r_i}{r}\right)^2} \quad (2)$$

$$\Delta VEC = \sqrt{\sum_{i=1}^n x_i (VEC - VEC_i)^2} \quad (3)$$

$$\Delta S^m = -R \sum_{i=1}^n x_i \ln x_i \quad (4)$$

$$\Omega = \frac{T_m \Delta S^m}{|\Delta H^m|} \quad (5)$$

هنگام طراحی یک فلزپرکننده برای لحیم کاری سوپرآلیاژهای پایه نیکل الزاماتی وجود دارد: ابتدا باید چندین عنصر با خواص شیمیایی در دمای بالا مشابه فلزپرکننده باشد، به منظور ایجاد یک اتصال عالی بین فلزپرکننده و سوپرآلیاژهای پایه نیکل. دوم، در طول لحیم کاری سوپرآلیاژهای پایه نیکل فلزپرکننده ذوب می شود در حالی که سوپرآلیاژ Ni-base در حالت جامد، حداقل 100 درجه سانتیگراد زیر خط سالییدوس خود باقی می ماند.

بماند. تمام تجزیه و تحلیل بالا نشان می‌دهد که HEA با ترکیب $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ یک کاندید بالقوه خوب به عنوان یک فلزپرکننده برای لحیم‌کاری سوپر آلیاژ Inconel 600 است. با استفاده از روابط 1 الی 5 محاسبات ترمودینامیکی ترکیبات انجام شده و سه ترکیب معرفی شده در جدول (2) به عنوان ترکیبات بهینه با کاربرد بالقوه بعنوان فلزپرکننده، برای آزمون‌های بعدی و ساخت به روش آلیاژسازی مکانیکی انتخاب شدند.

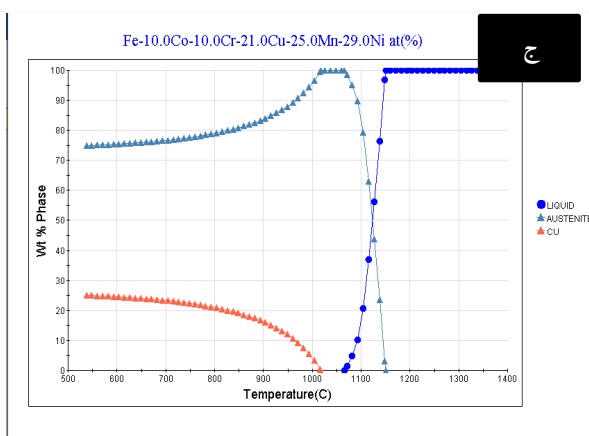
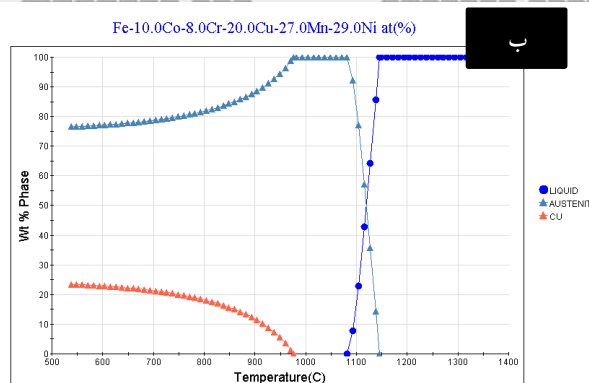
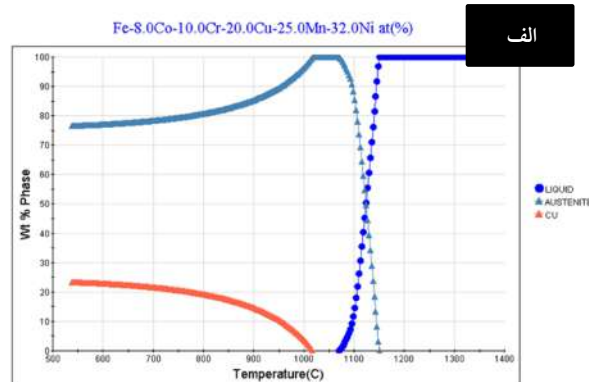
جدول 2- محاسبه ترمودینامیک ترکیبات.

System	HEA_1	HEA-2	HEA-3
VEC (-)	8.87	8.85	8.86
δr (%)	3.35	3.41	3.33
ΔH^m (kJ·mol ⁻¹)	-0.26	-0.17	0.12
ΔS^m (J·mol ⁻¹ ·K ⁻¹)	13.43	13.6	13.67
ΔG^m (kJ·mol ⁻¹)	-13.69	-13.77	-13.54
γ (-)	1.0952	1.0952	1.0952
Ω (-)	85.45	100	100

گام بعدی در این پژوهش ساخت آلیاژ آنتروپی بالا بود که به روش متالورژی پودر انجام شد، شکل (4) آنالیز XRD نمونه برداری در مراحل آلیاژسازی مکانیکی را نمایش می‌دهد.

هدف اصلی آسیابکاری کاهش اندازه ذرات، اختلاط و شکل دهی مجدد ذرات است. در MA، ذرات فاز استحکام بخش را در طول دوره جوش سرد-خردایش-جوش سرد مکرر در زمینه جانشین می‌شوند. در طول آسیاب، پودر فلزی که بین گلوله‌ها یا در سطح دیواره کاپ محبوس شده و منجر به تغییر شکل، شکست یا جوش می‌شود که بستگی به ویژگی‌های مکانیکی پودر فلزی دارد. تعادل حالت پایدار بین سرعت جوش سرد و شکست پس از آسیاب برای مدت معینی حاصل می‌شود.

در مرحله بعد، ذرات تغییر شکل می‌دهند که منجر به تغییر مورفولوژی آن‌ها به حالت ورقه‌ای می‌شود. فرایند اتصال که تشکیل ذرات هم محور را ایجاد می‌کند، بعد از این مرحله غالب است. خطوط اتصال جهت‌دار در این مرحله مشاهده می‌شوند، پس از آن فرایندهای جوش سرد و شکست به تعادل می‌رسند و مرحله پایانی با فاز حالت پایدار مشخص می‌شود که در آن



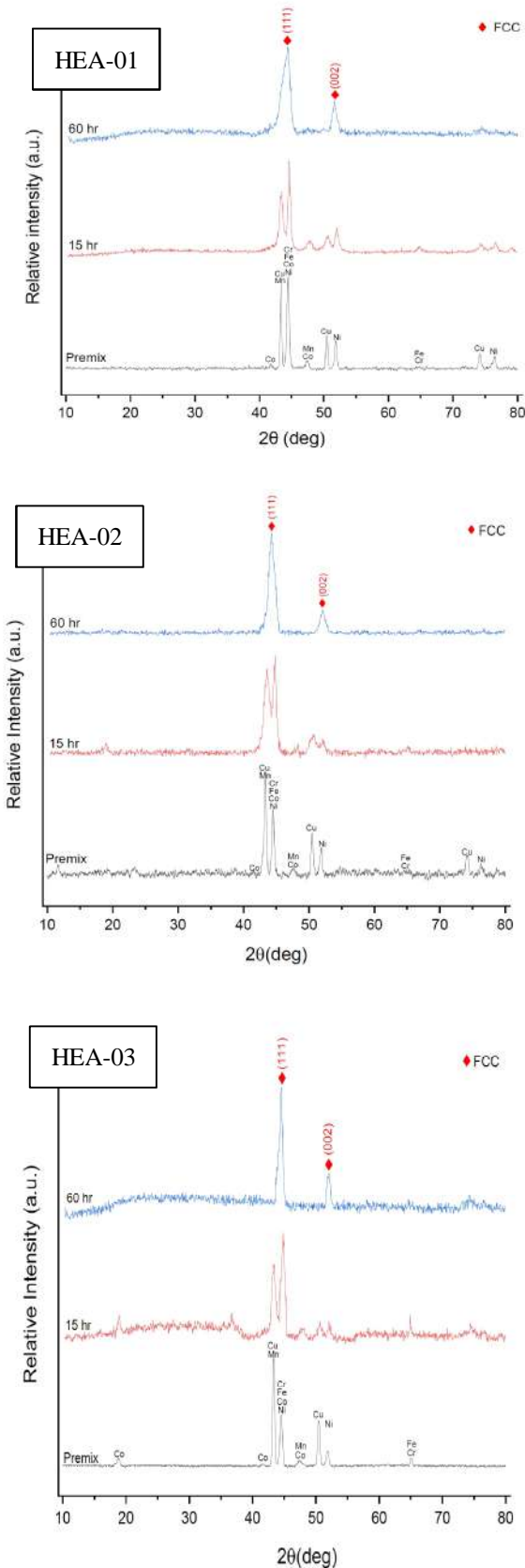
شکل 3- نمودار jmat pro ترکیبات پرکننده

(الف- HEA-01، ب- HEA-02، ج- HEA-03).

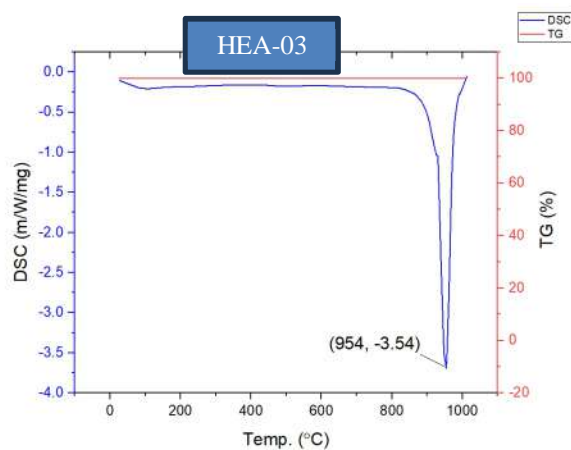
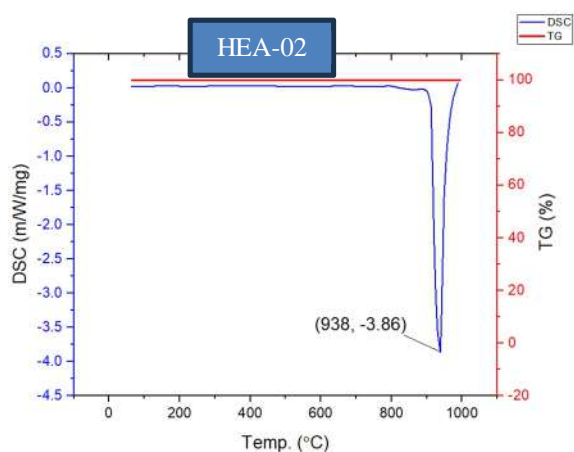
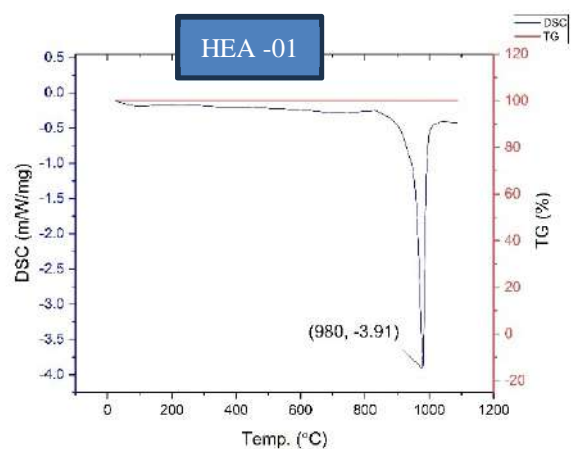
با توجه به محیط سرویس، قبلاً گزارش شده است که HEA ها با ترکیبی مشابه $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ دارای مقاومت در برابر خوردگی و اکسیداسیون عالی هستند. می‌توان پیش بینی کرد که $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ نیز قرار است دارای مقاومت عالی در برابر اکسیداسیون و خوردگی باشد. همچنین $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ با داشتن دمای سالدوس بالاتر از دمای سرویس آلیاژ Inconel 600 قادر است در سرویس پایدار

ریزساختار نهایی تشکیل می‌گردد، اما توزیع ذرات و اندازه تقریباً ثابت می‌ماند. ویژگی‌های کلیدی MA شامل توسعه مخلوط ریز از ذرات فاز ثانویه، گسترش محدودیت‌های حلالیت جامد، کم شدن اندازه دانه تا محدوده نانومتری، سنتز ساختارهای کریستالی و شبه بلوری جدید، تشکیل فازهای آمورف، واکنش در دماهای پایین و ... است

الگوهای پراش پرتو ایکس آلیاژ طی زمان‌های 15 و 60 ساعت در شکل (4) بیان شده است. مشاهده می‌شود که پس از 15 ساعت آلیاژسازی مکانیکی شدت پیک‌ها کاهش یافته و بعضی از پیک‌های عناصر خالص مانند نیکل و کبالت به سختی قابل رویت هستند که عدم حضور پیک‌ها می‌تواند نشان دهنده آغاز تشکیل محلول جامد باشد. علت حذف پیک‌های این دو عنصر، آن است که به علت نقطه ذوب کمتر، ضریب نفوذ بیشتری داشته و با سرعت بیشتری در دیگر عناصر حل می‌شوند. بعد از 60 ساعت آسیاب کاری تنها پیک اصلی و دو پیک ضعیف دیگر قابل مشاهده است که می‌توان نشان دهنده تشکیل ساختارهای محلول جامد در این زمان باشد. از آنجایی که شعاع اتمی هر شش عنصر بسیار بهم نزدیک است انتظار می‌رود ساختار فشرده با توزیع تصادفی عناصر در تشکیل شود. شماتیک فرایند اتصال لحیم‌کاری مقاومتی در شکل (5) خلاصه شده است (در این پژوهش طراحی دستگاه لحیم‌کاری مقاومتی به عهده نویسندگان مقاله بوده است) برای انجام فرایند لحیم‌کاری مقاومتی از رکتیفایر 20000 با جریان 800 آمپر استفاده گردید، لازم به توجه است که این جریان با آزمون و خطای بسیار بدست آمد. اندازه‌گیری DSC در HEA همراه داشت، نمودار DSC در شکل (6) نمایش داده شده است و تا حد 100 درجه حدوداً با نمودارهای JMATPRO تفاوت وجود داشت که می‌توان با توجه به عدم دسترسی به پایگاه داده‌های آنتروپی بالا در کشور اشاره کرد و خطای بوجود آمده را با دیتا بیس فولاد زنگ نزن توجیه کرد. از سویی نشان می‌دهد نمودار فاز محاسبه‌شده سیستم را با دقت نسبتاً معقولی مدل‌سازی می‌کند. جدول (3) کد COD ترکیبات را بیان می‌کند.



شکل 4- آنالیز XRD سه ترکیب پودر پرکننده.



شکل 6-آنالیز حرارتی پرکننده‌های این پژوهش.

3-2- ارزیابی میکروساختار اتصال

بر اساس مطالعات قبلی [36-38]، ترکیبی عالی از استحکام بالا و چقرمگی شکست خوب را می‌توان در HEA به دست آورد، که بویژه برای کاربرد به عنوان فلزپرکننده در اتصالات مناسب است. لازم به ذکر است که ترکیبات شیمیایی و ساختارهای

جدول 3-کد COD ترکیبات مورد استفاده در این پژوهش.

Compound name	Reference code	COD code
Cr	96-900-8532	900853
Mn	96-901-1069	9011068
Fe	96-901-3473	9013472
Co	96-901-2950	9012949
Ni	96-210-2279	2102278
Cu	96-901-3015	9013014



پژوهش لازم است که اهمیت استفاده از فلزات پرکننده نانو و مزیت این دسته از پرکننده‌ها تشریح گردد. فلزپرکننده نانو برای لحیم‌کاری سوپرآلیاژها چندین مزیت دارد، از جمله:

عملکرد دمای بالا: فلزات پرکننده لحیم‌کاری پایه نیکل، معمولاً برای اتصال اجزای نیکل - سوپرآلیاژ در کاربردهایی که به عملکرد مکانیکی بالا، دماهای بالا و محیط‌های خورنده نیاز دارند استفاده می‌شود. یک فلزپرکننده نانو می‌تواند عملکرد مشابه یا بهبود یافته‌ای را در این شرایط ارائه دهد.

اتصال با استحکام بالا: لحیم‌کاری یک پیوند فلزی قوی بین مواد پایه ایجاد می‌کند. یک فلز پرکننده نانو، زمانی که به درستی طراحی و استفاده شود، می‌تواند یک اتصال پایدار بین اجزای سوپرآلیاژی ایجاد کند.

شکل‌پذیری و سازگاری با فلز پایه: برای اطمینان از شکل‌پذیری کافی در اتصال و تطابق نزدیک‌تر با ماتریس مکعبی (FCC) فلز پایه، یک فلزپرکننده نانو در حالت ایده‌آل باید دارای ریزساختار FCC باشد. این سازگاری با فلز پایه به حفظ استحکام و یکپارچگی کلی فصل مشترک کمک می‌کند.

افزایش استحکام و همگنی فصل مشترک: پرکننده‌های نانومقیاس می‌توانند ابعاد فاز را کاهش داده و توزیع همگن ریزساختار در اتصال را افزایش دهند. این عامل می‌تواند منجر به استحکام فصل مشترک بالاتر در مقایسه با فلزات پرکننده معمولی شود.

جایگزین کاهش دهنده‌های نقطه ذوب (MPD): طراحی یک فلزپرکننده نانو می‌تواند به دستیابی به دمای لیکوئیدوس کمتر و در عین حال حفظ خواص مطلوب مکانیکی کمک کند. این امکان را برای فرایندهای لحیم‌کاری کارآمدتر و موثرتر فراهم می‌کند.

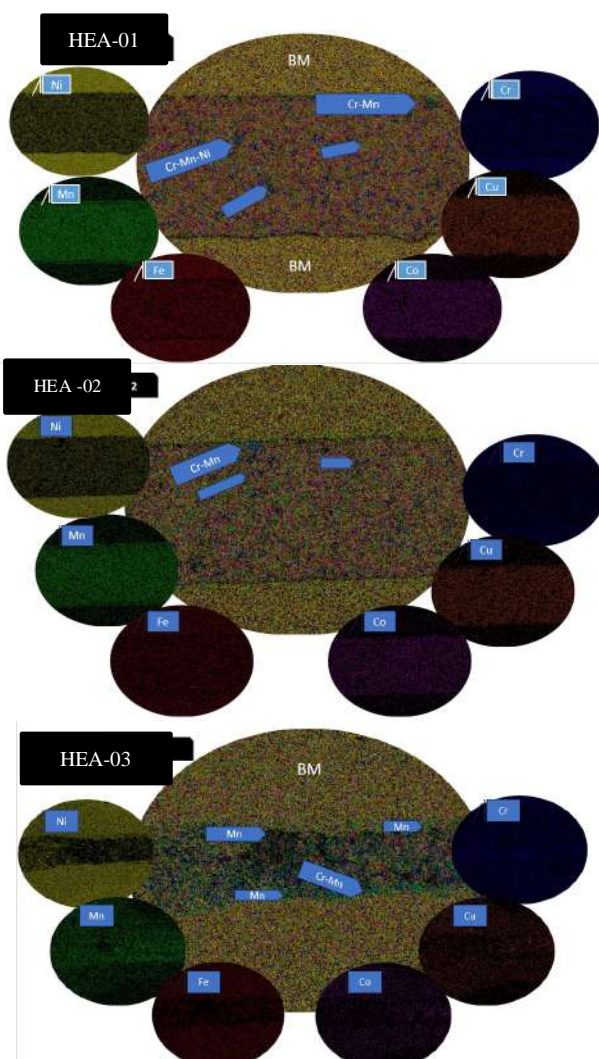
پتانسیل کاربردهای گسترده‌تر: استراتژی طراحی برای فلزات پرکننده نانو را می‌توان به سایر کاربردهای لحیم‌کاری خارج از سوپرآلیاژهای پایه نیکل، مانند راکتورهای هسته‌ای و لحیم‌کاری سرامیک گسترش داد. این تطبیق‌پذیری، نانو فلزات پرکننده را به گزینه‌ای امیدوارکننده برای فرایندهای مختلف اتصال در دمای بالا تبدیل می‌کند.

فازی نقش تعیین‌کننده‌ای در خواص HEAها دارند [40,39,28]. نحوه کنترل ترکیبات شیمیایی در WZ یک گام کلیدی در دستیابی به اتصالات آنتروپی بالا خواهد بود. در مطالعات قبلی [41 و 42]، برخی از HEAها به عنوان فلزپرکننده در طول لحیم‌کاری استفاده شدند. به دلیل BM ذوب نشده در لحیم‌کاری سخت، نفوذ محدود عنصر در فرایند اتصال تأثیر کمی بر روی مجموعه اجزای آنتروپی بالا در WZ دارد. با این حال، همانطور که بیان شد نقطه ذوب فلز پرکننده باید کمتر از نقطه ذوب BM باشد، که به طور قابل توجهی انتخاب عنصر HEA را برای لحیم‌کاری محدود می‌کند. فلزات پرکننده با آنتروپی بالا که برای جوشکاری ذوبی استفاده می‌شوند، می‌توانند نقطه ذوب را نادیده بگیرند و طیف وسیعی از انتخاب عنصر را داشته باشند. مشخصات متالورژیکی برای ارزیابی ریزساختار فصل مشترک انجام شد. شکل (6) اثرات نوع پرکننده لحیم‌کاری را بر ویژگی‌های ریزساختاری اتصالات نشان می‌دهد. اول از همه، ریزساختاری بدون نقص (به عنوان مثال: ریز ترک‌ها و حفره‌ها) در اتصالات لحیم‌کاری شده مشاهده شد. فلز پایه ساختار خود را بدون تشکیل هیچ فاز ثانویه حفظ کرد. از سوی دیگر رشد دانه فلز پایه در اکثر عملیات‌های لحیم‌کاری مشاهده می‌گردد که در این پژوهش همانطور که مشخص است، اندازه دانه فلز پایه نیز با انجام فرایند لحیم‌کاری درشت نشد. ترکیب عنصری قسمت‌های مختلف در فصل مشترک تعیین‌شده با اندازه‌گیری EDS در جدول (3) ارائه شده است. فصل مشترک اتصال، جدایش فازی مس - منگنز - کروم را در امتداد مرزهای دانه در نزدیکی مرز فلز پایه و پودر پرکننده نشان می‌دهند. ترکیب سه تایی جدایش یافته مس - منگنز - نیکل (تقریباً 30 درصد از هر عنصر) است. براساس پیش‌بینی ترمودینامیک، مس بدلیل دارا بودن آنتالپی اختلاط مثبت تمایل به جدایش دارد. همچنین با توجه به دمای ذوب بالای عنصر کروم ریز ساختار به نواحی غنی و خالی از کروم تفکیک می‌شود. در شکل (7)، ترکیب با مورفولوژی ریزساختار در فصل مشترک لحیم‌کاری سخت را نمایش می‌دهد. جدول (4) بیانگر درصد اتمی 3 نقطه در تصاویر شکل (7) است. در این قسمت

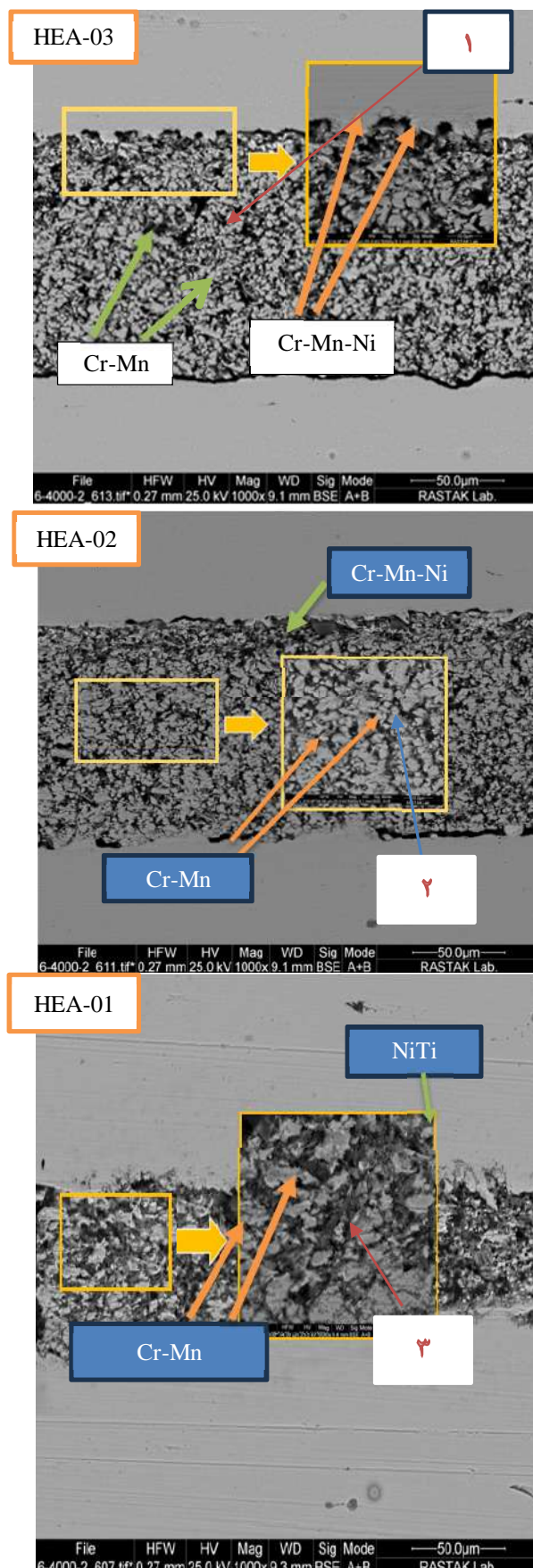
جدول 4- ترکیب عنصری (درصد اتمی) نقاط شکل 6.

عنصر	1 (کاملاً تیره)	2 (طوسی تیره)	3 (طوسی روشن)
Fe	0,8	3,2	4,1
Co	2,5	5,01	8,7
Ni	17,2	29,2	42,8
Cu	8,4	11	20,4
Mn	24,3	42,3	21
Cr	46,8	9,29	3

در تصویر برداری نقشه عنصری همانطور که در شکل (8) نشان داده شده است. توزیع عناصر بصورت یکنواخت صورت گرفته است و در بعضی قسمت‌ها همانطور که بیان گردید تجمع کروم-منگنز و کروم-مس مشاهده می‌شود.



شکل 8- نقشه برداری عنصری از سطح مقطع اتصال.



شکل 7- تصاویر ریز ساختار اتصال در بزرگنمایی 1000 و 5000.

3-3-ارزیابی خواص مکانیکی

مضر نیستند در حالی که ترکیب بین فلزی کروم منگنز به دلیل شکل پذیری کم برای خواص مکانیکی اتصالات لحیم کاری مضر است.

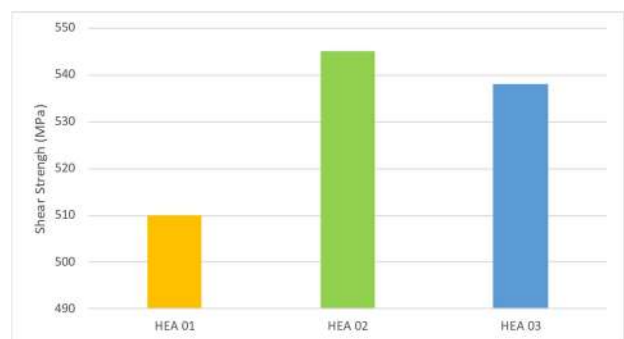
یکی دیگر از مزایای استفاده از نانو پرکننده، تغییر مکانیزم رشد ترک است که این عامل خود نقش موثری در دستیابی به استحکام بالای اتصال دارد. به عبارت دیگر، در برخی موارد، وجود نانوپرکننده‌ها در محل اتصال می‌تواند به انحراف، پل زدن ترک کمک کند که می‌تواند به بهبود چقرمگی کلی و مقاومت در برابر شکست کمک کند.

3-4-ارزیابی سطوح شکست

شکل (10) تصویر سطح شکست پرکننده در دو بزرگنمایی مختلف را نشان می‌دهد. ارزیابی فراکتوگرافیک تایید کرد که فازهای بورید ترک‌ها را متمرکز می‌کنند و منجر به شکست ترد در اتصالات BSSF می‌شوند، در حالی که فصل مشترک اتصال بوسیله پرکننده آنتروپی بالا ادغام میکرو حفرات انعطاف پذیر گسترده‌ای را نشان می‌دهند. تخلخل در مقیاس میکرو و نانو و اجزاء اکسید ممکن است عوامل غالب محدود کننده داکتیلیتی کلی مشاهده شده در لحیم کاری سخت آلیاژ آنتروپی بالا باشند. شروع ترک ممکن است در نواحی که ترکیبات ترد حضور دارند اتفاق بیفتد چرا که این نواحی بعنوان مراکز تمرکز تنش شناخته می‌شوند. حفره‌های برشی مشاهده شده در تصاویر نشان‌دهنده تغییر شکل پلاستیک نیمه نرم هستند. از سوی دیگر تصاویر میکروسکپ الکترونی روبشی نشان‌دهنده ذوب کامل پرکننده می‌باشند که این ناشی از ترشوندگی کافی و سیالیت مناسب پرکننده است که می‌تواند از ساختار نانو پرکننده نشات گرفته باشد. همچنین نشانگر این این که تخلخل بصورت یکنواخت در سطح پرکننده توزیع شده است.

برای اینکه استراتژی طراحی این پژوهش قابل اجرا باشد، در ابتدا باید این نکته را در نظر گرفت که مانند هر فلزپرکننده لحیم کاری، عناصر مورد استفاده باید با فلز پایه در حال اتصال سازگار باشند. به همین دلیل، در نظر گرفته شد که Ni باید جزء اصلی آلیاژ باشد، به طوری که در غلظت‌هایی حداقل برابر یا تا

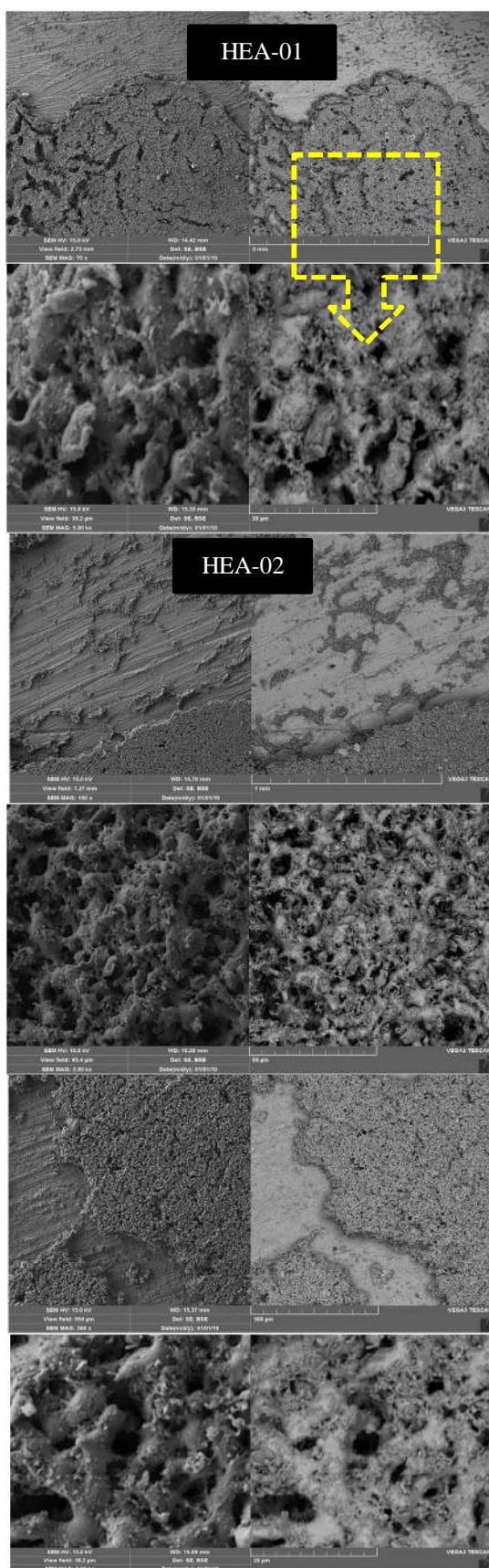
شکل (9) استحکام برشی اتصالات لحیم کاری شده بوسیله لحیم کاری مقاومتی و برای سه سوپر آلیاژ و با ترکیب سه پرکننده مختلف نشان می‌دهد. می‌توان رابطه بین استحکام اتصال و نوع پرکننده را توجیح کرد اما در این پژوهش با توجه به بازه زمانی بسیار کم اتصال، پارامتر شبکه پرکننده و فلز پایه اولین عامل و نحوه فعل و انفعالات پرکننده و استحاله‌های انجام شده در ترکیب پرکننده دومین عامل موثر بر استحکام برشی ترکیب است. حداکثر استحکام برشی، بوسیله ترکیب HEA-02 به دست می‌آید. پس از آن، هنگامی که ترکیب به HEA-01 تغییر می‌کند، استحکام برشی به 538 مگاپاسکال کاهش می‌یابد. و ترکیب HEA-03 کمترین استحکام برشی 510 MPa را دارد. با این حال، برای توضیح دلیل کاهش استحکام برشی از 545 مگاپاسکال به 510 مگاپاسکال، احتمالاً به دلیل ظهور فازهای غنی از Cr-Mn در فصل مشترک لحیم کاری شده است که در سایر اتصالات لحیم کاری شده مشاهده نمی‌شود.



شکل 9- استحکام برشی اتصال لحیم کاری HEA/Inconel 600 بوسیله سه

ترکیب پرکننده آنتروپی بالا.

فاز غنی از Cr-Mn یک ترکیب بین فلزی شکننده است که برای خواص مکانیکی اتصالات لحیم کاری مضر است. این را می‌توان در نمودارهای فاز Cr-Mn و Cu-Mn تأیید کرد. از نمودارهای فاز، کروم و منگنز تمایل به تشکیل یک ترکیب بین فلزی دارند در حالی که مس و منگنز تمایل به تشکیل محلول جامد FCC دارند. بنابراین فازهای غنی از مس و منگنز به دلیل شباهت با FCC HEA برای خواص مکانیکی اتصالات لحیم کاری شده



شکل 10- تصاویر شکست‌نگاری لحیم‌کاری سخت اینکونل 600 بوسیله پرکننده آنتروپی بالا.

حدی بیشتر از سایر عناصر آلیاژ وجود داشته باشد. عناصر دیگر را می‌توان از عناصر متداول در FCC HEA فلزات واسطه، یعنی Al, Co, Cr, Cu, Fe و منگنز انتخاب کرد.

براین اساس فلزپرکننده آنتروپی بالا برپایه یک سیستم Ni-Cr-Fe انتخاب شد، که مبنایی ارزان قیمت با سازگاری خوب پیش بینی شده با اکثر فلزات پایه سوپرآلیاژ پایه نیکل و همچنین امکان تشکیل محلول جامد FCC را فراهم کند.

4- نتیجه گیری

در مطالعه حاضر، سه فلزپرکننده جدید مشتق از $Co_xCr_xCu_xFe_xMn_xNi_x$ با استفاده از محاسبات ترمودینامیکی طراحی و بوسیله متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی سنتز شدند. در پارامترهای ترمودینامیکی به کار رفته از طراحی آلیاژهای آنتروپی بالا استفاده شد.

آلیاژهای طراحی شده به شکل پودر برای لحیم‌کاری سوپرآلیاژ پایه نیکل IN600 در دمای 900-1000 درجه سانتیگراد بوسیله لحیم‌کاری مقاومتی به مدت 15 ثانیه استفاده شد. سطح مقطع اتصال مورد ارزیابی میکروسکپ الکترون عبوری قرار گرفت و یافته‌های اصلی را می‌توان به شرح زیر خلاصه کرد:

- براساس ضوابط آلیاژهای آنتروپی بالا و همچنین مطالعه رفتار حرارتی، سه ترکیب زیر قابلیت استفاده به عنوان پرکننده لحیم‌کاری سخت را دارند:

- $Co_8Cr_{10}Cu_{20}Fe_5Mn_{25}Ni_{32}$
- $Co_{10}Cr_8Cu_{20}Fe_6Mn_{27}Ni_{29}$
- $Co_{10}Cr_{10}Cu_{21}Fe_5Mn_{25}Ni_{29}$

- متغیرهای بهینه آلیاژسازی مکانیکی عبارتند از زمان 60 ساعت و 400 RPM و اتانول به عنوان PCA
 - استحکام برشی اتصال به ترتیب 545MPa، 538 MPa، 510 MPa که بالاترین استحکام برشی مربوط به ترکیب HEA-02 می‌باشد.

- ریزساختار، پس از لحیم‌کاری عاری از هرگونه فازهای مخرب و یوتکتیک و بین فلزی بود و لذا نیاز به عملیات حرارتی بعدی را برطرف می‌کند و از این حیث بسیار از نظر اقتصادی مقرون به صرفه خواهد بود.

and mechanical properties of similar TLP bonding of Inconel 600 superalloy sheet, *Journal of Welding Science and Technology of Iran*, 2017.

15-M. Du Toit, High Strength , Ductile Braze Repairs for Stationary Gas Turbine Components — Part II, *J. Eng. Gas Turbines Power*, vol. 132,2010, 1–10.

16-D. Bridges et al., Laser brazing of a nickel-based superalloy using a Ni-Mn-Fe-Co-Cu high entropy alloy filler metal, *Mater. Lett.*, vol. 215,2018, 11–14.

17-W. Tillmann, T. Ullitzka, L. Wojarski, H. Ullitzka, and M. Manka, Brazing of high temperature materials using melting range optimized filler metals based on the high-entropy alloy CoCrCuFeNi, 2019,114-125.

18-Z. 2019 Gao, M., Schneiderman, B., Gilbert, S. M., and Yu, Microstructural evolution and mechanical properties of nickel-base superalloy brazed joints using a MPCA filler., *Metall. Mater. Trans. A* 50,2019, 5117–5127.

19-L. Hardwick, P. A. T. Rodgers, E. D. Pickering, and R. Goodall, Development of a Novel Ni-Based Multi-principal Element Alloy Filler Metal , Using an Alternative Melting Point Depressant, 2021,245-261.

20-Z. Schneiderman, B., Chuang, A. C., Kenesei, P., and Yu, In-situ synchrotron diffraction and modeling of non-equilibrium solidification of a MnFeCoNiCu alloy., *Sci. Reports* 11, 2021.25-36.

21-V. A. Cantor B, Chang ITH, Knight P, Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys, *Mater. Sci. Eng.*,2004, 375–377.

22- et al. Yeh, J.-W., Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes., 2004,121-136.

23-J. W. Yeh, Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys, *Jom*, vol. 65, no. 12, 2013 , 1759–1771.

24-J. Yeh, S. Chang, Y. Hong, S. Chen, and S. Lin, Anomalous decrease in X-ray diffraction intensities of Cu – Ni – Al – Co – Cr – Fe – Si alloy systems with multi-principal elements, vol. 103, 2007, 41–46.

25-K. Tsai, M. Tsai, and J. Yeh, Sluggish diffusion in Co – Cr – Fe – Mn – Ni high-entropy alloys, *Acta Mater.*, vol. 61, no. 13,2013,. 4887–4897.

26-K. Jin, C. Zhang, F. Zhang, and H. Bei, Influence of compositional complexity on interdiffusion in Ni-containing concentrated solid- solution alloys, vol. 3831, 2018.357-369.

27-F. Otto, Y. Yang, H. Bei, and E. P. George, Relative effects of enthalpy and entropy on the phase stability of equiatomic high-entropy alloys, *Acta Mater.*, vol. 61, no. 7, 2013,. 2628–2638.

28-O. N. S. D.B. Miracle, A critical review of high entropy alloys and related concepts, *Acta Mater.*, 2017.

29-W. F. Gale and E. R. Wallach, Microstructural Development in Transient Liquid-Phase Bonding, vol. 22, no. October, 1991,2451–2457.

30-W. Hume-Rothery, Atomic Theory for Students of Metallurgy, London, UK Inst. Met., 1969.

31-W. Hume-rothery and H. M. Powell, On the Theory of Super-Lattice Structures in Alloys. 23–47.

- لحیم کاری مقاومتی با توجه به عدم نیاز به کوره خلا و زمان طولانی در لحیم کاری ورق های زیر 3 میلی متر با جریان 800 آمپر پیشنهاد می گردد.

