



دانشگاه صنعتی اصفهان



انجمن جوشکاری آزمایشگاهی غیرمخرب ایران

مجله علمی پژوهشی

علوم و فناوری جوشکاری ایران

- بررسی اثر نوع لایه واسط بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال آلومینیوم ۱۰۵۰ به فولاد...
علی علی مرادی، حامد ثابت، رامین تهوری
- بررسی تاثیر متغیرهای جوشکاری انفجاری بر رفتار خوردگی اتصال دو لایه انفجاری ورق‌های...
هومن نیکبخت، محمد رضا خانزاده، حمید بختیاری
- اتصال آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۳ به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با ابزار دوکی شکل
نوراله طاهری مقدم، امین ربیعی زاده، سیدعلی خسروی فرد، لاله قلندری
- جوشکاری آلیاژهای پایه تیتانیومی توسط فرایند قوسی پالسی تنگستن-گاز و بررسی اثر فرکانس...
غلامحسین اسلامی و رنامخواستی، سیدمهدی رفیعی
- اثر موقعیت ابزار بر خواص ساختاری و مکانیکی اتصال لب‌به‌لب آلیاژهای غیرهمجنس آلومینیوم...
حسین سلیمانی، کامران امینی، فرهاد غروی
- بهینه‌سازی پارامترهای فرایند جوشکاری تعمیری TIG برای دستیابی به حداکثر استحکام کششی...
مجید اصلانی، مهدی رفیعی
- تأثیر دمای اتصال بر ریزساختار و رفتار خوردگی الکتروشیمیایی اتصال TLP فولاد زنگ نزن...
بهزاد بینش، سیما میرزایی، امین تقی اهری
- اتصال همجنس آلیاژ حافظه‌دار NiTi با استفاده از جوشکاری لیزر Nd:YAG ضربانی
علی‌رسولی، همام نفاخ‌موسوی
- روکش کاری لیزری اینکونل ۶۲۵ بر روی فولاد A575
محمدهادی ذاکری، علیرضا نصراصفهانی، سیدمسعود برکت
- تاثیر پارامترهای فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال‌های...
سیده زهرا انوری، میثم خاندوزی
- بررسی تاثیر نوع آستر و الکتروود بر خواص مکانیکی قالب‌های فولاد H13 بازسازی شده به روش...
امین قربانی، بهروز بیدختی
- ارایه مدل ارزیابی ریسک ترک فلز جوش با تکنیک FBWM
مهدی کرباسیان، نازیلا ادب‌آوازه، مهرداد نیکبخت



مدیر مسئول: مهندس عبدالوهاب ادب آوازه

سردبیر: 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 مهندس عبدالوهاب ادب آوازه ویراستار متن:	دکتر امیرحسین کوبکی دانشگاه صنعتی شریف	دکتر محمدرضا فروزان دانشگاه صنعتی اصفهان
	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 مقاله ها

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 قبلا در جای دیگری و به هیچ زبانی منتشر نشده است و به طور همزمان نیز در مجله دیگری تحت بررسی نمی باشد.

بهای اشتراک سالانه:

اعضای انجمن 500,000 ریال

غیراعضای 1,000,000 ریال

برای هرگونه سوال در مورد نحوه خرید و اشتراک مجله با دفتر نشریه تماس حاصل نمایید.

اهداف

نشریه علوم و فناوری جوشکاری هر سال دوبار منتشر می شود و اهداف زیر را دنبال می کند:

- ارائه آخرین دستاوردهای علمی، پژوهشی و صنعتی در زمینه صنعت جوشکاری، بازرسی و آزمایش های 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 جوشکاری، بازرسی و آزمایش های غیرمخرب،
- آشنایی با آخرین دستاوردهای تحقیقاتی و تکنولوژیک در زمینه صنعت جوشکاری، بازرسی و آزمایش های غیرمخرب،
- انتقال تجربیات آزمایش های غیرمخرب در بخش های مختلف صنعتی و خدماتی.

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

تلفن: (031) 32238447 نامبر: (031) 32231765

پست الکترونیکی: itmanager@iwnt.com

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

مدیر اجرایی: مهندس نازیلا ادب آوازه

صاحب امتیاز نشریه، انجمن جوشکاری و آزمایش های غیرمخرب ایران است. انتشار این نشریه حاصل فعالیت مشترک دانشگاه صنعتی اصفهان و انجمن جوشکاری و آزمایش های غیرمخرب ایران است.

ناشر: مرکز نشر، دانشگاه صنعتی اصفهان

چاپ: چاپخانه دانشگاه صنعتی اصفهان

شاپا: 2476-583X

شاپا الکترونیکی: 2676-6787

فهرست

- 1 بررسی اثر نوع لایه واسط بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال آلومینیوم 1050 به فولاد ساده کربنی St14 از روش جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای
علی علی مرادی، حامد ثابت، رامین تهوری
- 13 بررسی تاثیر متغیرهای جوشکاری انفجاری بر رفتار خوردگی اتصال دو لایه انفجاری ورق‌های آلومینیوم سری 5000-مس
هومن نیکبخت، محمد رضا خانزاده، حمید بختیاری
- 25 اتصال آلیاژ آلومینیم 5083 به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با ابزار دوکی شکل
نوراله طاهری مقدم، امین ربیعی زاده، سیدعلی خسروی فرد، لاله قلندری
- 39 جوشکاری آلیاژهای پایه تیتانیومی توسط فرایند قوسی پالسی تنگستن-گاز و بررسی اثر فرکانس بر ریزساختار و خواص مکانیکی
غلامحسین اسلامی ورنامخواستی، سیدمهدی رفیعیانی
- 47 اثر موقعیت ابزار بر خواص ساختاری و مکانیکی اتصال لب‌به‌لب آلیاژهای غیرهمجنس آلومینیوم 2024 به 7075 جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی
حسین سلیمانی، کامران امینی، فرهاد غروی
- 59 بهینه‌سازی پارامترهای فرایند جوشکاری تعمیری TIG برای دستیابی به حداکثر استحکام کششی در آلیاژ منیزیم AZ91C
مجید اصلانی، مهدی رفیعی
- 73 تاثیر دمای اتصال بر ریزساختار و رفتار خوردگی الکتروشیمیایی اتصال TLP فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 304 L
بهزاد بینش، سیما میرزایی، امین تقی اهری
- 89 اتصال هم‌جنس آلیاژ حافظه‌دار NiTi با استفاده از جوشکاری لیزر Nd:YAG ضربانی
علی‌رسولی، همام نفاخ‌موسوی
- 103 روکش کاری لیزری اینکونل 625 بر روی فولاد A575
محمدهادی ذاکری، علیرضا نصراصفهانی، سیدمسعود برکت
- 113 تاثیر پارامترهای فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال‌های غیرمشابه آلیاژهای آلومینیم AA2024-AA6061
سیده زهرا انوری، میثم خاندوزی
- 127 بررسی تاثیر نوع آستر و الکتروود بر خواص مکانیکی قالب‌های فولاد H13 بازسازی‌شده به روش جوشکاری با الکتروود پوشش‌دار
امین قربانی، بهروز بیدختی
- 139 ارایه مدل ارزیابی ریسک ترک فلزجوش با تکنیک FBWM
مهدی کرباسیان، نازیلا ادب‌آوازه، مهرداد نیکبخت



Effect of interlayer composition on the microstructure and mechanical properties of 1050 aluminum to St14 carbon steel joint via resistance spot welding method



A. Alimoradi, H. Sabet* , R. Tahavori 

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

Received 10 April 2021 ; Accepted 20 September 2021

Abstract

In this study, the bonding of 1050 aluminum alloy to St14 carbon steel was investigated by resistance spot welding. The variable parameters in this process were the holding time of the jaws, the power of the device and the type of interface layer to be placed between the two alloys. Aluminum powder was used as the interface layer. After welding, appearance check, shear test, microstructure and microhardness were performed. results of EDS analysis in the weld zone showed that different intermetallic compounds were observed. The thickness of the intermetallic layers that created depended on the duration of the welding process and also the intensity of the applied current in the process. The results of shear test showed that the highest shear strength among all joined sample was related to the joined sample in 7 seconds with a power of 2.5 kW and the interface layer containing 0.1% boron. The results of microhardness test showed that the highest amount of microhardness in the welding center was related to the joined sample in 7 seconds and the power of 2.5 kW was 116.9 Vickers.

Keywords: Spot resistance welding, 1050 aluminum, St14 steel.

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



بررسی اثر نوع لایه واسط بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال آلومینیوم 1050 به فولاد ساده کربنی St14 از روش جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای

علی علی مرادی، حامد ثابت* ID، رامین تهوری ID

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

دریافت مقاله: 1400/01/21؛ پذیرش مقاله: 1400/06/29

چکیده

در این پژوهش اتصال آلیاژ آلومینیوم 1050 به فولاد ساده کربنی St14 از روش جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای مورد بررسی قرار گرفت. پارامترهای متغیر در این فرایند زمان نگهداری فک‌ها، توان دستگاه و نوع لایه واسط قرار گیرنده بین دو آلیاژ بود. از پودر آلومینیوم به عنوان لایه واسط استفاده شد. پس از جوشکاری، بررسی ظاهری، آزمون برش، بررسی ریزساختار و میکروسختی انجام شد. بررسی آنالیز EDS در منطقه جوش نشان داد که ترکیبات بین فلزی مختلفی مشاهده شد. ضخامت لایه‌های بین فلزی ایجاد شده به مدت زمان فرایند جوشکاری و همچنین شدت جریان اعمالی در فرایند بستگی داشت. نتایج آزمون برش نشان داد که بیشترین استحکام برشی در بین تمام نمونه‌های اتصال یافته مربوط به نمونه اتصال یافته در زمان 7 ثانیه و توان 2/5 کیلووات و لایه واسط حاوی 0/1 درصد بور بوده است. نتایج آزمون میکروسختی نشان داد که بیشترین مقدار میکروسختی در مرکز جوش، مربوط به نمونه اتصال یافته در مدت زمان 7 ثانیه و توان 2/5 کیلووات به مقدار 116/9 ویکرز بوده است.

کلمات کلیدی: جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، آلومینیوم 1050، فولاد St14.

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

1- مقدمه

جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، نوعی فرایند جوشکاری است که در آن سطوح تماس بوسیله یک یا چند نقطه جوش به هم اتصال می‌یابند. این نقطه جوش‌ها از طریق گرمای حاصل از مقاومت در برابر عبور جریان الکتریسیته از میان قطعات ایجاد می‌شوند. سطوح تماس در منطقه تمرکز جریان توسط یک

پالس لحظه‌ای (بسیار کوتاه مدت) از جریانی با ولتاژ کم و آمپراژ زیاد گرم می‌شوند تا دکمه جوش مذاب به وجود آید [1]. جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای به طور گسترده‌ای در بدنه خودروها، وسایل خانگی، اثاثیه منزل، تولیدات ساختمانی و به میزان محدودی در ساخت قطعات هواپیما به کار برده شده است. مزیت‌های این فرایند، سرعت عملیات بالا و مناسب بودن آن

اتصال دیده شد که باعث افت استحکام برشی شد. بیشترین استحکام برشی به مقدار 7 کیلو نیوتون بوده است. ریزساختار به شدت وابسته به دمای ایجاد شده بوده است که دما نیز تابع توان دستگاه و زمان نگه داری فکها می باشد.

Wang و همکاران [5] در مورد اتصال فولاد کم کربن گالوانیزه شده به آلیاژ آلومینیوم 6022 از روش جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای مطالعاتی انجام دادند. آن‌ها دریافتند که سطح شکست در لایه بین فلزی به وجود آمده ترد بوده و سطح شکست در منطقه HAZ آلومینیوم نرم بوده است. بهترین جوش‌ها در اتصالات با زمان کوتاه به دست آمده بود. افزایش عرض منطقه جوش در آلومینیوم باعث افزایش استحکام برشی شده بود. Arghavani و همکاران [6] در مورد اتصال آلیاژ آلومینیوم 5052 به فولاد گالوانیزه شده St12 از روش جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای مطالعاتی انجام دادند. نتایج آن‌ها نشان داد در حالی که فولاد در منطقه اتصال ذوب نشده است اما آلومینیوم در منطقه اتصال ذوب شده است و تغییر فرم داده است. افزایش جریان عبوری باعث افزایش ضخامت لایه بین فلزی شده است. اگرچه افزایش بیش از حد جریان باعث کاهش ضخامت لایه بین فلزی شده است. زمانی که جریان کمتر از 12 کیلو آمپر بوده است، استحکام برشی کم بوده است. به طور کلی، تغییر در جریان عبوری، باعث تغییر در تنش برشی شده است. در پژوهشی که توسط Sun و همکاران [7] انجام شد، فولاد کربن متوسط 1008 به آلیاژ آلومینیوم 5182 از روش جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای اتصال داده شد. آن‌ها شرایط بهینه عملیات جوشکاری از جمله شدت جریان و زمان جوشکاری و همچنین نقش نوع الکتروود را در ایجاد جوش عاری از عیب مورد مطالعه قرار دادند. نتایج پژوهش آن‌ها مشخص نمود که یک ناحیه ذوب شده در قسمت آلومینیومی اتصال به وجود آمده است که این ناحیه سبب کاهش استحکام نمونه اتصال یافته گردید. همچنین نتایج نشان داد که یک لایه نازک از ترکیبات بین فلزی در فصل مشترک اتصال پدید آمده است که ضخامت این لایه وابسته به حرارت ورودی بود. آن‌ها نشان دادند که با انتخاب پارامترهای مناسب جوشکاری، می توان آلومینیوم را با حداقل عیب از

برای خودکارسازی یا روباتیک سازی و امکان وارد کردن آن در خطوط تولید به همراه دیگر فرایندهای تولید است. با کنترل خودکار آمپراژ، زمان و نیروی الکتروود، می توان نقطه جوش‌های سالم را با سرعت بالا و هزینه کارگری کم به کمک کارگران نیمه ماهر تولید کرد [1].

آلیاژ 1050 آلومینیوم به عنوان آلیاژ ساخته شده برای استفاده در انواع پروفیل‌های آلومینیومی ساخته شده به روش اکستروژن و سیستم رولینگ کاربرد دارد. این آلیاژ به سبب مقاومت بالا در برابر خوردگی و همچنین هدایت الکتریکی بالا بیشتر در صنایع الکترونیکی و شیمیایی کاربرد دارد. این دسته از آلیاژهای آلومینیوم، دارای خواص مکانیکی ضعیفی بوده و با کرنش سختی، سخت می شود و عملیات حرارتی ناپذیر است [2]. فولاد St14 از جمله فولادهای ساده کربنی می باشد که جهت مصارف کششی و شکل‌دهی ورق‌ها در بدنه خودروها، لوازم خانگی، لوازم الکتریکی کاربرد دارد [3].

اتصال فولاد و آلومینیوم کاربرد وسیعی در صنایعی همچون خودروسازی، کشتی سازی و در کاربردهایی که مقاومت به خوردگی و استحکام بالا نیاز است کاربرد دارد. اتصال این دو فلز به دلیل تفاوت زیاد در نقطه ذوب و خواص مکانیکی دارای مشکلات زیادی می باشد. روش‌های رایج ذوبی مانند قوس الکتریکی به دلیل ذوب دو فلز، باعث ایجاد ساختارهای بین فلزی و همچنین به دلیل دمای بالا سبب تغییر در ساختار و خواص مواد و همچنین ایجاد تنش باقیمانده در ناحیه جوش می شود. این تغییر در خواص و ساختارهای بین فلزی سبب تردی و شکنندگی ناحیه اتصال می شود. یکی از راه‌های غلبه بر مشکلات فوق، استفاده از لایه واسط به منظور همخوانی متالورژیکی جوش با فلزات پایه است [4].

Kanglong و همکاران [4] در مورد اتصال فولاد DP600 به آلیاژ آلومینیوم 5052 از روش جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای مطالعاتی انجام دادند. لایه واسط در نظر گرفته شده در این پژوهش Zn بود که با ضخامت 50 میکرومتر مورد استفاده قرار گرفت. نتایج به دست آمده عبارتند از: ترکیبات بین فلزی آهن - آلومینیوم مثل Fe_4Al_{13} , Fe_2Al_{15} , $Fe_{11}Zn_{40}$ در فصل مشترک

فولادی دارای ضخامت 2 میلی متر بودند. به منظور تطبیق ترکیب شیمیایی فولاد و آلومینیوم با ترکیب شیمیایی مورد نظر، از هرکدام از ورق‌ها، آزمون اسپکتروسکوپی نشر نوری گرفته شد. ترکیب شیمیایی آلومینیوم 1050 و فولاد St14 به ترتیب در جدول (1 و 2) ارائه شده است.

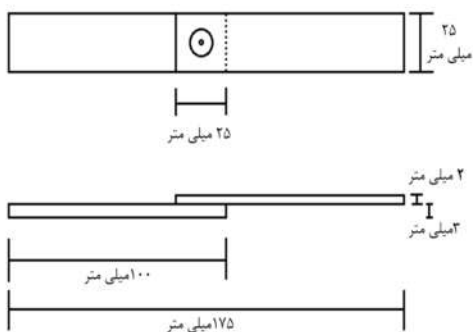
جدول 1- ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) آلومینیوم 1050.

عنصر آلیاژی	درصد
Al	99/50
Si	0/24
Fe	0/39
Cu	0/05
Mn	0/05
Mg	0/05
Ti	0/02
V	0/04
Zn	0/05

جدول 2- ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) فولاد St14.

Fe	C	S	P	Mn
99/50	0/07	0/02	0/03	0/38

به منظور انجام عملیات جوشکاری، ورق‌ها به ابعاد 25×100 میلی متر مطابق با استاندارد AWS D10.6 (شکل 1) تهیه شدند به نحوی که در مجموع تعداد 54 قطعه از هرکدام از آلیاژهای فولاد و آلومینیوم توسط گیوتین برش داده شد.



شکل 1- ابعاد قطعه مورد استفاده برای انجام جوشکاری بر اساس استاندارد AWS D10.6.