منابع

- 1- W. Miglietti, Wide Gap Braze Repair of Gas Turbine Blades and Vanes — A Review, 2013, 210-218.
- 2- H. Tazikheh, S. E. Mirsalehi, A. Shamsipoor, The effect of bonding temperature on the microstructure and mechanical properties of 939 super alloy by transient liquid phase bonding method, *Journal of Welding Science and Technology of Iran*, 2021
- 3- S. K. Tung and M. O. Lai, Microstructural evolution and control in bni-4 brazed joints of nickel 270, vol. 33, no. 8, 1995. 1253–1259.
- 4- M. Pouranvari, A. Ekrami, and A. H. Kokabi, Microstructure development during transient liquid phase bonding of GTD-111 nickel-based superalloy, vol. 461, 2008. 641–647.
- 5- M. Pouranvari, A. Ekrami, and A. H. Kokabi, Effect of bonding temperature on microstructure development during TLP bonding of a nickel base superalloy, vol. 469, 2009. 270–275.
- 6- A. I. Ghahferokhi et al., Effect of bonding temperature and bonding time on microstructure of dissimilar transient liquid phase bonding of GTD111/BNi-2/IN718 system, *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 21,2022, 2178–2190.
- 7- D. A. Gale, W. F., & Butts, Transient liquid phase bonding, *Sci. Technol. Weld. Joining*, 9(4), 2004,283–300.
- 8- G. H. Superalloy et al., a ,lied sciences Effect of Bonding Temperature on Microstructure and Mechanical Properties during TLP Bonding of, 2019,214-221.
- 9- A. Davoodi, A. Khorram, and A. Jafari, Characterization of microstructure and mechanical properties of dissimilar TLP bonding between IN718 / IN600 with BNi-2 interlayer, *J. Manuf. Process.*, vol. 29, 2017,447–457,.
- 10-Y. H. Yang, Y. J. Xie, M. S. Wang, and W. Ye, Microstructure and tensile properties of nickel-based superalloy K417G bonded using transient liquid-phase infiltration, vol. 51, 2013 , 141–147.
- 11-Y. H. Kim, K. T. Kim, and I. H. Kim, Effect of Mixing Ratio on Mechanical Properties of Wide-gap Brazed Ni-based Superalloy with Ni-Si-B Alloy Powder, vol. 308, , 2006,935–940.
- 12-Y. Hwan, I. Ho, and C. S. Kim, Effect of Process Variables on Microstructure and Mechanical Properties of Wide-gap Brazed IN738 Superalloy, vol. 300, , 2876–2882, 2005.
- 13-Y. H. Kim and S. I. Kwun, Microstructure and Mechanical Properties of the Wide-gap Region Brazed with Various Powder Mixing Ratios of Additive to Filler Metal Powders, vol. 118, 2006, 479–484. A. Khorram, A. Davoodi Jamalooei, A. Jafari, On the microstructural

- 38-X. Wang et al., Laser assisted synthesis of Al_{0.1}CoCrFeNi High Entropy Alloy Coating: Microstructures and Properties, *Int. J. Electrochem. Sci.*, vol. 17, no. 8, 2022, 22088.
- 39-J. Wang, C. Wei, H. Yang, T. Guo, T. Xu, and J. Li, Phase Transformation Kinetics of a FCC, 2018.912-931.
- 40-Y. Zhang et al., Microstructures and properties of high-entropy alloys, *Prog. Mater. Sci.*, vol. 61, 2014, 1-93.
- 41-D. Bridges, S. Zhang, S. Lang, M. Gao, Z. Yu, and Z. Feng, Laser Brazing of a Nickel-based Superalloy using a Ni-Mn-Fe-Co-Cu High Entropy Alloy Filler Metal. 2017, 158-172.
- 42-G. Wang et al., Brazing of Ti-coated SiC using a CoFeCrNiCu high entropy alloy filler via electric field-assisted sintering, *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 23, 2023, 5142-5151.
- 32-C. W. Hume-Rothery, W., Smallman, R. E., and Haworth, *The Structure of Metals and Alloys*, Struct. Met. Alloy. London, UK Inst. Met, 1969.
- 33- Inconel Alloy 600. 2008. Special Metals Corp. .
- 34-L. P. Zhang Y, Zhou YJ, Lin JP, Chen GL, Solid-Solution Phase Formation Rules for Multi-component Alloys, *Adv. Eng. Mater*, 2008, 534-548.
- 35-M. Way, J. Willingham, R. Goodall, M. Way, J. Willingham, and R. Goodall, *Brazing filler metals*, vol. 6608, 2020.
- 36- et al. Gludovatz B, Hohenwarter A, Catoor D, A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications[J], *Science*, 2015, 689-703.
- 37-Z. Li, K. G. Pradeep, Y. Deng, D. Raabe, and C. C. Tasan, Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off, *Nature*, vol. 534, no. 7606, 2016, 227-230.



Optimization of performance of artificial neural network for predicting the tensile properties of friction stir welded Al-5083

M. Mosallae* , A.H. Morshedy 


Departemnt of Mining and Metallurgy, Faculty of Engineering, Yazd University, Iran.

Received 20 September 2023 ; Accepted 21 November 2023

Abstract

In this research, the optimization of the artificial neural network (ANN) capability for predicting the tensile strength and elongation of friction stir welded Al-5083 (FS-welded Al-5083) was carried out. The effective parameters of ANN, such as the number of layers, number of neurons in hidden layers, transfer function between layers, the learning algorithm and etc. were investigated and the efficient neural network was determined to predict the tensile properties of FS-welded Al-5083. The investigations revealed that the perceptron neural network with two hidden layers and 17 neurons numbers, Lunberg-Marquardt training algorithm and Logsig transfer function for the intermediate layers and Tansig transformation function for the output layer is the most optimized neural network for the prediction. The optimized network has an optimal structure based on the minimum value of the mean square error of 0.05, the maximum total correlation coefficient of 0.93 and the line regression with an angle of 45 degrees between the actual and estimated values. Therefore, this network has a good performance for training, generalizing and estimating of tensile strength and elongation of FS-welded Al-5083.

Keywords: Al-5083, FSW, Strength, Rotation speed, Traverse speed, artificial neural network.

 Corresponding Author: mosal@yazd.ac.ir



بهینه نمودن کارایی شبکه عصبی مصنوعی برای پیش‌بینی خواص کششی AI-5083 اتصال داده شده توسط فرایند FSW

مسعود مصلاهی^{ID*}، امین حسین مرشدی^{ID}

دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، ایران.

دریافت مقاله: 1402/06/29؛ پذیرش مقاله: 1402/08/30

چکیده

در این تحقیق، بهینه‌سازی قابلیت شبکه عصبی مصنوعی (ANN) به منظور پیش‌بینی استحکام کششی و ازدیاد طول نسبی اتصالات ایجاد شده بر AI-5083 توسط فرایند جوشکاری همزنی اصطکاکی (FSW) مورد بررسی قرار گرفت. بدین منظور با تغییر پارامترهای موثر بر کارایی ANN از قبیل تعداد لایه‌ها و تعداد نورون‌های لایه‌های مخفی، نوع تابع انتقال بین لایه‌ها، الگوریتم یادگیری و غیره، شبکه عصبی کارآمد برای پیش‌بینی خواص کششی اتصالات FSWed-AI-5083 تعیین گردید. بررسی‌های انجام شده آشکار نمود که شبکه عصبی پرسپترون با دو لایه پنهان و تعداد 17 نورون، الگوریتم آموزش لوبز-مارکواریت و تابع انتقال Logsig برای لایه‌های میانی و تابع تبدیل Tansig برای لایه خروجی، کارآمدترین شبکه عصبی برای پیش‌بینی مورد نظر است. شبکه مذکور دارای ساختار بهینه براساس کمینه مقدار خطای میانگین مربعات 0/05، بیشینه ضریب همبستگی کل 0/93 و رگرسیون خط با زاویه 45 درجه بین مقادیر واقعی و پیش‌بینی شده می‌باشد. در نتیجه این شبکه از کارایی مطلوبی برای آموزش، تعمیم و برآورد استحکام کششی و ازدیاد طول نسبی AI-5083 اتصال FSW داده شده برخوردار است.

کلمات کلیدی: AI-5083، FSW، استحکام، سرعت چرخش، سرعت پیش‌روی، شبکه عصبی مصنوعی.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: mosal@yazd.ac.ir

1- مقدمه

به عنوان یک آلیاژ سازه‌ای بی‌نظیر برای ساخت سازه‌های دریایی مانند ساخت کشتی و زیردریایی مطرح نموده است [3و4].

جوشکاری همزنی اصطکاکی، در سال 1991 توسط موسسه جوشکاری انگلستان (TWI) ابداع شد. فرایند FSW یک فرایند اتصال حالت جامد که ترکیبی از دو فرایند اکستروژن و فورج می‌باشد. عدم تشکیل فاز مذاب حین اتصال‌دهی FSW موجب توجه گسترده‌ای به این فرایند برای اتصال‌دهی فلزات مختلف به‌خصوص آلیاژهای آلومینیوم شده است [5-9]. لازم به ذکر است برخی از آلیاژهای آلومینیوم بسیار به ترک داغ و تخلخل

آلیاژهای آلومینیوم به دلیل خصوصیتی از قبیل استحکام ویژه بالا، قابلیت شکل‌پذیری عالی، رسانایی مطلوب، مقاومت به خوردگی مناسب، قابلیت بازیابی و غیره در صنایع مختلفی از قبیل بسته‌بندی، بدنه وسایل نقلیه زمینی، هوایی، ریلی و دریایی، تولید انرژی‌های خورشیدی/بادی و غیره مورد استفاده روزافزون واقع می‌شوند [1و2].

آلیاژ AI-5083 یک آلیاژ کارسخت شونده پایه AI-Mg می‌باشد که خصوصیات منحصر به فرد این آلیاژ از قبیل شکل‌پذیری بالا همراه با مقاومت به خوردگی عالی در محیط‌های دریایی، آن را

یادگیری لونیبرگ-مارکوارت کارایی بالاتری نسبت به ANN با الگوریتم یادگیری گرادیان نزولی در پیش‌بینی خواص کششی نمونه‌های اتصال داده شده برخوردار است.

N. P. Senapati [23] و همکاران تاثیر پارامترهای فرایند FSW از قبیل سرعت چرخش، سرعت پیش‌روی و میزان فرورفتگی ابزار در سطح اتصال، را بر اندازه دانه، استحکام کششی و ازدیاد طول نسبی نمونه‌های اتصال داده شده از AI-1100 را توسط شبکه‌های عصبی شبیه‌سازی نمودند. آن‌ها گزارش نمودند که شبکه عصبی با الگوریتم یادگیری لونیبرگ-مارکوارت از دقت و سرعت بالاتری برای پیش‌بینی خصوصیات اتصال ایجاد شده نسبت به شبکه‌های عصبی رایج برخوردار است. L. Fratini و همکاران [24] از شبکه‌های عصبی برای پیش‌بینی اندازه دانه در منطقه اغتشاشی آلیاژ AA-2139-T8 استفاده نمودند. مروری بر پیشینه تحقیقاتی انجام شده در زمینه فرایند FSW نشان داد که تا کنون تحقیق جامعی در خصوص بهینه نمودن کارایی شبکه عصبی برای ایجاد ارتباط بین خواص کششی اتصال ایجاد شده توسط فرایند FSW و پارامترهای اصلی فرایند اتصال‌دهی (سرعت پیش‌روی و چرخش ابزار) در آلیاژ AI5083 انجام نشده است بنابراین در پژوهش حاضر با تغییر پارامترها و توابع شبکه عصبی سعی شده تا کارآمدترین شبکه برای پیش‌بینی و تخمین خواص کششی AI-5083 اتصال FSW شده طراحی شود.

2- مواد و روش پژوهش

2-1- جوشکاری اصطکاکی همزنی نمونه‌ها

در این پژوهش، از صفحات AI-5083 با ضخامت 5 mm به‌عنوان فلز پایه استفاده شد. نمونه‌های مورد نظر برای جوشکاری در ابعاد 80×60 mm توسط وایرکات از صفحات دریافتی برش زده شد. ترکیب شیمیایی فلز پایه توسط روش اسپکتروسکوپی نشری تعیین و در مقایسه با ترکیب شیمیایی اسمی این آلیاژ [25] در جدول (1) ارائه شده است.

سطوح مورد نظر برای اتصال‌دهی تا سنباده 600 سنگ و پس از چربی‌زدایی در حمام آلتراسونیک حاوی استون، با استفاده از دستگاه فرز سنگین و ابزار چرخنده از جنس فولاد ابزار گرم‌کار

حین جوشکاری ذوبی حساس می‌باشند [10]. از قابلیت‌های کاربردی فرایند FSW می‌توان به کنترل میزان حرارت ورودی و تغییر فرم ایجاد شده در موضع اتصال توسط کنترل پارامترهای اصلی فرایند مثل سرعت چرخش و پیش‌روی ابزار، نیروهای اعمالی بر ابزار، شکل و ابعاد بین اشاره نمود [11-13].

چالش اصلی فرایند FSW، انتخاب صحیح پارامترهای جوشکاری برای رسیدن به یک اتصال مطلوب می‌باشد. روش‌های سنتی انتخاب پارامترهای جوشکاری برای تولید اتصال جوشکاری عمدتاً زمان‌بر و هزینه‌بر می‌باشد [14-16]. پارامترهای جوشکاری را می‌توان با تعداد محدودی آزمایش تجربی و با استفاده از روش‌هایی از قبیل تحلیل رگرسیون و روش سطح پاسخ و با استفاده از نرم‌افزارهای محاسباتی مانند سیستم‌های مبتنی بر منطق فازی و غیره، با دقت بالایی بهینه نمود. شبکه عصبی مصنوعی یک تکنیک قابل اطمینان برای ایجاد ارتباط بین پارامترهای یک فرایند و یادگیری تاثیر هر پارامتر بر نتایج حاصله و در نتیجه پیش‌بینی پاسخ‌های فرایند براساس آموزش شبکه با داده‌های تجربی است [17]. در دهه‌های اخیر، شبکه‌های عصبی مصنوعی به‌عنوان شاخه‌ای از داده‌کاوی در رایانش نرم و مدل‌سازی عددی در زمینه‌های مختلف علوم مهندسی و کاربردی توسعه و استفاده شده است. شبکه عصبی مصنوعی به‌عنوان یک رویکرد مبتنی بر الگوریتم یادگیری، از ساختار عصبی مغز انسان الهام گرفته است. فرایند آموزش شبکه‌های عصبی را می‌توان با تغییر مقادیر عوامل وزنی در میان نورون‌ها (به‌عنوان واحد اساسی شبکه) براساس داده‌های آزمایشی یا پاسخ به بازخوردهای خود نورون، بهینه کرد و قابلیت تعمیم‌یافتگی شبکه را ارتقا داد [18].

پژوهش‌های مختلفی در علم مهندسی مواد در زمینه پیش‌بینی خصوصیات فیزیکی و مکانیکی در زمینه‌های مختلف جوشکاری، ریخته‌گری و غیره انجام شده است [19-24]. برای مثال Y.K. Yousif و همکاران [22] کارایی ANN برای ایجاد ارتباط بین خواص مکانیکی صفحات آلومینیومی اتصال FSW داده شده و پارامترهای FSW از شبکه‌های عصبی استفاده نمودند. آن‌ها گزارش نمودند که شبکه عصبی با الگوریتم

جدول 1- ترکیب شیمیایی اسمی و اندازه گیری شده AI5083 (%wt).

Others Total	Others Each	Cu	Ti	Zn	Si	Mn	Cr	Fe	Mn	Mg	Al	ترکیب شیمیایی
Max. ۰/۱۵	Max. ۰/۰۵	Max. ۰/۱	Max. ۰/۱۵	Max. ۰/۲۵	Max. ۰/۰۴	۰/۴	۰/۰۵	Max. ۰/۴	۰/۴	۴/۰	Bal.	اسمی
۰/۰۴	۰/۰۱	۰/۰۵	۰/۰۱	۰/۱۲	۰/۱۳	۰/۴۵	۰/۲۱	۰/۲۳	۰/۵۵	۴/۴۰	Bal.	اندازه گیری

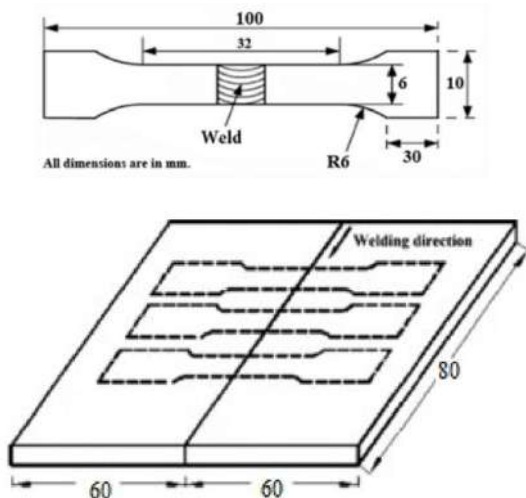
جدول 2- ویژگی های آماری متغیرهای ورودی و خروجی شبکه عصبی.

متغیر	میانگین	انحراف استاندارد	کمینه	چارک اول	میانه	چارک سوم	بیشینه	چولگی*	کشیدگی**
سرعت چرخش	۱۰۴۸/۳	۵۱۱/۶	۴۵	۵۸۰	۹۰۰	۱۴۰۰	۲۵۰۰	۰/۸۲	۰/۰۶
سرعت پیشروی	۱۱۱/۴	۹۶/۴	۵	۳۵	۸۶	۱۵۰	۳۴۲	۱/۲۶	۰/۶۳
استحکام کششی	۲۴۶	۶۹/۸	۱۰۹	۱۷۹/۵	۲۷۰	۳۰۱	۳۳۴	-۰/۵۸	-۰/۹۹
ازدیاد طول	۱۳/۶۱	۹/۰۴	۱/۶	۲/۹۵	۱۵	۲۲/۲۵	۲۷	-۰/۰۵	-۱/۵۷

* شاخص آماری از میزان تقارن تابع توزیع می باشد که بیانگر میزان انحراف از حالت نرمال است.

** شاخص آماری از توصیف کننده میزان قله ای بودن یا مسطح بودن یک تابع توزیع احتمال است.

کشش در مورد هر نمونه، سه بار تکرار و میانگین نتایج برای آن نمونه گزارش شد.



شکل 1- شماتیک الف- موقعیت برش نمونه های کشش.

ب- ابعاد نمونه های کشش مورد استفاده در پژوهش حاضر.

3- نتایج و بحث

3-1- تحلیل داده ها و آموزش شبکه عصبی

یکی از مراحل کلیدی در مطالعات عددی، تحلیل داده ها توسط نمودارهای آماری تک و چند متغیره است. در شکل (2)، نتایج حاصل از این بررسی آماری به صورت نمودار ماتریسی ارائه شده است. در این نمودار قطر اصلی، هیستوگرام (فراوانی نما) و دیگر قسمت ها، نمودار متقاطع دو به دو متغیرها و ضریب همبستگی آنها می باشد.

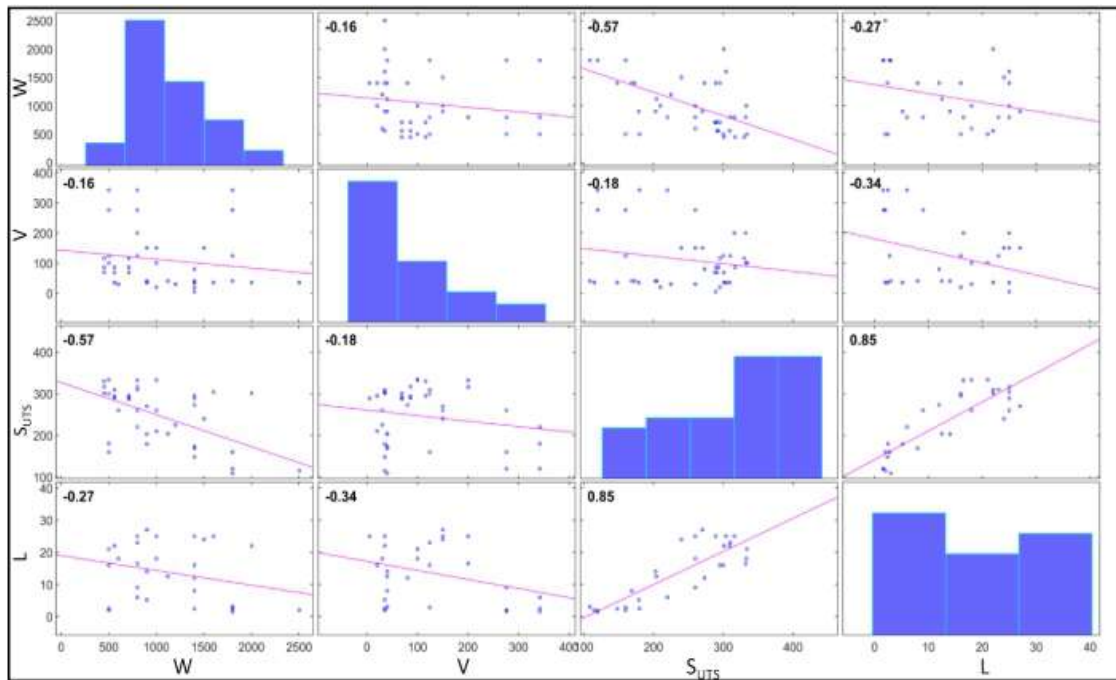
H13 در وضعیت تخت اتصال دهی شدند. هندسه بین به صورت مخروطی رزوه دار، قطر شانه و بین به ترتیب 5 mm و 15 mm و ارتفاع ابزار 4/8 mm انتخاب شد.

2-2- شبکه عصبی و داده های مورد استفاده

در این پژوهش از شبکه عصبی پرسپترون چند لایه و تعداد 41 داده برای آموزش و ارزیابی کارایی شبکه عصبی استفاده شد. لازم به ذکر است این داده ها عمدتاً توسط آزمون های آزمایشگاهی به دست آورده شد و مابقی داده ها از مقالات موجود برداشت شد. مهمترین پارامترهای موثر در فرایند FSW یعنی سرعت چرخش (W) و سرعت پیشروی (V) ابزار به عنوان ورودی های شبکه عصبی و متغیرهای پاسخ (خروجی شبکه) استحکام کششی (S_{UTS}) و ازدیاد طول نسبی (%L) نمونه های جوشکاری شده انتخاب شد. شاخص های آماری در خصوص ویژگی های داده های استفاده شده برای آموزش، ارزیابی و تحلیل نتایج شبکه عصبی در جدول (2) ارائه شده است.

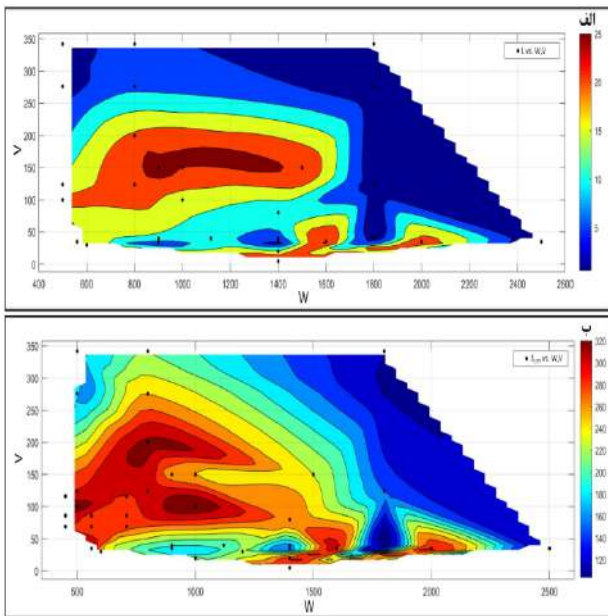
3-2- ارزیابی مکانیکی نمونه های اتصال داده شده

نمونه های آزمون کشش مطابق شکل (1) از مقطع عرضی موضع اتصال برش و براساس استاندارد ASTM E8 [26] توسط دستگاه کشش Instron 5586 و نرخ کرنش 3 mm/min در دمای اتاق کشیده شدند. برای اطمینان از نتایج حاصله، آزمون



شکل 2- نمودار ماتریسی براساس هیستوگرام و نمودار متقاطع متغیرهای مورد مطالعه.

خروجی، بیشترین کاربرد را دارد (شکل 4).



شکل 3- مدل درونیابی متغیرهای خروجی الف - SUTS

ب - %L برحسب متغیرهای ورودی W و V.

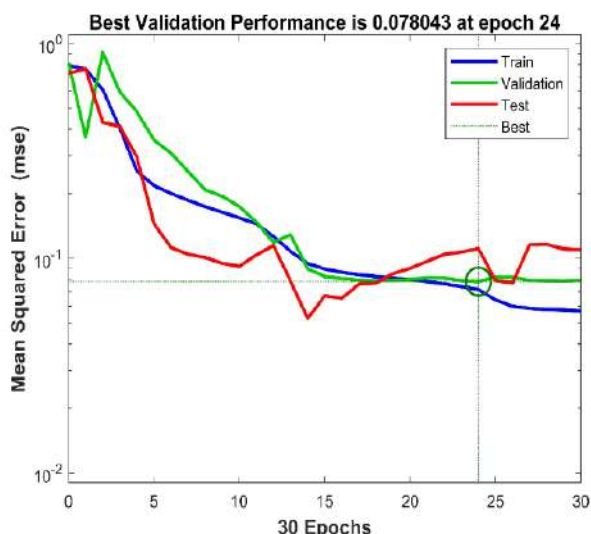
به عبارت دیگر در این شبکه می توان از توابع مختلف انتقال براساس توزیع متغیرها استفاده نمود. دو ویژگی مهم شبکه عصبی پرسپترون چندلایه عبارت است از [18]:
الف - اجزاء پردازنده غیرخطی (مانند توابع لگاریتمی، تانژانت - هایپربولیک و غیره)

همانگونه که از قسمت های مختلف این شکل برداشت می شود، ضریب همبستگی متغیرها، در اغلب موارد معکوس و ضعیف می باشد که دلالت بر عدم تاثیر متقابل محسوس بین متغیرها است. تنها ارتباط SUTS و %L دارای همبستگی قوی - مستقیم (0/85) و همبستگی بین W و SUTS متوسط - معکوس (-0/57) است. بنابراین می توان برداشت نمود که روش های رگرسیون های معمولی برای پیش بینی خواص کششی نمونه های AI-5083 اتصال داده شده توسط FSW، چندان کارآمد نمی باشد و ضرورت استفاده از شبکه عصبی برای پیش بینی مذکور را آشکار می نماید. در شکل (3)، رفتار متغیرهای پاسخ SUTS و %L برحسب کمیت های ورودی (W و V) به صورت یک مدل درونیابی سه بعدی نشان داده شده است. همانگونه که در شکل (3-الف) دیده می شود بیشینه SUTS در مناطقی با W و V کم تا متوسط، می باشد. مدل درونیابی %L برحسب W و V، نمایانگر مقادیر بیشینه %L در مقادیر متوسط W است (شکل 3-ب).

2-3- شبکه عصبی و الگوریتم یادگیری آن

به طور کلی، در مورد تشخیص الگوهای ایستا، شبکه پرسپترون چندلایه متشکل از لایه ورودی، لایه (های) پنهان یا میانی و لایه

آموزش (یادگیری) شبکه عصبی، چهار الگوریتم لونیگ-مارکوارت، گرادیان نزولی، گرادیان مزدوج و شبه نیوتنی بررسی شد [27 و 28]. همچنین به منظور انتخاب بهترین ساختار شبکه عصبی پرسپترون چندلایه جهت پیش بینی استحکام کششی و ازدیاد طول نسبی نمونه های اتصال داده شده، تحلیل حساسیت روی شبکه های عصبی مختلف (تعداد لایه های میانی مختلف، توابع مختلف و غیره) انجام شد. توضیح آنکه عملکرد شبکه های عصبی متعدد شامل یک یا دو لایه میانی، تعداد نورون ها مختلف در هر لایه میانی، توابع انتقال و الگوریتم آموزش متفاوت بررسی شد. کارایی شبکه های مذکور براساس، خروجی های به دست آمده برای داده های آموزش، اعتبار سنجی و آزمون مورد ارزیابی واقع شد.

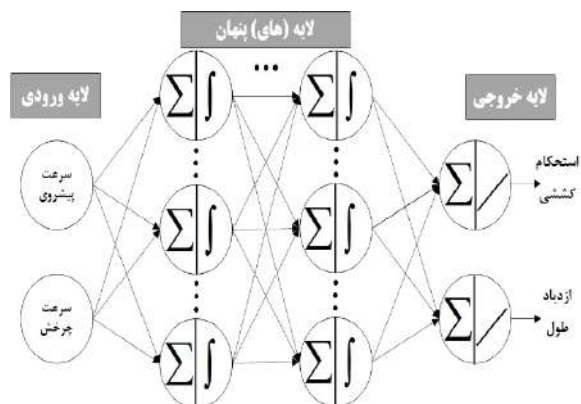


شکل 5- نمودار کارایی شاخص میانگین مربعات خطا در حالت شبکه عصبی با یک لایه میانی.

الف - شبکه های عصبی طراحی شده با یک لایه میانی

شبکه های عصبی مختلف با یک لایه میانی، تعداد نورون های متغیر 2 تا 20 عدد و توابع مختلف آموزش و انتقال طراحی و اجرا شد. در نهایت از بین تعداد 304 شبکه ممکن، براساس کمینه تابع خطا و بهترین انطباق رگرسیون، شبکه بهینه با تعداد 4 نورون، الگوریتم آموزش لونیگ-مارکوارت و تابع انتقال Tansig تعیین شد. لازم به ذکر است که در این مقاله، معیار میانگین مربعات خطا (MSE) به عنوان شاخص ارزیابی

ب- ارتباط های داخلی متعدد بین واحدهای مختلف شبکه.



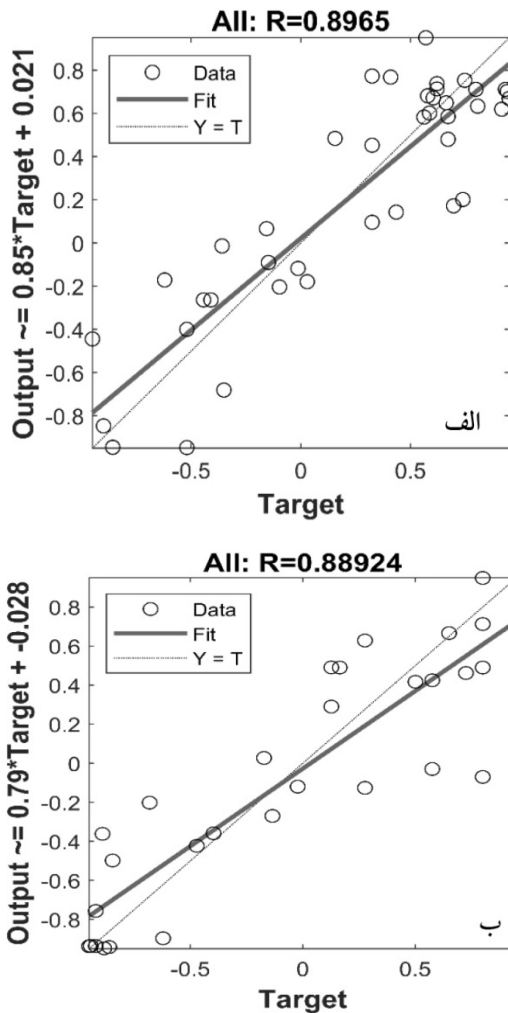
شکل 4- ساختار شبکه عصبی پرسپترون چندلایه به منظور پیش بینی متغیرهای استحکام کششی و ازدیاد طول.

نظر به اینکه داده های ورودی و خروجی مورد مطالعه در دامنه ها و گستره های عددی متفاوت تشکیل شده اند، برای اطمینان از عملکرد یکسان تمام پارامترها در مدل، داده ها براساس فرایند استانداردسازی در بازه عددی $[-0/95, 0/95]$ استاندارد (نرمال) شدند. به منظور اجرای صحیح، ارزیابی و بررسی قابلیت تعمیم شبکه، داده ها به صورت تصادفی به سه بخش آموزش (70%)، اعتبارسنجی (15%) و آزمون (15%) تقسیم شدند.

به منظور بهینه سازی ساختار شبکه عصبی مصنوعی در تخمین متغیرهای استحکام کششی و ازدیاد طول، چهار عامل مهم در ساختار شبکه های عصبی مصنوعی شامل، تعداد و نورون های لایه های پنهان، الگوریتم آموزش و تابع انتقال مورد بررسی قرار گرفت.

براساس تعداد متغیرهای ورودی و خروجی و همچنین تعداد نمونه ها، لایه های میانی در دو حالت (الف) یک لایه و (ب) دو لایه و تعداد نورون های هر لایه، 2 تا 20 عدد انتخاب شد. لازم به ذکر است تعداد نورون های کم باعث کم برآزشی و در مقابل، افزایش بیش از حد نورون ها موجب بیش برآزشی می شود.

در این پژوهش، از توابع انتقال (فعال سازی) تانژانت سیگموئید و لاگ سیگموئید برای لایه (های) میانی و توابع Tansig و تابع خطی برای لایه خروجی استفاده و تاثیر آن ها بر عملکرد شبکه عصبی مورد بررسی قرار گرفت. به منظور بررسی تاثیر الگوریتم



شکل 6- نمودار متقاطع به همراه رگرسیون خروجی شبکه عصبی بهینه با یک لایه میانی. الف - SUTS و ب - %L.

در شکل (8-الف) نمودار متقاطع مقادیر واقعی در مقابل مقادیر پیش‌بینی شده SUTS (در حالت نرمال‌سازی شده)، نشان داده شده است. براساس این شکل، ضریب همبستگی حدود 0/93 و رابطه خطی بین مقادیر واقعی و تخمینی با شیب خط رگرسیون 0/86 و عرض از مبدا صفر، حاصل شد که دلالت بر عملکرد مطلوب شبکه عصبی انتخاب شده در تخمین متغیر SUTS دارد.

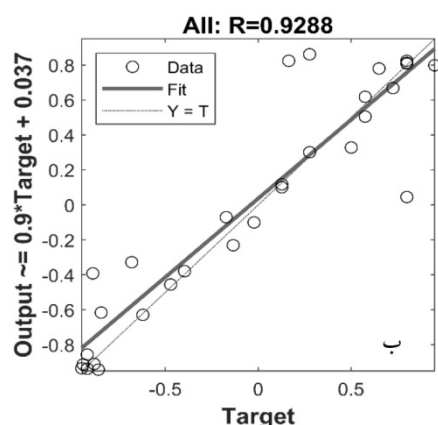
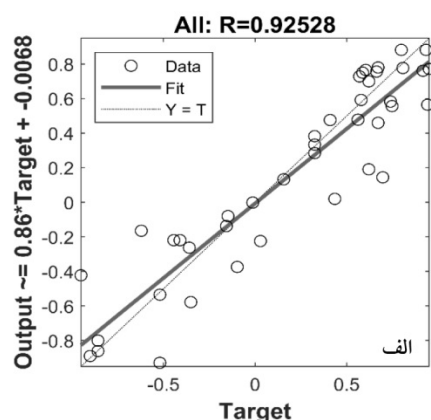
در شکل (8-ب)، نمودار متقاطع مقادیر واقعی و تخمینی متغیر %L برای کل داده‌ها نمایش داده شده است که مقادیر تخمینی نسبت با مقادیر واقعی دارای ضریب همبستگی تقریباً 0/93 و رابطه خطی رگرسیون با شیب تقریبی 0/9 و عرض از مبدا 0/04 (نزدیک به خط 45 درجه) است.

عملکرد و کارایی شبکه عصبی انتخاب شد. بهترین شرایط شبکه در دور یا تکرار (Epoch) 24 با مقدار میانگین مربع خطا 0/078 برای مجموعه داده‌های اعتبارسنجی حاصل شد (شکل 5). همانگونه که در این شکل دیده می‌شود با افزایش دفعات تکرار تا دور 24 خطا کاهش و پس از آن علی‌رغم تداوم بهبود روند آموزش، میزان خطا در مجموعه‌های اعتبارسنجی و به‌ویژه آزمون، افزایش می‌یابد.

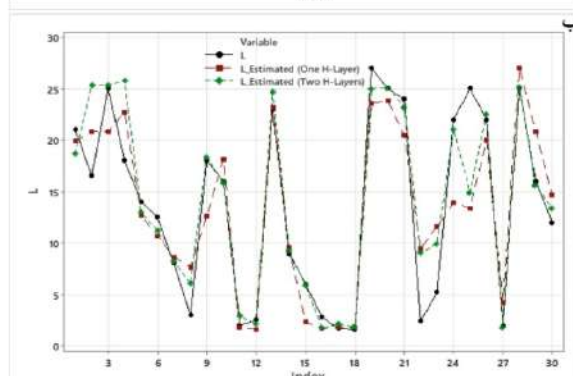
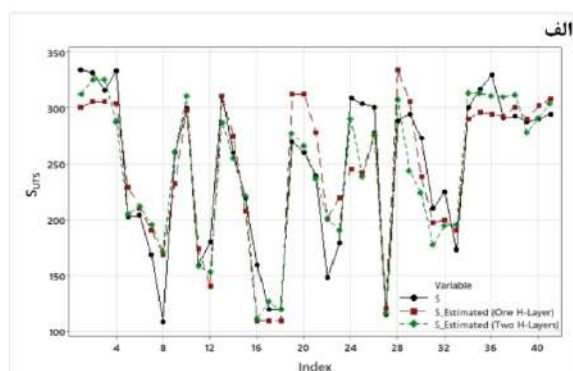
در شکل (6-الف)، نمودار متقاطع به همراه خط برازش شده مقادیر واقعی و تخمینی در کل داده‌های متغیر SUTS نمایش داده شده است که بیانگر عملکرد قابل قبول شبکه عصبی در تخمین متغیر SUTS براساس ضریب همبستگی تقریبی 0/9 و رابطه خطی بین مقادیر واقعی و تخمینی با شیب خط رگرسیون 0/85 و عرض از مبدا تقریبی 0/02 (نزدیک به خط 45 درجه) است. در شکل (6-ب)، نمودار رگرسیون تخمین متغیر %L برای کل داده‌ها نمایش داده شده است که مقادیر تخمینی نسبت به مقادیر واقعی دارای ضریب همبستگی تقریبی 0/9 و رابطه خطی رگرسیون با شیب تقریبی 0/8 و عرض از مبدا 0/03 است. لازم به ذکر است این مقادیر در حالت نرمال‌سازی شده نمایش داده شده است.

ب- شبکه‌های عصبی طراحی شده با دو لایه میانی

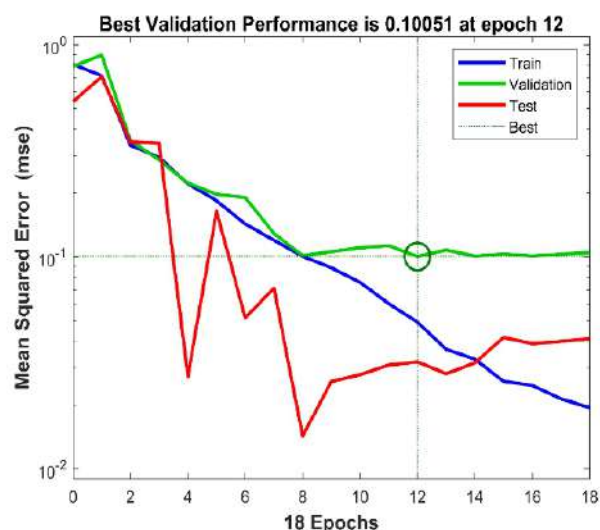
6080 شبکه عصبی با دو لایه میانی و تعداد نورون‌های هر لایه در گستره 2-20 (تعداد نورون‌ها در لایه اول بزرگتر مساوی لایه دوم انتخاب شد) و توابع مختلف آموزش و انتقال اجرا شد. در نهایت، شبکه بهینه براساس معیارهای ذکر شده در قسمت قبل، با 17 نورون در لایه میانی اول و 7 نورون در لایه میانی دوم، الگوریتم آموزش لونیبرگ-مارکوورت و تابع انتقال Logsig برای لایه‌های میانی و تابع Tansig برای لایه خروجی انتخاب شد. همانگونه که در نمودار کارایی (شکل 7) دیده می‌شود، بهترین شرایط این شبکه در دور 12 با مقدار میانگین مربعات خطا 0/1 برای داده اعتبارسنجی حاصل شد و پس از آن، علی‌رغم تداوم روند بهبود آموزش، میزان خطا در مجموعه‌های اعتبارسنجی و به‌ویژه آزمون، افزایش می‌یابد. این رفتار بیانگر پدیده بیش‌برازشی است.



شکل 8- نمودار متقاطع به همراه رگرسیون خروجی شبکه عصبی بهینه با دولا یه میانی متغیرهای الف - SUTS و ب - %L.



شکل 9- نمودار مقایسه‌ای مقادیر واقعی و تخمینی داده‌های مربوط به متغیرهای الف - استحکام کششی (الف) و ازدیاد طول (ب).



شکل 7- نمودار کارایی شاخص میانگین مربعات خطا در حالت شبکه عصبی با دو لایه میانی.

به منظور بررسی دقیق‌تر کارایی و قابلیت تعمیم‌پذیری شبکه عصبی، مقادیر تخمینی شبکه عصبی به بازه اولیه بازگردانده شده و با داده‌های واقعی مقایسه شدند، همانطور که در شکل (9) نمایش داده شده است خروجی‌های شبکه‌های عصبی در حالت یک و دو لایه پنهان توانسته به خوبی روند کلی داده، حدود بالا و پایین متغیرها را پیش‌بینی و پوشش بدهد.

به طور کلی از قیاس خروجی‌های شبکه عصبی با مقادیر واقعی، می‌توان برداشت نمود که عملکرد شبکه عصبی با دو لایه پنهان مطلوب‌تر است، هرچند به پیچیدگی این شبکه باید توجه شود.

3-3- صحت‌سنجی شبکه عصبی انتخابی

به منظور راستی‌آزمایی و بررسی نتایج به دست آمده از شبکه‌های عصبی مختلف در پیش‌بینی متغیرهای استحکام کششی و ازدیاد طول نسبی، مقادیر ضریب همبستگی (r)، شیب خط (m) و عرض از مبدا (b)، رگرسیون و خطای میانگین مربعات خطا داده‌ها در حالت خام (MSE) و نرمال (MSE_N) بررسی شد. شبکه بهینه دارای ضریب همبستگی و شیب خط نزدیک به یک، عرض از مبدا نزدیک به صفر و کمینه مقدار خطا را داشته باشد. براساس جمیع شاخص ارائه شده در جدول (3)، عملکرد شبکه عصبی با دو لایه پنهان مناسب‌تر و از دقت بالاتری برخوردار است.

2-R. L. F. J.R. Kissell, Working with aluminium, Aluminium structures: A guide to their specification and design. New York, USA: John Wiley & Sons Inc., 2002.