به منظور انجام جوشکاری، نمونه‌ها مطابق با جدول (5) کدگذاری شدند. لازم به ذکر است که لایه‌های واسط به دلیل

روش جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای اتصال داد. در پژوهشی که توسط Cui و همکاران [8] صورت گرفت، فولاد کربن متوسط Q235 به آلیاژ آلومینیوم 6061 با استفاده از جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای انجام شد. نتایج پژوهش آن‌ها نشان داد که مقدار شدت جریان جوشکاری، تاثیر مستقیمی بر اندازه دکه جوش و همچنین میزان استحکام شکست نمونه‌ها داشت.

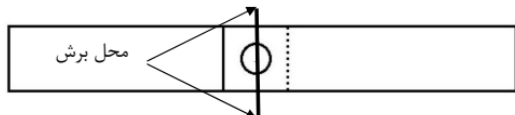
نتایج نشان داد که میزان استحکام شکست جوش و همچنین اندازه قطر دکه جوش با افزایش شدت جریان جوشکاری افزایش یافت. اما پس از مقداری مشخص این استحکام کاهش یافت. بیشترین نیروی تحمل شده توسط جوش 1500 نیوتن بود که در شدت جریان جوشکاری 12 کیلو آمپر به دست آمد. ضخامت لایه برهم کنش یافته، با حرکت از مرکز دکه جوش به سمت فلزات پایه، کاهش یافت.

پورانوری [9] در مورد مشکلات اتصال فولاد و آلومینیوم به طور کلی مطالعاتی انجام داد. او دریافت که در اتصال بین فولاد و آلومینیوم، میزان تشکیل فاز Al_5Fe_2 بسیار اهمیت داشت. این فاز حیاتی و مهم، خود به میزان حرارتی که در فرایند به قطعه وارد می شود بستگی داشت. با افزایش حرارت ورودی، تا مقداری مشخص استحکام شکست اتصال افزایش یافته و پس از آن کاهش یافت. افزایش حرارت ورودی سبب افزایش قطر دکه جوش شد که سبب افزایش استحکام شد. از طرفی با افزایش بیشتر حرارت ورودی، رشد ترکیبات بین فلزی خصوصاً Al_5Fe_2 ، سبب کاهش استحکام جوش شد. هدف او از ایجاد اتصال بین فولاد و آلومینیوم، کاربرد این اتصال در خودروسازی بود. در این پژوهش اتصال آلیاژ آلومینیوم 1050 به فولاد ساده کربنی St14 از روش جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای مورد بررسی قرار گرفت. پارامترهای متغیر در این فرایند زمان و فشار نگهداری فک‌ها، توان دستگاه و نوع لایه واسط قرار گیرنده بین دو فلز بود. سپس ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال مورد بررسی قرار گرفت.

2- روش تحقیق

برای انجام پژوهش، از ورق‌های آلومینیوم 1050 و فولاد St14 استفاده شد. ورق آلومینیومی دارای ضخامت 3 میلی متر و ورق

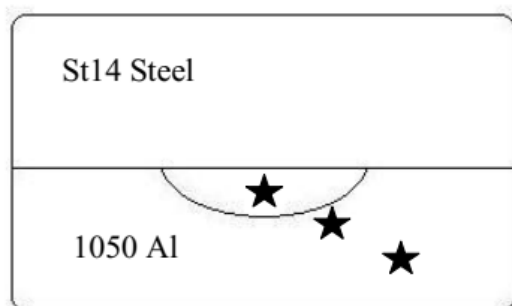
HVS-1000 و قابلیت اندازه‌گیری سختی برحسب معیار ویکرز انجام شد. برای هر نمونه، آزمون میکروسختی بر روی 3 نقطه از مرکز دکمه جوش به سمت فلز پایه انجام شد. لازم به ذکر است که مقدار نیروی اعمالی (F) 100 گرم و زمان اثر (T) نیز 10 ثانیه تنظیم گردید. شکل (3) شماتیک نقاط برای آزمون میکروسختی را نشان می‌دهد.



شکل 2- محل نمونه برداری از قطعات برای بررسی‌های میکروسکوپی.

جدول 3- ترکیب شیمیایی محلول حکاکی مورد استفاده (ماربل).

نوع ماده مصرفی	CuSO4	HCl	آب
مقدار مصرف	gr10	ml 50	ml50



شکل 3- شماتیک نقاط میکروسختی گرفته شده.

3- نتایج و بحث

همانطور که گفته شد، تعدادی از نمونه‌ها پس از انجام جوشکاری شکسته شدند و استحکام کافی برای رسیدن به آزمون برش را نداشتند. جدول (4) نمونه‌های معیوب را ارائه می‌دهد. جدول (5) نتایج آزمون کشش (برش) برای نمونه‌های مختلف را ارائه می‌دهد.

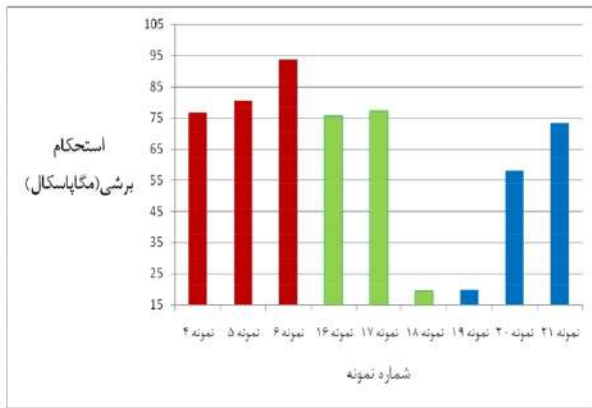
به منظور مقایسه بهتر نمونه‌ها، نمودار مقایسه‌ای استحکام نمونه‌ها برحسب زمان‌های مختلف ارائه شده است. شکل (4) نمودار مقایسه‌ای استحکام نمونه‌های اتصال یافته در زمان 4 ثانیه را ارائه می‌دهد.

همخوانی متالورژیکی با فلزات پایه، ریخته‌گری و استفاده شدند. بدین ترتیب که ابتدا مذابی با ترکیب مد نظر تهیه شد و پس از ریخته‌گری با استفاده از آسیاب تبدیل به پودر شده و پودر آن به عنوان لایه واسط استفاده شد. دستگاه جوشکاری مورد استفاده MTT-30 بود که دارای توان حداکثر 30 کیلوولت بود و الکترودهایی مسی با قطر 8 میلی‌متر داشت. پس از انجام جوشکاری، بررسی ظاهری از نمونه‌ها به عمل آمد. از آنجا که تعدادی از نمونه‌ها پس از جوشکاری و قبل از آزمون برش شکسته شدند، دوباره با همان شرایط جوشکاری شدند. اما شکست مجدد آن‌ها سبب شد تا این نمونه‌ها در بررسی ظاهری مردود اعلام شوند. به منظور آماده‌سازی نمونه‌ها برای انجام متالوگرافی، از استاندارد ASTM E3 استفاده گردید. برای انجام بررسی ریز ساختار اتصال، نمونه‌ها از محل دکمه جوش، به صورت عرضی بریده شدند بعد از برش قطعات و پس از انجام آماده‌سازی سطحی شامل سوهان زنی، سنباده‌زنی (به ترتیب از 100، 400، 600، 800، 1000، 1500، 2000، 2500 و 3000) و سپس پولیش (با محلول پودر آلومینا و آب به نسبت 1 به 20)، قطعات جهت انجام حکاکی با محلول ماربل آماده شدند و بررسی ریزساختار با کمک یک دستگاه میکروسکوپ نوری مدل Meiji انجام شد.

شکل (2) شماتیک محل برش نمونه‌ها و جدول (3) ترکیب شیمیایی محلول حکاکی مورد استفاده را ارائه می‌دهد. جهت بررسی دقیق‌تر ریزساختار حاصل در محل اتصال، بررسی به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل SEM SERON TECH Ais2300c با مود تصویربرداری الکترون ثانویه و ولتاژ کاری 30KV انجام شد. همچنین، آنالیز خطی از نمونه‌ها تهیه شد. جهت آزمون برش (کشش)، از دستگاه کشش C-100 SANTAM مطابق با استاندارد AWS D10.6 استفاده شد (شکل 3). سرعت کشش دستگاه روی 2 میلی‌متر بر دقیقه تنظیم گردید. برای آزمون کشش تعداد 2 نمونه در نظر گرفته شد. متوسط استحکام به عنوان استحکام کششی-برشی برای آن شرایط در نظر گرفته شد.

آزمون میکروسختی نیز مطابق استاندارد ASTM E384 با دستگاه

7/5 کیلووات (نمونه‌های شماره 4 تا 6)، با افزایش درصد عنصر بور استحکام برشی افزایش یافته است. علت افزایش استحکام ناشی از ریزتر شدن دانه‌ها در اثر افزایش عنصر بور است. عنصر بور در آلیاژ آلومینیوم سبب افزایش ریزدانه‌گی می‌شود [10].



شکل 4- نمودار مقایسه‌ای استحکام نمونه‌های اتصال یافته در زمان 4 ثانیه.

در مورد نمونه‌های اتصال یافته در زمان 4 ثانیه و توان 5 کیلووات (نمونه‌های شماره 16 تا 18)، مقدار استحکام برشی نسبت به نمونه‌های شماره 1 تا 3 کاهش داشته است. این بدان معنی است که در زمان یکسان 4 ثانیه، نمونه‌های اتصال یافته با توان 7/5 کیلووات، استحکام برشی بهتری از خود نشان دادند. در نمونه‌های اتصال یافته در مدت زمان 4 ثانیه و توان 2/5 کیلووات (نمونه‌های شماره 19 تا 21)، استحکام برشی نسبت به هر دو توان 5 و 7/5 کاهش داشته است. همچنین در نمونه‌های جوشکاری شده در زمان 4 ثانیه و توان 2/5 کیلووات، با افزایش درصد عنصر بور، استحکام برشی به طرز چشمگیری افزایش یافته است. به طور کلی در نمونه‌های اتصال یافته در زمان 4 ثانیه، بهترین استحکام برشی مربوط به نمونه اتصال یافته حاوی لایه واسط 0/5 درصد بور و توان 7/5 کیلووات (نمونه 6) به مقدار 93/7 مگاپاسکال بوده است. کمترین استحکام برشی در نمونه‌های اتصال یافته در زمان 4 ثانیه، مربوط به نمونه اتصال یافته با لایه واسط حاوی 0/5 درصد بور و توان 5 کیلووات (نمونه 18) به مقدار 19/5 مگاپاسکال بوده است. می‌توان این نتیجه را گرفت که برای اتصال نمونه‌ها در زمان 4 ثانیه، بهترین توان مقدار 7/5 کیلووات می‌باشد.

جدول 4- نمونه‌های معیوب در بررسی ظاهری.

کد	توان (کیلو وات)	زمان	لایه واسط	نتیجه
9	2/5	7	- Cu - %4/5Al	مردود
11	7/5	5	- Cu - %4/5Al	مردود
14	2/5	5	- Cu - %4/5Al	مردود
25	7/5	7	-	مردود
26	7/5	7	- Cu - %4/5Al	مردود
27	7/5	7	- Cu - %4/5Al	مردود

جدول 5- نحوه کدگذاری نمونه‌ها و نتایج آزمون کشش (برش) برای نمونه‌های مختلف.

کد نمونه	توان (کیلو وات)	زمان (ثانیه)	لایه واسط	قطر جوش (mm)	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام کششی (MPa)	استحکام برشی (MPa)
1	5	5	-	4	331/1±0/1	662/2±0/1	527/7±0/1
2	5	5	Al - %4/5 Cu - %0/1 B	4	405/7±0/1	809/3±0/1	64/4±0/1
3	5	5	Al - %4/5 Cu - %0/5 B	4	300/4±0/1	870/6±0/1	69/3±0/1
4	7/5	4	-	4	662/7±0/1	962/6±0/1	76/6±0/1
5	7/5	4	Al - %4/5 Cu - %0/1 B	4	508/9±0/1	1011/7±0/1	80/5±0/1
6	7/5	4	Al - %4/5 Cu - %0/5 B	4	588/6±0/1	1177/2±0/1	93/7±0/1
7	7/5	5	-	4	686/7±0/1	1367/3±0/1	108/8±0/1
8	7/5	7	Al - %4/5 Cu - %0/1 B	4	778/7±0/1	1557/3±0/1	123/9±0/1
9	7/5	7	Al - %4/5 Cu - %0/5 B	4	-	-	-
10	7/5	7	-	4	735/8±0/1	1465/4±0/1	116/6±0/1
11	7/5	5	Al - %4/5 Cu - %0/1 B	4	-	-	-
12	7/5	5	Al - %4/5 Cu - %0/5 B	4	306/6±0/1	711/2±0/1	56/6±0/1
13	7/5	5	-	4	416/9±0/1	827/7±0/1	65/8±0/1
14	7/5	5	Al - %4/5 Cu - %0/1 B	4	-	-	-
15	7/5	5	Al - %4/5 Cu - %0/5 B	4	392/4±0/1	778/7±0/1	61/9±0/1
16	5	4	-	4	472/1±0/1	950/3±0/1	75/6±0/1
17	5	4	Al - %4/5 Cu - %0/1 B	4	484/4±0/1	968/7±0/1	77/1±0/1
18	5	4	Al - %4/5 Cu - %0/5 B	4	429/9±0/1	245/3±0/1	19/5±0/1
19	7/5	4	-	4	677/4±0/1	249/3±0/1	19/8±0/1
20	7/5	4	Al - %4/5 Cu - %0/1 B	4	361/7±0/1	729/6±0/1	58/0±0/1
21	7/5	4	Al - %4/5 Cu - %0/5 B	4	459/8±0/1	919/7±0/1	73/2±0/1
22	5	7	-	4	557/9±0/1	1115/9±0/1	88/8±0/1
23	5	7	Al - %4/5 Cu - %0/1 B	4	582/5±0/1	1171/1±0/1	93/2±0/1
24	5	7	Al - %4/5 Cu - %0/5 B	4	717/4±0/1	1434/7±0/1	114/2±0/1
25	7/5	7	-	4	-	-	-
26	7/5	7	Al - %4/5 Cu - %0/1 B	4	-	-	-
27	7/5	7	Al - %4/5 Cu - %0/5 B	4	-	-	-

پارامترهای موثر بر ریز ساختار ناحیه اتصال و همچنین میزان حرارت ورودی بر این ناحیه، به طور مستقیم بر خواص مکانیکی ناحیه جوش تاثیرگذار است. همانطور که در شکل (4) دیده می‌شود، در نمونه‌های اتصال یافته در مدت زمان 4 ثانیه و توان

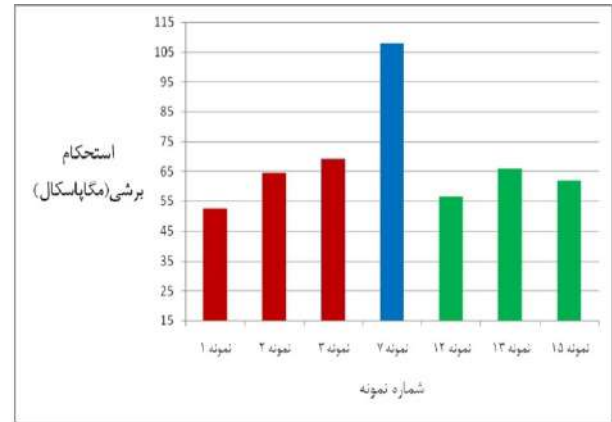
گروه مردود شده و به آزمون کشش نرسیده‌اند. در مورد نمونه‌های اتصال یافته در زمان 5 ثانیه و توان 7/5 کیلووات (نمونه‌های شماره 13 تا 15)، نمونه شماره 13 دارای استحکام برشی به مقدار 65/8 مگاپاسکال بوده است که با افزایش درصد عنصر بور به 0/5 درصد در لایه واسط (نمونه شماره 15)، استحکام برشی به 61/9 کاهش پیدا کرده است. شکل (6) نمودار مقایسه‌ای استحکام نمونه‌های اتصال یافته در زمان 7 ثانیه را ارائه می‌دهد.

همانطور که در شکل (6) دیده می‌شود، نمونه‌های اتصال یافته در زمان 7 ثانیه و 2/5 کیلووات (نمونه‌های شماره 8 تا 10)، استحکام بالایی را از خود نشان داده‌اند. به جز نمونه شماره 9 که حاوی 0/5 درصد بور در لایه واسط بوده است. بیشترین استحکام برشی در بین این گروه و همچنین در بین تمام نمونه‌های اتصال یافته مربوط به نمونه اتصال یافته در زمان 7 ثانیه و توان 2/5 کیلووات و لایه واسط حاوی 0/1 درصد بور (نمونه شماره 8) بوده است.

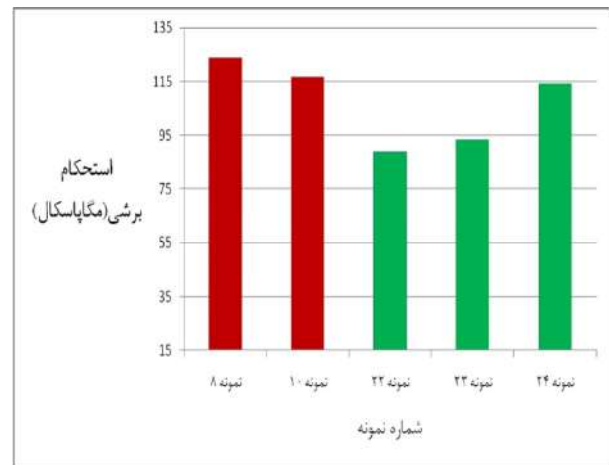
در مورد نمونه‌های اتصال یافته در مدت زمان 7 ثانیه و توان 5 کیلووات (نمونه‌های شماره 22 تا 24)، نمونه اتصال یافته بدون لایه واسط دارای استحکام برشی 88/8 مگاپاسکال بود که با افزایش درصد عنصر بور در لایه واسط در نمونه‌های شماره 23 و 24، مقدار استحکام برشی به 93/2 و 114/2 مگاپاسکال رسید. تمام نمونه‌های اتصال یافته در مدت زمان 7 ثانیه و با توان 7/5 کیلووات، چه با لایه واسط و چه بدون لایه واسط مردود شدند.

در توضیح علت مردودی این نمونه‌ها می‌توان گفت که با افزایش توان دستگاه و زمان جوشکاری (و به تبع آن افزایش حرارت ورودی)، وسعت ناحیه متأثر از حرارت گسترش یافته و در نتیجه ناحیه فرا پیر شده در بخش آلومینیوم ایجاد می‌شود که دارای خواص مکانیکی ضعیف‌تری نسبت به سایر نواحی است [11]. از سمت دیگر با افزایش بیش از حد حرارت ورودی، ضخامت لایه ترکیب بین فلزی ایجاد شده نیز افزایش یافته و در نتیجه این ناحیه که ترد و شکننده است سبب ضعف ساختار و افت خواص مکانیکی شده است [12].

شکل (5) نمودار مقایسه‌ای استحکام نمونه‌های اتصال یافته در زمان 5 ثانیه را ارائه می‌دهد.

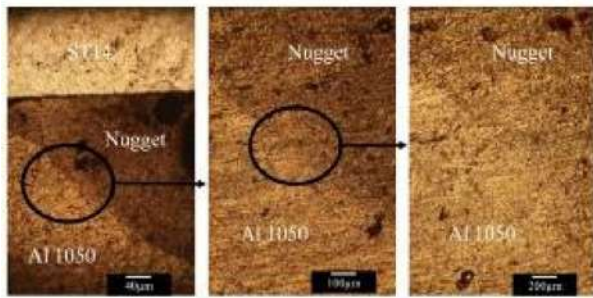


شکل 5- نمودار مقایسه‌ای استحکام نمونه‌های اتصال یافته در زمان 5 ثانیه.

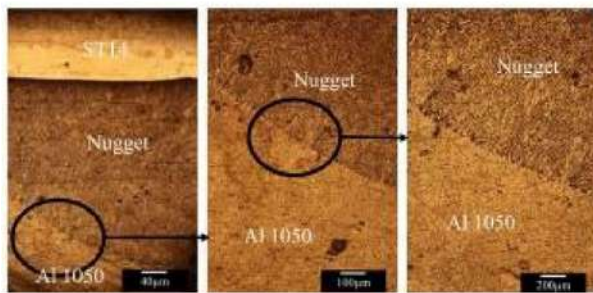


شکل 6- نمودار مقایسه‌ای استحکام نمونه‌های اتصال یافته در زمان 7 ثانیه.

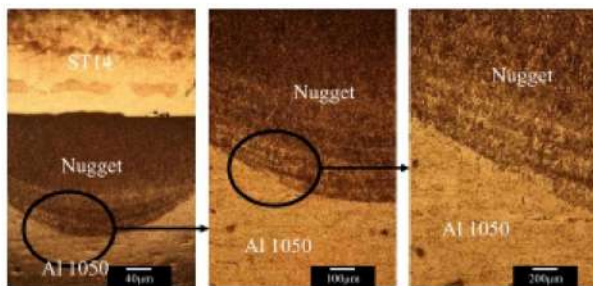
همانطور که در شکل (5) دیده می‌شود، بیشترین استحکام برشی در نمونه‌های اتصال یافته در زمان 5 ثانیه، مربوط به نمونه اتصال یافته با توان 7/5 کیلووات و بدون لایه واسط به مقدار 108/8 مگاپاسکال می‌باشد. در مورد نمونه‌های اتصال یافته در زمان 5 ثانیه و توان 5 کیلووات (نمونه‌های شماره 1 تا 3)، همانطور که دیده می‌شود، افزایش درصد عنصر بور سبب شده تا استحکام برشی بهبود یابد. مقدار استحکام برشی برای نمونه شماره 1 (بدون لایه واسط)، 52/7 مگاپاسکال بوده است در حالی که با افزایش میزان بور در لایه واسط به 0/1 و 0/5 درصد، مقدار استحکام برشی برای نمونه‌های شماره 2 و 3 به 64/4 و 69/3 رسیده است. دو نمونه شماره 11 و 14 در این



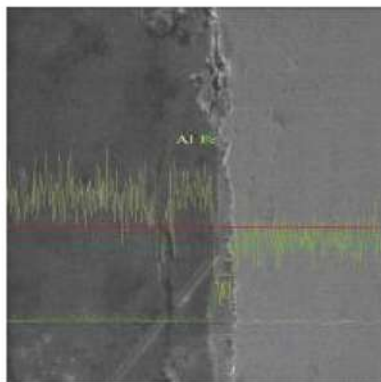
شکل 10- ریزساختار نمونه شماره 20.



شکل 11- ریزساختار نمونه شماره 24.



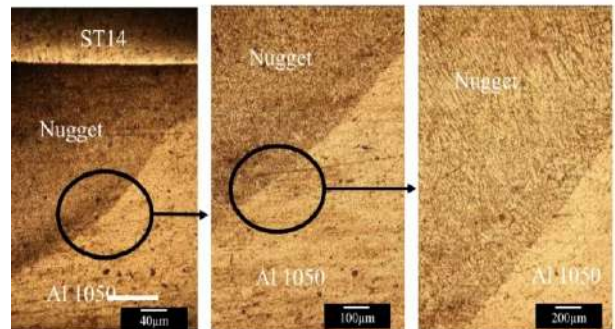
شکل 12- ریزساختار نمونه شماره 18.



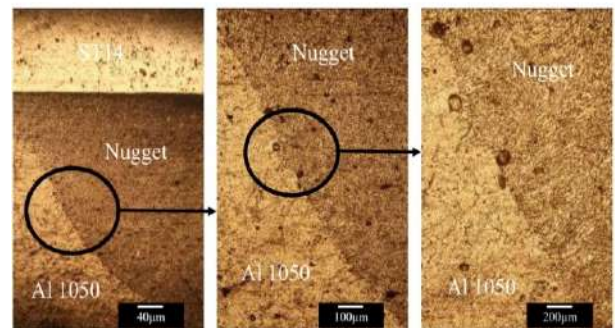
شکل 13- نتایج آزمون آنالیز خطی برای نمونه شماره 8.

همانگونه که در آزمون آنالیز خطی گرفته شده از فصل مشترک جوش نمونه شماره 8 (شکل 13) مشاهده می‌گردد، یک لایه شکل‌های (13 و 14) نتایج آزمون آنالیز خطی برای دو نمونه منتخب به ترتیب شماره 8 و 24 را نشان می‌دهد.

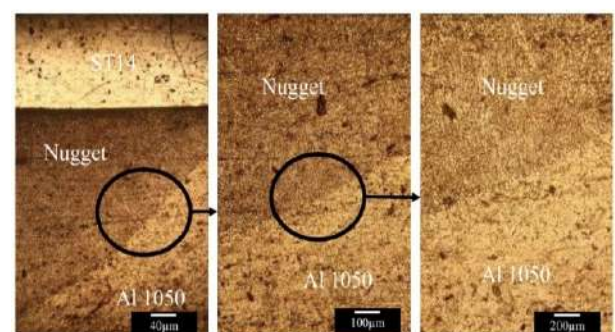
شکل‌های (7 تا 12) ریزساختار نمونه‌های منتخب را نشان می‌دهد. همانطور که در شکل‌های (7 تا 12) دیده می‌شود، اندازه دکمه جوش و اندازه و شکل دانه در دکمه جوش نمونه‌ها با یکدیگر متفاوت است. هرچه اندازه دکمه جوش بزرگتر باشد، استحکام افزایش خواهد یافت اما این افزایش استحکام تا یک مقدار مشخص می‌باشد. پس از آن به دلیل افزایش حرارت ورودی اندازه دانه‌ها بزرگ شده که سبب افت استحکام خواهد شد [13].



شکل 7- ریزساختار نمونه شماره 10.



شکل 8- ریزساختار نمونه شماره 19.



شکل 9- ریزساختار نمونه شماره 8.

شکل‌های (13 و 14) نتایج آزمون آنالیز خطی برای دو نمونه منتخب به ترتیب شماره 8 و 24 را نشان می‌دهد.

مقدار 575 میکرومتر بوده است. مقدار عرض دکمه جوش به طور مستقیم به حرارت ورودی وابسته است [14]. با افزایش توان و زمان جوشکاری، عرض دکمه جوش افزایش می یابد که در استحکام دهی اتصال مطلوب است. اما از طرفی اندازه دانه ها در ناحیه دکمه جوش نیز در استحکام موثر است. هرچه اندازه دانه در ناحیه اتصال کوچکتر باشد، استحکام جوش بالاتر خواهد بود [15]. در جدول (6) مشاهده می شود که کمترین اندازه دانه در دکمه جوش مربوط به نمونه شماره 24 به مقدار 19 میکرومتر و بیشترین اندازه دانه در دکمه جوش مربوط به نمونه شماره 19 به مقدار 28 میکرومتر می باشد. افزایش عنصر بور در لایه واسط نمونه 24 سبب ریزتر شدن دانه ها در این نمونه شد که سبب بهبود استحکام این نمونه شد.

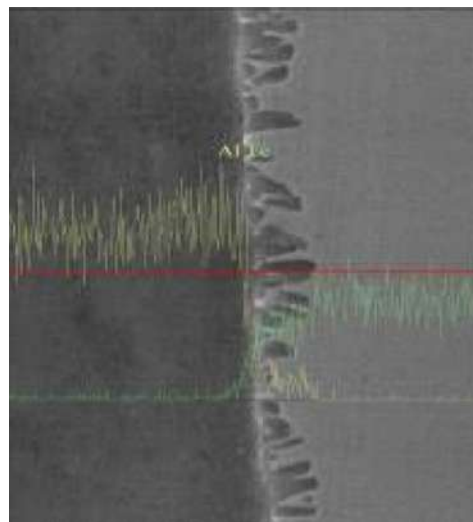
جدول 6- مقدار اندازه دانه و عرض دکمه جوش برای نمونه های منتخب.

اندازه دانه در دکمه جوش (μm)	عرض دکمه جوش (μm)	قطر دکمه جوش (mm)	لایه واسط	زمان (ثانیه)	توان (کیلو وات)	کد نمونه
24±0/1	94±1	4±0/1	Al - %4/5 Cu - %0/1 B	7	2/5	8
25±0/1	92±1	4±0/1	-	7	2/5	10
26±0/1	57±1	4±0/1	Al - %4/5 Cu - %0/5 B	4	5	18
28±0/1	74±1	4±0/1	-	4	2/5	19
27±0/1	78±1	4±0/1	Al - %4/5 Cu - %0/1 B	4	2/5	20
19±0/1	106±1	4±0/1	Al - %4/5 Cu - %0/5 B	7	5	24

یکی از مهمترین موارد پیش رو در اتصال دهی فولاد و آلومینیوم، ایجاد ترکیبات بین فلزی ترد و شکننده بین آهن و آلومینیوم است که منجر به افت استحکام و مقاومت به ضربه اتصال خواهد شد. در شرایط دمایی و ترکیبی متفاوت که بواسطه نفوذ عناصر آلیاژی در فصل مشترک حین فرایند جوشکاری مقاومتی در حال ذوب یا ذوب جزئی آلومینیوم بوجود می آید، ترکیبات بین فلزی متفاوتی به صورت Fe_xAl_y نظیر FeAl و Fe₃Al بوجود می آید. ترکیبات بین فلزی بوجود آمده ماهیت بسیار ترد و شکننده دارد و دارای سختی بالایی است [16]. شکل های (15 تا 17) نتایج آنالیز نقطه ای برای نمونه های مختلف را ارائه می دهد.

همانطور که در شکل (15) دیده می شود، در نقطه شماره 3 این نمونه، درصد اتمی آلومینیوم حدود 22 درصد و درصد اتمی

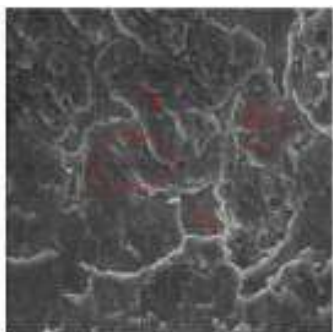
همانگونه که در آزمون آنالیز خطی گرفته شده از فصل مشترک جوش نمونه شماره 8 (شکل 13) مشاهده می گردد، یک لایه واکنشی به صورت مشهود در مرز بین دو زیرلایه Al و Fe مشاهده می گردد، در سمت چپ زیرلایه Al و در سمت راست زیرلایه Fe و در فصل مشترک با توجه به دیاگرام فازی و میل ترکیبی بالای بین آهن و آلومینیوم، احتمال تشکیل یک لایه واکنش (ترکیب بین فلزی FeYAIX) وجود دارد. تشکیل این لایه از سویی سبب خواهد شد تا استحکام اتصال افزایش یابد. ولی با توجه به ماهیت ترد بودن ترکیبات بین فلزی، وسعت این ناحیه اهمیت دارد. وسعت بالای این ناحیه منجر به کاهش خواص مکانیکی خواهد شد. در این تحقیق وجود عنصر مس و همچنین بور در ترکیب لایه واسط موجب خواهد شد تا با توجه به تغییرات ساختاری در ترکیب بین فلزی، میزان تردی ساختار کاهش یابد و استحکام آن افزایش یابد. در نمونه شماره 24 (شکل 14) نیز وجود ترکیب بین فلزی و تغییرات ترکیب در فصل مشترک مشاهده می گردد که نشان دهنده تشکیل لایه ترکیب بین فلزی در فصل مشترک است. جدول (6) مقدار اندازه دانه و عرض دکمه جوش را برای نمونه های منتخب ارائه می دهد.



شکل 14- نتایج آزمون آنالیز خطی برای نمونه شماره 24.

همانطور که در جدول (6) مشاهده می شود، بیشترین عرض دکمه جوش مربوط به نمونه شماره 24 به مقدار 1065 میکرومتر و کمترین عرض دکمه جوش مربوط به نمونه 18 به

آلومینیوم رخ می‌دهد که در این مرحله نفوذ آهن در آلومینیوم از طریق لایه بین فلزی در فصل مشترک رخ می‌دهد [18]. جدول (7) نتایج آزمون ریزسختی را ارائه می‌دهد.



Elt.	Atomic %	Conc
O	7.328	4.386
Al	90.612	91.453
Si	0.175	0.184
Fe	1.743	3.642
Cu	0.141	0.335
	100.000	100.000

Elt.	Atomic %	Conc
O	10.256	6.100
Al	86.167	86.420
Fe	3.379	7.014
Cu	0.197	0.466
	100.000	100.000

Elt.	Atomic %	Conc
O	9.954	6.003
Al	87.867	89.363
Fe	2.018	4.248
Cu	0.161	0.387
	100.000	100.000

Elt.	Atomic %	Conc
O	14.961	5.528
Al	22.911	14.277
Fe	61.801	79.714
Cu	0.327	0.480
	100.000	100.000

شکل 15- نتایج آنالیز نقطه ای برای نمونه شماره 8.

همانطور که در جدول (7) دیده می‌شود، بیشترین مقدار ریزوسختی در مرکز جوش، مربوط به نمونه شماره 24 (نمونه اتصال یافته در مدت زمان 7 ثانیه و توان 5 کیلووات و لایه واسط 0/5 درصد بور) به مقدار 187/17 ویکرز بود. افزایش عنصر بور در این نمونه سبب شده تا دانه‌های ریزتری شکل بگیرد که سبب افزایش ریزسختی شده است. کمترین مقدار ریزوسختی در مرکز جوش، مربوط به نمونه شماره 19 (نمونه اتصال یافته در مدت زمان 4 ثانیه و توان 2/5 کیلووات) به مقدار 71/93 ویکرز بود. عدم وجود عنصر بور در این نمونه (که سبب افزایش ریزدانه‌گی می‌شود)، سبب شده تا دانه‌های درشت‌تری تشکیل شود و مقدار ریزسختی این نمونه کاهش یابد.

آهن حدود 61 درصد می‌باشد. این بدان معنی است که در این نمونه فاز Fe₃Al وجود دارد. در شکل (16) هر سه نقطه آنالیز گرفته شده محلول جامد آلومینیوم را نشان می‌دهد و ترکیب بین فلزی تشکیل نشده است. در شکل (17) نیز دیده می‌شود که در نمونه شماره 24، با توجه به درصد اتمی تقریباً برابر آهن و آلومینیوم (حدود 48 درصد)، فاز FeAl تشکیل شده است. بررسی آنالیز EDS در منطقه جوش نشان می‌دهد که ترکیبات ایجاد شده در نزدیک لایه فولادی عمدتاً ترکیبات بین فلزی غنی‌تر از آهن و در قسمت نزدیک به آلیاژ آلومینیوم ترکیبات بین فلزی غنی‌تر از آلومینیوم هستند. ضخامت لایه‌های بین فلزی ایجاد شده به مدت زمان فرایند جوشکاری و همچنین شدت جریان اعمالی در فرایند بستگی دارد. به بیان دیگر عوامل یاد شده به‌طور مستقیم حرارت ورودی را در ناحیه اتصال افزایش داده و در نتیجه بر ضخامت لایه‌های ترکیبات بین فلزی ایجاد شده تاثیر گذار است. همانطور که از نتایج شکل‌های (15 تا 17) مشاهده می‌شود، با افزایش زمان جوشکاری، مدت زمان قرارگیری نمونه در دماهای بالاتر از نقطه ذوب آلومینیوم افزایش می‌یابد و در نتیجه این مساله بر روی ایجاد لایه‌های ترکیبات بین فلزی موثر است [17].

نحوه ایجاد اتصال بین فولاد و آلومینیوم را می‌توان در چند مرحله توضیح داد. در مرحله اول اتصال، ذوب آلومینیوم در دمایی حدود 915 الی 985 درجه سانتی‌گراد رخ می‌دهد که در فصل مشترک بین فولاد و آلومینیوم گسترش می‌یابد. در این مرحله نفوذ آلومینیوم و آهن در یکدیگر رخ می‌دهد. به سبب آنکه نفوذ اتم‌های آهن در آلومینیوم دارای انرژی اکتیواسیون کمتری است، آهن به سرعت در آلومینیوم پراکنده می‌شود. پس از آن به سبب افزایش غلظت آهن در آلومینیوم و رسیدن ترکیب شیمیایی به ترکیب مورد نیاز جهت تشکیل فازهای بین فلزی غنی از آهن، جوانه زنی در فصل مشترک آهن - آلومینیوم رخ می‌دهد. سپس ترکیبات بین فلزی ایجاد می‌شود که در آن جوانه‌ها رشد یافته و به هم متصل شده و در نتیجه فاز پیوسته ترکیب بین فلزی در فصل مشترک ایجاد می‌شود. در مرحله آخر زبانه‌های فاز بین فلزی در اثر نفوذ بیشتر اتم‌های آهن و

جدول 7- نتایج آزمون ریزسختی .