3- D. Singh, P. N. Rao, C. S. Rajoria, J. Bhamu, S. Goel, S. J. Raykar, K. K. Saxena and R. Jayaganthan, "Influence of processing and microstructure on the corrosion behavior of ultrafine grained Al 5083 alloy", Journal of Process Mechanical Engineering, 2022, v.3, pp.1-11.

4-S. A. Anil Kumar Bodukuri, K. Eswaraiah, Katla Rajendar, "Comparison of Aluminum Alloy 5083 properties on TIGW and FSW Processes," Mater. Today Proc., 2017, v. 4 pp. 10179–10201.

5- R.S. Mishra and Z.Y. Mab, "Friction stir welding and processing", Materials science and engineering: R, 2005, v.50, pp1-78, 2005.

6-M. Safari, H. Mostaan and A. Bakhtiari, "Optimization of variables of friction stir welding process with the aim of achieving the maximum fracture strength", JWSTI, 2016; n. 1, pp. 32-48.

7-N. Taheri Moghaddam, A. Rabiezadeh, A. Khosravifard and L. Ghalandari, "Joining of the 5083-aluminum alloy using the bobbin tool friction stir welding technique", JWSTI, 2022; n. 2, pp. 25-37.

8- M. S. Shtrikman, "Current state and development of friction stir welding (review). Part 2. Improvement of tools and welding method," Welding International, 2008, v. 22, pp. 712–719.

9- K. Aybar and F. H. Çakir, "An experimental study of the friction stir welding of Al 5083 H321 plates by using different process parameters", Canadian Metallurgical Quarterly, 2023, 15 May, pp.1-13.

10- R. D. Ardika, T. Triyono and N. Muhayat, "A review porosity in aluminum welding", Procedia Structural Integrity, 2021, v. pp. 171–180.

11-K. Kavathia and V. Badheka, "Application of Friction Stir Welding (FSW) in Automotive and Electric Vehicle", Recent Advances in Mechanical Infrastructure, 2022, pp 289–304.

12-C. Chanakyan, S. Sivasankar, M. Meignanamoorthy and S. V. Alagarsamy, "Parametric Optimization of Mechanical Properties via FSW on AA5052 Using Taguchi Based Grey Relational Analysis", INCAS Bulletin, 2021, v. 13, pp. 21-30.

13-M. N. J. H. Lombard, D.G. Hattingh, A. Steuwer, "Effect of process parameters on the residual stresses in AA5083-H321 friction stir welds," Materials Science and Engineering: A, 2009, v. 501, pp. 119–124.

14-K. A. Prabha, P. K. Putha and B.S. Prasad, "Effect of Tool Rotational Speed on Mechanical Properties Of Aluminium Alloy 5083 Weldments in Friction Stir Welding," Materials Today Proceedings, 2018, v.5, pp. 18535-18543.

15-P. J. W. M. Peel, A. Steuwer and M. Preuss, "Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds," Acta Materialia, 2003, v. 51, pp. 4790–4801.

جدول 3-شاخص‌های عملکرد شبکه عصبی در پیش‌بینی متغیرهای استحکام کششی (S_{UTS}) و ازدیاد طول نسبی (%L).

نوع شبکه	متغیر	r	m	b	MSE	MSE _N
یک لایه	σ_{UTS}	۰/۹	۰/۸۵	۰/۰۲	۹۴۶/۷	۰/۰۷
میانی	%L	۰/۸۹	۰/۷۹	۰/۰۳	۱۶/۶	۰/۰۹
دو لایه	σ_{UTS}	۰/۹۳	۰/۸۶	۰	۷۰۲/۰۲	۰/۰۵
میانی	%L	۰/۹۳	۰/۹	۰/۰۴	۱۱/۲۸	۰/۰۶

4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، کاربرد شبکه عصبی پرسپترون چند لایه به‌عنوان یک ساختار کارآمد و پرکاربرد هوش مصنوعی در پیش‌بینی پاسخ‌های استحکام کششی و ازدیاد طول نسبی اتصالات ایجاد شده بر Al-5083 توسط فرایند همزنی اصطکاکی براساس متغیرهای ورودی سرعت چرخش و پیش‌روی مورد بررسی قرار گرفت. به‌منظور تعیین ساختار بهینه شبکه عصبی، تحلیل حساسیت بر پایه سناریوهای تعداد یک و دو لایه پنهان (با توجه به تعداد نمونه‌ها)، تعداد 2-20 نورون در لایه پنهان و توابع فعال‌سازی و آموزش اجرا شد.

در رویکرد تک لایه میانی با توجه به ضریب همبستگی 0/9 و میانگین مربعات خطا 0/08، شبکه بهینه با تعداد 4 نورون، الگوریتم آموزش لونیگ-مارکوارت و تابع انتقال Tansig تعیین شد. در رویکرد دو لایه میانی با توجه به ضریب همبستگی 0/93 و میانگین مربعات خطا 0/06، شبکه بهینه براساس معیارهای ذکر شده، با تعداد نورون 17 (لایه اول پنهان) - 7 (لایه دوم پنهان)، الگوریتم آموزش لونیگ-مارکوارت و تابع انتقال Logsig برای لایه‌های میانی و تابع Tansig لایه خروجی انتخاب شد.

با بررسی حالت‌های مختلف شبکه مشخص شد سناریوی شبکه عصبی پرسپترون چند لایه با دو لایه پنهان دارای عملکرد مناسب‌تری به‌منظور تخمین متغیرهای استحکام کششی و ازدیاد طول نسبی اتصالات با توجه به آموزش و تعمیم‌پذیری برخوردار است.

منابع

1- E. L. Rooy, Introduction to aluminium and aluminium alloys, ASM Handbook. ASM International, 1990.

Neural Network”, Jordan Journal of Mechanical and Industrial Engineering, 2008, v. 2, pp. 151-155.

23-N. P. Senapati, D.K. Panda, R. K. Bhoi, “Prediction of multiple characteristics of Friction-Stir welded joints by Levenberg Marquardt algorithm based artificial neural network”, Materials Today: Proceedings, 2021, v. 41 pp.391–396.

24-L. Fratini, G. Buffa and D. Palmeri, “Using a neural network for predicting the average grain size in friction stir welding processes”, Computers and Structures, 2009, v. 87, pp.1166–1174

25-“Aluminium 5083-H116, 5083-H321” <http://asm.matweb.com> in ASM Aerospace Specification Metals Inc.

26-“ASTM E8/E8M-22 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials,” PA, USA: ASTM International: West Conshohocken, 2022.

27-M.H. Beale, M.T. Hagan, H.B. Demuth, “Neural network toolbox User’s Guide”, MathWorks, (2018), 136 pp.

28-I. Mukherjee, S. Routroy, “Comparing the performance of neural networks developed by using Levenberg–Marquardt and Quasi-Newton with the gradient descent algorithm for modelling a multiple response grinding process. Expert Systems with Applications”, 2012, v. 39, pp. 2397-2407.

16-R. Beygi, M. Z. Mehrizi, A. A. Safar, S. Mohammadi and L. F. Silva, “A Parametric Study on the Effect of FSW Parameters and the Tool Geometry on the Tensile Strength of AA2024–AA7075 Joints: Microstructure and Fracture”, Lubricants, 2023, v. 11, pp. 2-18.

17-J. . Zurada, Introduction to artificial neural systems. West Publishing Company, 1992.

18-C. C. Aggarwal, “Neural networks and deep learning”, Springer, 2018.

19-H.K. Bhadeshia, , R.C. Dimitriu, S. Forsik, J.H. Pak and J. H. Ryu, “Performance of neural networks in materials science”, Materials Science and Technology, 2009, v. 4, pp 504-510.

20- T. P. Nguyen, S. Choi, S. Park, J. Yoon, “Inspecting Method for Defective Casting Products with Convolutional Neural Network (CNN)”, International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology, 2021, v. 8, pp583-594.

21- J. Lin, Y. Yao, L. Ma and Y. Wang, “Detection of a casting defect tracked by deep convolution neural network”, International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology, 2018, v. 97, pp. 573-581.

22-Y. K. Yousif, K. M. Daws and B. I. Kazem, “Prediction of Friction Stir Welding Characteristic Using



Brazing of 17-4 PH stainless steel to Ti-6Al-4V alloy using BNi-2 filler metal



A. Ardalani, H. Naffakh-Moosavy* 


Material Engineering, Tarbiat Modares University, Tehran, Iran.

Received 12 October 2023 ; Accepted 28 November 2023

Abstract

In this research, the effect of temperature and time parameters are investigated on the microstructure and mechanical properties of dissimilar brazing of 17-4 PH stainless steel and Ti-6Al-4V alloy with BNi-2 filler metal. The microstructure of the joint is evaluated with optical and scanning electron microscopes and the mechanical properties of the joint are also evaluated with tensile-shear and microhardness tests. It can be seen that at a constant temperature of 1050°C, increasing the time from 15 to 30 minutes decreases the shear strength from 34.66 to 29.39 MPa. Formation of brittle intermetallic compounds like NiTi₂ and FeTi₂ increase strength and promote brittle fracture. At a fixed time of 15 minutes, increasing the temperature from 1050 to 1100 °C causes the strength to increase from 34.66 to 38.46 MPa. Also, the increase in temperature and time increases the ISZ thickness formed in the joints on the side of the filler metal - Ti-6Al-4V from 41.40 to 81.48 microns. The increase in temperature and time also causes more diffusion of boron into the SS-filler joint, which forms various boron compounds and widens this region.

Keywords: Brazing, microstructure, mechanical properties, 17-4 PH Stainless steel, Ti-6Al-4V.

 Corresponding Author: h.naffakh-moosavy@modares.ac.ir



لحیمکاری سخت فولاد 17-4PH به آلیاژ Ti-6Al-4V با فلزپرکننده BNi-2

امیررضا اردلانی، همام نفاخ موسوی*

گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی مهندسی، دانشگاه تربیت مدرس، تهران، ایران.

دریافت مقاله: 1402/06/29؛ پذیرش مقاله: 1402/08/30

چکیده

در این پژوهش به بررسی پارامترهای دما و زمان بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال غیرهمجنس فولاد 17-4PH و آلیاژ Ti-6Al-4V با فلزپرکننده BNi-2 و به روش لحیمکاری سخت پرداخته می‌شود. ریزساختار اتصال با میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی و خواص مکانیکی اتصال نیز با تست کشش - برش و میکروسختی مورد ارزیابی قرار می‌گیرند. مشاهده می‌شود که در دمای ثابت 1050°C ، افزایش زمان از 15 به 30 دقیقه باعث کاهش استحکام برشی از 34/66 به 29/39 مگاپاسکال می‌شود. وجود ترکیبات ترد بین فلزی مانند NiTi_2 و FeTi_2 باعث شکست ترد و کاهش استحکام می‌شوند. در زمان ثابت 15 دقیقه، افزایش دما باعث می‌شود که استحکام از 34/66 به 38/46 مگاپاسکال افزایش یابد. همچنین افزایش دما - زمان باعث افزایش پهنای ISZ تشکیل شده در اتصالات در سمت فلزپرکننده Ti-6Al-4V از 41/40 به 81/48 میکرون می‌شود. افزایش دما - زمان همچنین موجب نفوذ بیشتر بور به فصل مشترک فولاد - فلزپرکننده شده که ترکیبات بورایدی مختلفی را تشکیل می‌دهد و باعث عریض تر شدن این ناحیه می‌شود.

کلمات کلیدی: لحیمکاری سخت، ریزساختار، خواص مکانیکی، فولاد 17-4PH، Ti-6Al-4V.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: h.naffakh-moosavy@modares.ac.ir

1- مقدمه

فلزات پرکننده با ترکیبات مختلفی در لحیمکاری قابل استفاده می‌باشند. دسته‌بندی این فلزات و کاربرد آن‌ها در استانداردهای AWS A5.8 و ISO 17672 آورده شده است [4 و 5]. فلزات پرکننده با ترکیبات آلیاژی نسبت به ترکیبات تک عنصره، خواص مطلوب‌تری از خود نشان می‌دهند [6]. ترکیبات یوتکتیکی به دلیل نقطه ذوب پایین و ایجاد اتصال چقرمه، در لحیمکاری کاربرد گسترده‌ای دارند [7]. فلزات پرکننده پایه نیکل عموماً به دلیل دربرداشتن مقاومت به خوردگی و حرارتی بالا، کاربرد گسترده‌ای دارند. اتصالات انجام شده با این فلزات پرکننده می‌تواند در دماهای بالا، دماهای محیط و دماهای

امروزه اتصال بین آلیاژ Ti-6Al-4V و فولادهای زنگ‌نزن به روش لحیمکاری سخت، کاربرد گسترده‌ای پیدا کرده است. پارامترهای مختلفی از جمله ترکیب شیمیایی فلزپایه و پرکننده، دما و زمان لحیمکاری، روش حرارت دهی، اتمسفر و فلاکس بر خواص اتصال تاثیر می‌گذارند [1]. لحیمکاری فرایند ساده‌ای دارد و یک اتصال اقتصادی با استحکام و چقرمگی مناسب تشکیل می‌دهد اما به دلیل تفاوت در ضریب هدایت حرارتی مواد، تنش‌های پسماند نیز در کنار ترکیبات ترد بین فلزی در اتصال ایجاد می‌شوند [2 و 3].

22 تا 96MPa در دما و زمان‌های مختلف متغیر است. استفاده از پوشش Ni/Cr می‌تواند استحکام برشی این اتصال را به 233MPa نیز برساند. به دلیل مشکلات جوشکاری بین این دو آلیاژ، از روش اتصال نفوذی و با استفاده از یک لایه واسطه از جنس آلیاژ نیکل استفاده شد. مشخص شد که تا دمای 900°C و زمان 15 دقیقه، لایه واسطه می‌تواند از نفوذ آهن به آلیاژ تیتانیوم و نفوذ تیتانیوم، وانادیوم و آلومینیوم به داخل فولاد جلوگیری کند اما در دما و زمان بیشتر، لایه واسطه نمی‌تواند نقش خود را به خوبی اجرا کند و موجب تشکیل ترکیبات بین فلزی مختلفی مانند $\lambda + \text{Fe}_2\text{Ti}$ و Ni_3Ti می‌شود [15].

به طور کلی ناحیه اتصال از سه قسمت تشکیل می‌شود: منطقه متأثر از نفوذ، منطقه انجمادی هم‌دما و منطقه انجمادی حرارتی. با افزایش زمان لحیمکاری، مقادیر فازهای ترد در ASZ کاهش می‌یابد [16]. همچنین افزایش زمان - دمای لحیمکاری با فویل BNi-2، باعث تشکیل ترکیبات یوتکتیک غنی از کروم و بور در مرکز ISZ شده و به تدریج باعث حذف ASZ می‌شود [17]. با وجود مشکلاتی در جوشکاری آلیاژ Ti-6Al-4V به فولاد PH 17-4 مانند تشکیل ترکیبات بین فلزی ترد، مستعد بودن به جذب اکسیژن و تفاوت در ضریب هدایت حرارتی، نیازمندی به روش جدیدی برای اتصال این دو آلیاژ حس می‌شود. هدف از انجام این پژوهش، امکان‌سنجی استفاده از فلزپرکننده BNi-2 به منظور تشکیل یک اتصال قابل قبول بین آلیاژ Ti-6Al-4V و فولاد PH 17-4 و رسیدن به یک دما و زمان بهینه برای تشکیل این اتصال بین این دو آلیاژ می‌باشد.

2- روش انجام آزمایش

در این پژوهش از آلیاژهای Ti-6Al-4V و فولاد PH 17-4 به عنوان فلزات پایه و از فلزپرکننده BNi-2 استفاده شده است که ترکیب شیمیایی آن‌ها در جدول‌های (1-3) آورده شده است.

جدول 1- ترکیب شیمیایی فولاد PH 17-4.

%	Fe	C	Mn	Cr	Ni	Cu
17-4 PH	پایه	0/036	0/68	15/7	4/5	3/8

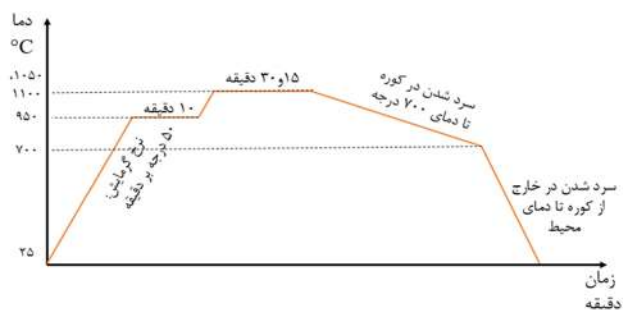
برابر با اکسیژن مایع، هلیوم یا نیتروژن مورد استفاده قرار گیرد. فولاد PH 17-4 یکی از فولادهای پر استفاده با ساختار مارتزیتی و از دسته فولادهای زنگ‌نزن رسوب‌سخت‌شونده با کروم - مس است که در صنایع مختلف و دما بالا از جمله نیروگاه‌ها، پالایشگاه‌ها، صنایع هسته‌ای، کارخانه‌جات کاغذسازی و موتورهای جت کاربرد گسترده‌ای دارد [7].

در آلیاژ Ti-6Al-4V، عنصر وانادیوم به عنوان پایدارکننده فاز بتا و انحلال آلومینیوم به عنوان پایدارکننده فاز آلفا عمل می‌کند. بنابراین این آلیاژ به دسته آلیاژهای آلفا-بتا تعلق دارد و به روش‌های محلول‌سازی یا پیرسازی می‌توان استحکام آنرا افزایش داد [9,8].

به دلیل اینکه عملیات لحیمکاری در دماهای بالا انجام می‌شود، ریزساختار فلز پایه می‌تواند دچار تغییر شود. برای آلیاژهای تیتانیوم بتا، آلفا و نزدیک به آلفا، عملیات لحیمکاری باید در دمایی کمتر از دمای استحاله بتا انجام شود تا از استحاله فازی که موجب تغییر در خواص ماده و اتصال می‌شود، جلوگیری شود. در خصوص آلیاژهای آلفا-بتا مانند آلیاژ Ti-6Al-4V، لحیمکاری در دماهای بالای استحاله بتا بحرانی نیست، زیرا کاهش چقرمگی و خواص مکانیکی فلز پایه می‌تواند با عملیات حرارتی بعد از لحیمکاری جبران شود [10]. اتصالات مختلفی بین این دو آلیاژ صورت گرفته است. اتصالات جوشکاری بین این دو می‌تواند با لایه واسطه از جنس وانادیوم یا مس انجام شود. وجود ترکیبات ترد بین فلزی مانند Fe_2Ti و FeTi موجب تجمع تنش و رشد ترک در جوشکاری این دو آلیاژ می‌شود [11].

وانادیوم نقش مهمی در جلوگیری از تشکیل ترکیبات بین فلزی دارد [12]. همچنین استفاده از مس باعث حذف ترک‌های ناشی از تشکیل ترکیبات بین فلزی در حوضچه جوش می‌شود [13]. شیو و همکارانش [14] در پژوهشی دریافتند که وجود یک پوشش rC/Ni بر سطح فولاد می‌تواند استحکام اتصال لحیمکاری بین فولاد PH 17-4 و آلیاژ Ti-6Al-4V با فلزپرکننده پایه نقره را به میزان قابل توجهی افزایش دهد. میانگین استحکام برشی این اتصال بدون استفاده از پوشش Ni/Cr از

نگهداری به مدت زمان 10 دقیقه در دمای 950°C به منظور رسیدن دمای واقعی کوره به دمای اسمی می‌باشد.



شکل 2- سیکل حرارتی کوره.

بررسی ریزساختار به وسیله میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی صورت گرفته است. به منظور مشخص شدن ریزساختار فلزات پایه، از محلول‌های حکاکی Kroll و Frey به مدت زمان 45 و 15 ثانیه و به ترتیب برای آلیاژ Ti-6Al-4V و فولاد PH 17-4 استفاده شد. ترکیبات این دو محلول در جدول (5) آورده شده است.

جدول 5 - ترکیبات محلول‌های حکاکی استفاده شده.

محلول	ترکیب شیمیایی
Kroll	$\text{HNO}_3\text{-HF:}92:6:2$ - آب مقطر
Frey	$\text{HCl-CuCl}_2(\text{g})$ - الکل - آب مقطر - $20:2,5:15:13$

همچنین برای ارزیابی خواص مکانیکی، از میکروسختی سنجی ویکرز و آزمون برشی استفاده شد از هر اتصال، سه نمونه برای تست برشی و یک نمونه برای بررسی‌های ریزساختاری انتخاب و در کوره قرار گرفته شد.

3- نتایج و بحث

3-1- بررسی ریزساختاری اتصالات انجام شده

تصاویر میکروسکوپ نوری اتصالات انجام شده در دمای 1050°C در شکل (3) آورده شده است.

مقایسه بین زمان‌های 15 و 30 دقیقه در دمای ثابت 1050°C نشان می‌دهد که تیتانیوم، به مقدار بیشتری نسبت به آهن در فلزپرکننده حل شده و فاز بتا تشکیل داده است [15]. حفرات مختلفی که در ناحیه اتصال دیده می‌شوند، ناشی از موارد

جدول 2- ترکیب شیمیایی آلیاژ Ti-6Al-4V.

%	Ti	Na	Al	Si	V
Ti-6Al-4V	پایه	0/506	5/56	0/137	3/075

جدول 3- ترکیب شیمیایی فلزپرکننده BNi-2.

%	Ni	Fe	Cr	Si	B
BNi-2	پایه	2/97	6/63	4/59	3/06

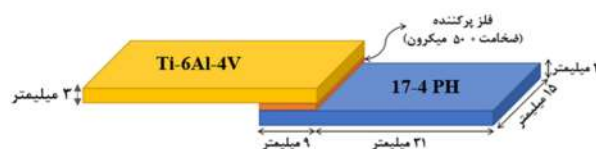
فویل پایه نیکل BNi-2 $(\text{Ni-(6-8)Cr-(2.75-3)B-(2.5-3.5)Fe})$ ، بازه دمایی کوچک و سیلان بهتری نسبت به فویل BNi-1 دارد. دمای لیکوئیدوس، سالیدوس و بازه دمایی مناسب لحیمکاری برای این فلزپرکننده در جدول مشخص شده است [4].

جدول 4 - بازه‌های دمایی فویل BNi-2.

بازه دمایی لحیمکاری $^{\circ}\text{C}$	دمای لیکوئیدوس $^{\circ}\text{C}$	دمای سالیدوس $^{\circ}\text{C}$
1205-1080	999	971

وجود بور و سیلیکون در ترکیب فویل BNi-2، اگرچه به‌عنوان عناصر کاهنده نقطه ذوب عمل می‌کنند؛ اما احتمال تشکیل فازهای ترد و شکننده را بیشتر می‌کنند که باعث افت خواص مکانیکی نیز می‌شوند [7].

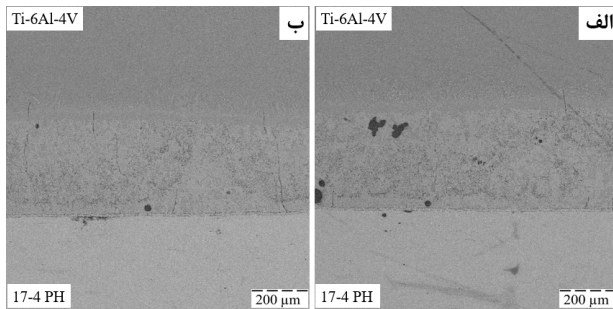
عدد سختی اولیه برای فولاد PH 17-4 برابر 334 و برای آلیاژ Ti-6Al-4V برابر 303 ویکرز می‌باشد. اتصالات در کوره و تحت اتمسفر گاز آرگون و در دماهای 1050 و 1100°C و در زمان‌های 15 و 30 دقیقه صورت گرفته است. طرح اتصال نمونه‌ها و ابعاد موردنیاز برای آزمون برشی طبق استاندارد JIS Z3192 [18] بوده و به‌صورت زیر می‌باشد:



شکل 1- طرح اتصال مورد استفاده در این پژوهش.

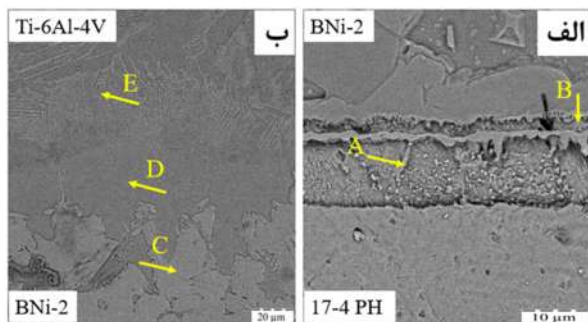
طرح اتصال به صورت لبه روی هم می‌باشد. سیکل حرارتی پیاده شده بر روی اتصالات در شکل (2) آورده شده است.

در فلز پرکننده نفوذ می‌کنند. همین اتفاق موجب به وجود آمدن حفرات کرکندال در ناحیه اتصال می‌شود [23]. نفوذ بور در دو سمت، باعث تشکیل یک لایه از ترکیبات بور در فصل مشترک می‌شود. تصاویر میکروسکوپ الکترونی اتصال انجام شده در دمای 1050°C و زمان 15 دقیقه به صورت زیر می‌باشد.



شکل 4- تصاویر SEM از اتصال انجام شده در دمای 1050°C و زمان 15 دقیقه.

وجود برخی از حفرات بزرگ در ناحیه اتصال، به دلیل انجام عملیات لحیمکاری در دمای بالا است [24]. برخی دیگر از این حفرات بزرگ نیز به دلیل کنده شدن ترکیبات بین فلزی به وجود می‌آیند. به منظور بررسی ترکیب شیمیایی در ناحیه اتصال، از آنالیز EDS استفاده شده است که نتایج آن به صورت زیر می‌باشد:

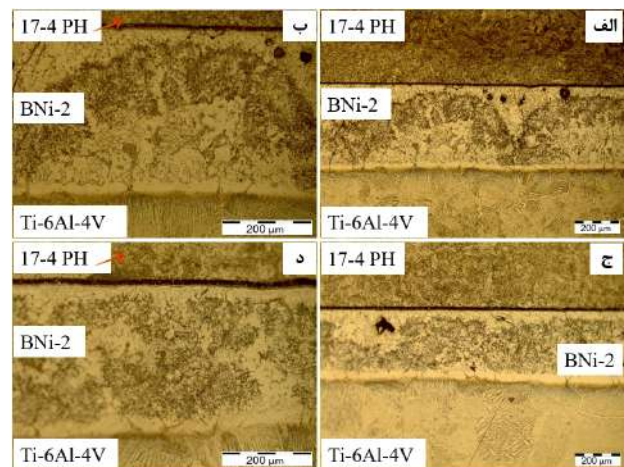


Cu	Ni	Fe	Cr	V	Ti	Si	Al	At.%
۸/۵	۳/۱	۵۴/۳	۱۹/۷	۲/۰	۶/۵	۲/۸	۲/۷	A
۲/۷	۴/۹	۴۶/۳	۷/۸	-	۲۸/۵	۵/۱	۴/۲	B
۲/۵	۱۸/۴	۸/۲	۳/۱	-	۵۴/۸	۳/۵	۹/۲	C
۱/۸	۴/۴	۴/۵	۳/۵	۴/۲	۶۵/۱	۲/۸	۱۳/۲	D
۱/۵	۳/۳	۲/۱	۱/۱	۳/۱	۷۲/۷	۲/۲	۱۳/۵	E

شکل 5 - آنالیز EDS نقطه‌ای از فصل مشترک فلزات پایه با فلز پرکننده در اتصال با دمای 1050°C و زمان 15 دقیقه.

عناصر کربن و بور به دلیل سبک بودن، در آنالیز EDS مشارکت نمی‌کنند. مشخص است که در سمت فولاد، احتمالاً ترکیبات

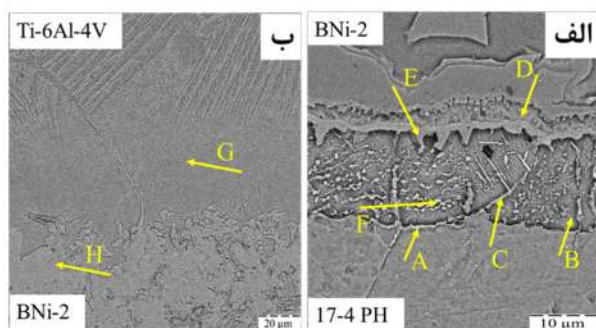
مختلفی می‌باشند. برخی از حفرات ریز، به دلیل وجود اثر کرکندال می‌باشند. به دلیل بیشتر بودن نفوذپذیری نیکل نسبت به تیتانیوم، در سمتی که نیکل وجود دارد، حفرات کوچکی تشکیل می‌شوند [19، 20]. البته در زمان 15 دقیقه نسبت به زمان 30 دقیقه، حفرات کرکندال بسیار کمتری وجود دارد و می‌توان گفت که عملاً این حفرات کرکندال تشکیل نمی‌شوند. درصد دیگری از این حفرات، ناشی از تبخیر برخی از ترکیبات با دمای ذوب پایین است که موجب ایجاد تخلخل در ناحیه اتصال می‌شود. برخی دیگر از حفرات، حفرات انقباضی می‌باشند که در زمان انجماد فلز مذاب و به دنبال آن، کاهش حجم به وجود می‌آیند. همچنین افزایش زمان در دمای ثابت، موجب افزایش حجم ترکیبات بین‌فلزی شده که موجب کاهش استحکام نیز می‌شود [21].



شکل 3- ریزساختار اتصالات انجام شده در دمای 1050°C و زمان‌های الف و ب- 15 ج و د- 30 دقیقه.

در فصل مشترک فلز پرکننده و فولاد 17-4 PH، یک لایه تشکیل شده که نشان‌دهنده ترکیب بین‌فلزی Fe_2Ti و ترکیبات غنی از کروم است. وجود تیتانیوم در این منطقه، نشان‌دهنده حلالیت زیاد تیتانیوم در نیکل است که این میزان به 10 درصد برای فاز بتا تیتانیوم می‌رسد [22]. از طرفی در فصل مشترک فولاد - فلز پرکننده نیز حفرات کرکندال وجود دارند. علت وجود این حفرات در آن منطقه، تفاوت در نفوذپذیری بور، نسبت به آهن و کروم است که موجب می‌شود بور با نرخ بیشتری در فولاد نفوذ کند، در حالی که آهن و کروم با نرخ کمتر

آنالیز ترکیب شیمیایی توسط EDS نقطه‌ای در شکل (8) آورده شده است.

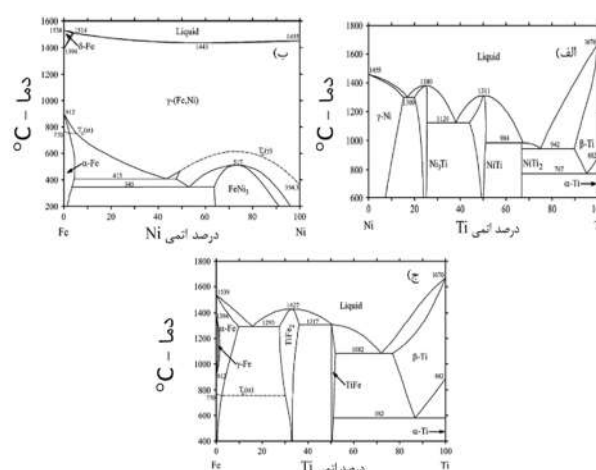


	Cu	Ni	Fe	Cr	V	Ti	Si	Al	At.%
A	۱/۷	۴/۶	۵۵/۰	۱۴/۹	۰	۵/۹	۴/۶	۴/۱	
B	۵/۳	۴/۰	۶۰/۸	۱۹/۵	۲/۹	۴/۴	۳/۷	۳/۵	
C	۸/۱	۳/۹	۵۴/۳	۱۸/۰	۰	۷/۱	۳/۹	۴/۳	
D	۳/۶	۴/۲	۴۴/۸	۸/۶	۰	۲۸/۵	۵/۷	۴/۲	
E	۴/۸	۳/۲	۵۴/۲	۱۹/۸	۰	۱۰/۴	۳/۹	۳/۴	
F	۲۸/۱	۵/۳	۳۴/۸	۱۳/۸	۰	۷/۹	۵/۲	۵/۶	
G	-	۱۹/۰	۹/۸	۳/۷	۰	۵۴/۹	۴/۰	۸/۴	
H	-	۵/۸	۵/۶	۴/۱	۴/۱	۶۴/۳	۲/۸	۱۳/۸	

شکل 8- آنالیز EDS نقطه‌ای از فصل مشترک فلزات پایه با فلزپرکننده در اتصال با دمای 1050°C و زمان 30 دقیقه.

نقاط A و B، نشان‌دهنده ترکیبات بورایدی هستند که در مقایسه با شکل (5)، مشخص است که حجم بیشتری دارند. طبق دیگرام دوتایی Fe-Ni می‌توان گفت که دو عنصر آهن و نیکل، فقط یک ترکیب بین‌فلزی $FeNi_3$ تشکیل می‌دهند که پایداری آن در دمای کمتر از 517°C است که در این اتصالات مشاهده نمی‌شوند. عناصر آهن و نیکل در این اتصالات به‌صورت محلول جامد $\gamma-(Fe,Ni)$ حضور دارند [22]. ترکیبات کروم-بوراید و نیکل-بوراید نیز در اتصال تشکیل می‌شوند. مشخص است که افزایش زمان، حجم بیشتری از ترکیبات را در ناحیه فصل مشترک فولاد - فلزپرکننده تشکیل می‌دهد که همین اتفاق می‌تواند دلیل کاهش استحکام اتصالات در دمای ثابت و زمان بیشتر باشد. از طرفی نفوذ آهن در فلزپرکننده نیز مشاهده می‌شود که به دلیل وجود تیتانیوم در آن منطقه، ترکیب لایه غنی از آهن Fe_2Ti تشکیل می‌شود که می‌تواند Si و Al را تا مقادیر زیادی در خود حل کند [26]. از آنجایی که عناصر بور و کربن در آنالیز EDS مشارکت نمی‌کنند، می‌توان گفت که ترکیبات Fe_2Ti می‌توانند شامل کربن و بور در ساختار خود نیز باشند. همان‌طور که در شکل (9) مشخص است، ترکیبات Ti-B و

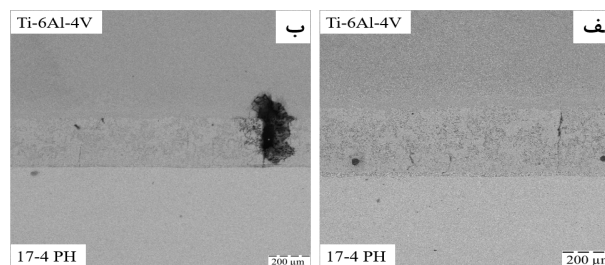
بورایدی (نقطه A)، ترکیبات غنی از کروم و ترکیبات ترد بین فلزی Fe-Ti (نقطه B) تشکیل شده است که می‌تواند بر خواص اتصال، اثر منفی بگذارد. این ترکیبات می‌توانند در ساختار خود کربن و بور را نیز داشته باشند. همچنین در سمت Ti-6Al-4V، ترکیب بین فلزی Ti_2Ni (نقطه C) مشاهده می‌شود که از یک استحاله حالت جامد به وجود می‌آید [25]. طبق دیگرام فازی دوتایی Ni-Ti، پایداری این فاز در دماهای پایین‌تر از 984°C است که نشان می‌دهد این فاز در حین سرمایش تشکیل شده است [22]. وجود این ترکیبات باعث افزایش تردی اتصال خواهد شد.



شکل 6- دیگرام فازی دوتایی الف Ni-Ti-ب Fe-Ni-ج Fe-Ti [22].

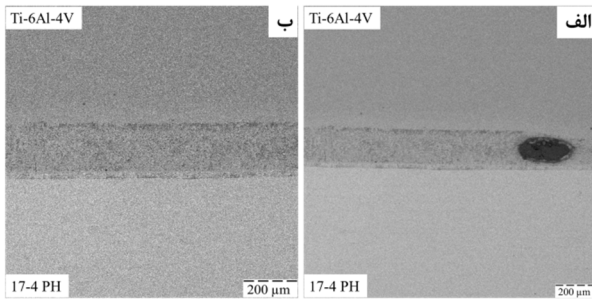
به دلیل نفوذ شدید بور از فلزپرکننده به داخل فولاد، یک تخلیه اتفاق می‌افتاد که همین موجب تشکیل ترکیبات Fe-Cr-B در ناحیه فصل مشترک می‌شود [23] که در شکل (5) با نقطه A مشخص است.

برای اتصال انجام شده در دمای 1050°C و زمان 30 دقیقه، تصاویر SEM به‌صورت زیر می‌باشد.

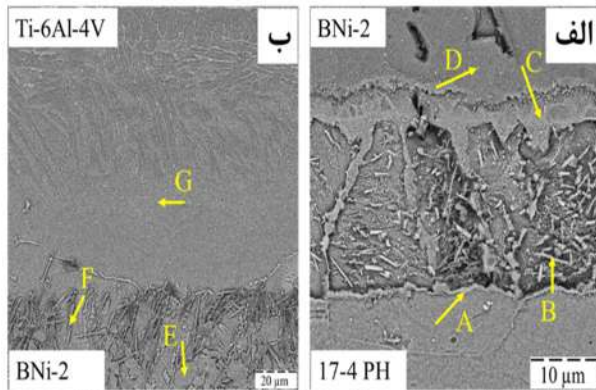


شکل 7- تصاویر SEM از اتصال انجام شده در دمای 1050°C و زمان 30 دقیقه.

افزایش بیش از حد دما - زمان، موجب ایجاد حفره‌های بیشتر شده که این اتفاق، با افزایش بیشتر زمان (در دمای ثابت)، خود را بیشتر نشان می‌دهد. افزایش زمان لحیمکاری، موجب کمتر شدن ترکیب CrB در ناحیه اتصال و نفوذ بیشتر بور به فصل مشترک‌ها شده که همانطور که در جدول مشاهده می‌شود، لایه بورایدی را ضخیم‌تر می‌کند [25]. مشخص است که افزایش زمان، اثر بیشتری نسبت به افزایش دما بر ریزساختار دارد. ریزساختار آلیاژ Ti-6Al-4V متشکل از فاز آلفا در مرزدهانه‌های بتا است. فولاد 17-4 PH هم تحت عملیات انحلال قرار گرفته و ساختار فریت گاما در مارتنزیت لایه‌ای مشاهده می‌شود. حفرات کرکندال نیز همانطور که اشاره شد در اتصال وجود دارند.



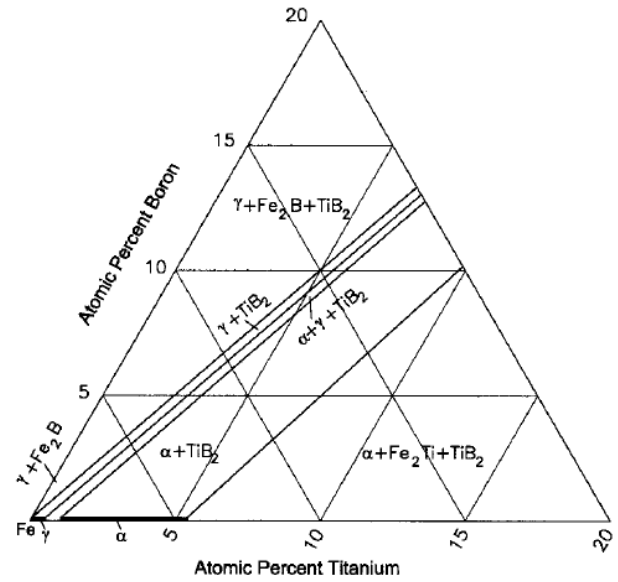
شکل 11- تصاویر SEM از اتصال انجام شده در دمای 1100°C و زمان 15 دقیقه.



	Cu	Ni	Fe	Cr	V	Ti	Si	Al	At.%
A	12/3	6/5	46/8	15/3	-	7/9	5/5	5/4	
B	24/3	5/8	36/5	13/3	-	8/1	5/4	6/4	
C	4/4	4/4	46/6	9/9	-	23/4	7/3	3/9	
D	5/6	11/5	19/6	4/6	2/3	44/8	3/5	7/7	
E	-	4/6	7/8	3/9	3/6	66/4	2/5	11/0	
F	-	1/5	2/6	2/0	6/1	24/8	2/4	1/4	
G	-	3/3	5/3	2/5	3/5	71/2	2/2	11/9	

شکل 12- آنالیز EDS نقطه‌ای از فصل مشترک فلزات پایه با فلزپرکننده در اتصال با دمای 1100°C و زمان 15 دقیقه.

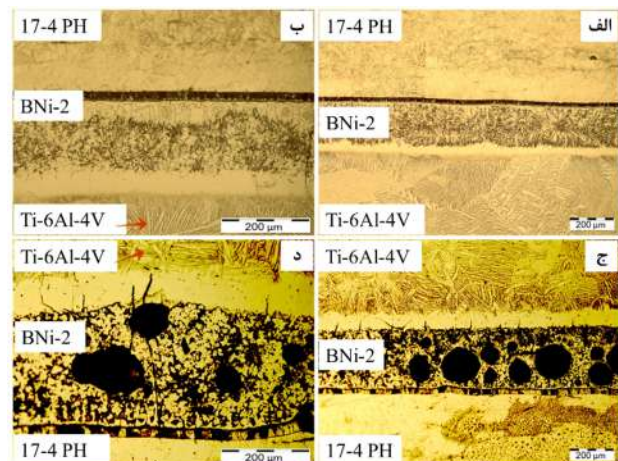
Fe-B نیز امکان تشکیل را دارند. عمده این ترکیبات، فاز ترد TiB_2 می‌باشند.