کد نمونه	توان (کیلو وات)	زمان (ثانیه)	لایه واسط	میکروسختی در مرکز جوش (ویکرز)	میکروسختی در HAZ (ویکرز)	میکروسختی در فلز پایه (ویکرز)
۸	۲/۵	۷	Al - %۴/۵ Cu - %۰/۱ B	۱۲۰/۱±۰/۱	۱۰۳/۵±۰/۱	۲۴/۷±۰/۱
۱۰	۲/۵	۷	-	۹۵/۶±۰/۱	۸۲/۸±۰/۱	۲۴/۶±۰/۱
۱۸	۵	۴	Al - %۴/۵ Cu - %۰/۵ B	۸۰/۴±۰/۱	۶۸/۶±۰/۱	۲۴/۶±۰/۱
۱۹	۲/۵	۴	-	۷۱/۹±۰/۱	۶۰/۵±۰/۱	۲۴/۹±۰/۱
۲۰	۲/۵	۴	Al - %۴/۵ Cu - %۰/۱ B	۷۸/۵±۰/۱	۵۹/۱±۰/۱	۲۵/۵±۰/۱
۲۴	۵	۷	Al - %۴/۵ Cu - %۰/۵ B	۱۸۷/۱±۰/۱	۱۲۰/۱±۰/۱	۲۵/۰±۰/۱

4- نتیجه گیری

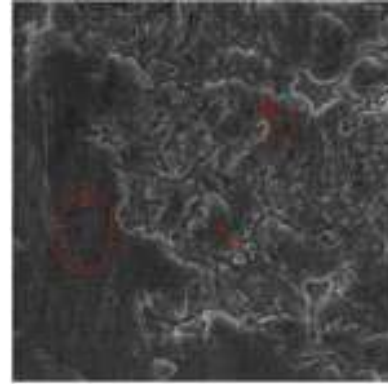
در تحقیق حاضر اثر نوع لایه واسط بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال آلومینیوم 1050 به فولاد ساده کربنی St14 از روش جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای بررسی و نتایج ذیل حاصل گردید:

- یکی از مهمترین موارد پیش رو در اتصال دهی فولاد و آلومینیوم به یکدیگر ایجاد ترکیبات بین فلزی ترد و شکننده بین آهن و آلومینیوم است که منجر به افت استحکام و مقاومت به ضربه اتصال خواهد شد.

- بیشترین استحکام برشی در بین تمام نمونه‌های اتصال یافته مربوط به نمونه اتصال یافته در زمان 7 ثانیه و توان 2/5 کیلووات و لایه واسط حاوی 0/1 درصد بور (نمونه 8) به مقدار 123/90 مگاپاسکال بود. این نمونه بهترین نمونه از نظر استحکام بود.

- کمترین استحکام برشی در بین تمام نمونه‌های اتصال یافته مربوط به نمونه اتصال یافته در زمان 4 ثانیه و توان 5 کیلووات و لایه واسط حاوی 0/5 درصد بور (نمونه شماره 18) به مقدار 19/50 مگاپاسکال بود.

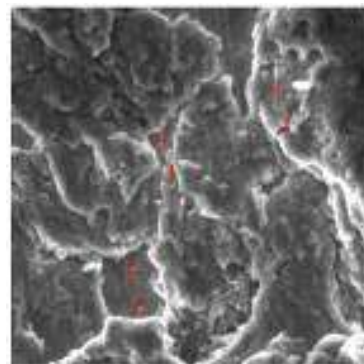
- بیشترین عرض دکه جوش مربوط به نمونه اتصال یافته در زمان 7 ثانیه و توان 5 کیلووات و لایه واسط حاوی 0/5 درصد بور (نمونه شماره 24) به مقدار 1065 میکرومتر و کمترین عرض دکه جوش مربوط به نمونه اتصال یافته در زمان 4 ثانیه و توان 5 کیلووات و لایه واسط حاوی 0/5 درصد بور (نمونه شماره 18) به مقدار 575 میکرومتر بود.



Elt.	Atomic %	Conc	Elt.	Atomic %	Conc
O	3.300	1.946	O	4.541	2.710
Al	94.964	94.420	Al	94.361	94.966
Fe	1.519	3.126	Fe	0.972	2.026
Cu	0.217	0.508	Cu	0.126	0.298
	100.000	100.000		100.000	100.000

Elt.	Atomic %	Conc
O	15.850	5.528
Al	23.911	14.277
Fe	59.912	79.714
Cu	0.327	0.480
	100.000	100.000

شکل 16- نتایج آنالیز نقطه‌ای برای نمونه شماره 13.



Elt.	Atomic %	Conc
O	10.124	7.701
Al	86.212	86.401
Fe	3.469	5.011
Cu	0.195	0.617
	100.000	100.000

Elt.	Atomic %	Conc
O	14.963	5.531
Al	61.811	49.222
Fe	22.799	44.711
Cu	0.427	0.505
	100.000	100.000

Elt.	Atomic %	Conc
O	6.327	4.088
Al	89.613	91.757
Fe	3.645	3.642
Cu	0.239	0.333
	100.000	100.000

شکل 17- نتایج آنالیز نقطه‌ای برای نمونه شماره 24.

Kimchi M., "Resistance Spot Welding of Aluminum Alloy to Steel with Transition Material From Process to Performance", Part I: Experimental Study, *Welding Journal*, 2004, 1, 3, 188-195.

8- Lihu Cui, Ranfeng Qiub, LongLong Hou, Zhongbao Shen, Qingzhe Li, "Resistance Spot Welding between Steel and Aluminum Alloy", 5th International Conference on Advanced Design and Manufacturing Engineering, 2015, 777-781.

9- Pouranvari Majid, "Critical Assessment 27: Dissimilar Resistance Spot Welding of Aluminium/Steel: Challenges and Opportunities, *Materials Science and Technology*, 2017, 33, 15, 1705-1712.

10- Ibrahim I, Ito R, Kakiuchi T, et al. "Fatigue behavior of Al/steel dissimilar resistance spot welds fabricated using Al-Mg interlayer". *Sci Technol Weld Join*. 2016;21:223-233.

11-Zhang W, Sun D, Han L, et al. "Interfacial microstructure and mechanical property of resistance spot welded joint of high strength steel and aluminium alloy with 4047 AlSi12 interlayer", *Mater Des*. 2014;57:186-194.

12- Alizadeh-Sh M, Pouranvari M, Marashi SPH. "Welding metallurgy of stainless steels during resistance spot welding part II – heat affected zone and mechanical performance", *Sci Technol Weld Join*. 2015;20: 512-521.

13- C. Choi, D. Kim, D. Nam, Y. Kim, Y. Park, "A hybrid joining technology for aluminum/zinc coated steels in vehicles", *J. Mater. Sci. Technol*. 26, 2010, 858-864.

14-R. Qiu, H. Shi, K. Zhang, Y. Tu, C. Iwamoto, S. Satonaka, "Interfacial characterization of joint between mild steel and aluminum alloy welded by resistance spot welding", *Mater. Charact*. 61, 2010, 684-688.

15- W. Zhang, X. Qiu, D. Sun, L. Han, "Effects of resistance spot welding parameters on microstructures and mechanical properties of dissimilar material joints of galvanized high strength steel and aluminium alloy", *Sci. Technol. Weld. Join*. 16, 2011, 153-161.

16- Y. Liu, X. Bian, K. Zhang, C. Yang, L. Feng, H.S. Kim, et al., "Interfacial microstructures and properties of aluminum alloys/galvanized low-carbon steel under high pressure torsion", *Mater. Des*. 64, 2014, 287-293.

17- L. Shao, Y. Shi, J. Huang, S. Wu, "Effect of joining parameters on microstructure of dissimilar metal joints between aluminum and galvanized steel", *Mater. Des*. 66, 2015, 453-458.

18- Miyamoto K, Nakagawa S, Sugi C, et al. "Seal spot welding of steel and aluminium alloy by resistance spot welding: dissimilar metal joining of steel and aluminium alloy by Zn insertion". *Weld Int*. 2016;30: 675-687.

- بیشترین اندازه دانه در دکمه جوش مربوط به نمونه اتصال یافته در زمان 4 ثانیه و توان 2/5 کیلووات (نمونه شماره 19) به مقدار 28 میکرومتر و کمترین اندازه دانه در دکمه جوش مربوط به نمونه اتصال یافته در زمان 7 ثانیه و توان 5 کیلووات و لایه واسط حاوی 0/5 درصد بور (نمونه شماره 24) به مقدار 19 میکرومتر بود.

- بیشترین مقدار ریزوسختی در مرکز جوش، مربوط به نمونه اتصال یافته در مدت زمان 7 ثانیه و توان 5 کیلووات و لایه واسط 0/5 درصد بور (نمونه شماره 24) به مقدار 187/17 ویکرز و کمترین مقدار ریزوسختی در مرکز جوش، مربوط به نمونه اتصال یافته در مدت زمان 4 ثانیه و توان 2/5 کیلووات (نمونه شماره 19) به مقدار 71/93 ویکرز بود.

منابع

1-Wan, Z, et al., "Characterization of intermetallic compound at the interfaces of Al-steel resistance spot welds", *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 242: p. 12-23.

2-Sun, D., et al., "Microstructures and mechanical properties of resistance spot welded joints of 16Mn steel and 6063-T6 aluminum alloy with different electrodes." *Journal of materials and design*,. In Pres, 2016..

3-Chen, J., et al, "Microstructure and mechanical properties of resistance-spot-welded joints for A5052 aluminum alloy and DP 600 steel". *Materials Characterization*,. 2016, 120: p. 45-52.

4- Jianbin Chen, Xinjian Yuan, Zhan Hu, Kanglong Wu, Ting Li, Ci Li, "Improvement of resistance-spot-welded joints for DP 600 steel and A5052 aluminum alloy with Zn slice interlayer", *Journal of Manufacturing Processes* 30, 2017, 396-405.

5- Nannan Chena, Hui-Ping Wangb, Blair E. Carlsonb, David R. Sigler b, Min Wanga, "Fracture mechanisms of Al/steel resistance spot welds in lap shear test", *Journal of Materials Processing Technology* 243, 2017, 347-354.

6- M.R. Arghavani, M. Movahedi, A.H. Kokabi, "Role of zinc layer in resistance spot welding of aluminium to steel", *Materials and Design* 102, 2016, 106-114

7-Sun B. X., Stephens E. V., Khaleel M. A., Shao H.,



Investigation of the effect of explosive welding variables on the corrosion behavior of the joint of two explosive layers of 5000 series aluminum-copper sheets



H. Nikbakht¹ , M.R. Khanzadeh^{2*} , H. Bakhtiari³ 

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

2- Department of Materials Engineering, Majlesi Branch, Islamic Azad University, Isfahan, Iran.


3- Materials and Energy Research Center, Faculty of Materials, Karaj, Iran.

Received 12 August 2021 ; Accepted 23 September 2021

Abstract

In the present study, the corrosion behavior and microstructural changes of 5000 series aluminum and copper sheets after the explosive welding process have been investigated. Explosive welding is performed with a standoff distance and change of explosive load. Dynamic potential polarization tests and electrochemical impedance spectroscopy, light microscopy, and scanning electron microscopy were used. The results of TOEFL polarization curves show that the lowest corrosion velocity was related to the sample with an explosive load of 1.5 and the highest corrosion velocity was related to the sample with an explosive load of 2.5. The corrosion resistance of a sample with an explosive load of 2.5 is less than that of a sample with an explosive load of 1.5 due to more severe plastic deformation at the joint. The metallographic results show a wave-vortexing of the joint due to the increase in the explosive charge. The results of the impedance test in welded samples showed that the value of n (experimental power parameter) decreased with wave-vortexing of the joint and the sample with 2.5 explosive load had the highest corrosion rate. Based on the results of scanning electron microscopy, it was observed that with an increasing explosive charge, the thickness of the local melting layer gradually increases.

Keywords: Explosive welding, explosive ratio, severe plastic deformation, vortex..

 Corresponding Author: khanzadeh@iaumajlesi.ac.ir



بررسی تاثیر متغیرهای جوشکاری انفجاری بر رفتار خوردگی اتصال دو لایه

انفجاری ورق‌های آلومینیوم سری 5000 – مس

هومن نیکبخت¹، محمد رضا خانزاده^{2*}، حمید بختیاری³

1- دانشکده فنی و مهندسی، واحد شهرضا، دانشگاه آزاد اسلامی، شهرضا، ایران

2- گروه مهندسی مواد، واحد شهر مجلسی، دانشگاه آزاد اسلامی، اصفهان، ایران

3- پژوهشگاه مواد و انرژی، دانشکده مواد و سرامیک، کرج، ایران

دریافت مقاله: 1400/05/21؛ پذیرش مقاله: 1400/07/01

چکیده

در تحقیق حاضر به بررسی رفتار خوردگی و تغییرات ریزساختاری ورق‌های آلومینیوم سری 5000 و مس پس از فرایند جوشکاری انفجاری پرداخته شده است. جوشکاری انفجاری بافاصله توقف ثابت و تغییر میزان بار انفجاری انجام شده است. از آزمون‌های پلاریزاسیون پتانسیو دینامیک و طیف‌نگاری امپدانس الکتروشیمیایی، میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترون روبشی استفاده شد. نتایج منحنی‌های پلاریزاسیون تافل نشان داده، کمترین سرعت خوردگی مربوط به نمونه با بار انفجاری 1/5 و بیشترین سرعت خوردگی مربوط به نمونه با بار انفجاری 2/5 بوده است. مقاومت به خوردگی نمونه با بار انفجاری 2/5 کمتر از نمونه با بار انفجاری 1/5 شده است که دلیل آن تغییر شکل پلاستیکی شدیدتر در فصل مشترک است. نتایج متالوگرافی نمایانگر موجی -گردابه‌ای شدن فصل مشترک در اثر افزایش بار انفجاری بوده است. نتایج آزمون امپدانس در نمونه‌های جوش شده نشان داده با موجی - گردابه‌ای شدن فصل مشترک مقدار n (پارامتر توان تجربی) کاهش یافته و نمونه با بار انفجاری 2/5 بیشترین میزان خوردگی را داشته است. براساس نتایج حاصل از میکروسکوپ الکترون روبشی مشاهده شد که با افزایش بار انفجاری، به تدریج ضخامت لایه ذوب موضعی افزایش می‌یابد.

کلمات کلیدی: جوشکاری انفجاری، بار انفجاری، تغییر شکل پلاستیکی شدید، گردابه.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: khanzadeh@iaumajlesi.ac.ir

1- مقدمه

برخورد دو سطح به یکدیگر، یک میدان خمیری موضعی در فصل مشترک اتصال ایجاد می‌شود که با اشتراک‌گذاری الکترون‌ها یک باند با پیوند متالورژیکی بین اجزا جوش شونده ایجاد می‌شود. در اثر فشار برخوردی بالا یک جت با سرعت بالا از دو سطح اتصال تشکیل می‌شود که موجب ایجاد سطوح

جوشکاری انفجاری روشی است که در آن از انرژی کنترل‌شده یک ماده منفجره استفاده می‌شود تا سطوح جوش شونده که نسبت به هم در فاصله توقف معینی قرار گرفته‌اند با سرعت بالایی به یکدیگر نزدیک شده و به هم برخورد کنند. در اثر

کتگکالا [8] تأثیر ترکیبات بین فلزی بر رفتار خوردگی اتصالات سه لایه انفجاری آلومینیوم / فولاد در صنایع نظامی را مورد بررسی قرار داد. نتایج نشان داده تشکیل ترکیبات بین فلزی Al_3Fe ، Al_5Fe_2 ، در فصل مشترک اتصال باعث ایجاد حالت کاندی نسبت به آلومینیوم و حالت آندی نسبت به فولاد شده است. در نتیجه حمله خوردگی ترجیحی در نزدیک مرز آلومینیوم و ترکیبات بین فلزی رخ داده است.

مودالیو همکاران [9] خوردگی اتصال انفجاری تیتانیم، فولاد زنگ‌نزن 304 را بررسی نموده‌اند. نتایج آن‌ها نشان داده که استحکام خمشی اتصال در محیط اسید نیتریک در حد استاندارد بوده و حمله خوردگی بیشتر در فصل مشترک اتصال متمرکز بوده است. آکرایر [10] خوردگی اتصال انفجاری آلومینیوم به مس را بررسی نموده است. نتایج نشان داده که خوردگی گالوانیک در اتصال رخ داده و سمت آلومینیومی اتصال حالت آندی بیشتری بر اساس الکترونگاتیو بالا داشته و نسبت به سمت مسی بیشتر خورده شده است. کهرمان و همکاران [11] خوردگی اتصال انفجاری تیتانیم به فولاد زنگ‌نزن را بررسی نموده‌اند نتایج نشان داده در محیط خورنده با افزایش مقدار بار انفجاری، جرم صفحات اتصال یافته به دلیل تغییر شکل پلاستیکی شدیدتر و تشکیل لایه اکسیدی بر روی سطح افزایش یافته است. سویی و همکاران [12] مقایسه رفتار خوردگی اتصال انفجاری لوله‌های مس به فولاد زنگ‌نزن را بررسی نمودند. نتایج آن‌ها نشان داده در جوشکاری ذوبی مقاومت به خوردگی اتصال غیریکنواخت‌تر بوده که علت آن ناهمگونی‌های شیمیایی ناشی از ریز جدایش و ایجاد فازهای مخرب ثانویه و تجمع آن‌ها در اتصال ذوبی بوده که باعث جلوگیری از شکل‌گیری یک‌لایه پسیو پایدار شده است. اتصالات غیر هم‌جنس بین فولادهای زنگ‌نزن آستیتی و فولادهای کربنی به شکل گسترده‌ای در دستگاه‌های انتقال انرژی با دمای بالا مورد استفاده قرار می‌گیرد. علاوه بر این، اتصالات غیر هم‌جنس در خطوط لوله بخار، راکتورهای هسته‌ای و صنایع پتروشیمی به شکل وسیعی کاربرد دارند.

در این مطالعه اتصال غیر هم‌جنس بین ورق‌های آلومینیوم سری

اتصال تمیز در فصل مشترک جوشکاری و حذف آلودگی‌های سطحی می‌شود. تشکیل این جت از شرایط اساسی ایجاد پیوند مناسب در جوشکاری انفجاری است. این فرایند جوشکاری با اهمیت غیر ذوبی بوده و از کاربردهای صنعتی آن می‌توان به اتصال دهی و روکش دهی فلزات هم‌جنس و غیر هم‌جنس متنوع به صورت دو یا چندلایه اشاره نمود. به دلیل عدم حرارت دهی در طول این فرایند، جوش‌های انجام‌شده با این روش بسیاری از خصوصیات منفی قطعات اتصال یافته با فرایندهای جوشکاری ذوبی، نورد گرم یا آهنگری گرم شده را دارا نمی‌باشند [1-2]. تحقیقاتی در زمینه اتصالات انفجاری مس به آلومینیوم انجام‌شده که به برخی از آن‌ها اشاره می‌شود: هنرپیشه و همکاران در بررسی اتصال انفجاری مس به آلومینیوم نشان دادند که مقاومت و استحکام کششی و سختی میکروسکوپی نمونه‌های با افزایش تعداد گذرها افزایش می‌یابد، در حالی که انعطاف‌پذیری آن‌ها کاهش می‌یابد. آن‌ها همچنین در تحقیقی دیگر نشان دادند که وجود ترکیبات ترد باعث ایجاد ترک‌های ریز و ترد شدن اتصال می‌شود [3-4]. گولنج تأثیر تغییرات بار انفجاری بر اتصال مس - آلومینیوم را بررسی نموده است. نتایج او نشان داد که شکل فصل مشترک اتصال با افزایش این متغیر از حالت خطی به حالت موجی با افزایش دامنه و طول امواج فصل مشترک تغییر نموده است، همچنین سختی در مجاورت فصل مشترک و سطوح خارجی صفحات در اثر برخورد افزایش نشان داده است [5]. تاج یار و همکاران هم در اتصال انفجاری لوله‌های مسی به آلومینیومی نشان دادند که هسته زدایی و انتشار میکرو ترک‌ها در طول انجام فرایند افزایش یافته و باعث کاهش استحکام برشی آن‌ها می‌شوند [6].

تحقیقات بسیار محدودی در زمینه خوردگی اتصالات انفجاری انجام‌شده که در ادامه به برخی از آن‌ها اشاره می‌شود: نتایج خاززاده و همکاران [7] در بررسی تأثیر فاصله توقف بر رفتار خوردگی اتصال انفجاری ورق‌های فولاد زنگ‌نزن 304 فولاد کربنی CK 45 در محیط دریایی نشان داد که مناطق ذوب موضعی منجمد شده و افزایش انرژی جنبشی برخورد در نمونه با فاصله توقف بیشتر باعث افزایش سرعت خوردگی شده است.

مستقر گردیدند. قبل از انجام جوشکاری نیز سطوح کلیه ورق‌ها با محلول استون مورد تمیزکاری قرار گرفتند. دو ورق به صورت کاملاً موازی و هم‌محور نسبت به یکدیگر تحت فواصل توقف قرار داده شده‌اند، ورق مس بالا به‌عنوان صفحه پرنده و ورق آلومینیوم سری 5000 به‌عنوان صفحه پایه و فاصله توقف مابین ورق‌ها نیز به کمک فاصله دهنده‌های مسی با ابعاد مناسب ایجاد شده است. سرعت مواد انفجاری توسط سرعت‌سنج با سیستم فیبر نوری اندازه‌گیری شده است.

جدول (3) نمایانگر خصوصیات آزمون‌ها است. در این تحقیق نسبت فاصله توقف ثابت و بار انفجاری به‌عنوان متغیر اصلی در نظر گرفته شده است. در طراحی آزمون‌ها فاصله توقف متناسب با نیم تا یک برابر ضخامت صفحه پرنده انتخاب شده است. هم‌چنین سرعت ماده منفجره کمتر از سرعت انتشار صوت در فلزات مورد اتصال انتخاب شده است.

جدول 3- خصوصیات آزمون‌های جوشکاری انفجاری.

نمونه	فاصله توقف (mm)	ماده منفجره	سرعت انفجار (m/s)	بار انفجاری
۱	۲/۵	آماتول	۲۵۰۴	۱/۵
۲	۲/۵	آماتول	۲۵۰۴	۲
۳	۲/۵	آماتول	۲۵۰۴	۲/۵

2-3- آزمون‌های بررسی ریزساختاری

2-3-1- آزمون میکروسکوپ نوری

نمونه‌هایی با ابعاد 10×10 میلی‌متر تهیه شدند. به‌منظور آماده‌سازی نمونه‌ها برای متالوگرافی ابتدا سطح نمونه‌ها توسط کاغذ سنباده شماره 60 تا 2500 سنباده‌زنی شده است. پس از رفع خطوط و ناهمواری‌های سطحی، به‌وسیله دستگاه و توسط نمد و با استفاده از محلول اکسید آلومینیوم پولیش زده شدند. پس از پولیش سطح نمونه‌ها با الکل شسته و خشک شدند و بعد توسط محلول و بعد توسط محلول گلیسریرژیا (گلیسرین+اسید نیتریک+اسید کلریدریک) حکاکی شیمیایی شدند.

5000 - مس به روش جوشکاری انفجاری با تغییر میزان فاصله توقف انجام‌گرفته و ریزساختار، تغییرات سختی در فصل مشترک موردبررسی قرارگرفته است. خواص خوردگی، در ناحیه اتصال در محلول 3/5% NaCl موردبررسی قرارگرفته و ارتباط مابین ریزساختار و سختی فصل مشترک با خواص خوردگی مورد تحلیل واقع شده است.

2- مواد و روش‌ها

2-1- انتخاب مواد

در این تحقیق از ورق‌های آلومینیوم سری 5000 با ابعاد 260×260 میلی‌متر، ضخامت 5 میلی‌متر و مس با ابعاد 230×230 میلی‌متر و ضخامت 7 میلی‌متر استفاده شده است. ترکیب شیمیایی این فلزات به روش اسپکترومتری نشری توسط دستگاه WAS به دست آمده و در جدول‌های (1 و 2) نشان داده شده است.

جدول 1- ترکیب شیمیایی برای آلومینیوم سری 5000 (برحسب درصد وزنی)

Zn%	Si%	Mn%	Mg%	Fe%	Cu%	Cr%
۰/۲۱	۰/۲۳	۰/۰۲۸	۰/۹	۰/۷۲	۰/۲	۰/۱

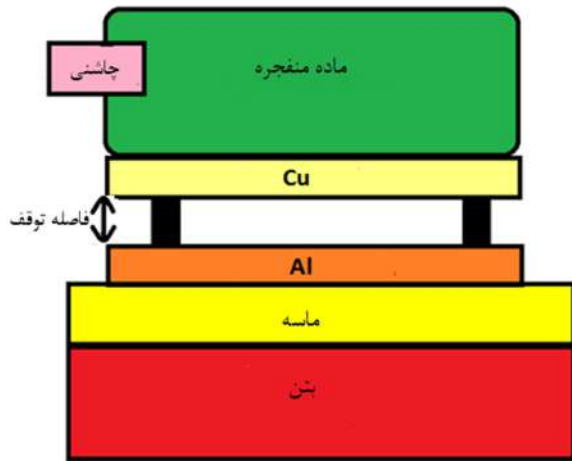
جدول 2- ترکیب شیمیایی برای مس (برحسب درصد وزنی)

Zn%	P%	Pb%	Sn%
۰/۱۱۹	۰/۰۸۹۲	۰/۰۱۲۳	۰/۹۲

2-2- انتخاب روش جوشکاری

در این مطالعه اتصال غیر هم‌جنس بین آلومینیوم سری 5000 و مس به روش جوشکاری انفجاری انجام‌گرفته است. شکل (1) نحوه تنظیم اولیه صفحات جهت انجام جوشکاری انفجاری را نشان داده است. ماده منفجره از نوع آماتول 10-90 با ترکیب تری نیترو تولوئن 10 درصد و نیترات آمونیم 90 درصد با سرعت 2504 متر بر ثانیه بوده است. چگالی مواد مورد استفاده 0/85 گرم بر سانتی‌متر مکعب با دانه‌بندی 200 میکرون بوده که در داخل یک جعبه چوبی با ابعاد مناسب در بالای ورق پرنده

شد. مدت زمان رسیدن به حالت پایدار 90 دقیقه است (ASTM G106).



شکل 1- نحوی تنظیم اولیه صفحات جهت انجام جوشکاری.

3- نتایج و بحث

3-1- بررسی ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری

تصاویر موج‌های ایجاد شده در راستای طولی اتصال در شکل (2) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود فصل مشترک اتصال در تمامی نمونه‌ها به صورت موجی کوتاه است. در نمونه‌ها با بار انفجاری 2 و 2/5، لایه ذوب موضعی در فصل مشترک دو فلز و به ترتیب با ضخامت 9 و 41 میکرومتر دیده می‌شود.

با افزایش فاصله توقف، سرعت صفحه پرنده بیشتر شده و تغییر شکل پلاستیک بیشتری در فصل مشترک اتصال اتفاق افتاده است همچنین انرژی جنبشی نیز افزایش یافته و ضخامت لایه ذوبی نمونه با بار انفجاری 2/5 نسبت به نمونه با بار انفجاری 1/5 با فاصله توقف 2 میلی‌متر، بیشتر شده است. قسمتی از انرژی جنبشی مصرفی در فصل مشترک به انرژی پتانسیل تبدیل شده و باعث می‌شود که ورق‌ها در طول سطح برخورد تغییر شکل داده، با افزایش انرژی جنبشی مصرفی، تغییر شکل پلاستیکی بیشتری در فصل مشترک ایجاد شده و با این افزایش، رفتار ماده به سیالیت بیشتری میل نموده که در نهایت منجر به ایجاد موج‌هایی با طول موج و دامنه بیشتر در فصل مشترک شده است.

2-3-2- آزمون میکروسکوپ الکترونی روبشی

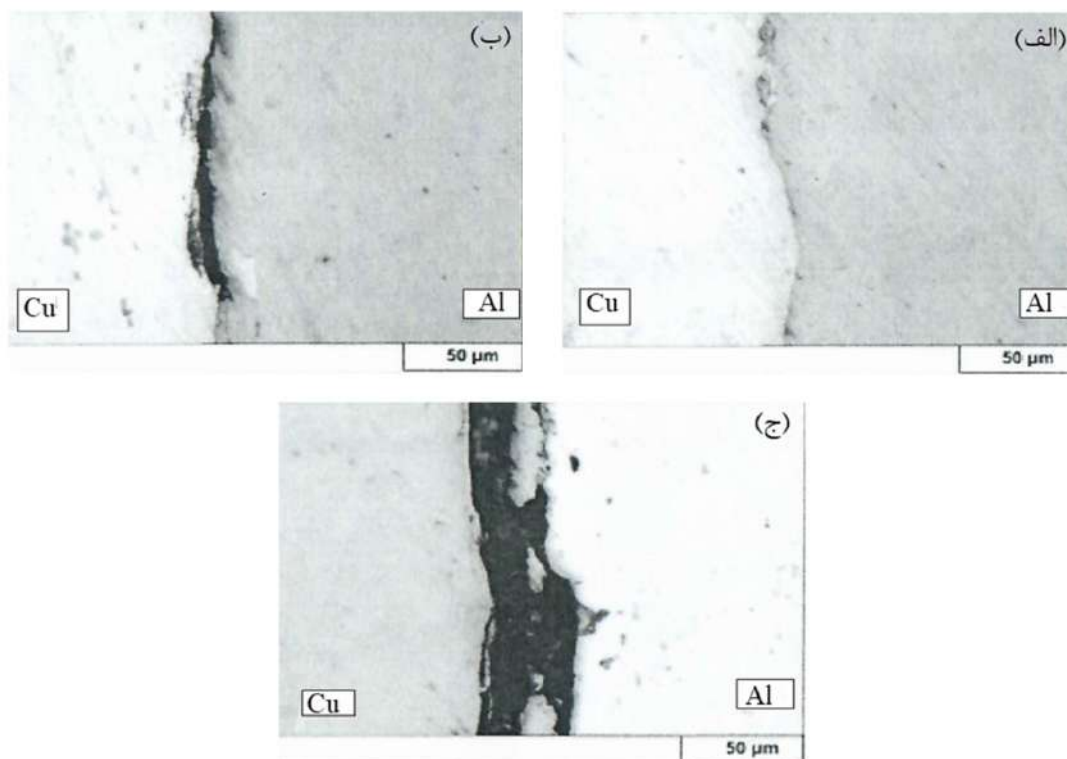
در این تحقیق از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل VEGA\\TESCAN-LMU جهت بررسی شکل لایه نفوذی و ترک‌های موجود استفاده شده است. همچنین از آنالیز EDS برای بررسی دقیق و شناسایی عناصر موجود ترکیبات و میزان آن‌ها در فصل مشترک استفاده شده است.

جدول 4- پارامترهای الکتروشیمیایی حاصل از منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک حاصل از جوش در محلول 3,5% NaCl در دمای محیط

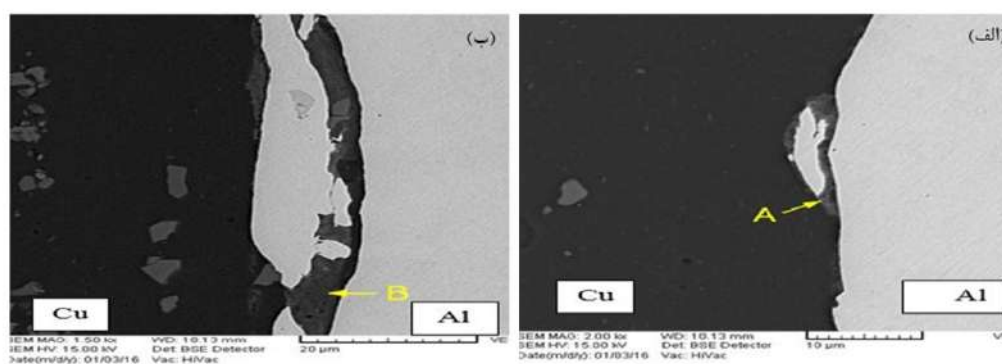
نمونه	β_a (mV dec ⁻¹)	i_{corr} (μA cm ⁻²)	E_{corr} (mV)	β_c (mV dec ⁻¹)
۱	۱۰۹	۱۱/۴۶	-۷۳۰	۲۱۰
۲	۱۰۳	۱۷/۶	-۷۵۸	۲۸۹
۳	۱۴۴	۲۶/۳	-۷۱۷	۲۲۸

2-4- آزمون الکتروشیمیایی

به منظور بررسی رفتار خوردگی قطعات جوش انفجاری شده در محلول 3/5% NaCl از یک پیل الکتروشیمیایی سه الکترودی با ظرفیت 500 mL برای آزمایش‌ها پلاریزاسیون و طیف‌نگاری امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) استفاده شد. از الکتروود کالومل فوق اشباع (SCE) به عنوان الکتروود مرجع و الکتروود پلاتین به منظور الکتروود کمکی استفاده شد. همه آزمایش‌ها الکتروشیمیایی با استفاده از دستگاه EG&G مدل M1025 ساخت کشور آمریکا و با نرم‌افزار Power suit 2.20.0 انجام شد. آزمایش‌ها پلاریزاسیون پتانسیودینامیک با نرخ روبش 1 mV/s از پتانسیل ابتدایی 250 mV- پایین‌تر از پتانسیل مدارباز تا پتانسیل نهایی 250 mV بالاتر از پتانسیل مدارباز جهت تعیین پتانسیل و جریان خوردگی انجام شد (ASTM G59-97). آزمایش طیف‌نگاری امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) در محدوده فرکانس 100 KHz تا 10 mHz و با دامنه 10 mV حول پتانسیل مدارباز با استفاده از دستگاه EG&G مدل M1025 ساخت کشور آمریکا انجام شد. از نرم‌افزار ZSimpWin 3.22 به منظور تحلیل نتایج EIS استفاده



شکل 2- تصویر میکروسکوپ نوری نمایانگر فصل مشترک اتصال: الف- نمونه اول ب- نمونه دوم ج- نمونه سوم



شکل 3- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمایانگر فصل مشترک اتصال نمونه با فاصله توقف 2/5 میلی متر و بار انفجاری 1/5:

الف- منطقه A ب- منطقه B

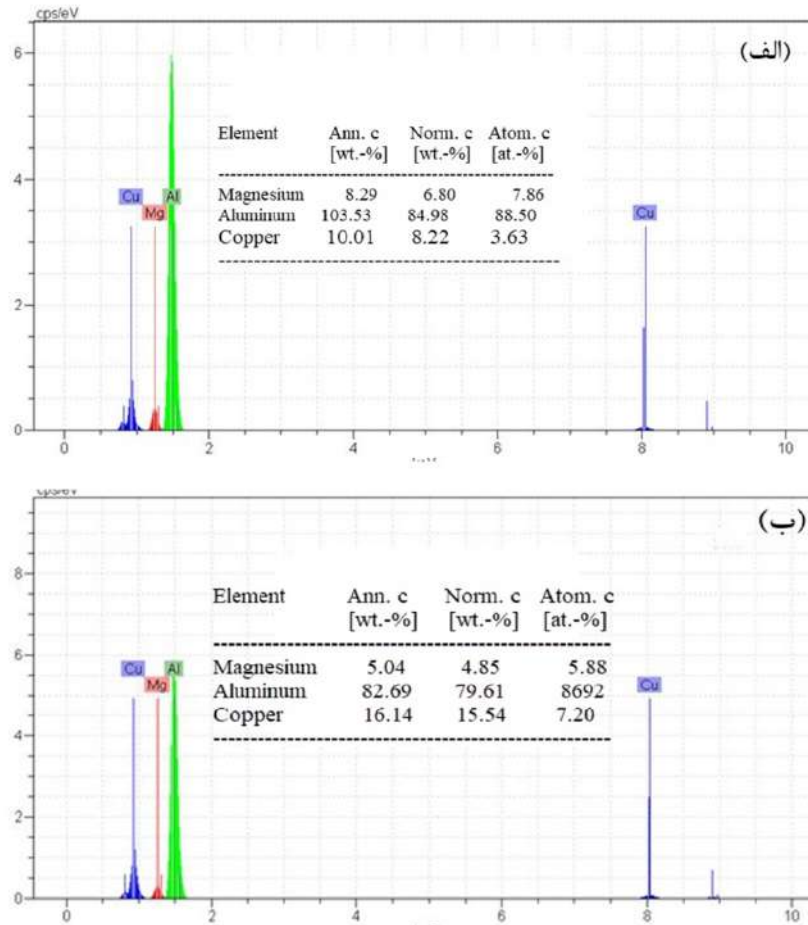
مطابق تصاویر نشان داده شده فصل مشترکی موجی-کوتاه در این آزمون‌ها ایجاد شده است. با توجه به تصاویر ضخامت لایه ذوبی در فصل مشترک با افزایش بار انفجاری از 1/5 تا 2/5 به ترتیب از 10 تا 40 میکرومتر افزایش می‌یابد و این نشان‌دهنده این است که با افزایش بار انفجاری، ضخامت لایه ذوبی در فصل مشترک افزایش می‌یابد. در شکل‌های (4 و 7) نیز آنالیز عنصری با پرتوایکس ترکیبات موجود در فصل مشترک نشان داده شده است. ترکیبات ساختار بین فلزی در نمونه با بار انفجاری 1/5 شامل 86/92 درصد اتمی آلومینیوم و 7/60 درصد

خاززاده و لوریو نیز در تحقیقات خود نشان دادند که با افزایش فاصله توقف و ضخامت بار انفجاری سرعت صفحه پرنده بیشتر شده و در اثر تغییر شکل پلاستیکی، فصل مشترک موجی تر می‌شود [13-14].