شکل 9- دیاگرام سه‌تایی Fe-Ti-B در دمای 1000°C [27].

نقاط C و E، نشان‌دهنده ترکیبات Fe-Cr-B می‌باشند که ناشی از نفوذ بور به فصل مشترک فولاد - فلز پرکننده است. نقطه D، ترکیب بین فلزی Fe_2Ti را نشان می‌دهد. نقطه F ذرات مس موجود در ترکیب فولاد را نشان داده که با بور و آهن، در فصل مشترک ترکیب تشکیل داده‌اند. نقاط H و G نیز ترکیب نزدیک به آلیاژ Ti-6Al-4V را دارند.

تصاویر میکروسکوپ نوری از اتصالات انجام شده در دمای 1100°C به صورت زیر است.



شکل 10- ریزساختار اتصالات انجام شده در دمای 1100°C و زمان‌های الف و ب- 15 ج و د- 30 دقیقه.

جدول 6- تغییرات پهنای فصل مشترک فولاد - فلزپرکننده و ISZ با تغییر دما و زمان.

دما و زمان اتصال		پهنای فصل مشترک فولاد - فلز پرکننده (μm)	پهنای ISZ (μm)
1050°C	15 دقیقه	13/48 ± 1/02	41/40 ± 2/45
	30 دقیقه	15/83 ± 0/60	51/70 ± 3/12
1100°C	15 دقیقه	24/57 ± 1/34	56/66 ± 6/87
	30 دقیقه	27/22 ± 0/65	81/48 ± 15/75

به طور کلی می توان گفت که مکانیزم اتصال از سه بخش تشکیل شده است:

- انحلال و پهن شدن محل اتصال [30].

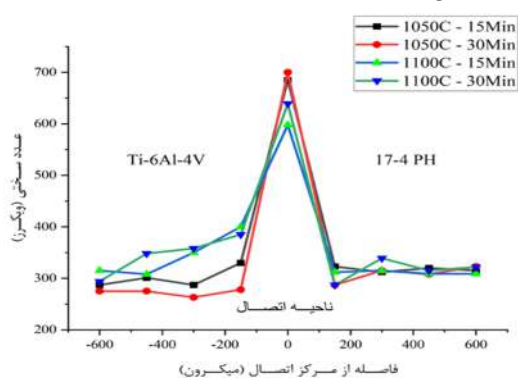
- انجماد همدمای و آغاز فرایند نفوذ در هم فلزات پایه در فلزپرکننده و بالعکس، در حالت جامد.

- کاهش دمای عملیات و انجماد غیر همدمای و تکمیل نفوذ حالت جامد. افزایش دما، تاثیر بسزایی بر نفوذ تیتانیوم در نیکل دارد.

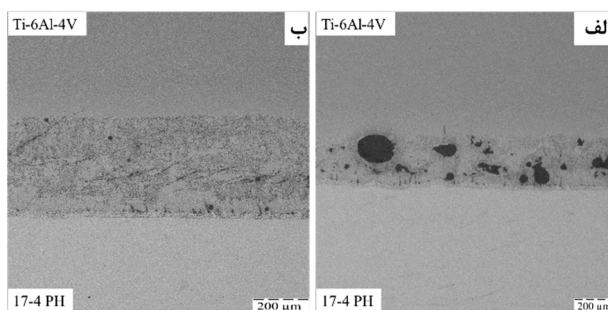
این امر باعث می شود که با افزایش دما، اختلاط بیشتر شده و محل اتصال، پهن شدن از خود نشان دهد. مشاهده می شود افزایش دما و زمان باعث افزایش پهنای فصل مشترک فولاد - فلزپرکننده و ISZ می شود [23].

3-2- بررسی خواص مکانیکی اتصالات انجام شده

از سختی سنجی و تست کشش به منظور بررسی خواص مکانیکی اتصال استفاده شده است. نتایج تست میکروسختی به صورت زیر می باشد:

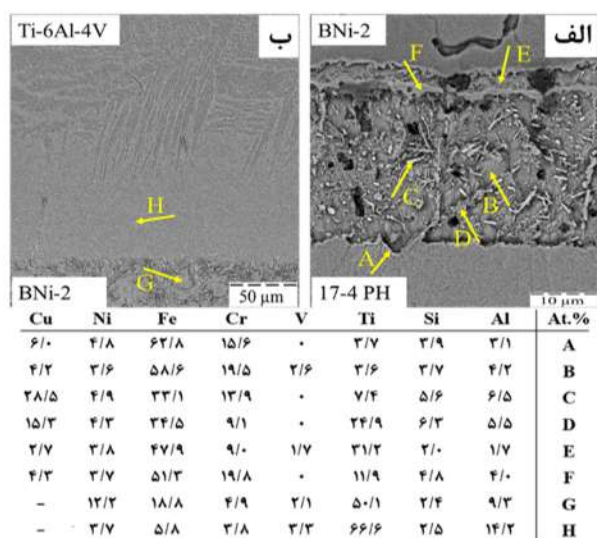


شکل 15- توزیع سختی در نواحی مختلف اتصالات انجام شده در دما و زمان های مختلف.



شکل 13- تصاویر SEM از اتصال انجام شده در دمای 1100°C و زمان 30 دقیقه.

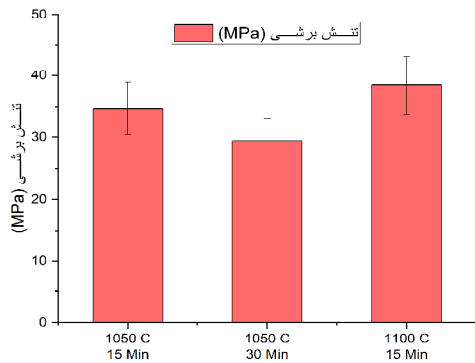
به دلیل آنکه اثر کرندال یک پدیده نفوذی است، به شدت وابسته به دما و زمان است. به همین دلیل انتظار می رود که با افزایش دما و زمان، اندازه حفرات کرندال بیشتر شود [28]. خطوط لایه ای و موج در فلزپرکننده می تواند ناشی از تشکیل فریت دلتا به دلیل وجود آهن باشد. مشاهده می شود که افزایش دما - زمان، موجب نفوذ بیشتر بور به فصل مشترک و تشکیل ترکیبات Fe-Cr-B می شود. نفوذ بور از ناحیه اتصال به سمت فولاد، نسبت به Si، تاثیر بیشتری بر روی تشکیل رسوبات داشته و بورایدهای غنی از کروم و آهن بلوکی و سوزنی تشکیل می دهد [29]. آنالیز EDS این اتصال در شکل (14) آورده شده است.



شکل 14- آنالیز EDS نقطه ای از فصل مشترک فلزات پایه با فلزپرکننده در اتصال با دمای 1100°C و زمان 30 دقیقه.

تغییرات پهنای فصل مشترک فولاد - فلزپرکننده برحسب دما و زمان های مختلف به صورت زیر می باشد.

افزایش ترکیبات بین فلزی Fe-Ti باشد. همانطور که ژائو و همکارانش [35] بررسی کرده‌اند، افزایش زمان اتصال موجب می‌شود که نفوذ Fe و Ti در فلزپرکننده بیشتر شده و ترکیبات بین فلزی Fe-Ti بیشتر شوند.



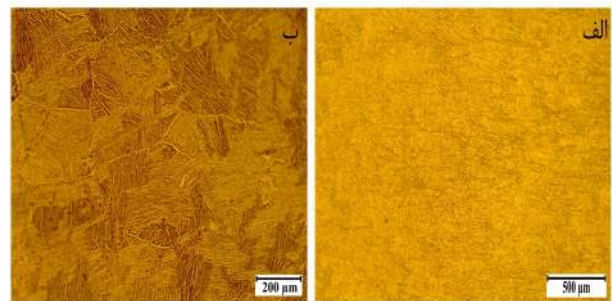
شکل 17- استحکام برشی اتصالات انجام شده در این پژوهش.

در پژوهشی که جیانگ و همکارانش [36] بر روی تاثیر زمان لحیمکاری بر استحکام اتصال فولاد زنگ‌نزن با فلزپرکننده BNi-2 انجام داده‌اند، مشخص شده است که افزایش بیش از حد زمان نگهداری موجب حل شدن مجدد ترکیبات بورایدی می‌شود که در فولاد نفوذ کرده بوده‌اند. این اتفاق موجب می‌شود که بور، ترکیبات بورایدی بیشتری تولید کرده و کاهش استحکام را به دنبال خواهد داشت. همچنین با افزایش زمان نگهداری، میزان حفرات در ساختار افزایش می‌یابند. زمان نگهداری باید به مقداری باشد که بور به مقدار کافی نفوذ کند اما فلزپایه به مقداری اضافی در فلزپرکننده حل نشود.

4- جمع بندی

اتصال بین فولاد PH 17-4 و آلیاژ Ti-6Al-4V با فویل BNi-2 می‌تواند انجام شود. ضریب نفوذ بالای تیتانیوم در فلز پرکننده و اختلاط این دو با هم، موجب تشکیل ترکیبات ترد بین فلزی می‌شود که کاهش استحکام را به همراه دارند. افزایش دمای لحیمکاری می‌تواند باعث افزایش واکنش فلزپرکننده و آلیاژ Ti-6Al-4V شود که می‌تواند استحکام را افزایش دهد. افزایش دما باعث افزایش نفوذپذیری عناصر شده و همین امر باعث افزایش پهنای فصل مشترک می‌شود. از طرفی افزایش زمان، می‌تواند

مشاهده می‌شود به دلیل وجود ترکیبات بین فلزی مختلف در ناحیه اتصال، سختی در مرکز اتصال تا حدود 700 ویکرز نیز می‌رسد. همچنین به دلیل قرار گرفتن در کوره، عدد سختی فلزات پایه نیز دچار تغییر شده که به دلیل رخ دادن عملیات حرارتی می‌باشد. افزایش سختی در ناحیه اتصال ناشی از وجود ترکیبات بورایدی و سایر ترکیبات بین فلزی می‌باشد. هرچه اندازه ترکیبات بورایدی کمتر باشد، سختی در محل اتصال نیز کمتر خواهد بود [31]. فازهای ترد تشکیل شده در مرکز اتصال، علاوه بر بالابردن سختی، محل‌های مناسبی برای شروع ترک می‌باشند [32]. تغییرات سختی در آلیاژ Ti-6Al-4V می‌تواند به دلیل تفاوت ساختار از هم‌محور به ویدمن‌اشانتن باشد [33] که در شکل (16) آورده شده است.



شکل 16- الف ساختار آلفا - بتا هم‌محور ب-ساختار

ویدمن‌اشانتن در آلیاژ Ti-6Al-4V بعد از عملیات لحیمکاری کاهش سختی در فولاد PH 17-4 بعد از اتصال می‌تواند ناشی از عملیات رسوب سختی و تشکیل آستنیت باقیمانده باشد. همانطور که میرزاده و همکارانش [34] بررسی کرده‌اند، این اتفاق می‌تواند به دلایلی از جمله بزرگتر شدن رسوبات مس، عملیات بازیابی و تشکیل آستنیت باقیمانده مرتبط باشد. پیشینه استحکام اتصالات به صورت زیر می‌باشد (اتصال انجام شده در دمای 1100°C و زمان 30 دقیقه هیچ‌گونه استحکامی از خود نشان نداده است):

به‌طورکلی افزایش دما در زمان ثابت، می‌تواند باعث افزایش استحکام شود. اما افزایش زمان در دمای ثابت، باعث بیشتر شدن حفرات و به دنبال آن، کاهش استحکام اتصال شود. همانطور که در شکل (17) مشاهده می‌شود، افزایش زمان اتصال موجب کاهش استحکام شده است که این اتفاق، می‌تواند ناشی از

10.1016/j.msea.2018.07.015.

13-A. Y. A. Mahdavi Shaker, H. Momeni, A. Khorram, "The effect of electron beam welding parameters on the microstructural characteristics and mechanical properties of dissimilar joint between 17-4PH steel and Ti6Al4V alloy," *J. Weld. Sci. Technol. of Iran*, vol. 9, no. 1, 2023.

14-R. K. Shiue, S. K. Wu, and J. Y. Shiue, "Infrared brazing of Ti-6Al-4V and 17-4 PH stainless steel with (Ni)/Cr barrier layer(s)," *Materials Science and Engineering A*, vol. 488, no. 1-2, pp. 186-194, 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.10.075.

15-S. Kundu, B. Mishra, D. L. Olson, and S. Chatterjee, "Interfacial reactions and strength properties of diffusion bonded joints of Ti64 alloy and 17-4PH stainless steel using nickel alloy interlayer," *Mater. Des.*, vol. 51, pp. 714-722, Oct. 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2013.04.088.

16-Q. Sun and S. Lu, "Elements diffusion and mechanical properties of 15-5PH stainless steel joint brazed with BNi-2 filler metal," *Mater. Sci. Forum*, vol. 850, pp. 700-705, 2016, doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.850.700.

17-A. Doroudi, A. E. Pilehrood, M. Mohebinia, A. Dastgheib, A. Rajabi, and H. Omidvar, "Effect of the isothermal solidification completion on the mechanical properties of Inconel 625 transient liquid phase bond by changing bonding temperature," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 9, no. 5, pp. 10355-10365, 2020, doi: 10.1016/j.jmrt.2020.07.015.

18-"JIS Z 3192 : 1999 Methods of tensile and shear tests for brazed joint.pdf." [Online]. Available: <http://kikakurui.com/z7/Z7311-2010-01.html>.

19-G. F. Bastin and G. D. Rieck, "Diffusion in the Titanium-Nickel Systems--1, 2. Occurrence and Growth of the Various Intermetallic Compounds.," *Met. Trans*, vol. 5, no. 8, pp. 1817-1831, 1974, doi: 10.1007/bf02644146.

20-S. V. Divinski, I. Stloukal, L. Kral, and C. Herzig, "Diffusion of Titanium and Nickel in B2 NiTi," *Defect Diffus. Forum*, vol. 289-292, pp. 377-382, Apr. 2009, doi: 10.4028/www.scientific.net/DDF.289-292.377.

21-A. Elrefaey and W. Tillmann, "Brazing of titanium to steel with different filler metals: Analysis and comparison," *J. Mater. Sci.*, vol. 45, no. 16, pp. 4332-4338, 2010, doi: 10.1007/s10853-010-4357-z.

22-T. Bertilsson Supervisor, H. Sina, and S. Iyengar, "Intermetallic Compound Formation in Ni-Ti-Fe(Cu) Powder Mixtures."

23-C. L. Ou, D. W. Liaw, Y. C. Du, and R. K. Shiue, "Brazing of 422 stainless steel using the AWS classification BNi-2 Braze alloy," *Journal of Materials Science*, vol. 41, no. 19, pp. 6353-6361, 2006, doi: 10.1007/s10853-006-0709-0.

24-B. Szwed and M. Konieczny, "Structural changes during the formation of diffusion bonded joints between titanium and stainless steel," *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 461, p. 012082, Dec. 2018, doi: 10.1088/1757-899X/461/1/012082.

25-Lin, Shiue, Wu, and Lin, "Dissimilar Infrared

باعث ضخیم شدن بیش از حد ترکیبات بین فلزی شده که باعث کاهش استحکام می شوند. به طور کلی، افزایش دما در زمان ثابت، می تواند باعث حل شدن ترکیبات بورایدی شده که کاهش سختی در ناحیه اتصال را به دنبال دارد. حل شدن ترکیبات بورایدی باعث می شود که بور به فصل مشترک نفوذ کرده و پهنای فصل مشترک را افزایش دهد و ترکیبات Fe-Cr-B بیشتری در آن ناحیه تشکیل شود. همچنین مشاهده می شود با افزایش زمان، اختلاط تیتانیوم در نیکل بیشتر شده که همین موجب افزایش حجم فازهای ترد Fe_2Ti و NiTi_2 می شود.

منابع

1-I. Kawakatsu and Y. Suezawa, "Effects of surface preparations of base metal on the brazed joint strength," *Transactions of the Japan Welding Society*, vol. 3, no. 1, 1972.

2-Lucas Milhaupt, "The Brazing Book," *Lucas Milhaupt*, 2004.

3-C. C. Liu, C. L. Ou, and R. K. Shiue, "The microstructural observation and wettability study of brazing Ti-6Al-4V and 304 stainless steel using three braze alloys," *J. Mater. Sci.*, vol. 37, no. 11, pp. 2225-2235, 2002, doi: 10.1023/A:1015356930476.

4-A. A. 8M/A5. 8:201.-A. 1 and A. A. N. Standard, "Specification for Filler Metals for Brazing and Braze Welding," *Specification for Filler Metals for Brazing and Braze Welding*. 2019.

5-International Standards, "ISO 17672:2016 - Brazing — Filler metals." 2016, doi: 10.1016/b978-0-08-026169-0.50011-6.

6-Rob Snell, "novel brazing alloy," University of Sheffield, 2017.

7-M. M. Schwartz, "Brazing: Second edition." 2003.

8-J. D. Destefani, "Introduction to Titanium and Titanium Alloys," *Prop. Sel. Nonferrous Alloy. Spec. Mater.*, pp. 586-591, 2018, doi: 10.31399/asm.hb.v02.a0001080.

9-C. T. Chang and R. K. Shiue, "Infrared brazing Ti-6Al-4V and Mo using the Ti-15Cu-15Ni braze alloy," *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 23, no. 3, pp. 161-170, May 2005, doi: 10.1016/j.jirmhm.2005.01.002.

10-A. E. Shapiro, "Brazing of Conventional Titanium Alloys," *Welding, Brazing, Solder.*, pp. 1-25, 2018, doi: 10.31399/asm.hb.v06.a0009239.

11-Y. Gao, T. Tsumura, and K. Nakata, "Dissimilar welding of titanium alloys to steels," *Trans. JWRI*, vol. 41, no. 2, pp. 7-12, 2012.

12-N. K. Adomako, J. O. Kim, S. H. Lee, K. H. Noh, and J. H. Kim, "Dissimilar welding between Ti-6Al-4V and 17-4PH stainless steel using a vanadium interlayer," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 732, pp. 378-397, 2018, doi:

- with GH3039 superalloy using BNi2 interlayer: Microstructure and mechanical properties,” *Mater. Des.*, vol. 90, pp. 949–957, 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2015.11.041.
- 32-M. A. Mofid, R. Barazandeh, and M. Jafarzagdegan, “Vacuum Brazing of NIMONIC 105 Superalloy Using W-Rich BNi-10 and Conventional BNi-2 Fillers,” *Jom*, 2023, doi: 10.1007/s11837-023-05944-x.
- 33-H. Carreon, A. Ruiz, and B. Santoveña, “Study of aging effects in a Ti-6Al-4V alloy with widmanstätten and equiaxed microstructures by non-destructive means,” *AIP Conf. Proc.*, vol. 1581 33, pp. 739–745, 2014, doi: 10.1063/1.4864894.
- 34-H. Mirzadeh and A. Najafzadeh, “Aging kinetics of 17-4 PH stainless steel,” *Mater. Chem. Phys.*, vol. 116, no. 1, pp. 119–124, 2009, doi: 10.1016/j.matchemphys.2009.02.049.
- 35-B. Zhao, D. Jian, L. Ma, Y. Ding, and L. Zhou, “Precipitation of intermetallic compounds in brazing of titanium and steel using brass filler,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 285, p. 116730, Nov. 2020, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116730.
- 36-W. Jiang, J. M. Gong, and S. T. Tu, “Effect of holding time on vacuum brazing for a stainless steel plate-fin structure,” *Mater. Des.*, vol. 31, no. 4, pp. 2157–2162, 2010, doi: 10.1016/j.matdes.2009.11.001.
- Brazing of CoCrFe(Mn)Ni Equiatomic High Entropy Alloys and 316 Stainless Steel,” *Crystals*, vol. 9, no. 10, p. 518, Oct. 2019, doi: 10.3390/cryst9100518.
- 26-S. B. Jung, T. Yamane, Y. Minamino, K. Hirao, H. Araki, and S. Saji, “Interdiffusion and its size effect in nickel solid solutions of Ni-Co, Ni-Cr and Ni-Ti systems,” *J. Mater. Sci. Lett.*, vol. 11, no. 20, pp. 1333–1337, 1992, doi: 10.1007/BF00729354.
- 27-V. Raghavan, “B-Fe-Ti (Boron-Iron-Titanium),” *J. Phase Equilibria*, vol. 24, no. 5, pp. 455–456, May 2003, doi: 10.1361/105497103770330145.
- 28-C. L. Ou and R. K. Shiue, “Microstructural evolution of brazing 422 stainless steel using the BNi-3 braze alloy,” *J. Mater. Sci.*, vol. 38, no. 11, pp. 2337–2346, 2003, doi: 10.1023/A:1023928312572.
- 29-B. Binesh and S. Mirzaei, “Effect of bonding temperature on the microstructure and electrochemical corrosion behavior of TLP bonded AISI 304L stainless steel,” 2022.
- 30-A. M. Atieh and T. I. Khan, “Transient liquid phase (TLP) brazing of Mg-AZ31 and Ti-6Al-4V using Ni and Cu sandwich foils,” *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 19, no. 4, pp. 333–342, May 2014, doi: 10.1179/1362171814Y.0000000196.
- 31-L. X. Zhang, Z. Sun, Q. Xue, M. Lei, and X. Y. Tian, “Transient liquid phase bonding of IC10 single crystal



Study of microstructure, phase transformation and high temperature strength of hastelloy X and Ni₃Al joint by TLP process

E. Ganjeh , A. Kafrou* , K. Shirvani 


Department of Advanced Materials and Renewable Energies, Iranian Research Organization for Science and Technology.

Received 3 November 2023 ; Accepted 14 December 2023

Abstract

In this study, mechanical properties of the transient liquid phase (TLP) bonds between Hastelloy X to Ni₃Al IMC at temperature range of 800 - 900 °C were investigated. The microstructure of the joints was examined by optical and scanning electron microscopy. Also, high temperature XRD (HTXRD) analysis was utilized to investigate the phase changes at different temperatures of half-joints. According to microscopic observations, the joint cross-section consisted of three regions including diffusion affected zone (DAZ), isothermal solidification zone (ISZ), and Athermal solidification zone (ASZ), which increasing temperature and time result in ISZ consisting of nickel-rich solid solution developed across the microstructure. The optimum joint bonding strength was achieved for the sample treated at 1100 °C – 180 min equal to 355 ± 4.5 MPa. The ultimate tensile strength reached 36.5 ± 1 and 20.5 ± 1 MPa at temperatures of 800 °C and 900 °C, respectively. Fracture occurred on the side of the IMC substrates at both test temperatures due to the presence of shrinkage porosity during the solidification stage of IMC and crystal lattice parameters mismatch with the matrix.

Keywords: Hastelloy X, Intermetallic compound, strength, joint, Microstructure.

 Corresponding Author: ali.kafrou@irost.ir



مطالعه ریزساختار، تغییرات فازی و استحکام دمای بالا اتصال Hastelloy X

Ni₃Al - توسط فرایند TLPاسماعیل گنجه^{ID}، علی کفلو^{ID*}، کورش شیروانی^{ID}

پژوهشکده مواد و انرژی‌های نو، سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران

دریافت مقاله: 1402/08/12؛ پذیرش مقاله: 1402/09/23

چکیده

در این مقاله، خواص مکانیکی اتصال فاز مایع گذرا (TLP) بین Hastelloy X به ترکیب بین فلزی Ni₃Al در محدوده دمایی 800-900°C مورد بررسی قرار گرفت. ریزساختار اتصال توسط میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی مطالعه شد. همچنین جهت بررسی تغییرات فازی در دماهای مختلف نیمه اتصال، از آزمون XRD دما بالا بهره گرفته شد. طبق مشاهدات میکروسکوپی، مقطع اتصال از سه منطقه متأثر از نفوذ، انجماد همدمای و انجماد غیر همدمای تشکیل شده بود که با افزایش دما و زمان فرایند، ناحیه انجماد همدمای متشکل از محلول جامد غنی از نیکل در عرض ریزساختار گسترش یافت. استحکام اتصال بهینه در دمای 1100°C و زمان 180 دقیقه برابر با 355 ± 4.5 مگاپاسکال به دست آمد. استحکام برشی گرم در دماهای 800 و 900°C به ترتیب به 36.5 ± 1 و 20.5 ± 1 مگاپاسکال اندازه‌گیری شد. شکست در سمت ترکیب بین فلزی در هر دو دمای آزمون به علت حضور حفرات انقباضی در حین مرحله انجماد ترکیب بین فلزی رخ داد.

کلمات کلیدی: سوپرآلیاژ Hastelloy X، ترکیب بین فلزی Ni₃Al، استحکام، اتصال، ریزساختار.* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: ali.kafloou@irost.ir

1- مقدمه

مانند Ni₃Al علاوه بر NiAl به عنوان مواد استراتژیک در موتورهای توربین هوایی پیشرفته کاربری دارند. فرایندهای اتصال در تمام صنایع برای ساخت سازه‌های مهندسی اجتناب ناپذیر است و در این میان، روش‌های پیوند لحیم‌کاری سخت و فاز مایع گذرا (TLP) به طور گسترده به ویژه برای اتصال غیرمشابه سوپرآلیاژها پیشنهاد می‌شود [3]. لایه واسط با کد تجاری BNi-2 (Ni-Cr-Fe-Si) معمولاً برای اتصال سوپرآلیاژهای Hastelloy X استفاده می‌شود که باعث ایجاد اتصالی مستحکم در دمای بالا می‌گردد. عناصر بور و سیلیسیوم به عنوان عناصر کاهنده نقطه ذوب (MPD) به ترکیب لایه‌های

سوپرآلیاژهای پایه نیکل به طور گسترده در ساخت قطعات توربین گازی مانند محفظه احتراق، پره‌های توربین و دریچه‌های مورد نیاز به خاطر استحکام دمای بالا استفاده می‌شود [1]. سوپرآلیاژ Hastelloy X به طور خاص یکی از سوپرآلیاژهای تقویت شده از طریق محلول جامد است که به دلیل مقاومت بالا در برابر خوردگی گرم و استحکام خزشی، برای کاربردهای دمای بالا مانند بخش‌های محفظه احتراق توربین‌های گازی (محدوده دمایی 500-1000 °C) مورد استفاده قرار می‌گیرد [2]. ترکیبات بین فلزی پایه نیکل (IMC)

همکاران [9] مورد بررسی قرار گرفته است. این اتصال در یک کوره تیوبی خلاء (6×10^{-4} Torr) در دمای 1120°C با اعمال فشار 14 MPa بمدت 90 دقیقه صورت گرفته است. استحکام کششی اتصال در دماهای 800 و 900°C به ترتیب 323 ± 1 و 210 ± 1 مگاپاسکال افزایش یافته بود.

مقالات متعددی در مورد مطالعه ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال هم جنس و غیرهمجنس بین سوپرآلیاژهای نیکل و ترکیبات بین فلزی منتشر شده است در حالی که تحقیق در مورد خواص مکانیکی دما بالا (مانند استحکام کششی گرم) اتصال سوپرآلیاژ Hastelloy X به ترکیب بین فلزی Ni_3Al بسیار محدود و کمیاب است.

هدف اصلی این مقاله دست یابی به پارامترهای اتصال بهینه (دما و زمان) سوپرآلیاژ Hastelloy X به ترکیب بین فلزی Ni_3Al توسط لایه واسط AWS BNi-2 می باشد. سپس، استحکام برشی دمای محیط و دمای بالای نمونه های اتصال در شرایط ایده آل، در دمای $800-900^\circ\text{C}$ ارزیابی شده است.

2- مواد و روش تحقیق

2-1- مواد اولیه

ورق پایه مورد استفاده در این تحقیق، سوپرآلیاژ Hastelloy X (کاربرد و آنیل شده) به ضخامت 2 میلی متر و جزء آلیاژهای استحکام دهی شده با مکانیزم محلول جامد می باشد. از چسب لایه واسط BNi-2 ساخت شرکت Vitta-braze به ضخامت 325 میکرون استفاده شد. چسب آلیاژهای پرکننده در مقایسه با پودر آلیاژی لحیم کاری سخت اتصالی تمیزتر و در عین حال باعث کاهش ملاحظات ایمنی بعلت استفاده از چسب های آلی بر یک بستر پلاستیکی خواهد شد. در جدول (1) ترکیب شیمیایی مواد اولیه مورد استفاده ارائه شده است. ترکیب بین فلزی Ni_3Al در کوره ذوب مجدد قوسی تحت خلاء از عناصر اولیه نیکل (خلوص 99/95) و آلومینیوم (خلوص 99/9) تهیه شد. به منظور اطمینان از یکنواختی ترکیب آلیاژ، 4 مرتبه عملیات ذوب انجام شد. علاوه بر استفاده از خلاء بالا، برای اطمینان از عدم حضور مقادیر بسیار کم اکسیژن، نمونه تیتانیومی

واسط اضافه شده که باعث افزایش سیالیت در دمای پایین می شود و تضعیف خواص مکانیکی فلزات پایه (BM) را نیز جبران می کند. کنترل نفوذ عناصر آلیاژی موجود در لایه واسط برای حذف منطقه انجماد آترمال (ASZ) و گسترش منطقه انجماد همدم (ISZ)، همواره یکی از چالش های مهم در فرایند TLP می باشد که به دمای اتصال، زمان نگهداری، اندازه شکاف و ترکیب لایه واسط بستگی دارد. این پارامترها بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال تأثیر می گذارند [4, 5].

در تحقیقی که توسط سامانی و همکارانش [6] انجام شده، اثر زمان اتصال در دمای ثابت 1050°C و زمان های 30 الی 120 دقیقه بر ریزساختار و استحکام ناشی از فرایند TLP در ترکیب بین فلزی Ni_3Al مورد بررسی قرار گرفته است. ساختار غالب در ناحیه مرکزی منطقه ASZ با حضور شبکه ای از فازهای بلوکی شکل و ترک انجمادی مشخص می باشد. دلیل تشکیل ترک انجمادی، تمایل عنصر آلومینیوم به انقباض در حوضچه مذاب و ایجاد تنش کششی در ناحیه مرکزی می باشد. با افزایش زمان اتصال، شرایط نفوذ بیشتر مهیا شده و در نتیجه ترکیبات مختلف بین فلزی مانند Ni_3Si ، Cr_2B و Ni_3B ایجاد شده بود. با افزایش زمان اتصال، مقدار استحکام برشی اتصال نیز حداکثر تا 219 مگاپاسکال در زمان اتصال 120 دقیقه گزارش شده است.

اثر زمان و دما بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال TLP هم جنس سوپرآلیاژ Hastelloy X با لایه واسط پایه نیکل (BNi-2) تحت خلاء 0/01 میلی بار در دماهای $1160 - 1070^\circ\text{C}$ و زمان های 640 - 5 دقیقه توسط ملکان و همکارانش [7, 8] مورد بررسی قرار گرفته است. فازهای موجود در مناطق ASZ، ISZ و DAZ به ترتیب حاوی Ni_3B ، محلول جامد γ (ناشی از واکنش پریکتیک) و غنی از عناصر Cr-Mo-B بود. دمای 1170°C و زمان 320 دقیقه و دمای 1160°C و زمان 40 دقیقه به عنوان بهترین پارامترها برای اتصال Hastelloy X گزارش شده بود که به ترتیب به 80 و 89 درصد استحکام فلز پایه رسیده است. استحکام دمای محیط و دمای بالا اتصال نفوذی همجنس سوپرآلیاژ Hastelloy X توسط اینجنین و

در کنار مواد اولیه، قبل از ذوب آلیاژ اصلی چندین بار ذوب گردید. جزئیات کامل و آنالیزهای مرتبط در خصوص تولید ترکیب بین فلزی در مقاله‌ای دیگر بطور مفصل بحث شده است [10].

2-2- شرایط اتصال

برای انجام فرایند اتصال از یک کوره تیوبی تا دمای 1400°C استفاده شد. اتمسفر مورد استفاده خلاء 10^{-4} تا 10^{-5} torr، نرخ گرمایش $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ و سرمایش تا دمای اتاق تحت خلاء انتخاب شد. جزئیات کامل اتصال در مرجع [10] ارائه شده است.

2-3- مشاهدات ریزساختاری

عملیات آماده سازی (برش و پولیش) نمونه‌ها مطابق استاندارد [11] انجام شد. نمونه‌ها با استفاده از محلول‌های اچ ماربل با ترکیب (10 گرم $\text{CuSO}_4 + 50$ میلی لیتر آب مقطر + 50 میلی لیتر HCl) مورد حکاکی قرار گرفته و ریزساختار محل اتصال نمونه‌های اتصال توسط میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX60 و میکروسکوپ الکترونی روبشی با تفنگ نشر میدانی مدل MIRA3 TESCAN مجهز به طیف سنج تفکیک انرژی (EDS)، مورد بررسی قرار گرفتند. جهت بررسی ریزساختار و آنالیز فازهای مختلف تشکیل شده در محل اتصال، از حالت الکترون‌های برگشتی استفاده شد. به منظور بررسی و اندازه‌گیری اندازه دانه‌ها در مناطق مختلف از روش تقاطع مطابق با استاندارد ASTM E112-63 بهره گرفته شد.

2-4- آنالیز فازی دما بالا

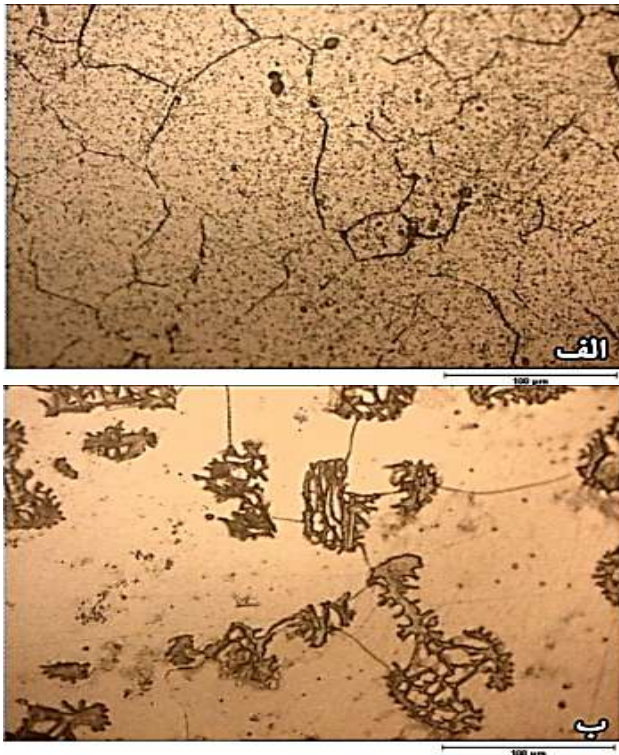
به منظور بررسی فازهای ایجاد شده در دمای‌های مختلف، آزمون پراش پرتو X در دمای بالا توسط دستگاه malvern panalytical xpert pro مجهز به محفظه دما بالا مدل Anton Paar HTK 16، انجام شد. تغییرات فازی ایجاد شده در حین اتصال با قراردادن لایه واسط B-Ni2 بر سطوح سوپرآلیاژ و ترکیب بین فلزی بصورت مجزا در دمای محیط تا دمای

به منظور تعیین اندازه تغییرات پارامتر شبکه کریستالی از روش نلسون-ریلی استفاده شد (رابطه 1) [12]. فازهای موجود توسط نرم‌افزار X'Pert HighScore Plus V3.0.5 شناسایی شدند و مقادیر پارامتر شبکه برای چهار پیک اصلی عنصر پایه (نیکل) محاسبه گردید. با استفاده از رابطه (1) می‌توان میزان تغییرات پارامتر شبکه نیکل در حین نفوذ عناصر مختلف در هر دو سمت سوپرآلیاژ و ترکیب بین فلزی را محاسبه نمود که از این اطلاعات حداکثر میزان انبساط شبکه بدست می‌آید.

$$NR = ((\cos [\theta^2] / \sin \theta) + (\cos [\theta^2] / \theta)) / 2 \quad (1)$$

2-5- آزمون‌های مکانیکی

آزمون برشی دمای محیط توسط دستگاه تست کشش ساخت شرکت سنتام مدل STM-250 با نرخ کرنش $1 \text{ mm}/\text{min}$ انجام شد. به منظور انجام آزمون برشی، نمونه‌های اتصال در ابعاد $10 \times 10 \times 4$ میلی‌متر روی فک مخصوص آزمون برشی نصب شدند. برای هر حالت 3 نمونه جهت انجام آزمون برش تهیه شد که متوسط نتایج آن‌ها معیار نتایج آزمون برشی در نظر گرفته شد. لازم به ذکر است که میزان استحکام برشی بدست آمده از آزمون برشی تقریباً $0/6$ استحکام کششی می‌باشد [13]. آزمون کشش گرم توسط دستگاه تست کشش ساخت شرکت سنتام مدل STM-150 با نرخ کرنش $0/1 \text{ mm}/\text{min}$ انجام شد. دستگاه فوق مجهز به یک کوره المنتی و ترموکوپل Type K بود که قابلیت افزایش دما تا 980°C را دارا می‌باشد. آزمون برش گرم در 2 دمای 800 و 900°C (دمای کارکرد قطعه سوپر آلیاژ) جهت مقایسه از نمونه اتصال در دمای 1100°C (بهترین خواص) صورت گرفت. نمونه برشی بعد از نصب در دستگاه توسط کوره المنتی به دمای مورد نظر رسید و تا پایان آزمون، منطقه اتصال تحت شرایط دمایی مذکور قرار گرفت. برای



شکل 1- ریزساختار فلزات پایه (الف) سوپراآلیاژ (در دمای 1170°C به مدت 30 دقیقه آنیل و در آب کوئنچ شده) (ب) ترکیب بین فلزی Ni_3Al .

همانطور که در نمونه‌های اتصال در زمان 60 دقیقه و دمای 1100°C مشاهده می‌شود، هنوز انجماد هم دما در ناحیه مرکزی اتصال کامل نشده و ریزساختار یوتکتیکی AS به وضوح مشخص می‌باشد. با افزایش زمان تا 180 دقیقه عرض ناحیه DA در فصل مشترک لایه واسط و سوپر آلیاژ افزایش یافته است که این مقدار برای نمونه اتصال یافته در دمای 1150°C نسبت به سایر دماها بیشتر می‌باشد. بطور کلی افزایش دما باعث فعال‌سازی مسیرهای نفوذ و افزایش زمان باعث توسعه نقل و انتقالات اتمی خواهد شد.

به منظور مطالعه دقیق‌تر و همچنین بررسی فازهای مختلف در مقطع اتصال از میکروسکوپ FESEM به همراه آنالیزهای EDS و MAP استفاده شد. تصویر FESEM به همراه آنالیز MAP نمونه‌های اتصال در زمان 180 دقیقه و دماهای 1050، 1100 و 1150°C در شکل (3) گردآوری شده است. عناصر آلیاژی براساس پارامتری بعنوان ضریب توزیع تعادلی بین جبهه انجمادی و مذاب توزیع می‌شوند.

افزایش دقت، این آزمون در هر دما دو مرتبه تکرار شد. نمونه‌ها طبق استاندارد ASTM E8M توسط ماشین سیم برش بریده شدند.

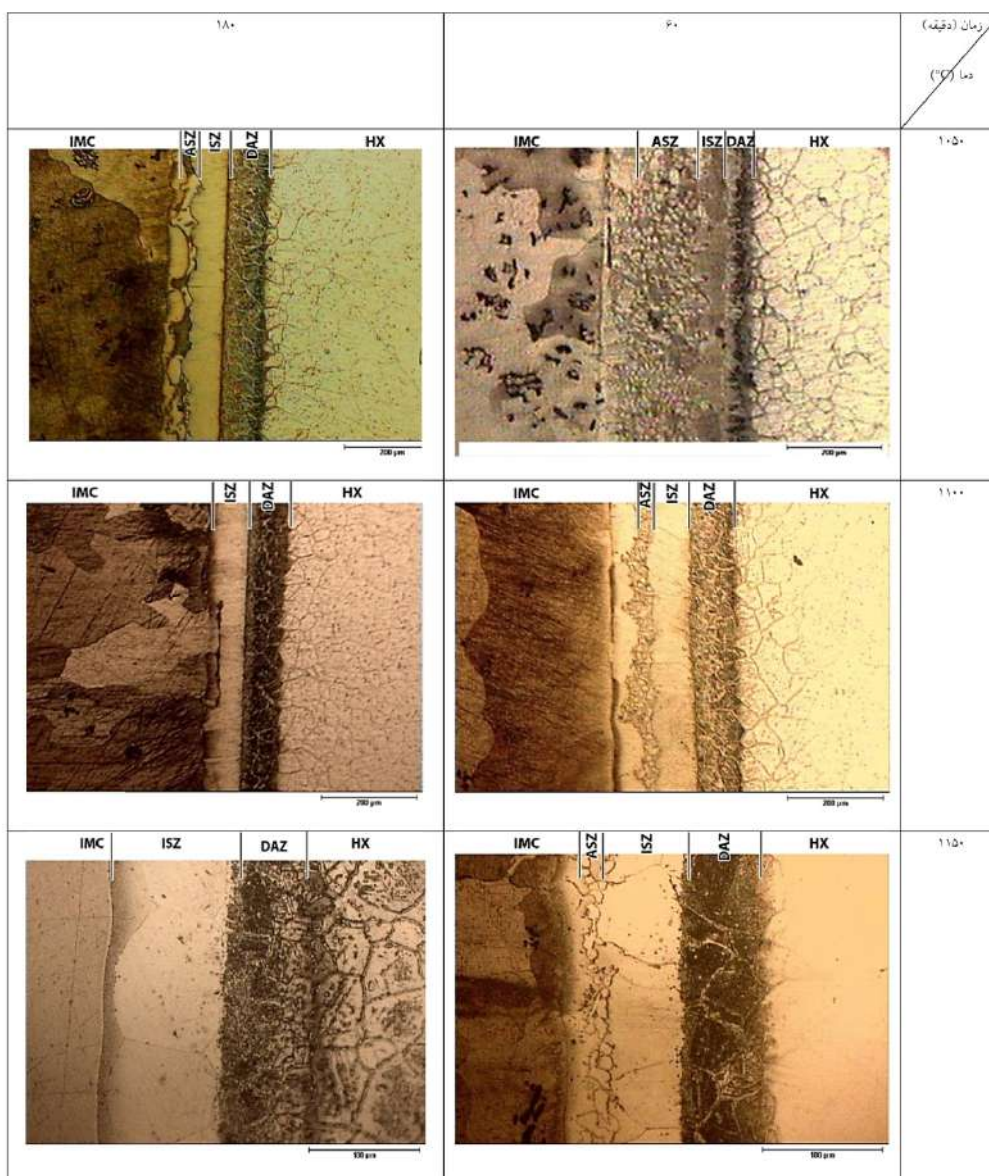
3- نتایج و بحث

3-1- ریزساختار فلزات پایه

ریزساختار فلزات پایه در شکل (1) نشان داده شده است. ریزساختار سوپر آلیاژ از محلول (γ) جامد آستنیتی غنی از نیکل با دانه‌های هم محور به همراه ذرات ریز کاربیدی (عمدتاً M_6C و M_{23}C_6) با مورفولوژی کروی در مرزها و داخل دانه‌ها تشکیل شده است. ریزساختار ترکیب بین فلزی Ni_3Al عمدتاً از فاز γ غنی از نیکل (فاز زمینه یا منطقه دندریتی) به همراه ساختار یوتکتیکی دوتایی $\gamma^+ \gamma^-$ (بین دندریتی) تشکیل شده است. فاز دوم (γ^-) عمدتاً در محل تلاقی مرز دانه‌ها (شکل 1-ب) ایجاد شده که ریزساختار مشاهده شده با ریزساختارهای سایر تحقیقات تطابق دارد [6, 14, 15]. اندازه متوسط دانه سوپر آلیاژ و ترکیب بین فلزی به ترتیب 2 ± 93 و 8 ± 175 میکرومتر محاسبه شد.

3-2- ریزساختار اتصال

شکل (2) تصویر میکروسکوپی نوری از مقطع اتصال HX/BNi- $2/\text{Ni}_3\text{Al}$ را نشان می‌دهد که از چهار منطقه متمایز (DAZ، ISZ، ASZ و ISZ از Ni_3Al) در اکثر نمونه‌های اتصال در زمان‌ها و دماهای مختلف تشکیل شده است. با افزایش زمان و درجه حرارت عرض منطقه AS به دلیل افزایش نرخ نفوذ کاهش یافته و از طرف دیگر باعث گسترش منطقه IS شده است. تشکیل منطقه DA با مورفولوژی سوزنی در مرز دانه‌های سوپرآلیاژ باعث تثبیت دانه‌ها شده و در نتیجه از رشد بیشتر آن‌ها جلوگیری می‌کند [18]. بنابراین، منطقه AS هنوز در دمای اتصال 1050°C و زمان 180 دقیقه به طور کامل در ریزساختار حل نشده است. گزارش شده است که افزایش دما بالاتر از 1120°C (حتی زمان‌های طولانی) بیشتر باعث وقوع پدیده رشد دانه و کاهش خواص مکانیکی خواهد شد [7, 16].



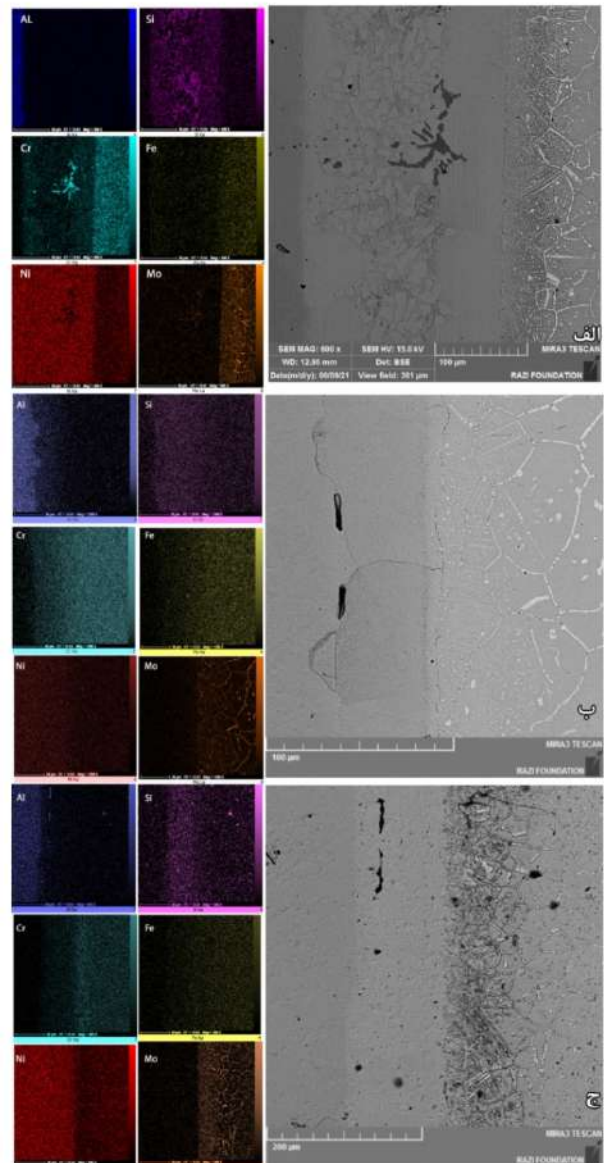
شکل 2- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های اتصال در دماهای 1150-1050°C و زمان‌های 60 تا 180 دقیقه.

نفوذ عناصر آهن و کروم (با ضریب توزیع تعادلی بیشتر از یک) به درون لایه واسط باعث پس زدن عناصر سیلیسیوم و بور (با ضریب توزیع تعادلی کمتر از یک) از ناحیه اتصال می‌گردد که منجر به افزایش دمای تعادلی ناحیه اتصال و تشکیل منطقه انجماد همدمما در فصل مشترک جامد/مذاب می‌گردد. مهم‌ترین عامل در تشکیل ناحیه انجماد همدمما تغییرات در ترکیب شیمیایی، به علت نفوذ مابین مذاب لایه واسط و عناصر آلیاژی فلزات پایه در دمای اتصال می‌باشد [17].

ضریب توزیع تعادلی (K) هر عنصری براساس رابطه (2) تعریف می‌شود که C_s و C_l به ترتیب غلظت عنصر حل شونده در فاز جامد و مذاب می‌باشد. عناصر با ضریب توزیع تعادلی کمتر از یک تمایل به باقی ماندن در فاز مذاب دارند و در نتیجه فاز مذاب از آن عنصر غنی می‌شود. بنابراین غلظت عناصر آلیاژی در جلوی فصل مشترک انجمادی بعلت پس زدن عناصر آلیاژی از داخل فاز جامد افزایش پیدا می‌کند [6, 14].

$$K = \frac{C_s^i}{C_l^i} \quad (2)$$

حضور اتم‌های کروم در منطقه اتصال نشان از غنی شدن این منطقه از این عنصر دارد. بنابراین، اتم‌های باقی‌مانده کروم موجود در منطقه مذاب در حین انجماد فازهای غنی از کروم را تشکیل می‌دهند که در شکل (3-الف) به خوبی قابل مشاهده می‌باشند. این فازها در دمای 1050°C (زمان 180 دقیقه) به علت قرارگیری در دمای استحاله یوتکتیک سه تایی Ni-Cr-B در زمینه تشکیل می‌شوند [19]. در حین انجماد هم‌دما منطقه اتصال غنی از عنصر بور شده، در حالی که عنصر سیلیسیم در منطقه IS توزیع شده است. در نتیجه فاز مذاب باقی‌مانده که غنی از عناصر کروم، نیکل و بور می‌باشد، توسط واکنش یوتکتیک به اجزای Ni_3B و رسوبات کروم-نیکل بوراید تجزیه می‌شوند. عنصر بور به دلیل ضریب نفوذ بالاتر از سیلیسیم بیشتر در سوپر آلیاژ نفوذ می‌کند و باعث ذوب سطحی و در نتیجه حلالیت زیرلایه و تشکیل ترکیبات مختلف می‌گردد. با افزایش بیشتر دما و رسیدن به دمای لیکوئیدوس آلیاژ پرکننده، فاز غنی از نیکل γ بعنوان فاز زمینه توسط پدیده انجماد هم‌دما در فصل مشترک جامد/مذاب تشکیل می‌گردد. افزایش زمان نگهداری باعث نفوذ عناصر از فاز زمینه به مذاب شده و در نتیجه آن گسترش ناحیه انجماد هم‌دما تا منطقه مرکزی اتصال می‌گردد. در این میان نفوذ عناصری همچون سیلیسیم و آلومینیوم به عنوان عناصر ایجاد کننده فاز γ ، در زمینه γ نفوذ می‌کنند که وقتی میزان حلالیت این عناصر در فاز زمینه γ به حد خود برسد، فاز γ متشکل از $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Si})$ بصورت فوق اشباع در زمینه تشکیل می‌شود. وقتی زمان جهت نفوذ کافی نباشد، ناحیه انجماد هم‌دما تکمیل نشده و بنابراین فاز مذاب باقی‌مانده باعث ایجاد ناحیه ASZ خواهد شد. همانطور که در شکل (3-ب و 3-ج) مشاهده می‌شود با افزایش دما نرخ نفوذ افزایش یافته و باعث حرکت اتمی بیشتر (بعلت گرادیان غلظتی) عنصر آلومینیوم از سمت ترکیب بین فلزی به سمت مقطع اتصال می‌گردد. با توجه به درصد وزنی عنصر آلومینیوم در سوپر آلیاژ، لایه واسط و ترکیب بین فلزی مقدار این عنصر در سمت ترکیب بین فلزی از دو قسمت دیگر بیشتر می‌باشد و با توجه به قانون نفوذ در خود یا پدیده برگشت نفوذ [17]،

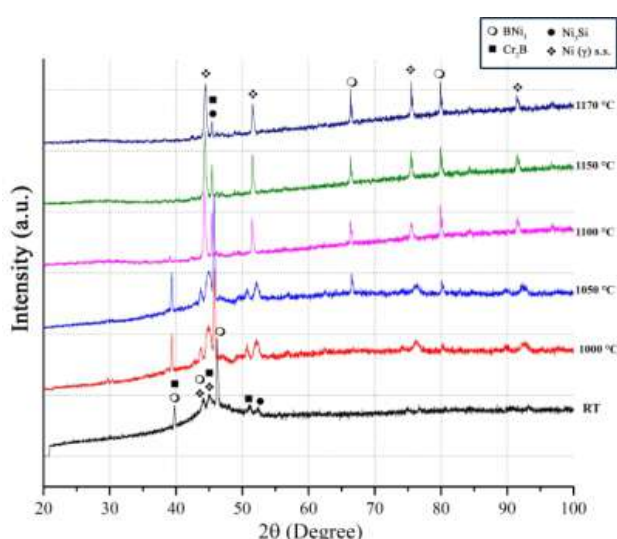


شکل 3- تصویر FESEM به همراه آنالیز MAP نمونه‌های اتصال در زمان 180 دقیقه و دماهای الف- 1050°C ، ب- 1100°C و ج- 1150°C .

افزایش ضریب توزیع تعادلی منجر به کاهش حلالیت فلز پایه و کاهش میزان نفوذ عناصر سیلیسیم و بور به داخل سوپر آلیاژ می‌شود. با توجه به قانون دوم فیک [18] با افزایش دما در یک زمان ثابت، منطقه متأثر از حرارت ابتدا رشد کرده و به حد مشخصی رسیده و سپس در این محدوده (62-66 میکرومتر) ثابت شده است. بنابراین میزان عمق نفوذ بعد از حد مشخصی تغییری نمی‌کند.

3-3- بررسی کیفی فازی مقطع اتصال با آنالیز HTXRD

نمودار پراش پرتو ایکس از نیمه اتصال (لایه واسط قرار گرفته بر سوپرآلیاژ) از دمای محیط تا دمای 1170°C در شکل (4) ارائه شده است. الگوی پراش دمای محیط در زاویه $20^{\circ}\sim 45^{\circ}$ دارای یک پیک با ارتفاع محسوس نسبت به سایر پیکها می باشد که توسط نرم افزار بعنوان فاز محلول جامد نیکل (γ) کریستالی شناخته می شود. با افزایش دما تا 1100°C پیک بوراید کروم با ترکیب Cr_2B در ریزساختار انحلال یافته است که مشاهدات میکروسکوپی (شکل 3) نیز این نتیجه را صحه گذاری می کنند.



شکل 4- نمودار پراش پرتو ایکس در دماهای مختلف از نیمه مقطع اتصال سمت سوپرآلیاژ.

با افزایش دما تا 1000°C بعضی از پیکهای ریز در مجاروت فاز محلول جامد نیکل (γ) تشکیل می شوند که طبق تحلیل نرم افزار، فاز Ni_2Si یا همان یوتکتیک دوتایی نیکل - سیلیسیوم شناسایی می شوند که افزایش دما تا 1170°C از شدت آنها بعلت پدیده نفوذ حالت جامد کاسته ولی هنوز باعث حذف کامل آنها نشده است. علاوه براین، می توان به ترکیبات بوراید نیکل ($\text{BNi}_2/\text{BNi}_3$) نیز اشاره نمود که در بالاترین مقدار دما نیز در ساختار باقی مانده اند. بنابراین می توان متصور شد که ریزساختار نهایی شامل محلول جامد نیکل بعنوان فاز زمینه

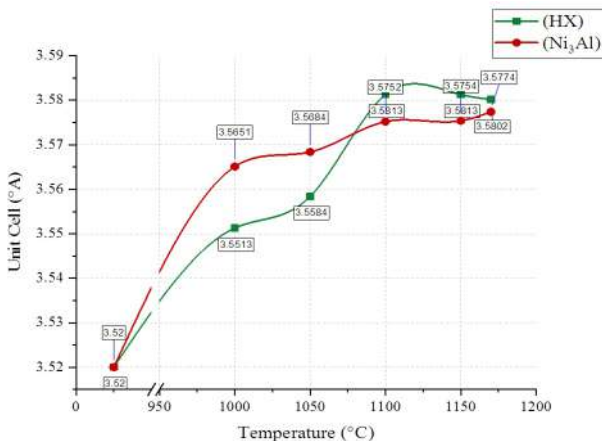
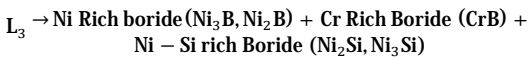
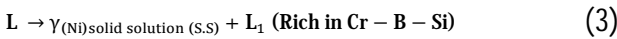
حرکت اتمی و نفوذ آلومینیوم جهت به تعادل رساندن گرادیان غلظتی از ترکیب بین فلزی به سمت سوپرآلیاژ می باشد که با افزایش دما، عمق نفوذ افزایش یافته و در نتیجه باعث ایجاد حفرات انقباضی در ریزساختار بعد از انجماد می شوند. افزایش دمای اتصال تا 1150°C باعث تشکیل ترکهای انجمادی در سمت ترکیب بین فلزی شده است. این ترکها به دلیل عدم یکنواختی ساختار دندردیتی و همچنین متاثر از حضور عنصر آلومینیوم موجود در مذاب ایجاد شده در منطقه اتصال می باشد. طبق تصاویر MAP در دمای 1150°C شکل (3-ج) مشخص می شود که عمده تحرکات اتمی عناصر به سمت سوپر آلیاژ می باشد و بنابراین عناصر آلیاژی موجود پیرامون ترکهای انجمادی نتوانسته اند این منطقه را در حین انجماد اشغال نمایند و در نتیجه باعث تشکیل ترک شده است [6].

با افزایش دما و زمان مقدار فاز یوتکتیک موجود در ریزساختار بعلت نرخ نفوذ بیشتر عنصر بور کاهش یافته و این مقدار در دمای 1150°C و زمان 180 دقیقه به کمترین مقدار خود می رسد. می توان اظهار داشت که منطقه انجماد همدمای کل ریزساختار را احاطه کرده است. دما پارامتر اثرگذارتری نسبت به زمان در افزایش نفوذ به شمار می آید. در واقع اثر دما را می توان به فعال سازی مسیرهای نفوذ و زمان را به تکمیل فرایند نفوذ نسبت داد. حال ممکن است که در یک دمای مشخص، نیاز به زمان زیادی برای تکمیل فرایند نفوذ باشد [17]. پارامترهای اتصال در دمای 1100°C و زمان 180 دقیقه برای نفوذ کامل عناصر کاهنده دمای ذوب (مانند سیلیسیم و بور) به سمت سوپرآلیاژ و ترکیب بین فلزی کافی بوده و باعث تشکیل منطقه انجماد همدمای در کل ریزساختار قبل از سرد شدن اتصال شده است. به منظور حذف کامل فازهای بوراید، نیاز به افزایش دما تا $1160\text{-}1170^{\circ}\text{C}$ است که منجر به حلالیت بیشتر در فلز پایه و تشکیل فاز مایع می گردد. با توجه به دمای ذوب سوپرآلیاژ، قرارگیری آلیاژ در محدوده $1260\text{-}1355^{\circ}\text{C}$ و رسیدن به حد نهایی دما ($\approx 0.9 T_m$)، پدیده رشد دانه و کاهش خواص مکانیکی خصوصاً در دمای بالا رخ خواهد داد [20].

مقدار انبساط شبکه کریستالی ناشی از اثر همزمان نفوذ عناصر آلیاژی و دما می‌باشد.

افزایش دما تا 1170°C باعث تغییر روند و کاهش آن به مقدار $3/580^{\circ}\text{A}$ شده است که دو شاخه شدن پیک‌های فاز محلول جامد نیکل در زوایای 76 و 92 درجه در شکل (4) موبد مطالب گفته شده می‌باشد. از طرف دیگر، مطابق شکل (6) مقدار پارامتر شبکه عنصر نیکل در دمای 1170°C در ترکیب بین فلزی $3/557^{\circ}\text{A}$ محاسبه شده است که هنوز نسبت به حد نهایی عنصر نیکل ($3/580^{\circ}\text{A}$) حدود $0/1$ درصد فاصله دارد. بنابراین می‌توان چنین استنباط نمود که میزان حلالیت رسوبات Ni_2Si در فاز محلول جامد نیکل با کمک دما، افزایش می‌یابد. ولی در سمت سوپرآلیاژ بعلت وجود عناصر آلیاژی در فلز پایه و همچنین تشکیل ترکیبات بوراید کروم - مولیبدن در فصل مشترک اتصال، میزان نفوذ عنصر بور به لایه‌های داخلی سوپرآلیاژ محدود شده و پس از اشباع ساختار کریستالی زمینه، باعث تشکیل رسوبات بوراید نیکل می‌گردد.

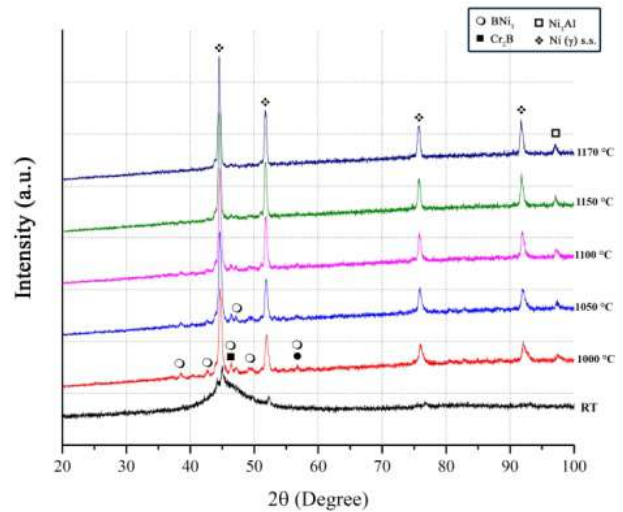
با توجه به نتایج آنالیز FESEM و HTXRD از نیمه اتصال می‌توان مسیر انجمادی در منطقه اتصال را بصورت (3) خلاصه نمود.



شکل 6- نمودار تغییرات پارامتر شبکه عنصر نیکل برحسب دما برای نیمه اتصال سوپرآلیاژ (HX) و ترکیب بین فلزی (Ni_3Al) .

می‌باشد که در آن ساختار یونکتیک سه جزئی از عناصر Ni-Si- B متشکل از رسوبات $\text{BNi}_2/\text{BNi}_3/\text{Ni}_2\text{Si}$ قرار گرفته است.

نمودار پراش پرتو ایکس از نیمه اتصال (لایه واسط قرار گرفته بر ترکیب بین فلزی) از دمای محیط تا دمای 1170°C در شکل (5) ارائه شده است. افزایش دما تا 1000°C باعث تشکیل فاز Ni_2Si بعلت نفوذ عنصر بور از لایه واسط به سمت ترکیب بین فلزی در مجاورت پیک‌های فاز محلول جامد نیکل (γ) شده است که با افزایش دما بعلت حلالیت در فاز زمینه محو شده‌اند. لازم به ذکر است که در دمای 1000°C پیک‌های مشخصه مربوط به ترکیب بین فلزی Ni_3Al ناشی از نفوذ عنصر آلومینیوم به سمت لایه واسط (نیروی محرکه گرادیان غلظتی می‌باشد) نیز در الگوهای پراش نمایان شده‌اند.



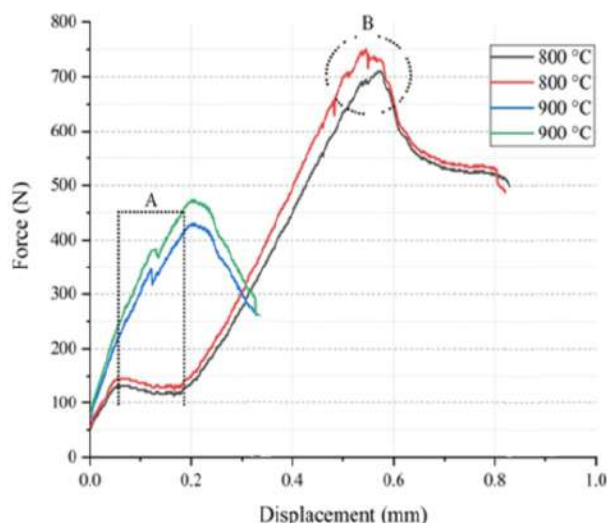
شکل 5- نمودار پراش پرتو ایکس در دماهای مختلف از نیمه مقطع اتصال سمت ترکیب بین فلزی.

محاسبات انجام شده بر اساس رابطه نلسون - ریلی (1) به منظور بررسی تغییرات پارامتر شبکه نیکل در دماهای مختلف بصورت نمودار در شکل (6) رسم شده است. شعاع اتمی و پارامتر شبکه عنصر نیکل با ساختار کریستالی FCC به ترتیب برابر $1/24^{\circ}\text{A}$ و $3/52^{\circ}\text{A}$ می‌باشد [21]. همانطور که در شکل (6) مشاهده می‌شود، تغییرات پارامتر شبکه نیکل تا دمای 1100°C افزایش یافته و سپس در دمای 1150°C به یک مقدار ثابت برابر $3/581^{\circ}\text{A}$ رسیده است. پارامتر شبکه نسبت به حالت اولیه $1/74$ درصد افزایش یافته است که بیانگر بیشینه

با توجه به خواص مکانیکی فلزات پایه، این مقدار از استحکام، تقریباً برابر با استحکام فلزات پایه می‌باشد. افزایش بیشتر دما ($1150\text{ }^{\circ}\text{C}$) باعث کاهش 5 درصدی استحکام بعثت وقوع پدیده رشد دانه شده است. بطور کلی افزایش دما باعث توسعه منطقه IS و کاهش رسوبات و ترکیبات بین فلزی توزیع شده در منطقه DA می‌گردد. در حقیقت ترکیبات بین فلزی به عنوان ذرات فاز دوم عمل کرده و مانع حرکت نابجایی‌ها و صفحات لغزشی خواهند شد. ذرات فاز دوم ریز توزیع شده در یک زمینه نرم، یکی از مرسوم‌ترین روش‌های استحکام دهی می‌باشد.

3-5-آزمون برش گرم

نتیجه آزمون برش گرم و نمودار نیرو بر حسب جابجایی به ترتیب در جدول (3) و شکل (8) ارائه شده است.



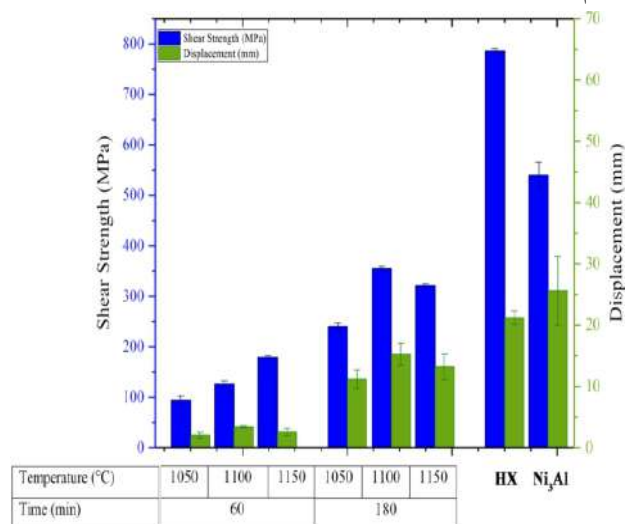
شکل 8- نمودار نیرو جابجایی برای نمونه‌های اتصال در دماهای $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ و $900\text{ }^{\circ}\text{C}$.

همانطور که نتایج نشان می‌دهد، افزایش دما باعث ازدیاد جابجایی و به تبع آن کاهش نیروی تسلیم و استحکام حداکثر شده است.

استحکام نهایی در دمای $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ و $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ در مقایسه با دمای محیط به ترتیب 90 و 94 درصد کاهش یافته است. کاهش خواص ناشی از وقوع پدیده بازیابی دینامیکی در مواد اولیه می‌باشد که یکی از مکانیزم‌های نرم شدن قطعه محسوب می‌شود [22].

3-4-آزمون برشی دمای محیط

جدول (2) خواص مکانیکی اتصال حاصل از آزمون برش در دمای محیط برای نمونه‌های اتصال در شرایط مختلف را نشان می‌دهد. تغییرات میانگین استحکام برشی و جابجایی فلزات پایه و نمونه‌های اتصال بر حسب تغییرات دما و زمان در شکل (7) رسم شده است.



شکل 7- تغییرات میانگین استحکام برشی و جابجایی نمونه‌های اتصال در زمان‌ها و دمای مختلف.

با افزایش دمای اتصال در زمان ثابت 60 دقیقه، استحکام برشی از 94 به 179 مگا پاسکال رسیده و تقریباً دو برابر افزایش یافته است که به معنی توسعه منطقه IS می‌باشد. همچنین با توجه به ریزساختار اتصال مقدار این تغییرات نیز کاهش یافته که نشان دهنده یکنواختی ساختار در دماهای بالاتر و کاهش رسوبات بوراید کروم است. میزان زیاد این تغییرات بر جابجایی $(2/05 \pm 1/5)$ موید این مطلب است که ریزساختار شامل حفرات یا ترک‌های انجمادی زیادی می‌باشد که تحت تنش برشی در مناطق مختلف اتصال رفتار کشسان متفاوتی را از خود بروز داده‌اند. در واقع محل جوانه زنی ترک همین رسوبات سخت بین فلزی شناسایی شده‌اند [8]. با افزایش نیروی اعمالی، محل اشاعه ترک در منطقه AS و DA رخ داده تا منجر به شکست منطقه اتصال خواهد شد. بیشترین استحکام برشی اتصال در دمای $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ و زمان 180 دقیقه بدست آمد (355 مگا پاسکال) که باعث وقوع شکست در سمت ترکیب بین فلزی شده است.

جدول 1- ترکیب شیمیایی مواد اولیه مورد استفاده در تحقیق (درصد وزنی).

روش	Cu	Mn	Al	Nb	Si	B	C	W	Co	Mo	Fe	Cr	Ni	آلیاژ
کوانتومتری	۰/۲۶	۰/۵	۰/۱	۰/۵	۰/۲۲	۰/۰۰۱	۰/۰۸	۰/۸	۰/۸	۸/۷	۱۸/۱	۲۱/۷	۴۸/۳	Hastelloy X
FESEM-EDS	-	-	۱۳/۳	-	-	-	-	-	-	-	-	-	۸۶/۷	Ni ₃ Al
ICP	-	-	-	-	۴/۱	۲/۹	-	-	-	-	۲/۷	۷/۰	۸۳/۳	BNi-2

جدول 2- خلاصه خواص مکانیکی بدست آمده از آزمون برشی برای نمونه‌های اتصال.

دما (°C)	زمان (دقیقه)	میانگین استحکام برشی (MPa)	جابجایی (میلی متر)
۱۰۵۰	۶۰	۹۴ ± ۹	۲/۰۵ ± ۰/۵
	۱۸۰	۲۴۰ ± ۷/۱	۱۱/۲۱ ± ۱/۵
۱۱۰۰	۶۰	۱۲۶ ± ۷	۳/۴۱ ± ۰/۲
	۱۸۰	۳۵۵ ± ۴/۵	۱۵/۲۵ ± ۱/۸
۱۱۵۰	۶۰	۱۷۹ ± ۴	۲/۵۷ ± ۰/۶
	۱۸۰	۳۲۱ ± ۳/۶	۱۳/۲۲ ± ۲/۱
سوپر آلیاژ		۷۸۶ ± ۵	۲/۱۲ ± ۱/۱
ترکیب بین فلزی		۵۴۰ ± ۲۵/۷	۲۵/۶۱ ± ۵/۵

جدول 3- نتایج آزمون برش گرم در مقایسه با برش در دمای اتاق برای نمونه اتصال در شرایط بهینه.

دمای انجام آزمون (°C)	حداکثر نیرو (N)	استحکام نهایی (MPa)	جابجایی (میلی متر)	محل شکست
۲۵	۱۷/۴۰۰ ± ۱۱	۳۵۵ ± ۴/۵	۱۵/۲۵ ± ۱/۸	منطقه گنج
۸۰	۷۳۰ ± ۲۰	۳۶۵ ± ۱	۵ ± ۰/۵	ترکیب بین فلزی
۹۰	۴۴۶ ± ۱۶/۵	۲۰/۵ ± ۱	۳ ± ۰/۲	ترکیب بین فلزی

پیوستن حفرات میکرونی در مرزهای کاربید و زمینه می‌باشد که باعث گسستن دانه‌ها می‌شود. در واقع در این نوع شکست، رشد ترک از میان دانه‌ها می‌باشد. با افزایش دمای آزمون، تحرک نابجایی‌ها در داخل دانه‌ها افزایش می‌یابد و لذا تمرکز تنش در مرز دانه‌ها بازیابی می‌شود [24]. پس از اینکه انباشت و قفل نابجایی‌ها، استحکام دهی خود را از دست دادند، مکانیزم لغزش در صفحاتی که با افزایش دما فعال می‌شوند، منجر به تغییر شکل پلاستیک و افزایش استحکام در فلزات با شبکه FCC می‌شوند. مشخصه این مرحله، لغزش متقاطع، برخورد بیشتر نابجایی‌ها و تشکیل قفل‌های لومر - کاترل است که با اعمال تنش زیاد همراه می‌باشد. این مقدار افزایش استحکام به شکل دندانه‌هایی تا منطقه B در نمودار شکل (8) ادامه یافته است. طبق اثر پورتوین-لوشاتلیه تشکیل این دندانه‌ها به اثر متقابل نابجایی‌های متحرک با اتم‌های عناصر حل شونده نسبت داده می‌شود [9].

تشکیل منطقه A در نمودار شکل (8) مویید این مطلب می‌باشد که با افزایش دما، انباشت نابجایی‌ها و برخورد آن‌ها با موانع (مانند ذرات ثانویه، کاربیدها) باعث افزایش استحکام شده و پس از وقوع پدیده بازیابی دینامیکی و صعود نابجایی‌ها، استحکام کاهش یافته است. محدود کردن حرکت مرزهای فرعی جدید توسط مرزهای دانه با زاویه کم علت اصلی این پدیده به شمار می‌آید که در آزمون کشش گرم سوپر آلیاژ X-750 توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری نیز دیده شده است [23]. افزایش دمای آزمون تا ۹۰۰ °C منجر به تبدیل شدن این منطقه به یک دندانه در نمودار شده است (شکل 8). همچنین وجود پدیده نقطه تسلیم که به قفل و باز شدن نابجایی نسبت داده می‌شود مصداق دیگری برای توجیه این رفتار می‌باشد [13].

طبق نظریه میلس (تئوری شکست مواد پلی کریستال)، شکست در دمای محیط بعلاوه تمرکز تنش اطراف مرزهای دانه و به هم

4- نتیجه گیری

-تشکیل منطقه انجماد همدمای از دمای 1000°C و زمان 60 دقیقه شروع شد که افزایش زمان و دما باعث گسترش این ناحیه و کاهش منطقه AS در مقطع اتصال شده است. مطابق تصاویر ریزساختار، این منطقه در دمای 1100°C و زمان 180 دقیقه کل ریزساختار اتصال را احاطه نموده و افزایش دما پس از تکمیل این ناحیه باعث گسترش منطقه متأثر از نفوذ شده است که اصلی ترین مکانیزم در وقوع این پدیده‌ها، وجود عنصر بور و حلالیت آن در سوپرآلیاژ نسبت داده می‌شود.

-نتایج آنالیز XRD دما بالا نشان داد که افزایش دما باعث افزایش حلالیت رسوبات در فاز محلول جامد نیکل در سمت ترکیب بین فلزی می‌گردد. ولی در سمت سوپرآلیاژ به علت وجود عناصر آلیاژی در فلز پایه و همچنین تشکیل ترکیبات بوراید کروم - مولیبدن در فصل مشترک اتصال، میزان نفوذ عنصر بور به لایه‌های داخلی سوپرآلیاژ محدود شده و پس از اشباع ساختار کریستالی زمینه، باعث تشکیل رسوبات بوراید نیکل می‌گردد.

-اتصال ایجاد شده در دمای 1100°C و زمان 180 دقیقه بالاترین میزان استحکام برشی ($355 \pm 4/5 \text{ MPa}$) را نشان داد که تقریباً هم ارز استحکام کششی فلزات پایه بود. با افزایش دمای اتصال بیشتر از 1100°C ، وقوع پدیده رشد دانه‌ها و حلالیت کاربیدها باعث افت خواص مکانیکی شد.

-استحکام اتصال در دمای 800 و 900°C به ترتیب برابر $36/5 \pm 1$ و $20/5 \pm 1 \text{ MPa}$ بدست آمد که نمودار نیرو برحسب جابجایی دارای 2 منطقه مشخصه بود. منطقه اول معرف وقوع پدیده بازیابی دینامیکی و انباشت نابیجایی‌ها می‌باشد. افزایش نیرو همراه با اعمال حرارت باعث فعال‌سازی صفحات لغزشی شده است که عامل اصلی ایجاد دندانه به شمار می‌آید. ولی بعلاوه وجود حفرات انقباضی، مورفولوژی فاز ثانویه $\gamma'(\text{Ni}_3\text{Al})$ در مرز دانه‌ها و عدم تطابق فاکتور کریستالی با فاز زمینه، شکست در ترکیب بین فلزی رخ داده است.

این پدیده نوعی پیرکرنشی است که به پیرکرنشی دینامیکی نیز معروف می‌باشد. این اثر با دندانه دار شدن منحنی تنش-کرنش در محدوده تغییر شکل پلاستیک ظاهر می‌شود و به پارامترهایی همچون دما، نرخ کرنش، اندازه دانه، ماهیت رسوبات یا فاز ثانویه و شرایط سطحی قطعه وابسته می‌باشد. افزایش دما منجر به نفوذ اتم‌های عنصر حل شونده به نابیجایی‌های موجود در منطقه نقص انباشتگی می‌شوند و در نتیجه شرایط لغزش را مهیا می‌سازند. نتیجه این برهم کنش تشکیل دندانه نوع C که ماهیت کاهش ناگهانی نیرو (تنش) در طی زمان آزمون را دارد، می‌باشد. حداکثر و حداقل این نواسانات بین 10-20 نیوتن با دوره زمانی 2 ثانیه اندازه‌گیری شد. این پدیده در جوشکاری نفوذی هم جنس سوپرآلیاژ Hastelloy X در دمای 500°C و 600 مشاهده شده است [9]. بنابراین در نمونه حاضر انتظار می‌رود که شکست در منطقه اتصال یا از سمت سوپر آلیاژ رخ دهد، ولی وجود حفرات انقباضی در حین ریخته‌گری ترکیب بین فلزی، مورفولوژی فاز ثانویه $\gamma'(\text{Ni}_3\text{Al})$ در مرز دانه‌ها و عدم تطابق فاکتور کریستالی با فاز زمینه عواملی هستند که باعث وقوع پدیده شکست در سمت ترکیب بین فلزی شده است. این حفرات (انقباضی) در دماهای بالا به عنوان مکان‌های مرجح برای رشد و اشاعه ترک به شمار می‌روند. مورفولوژی دندریتی فازهای $\gamma'(\text{Ni}_3\text{Al})$ در ترکیب بین فلزی حاکی از فاکتور عدم تطابق بالاتر از $1/25$ درصد دارد. حضور عنصر آلومینیوم در تشکیل فاز γ' تعداد حفرات الکترونی کمتری را نسبت به عناصری همچون کروم، مولیبدن، تنگستن، تیتانیوم و نایوبیوم ایجاد می‌کند. کاهش تعداد حفرات الکترونی باعث افزایش انرژی در نقص چیده شدن می‌شود و در نتیجه لغزش تقاطعی را آسان‌تر می‌کند. در دمای بالا، افزایش استحکام به نفوذ عناصر سنگین مانند مولیبدن و تنگستن که نرخ نفوذ کندی دارند، وابسته می‌باشد. بنابراین وجود این عناصر در سمت سوپرآلیاژ و محل اتصال باعث افزایش تعداد حفرات الکترونی و پایداری آلیاژ در دمای بالا شده است [25].

تقدیر و تشکر

این تحقیق در آزمایشگاه EnerMat در سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران با شماره گرنت 1012000002 انجام شده است. بخشی از این پژوهش توسط صندوق حمایت از پژوهشگران و فناوران کشور به شماره پروژه 99002496 حمایت شده است.

تضاد منافع

نویسندگان مقاله اذعان دارند هیچ نوع تضاد منافی با شخص، شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

منابع

- 8-Malekan A, Farvizi M, Mirsalehi S, Saito N, Nakashima K. Effect of bonding temperature on the microstructure and mechanical properties of Hastelloy X superalloy joints bonded with a Ni-Cr-B-Si-Fe interlayer. *Journal of Manufacturing Processes*. 2019;47:129-40. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.09.030>
- 9-Sah I, Kim E-S. High-temperature tensile behavior of diffusion-welded hastelloy X. *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2022;36(7):3419-28. <https://doi.org/10.1007/s12206-022-0620-x>
- 10-Ganjeh E, Kafrou A, Shirvani K. Microstructure and shear strength investigating of dissimilar bonding of Hastelloy X to Ni3Al intermetallic composite by the transient liquid phase process 11th International Conference on Materials Engineering and Metallurgy (iMat2022), ; Iran,1401. [In Persian].
- 11-Metals hand book, Vol 9: metallography and microstructures. USA: ASM; 1998.
- 12-Tomlinson W, Andrews A. Densities of fcc nickel-iron alloys. *Metal Science*. 1978;12(5):263-4. <https://doi.org/10.1179/msc.1978.12.5.263>
- 13-Dieter GE. *Mechanical metallurgy*. 3ed ed. New York: McGraw-Hill; 2001.
- 14-Yang Z, Lian J, Cai X, Wang Y, Wang D, Liu Y. Microstructure and mechanical properties of Ni3Al-based alloy joint transient liquid phase bonded using Ni/Ti interlayer. *Intermetallics*. 2019;109:179-88. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.03.012>
- 15-Wu J, Liu Y-C, Li C, Xia X-C, Wu Y-T, Li H-J, et al. Microstructural characterization and phase separation sequences during solidification of Ni3Al-based superalloy. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2017;30(10):949-56. <https://doi.org/10.1007/s40195-017-0634-z>
- 16-Ghasemi A, Pouranvari M. Thermal processing strategies enabling boride dissolution and gamma prime precipitation in dissimilar nickel-based superalloys transient liquid phase bond. *Materials & Design*. 2019;182:108008. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108008>
- 17-Jamaloei AD, Khorram A, Jafari A. Characterization of microstructure and mechanical properties of dissimilar TLP bonding between IN718/IN600 with BNi-2 interlayer. *Journal of Manufacturing Processes*. 2017;29:447-57. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.09.010>
- 18-Porter DA, Easterling KE. *Phase transformations in metals and alloys* (revised reprint): CRC press; 2009.
- 19-Shiue R, Wu S, Hung C. Infrared repair brazing of 403 stainless steel with a nickel-based braze alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2002;33:1765-73. <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0185-3>
- 20-Malekan A, Farvizi M, Mirsalehi S, Saito N, Nakashima K. Holding time influence on creep behavior of transient liquid phase bonded joints of Hastelloy X. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;772:138694. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138694>
- 21-Hermann K. *Crystallography and surface structure: an introduction for surface scientists and nanoscientists*
- 1-Yang G-x, Xu Y-f, Jiang L, Liang S-h. High temperature tensile properties and fracture behavior of cast nickel-base K445 superalloy. *Progress in Natural Science: Materials International*. 2011;21(5):418-25. [https://doi.org/10.1016/S1002-0071\(12\)60078-1](https://doi.org/10.1016/S1002-0071(12)60078-1)
- 2-Ghasemi A, Kolagar AM, Pouranvari M. Microstructure-performance relationships in gas tungsten arc welded Hastelloy X nickel-based superalloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;793:139861. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139861>
- 3-Zhang L, Chang Q, Sun Z, Xue Q, Feng J. Effects of boron and silicon on microstructural evolution and mechanical properties of transient liquid phase bonded GH3039/IC10 joints. *Journal of Manufacturing Processes*. 2019;38:167-73. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.03.012>
- 4-Pouranvari M, Ekrami A, Kokabi A. Effect of bonding temperature on microstructure development during TLP bonding of a nickel base superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009;469(1-2):270-5. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.01.011>
- 5-Ganjeh E, Kafrou A, Shirvani K. High temperature shear and thermal aging behavior of dissimilar transient liquid phase bonded Hastelloy X to Ni3Al intermetallic compound. *Intermetallics*. 2023;159:107916. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2023.107916>
- 6-Samani MS, Bahrami A, Karimzadeh F. Microstructure and mechanical properties of transient liquid phase (TLP)-bonded Ni3Al intermetallic compounds. *Materials Today Communications*. 2019;21:100619. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2019.100619>
- 7-Malekan A, Farvizi M, Mirsalehi S, Saito N, Nakashima K. Influence of bonding time on the transient liquid phase bonding behavior of Hastelloy X using Ni-Cr-B-Si-Fe filler alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;755:37-49. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.124>

Engineering: A. 2016;677:474-84.