2-3- بررسی ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ

الکترونی روبشی

شکل‌های (3 تا 7) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی فصل مشترک نمونه‌ها با بار انفجاری مختلف را نشان می‌دهد.

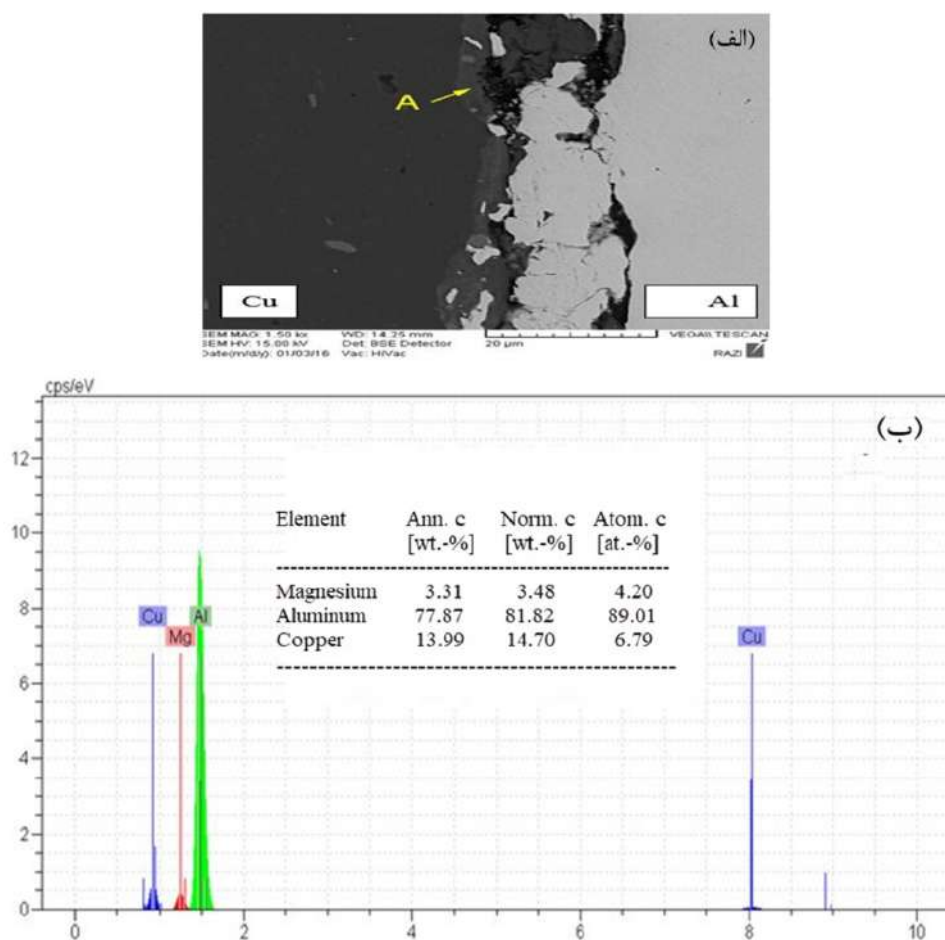


شکل 4- آنالیز EDS از ترکیبات بین فلزی مشخص شده نمونه در شکل 3- الف - منطقه A، ب - منطقه B.

مشابه خود در جوشکاری انفجاری نشان دادند که با افزایش فاصله توقف، دما در محل برخورد بسیار افزایش یافته است و باعث نزدیک شدن دمای محل برخورد به دمای نقطه ذوب فلزات و نهایتاً گردابه‌های مذاب شده است و با انجماد گردابه‌های مذاب لایه‌های بین فلزی افزایش یافته و ضخامت لایه ترکیبات بین فلزی فصل مشترک اتصال نیز افزایش یافته است. تغییر در شرایط برخوردی خصوصاً تغییر در زاویه دینامیکی برخورد بوده که باعث تغییر شرایط فصل مشترک و شکل آن شده است [14-16].

در اثر برخورد صفحه پرنده، انرژی جنبشی مصرفی به انرژی پتانسیل تبدیل شده و منجر به تغییر شکل سطوح برخوردی شده است. اگر مقدار تغییر شکل پلاستیک کافی نباشد، موج‌های کوتاه ایجاد شده و منطقه ذوب موضعی پدیدار نمی‌شود. با

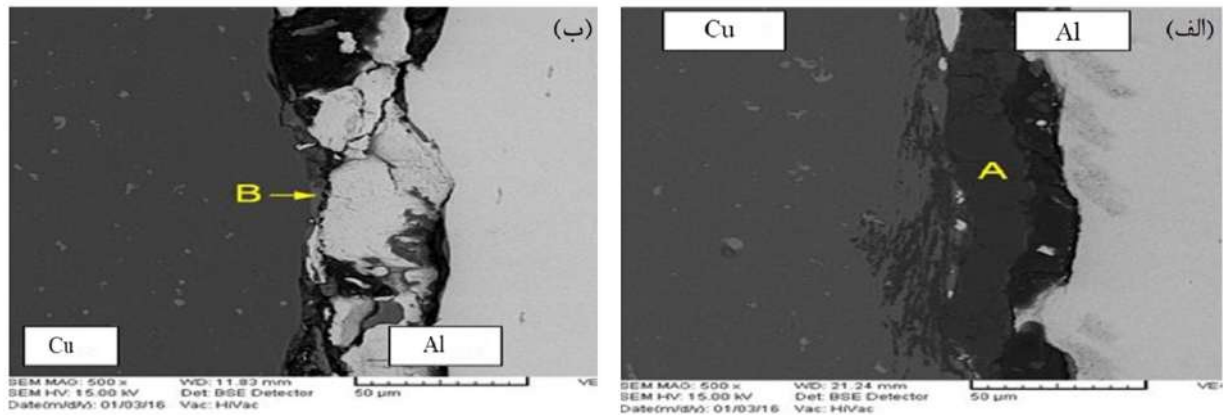
اتمی مس، در نمونه با بار انفجاری 2 شامل 89/01 درصد اتمی آلومینیوم و 6/79 درصد اتمی مس و در نمونه با بار انفجاری 2/5 شامل 45/74 درصد اتمی آلومینیوم و 54/26 درصد اتمی مس است. نتایج این آنالیزها نمایانگر ایجاد ترکیبی در مناطق موضعی از آلیاژ، بوده است. برای ترکیبات غیر هم‌جنس بر اساس انعکاس جت از صفحه با چگالی کمتر، فشار به‌طور عمده روی صفحه با چگالی بالاتر اعمال شده و در نتیجه گردابه تشکیل شده در عقب موج بیشتر حاوی مواد صفحه واسط و گردابه تشکیل شده در جلوی امواج بیشتر حاوی مواد صفحه پایه است. همچنین نتایج نشان می‌دهد که آنالیز این ترکیبات در مجاورت امواج مختلف با تغییر پارامترهای جوشکاری تغییر نموده و غیرهمگن شده که در تصاویر قابل مشاهده است. محققین دیگر مانند لوریو، وانگ و امینی نیز در بررسی‌های



شکل 5- الف- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روشی نمایانگر فصل مشترک اتصال نمونه با فاصله توقف 2/5 میلی متر و بار

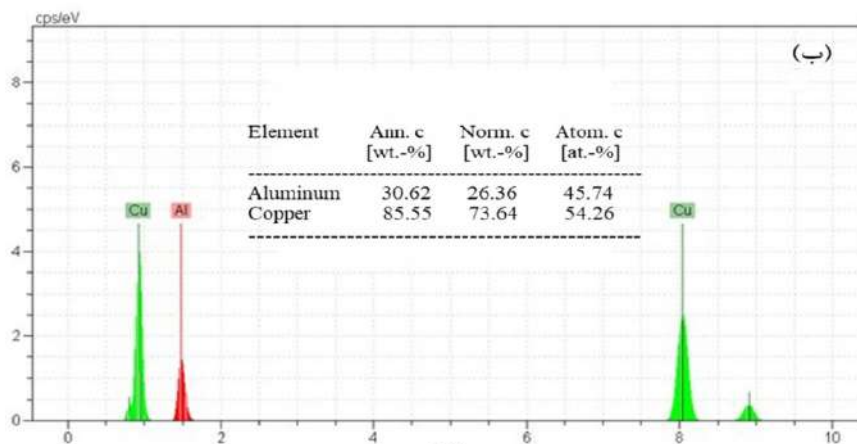
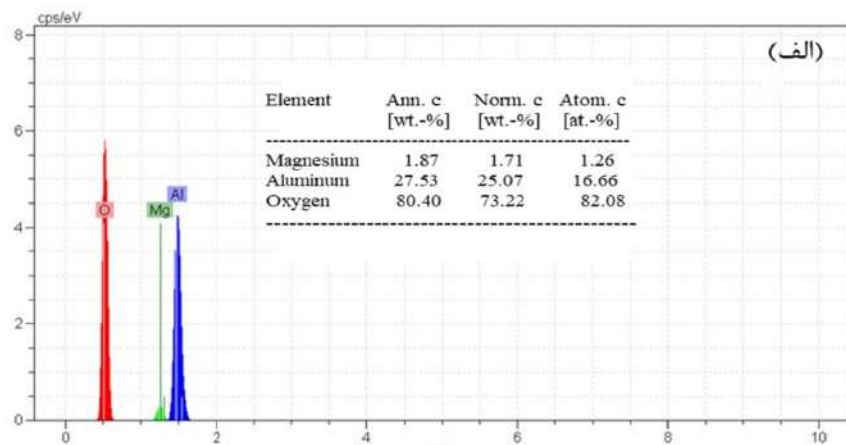
ضریب هدایت حرارتی آلومینیوم کمتر از ضریب هدایت حرارتی مس است، در هنگام سرد شدن، این ترکیبات در یک سمت امواج متمرکز و به جهت انتقال حرارت بیشتر در سمت مس مشاهده شده‌اند. آنالیز توزیع انرژی پرتوایکس نیز برای نمونه از داخل منطقه نشان داده شده، صورت پذیرفت. نتایج این آنالیزها نمایانگر ایجاد ترکیبی در مناطق موضعی از آلیاژ، بوده است. برای ترکیبات غیرهم جنس بر اساس انعکاس جت از صفحه با چگالی کمتر، فشار به طور عمده روی صفحه با چگالی بالاتر اعمال شده و در نتیجه گردابه تشکیل شده در عقب موج بیشتر حاوی مواد صفحه واسط و گردابه تشکیل شده در جلوی امواج بیشتر حاوی مواد صفحه پایه است. با افزایش میزان انفجاری از 1/5 تا 2/5 مشاهده می‌شود که تغییرات در میزان غلظت مس و آلومینیوم به شدت افزایش می‌یابد و همچنین ضخامت لایه ذوب موضعی نیز افزایش می‌یابد.

افزایش انرژی جنبشی برخوردی تغییر شکل شدید در زیر و تاج موج ایجاد شده و در نتیجه فشارهای برخوردی بالا، گردابه‌ها در فصل مشترک اتصال ایجاد شده و این گردابه‌ها ممکن است در برخی مناطق فصل مشترک ایجاد مناطق ذوب موضعی نماید. بر اساس گفته تامهانکار و همکارانش حرارت داخلی ایجاد شده بر اساس فشار بالای ناشی از امواج شوکی انفجار و تغییر شکل پلاستیکی شدید و ایجاد گرمای بی‌دررو در اثر گیر افتادن گردابه در جلوی جبهه برخی امواج در اثر استحاله انرژی جنبشی به انرژی حرارتی در طول برخورد و یا حرارت آدیاباتیک ناشی از گازهای محبوس مابین صفحات ایجاد شده است [17]. این مناطق موضعی با فلز سرد اطراف احاطه شده و تحت سرعت سرد شدن بالایی در حد 10^5-10^7 k/s قرار دارند. از آنجایی که به دلیل تفاوت در چگالی و سرعت اشاعه موج در دو فلز، شکل امواج دارای تقارن کامل نیستند و همچنین



شکل 6- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمایانگر فصل مشترک اتصال نمونه. فاصله توقف 2/5 میلی متر و بار انفجاری 2/5:

الف- منطقه A ب- منطقه B



شکل 7- آنالیز EDS از ترکیبات بین فلزی مشخص شده نمونه در شکل 6- الف- منطقه A ب- منطقه B

محلول آب دریا در شکل (8) نشان داده شده است. مقادیر پتانسیل خوردگی (E_{corr}) که از روی نمودار و چگالی جریان خوردگی (i_{corr}) که با استفاده از روش برون یابی تافل محاسبه شده است، در جدول (4) گزارش شده است. نتایج نشان داده که با افزایش بار انفجاری چگالی جریان خوردگی از 11/46 به 26/3 میکرو آمپر بر سانتی متر مربع افزایش یافته است.

لوریو و امینی نیز در تحقیقات مشابه جوشکاری انفجاری مس و آلومینیوم نیز به نتایج مشابه دست یافتند [14 و 16].

3-3- آزمون خوردگی الکتروشیمیایی

3-3-1- آزمون پلاریزاسیون پتانسیوداینامیک

رفتار پلاریزاسیون الکترو شیمیایی اتصال آلومینیوم - مس در

فلزات غیرهمجنس نشان دادند که سرعت حرکت صفحه پرنده و زاویه دینامیکی برخورد با افزایش فاصله توقف و بار انفجاری افزایش یافته و در نتیجه انرژی جنبشی برخوردی افزایش می‌یابد. فاصله توقف و بار انفجاری بیشتر نمایانگر افزایش میزان انرژی جنبشی برخوردی انتقال یافته به فصل مشترک است و افزایش انرژی باعث افزایش سرعت خوردگی شده است [18-20].

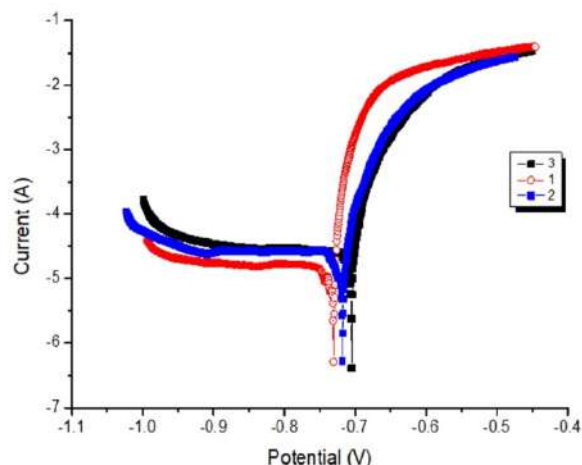
3-3-2- آزمون طیف‌نگاری امپدانس الکتروشیمیایی

طیف‌نگاری امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) به منظور بررسی لایه سطحی ایجادشده توسط نمونه‌ها در محیط خورنده به کار گرفته شد. نمودارهای نایکوئیست مربوط به نمونه‌های جوشکاری انفجاری شده در شکل (9) نشان داده شده است. داده‌های EIS با استفاده از مدار معادل ارائه شده در شکل (10) که به طور مطلوبی با نتایج تجربی تطابق داشت حاصل شده و در جدول (5) مشاهده می‌شوند.

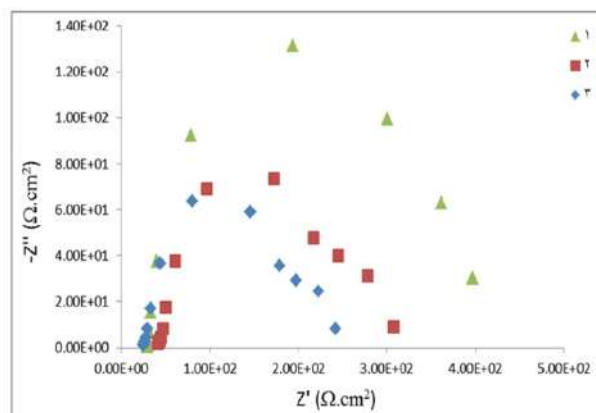
جدول 5- داده‌های EIS حاصل شده از جوش انفجاری در محلول 3,5% NaCl در دمای محیط.