<http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.081>

24-Mills WJ, James LA. Effect of Temperature on the Fatigue-Crack Propagation Behavior of Inconel X-750. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 1980;3(2):159-75.

<https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1980.tb01111.x>

25-W.F. Smith. *Structure and properties of engineering alloys*. 2th ed: McGraw-Hill; 1993.

John Wiley & Sons; 2017.

22-Stepanova N, Davydov D, Rodionov D, Philippov YI, Akshentsev YN, Vinogradova N, et al. Structure and mechanical properties of an Ni3Al single crystal upon high-temperature deformation. *The Physics of Metals and Metallography*. 2011;111(4):403-9.

<https://doi.org/10.1134/S0031918X1006102X>

23-Marsh C, Depinoy S, Kaoumi D. Effect of heat treatment on the temperature dependence of the fracture behavior of X-750 alloy. *Materials Science and*



Microstructural characterization of the effect of energy density on direct laser deposition of stellite 6 on 316 stainless steel

S. H. Hashemi¹, R. Vafaei¹, R. Shoja-Razavi^{*2}

1-Department of Materials Engineering, Malek-Ashtar University of Technology, Iran.


2-Faculty of Material & Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Iran.

Received 1 October 2023 ; Accepted 28 December 2023

Abstract

316 steel is used in transportation, space, and chemical equipment. This steel is in demand in these industries due to its durability. It is used to increase the lifespan and renovate equipment. The research explores the impact of laser energy density on st6 cladding. It specifically focuses on the microstructure and geometric characteristics of the cladding. The cladding is applied on 316 steel. The experiment was designed with energy density changes from 40 to 116 J/mm and powder rate changes between 12 and 20 g/min. Optical and electron microscopic images were used to evaluate the samples. The results indicated that the dendritic arms grew larger with increased energy density. The dimensions increased from 1.5 to approximately 3. In other words, the speed of cooling is doubled. Increasing energy density from 40 to 75 J/mm reduced cobalt to chromium ratio from 2 to 0.7. It also decreased cobalt to iron ratio from 35 to 3. The changes emphasize how energy density affects microstructure and phase transformations.

Keywords: Austenitic Stainless Steel 316, Satellite6, Laser Coating, Energy Density, Microstructure.

 Corresponding Author: shoja_r@yahoo.com



تأثیر چگالی انرژی بر ریزساختار رسوب‌نشانی مستقیم لیزری سوپرآلیاژ

استلایت 6 روی فولاد زنگ‌نزن 316

سیدحمید هاشمی¹، رضا وفایی¹، رضا شجاع‌رضوی^{2*}

1- دانشگاه صنعتی مالک اشتر، دانشکده مهندسی مواد، اصفهان.

2- دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، تهران.

دریافت مقاله: 1402/07/09؛ پذیرش مقاله: 1402/10/07

چکیده

با توجه به کاربرد فولاد 316 در تجهیزات حمل‌ونقل، فضایی و شیمیایی، افزایش عمر و بازسازی آن مورد تقاضای این صنایع است. در این پژوهش تأثیر چگالی انرژی لیزر بر ریزساختار و مشخصات هندسی شامل عرض، ارتفاع و آمیختگی روکش حاصل از رسوب‌نشانی استلایت 6 روی زیرلایه فولاد 316 مورد بررسی قرار گرفت. طراحی آزمایش با تغییرات چگالی انرژی از 40 تا 116 ژول بر میلی‌متر و تغییرات نرخ پودر در سطوحی بین 12 تا 20 گرم بر دقیقه انجام شد. برای ارزیابی نمونه‌ها از تصاویر میکروسکوپی نوری، الکترونی و آنالیز طیف‌سنجی پراش انرژی استفاده شد. نتایج نشان داد در ناحیه فصل مشترک با افزایش چگالی انرژی در نرخ پودرهای مختلف ابعاد بازوهای دندردیتی اولیه از 1/5 میکرومتر با افزایش 2 برابری به حدود 3 میکرومتر افزایش می‌یابد. به عبارت دیگر سرعت سرد شدن 2 برابر می‌شود. افزایش چگالی انرژی از 40 به 75 ژول بر میلی‌متر منجر به کاهش نسبت کبالت به کروم (مؤثر در خواص سایشی) از 2 به 0/7 و همچنین کاهش نسبت کبالت به آهن (کنترل‌کننده استحاله آلوتروپیک) از 35 به 3 در ناحیه دندردیتی شد؛ این مسئله نشان‌دهنده نقش بسیار مهم چگالی انرژی بر ریزساختار و تحولات فازی است.

کلمات کلیدی: فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316، استلایت 6، روکش کاری لیزری، چگالی انرژی، ریزساختار.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: shoja_r@yahoo.com

1- مقدمه

پاشش پودر هستند که تغییرات قابل‌توجهی در مشخصه‌های هندسی و ریزساختاری تولیدشده ایجاد می‌کنند [3,4]. فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316 برای ساخت تجهیزات شیمیایی مانند کوره‌های صنعتی، خنک‌کننده‌ها، تجهیزات حمل‌ونقل، ساخت قطعات دریایی مانند تانکرهای نفت، کشتی‌ها، برج‌های حفاری، قطعات هوافضایی مانند موتورهای جت و سازه‌های فضایی کاربرد دارد؛ از طرف دیگر گران بودن ساخت این فولاد

رسوب‌نشانی مستقیم لیزری با توجه به منطقه متأثر از حرارت کوچک و ایجاد ریزساختار ظریف در کاهش بروز اثرات نامطلوب مانند تشکیل ترک در قطعه زیرلایه موثر است؛ در نتیجه، این فرایند نسبت به سایر فرایندهای مرسوم گزینه مناسب‌تری برای تعمیر قطعات است [1,2]. مهم‌ترین پارامترهای روکش کاری لیزری شامل توان لیزر، سرعت روبش و نرخ

یافتن سرعت سرد شدن و افزایش فاصله بین بازوهای اولیه و ثانویه دندریتی می‌شود. کاهش سرعت سرد شدن (در اثر میزان انرژی ورودی بیشتر) منجر به طولانی شدن زمان انجماد و بنابراین زمان بیشتر برای نفوذ می‌شود.

بررسی ساختار انجمادی روکش کاری لیزری استلایت 6 روی فولاد زنگ‌نزن 316 موضوعی است که در تحقیقات به صورت کلی به آن پرداخته شده است. در زمینه تأثیر پارامترهای ورودی و تأثیرات آن بر ریزساختار و همچنین کنترل نسبت عناصر مانند نسبت کبالت به آهن (مؤثر در استحاله آلوتروپیک) با تغییرات پارامترهای ورودی پژوهش‌های محدودی صورت گرفته است. موارد بررسی شده در این تحقیق شامل مشخصه‌های هندسی پاس، ریزساختار و توزیع شیمیایی عناصر و... است که می‌تواند در بهینه کردن شرایط روکش کاری لیزری مؤثر باشد. بررسی نحوه اثرگذاری چگالی انرژی بر ریزساختار و توزیع عناصر شیمیایی در مناطق مختلف روکش در این تحقیق مورد بررسی قرار گرفت.

2- مواد و روش تحقیق

با توجه به اهمیت نقش پارامترهای فرایندی اصلی، توان لیزر در چهار سطح در بازه 400 تا 700، سرعت روبش در سه سطح بین 6 تا 10 میلی‌متر بر ثانیه و نرخ پاشش پودر نیز در سه سطح بین 12 تا 20 گرم بر دقیقه به صورت فول فاکتوریل انتخاب شد. با هدف کاهش تعداد آزمون و با توجه به اینکه پاسخ طراحی آزمایش در پژوهش‌های مشابه [15-18] تابع شرایط رگرسیون خطی است؛ تعدادی از پارامترها حذف شده است (به عنوان مثال در سرعت اسکن 6 میلی‌متر بر ثانیه صرفاً نرخ تزریق 12 گرم بر دقیقه استفاده شده است. نرخ تزریق‌های بالاتر به سبب افزایش بیش از حد ارتفاع به رغم ثابت ماندن عرض، باعث بر هم خوردن شرایط زاویه ترشوندگی خواهد شد). با هدف ارتقاء خواص سطحی قطعات پرکاربرد فولاد زنگ‌نزن، در این تحقیق فرایند روکش کاری لیزری استلایت 6 با توزیع ذرات 60 الی 120 میکرومتر و مورفولوژی کروی با توجه به شکل (1) برای فرایند روی زیرلایه فولاد زنگ‌نزن نوع

باعث می‌شود تا در صورت معیوب شدن قطعه، هزینه تعمیر آن مقرون به صرفه تر از جایگزینی باشد [5-7].

استلایت 6 با داشتن سختی لازم منجر به مقاومت به سایش و خوردگی بالا می‌شود، درصد بالای کروم موجود در ترکیب شیمیایی از یکسو، مقاومت خوردگی استلایت 6 را با تشکیل فاز اکسید کروم افزایش داده و از سوی دیگر سهم قابل توجهی در استحکام بخشی این آلیاژ با تشکیل کاربید کروم ایفا می‌کند [8-10]؛ بنابراین استفاده آلیاژ استلایت 6 به منظور پوشش‌دهی سطوح قطعات فولادی امری توجیه‌پذیر و ارتقاء دهنده خواص به شمار می‌رود.

تاواری و همکاران [11] به بررسی روکش کاری استلایت 6 روی زیرلایه فولاد 316 پرداختند. نتایج نشان داد به دلیل نرخ‌های خنک‌کنندگی بالا، بازوی دندریت ثانویه کمتری نسبت به آلیاژهای پایه نیکل مانند اینکونل 718 در ریزساختار مشاهده می‌شود.

سینگ و همکاران [12] به بررسی تأثیر چگالی انرژی در ارتقای خواص روکش استلایت 6 روی زیرلایه فولاد 304 پرداختند؛ نتایج نشان داد با افزایش دانسیته انرژی لیزر از 32 به 55 ژول بر میلی‌متر، غلظت آهن روکش افزایش و غلظت تنگستن کاهش می‌یابد؛ بنابراین ماکزیمم سختی در دانسیته انرژی لیزر 32 ژول بر میلی‌متر و برابر با 705 ویکرز حاصل شد.

در روکش کاری لیزری فرایند انجماد به صورت غیرتعادلی با سرعت $6 \times 10 \times 30$ K/s اتفاق می‌افتد. سرعت جوانه‌زنی و نرخ رشد، تعیین‌کننده ساختار حاصل هستند؛ مقدار G/R (حالت انجماد) و میزان $G \times R$ (سرعت سرد شدن و اندازه ریزساختار) وضعیت انجمادی را مشخص می‌کنند. با دور شدن از فصل مشترک و کاهش تدریجی G/R میزان تحت انجماد ترکیبی بیشتر می‌شود و ریزساختار از سلولی به دندریتی تغییر می‌کند. به علت انجماد سریع در فرایند و در نتیجه میزان $G \times R$ بالا، ریزساختار ریزدانه حاصل می‌شود [13].

شونمایر و همکاران [14] نشان دادند افزایش انرژی ورودی در اثر کاهش سرعت روبش یا افزایش توان منجر به کاهش

لیزری، نمونه‌ها از مقطع عرضی جهت متالوگرافی برش خوردند. از محلول اکوآ حاوی $HCl:HNO_3$ با نسبت 1:3 برای مشخص نمودن عمق نفوذ و حکاکی (اچ) نمونه‌ها استفاده شد. تهیه تصاویر میکروسکوپی نوری با استفاده از میکروسکوپ نوری Dwinter انجام شد. از میکروسکوپ الکترونی نشر میدانی (FE-SEM) مجهز به طیف‌سنج پراش انرژی (EDS) به منظور مشخصه‌یابی ریزساختاری و آنالیز نیمه کمی عناصر شیمیایی در مناطق مختلف استفاده شد. ارزیابی و اندازه‌گیری مشخصه‌های هندسی و اندازه‌گیری‌های کمی ریزساختاری با استفاده از نرم‌افزار Image J انجام گرفت. به منظور ساده‌سازی فرایند ارزیابی و بررسی اثر برهمکنش عوامل ورودی، پارامتر ترکیبی چگالی انرژی به صورت معادله (1) مورد استفاده قرار گرفت [19,20].

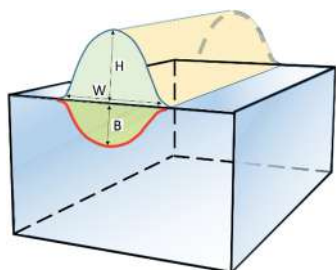
$$E_d = \frac{P}{V \times S} \quad (1)$$

که در آن E_d بیانگر چگالی انرژی، P نشان‌دهنده توان لیزر، V نشانگر سرعت روبش و S نشانگر قطر اندازه لکه است.

آمیختگی یکی از مشخصه‌های هندسی است که در ارزیابی هندسه تک‌پاس بسیار مهم و تعیین‌کننده است که با حصول پارامترهای عمق نفوذ و ارتفاع تک‌پاس با استفاده از معادله (2) به دست می‌آید.

$$D = \frac{B}{B+H} \times 100\% \quad (2)$$

که D بیانگر آمیختگی هندسی، B نشان‌دهنده عمق نفوذ لیزر در زیرلایه و H بیانگر ارتفاع تک‌پاس است. طرح‌واره پوشش ایجادشده با روش روکش‌کاری لیزری همراه با مشخصه‌های هندسی در شکل (2) قابل مشاهده است.

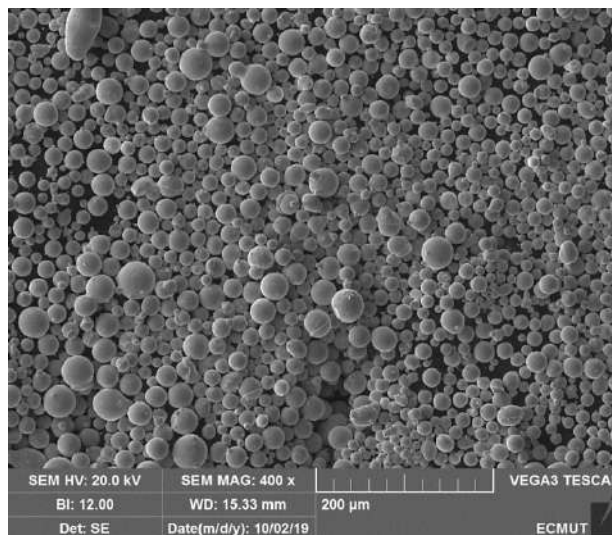


شکل 2- طرح‌واره تک‌پاس حاصل از رسوب‌نشانی مستقیم لیزری به همراه مشخصه‌های هندسی آن.

316 انجام گرفت. مقادیر عناصر تشکیل‌دهنده زیرلایه با استفاده از آزمون طیف‌سنجی جرقه‌ای مشخص شد. آنالیز شیمیایی پودر و زیرلایه در جدول (1) قابل مشاهده است. با هدف جلوگیری از تاثیر چرخه‌های حرارتی متعدد روی زیرلایه و تغییر یکنواخت دمای زیرلایه برای هرکدام از آزمایش‌ها، زیرلایه‌ها به صورت جداگانه در ابعاد $30 \times 10 \times 6$ میلی‌متر با استفاده از ماشین‌کاری تخلیه الکتریکی برش داده شدند. قبل از انجام فرایند، به منظور از بین بردن چربی‌ها و آلودگی‌ها، سطح زیرلایه با استفاده از استون تمیز شد.

جدول 1- ترکیب شیمیایی زیرلایه و پودر مورد استفاده.

عنصر	ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)								
	Co	Cr	Fe	W	Ni	Si	Mo	Mn	C
زیرلایه: فولاد 316	-	17	پا یه	-	10	0,75	2,6	2	0,08
پودر: استلایت 6	پایه	30,0	2,1	4,4	3,0	2,2	0,6	0,7	1,1



شکل 1- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از پودر استلایت 6.

از لیزر فیبری پیوسته 1 کیلووات با طول‌موج 1080 نانومتر و سیستم حرکتی 6 محوره به منظور روکش‌کاری لیزری استفاده شد. قطر لکه لیزر برابر 1 میلی‌متر به صورت ثابت تنظیم شد. از گاز آرگون با جریان 15 و 25 لیتر بر دقیقه به ترتیب به عنوان گاز حامل و محافظ استفاده شد. پس از انجام فرایند روکش‌کاری

جدول 2- مشخصه‌های هندسی نمونه‌های تک‌پاس روکش کاری شده با توجه به تغییرات پارامترهای فرایندی.

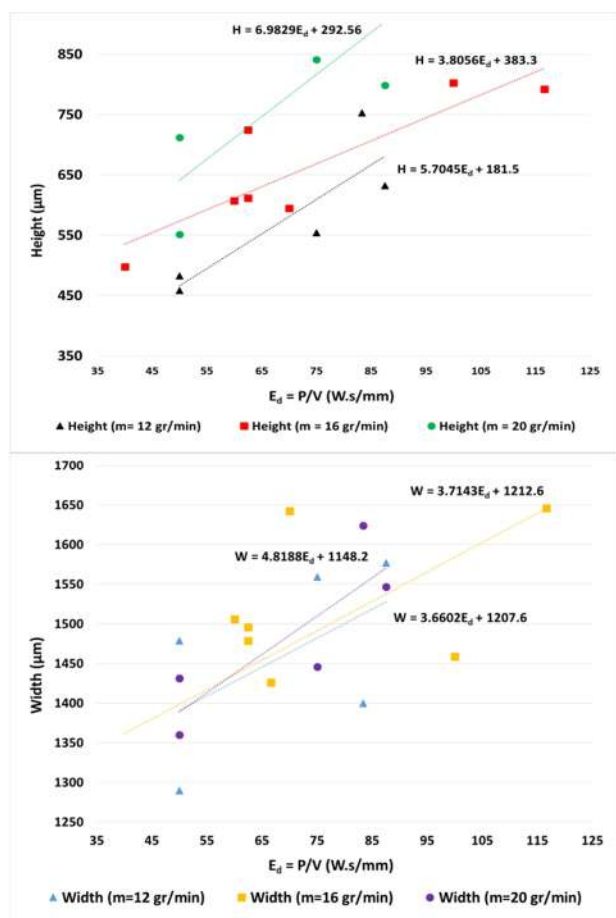
شماره نمونه	توان (وات)	سرعت اسکن (میلی‌متر بر ثانیه)	نرخ تزریق پودر (گرم بر دقیقه)	دانسیته انرژی (ژول بر میلی‌متر)	ارتفاع (میکرومتر)	عرض (میکرومتر)	عمق نفوذ (میکرومتر)	آمیختگی (درصد)
۱	۴۰۰	۶	۱۲	۶۶٫۷	۵۱۰	۱۵۱۰	۴۰	۷٫۳
۲		۸	۱۲	۵۰	۴۸۲	۱۳۴۷	۷۲	۱۸٫۱
۳		۸	۱۶	۵۰	۷۱۲	۱۲۵۱	۳۷	۵٫۰
۴		۱۰	۱۶	۴۰	۴۹۷	۱۳۴۰	۴۲	۷٫۹
۵	۵۰۰	۶	۱۲	۸۳٫۳	۷۵۲	۱۵۷۴	۲۸۴	۲۷٫۴
۶		۶	۱۶	۸۳٫۳	۹۷۴	۱۶۷۵	۲۱۳	۱۸٫۰
۷		۸	۱۶	۶۲٫۵	۷۲۴	۱۲۷۸	۱۶۳	۱۸٫۴
۸		۱۰	۱۶	۵۰	۴۵۸	۱۴۸۸	۲۳۱	۳۳٫۶
۹	۶۰۰	۱۰	۲۰	۵۰	۵۵۲	۱۴۲۳	۱۷۳	۲۳٫۹
۱۰		۶	۱۶	۱۰۰	۸۰۳	۱۵۷۰	۲۳۴	۲۲٫۶
۱۱		۸	۱۶	۷۵	۵۸۰	۱۵۹۵	۳۳۱	۳۷٫۴
۱۲		۸	۲۰	۷۵	۸۴۱	۱۴۹۱	۲۰۷	۱۹٫۸
۱۳	۷۰۰	۱۰	۲۰	۶۰	۶۰۷	۱۵۱۶	۲۱۰	۲۵٫۸
۱۴		۶	۱۶	۱۱۶٫۷	۷۹۲	۱۶۴۹	۲۲۹	۲۲٫۴
۱۵		۸	۱۶	۸۷٫۵	۶۳۲	۱۵۵۴	۳۱۳	۳۳٫۱
۱۶		۸	۲۰	۸۷٫۵	۷۹۸	۱۶۱۲	۲۳۴	۲۲٫۷
۱۷	۷۰۰	۱۰	۲۰	۷۰	۵۹۴	۱۶۸۰	۳۸۴	۳۹٫۳

3- نتایج و بحث

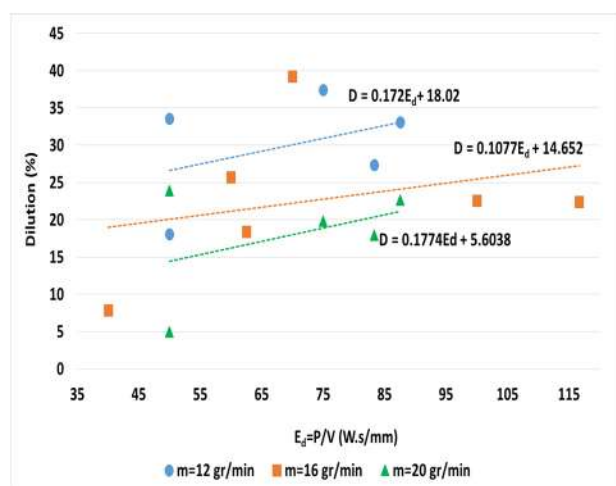
3-1- تأثیر پارامترهای فرایندی بر مشخصه‌های هندسی

است. ارزیابی تصاویر میکروسکوپی SEM سطح مقطع پاس‌ها (شکل 3) نشان داد که روکش از لحاظ پیوند متالورژیکی و چسبندگی به خوبی به زیرلایه اتصال داشته و در هیچ کدام از پاس‌ها نشانه‌ای از ترک و لایه لایه شدگی در فصل مشترک روکش و زیرلایه مشاهده نشد. با این حال حفرات کروی بسیار کمی در ناحیه روکش مشاهده شد که ناشی از حبس شدن گاز محافظ یا جریان پودر است که با توجه به شکل پایدار و نداشتن لبه یا گوشه و مرکز تمرکز تنش، معمولاً نقش بسیار کمی در تشکیل و اشاعه ترک دارند [21,22]. در داخل روکش و فصل مشترک زیرلایه هیچ گونه اثری از عیب عدم همجوشی (دارای شکل غیرکروی) که به عنوان مناطق تمرکز تنش عمل کرده و عامل اصلی جوانه زنی و اشاعه ترک است. نمودار درصد آمیختگی هندسی برحسب چگالی انرژی مطابق شکل قابل مشاهده است. مطابق این شکل، در نتیجه افزایش چگالی انرژی، آمیختگی هندسی افزایش یافته است. به علاوه، در چگالی انرژی‌های مختلف، افزایش نرخ پاشش پودر از 12 به 20 گرم بر دقیقه منجر به کاهش درصد آمیختگی شده است.

نتایج حاصل از اندازه‌گیری مشخصه‌های هندسی تک پاس شامل ارتفاع، عرض، عمق نفوذ و درصد آمیختگی با استفاده از پارامترهای فرایندی مختلف مطابق جدول (1) قابل مشاهده است. درصد آمیختگی با استفاده از معادله (2) و ترکیب ارتفاع و عمق نفوذ محاسبه شد. شکل نمودار ارتفاع و عرض پاس برحسب چگالی انرژی را نشان می‌دهد. با توجه به شکل با افزایش چگالی انرژی، روند تغییرات ارتفاع و عرض پاس به صورت صعودی است؛ به عبارتی به منظور افزایش ارتفاع پاس و عرض پاس بایستی چگالی انرژی افزایش یابد. همچنین در نتیجه افزایش نرخ پاشش پودر، این دو مشخصه هندسی افزایش می‌یابند. میزان شدت اثرگذاری پارامترهای فرایندی روی ارتفاع پاس و عرض پاس به صورت مشابه و به ترتیب سرعت روبش، نرخ پاشش پودر و توان لیزر به دست آمد؛ بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که با مستقل در نظر گرفتن پارامترهای فرایندی، سرعت روبش اثرگذارترین پارامتر بر مشخصه‌های هندسی و توان لیزر کم اثرترین پارامتر فرایندی



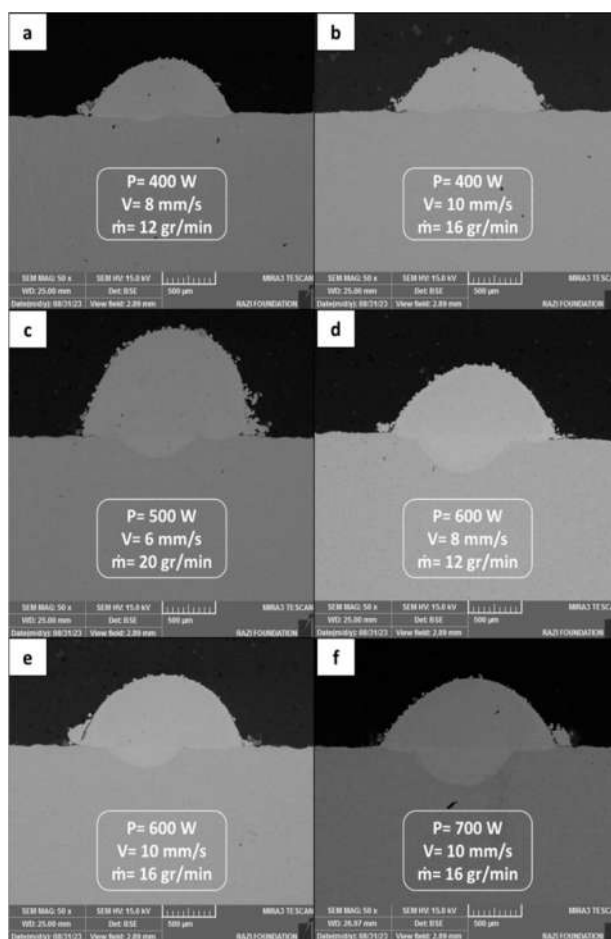
شکل 4- تغییرات الف- ارتفاع و ب- عرض پاس به دست آمده بر حسب چگالی انرژی در نرخ‌های پاشش پودر مختلف.



شکل 5- درصد آمیختگی بر حسب چگالی انرژی در نرخ‌های پاشش پودر مختلف.

3-2- مورفولوژی انجمادی دانه‌ها و ریزساختار

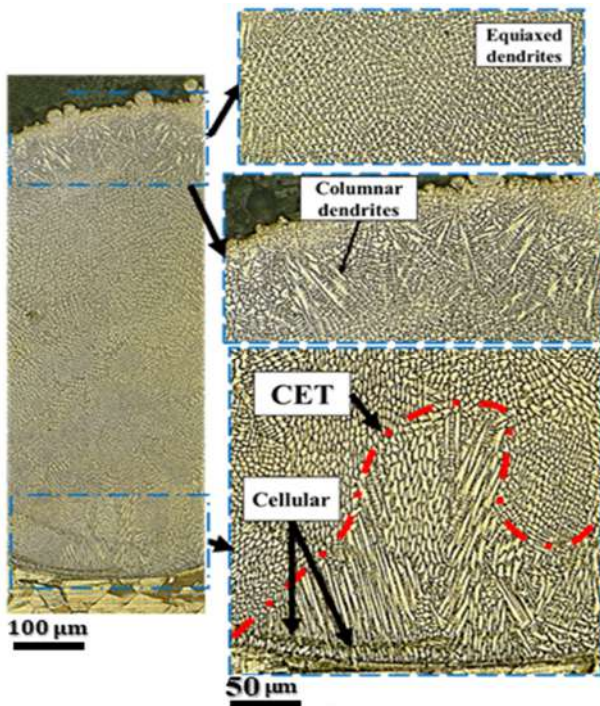
مورفولوژی دانه‌ها در مناطق مختلف روکش و فصل مشترک با زیرلایه در شکل (6 و 7) قابل مشاهده است. ریزساختار ابتدا



شکل 3- تصاویر میکروسکوپی روبشی الکترونی روبشی الکترون برگشتی از سطح مقطع عرضی تک‌پاس با پارامترهای فرایندی مختلف.

افزایش میزان حرارت ورودی ناشی از افزایش توان لیزر یا کاهش سرعت رویش، دلیل اصلی میزان عمق نفوذ بیشتر و کاهش ارتفاع است که منجر به افزایش درصد آمیختگی می‌شود. به علاوه، افزایش میزان پودر ورودی به حوضچه مذاب، منجر به صرف بیشتر انرژی ورودی برای ذوب کامل ذرات پودر شده و در نتیجه آن درصد آمیختگی کاهش می‌یابد. با توجه به مطالعات، باهدف دستیابی به لایه روکش با پیوند متالورژیکی و سختی مناسب، وجود آمیختگی 15 درصد در رسوب‌نشانی لیزری استلایت 6 روی زیرلایه فولاد لازم است [23,24]. افزایش قابل توجه درصد آمیختگی از حد نرمال منجر به ورود عناصر آلیاژی غالب در زیرلایه به داخل پوشش خواهد شد؛ این پدیده در فرایند روکش‌کاری لیزری امری نامطلوب و مضر است و منجر به افت خواص مکانیکی می‌شود [14,25,26].

رشد رونشستی ضعیف است؛ درعین حال و نیروی محرکه لازم برای جوانه زنی غیرهمگن فراهم شده و دانه های جدید در فصل مشترک به صورت سلولی رشد کرده اند. با حرکت از فصل مشترک به سمت مرکز روکش، دندریتهای ثانویه شروع به ظاهر شدن کردند و سپس به تدریج به دندریتهای هم محور تبدیل شدند. این پدیده عمدتاً ناشی از تجمع گرما و چرخه حرارتی مکرر در طول فرایند است [31].

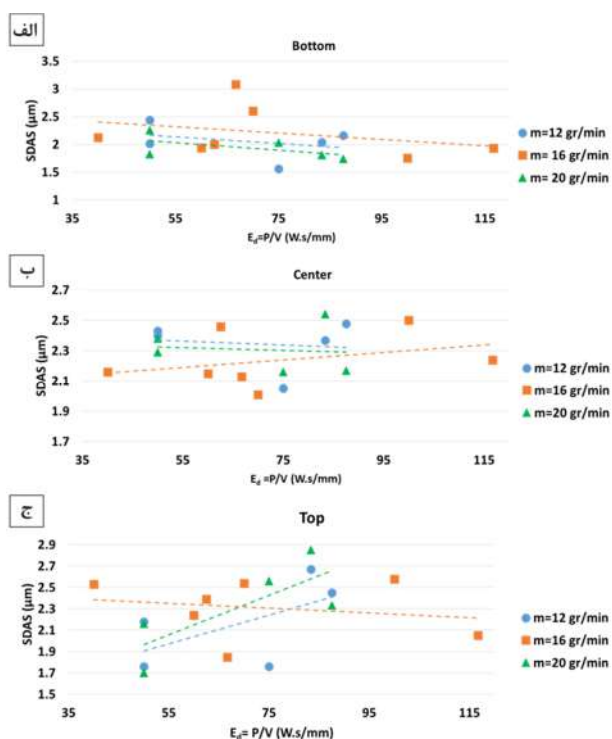


شکل 6- تصاویر میکروسکوپی نوری سطح مقطع عرضی پاس و بررسی ریزساختار در نواحی زیرین (Bottom)، مرکزی (Center) و بالایی (Top).

میزان ریزدانگی و ظریف شدن ریزساختار با عامل سرعت سرد شدن ($G \times R$) در ارتباط است. لذا با اندازه گیری ابعاد بازوهای اولیه و ثانویه دندریتهای می توان اطلاعات مرتبط با سرعت سرد شدن و ریزدانگی دانه ها را استخراج نمود و ارتباطی کیفی میان چگالی انرژی و پارامترهای فرایندی با ریز شدن ریزساختار برقرار نمود. ابعاد بازوهای اولیه دندریتهای در شکل قابل مشاهده است. برخلاف نتایج به دست آمده در سایر نرخ های پاشش پودر، در نرخ پاشش متوسط (16 گرم بر دقیقه) در نتیجه افزایش چگالی انرژی، اندازه بازوهای اولیه دندریتهای افزایش یافته است. افزایش میزان انرژی ورودی ناشی از افزایش توان و

به صورت صفحه ای رشد و بلافاصله رشد سلولی آغاز می شود؛ درحالی که در نواحی نزدیک به سطح روکش رشد به صورت هم محور اتفاق افتاده است. این امر با کاهش نسبت G/R از فصل مشترک به سمت بالای لایه روکش سازگار است [27]. نتایج نشان داد در برخی موارد در منطقه فصل مشترک روکش با زیرلایه، مورفولوژی سلولی ایجاد شده و پس از آن (در نتیجه کم شدن گرادیان حرارتی)، مورفولوژی به دندریتهای ستونی تغییر یافته است که دانه ها در جهت خلاف انتقال حرارت رشد نموده اند. نحوه تغییرات تحت انجماد ترکیبی، مشخص کننده اصلی نسبت G/R است. در نتیجه افزایش تحت انجماد ترکیبی (کاهش G/R)، حالت انجماد از صفحه ای به سلولی و دندریتهای ستونی و نهایتاً دندریتهای هم محور تبدیل می شود [20]. گرادیان های حرارتی بالا، نیروی محرکه لازم برای رشد دانه های ستونی در جهت گرادیان حرارتی را فراهم می کند. مطابق قسمت های مختلف 6 و 7 در نواحی بالایی پاس ساختار دندریتهای ستونی مشاهده شد. دلیل این امر می تواند به انباشت حرارت در بالای حوضچه مذاب در نتیجه افزایش ارتفاع رسوب نشانی شده و کاهش نسبت G/R مرتبط باشد. به علاوه، جریان های گوناگون غالب در حوضچه مذاب مانند جریان مارانگونی منجر به تغییرات کاملاً موضعی مورفولوژی ساختار و رخداد گذار ستونی به هم محور (CET) در مناطق مختلف پاس شده است، به گونه ای که در بعضی از نمونه ها در نواحی بالایی پاس دندریتهای ستونی و در بعضی موارد دندریتهای هم محور (قسمت بالایی شکل 6) مشاهده شد. به طور کلی مشخص شده است که نسبت G/R در نواحی پایینی حوضچه مذاب در شرایط دندریتهای ستونی قرار دارد. درحالی که شرایط دندریتهای هم محور در ناحیه فوقانی و نزدیک به سطح حوضچه مذاب که دارای گرادیان حرارتی کمتری نسبت به ناحیه پایینی است، رخ می دهد [28-30].

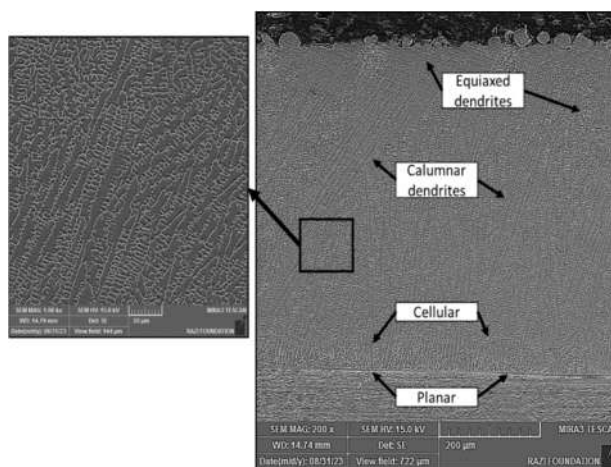
بر اساس شکل های (6 و 7) مورفولوژی محلول جامد دارای روند تغییر از دندریتهای ستونی به هم محور است. در ابتدای شروع فرایند، هدر رفت حرارت زیاد و گرادیان حرارتی به دلیل سرد بودن زیرلایه بسیار بالاست؛ بنابراین امکان رشد به صورت



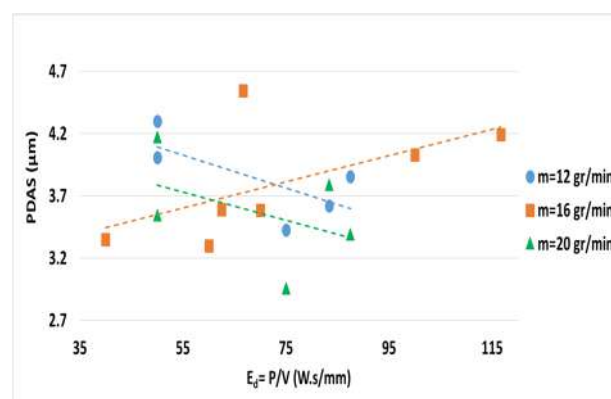
شکل 9- ابعاد بازوهای دندریتی ثانویه برحسب چگالی انرژی در نواحی الف - پایینی، ب- میانه و ج-مرکز و بالای روکش ایجادشده در نرخهای پاشش پودر مختلف.

این امر نشان می‌دهد که تغییرات نرخ سرد شدن در نواحی بالایی پاس قابل توجه است که در نتیجه ارتباط سطح روکش با هوای محیط و پاشش گاز محافظ است. مطابق شکل (6) ابعاد دانه‌ها با دور شدن از فصل مشترک کاهش می‌یابد. دلیل اصلی ابعاد درشت‌تر دانه در ناحیه نزدیک به فصل مشترک می‌تواند به هدایت حرارتی بالاتر زیرلایه فولاد زنگ‌نزن نسبت به ناحیه روکش مربوط باشد. به علاوه، در حین فرایند ساخت افزایشی و ذوب شدن جریان پودر و سطح زیرلایه، زیرلایه به صورت یک منبع حرارتی عمل کرده و حرارت داخل آن به روکش منتقل شده و منجر به رشد دانه‌ها می‌شود. با فاصله گرفتن از زیرلایه، روند رشد دانه‌ها کاهش یافته و به عبارت دیگر سرعت سرد شدن افزایش می‌یابد. با توجه به مطالعات [14,32] افزایش انرژی ورودی (کاهش سرعت رویش یا افزایش توان) منجر به کاهش یافتن سرعت سرد شدن و افزایش فاصله بین بازوهای اولیه و ثانویه دندریتی می‌شود. کاهش سرعت سرد شدن (در اثر میزان انرژی ورودی بیشتر) منجر به طولانی شدن زمان

کاهش سرعت رویش منجر به انباشت حرارتی بالاتر و در نتیجه آن سرعت سرد شدن کمتر می‌شود. با کاهش سرعت سرد شدن، امکان رشد بیشتر دانه‌ها فراهم شده و اندازه دندریت‌های ستونی افزایش می‌یابد. لذا به منظور دستیابی به ابعاد ریزدانه‌تر لازم است از حداقل چگالی انرژی استفاده نمود. لازم به ذکر است، کاهش زیاد چگالی انرژی منجر به جلوگیری از تشکیل پیوند متالورژیکی قوی میان زیرلایه و روکش و رخداد انواع عیوب مانند عدم همجوشی و لایه‌لایه شدگی در ناحیه فصل مشترک می‌شود. اندازه بازوهای ثانویه دندریتی برحسب چگالی انرژی در شکل قابل مشاهده است. بیشترین میزان اثرگذاری چگالی انرژی بر اندازه دندریت‌ها در نواحی بالایی روکش مشاهده شد که نشان‌دهنده افزایش ابعاد بازوهای ثانویه دندریتی در نتیجه افزایش چگالی انرژی است.



شکل 7- تصویر میکروسکوپی الکترونی رویشی سطح مقطع طولی نمونه تک‌پاس، رشد دندریت‌های ستونی در جهت خلاف انتقال (اتلاف) حرارت.



شکل 8- ابعاد بازوهای دندریتی اولیه برحسب چگالی انرژی در نرخهای پاشش پودر مختلف.

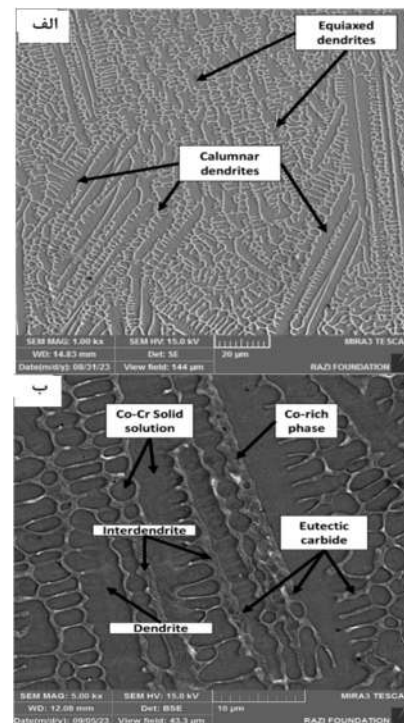
کاربدهای یوتکتیک به صورت شبکه‌ای در داخل مناطق بین دندریتی تشکیل شده و با فاز غنی از کبالت مخلوط شده است. یکی از دلایل تشکیل کاربید ناشی از ناحیه دندریتی به صورت غنی از کبالت و مناطق بین دندریتی غنی از کروم و تنگستن گزارش شده است [24,35]. مناطق خاکستری رنگ نشان‌دهنده ناحیه بین دندریتی است و مناطق سیاه رنگ نشان‌دهنده دندریت‌ها با ترکیب محلول جامد کبالت-کروم هستند. فازهای سفیدرنگ عموماً غنی از تنگستن که دلیل اصلی سفیدرنگ بودن آن‌ها، عدد اتمی بالاتر تنگستن است.

3-3- نحوه اثرگذاری پارامترهای فرایندی آمیختگی

میزان عناصر ورود کرده از زیرلایه به داخل روکش و نحوه توزیع عناصر در داخل ریزساختار از جمله اثرات اساسی تغییرات پارامترهای فرایندی است. افزایش انرژی ورودی می‌تواند بر غلظت موضعی عناصر آلیاژی که تمایل به جدایش به سمت مرزدهانه‌ها دارند اثرگذار باشد. به علاوه، احتمال تشکیل ترکیبات با نقطه ذوب پایین و گسترده شدن محدوده دمایی انجمادی را افزایش می‌دهد که در نتیجه آن تمایل به ایجاد ترک انجمادی افزایش می‌یابد [14,36,37]؛ بنابراین در فرایند روکش کاری لیزری استلایت 6 روی فولاد زنگ‌نزن، بایستی مقادیر عنصر آهن ورود کرده به داخل روکش در حداقل مقدار قرار داشته باشد. به این منظور آنالیز EDS نقطه‌ای در نواحی مختلف زیرلایه تا نواحی بالایی تک پاس‌های تولیدشده با پارامترهای فرایندی مختلف انجام شد و نتایج آن مطابق شکل قابل مشاهده است. نحوه توزیع و تغییرات عنصر آهن به عنوان عنصر زمینه زیرلایه با تغییرات چگالی انرژی در نمودار شکل قابل مشاهده است. در نتیجه افزایش چگالی انرژی میزان نفوذ عنصر آهن به داخل روکش به صورت چشمگیری افزایش یافته است که این امر در برخی از منابع منجر به کاهش خواص پوشش شده است [24,32,34]؛ زیرا عنصر آهن منجر به ارتقاء استحاله آلوتروپیک فاز کبالت از شبکه HCP به FCC می‌شود [24]. مشخصاً بیشتر شدن چگالی انرژی از 60 J/mm منجر به افزایش دو برابری نفوذ آهن به نواحی داخلی روکش شده است

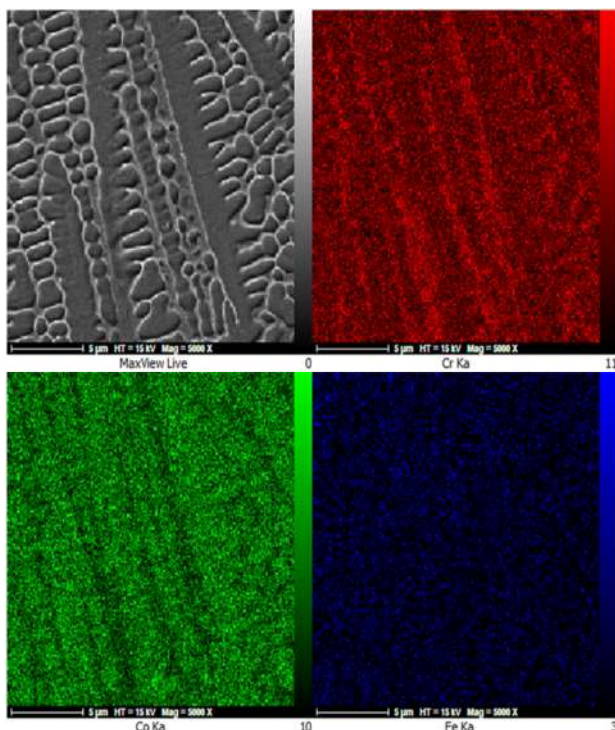
انجماد و بنابراین زمان بیشتر رشد دانه می‌شود. مطابق شکل (6) رخداد رشد بیشتر دانه‌ها و ابعاد بزرگ‌تر دانه‌ها در قسمت بالایی روکش می‌تواند به این مورد مربوط باشد که نواحی بالایی روکش در معرض گاز محافظ و هوا قرار دارد. این گازها دارای ضریب هدایت حرارتی پایینی هستند، بنابراین گرمای جذب‌شده در لایه‌ها باقی می‌ماند و باعث رشد دانه‌ها می‌شود [33].

مطابق شکل، ساختار مشاهده‌شده در روکش استلایت 6 یک ساختار هیپویوتکتیک شامل دندریت‌های اولیه محلول جامد کبالت و مخلوط یوتکتیک محلول جامد کبالت-کروم و کاربیدهای غنی از کروم است که با ریزساختار مشاهده‌شده در پژوهش‌های مشابه [8,24,34] مطابقت دارد. ساختار استلایت 6 اساساً شامل مخلوط یوتکتیک محلول جامد کبالت-کروم همراه با کاربیدهای سخت مانند کاربیدهای غنی از کروم و غنی از تنگستن است، درحالی‌که دندریت‌های اولیه کبالت متعلق به ساختار هیپویوتکتیک هستند. لایه‌های بین دندریتی شامل ترکیب محلول جامد غنی از کبالت و کاربیدهای یوتکتیک است (شکل قسمت ب).



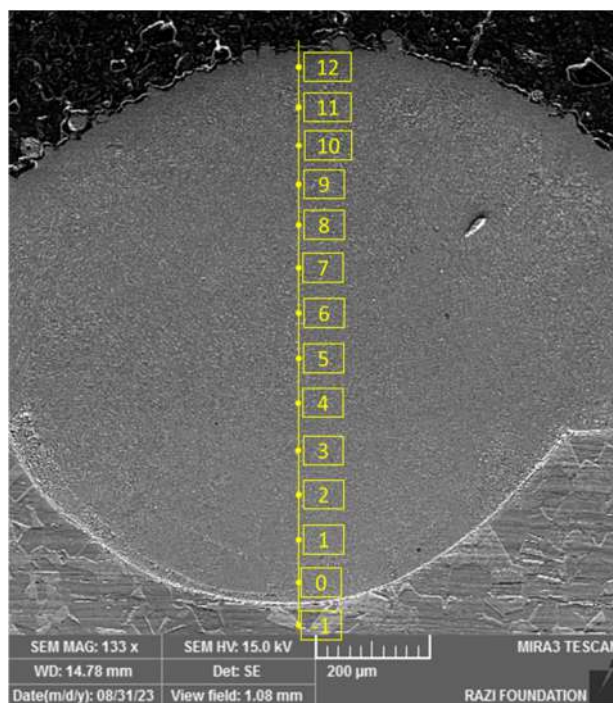
شکل 10- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی سطح مقطع عرضی نمونه تک پاس الف-بزرگنمایی کم و ب-بزرگنمایی زیاد.

مطابق شکل 13 نقشه آنالیز EDS انجام شده روی ریزساختار دندریتی ستونی نشان‌دهنده غنی بودن مناطق درون دندریتی از کبالت و غنی بودن مناطق بین دندریتی از کروم است. باهدف بررسی دقیق‌تر، مقایسه نیمه کمی ترکیب شیمیایی در نواحی مختلف ریزساختار در نمونه‌های تک‌پاس با استفاده از آنالیز EDS نقطه‌ای در سه ناحیه درون دندریتی، بین دندریتی و روی نواحی سفیدرنگ بین دندریتی مطابق شکل 14 انجام گرفت. همان‌طور که در شکل (15) قابل مشاهده است، با افزایش چگالی انرژی، حلالیت کبالت دارای روند نزولی است، درحالی‌که میزان حلالیت کروم تغییر محسوسی را نشان نداد. به‌علاوه، با افزایش چگالی انرژی میزان حلالیت آهن در داخل دندریت‌ها افزایش قابل توجهی داشته است که این امر می‌تواند با افزایش مقدار آهن وارد شده از زیرلایه به داخل پوشش در ارتباط باشد. بررسی ترکیب شیمیایی نواحی سفیدرنگ روی نواحی بین دندریتی (نقطه C در شکل 14) نشان داد که با افزایش انرژی ورودی، میزان کروم این نواحی بیشتر شده و از مقادیر تنگستن آن کاسته می‌شود که می‌تواند گویای تشکیل بیشتر کاربیدهای نوع کروم و کاهش میزان کاربیدهای نوع تنگستن باشد.

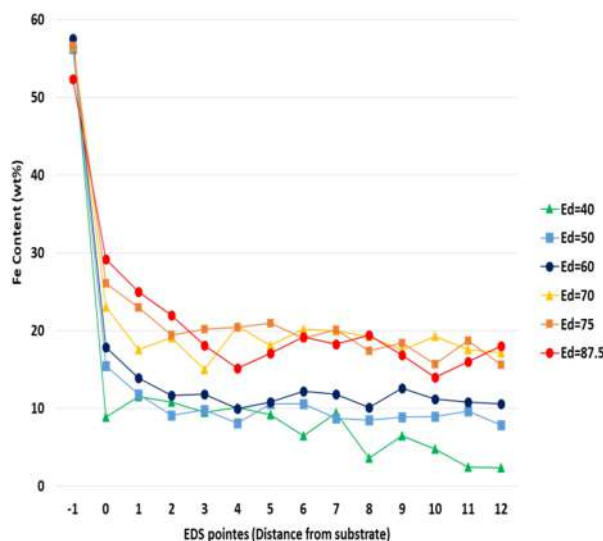


شکل 13- نقشه عناصر آلیاژی ساختار مقطع عرضی روکش تک‌پاس.

که این امر با حرکت به سمت نواحی بالای روکش روند نسبتاً پایداری را دنبال کرده است. نمونه‌های تک‌پاس تولید شده با چگالی انرژی 40 J/mm دارای میانگین 10 درصد عنصر آهن در ناحیه روکش هستند در حد معمول و مجاز قرار دارد. همچنین، نتایج نشان داد که هیچ‌گونه عناصر اصلی آلیاژی روکش به‌صورت مؤثر وارد زیرلایه نشده‌اند.



شکل 11- آنالیز خطی طیف‌سنجی پراش انرژی در یک خط عمودی از داخل زیرلایه تا نواحی بالایی روکش.



شکل 12- نحوه تغییرات درصد آهن برحسب فاصله از زیرلایه در چگالی انرژی‌های مختلف.

ترک و عیب عدم همجوشی تشکیل شد. ارزیابی میکروسکوپی نوری، الکترونی و آنالیز طیف‌سنجی پراش انرژی به منظور بررسی تأثیر چگالی انرژی بر ریزساختار و ابعاد هندسی انجام شد. نتایج نشان داد:

- با مستقل در نظر گرفتن پارامترهای فرایندی، سرعت روبش اثرگذارترین و توان لیزر کم اثرترین پارامتر فرایندی بر مشخصات هندسی است،

- با افزایش چگالی انرژی در نرخ پودرهای مختلف ابعاد بازوهای دندردیتی اولیه در فصل مشترک از 1/5 میکرومتر به حدود 3 میکرومتر افزایش می‌یابد؛ با تغییرات در نرخ پودر ورودی و همچنین در نواحی بالاتر از فصل مشترک به دلیل وجود گرادیان‌ها و جریان‌های مختلف حرارتی، برقراری رابطه کاملاً صعودی یا نزولی نیازمند پژوهش‌های تکمیلی است،

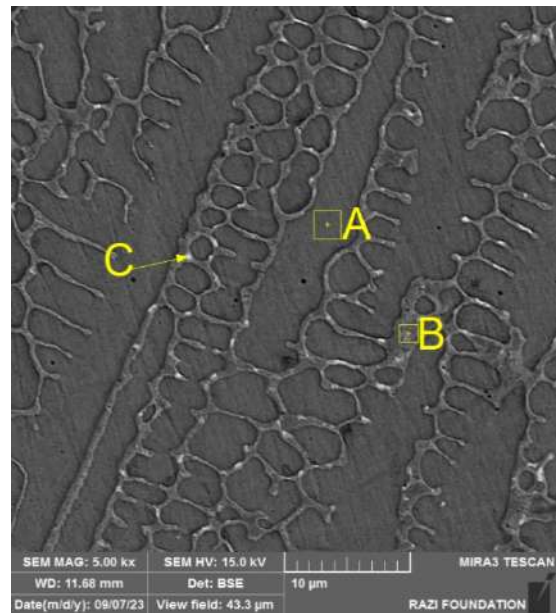
- افزایش چگالی انرژی از 40 به 75 ژول بر میلی‌متر منجر به کاهش نسبت کبالت به کروم (مؤثر در خواص سایشی) از 2 به 0/7 در ناحیه دندردیتی، 2/4 به 1/7 در زمینه و از 1/2 به 0/7 در ناحیه بین دندردیتی شد،

- افزایش چگالی انرژی از 40 به 75 ژول بر میلی‌متر منجر به کاهش نسبت کبالت به آهن (کنترل‌کننده استحاله آلوتروپیک) از 35 به 3 در ناحیه دندردیتی، 26 به 2 در زمینه و از 24 به 3 در ناحیه بین دندردیتی شد،

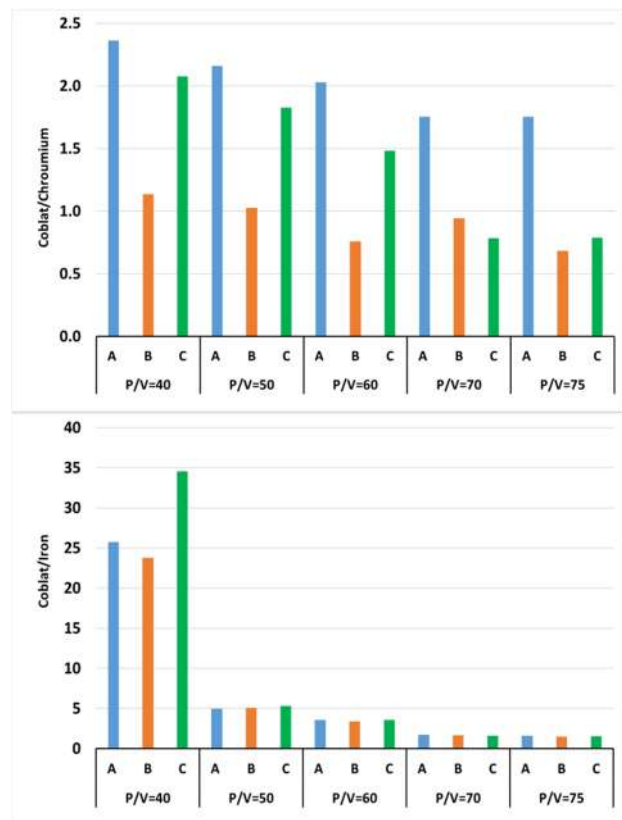
- مورفولوژی روکش دارای تغییر روند ساختار از دندردیت‌های ستونی به هم‌محور است. در ابتدای شروع فرایند دانه‌های جدید در فصل مشترک به صورت سلولی و به تدریج با افزایش ارتفاع روکش به دندردیت‌های هم‌محور تبدیل شدند که عمدتاً ناشی از تجمع گرما و چرخه حرارتی مکرر در طول فرایند است.

منابع

- 1-Gong N, Meng TL, Cao J, Wang Y, Karyappa R, Ivan Tan CK, et al. Laser-cladding of high entropy alloy coatings: an overview. *Mater Technol*. 2023;38(1):2151696.
- 2-Singh S, Goyal DK, Kumar P, Bansal A. Laser cladding technique for erosive wear applications: a review. *Mater Res Express*. 2020;7(1):012007.
- 3-Yan F, Xiong W, Faierson EJ. Grain structure control of additively manufactured metallic



شکل 14- نقاط انتخاب شده جهت آنالیز طیف‌سنجی پراش انرژی.



شکل 15- الف- نسبت کبالت به کروم و ب- کبالت به آهن در مناطق بین دندردیتی و دندردیتی در چگالی انرژی‌های مختلف

4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش روکش‌کاری لیزری استلایت 6 روی زیرلایه فولاد 316 با استفاده از لیزر فیبری پیوسته انجام و پوشش بدون

- 15-Chen C, Meiping W, Rui H, Yuling G, Xiaojin M. Understanding Stellite-6 coating prepared by laser cladding: Convection and columnar-to-equiaxed transition. *Opt Laser Technol.* 2022 May 1;149:107885.
- 16-kermani F, Shoja Razavi R, Zangenemadar K, Borhani M, Gavahian M. Optimization of single-pass geometric characteristics of IN718 by fiber laser via linear regression and response surface methodology. *J Mater Res Technol.* 2023 May 1;24:274–89.
- 17-Ilanlou M, Shoja Razavi R, Haghghat S, Nourollahi A. Multi-track laser metal deposition of Stellite6 on martensitic stainless steel: Geometry optimization and defects suppression. *J Manuf Process.* 2023 Jan 27;86:177–86.
- 18-Bakhshayesh MM, Khodabakhshi F, Farshidianfar MH, Nagy Š, Mohammadi M, Wilde G. Additive manufacturing of Stellite 6 alloy by laser-directed energy deposition: Engineering the crystallographic texture. *Mater Charact.* 2024 Jan 1;207:113511.
- 19-Cui C, Wu M, Miao X, Gong Y, Zhao Z. The effect of laser energy density on the geometric characteristics, microstructure and corrosion resistance of Co-based coatings by laser cladding. *J Mater Res Technol.* 2021;15:2405–18.
- 20-Zhang W, Chabok A, Kooi BJ, Pei Y. Additive manufactured high entropy alloys: A review of the microstructure and properties. *Mater Des.* 2022;220:110875.
- 21-Svetlizky D, Das M, Zheng B, Vyatskikh AL, Bose S, Bandyopadhyay A, et al. Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications. *Mater Today.* 2021;49:271–95.
- 22-Herzog D, Seyda V, Wycisk E, Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. *Acta Mater.* 2016;117:371–92.
- 23-Schneider MF, Schneider MF. Laser cladding with powder. 1998;
- 24-Lin Z, Ya W, Subramanian VV, Goulas C, di Castri B, Hermans MJM, et al. Deposition of Stellite 6 alloy on steel substrates using wire and arc additive manufacturing. *Int J Adv Manuf Technol.* 2020;111(1):411–26.
- 25-Lusquiños F, Comesaña R, Riveiro A, Quintero F, Pou J. Fibre laser micro-cladding of Co-based alloys on stainless steel. *Surf Coat Technol.* 2009;203(14):1933–40.
- 26-Thawari N, Gullipalli C, Katiyar JK, Gupta TVK. Influence of buffer layer on surface and tribomechanical properties of laser clad Stellite 6. *Mater Sci Eng B.* 2021;263:114799.
- materials. *Materials.* 2017;10(11):1260.
- 4-Liu P, Wang Z, Xiao Y, Horstemeyer MF, Cui X, Chen L. Insight into the mechanisms of columnar to equiaxed grain transition during metallic additive manufacturing. *Addit Manuf.* 2019;26:22–9.
- 5-Washko SD, Aggen G. *ASM Handbook Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. Vol1 ASM Handb ASM Int.* 1990;990:841–907.
- 6-Kumar AV, Selvakumar AS, Ravikumar N, Dinesh B, Rahman KA. Free Vibration Study of Nd-YAG Laser welded Stainless Steel 316 joints Reinforced with Stellite Powder. *Mater Today Proc.* 2020;22:1369–73.
- 7-Naseri Alenjagh M, Saeid T. Microstructure and mechanical properties in dissimilar friction stir welding between aluminum 1050 and 316L stainless steel. *Iut-Jwsti.* 2023 May 1;9(1):67–82.
- 8-Bhoskar A, Kalyankar V, Deshmukh D. Metallurgical characterisation of multi-track Stellite 6 coating on SS316L substrate. *Can Metall Q.* 2023;62(4):665–77.
- 9-Singh PK, Mishra SB. Studies on solid particle erosion behaviour of D-Gun sprayed WC-Co, Stellite 6 and Stellite 21 coatings on SAE213-T12 boiler steel at 400° C temperature. *Surf Coat Technol.* 2020;385:125353.
- 10-Borhani MR, Shoja Razavi SR, Kermani F, Erfan Manesh M, Barekat SM, Naderi Samani H, et al. Investigating the microstructure and hardness of 17-4PH steel and Stellite clad by direct laser deposition process on 17-4PH steel substrate. *Iut-Jwsti.* 2023 Jan 1;8(2):69–81.
- 11-Thawari N, Gullipalli C, Katiyar JK, Gupta T. Effect of multi-layer laser cladding of Stellite 6 and Inconel 718 materials on clad geometry, microstructure evolution and mechanical properties. *Mater Today Commun.* 2021;28:102604.
- 12-Singh R, Kumar D, Mishra SK, Tiwari S. Laser cladding of Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance. *Surf Coat Technol.* 2014;251:87–97.
- 13-Song B, Yu T, Jiang X, Xi W, Lin X. The relationship between convection mechanism and solidification structure of the iron-based molten pool in metal laser direct deposition. *Int J Mech Sci.* 2020;165:105207.
- 14-Schönmaier H, Krein R, Schmitz-Niederer M, Schnitzer R. Influence of the heat input on the dendritic solidification structure and the mechanical properties of 2.25 Cr-1Mo-0.25 V submerged-arc weld metal. *J Mater Eng Perform.* 2021;30(10):7138–51.

- wire arc additive manufacturing. *Metals*. 2019 ;9(4):474.
- 32-Xu G, Kutsuna M, Liu Z, Yamada K. Comparison between diode laser and TIG cladding of Co-based alloys on the SUS403 stainless steel. *Surf Coat Technol*. 2006;201(3-4):1138-44.
- 33-Moradi M, Ashoori A, Hasani A. Additive manufacturing of stellite 6 superalloy by direct laser metal deposition-Part 1: Effects of laser power and focal plane position. *Opt Laser Technol*. 2020;131:106328.
- 34-Mirshekari GR, Daei S, Bonabi SF, Tavakoli MR, Shafyei A, Safaei M. Effect of interlayers on the microstructure and wear resistance of Stellite 6 coatings deposited on AISI 420 stainless steel by GTAW technique. *Surf Interfaces*. 2017;9:79-92.
- 35-Apay S, Gulenc B. Wear properties of AISI 1015 steel coated with Stellite 6 by microlaser welding. *Mater Des*. 2014;55:1-8.
- 36-Lippold JC. *Welding metallurgy and weldability*. John Wiley & Sons; 2014.
- 37-Kou S. *Welding metallurgy*. N J USA. 2003;431-46.
- 27-Liu P, Wang Z, Xiao Y, Horstemeyer MF, Cui X, Chen L. Insight into the mechanisms of columnar to equiaxed grain transition during metallic additive manufacturing. *Addit Manuf*. 2019;26:22-9.
- 28-Yan F, Xiong W, Faierson EJ. Grain structure control of additively manufactured metallic materials. *Materials*. 2017;10(11):1260.
- 29-Helmer H, Bauereiß A, Singer RF, Körner C. Grain structure evolution in Inconel 718 during selective electron beam melting. *Mater Sci Eng A*. 2016;668:180-7.
- 30-Zhu Y, Liu D, Tian X, Tang H, Wang H. Characterization of microstructure and mechanical properties of laser melting deposited Ti-6.5 Al-3.5 Mo-1.5 Zr-0.3 Si titanium alloy. *Mater Des* 1980-2015. 2014;56:445-53.
- 31-Li Z, Cui Y, Wang J, Liu C, Wang J, Xu T, et al. Characterization of microstructure and mechanical properties of Stellite 6 part fabricated by wire arc additive manufacturing. *Metals*. 2019by



Investigation of weld bead geometry and microstructures of 316L stainless steel in activating flux TIG welding using ultrasonic vibrations

M. N. Sadraee Far , F. Kolahan*

Ferdowsi University of Mashhad, Department of Mechanical Engineering, Mashhad, Iran.

Received 12 May 2023 ; Accepted 22 June 2023

Abstract

In this study, we employed the active TIG method with ultrasonic vibration (UV) for welding 316L steel. Throughout the active tungsten inert gas (A-TIG) welding process, a high-frequency ultrasonic generator produced high-intensity acoustic waves at an optimal frequency of 20.3 kHz and a vibration amplitude of 8 micrometers. These waves were directed into the molten weld pool, covered by SiO₂ nanoparticles serving as an activating flux. The effect of UV and nanoparticles on weld geometry and weld microstructure was analyzed and compared with conventional TIG welding process. The results indicated that the use of nanopowder not only increased weld penetration by approximately 17.5% but also reduced the Weld Bead Width (WBW) by 28% compared to Conventional TIG. These values increased by 25% and decreased by 35%, respectively, in the presence of ultrasonic waves. Additionally, the introduction of nanomaterials into the molten pool led to finer grains. The ultrasonic waves played a crucial role in ensuring the uniform distribution of these nanomaterials in the melt, ultimately resulting in an enhanced microstructure of the weld.

Keywords: Activating flux tungsten inert gas welding (A-TIG), ultrasonic vibrations, Nanoparticles, 316L stainless steel, microstructure refinement.

 Corresponding Author: kolahan@um.ac.ir



بررسی ریزساختار و هندسه جوش فولاد زنگ نزن L 316 در جوشکاری تیگ فعال با استفاده از ارتعاشات فراصوت

محمدناصر صدرایی فر^{ID}، فرهاد کلاهان^{ID*}

گروه مهندسی مکانیک، دانشکده فنی مهندسی دانشگاه فردوسی مشهد

دریافت مقاله: 1402/07/09؛ پذیرش مقاله: 1402/10/07

چکیده

در این مقاله ما از روش تیگ فعال با استفاده از ارتعاش فراصوت (UV) برای جوشکاری فولاد L 316 استفاده کردیم. در طی فرایند جوشکاری الکتروود تنگستن و گاز بی اثر فعال (A-TIG) امواج صوتی با شدت بالا توسط یک ژنراتور اولتراسونیک فرکانس بالا با فرکانس کاری بهینه 20/3 کیلوهرتز و دامنه ارتعاش 8 میکرومتر، تولید شده و به حوضچه جوش مذاب که با نانوذرات SiO_2 به عنوان یک شار فعال کننده پوشش دهی شده است، وارد شد. اثر UV و نانوذرات بر هندسه جوش و ریزساختار جوش مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت و با فرایند جوشکاری تیگ معمولی مقایسه شد. نتایج نشان داد که استفاده از نانوپودر در جوشکاری تیگ نه تنها می تواند عمق نفوذ جوش را حدود 17/5 درصد افزایش دهد، بلکه باعث کاهش 28 درصدی عرض مهره جوش (WBW) در مقایسه با جوشکاری تیگ معمولی می شود. این مقادیر در حضور امواج فراصوت به ترتیب به 25 درصد افزایش و 35 درصد کاهش می رسد. علاوه بر این، با افزودن نانومواد به حوضچه مذاب دانه ها ریزتر شد و امواج فراصوت به توزیع یکنواخت این نانوموادها در مذاب کمک کرده و در نهایت منجر به اصلاح ریزساختار جوش شده است.

کلمات کلیدی: جوشکاری تنگستن با گاز خنثی شار فعال (کتیو تیگ)، ارتعاشات فراصوت، نانو ذرات، فولاد زنگ نزن L 316، اصلاح ریزساختار.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: kolahan@um.ac.ir

1- مقدمه

حرارت اعمالی به ناحیه اتصال، نسبت به سایر جوش های ذوبی از کیفیت بالاتری برخوردار است. کوچک بودن منطقه متاثر از حرارت، ناصافی کمتر در خط جوش و سرعت بالای جوشکاری از دیگر مزایای این روش می باشند. این ویژگی ها باعث ترجیح این روش برای جوشکاری اتصالات مختلفی شده است. از دیگر مزایای این فرایند می توان به جوشکاری قطعات تا عمق 3 میلی متر در یک پاس بدون استفاده از فلزپرکننده اشاره کرد [2].

در جوشکاری های قوس الکتریکی، دستیابی به عمق نفوذ بیشتر،

جوش در صنایع مختلف از جمله خودروسازی، نفت و گاز، مخازن تحت فشار و ساخت سازه های فلزی کاربرد گسترده دارد. در بین روش های جوشکاری ذوبی جوشکاری با الکتروود غیرمصرفی تنگستن و گاز محافظ به دلیل کیفیت بالای اتصال یکی از فرایندهای پرکاربرد جوشکاری ورق های نازک و نسبتاً ضخیم محسوب می شود و برای اتصال دسته وسیعی از مواد استفاده می شود [1].

جوش حاصل شده در این جوشکاری بدلیل کنترل پذیری میزان

طریق فیلر به حوضچه مذاب در جوشکاری تیگ تحت ارتعاش فراصوت نتایج را با میکروسکوپ الکترونی ارزیابی کردند. نتایج نشان داد که افزودن نانو ذرات به همراه استفاده از امواج فراصوت می‌تواند اصلاح دانه را بهبود بخشد و در نتیجه خواص مکانیکی را نسبت به جوشکاری تیگ معمولی افزایش دهد.

کامال و همکارانش [6] به بررسی تاثیر شارهای اکسیدی در جوشکاری اکتیوتیگ ورق‌های فولادی P91 پرداختند. نتایج آزمایش‌ها تجربی، نشان داد که با اضافه کردن ذرات نانوی اکسیدی مختلف عمق نفوذ در این نوع جوشکاری افزایش می‌یابد. همچنین، نفوذ کامل با به‌کارگیری اکسید روی، اکسید آهن، اکسید کرم و اکسید منگنز حاصل شد. همچنین شکل ظاهری مورد قبولی با استفاده از مواد نانو در جوشکاری اکتیوتیگ حاصل شد. نتایج نشان داد که بیشترین نسبت عمق نفوذ به پهنای جوش با به‌کارگیری اکسید روی، اکسید منگنز و اکسید کرم که به ترتیب مقدار 0/95، 0/85 و 0/83 بود حاصل شد و این در حالی بود که این مقدار برای جوشکاری تیگ مرسوم 0/29 گزارش شده بود. بنابراین، با به‌کارگیری اکسید منگنز نسبت عمق به پهنای در جوشکاری اکتیوتیگ به نسبت جوشکاری معمولی 3/2 برابر شد.

ژانگ و همکارانش [7] تاثیر جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به کمک امواج فراصوت بر رفتار جریان ریزساختار و خواص مکانیکی اتصالات آلیاژ آلومینیوم 7N01-T4 را مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها به این نتیجه رسیدند که ارتعاش فراصوت می‌تواند به طور قابل ملاحظه‌ای سرعت جوشکاری اتصال جوش بدون نقض را افزایش دهد. همچنین دریافتند که ارتعاش فراصوت می‌تواند کیفیت سطح اتصالات را بهبود بخشد و نیروهای محوری را تا 9 درصد کاهش دهد.

رام‌کومار و همکارانش [8]، قطعاتی از جنس فولاد زنگ‌نزن آستینیتی 904 را که توسط روش اکتیوتیگ و تیگ جوش داده شده بودند را مورد بررسی قرار دادند. در روش جوشکاری اکتیوتیگ 85 درصد SiO_2 و 15 درصد TiO_2 مورد استفاده قرار گرفت. در روش جوشکاری اکتیوتیگ عمق نفوذ بهتری نسبت

مستلزم افزایش جریان، کاهش سرعت جوشکاری یا افزایش تعداد پاس‌های جوشکاری است که می‌تواند مشکلاتی همچون، افزایش پهنای جوش و یا سوراخ شدن ورق‌های نازک به دلیل بالا بودن حرارت اعمالی به قطعه‌کار را به همراه داشته باشد. بنابراین لازم است تدابیری اتخاذ شود که به موجب آن افزایش عمق نفوذ و استحکام جوش در عین حال کاهش پهنای جوش و ناحیه متأثر از حرارت شود. در این فرایند کنترل حرارت ورودی برای تولید اتصالاتی سالم از اهمیت کلیدی برخوردار می‌باشد [1].

در حال حاضر مطالعه و تحقیق در زمینه افزایش عمق نفوذ و بهبود خواص اتصال در جوشکاری تیگ، یکی از زمینه‌های رایج تحقیقات است. در سال‌های اخیر، محققین بر روی روش‌هایی که با اضافه کردن مواد نانو به حوضچه مذاب باعث بهبود خواص مکانیکی و افزایش عمق نفوذ می‌شوند، تمرکز نموده‌اند. همچنین استفاده از امواج فراصوت در حین جوشکاری اخیراً توجه زیادی از محققین را به خود جلب نموده است. در برخی مطالعات، فقط اثر یک نوع ماده نانوی خاص و دربرخی از آن‌ها، ترکیب چند ماده نانوی مختلف بر یک یا چند مشخصه کیفی و در برخی دیگر تنها اثر اعمال امواج فراصوت، مورد بررسی قرار گرفته است. در تحقیقات انجام شده، در اکثر مواقع فقط به صورت موردی و با تعداد محدودی از آزمایش‌ها، تاثیر یک یا چند نوع ماده نانو [3] و در برخی دیگر هم فقط اثر امواج فراصوت با فرکانس و دامنه مشخص مورد بررسی قرار گرفته است [4].

بهره‌گیری از انرژی امواج فراصوت و مواد نانو در جوشکاری یکی از مباحث تحقیقاتی نسبتاً جدید به‌خصوص در حوزه جوشکاری‌های ذوبی می‌باشد. تحقیقات انجام شده در این زمینه، شامل مباحث متعددی می‌باشد. که در ذیل به آن‌ها می‌پردازیم.

فتاحی و همکارانش [5] به بررسی تاثیر استفاده از ارتعاش فراصوت در جوشکاری تیگ آلومینیوم پرداختند. آن‌ها فیلری که قرار بود در عملیات جوشکاری استفاده شود را با نانو ذرات تقویت کردند. در نتیجه با افزودن نانوذرات TiO_2 و ZrO_2 از

ریزساختار از کریستال صفحه‌ای-ستونی و هم محور یکنواخت به کریستال صفحه‌ای ستونی غیریکنواخت هم محور تغییر شکل یافته است و به این نتیجه رسیدند که این امواج می‌تواند دانه‌ها را بشکند و سپس اصلاح کند.

برتیر و همکارانش [13] در تحقیقی به بررسی و شبیه‌سازی جوشکاری فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 304L در روش اکتیو تیگ و مقایسه نتایج آن با روش تیگ پرداختند. در این تحقیق، ترکیبی از شارهای TiO_2 ، Cr_2O_3 ، V_2O_5 ، MgF_2 و $MgCl_2$ مورد استفاده قرار گرفت. همچنین، TiO_2 ، Cr_2O_3 ، MgF_2 و $K_2Cr_2O_7$ به صورت مجزا نیز مورد مطالعه قرار گرفتند. نتایج تحقیق نشان داد که حتی افزودن مقدار اندکی شار اکسیدی باعث تغییر جهت جریان مارانگونی می‌شود و این در حالی است که، فلورایدیها تغییری در جهت جریان مارانگونی ایجاد نمی‌کنند. علاوه بر این، تاثیر مواد نانو بر هندسه گرده جوش، نیروی مارانگونی و نیروهای لورنتز با استفاده از نتایج عددی مورد بررسی قرار گرفت. مشخص شد که، نیروهای لورنتز تاثیر زیادی بر هندسه گرده جوش در حالت ضریب حرارتی کشش سطحی منفی دارند ولی در حالت ضریب حرارتی کشش سطحی مثبت بی‌تاثیراند.

دی و همکارانش [14] در تحقیقی، تاثیر مواد نانو بر مشخصات متالورژیکی فلز تیتانیوم را مورد مطالعه قرار دادند. در این تحقیق، عمق نفوذ کامل در ورق‌هایی به ضخامت 6 میلی‌متر تنها در یک پاس جوشکاری حاصل شد. نتایج تست کشش نیز نشان داد که استحکام کششی فلز جوش در حضور مواد نانو افزایش می‌یابد و این مقدار برای فلز جوش 398 مگا پاسکال بود که به استحکام کششی فلز پایه که 420 مگا پاسکال است بسیار نزدیک بود.

آریوازانگ و همکارانش [15] مشخصات مکانیکی و ریزساختار فولاد P22 را در جوشکاری اکتیو تیگ مورد مطالعه قرار دادند. همچنین در این تحقیق، تاثیر پس‌گرم کردن قطعات نیز مورد بررسی قرار گرفت. چقرمگی 133 ژول بر متر مربع برای فولاد جوشکاری شده بدون عملیات پس‌گرم کردن گزارش شد در حالی که چقرمگی برای فولاد پس‌گرم شده به 177 ژول بر متر

به روش جوشکاری تیگ حاصل شد. استحکام کششی در قطعات جوشکاری شده به روش جوشکاری تیگ اندکی بیشتر از قطعات جوشکاری شده به روش جوشکاری اکتیو تیگ گزارش شد. بنابراین، ترکیب این مواد نانو تاثیری با توجه به افزایش عمق نفوذ در افزایش استحکام کششی ورق‌ها نداشت.

احمدی و ابراهیمی [9] نیز تاثیر دانسیته 4 شار فعال کننده سطحی اکسید سیلیسیم، اکسید تیتانیوم، اکسید کرم و اکسید کلسیم را در جوشکاری فولاد زنگ‌نزن 316 مورد مطالعه قرار دادند. نتایج تحقیقات نشان داد که این شارها باعث افزایش عمق نفوذ می‌شوند. همچنین، اکسید سیلیسیم تاثیر بیشتری در افزایش عمق نفوذ، نسبت به مواد نانو دیگر داشت.

احمدی و ابراهیمی [10] در تحقیقی دیگر، اثر شارهای TiO_2 و SiO_2 را در جوشکاری اکتیو تیگ فولاد زنگ‌نزن 316 مورد ارزیابی قرار دادند. در این تحقیق، اثر تغییرات شدت جریان، زاویه الکتروود، سرعت جوشکاری بر عمق نفوذ و پهنای جوش در حضور مواد نانو مورد ارزیابی قرار گرفت. جمع‌آوری داده‌های آزمایشگاهی براساس طراحی آزمایش‌ها و روش تاگوچی انجام شد. نتایج آزمایش‌ها نشان داد که شدت جریان و سرعت جوشکاری پارامترهای تاثیرگذار بر نسبت عمق به پهنای جوش می‌باشد. بطوریکه، با افزایش شدت جریان و کاهش سرعت جوشکاری نسبت عمق به پهنای جوش افزایش پیدا خواهد کرد. افزایش عمق نفوذ به پهنای جوش کاهش اعوجاج را نیز در پی خواهد داشت. همچنین، خواص مکانیکی جوش، با کاهش اندازه دانه‌ها در ناحیه متأثر از حرارت باعث بهبود خواص مکانیکی خواهد شد.

در تحقیقی دیگر، احمدی و همکارانش [11] اثر شارهای TiO_2 و SiO_2 را بر هندسه جوش فولاد زنگ‌نزن 304 در جوشکاری اکتیو تیگ مورد ارزیابی قرار دادند. نتایج این تحقیق نشان داد که، استفاده از مواد نانو با تغییر جریان مارانگونی باعث افزایش عمق نفوذ و کاهش پهنای جوش می‌شود.

چن و همکارانش [12] به بررسی شکل دانه‌ها در جوشکاری تیگ به کمک ارتعاش فراصوت آلومینیوم خالص پرداختند. آن‌ها تایید کردند که در جوشکاری تیگ تحت امواج فراصوت

2-1- مواد نانو مورد استفاده

با توجه به مطالب ارائه شده در پیشینه تحقیق در ارتباط با شارهای فعال کننده سطحی مورد استفاده برای فولاد AISI316L، در این پژوهش از اکسید سیلیسیوم (99% SiO₂) (20-30 nm) به دلیل تاثیر آن برافزایش عمق نفوذ و کاهش پهنای جوش استفاده شد. شار حاصل از ترکیب ماده نانو و حامل حلال الکلی متانول با درصد خاص هستند.

جدول (1) نشان‌دهنده مشخصات اصلی این نانو پودر می‌باشد. پس از ترکیب نانو ماده و حلال واسط، از یک هم‌زن مکانیکی به منظور ترکیب یکنواخت آن‌ها استفاده شد. به منظور اعمال این مواد به سطح قطعه‌کار از یک قلم‌مو استفاده و ضخامت لایه اعمال شده کنترل شد. بعد از اعمال شارها به سطح قطعه‌کار و اطمینان از آغشته شدن یکنواخت آن، اقدام به جوشکاری شد. قبل از ساخت محلول، به منظور اطمینان از اندازه شارهای فعال کننده سطحی از میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی برای اندازه‌گیری استفاده شد.