نمونه	C_{dl} ($\mu F cm^{-2}$)	R_p (Ωcm^2)	R_s (Ω)	n
۱	۵۳/۷۱	۴۰۰/۳	۵/۰۱	۰/۸۸
۲	۴۲/۲۱	۳۰۴/۴	۶/۷۶	۰/۸۳
۳	۴۴/۰۵	۲۵۷/۶	۵/۸۲	۰/۸۰

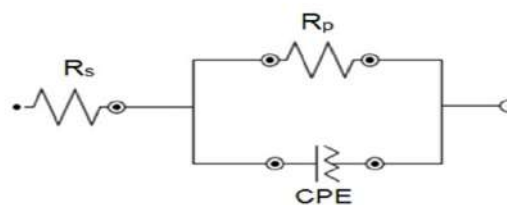
n در جدول (5) نشان‌دهنده همگنی سطح است، هرچقدر سطح همگن‌تر باشد این عدد به یک نزدیک‌تر است و هرچقدر این عدد بزرگ‌تر باشد انتظاری رود جریان خوردگی کمتر باشد. با توجه به شکل‌های (3) تا (7) مشاهده می‌شود نمونه با بار انفجاری 1/5 ضخامت لایه ذوبی کمتری نسبت به دیگر نمونه‌ها داشته، در نتیجه در جدول (5) مدار مقدار n آن بیشتر است. با افزایش بار انفجاری، سرعت برخورد بالاتر، انرژی جنبشی بالای فصل مشترک و کار سختی شدیدتر شده و در نتیجه نمونه با بار انفجاری بیشتر دارای مقاومت به خوردگی کمتری بوده که



شکل 8- مقایسه نمودار پلاریزاسیون تافل نمونه‌های اتصال و فلزات پایه



شکل 9- منحنی‌های نایکوئیست نمونه‌های حاصل از جوش انفجاری



شکل 10- دیاگرام مدار معادل الکتریکی استفاده شده برای مدل‌سازی رفتار فصل مشترک فلز/محلول

سرعت حرکت صفحه پرنده و زاویه دینامیکی برخورد با افزایش فاصله توقف افزایش یافته و در نتیجه انرژی جنبشی برخوردی نیز افزایش یافته است. افزایش انرژی این نمونه باعث افزایش سرعت خوردگی شده است. محققان دیگر مانند مودالی، کهرمان و نوربخش نیز در بررسی خوردگی اتصالات انفجاری

Roznov pod Radhostem Czech Republic, EU, Vol. 18, 2010.

3- M. Honarpisheh, M. Asemabadi, M. Sedighi, "Investigation of annealing treatment on the interfacial properties of explosive welded Al/Cu/Al multilayer method", *Materials and Design*, Vol. 37, pp. 122-127, 2012.

4- M. Honarpisheh, M. Asemabadi, M. Sedighi, "Investigation of cold rolling influence on the mechanical properties of explosive-welded Al/Cu bimetal", *Materials science and Engineering A*, Vol. 37, pp. 144-149, 2012.

5- B. Gulenc, "Investigation of interface properties and weldability of aluminum and copper plates by explosive welding method", *Materials and Design*, Vol. 29, pp. 275-278, 2008.

6- A. Tajyar, A. Masoumi, "Investigation of mechanical properties of bimetallic square tubes produced by shape rolling of Al/Cu circular pipes", *Journal of Mechanical Science and Technology*, Vol. 30, pp. 4299-4306, 2016.

7- M. R. Khanzadeh, S. J. Mohammadi Baygi, S. R. Kiahoseyni, H. bakhtiyari, M. Allahdadi. "Effects of heat treatment on the microstructure and metallurgical properties of the explosively bonded 304 stainless steel-Ck45 steel", *International Journal of Damage Mechanics*, pp. 275-278, 2016.

8- N. Kengkla, N. Tareelap, Proc Conf 1st Mae Fah Luang University, 2012.

9-U. Kamachi Mudali, B. M. Ananda Rao, K. Shanmugam, R. Natarajan, B. Raj, "Corrosion and microstructural aspects of dissimilar joints of titanium and type 304L stainless steel", *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 321, pp. 40-48, 2003.

10- M. Acarer, "Electrical, Corrosion, and Mechanical Properties of Aluminum-Copper Joints Produced by Explosive Welding", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 21, pp. 2375-2379, 2012.

11-N. Kahramana, B. Gulenc, "Joining of titanium/stainless steel by explosive welding and effect on interface", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 169, pp. 127-133, 2005.

12-G. Sui, J. Li, H. Li, F. Sun, T. Zhang, H. Fu. "Investigation on the explosive welding mechanism of corrosion-resisting aluminum and stainless steel tubes through finite element simulation and experiments", *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, Vol. 19, pp. 151-158, 2012.

13- M. R. K. G. Shiran, H. Bakhtiari, S. A. A. Mousavi, G. Khalaj, S. M. Mirhashemi, "effect of stand-off distance on the mechanical and metallurgical properties of explosively bonded 321 austenitic stainless steel-1230 aluminum alloy tubes", *Materials Research*, Vol. 20, pp. 291-302, 2017.

14- A. Loureiro, R. Mendes, J. B. Ribeiro, R. M. Leal, "Effect of explosive ratio on explosive welding quality of copper to aluminium", *Ciência Tecnologia dos Materiais*, Vol. 29, pp. 46-50, 2017.

15- H. Wang, Y. Wang, "High-velocity impact welding process: A Review", *Metals*, Vol. 144, pp. 2-18, 2019.

در نمودار شکل پلاریزاسیون و جدول (4) این موضوع در تطابق با شکل (9) و جدول (5) است. با توجه به تصاویر میکروسکوپ نوری، با افزایش بار انفجاری ضخامت لایه ذوب موضعی به تدریج افزایش می یابد و همچنین با توجه به نتایج آنالیز عنصری، با افزایش میزان بار انفجاری میزان تغییر در ترکیب شیمیایی لایه ذوب موضعی با زمینه افزایش می یابد که منجر به افزایش پتانسیل خوردگی گالوانیک می شود که در نتیجه مقاومت به پلاریزاسیون فلز را کاهش می دهد [21].

4- نتیجه گیری

در این پژوهش بررسی رفتار خوردگی و تغییرات ریزساختاری دولایه ورق های آلومینیوم 5000- مس با فرایند جوشکاری انفجاری با بار انفجاری مختلف انجام و نتایج زیر حاصل شد:
- نتایج نشان داده که فصل مشترک تمامی نمونه ها به شکل موجی کوتاه است. با افزایش بار انفجاری ضخامت لایه ذوبی در فصل مشترک افزایش می یابد.

- در بررسی های انجام گرفته توسط منحنی های پلاریزاسیون تافل در نمونه های جوش شده، کمترین سرعت خوردگی مربوط به نمونه با بار انفجاری $1/5$ و بیشترین سرعت خوردگی مربوط به نمونه با بار انفجاری $2/5$ است، دلیل این امر آن است که در نمونه با بار انفجاری $2/5$ ، با افزایش بار انفجاری در نتیجه انرژی جنبشی برخوردی نیز افزایش یافته و تغییر شکل پلاستیکی شدیدی در فصل مشترک اتصال ایجاد شده است. این موضوع باعث شده که مقاومت خوردگی نمونه با بار انفجاری $2/5$ کمتر از نمونه با بار انفجاری $1/5$ باشد.

- نتایج آزمون امپدانس در نمونه های جوش شده نشان داده با افزایش ضخامت لایه ذوبی در فصل مشترک و افزایش تغییر شکل پلاستیک مقدار n کاهش یافته و نمونه با بار انفجاری $2/5$ بیشترین میزان خوردگی را داشته است.

منابع

1-B. Crossland, "Explosive Welding of Metals and Its Applications", 1982.

2- M. Benak, M. Turna, M. Ozvold, P. Nesvadba, J. Lokaj, L. Caplovic, F. Kovac, V. Stoyka, "Study of Al-austenitic steel boundary formed by explosion welding",

- microstructural aspects of dissimilar joints of Ti-6Al-4V and Al plates", *International Journal of Impact Engineering* 34, pp.1423-1432, 2007.
- 20- A. Norbakhsh, M. R. Khanzadeh GharahShiran, A. Saadat, H. Bakhtiari, " Investigating the effect of explosive welding variables on the corrosion behavior of explosive joint of two-layered inconel 718-AISI H13 hot work to steel plates in salty environment", *Journal of Environmental Friendly Materials*, Vol. 2, pp. 21-27, 2018.
- 21- M. Meyers, V. F. Nesternko, "Shear localization in dynamic deformation of materials: micro structural evolution and self-organization", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 317, pp. 204-225, 2001.
- 16-H. Amani, M. Soltanieh, "Intermetallic phase formation in explosively welded Al/Cu bimetals", *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 47, pp. 2524-2534, 2016.
- 17-M.Acarer, B. Demir, "An investigation of mechanical and metallurgical properties of explosive welded aluminum-dual phase steel", *Materials Letter*, Vol. 62, pp. 4158-4160, 2008.
- 18- U. K. Mudali, B. M. A. Rao, K. Shanmugam, R. Natarajan, "Corrosion and microstructural aspects of dissimilar joints of titanium and type 304L stainless steel", *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 321, pp. 40-48, 2003.
- 19- B. Kahramana, G. ulenc, "Corrosion and mechanical-



علوم و فناوری جوئکاری ایران



Joining of the 5083 aluminum alloy using the bobbin tool friction stir welding technique



N. Taheri Moghaddam, A. Rabieezadeh*^{ID}, A. Khosravifard, L. Ghalandari


Department of Materials Engineering, Shiraz Branch, Islamic Azad University, Shiraz, Iran.

Received 18 August 2021 ; Accepted 9 October 2021

Abstract

Friction stir welding with bobbin tool is a technique of friction stir welding method that has a great potential for developing applications of this method due to having an extra shoulder. Sheets of 5083 aluminum alloy with a thickness of 3 mm were welded using the bobbin tool friction stir welding method to assess the feasibility of similar joining. The effect of different process variables such as shoulder pinching gap, transverse speed and tool rotation speed was investigated. The results showed that a sound joint is achieved at a transverse speed of 13 mm / min and a tool rotation speed of 1350 rpm. The results of tensile test showed that the obtained joint efficiency is 94.5%, which is higher than the joint efficiency of fusion methods and comparable to the joint efficiency of conventional friction stir welding. Microscopic evaluation of the fracture surface of welded specimens showed that the dominant fracture mechanism is ductile fracture.

Keywords: Friction stir welding, bobbin tool, aluminum alloy, joint efficiency, microstructure.

 Corresponding Author: rabieezadeh@iaushiraz.ac.ir



اتصال آلیاژ آلومینیم 5083 به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با ابزار دوکی

شکل

نوراله طاهری مقدم، امین ربیعی زاده^{ID*}، سیدعلی خسروی فرد، لاله قلندری

گروه مهندسی مواد، واحد شیراز، دانشگاه آزاد اسلامی، شیراز، ایران.

دریافت مقاله: 1400/05/27؛ پذیرش مقاله: 1400/07/17

چکیده

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با ابزار دوکی شکل تکنیکی از روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی می باشد که به دلیل داشتن یک شانه اضافه، پتانسیل بالایی برای توسعه کاربردهای آن دارد. از این رو، به منظور ارزیابی امکان اتصال همجنس آلیاژ آلومینیم 5083، ورق هایی به ضخامت 3 میلی متر از این آلیاژ به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با ابزار دوکی شکل، جوشکاری شدند. اثر متغیرهای مختلف فرایند نظیر فاصله بین شانه ها، سرعت پیشروی و سرعت چرخش ابزار مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که اتصال سالم در سرعت پیشروی 13 mm/min و سرعت چرخش ابزار 1350 rpm بدست می آید. نتایج آزمون کشش نشان داد که راندمان اتصال بدست آمده 94/5% است که از راندمان اتصال روش های ذوبی بیشتر و قابل مقایسه با راندمان اتصال با روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی معمولی است. ارزیابی میکروسکوپی سطح شکست نمونه های جوشکاری شده نشان داد که مکانیزم شکست غالب، شکست نرم می باشد.

کلمات کلیدی: جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، ابزار دوکی شکل، آلیاژ آلومینیم، راندمان اتصال، ریزساختار.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: rabieezadeh@iaushiraz.ac.ir

1- مقدمه

سبب ایجاد کاربردهای متعددی برای این روش در صنایع حمل و نقل جاده ای، دریایی و هوایی شده است. ماهیت این روش ایجاب می کند که به دلیل نیروی عمودی بسیار زیادی که در حین اجرای فرایند بر قطعه وارد می شود، برای جلوگیری از تغییر شکل آن، استفاده از یک صفحه پشت بند صلب هنگام جوشکاری اجتناب ناپذیر باشد. بدین ترتیب، استفاده از این روش در کاربردهایی نظیر جوشکاری قطعات دارای انحنا و قطعات بزرگ (مانند مخزن سوخت موشک) و مقاطع بسته

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی روشی پیشرفته و تکامل یافته است که در سال 1991 توسط موسسه جوشکاری انگلستان معرفی شد. این روش توانایی ویژه ای در جوشکاری آلیاژهای آلومینیم دارد. در مقایسه با روش های متداول جوشکاری ذوبی، این روش برتری های بسیاری دارد که از آن جمله می توان به عدم تشکیل قوس الکتریکی، عدم تولید دود و پاشش در حین جوشکاری، عدم تشکیل عیوب انجمادی، اعوجاج و تنش پسماند کم و خواص مکانیکی عالی اشاره کرد. این ویژگی ها

می‌باشد؛

- بسیاری از بررسی‌های انجام شده در زمینه BT-FSW به صورت مستقل و مجزا بوده، به گونه‌ای که جمع آوری و ساختن مدلی مناسب برای مهندسی تولید را دشوار می‌سازد [11].

برای بدست آوردن نتایج متمرکز و پیشبرد دانش فنی در این راستا، پژوهش‌هایی بر روی آلیاژهای آلومینیم سری 1xxx، 6xxx، 7xxx و حتی مس خالص تجاری توسط این تیم پژوهشی با موفقیت انجام شده است [12-14]. در ادامه این بررسی‌های هدفمند، اتصال آلیاژ آلومینیم سری 5xxx، به عنوان یکی از آلیاژهای پرکاربرد آلومینیم، مورد ارزیابی قرار گرفت. آلیاژهای آلومینیم سری 5xxx، در عین سختی و استحکام بالا، مقاومت به خوردگی خوبی در برابر آب دریا و پاشش نمکی از خود نشان می‌دهند. این ویژگی‌ها سبب شده است که این آلیاژ به عنوان انتخاب اولیه برای ساخت سازه‌های بزرگ دریایی مورد استفاده قرار گیرد. GTAW و GMAW به دلیل راحتی اجرا و داشتن صرفه اقتصادی، روش‌های جوشکاری متداول برای این دسته از آلیاژها می‌باشد. با این حال، علاوه بر عیوب متداول نظیر اعوجاج و تخلخل، مشکلات جدی دیگری نظیر ترک گرم و نرم شدن در ناحیه جوش و ناحیه متأثر از حرارت در جوشکاری ذوبی این دسته از آلیاژها رخ می‌دهد. بررسی‌هایی در خصوص ارزیابی کیفیت اتصال آلیاژ آلومینیم 5083 توسط محققین صورت گرفته است که خلاصه‌ای از این تلاش‌ها در جدول (1) قابل مشاهده است.

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی راه حلی مقرون به صرفه برای اتصال آلیاژهایی با استحکام بالا و شکل پذیری خوب است. از طرفی مزایای تکنیک BT-FSW در مقایسه با CFSW بر کسی پوشیده نیست. بدین ترتیب هدف اصلی این پژوهش، ارزیابی کیفیت اتصال همجنس آلیاژ آلومینیم 5083 به صورت دو طرفه با استفاده از تکنیک BT-FSW به عمل آمده است. برای سنجش خواص اتصال از آزمون‌های بازرسی چشمی، رادیوگرافی، کشش، خمش، سختی سنجی و متالوگرافی استفاده شد و نتایج آن‌ها با نتایج بدست آمده توسط سایر پژوهشگران مورد مقایسه

(نظیر قطعات توخالی)، که استفاده از صفحه پشت‌بند بسیار سخت و یا در مواردی غیرممکن می‌باشد، با محدودیت‌هایی مواجه گردد [1-5].

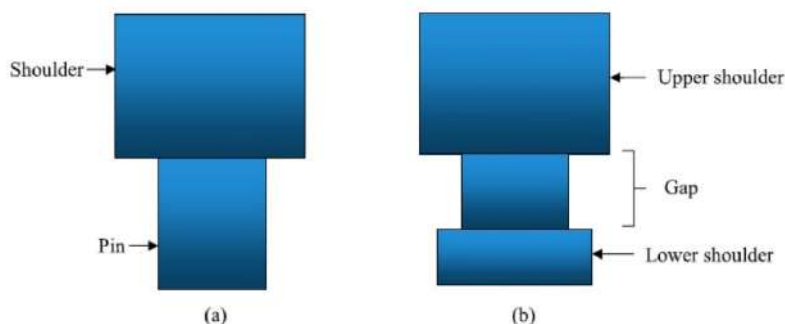
جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با ابزار دوکی شکل تکنیکی از روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی متداول است. از این تکنیک می‌توان برای جوشکاری سازه‌هایی دارای انحنا پیچیده و مقاطع بسته استفاده کرد. در این حالت با افزودن یک شانه اضافه در انتهای ابزار، نیاز به صفحه‌ای صلب در پشت قطعه مرتفع گردیده و سبب گسترش کاربردهای بالقوه جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی در صنایع مختلفی نظیر صنایع هوافضا، صنایع ریلی، صنایع دریایی و خودروسازی می‌شود (شکل 1). BT-FSW در مقایسه با CFSW دارای مزایای عمده‌ای نظیر عدم تشکیل ترک در ریشه، نفوذ کامل جوش، حرارت ورودی متقارن و متعادل، اعوجاج کمتر و امکان استفاده از ماشین‌ها و فیکسچرهایی با صلبیت کمتر سبب می‌شود که این روش به روشی با چشم‌اندازهای وسیع توسعه‌ای تبدیل شود. در حال حاضر، پژوهش‌های متعددی بر روی BT-FSW گزارش شده است، درحالی‌که گسترش کاربردهای روزافزون این روش در گرو فاکتورهایی چون عمر ابزار، پایداری فرایند، پیچیدگی کنترل و هزینه اجرای آن می‌باشد [6-10].