با توجه به نتایج مربوط به این آزمون، اندازه ذرات گزارش شده تایید شد. در ادامه، به منظور اطمینان از عدم کلوخه شدن ذرات نانو در حین ساخت محلول، آزمون اندازه ذرات برای محلول نیز صورت پذیرفت. با توجه به نتایج مربوط به اندازه ذرات، مقدار کلوخه شدن ذرات در محلول در بازه قابل قبول می‌باشد (کمتر از ده درصد).

در این راستا به منظور ایجاد ترکیب مورد نیاز از ترازوی دیجیتال با دقت هزارم گرم، هم‌زن‌های مکانیکی و مغناطیسی استفاده شد. مدت زمان لازم برای استفاده از هم‌زن‌های مکانیکی و مغناطیسی 30 دقیقه تعیین شد.

جدول 1- خواص فیزیکی و مشخصات نانو سیلیکون اکساید [17]

SiO ₂	Ti	Ca	Na	Fe
99.5%	120ppm	70ppm	30ppm	20ppm
Nanoparticles SiO ₂ Purity			99.5%	
Nanoparticles SiO ₂ APS			20-30nm	
Nanoparticles SiO ₂ SSA			180-600m ² /g (Particles Size: 100% <40nm)	
Nanoparticles SiO ₂ Color			white	
Nanoparticles SiO ₂ Bulk Density			<0.10 g/cm ³	
Nanoparticles SiO ₂ True Density			2.4 g/cm ³	

مربع افزایش پیدا کرد. نتایج آزمایش‌ها نشان داد که سختی و چقرمگی فولاد جوشکاری شده با این روش بالاتر از روش جوشکاری تیگ مرسوم می‌باشد.

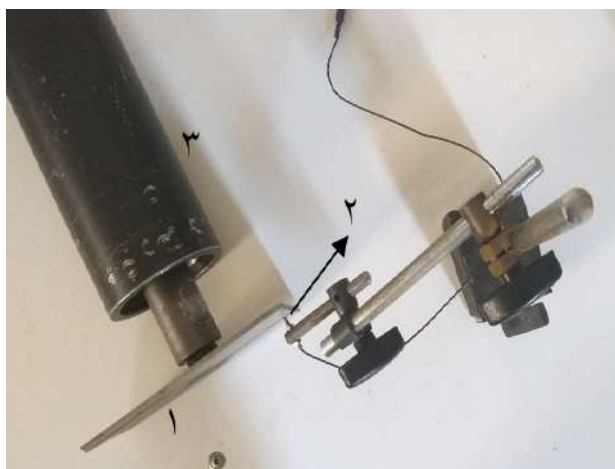
زو و یان [16] به مطالعه ریزساختار، مقاومت به خوردگی و خواص مکانیکی، جوشکاری و لحیم‌کاری Ti-Mg پرداختند. آن‌ها دریافته‌اند که با کمک امواج فراصوت دانه‌های درشت در ناحیه جوش به طور موثری به دلیل جریان ارتعاشی و اثرات حفره‌ای ناشی از جریان فراصوت تصفیه شدند و نرخ خوردگی ناحیه جوش به طور موثری کاهش یافته است. همچنین خواص مکانیکی جوش نیز بهبود یافته است. بررسی تحقیقات پیشین نشانگر این است که تاکنون تحقیقی که در آن افزودنی نانومواد توأمان با امواج پرفشار فراصوت به قطعه کار 316L در حین جوشکاری تیگ اعمال شود مورد بررسی قرار نگرفته است. هدف از انجام این پژوهش بررسی تاثیر دو عامل استفاده از نانومواد SiO₂ و مطالعه تاثیر امواج پرفشار فراصوت در جوشکاری اکتیوتیگ بر روی خواص و ریزساختار جوش است. در این تحقیق، سه تا از مهمترین مشخصه‌های کیفی اتصال جوش شامل: عمق نفوذ، پهنای جوش و نسبت عمق به پهنای جوش بررسی می‌شود. همچنین ریزساختار درز جوش نیز جهت اطمینان از حضور نانومواد و تاثیرات آن و همچنین تاثیرات امواج فراصوت بررسی می‌شود.

2- مواد و روش‌ها

جهت انجام آزمایش‌ها از دستگاه تیگ DIGITIG 250 AC/DC، GAAM-Co، Iran برای جوشکاری استفاده شد. بکارگیری از الکتروود تنگستن با 2% توریم و گاز آرگون با 99/7 درصد خلوص به عنوان گاز محافظ از جمله مشخصه‌هایی جانبی این دستگاه می‌باشد. به این دلیل که هدف اصلی این تحقیق بررسی ارتعاشات فراصوت در جوشکاری تیگ فعال بود پارامترهای جوشکاری ثابت و مقدار 110 آمپر برای جریان، 90 میلی‌متر بردقیقه سرعت میز اتومات و فاصله الکتروود با قطعه کار 3 میلی‌متر در نظر گرفته شد. همانطور که گفته شد جهت انجام آزمایش‌ها از فولاد زنگ نزن 316L استفاده شد.

2-2- امواج فراصوت

به جهت ایجاد سیگنال الکتریکی تقویت شده AC با فرکانس فراصوت و دامنه 8 میکرون، از دستگاه ژنراتور موج فراصوت TREK مدل PZD700A و یک فانکشن ژنراتور دو کانال مطابق شکل (1) استفاده شد. جهت انتقال امواج فراصوت به قطعه کار از مجموعه ترنسدیوسر پیزوالکتریک با فرکانس کاری 20/3 کیلوهرتز استفاده شد. امواج فراصوت از طریق این ترنسدیوسر به قطعه کار مطابق شکل (2) منتقل می‌شود و جوشکاری بر روی سطح بالای قطعه کار انجام می‌شود. بنابراین جهت امواج عمود بر راستای جوش می‌باشد.

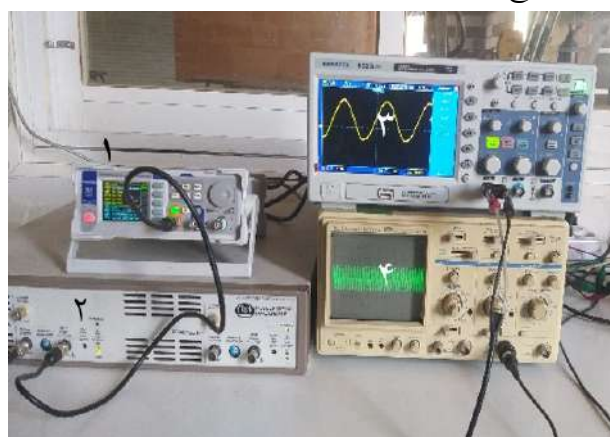


شکل 3- اندازه‌گیری دامنه ارتعاشات قطعه کار 1- قطعه کار 2- سنسور مجاورتی PU-02A 3- مجموعه ترنسدیوسر

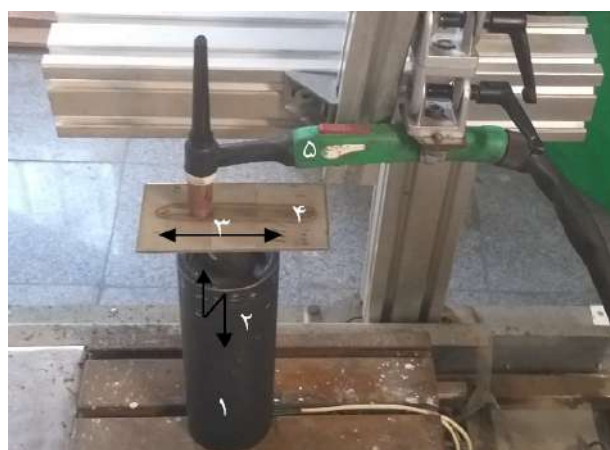
اندازه‌گیری دامنه ارتعاشات به این ترتیب است که مطابق شکل (3) مجموعه ترنسدیوسر و قطعه کار متصل به آن به نحوی استقرار یافت که سنسور در فاصله 0/2 میلی‌متری سطح قطعه کار واقع گردد. مجموعه ترنسدیوسر به ژنراتور فراصوت متصل شد و در مود فرکانسی طولی ارتعاش یافت. با توجه به اینکه ولتاژ القایی توسط سنسور مذکور بسیار کوچک است، به منظور تقویت ولتاژ القایی، از ترنسدیوسر الکتریکی و برای نشان دادن این سیگنال تقویت شده از اسیلوسکوپ استفاده شد. لازم به ذکر است، با توجه به نوع کالیبراسیون، هر 5 میلی‌ولت القاشده در اسیلوسکوپ بیانگر یک میکرومتر جابجایی قطعه کار است.

در نهایت مجموعه ترنسدیوسر و قطعه کار بر روی میز اتومات با سرعت پیشروی قابل تنظیم قرار گرفت و همانطور که گفتیم، با توجه به موقعیت تورچ جوشکاری نشان داده شده در شکل (2) عملیات جوشکاری به صورت عمود بر سطح انجام شد.

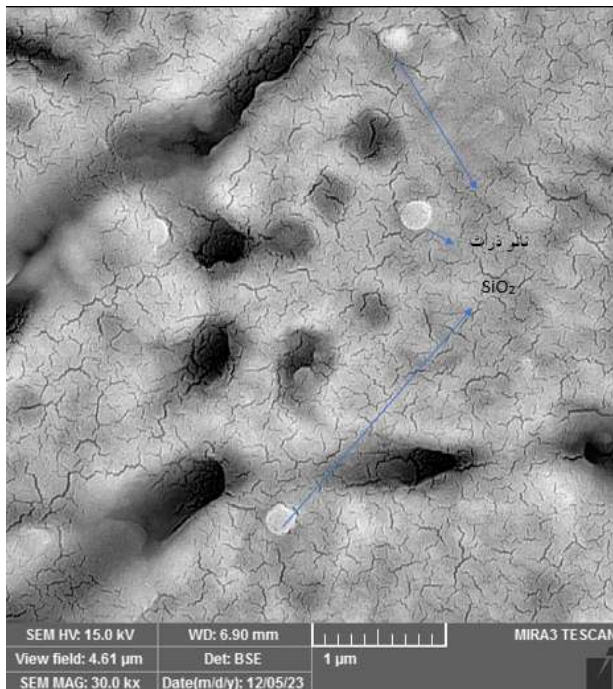
پس از پایان آزمایش، از روی قطعه کار جوشکاری شده، 3 برش از ناحیه جوش تیگ معمولی، جوش تیگ با شار و جوش تیگ با شار فعال کننده و امواج فراصوت، با استفاده از فرایند وایرکات برش داده شده و با الکل کاملاً تمیز شد. سپس به منظور تعیین مقادیر عمق نفوذ، پهنای جوش و نسبت پهنای به عمق نفوذ جوش، نمونه مانت شد.



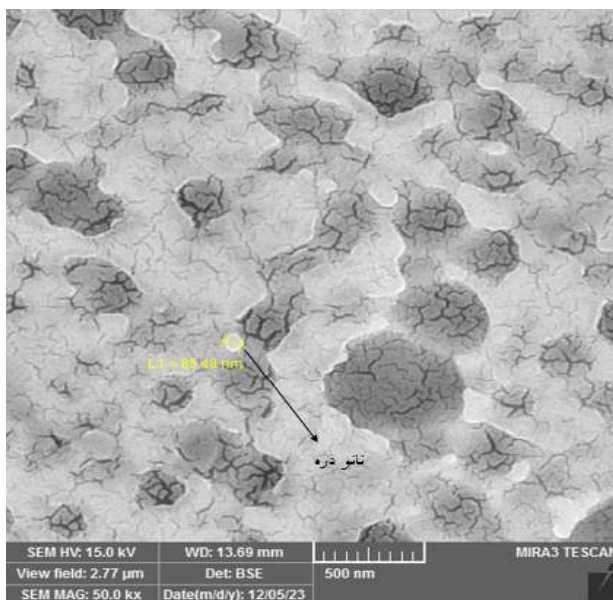
شکل 1- تجهیزات تولید و اندازه‌گیری امواج فراصوت 1- فانکشن ژنراتور 2- ژنراتور فراصوت 3- دامنه و فرکانس خروجی از ژنراتور 4- دامنه خروجی از سنسور



شکل 2- ستاپ آماده شده جهت انجام آزمایش 1- مجموعه ترنسدیوسر 2- جهت ارتعاش 3- جهت حرکت میز 4- قطعه کار 5- تورچ تیگ با شماره مدل PU-02A با رزولوشن 1 میکرومتر، و از مبدل، AEC-5502A-01 برای تبدیل ارتعاشات و میزان جابجایی سر ابزار به سیگنال الکتریکی استفاده شد (شکل 3).



شکل 4 - نمایش نانوذرات سیلیکون اکساید در حوضچه مذاب تصویر برداری با FE-SEM



شکل 5 - نمایش اندازه قطر یک نانو ذره سیلیکون اکساید برابر با 85/48

نانومتر در حوضچه مذاب تصویر برداری با FE-SEM

با توجه به شکل‌های (6 و 7) مشاهده می‌شود که نه تنها با افزودن مواد نانو به حوضچه مذاب عمق نفوذ جوش به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد، بلکه عرض جوش هم به طرز چشمگیری کاهش می‌یابد. با توجه به شکل (8) مشهود است که با افزودن امواج پرفشار فراصوت به حوضچه مذاب پهنای

در ادامه برای صاف شدن سطح و حذف کامل اثرات برش، نمونه‌ها با سنباده‌زنی‌های مختلف از مش 600 تا 2000، به صورت دستی پرداخت شدند. سپس الکتروپولیش و الکترو اچ شدند. پس از انجام عمل پولیش و اچ، نمونه‌ها شسته و خشک و برای تصویربرداری آماده شدند.

برای تصویربرداری از میکروسکوپ نوری مدل-OLYMPUS 530 استفاده شد. عکاسی با بزرگنمایی 10 برابر توسط دوربین مربوطه صورت پذیرفت. بعد از اتمام عکاسی، تصاویر در نرم‌افزار تحلیل تصاویر MIP وارد شده و اندازه‌گیری عمق نفوذ جوشکاری، پهنای جوش و محاسبه نسبت پهنای به عمق نفوذ جوشکاری صورت پذیرفت.

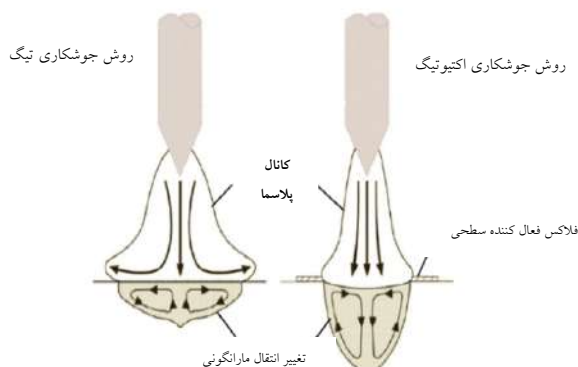
3- نتایج و بحث

پس از مانع واج نمونه‌های آزمایش شده، در ابتدا به جهت اطمینان از حضور ذرات نانو در حوضچه مذاب و عدم کلوخه شدن آن‌ها، تصویربرداری میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی (FE-SEM) انجام شد. مشخص است که در صورت وقوع پدیده کلوخه‌شدن و یا عدم نفوذ ذرات نانو به حوضچه مذاب، تأثیر افزودن ذرات نانو در فرایند تیگ فعال کاهش یافته و اتصال حاصله دارای خواص مکانیکی مناسب نخواهد بود.

شکل (4) که از ناحیه نفوذ جوش نمونه حاوی ذرات نانو و فراصوت، عکسبرداری شد نشان‌دهنده حضور ذرات نانو سیلیکون اکساید در حوضچه مذاب می‌باشد. با توجه به این شکل مشهود است که ذرات نانو به صورت پراکنده در حوضچه مذاب قرار دارند و هیچگونه کلوخه‌شدن آن‌ها مشاهده نمی‌شود.

در شکل (5) جهت محاسبه اندازه نانو ذرات از نمونه با بزرگنمایی 50 هزار برابر تصویر برداری شد. با توجه به این شکل اندازه نانو ذره سیلیکون اکساید حدود 85 نانومتر اندازه‌گیری شد. بیشتر شدن اندازه نانو ذرات از مقدار درج شده در استاندارد آن (20-30 نانومتر) می‌تواند به دلیل ترکیب آن‌ها با متانول باشد.

هیپل و رُپر [18]، نشان دادند که شارهای فعال کننده سطحی می‌توانند باعث تغییر انتقال مارانگونی از حالت برون‌گرا به حالت مرکزگرا و افزایش عمق نفوذ و کاهش پهنای اتصال شوند. همچنین باتوجه به این‌که شارهای اکسیدی، معمولاً اکسیدهای فلزی و نارسانای جریان الکتریسیته هستند لذا باعث افزایش مقاومت الکتریکی و کاهش سطح مقطع تخلیه قوس، تمرکز جریان و افزایش عمق نفوذ می‌شوند (شکل 10).



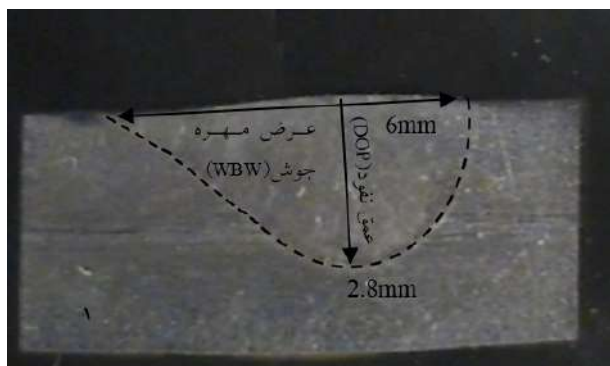
شکل 9- نمایش تغییر انتقال مارانگونی و تمرکز جریان در جوشکاری تیگ فعال در مقایسه با روش تیگ مرسوم [18]

از طرف دیگر با توجه به این‌که وجود شار به‌عنوان یک لایه عایق روی سطح قطعه‌کار عمل می‌کند در نتیجه در فرایند جوشکاری، کاهش سطح مقطع تخلیه قوس و تمرکز کانال پلازما را شاهد خواهیم بود. با تمرکز کانال پلازما، شدت جریان و ولتاژ افزایش پیدا خواهند کرد. با افزایش ولتاژ و شدت جریان، حرارت اعمالی به قطعه‌کار نیز افزایش می‌یابد. بنابراین، متمرکز شدن کانال پلازما و افزایش حرارت اعمالی به قطعه‌کار، اتصالی با عمق نفوذ بیشتر و پهنای جوش کمتر را در پی خواهد داشت [19-21].

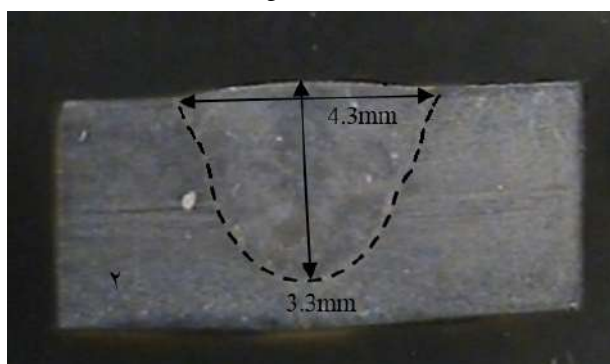
علیرغم تاثیرات مثبت شار فعال کننده در حوضچه مذاب، اضافه کردن نانو مواد به بستر جوش می‌تواند نواقصی از جمله عدم توزیع یکنواخت این مواد در حوضچه مذاب و در نتیجه آن کلوخه شدن آن‌ها (با توجه به تمایل نانو مواد به تشکیل خوشه‌های بزرگ) و در نهایت ایجاد تمرکز تنش و کاهش استحکام نهایی جوش، داشته باشد.

براین اساس امواج پرفشار فراصوت می‌توانند جهت غلبه بر نواقص ذکر شده استفاده گردد که علاوه بر بالابردن کیفیت

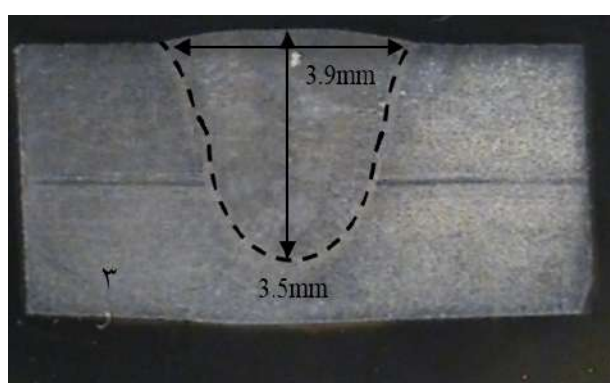
جوش کاهش می‌یابد و همچنین عمق نفوذ هم تاحدی افزایش داشته است که این افزایش نسبت به تاثیر نانو مواد، کمتر است.



شکل 6- نمایش مقدار عمق نفوذ و عرض جوش فولاد 316L در جوشکاری تیگ معمولی



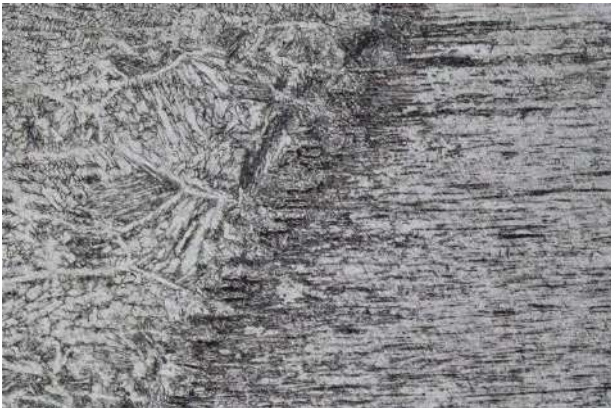
شکل 7- نمایش مقدار عمق نفوذ و عرض جوش فولاد 316L در جوشکاری تیگ فعال شده با شار نانو



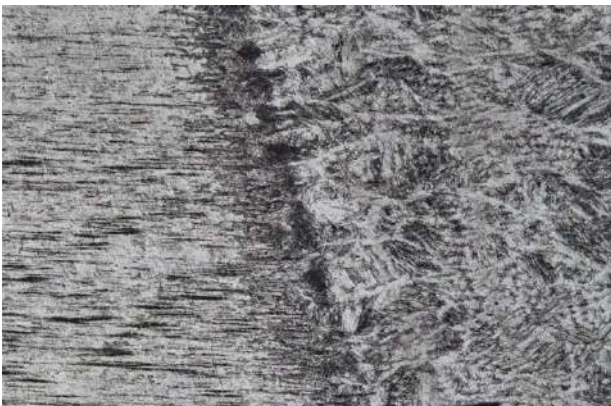
شکل 8- نمایش مقدار عمق نفوذ و عرض جوش فولاد 316L در جوشکاری تیگ فعال با اعمال امواج فراصوت

دلیل اصلی افزایش عمق نفوذ و کاهش پهنای جوش در اثر اضافه کردن نانو مواد به حوضچه مذاب را می‌توان به خاطر تغییر در انتقال مارانگونی و تمرکز جریان دانست. همانطور که

در محیط شده و در نهایت جریان مذاب را هدایت می‌کند. جریان فلز مذاب می‌تواند توزیع یکنواخت دمای مذاب را افزایش دهد در نتیجه این امر محیط هسته بهبود می‌یابد و باعث می‌شود دانه‌ها در همه جهات به طور یکنواخت رشد کنند. در نتیجه می‌توان گفت سرعت هسته‌زایی بهبود می‌یابد، مورفولوژی دندریت‌ها اصلاح می‌شود و محیط رشد دانه بهینه می‌شود. بنابراین به طور موثر ریزساختار درز جوش نیز اصلاح می‌شود [22].



شکل 10 - ریزساختار فلز جوش و ناحیه متأثر از حرارت در جوشکاری تیگ معمولی



شکل 11 - ریزساختار فلز جوش و ناحیه متأثر از حرارت در جوشکاری تیگ فعال با اعمال امواج فراصوت

شکل (12)، نتایج افزایش عمق نفوذ و کاهش پهنای جوش را در اثر استفاده از نانو مواد و امواج فراصوت نشان می‌دهند. لازم به ذکر است که به جهت افزایش دقت نتایج، آزمایش‌های تجربی 3 بار تکرار شده و میانگین آن‌ها مبنای تحلیل این تحقیق قرار گرفته است. با توجه به شکل (12)، درصد افزایش عمق نفوذ در حالت اضافه کردن شار فعال کننده به حوضچه

جوش به تنهایی، به توزیع یکنواخت شار فعال کننده نیز کمک می‌کند.

در مورد دلیل اصلی کیفیت بهتر جوش و به طبع آن، نفوذ بهتر و منظم‌تر و همچنین پهنای جوش کمتر بر اثر اضافه کردن ارتعاش فراصوت می‌توان گفت این امواج اثرات غیرخطی از قبیل اثر تشکیل حفره‌های کوچک در مایع بدلیل تنش کششی ایجاد شده از امواج صوتی و جریان صوت در فلز مذاب ایجاد می‌کند. اثر تشکیل حفره‌های کوچک، باعث تشکیل نقاط موقت موضعی فشار بالا در فلز مذاب می‌شود. چنین افزایشی در نقاط با فشارهای موضعی باعث افزایش نقطه ذوب می‌شود. در صورت بکارگیری امواج با شدت و قدرت کافی می‌توان انتظار سردسازی موضعی زیادی در هسته داشت که این خود به تشدید هسته‌زایی کمک می‌کند. فشرده‌سازی و در نهایت فروپاشی حباب‌های تولید شده پالس‌های فشاری از 100 تا 1000 مگاپاسکال تولید می‌کنند که این پالس‌ها از یکطرف منجر به اصلاح دانه‌های درشت و دندریت‌ها می‌شوند و از طرف دیگر پدیده کلوخه شدن را کاهش می‌دهد.

جریان صوتی را نیز می‌توان نوعی جریان متلاطم که در نزدیک به حد فاصل میان جامد و مایع به علت اتلاف انرژی موج صوتی ایجاد می‌شود نامید.

این اثرات غیرخطی به طور موثری باعث مخلوط شدن بهتر مواد مذاب [21] و همچنین نانو موادها با فلز مذاب [5] و در نهایت حذف ناحیه مخلوط نشده در کل جوش شود. در حالت کلی می‌توان گفت در اثر اعمال انرژی فراصوت به قطعه کار، اصلاح دانه در ناحیه جوش رخ می‌دهد که این امر اصلی‌ترین دلیل بهبود خواص فیزیکی جوشکاری اکتیو تیگ می‌باشد. شکل‌های (10 و 11) ریز ساختار فلز جوش در تیگ معمولی و تیگ همراه با نانو مواد و امواج فراصوت را نشان می‌دهد. با مقایسه دو شکل می‌توان افزایش تعداد دانه و ریزتر شدن آن‌ها را مشاهده کرد که در حقیقت اصلاح دانه صورت پذیرفته است. هنگامی که امواج فرکانس بالا به طور پیوسته در حوضچه مذاب منتشر می‌شوند، دامنه امواج تحت تاثیر نیروی ویسکوزیته مذاب کاهش می‌یابد که این امر منجر به تشکیل گرادیان صوت

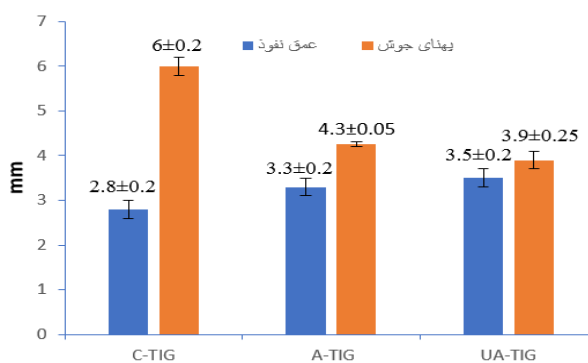
4- نتیجه گیری

در پژوهش حاضر جوشکاری تیگ تحت شرایط اعمال شار فعال کننده و امواج پرفشار فراصوت، بر روی فولاد 316L انجام شد. پس از جوشکاری نمونه‌هایی از سطح مقطع جوش برش داده شده و جهت مقایسه دو پارامتر مهم در جوشکاری قوس الکتریکی که عبارتند از عمق نفوذ و عرض مهره جوش، متالوگرافی انجام شد. نتایج نشان‌دهنده تاثیر قابل توجهی در این دو پارامتر در اثر اعمال شار نانو و امواج صوتی نسبت به تیگ معمولی بود. بطوری که عمق نفوذ در اثر استفاده از نانو مواد به میزان 17/5 درصد افزایش یافت. همچنین عرض مهره جوش نیز 28 درصد نسبت به تیگ معمولی کاهش پیدا کرد. این مقادیر در حضور امواج پرفشار فراصوت به ترتیب به 25 درصد افزایش و 35 درصد کاهش رسید. نسبت طول به عرض در اثر استفاده از نانومواد به حدود 65 درصد افزایش و در حضور امواج فراصوت به حدود 93 درصد افزایش رسید که این مقدار در تعیین کیفیت نهایی جوش عدد بسیار خوبی می‌باشد. با افزودن نانومواد SiO_2 به حوضچه مذاب دانه‌ها ریزتر شد و با اعمال امواج پرفشار فراصوت ریزساختار جوش نیز اصلاح شد.

منابع

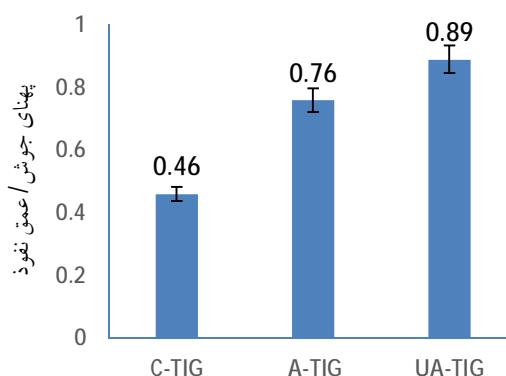
- 1-Taheri Moghaddam N., Rabieezadeh A., Khosravifard A., Ghalandari L.. 2023. Microstructure and mechanical properties assessment of dissimilar AA5083/AA6061 joint welded by GTAW. *Journal of Welding Science and Technology of Iran* 8(2): 23-35 (in Farsi).
- 2-Golestanehzadeh S., Mousavi Anijdan S.H., Najafi Dezdeh Monfared H.R.. 2022. Effect of oxide flux powders of SiO_2 , MoO_3 and CuO on the diffusion depth, microstructure and microhardness of GTAWed precipitation hardening martensitic 17-4PH steel. *Journal of Welding Science and Technology of Iran*. 8(1): 83-92 (in Farsi).
- 3-Kamlesh Kumara, Sushanta Chandra Deheria, Manoj Masanta. 2019. Effect of Activated Flux on TIG Welding of 304 Austenitic Stainless Steel. *Materials Today: Proceedings*. 18: 4792-4798.
- 4-Qihao Chen, Hongliang Ge, Chunli Yang, Sanbao Lin and Chenglei Fan. 2017. Study on Pores in Ultrasonic-Assisted TIG Weld of Aluminum Alloy, *Metals* 53, doi:10.3390/met7020053.
- 5-Fattahi M., Ghaheri A., Arabian N., Amir Khanlu F., Moayedi H.. 2020. Applying the ultrasonic vibration during TIG welding as a promising approach for the development of nanoparticle dispersion strengthened

مذاب نسبت به تیگ معمولی (بدون استفاده از پودر نانو و امواج فراصوت) حدود 17/5 درصد محاسبه می‌شود که این درصد با اعمال امواج فراصوت به 25 درصد می‌رسد. همچنین میزان کاهش عرض جوش در تیگ فعال حدود 28 درصد محاسبه می‌شود که این میزان در اثر اعمال امواج فراصوت به حدود 35 درصد می‌رسد. در نتیجه می‌توان گفت اثر امواج فراصوت در پهنای جوش تاثیر بیشتری نسبت به عمق نفوذ دارد.



شکل 12- مقایسه عمق نفوذ و پهنای جوش در روش‌های مختلف جوشکاری تیگ بر روی فولاد 316L اندازه گیری شده با استفاده از نرم افزار MIP

شکل (13) نشان‌دهنده نسبت عمق نفوذ به عرض جوش می‌باشد. با توجه به شکل مشخص است که این نسبت در صورت اضافه شدن نانو مواد به میزان قابل ملاحظه‌ای افزایش داشته است و همچنین با اعمال امواج فراصوت نیز روند افزایشی ادامه داشته است. گفتنی است هرچه این عدد به مقدار یک نزدیکتر باشد می‌توان جوشی با کیفیت بهتر و مطلوب‌تر را انتظار داشت.



شکل 13- مقایسه نسبت عمق نفوذ به پهنای جوش فولاد جوشکاری شده 316L در روش‌های مختلف جوشکاری تیگ

- 13-Berthier A., Paillard P., Carin M., Valensi F., Pellerin S. 2012. TIG and A-TIG welding experimental investigations and comparison to simulation Part 1: Identification of Marangoni effect. *Science and Technology of Welding and Joining* 17(8): 609-615.
- 14-Dey H. C., Albert S. K., Bhaduri A. K., Kamachi Mudali U.. 2013. Activated flux TIG welding of titanium. *Weld World* 94(12): 84-89.
- 15-Arivazhagan B., Vasudevan M.. 2015. Studies on A-TIG welding of 2.25Cr-1Mo (P22) steel. *Journal of Manufacturing Processes* 18(3): 55-59.
- 16-Xu Chuan, Yuan Xinjian. 2022. The study of microstructure corrosion resistance and mechanical properties of ultrasonic assisted welding-brazing of Ti-Mg. *Journal of materials research and technology* 17(3): 467-477.
- 17-<https://www.usnano.com/inc/sdetail/408>.
- 18-Heiple C.R., Roper J.R.. 1982. Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry. *Weld Journal* 61: 97-102.
- 19-Dong W., Lu S., Li D., Li Y. G.. 2011. GTAW liquid pool convections and the weld shape variations under helium gas shielding. *International Journal of Heat and Mass Transfer* 54: 1420-1431.
- 20-Knee B.J.. 1993. Review of data for the surface tension of pure metals. *International Materials Reviews* 38: 157-192.
- 21-Cui Y., Xu C.L. Han Q.. 2006. Effect of ultrasonic vibration on unmixed zone formation. *Scripta Materialia* 55: 975-978.
- 22-Khosro Aghayani M., Niroumand B.. 2011. Effects of ultrasonic treatment on microstructure and tensile strength of AZ91 magnesium alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 509: 114-122.
- aluminum weldments. *Journal of Materials Processing Technology* 282.11672.
- 6-H. Dhandha Kamal, Badheka Vishvesh J.. 2015. Effect of activating fluxes on weld bead morphology of P91 steel bead-on-plate welds by flux assisted tungsten inert gas welding process. *Journal of Manufacturing Processes* 17: 48-57.
- 7-Zhang Z, He C, Li Y, Yu L, Zhao S, Zhao X. 2019. Effects of ultrasonic assisted friction stir welding on flow behavior, microstructure and mechanical properties of 7N01-T4 aluminum alloy joints. *Journal of Materials Science and Technology* 43: 1-13.
- 8-D. J Ramkumar, V. N. L. Elli, C. Gangineni, Ayush C., N. Arivazhagan, S. Narayanan. 2015. Effect of autogeneous GTA welding with and without flux addition on the microstructure and mechanical properties of AISI 904L joints. *Material Science Engineering A* 636: 1-9.
- 9-Ahmadi, E. and Ebrahimi, A.R. 2014. Welding of 316L austenitic stainless steel with activated tungsten inert gas process. *Journal of Materials Engineering and Performance* 24: 1065-1071.
- 10-Ahmadi, E. and Ebrahimi, A.R. 2013. The Effect of Activating Fluxes on 316L Stainless Steel Weld Joint Characteristic in TIG Welding Using the Taguchi Method. *Journal of Advanced Materials and Processing* 1: 55-62.
- 11-Ahmadi, E., Ebrahimi, A.R. and Azari Khosroshahi, R. 2013. Welding of 304L Stainless Steel with Activated Tungsten Inert Gas Process. *International Journal of ISSI* 10: 27-33.
- 12-Chen Q., Lin S., Yang C., Fan C., Ge H.. 2017. Grain fragmentation in ultrasonic-assisted TIG weld of pure aluminum. *Ultrasonics Sonochemistry* 39: 403-413.



Contents

The effect of traverse speed in friction stir process on the microstructure, mechanical properties and wear behavior Al5052/ZrO2/ZrSiO4 surface hybrid composite M. Bozorgmehr, A. Heidari, K. Amini, M. Loh Mousavi, F. Gharavi	1
Evaluation of tribological behaviors of Inconel 625 cladding on same substrate cladded by direct laser deposition process M.R. Borhani, M. Rajabi, R. Shoja Razavi, R. Jamaati	15
Investigating the microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of dissimilar welding of biodegradable magnesium alloy AZ31 to Ti-6Al-4V alloy by friction welding A. Etemadi, M. Kasiri-Asgarani, H.R. Bakhsheshi-Rad, M. Sadeghi Gogheri	27
Microstructural and mechanical properties of dissimilar joining of AA5052 and AA6061 by friction stir welding M. Hajiha, A. Farzadi, S. A. Samadani Agdam, A. Shabanzadeh, S. Ramezani	39
The effect of the FSW variables on the microstructure and mechanical properties of the AZ91/CP-Ti joint P.Chamani, H. Sabet, M.Ghanbari Haghighi	53
Investigating the microstructure and mechanical properties of pulsed Nd:YAG laser welding of Monel 400 to Nimonic 75 R. Mahdzade, S. A.Asghar Akbari Musavi, S. Mehdipour	65
Similar jointing of Inconel 600 super alloy using nano structure powder filler with high entropy design E. Mansouri, H. Khorsand	77
Optimization of performance of artificial neural network for predicting the tensile properties of friction stir welded al-5083 M. Mosallae, A.H. Morshedy	93
Brazing of 17-4 PH stainless steel to Ti-6Al-4V alloy using BNi-2 filler metal A. Ardalani , H. Naffakh-Moosavy	103
Study of microstructure, phase transformation and high temperature strength of hastelloy X and Ni3Al joint by TLP process E. Ganjeh , A. Kafrou, K. Shirvani	115
Microstructural characterization of the effect of energy density on direct laser deposition of stellite 6 on 316 stainless steel S. H. Hashemi, R. Vafaei, R. Shoja-Razavi	129
Investigation of weld bead geometry and microstructures of 316L stainless steel in activating flux TIG welding using ultrasonic vibrations M. N. Sadraee Far , F. Kolahan	143



Iranian Institute of
Welding & Non Destructive Testing



Journal of Welding Science
and Technology of Iran



Isfahan University
of Technology

Editor in Chief :
Eng. A. Adabavazeh

Editor:
Prof. M. Shamanian Esfahani

Editorial Board

Dr. H. Sabet
Islamic Azad University, Karaj Branch

Prof. F. Karimzadeh
Isfahan University of Technology

Prof. M. Shamanian Esfahani
Isfahan University of Technology

Prof. A. H. Kokabi
Sharif University of Technology

Prof. M. R. Forouzan
Isfahan University of Technology

Dr. M. Goodarzi
Iran University of Science and Technology

Prof. F. Kashani Bozorg
University of Tehran

Prof. B. Niroumand
Isfahan University of Technology

Dr. M. Kasiri
Islamic Azad University, Najafabad Branch

Text Editor:
Eng. A. Adabavazeh
Prof. M. Shamanian Esfahani

Publications Office

4th floor- Shams Building- Shams Abadi Ave.- Isfahan- Iran
Tel: +9831-32240325 Fax: +9831-32231765

[Email:info@iwnt.com](mailto:info@iwnt.com)
<https://jwsti.iut.ac.ir>

Administrative Director
Dr. N. Adabavazeh



Iranian Institute of
Welding & Non Destructive Testing



Isfahan University
of Technology

JOURNAL OF **Welding Science and Technology of Iran**

- **The effect of traverse speed in friction stir process on the microstructure...**
M. Bozorgmehr, A. Heidari, K. Amini, M. Loh Mousavi, F. Gharavi
- **Evaluation of tribological behaviors of Inconel 625 cladding on same substrate...**
M.R. Borhani, M. Rajabi, R. Shoja Razavi, R. Jamaati
- **Investigating the microstructure, mechanical properties and corrosion behavior ...**
A. Etemadi, M. Kasiri-Asgarani, H.R. Bakhsheshi-Rad, M. Sadeghi Gogheri
- **Microstructural and mechanical properties of dissimilar joining of AA5052 and...**
M. Hajjha, A. Farzadi, S. A. Samadani Agdam, A. Shabanzadeh, S. Ramezani
- **The effect of the FSW variables on the microstructure and mechanical properties...**
P.Chamani, H. Sabet, M.Ghanbari Haghighi
- **Investigating the microstructure and mechanical properties of pulsed Nd:YAG laser ...**
R. Mahdizade, S. A.Asghar Akbari Musavi, S. Mehdipour
- **Similar jointing of Inconel 600 super alloy using nano structure powder filler with...**
E. Mansouri, H. Khorsand
- **Optimization of performance of artificial neural network for predicting the tensile...**
M. Mosallae, A.H. Morshedy
- **Brazing of 17-4 PH stainless steel to Ti-6Al-4V alloy using BNi-2 filler metal**
A. Ardalani , H. Naffakh-Moosavy
- **Study of microstructure, phase transformation and high temperature strength ...**
E. Ganjeh , A. Kafrou, K. Shirvani
- **Microstructural characterization of the effect of energy density on direct laser deposition...**
S. H. Hashemi, R. Vafaei, R. Shoja-Razavi
- **Investigation of weld bead geometry and microstructures of 316L stainless steel in...**
M. N. Sadraee Far , F. Kolahan