تا کنون، پژوهش‌های متعددی بر روی BT-FSW به ویژه بر روی اتصال آلیاژهای آلومینیم گزارش شده است، اما کاربردهای رو به گسترش آن همچنان محدود است. که دلایل احتمالی آن عبارتند از:

- ناحیه پین ابزار دوکی شکل در حین فرایند جوشکاری، تنش‌های کششی چند محوره، پیچش و خمش را تجربه می‌کند که مجموعه این عوامل منجر به سایش شدید ابزار و حتی در برخی موارد شکست آن می‌شود؛

- سیستم کنترل تکنیک BT-FSW بسیار پیچیده‌تر از CFSW است و بهبود دستگاه‌های موجود نیازمند صرف هزینه‌های زیادی می‌باشد؛

- عیوب ورود و خروج ابزار، تشکیل حفره و عدم پایداری فرایند به ویژه در جوشکاری ورق‌های نازک مستعد وقوع



شکل 1- تصویر شماتیک ابزار در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی الف-متداول و ب-ابزار دوکی شکل [8].

جدول 1- خلاصه‌ای از پژوهش‌های انجام شده در زمینه اتصال آلیاژهای آلومینیم سری 5xxx.

مرجع	سال	نتایج	اتصال	ماده
[24]	2007	کاهش حرارت اصطکاکی سبب کاهش اندازه دانه و به تبع آن افزایش شکل پذیری می‌شود.	FSW-Similar	AA5083-O
[25]	2008	سرعت چرخش ابزار عامل اصلی تاثیر گذار بر گشتاور ابزار، دما، نیروی اصطکاکی و در نتیجه استحکام کششی و رفتار خستگی است.	FSW-Similar	AA5083-H321
[26]	2009	سرعت جوشکاری در روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، کمتر از روش‌های ذوبی است. خواص مکانیکی جوش بدست آمده از روش اصطکاکی اغتشاشی به عوامل متعددی نظیر سرعت پیشروی، سرعت چرخش ابزار، سرعت سرد شدن قطعه و دمای ذوب قطعه وابسته است.	FSW-Similar FSW-Dissimilar	AA5083-H112 AA5083-H116 AA5383-H112 AA5383-H116
[27]	2011	پارامترهای مختلف جوشکاری بر ریزساختار و خواص مکانیکی ناحیه اتصال تاثیر می‌گذارند و جوشکاری ورق‌های نازک در محدوده وسیعی از متغیرها با موفقیت صورت می‌پذیرد.	FSW-Similar	AA5083-H111 AA5182-H111
[28]	2012	افزودن ذرات SiC در حین جوشکاری به دلیل اثر قفل کنندگی ذرات، منجر به کاهش بیشتر اندازه دانه در ناحیه اغتشاشی می‌شود.	FSW-Similar	AA5083-H32
[29]	2013	عدم تقارن شدید خواص مکانیکی در نواحی پیشرو و پسرو و تایید آن توسط شبیه سازی	FSW-Similar	AA5083-H
[30]	2015	از روش RSM برای تعیین اثر متغیرهای فرآیند بر خواص مکانیکی اتصال استفاده شد.	FSW-Similar	AA5083-O
[31]	2016	در نتیجه سرد کردن قطعه جوشکاری در آب، اندازه دانه تا 800 نانومتر کاهش یافت و همچنین سبب بهبود خواص مکانیکی شد.	FSW-Similar	AA5083-H19
[32]	2016	بهینه‌سازی خواص مکانیکی ناحیه اتصال بر اساس روش تاگوچی نشان داد که موثرترین متغیرها سرعت پیشروی و سرعت چرخش ابزار هستند.	FSW-Similar	AA5083-H321
[33]	2017	استحکام کششی جوش به روش FSW، 4-3 بار بیشتر از TIG است.	FSW-Similar TIG-Similar	AA5083-T4
[34]	2018	حضور ذرات بزرگتر سبب تشکیل مرزدانه‌های بزرگ زاویه و ریزساختار تبلور مجدد اتفاقی در ناحیه اغتشاشی می‌شود.	FSW-Similar	AA5083-O
[35]	2018	در سرعت پیشروی ابزار ثابت (40 mm/min)، بهترین سرعت چرخش ابزار 1200 rpm می‌باشد.	FSW-Similar	AA5083
[36]	2018	حد تحمل خستگی برای قطعات FSP شده بیشتر از حد تحمل خستگی برای قطعات FSW شده می‌باشد.	FSW-Similar FSP-Similar	AA5083-H111

قرار گرفت.

ابعاد $100 \times 200 \text{ mm}$ برش داده شدند. ترکیب شیمیایی این آلیاژ، بر اساس آزمون کوانتومتری انجام شده بر روی فلز پایه، در جدول (2) نشان داده شده است. این ورق‌ها به صورت همجنس با روش BT-FSW جوشکاری شدند. ابعاد فلز پایه $100 \times 20 \text{ mm}$ انتخاب شد تا پس از جوشکاری سر به سر

2- مواد و روش‌ها

از آلیاژ آلومینیم 5083-H321 با ضخامت 3 mm به عنوان فلز پایه در این پژوهش استفاده شد. این ورق‌ها به قطعاتی با

انتخاب پارامترهای جوشکاری، براساس مطالعه نتایج سایر پژوهشگران، خواص مکانیکی فلز پایه، تجربه به دست آمده از کارهای قبلی و شرایط قطعه پس از جوشکاری می‌باشد.

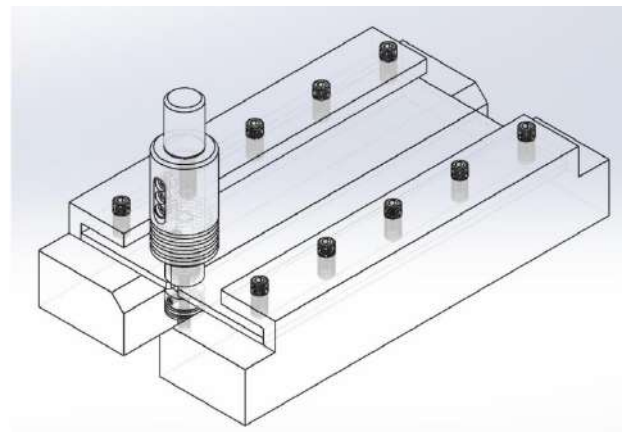
پس از جوشکاری، برای اطمینان از سلامت قطعات جوشکاری شده و عاری از عیب بودن آنها، آزمون‌های غیرمخرب بازرسی چشمی و پرتونگاری با استفاده از اشعه ایکس بر روی نمونه‌ها انجام شد. به منظور بررسی‌های ریزساختاری آماده‌سازی نمونه‌ها با استفاده از سمباده‌های 400 تا 2000 انجام شد.

حکاک‌های نمونه‌ها توسط محلول وک با ترکیب 100 ml آب، 4 g $KMnO_4$ و 1 g $NaOH$ به مدت 20 ثانیه در دمای اتاق

انجام شد. پس از آماده‌سازی، نمونه‌ها به‌منظور بررسی ریزساختاری، با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی (TESCAN – Mira3) مورد تصویربرداری قرار گرفتند. خواص مکانیکی نمونه‌ها از طریق آزمون‌های کشش، خمش و ریزسختی ارزیابی شد. آزمون استحکام کششی عرضی با استفاده از دستگاه کشش Universal مطابق با استاندارد ASTM E8-M انجام شد. سرعت فک دستگاه در این آزمون 2 mm/min انتخاب گردید. به منظور تعیین مکانیزم شکست، سطح مقطع شکست نمونه‌های جوشکاری شده بعد از آزمون کشش، توسط میکروسکوپ الکترونی مورد بررسی قرار گرفت.

برای تعیین استحکام خمشی نمونه‌ها، آزمون خمش سه نقطه‌ای براساس استاندارد ASTM E190 با استفاده از دستگاه یونیورسال 2 تن بر روی نمونه‌ها انجام شد. سختی نمونه‌ها از طریق آزمون ریزسختی ویکرز و با استفاده از دستگاه سختی سنج مدل DHV-1000 تعیین گردید. در این آزمون از نمونه‌های تهیه شده در مرحله متالوگرافی که دارای صافی سطح مناسبی بودند استفاده شده است. به منظور تعیین پروفیل سختی ناحیه اتصال، ریزسختی سنجی بر روی مقطع عرضی نمونه‌ها بر اساس استاندارد ASTM E384 انجام شد. برای این کار، میزان نیروی وارده و مدت زمان اعمال نیرو توسط دستگاه به ترتیب 10 نیوتن و 15 ثانیه انتخاب شد. نمونه‌های آزمون‌های مختلف مطابق با شکل (3) از نمونه جوشکاری شده صورت می‌گیرد.

قطعاتی به ابعاد 200×200mm حاصل شود. ابزار دوکی شکل، که قابلیت جوشکاری دوطرفه به صورت همزمان را دارد، با 2 شانه و یک پین طراحی و ساخته شد. لازم به ذکر است که ابزار طراحی شده به گونه‌ای طراحی شده که با حرکت آزادانه خود در راستای عمود بر سطح قطعه، مکانی با کمترین مقاومت در حین جوشکاری را با متعادل کردن نیروهای وارد شده بر هر یک از شانه‌ها پیدا می‌کند. از این رو به این ابزار، ابزار دوکی شکل شناور گفته می‌شود. تصویر شماتیک این ابزار به همراه فیکسچر طراحی شده برای آن در شکل (2) نشان داده شده است.



شکل 2- تصویر ابزار دوکی شکل شناور و فیکسچر آن.

ابزار از جنس فولاد گرم کار H13 (1/2344) ساخته شده است که پس از عملیات حرارتی، سختی آن به 52 Rc رسیده است. برای ساخت فیکسچری صلب که بتواند ورق‌ها را در حین جوشکاری بدون حرکت نگه دارد، از فولاد میکروآلیاژی MO40 (1/7225) استفاده شد. قطر پین، شانه بالا و شانه پایین به ترتیب 6 mm، 13 و 13 mm انتخاب شد. پروفیل پین استوانه‌ای رزوه‌دار انتخاب شد. ابزار در راستای عمود بر ورق فرایند جوشکاری را انجام داد و هیچ زاویه انحرافی نداشت. فرایند جوشکاری با استفاده از دستگاه فرز عمودی (مدل M3) انجام شد. همچنین جهت چرخش ابزار در جهت چرخش عقربه‌های ساعت تنظیم شد. برای بدست آوردن اتصال موفق در جوشکاری، پارامترهای جوشکاری تغییر داده شد که این پارامترها در جدول (3) ذکر شده است. لازم به ذکر است که

جدول 2- ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم 5083 براساس آزمون کوانتومتری فلز پایه.

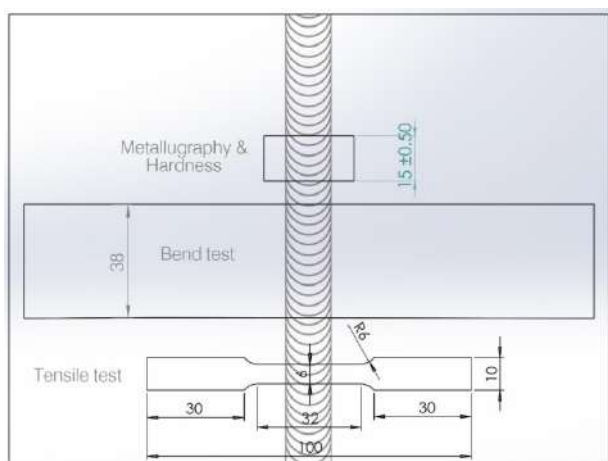
آلیاژ	عناصر آلیاژی (درصد وزنی)								
	Mg	Zn	Cu	Mn	Cr	Ni	Fe	Si	Al
AA5083-H22	4.40	0.107	0.049	0.545	0.063	0.009	0.333	0.134	Bal.

جدول 3- پارامترهای جوشکاری اعمال شده در این پژوهش.

شماره نمونه	فاصله بین شانه‌ها (mm)	سرعت پیشروی ابزار (mm/min)	سرعت چرخش ابزار (rpm)	توضیحات
1	2.9	30	800	عدم اتصال به دلیل عدم سیلان کافی مواد
2	2.9	30	1120	عدم اتصال ناحیه زیرین ورق به دلیل حرارت ناکافی در آن ناحیه
3	2.9	22	1120	عدم نفوذ کامل به دلیل نیروی عمودی ناکافی
4	2.7	22	1120	عدم اتصال در ناحیه پشت ورق به دلیل تشکیل حفره کرمی شکل
5	2.7	17	1120	اتصال مطلوب عاری از عیوب ظاهری
6	2.85	17	1350	عدم اتصال ناحیه زیرین ورق به دلیل تشکیل حفره کرمی شکل
7	2.85	13	1350	اتصال مطلوب عاری از عیوب ظاهری

3- نتایج و بحث

با تغییر پارامترهای جوشکاری میزان حرارت ورودی را کنترل کرد.



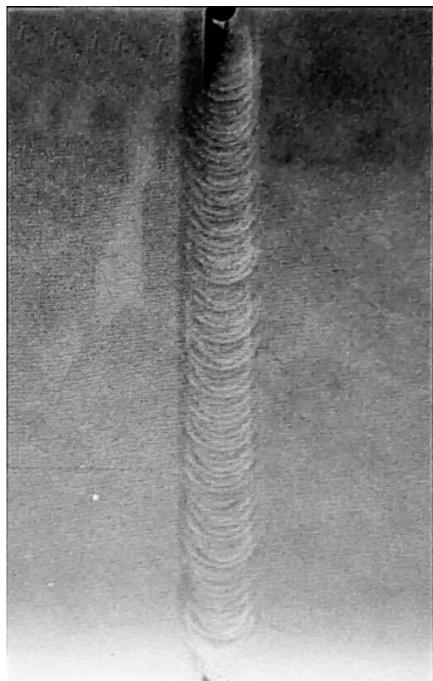
شکل 3- استخراج نمونه‌های آزمون‌های مختلف از قطعه جوشکاری شده.

از طرفی فاصله بین شانه‌ها در روش BT-FSW، تا حدی نقشی مشابه اعمال نیروی عمودی در فرایند CFSW دارد. از این رو، کاهش فاصله بین شانه‌ها با افزایش نیروی فورج همراه خواهد بود. در صورتی که فاصله بین شانه‌ها بیش از ضخامت ورق انتخاب شود، مسلماً تماس موثری بین شانه‌ها و سطح قطعه برقرار نشده و لذا شانه‌ها نمی‌توانند نقش خود را در این فرایند

ساده‌ترین و الزامی‌ترین روش ارزیابی نمونه‌های جوشکاری شده، بازرسی چشمی است که از طریق آن می‌توان به بسیاری از عیوب ظاهری نمونه‌ها پی برد. لذا قبل از نمونه برداری جهت آزمون‌های مکانیکی، نمونه‌های جوشکاری شده مورد بازرسی چشمی قرار گرفتند. در BT-FSW، بدلیل وجود دو شانه در دو طرف قطعه کار، هر دو سطح کار ظاهری شبیه به قطعه جوشکاری شده به روش CFSW دارد. با توجه به تغییر پارامترهای جوشکاری جهت بدست آوردن اتصالی مطلوب و عاری از عیب با استفاده از روش BT-FSW، موفقیت ظاهری فرایند با استفاده از بازرسی چشمی قابل تشخیص می‌باشد.

در شکل (4) تصاویر برخی از نمونه‌ها بعد از فرایند BT-FSW مشاهده می‌شود. در این فرایند، همانند روش CFSW، افزایش سرعت چرخش ابزار و کاهش سرعت پیشروی ابزار سبب افزایش میزان حرارت ورودی به ناحیه جوشکاری می‌شود. متعاقباً این افزایش دما منجر به نرم شدن قطعه می‌گردد و سبب تسهیل در سیلان آن می‌شود. قابل توجه است که گرم شدن بیش از حد نیز مانع سیلان مطلوب ماده می‌گردد و لذا باید

از چند سعی و خطا، اتصال AA5083 موفقاً ایجاد شد (شکل‌های 4-ج و 4-د). همانطور که مشاهده می‌شود، در هر دو سطح قطعه هیچگونه آثاری از عدم یکنواختی و عدم پیوستگی وجود ندارد. با موفقیت ظاهری اتصال، به منظور اطمینان از عدم تشکیل عیوب داخلی در حین فرایند و عاری از عیب بودن فرایند جوشکاری، آزمون غیرمخرب رادیوگرافی اجرا شد. با توجه به کیفیت پایین رادیوگرافی اشعه ایکس بر روی فیلم، رادیوگرافی اشعه ایکس دیجیتال به روش کامپوتد رادیوگرافی بر روی نمونه جوشکاری شده انجام گردید که نتیجه آن در شکل (5) دیده می‌شود. عیوب ابتدا و انتهای قطعه که در این روش معمول می‌باشد. راهکار پیشنهادی برای حذف این عیوب افزایش طول قطعه و حذف این دو ناحیه پس از جوشکاری است. راهکار دیگر استفاده از قطعه کمکی است که ابتدا و انتهای جوش در آن شروع و خاتمه یابد.



شکل 5 - رادیوگراف دیجیتال.

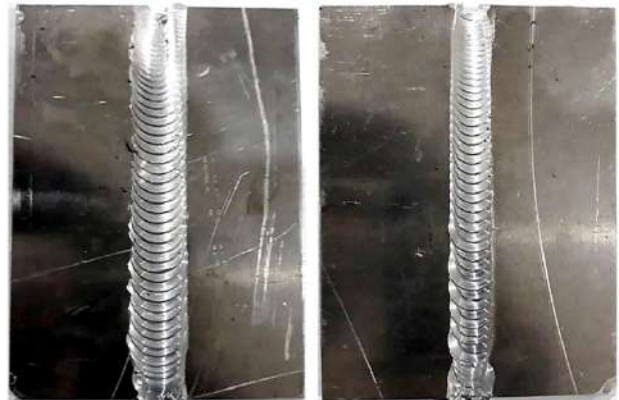
یکی از ویژگی‌های جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، تغییرات شدید ریزساختار و بهبود آن نسبت به فلز پایه به خصوص در ناحیه اغتشاشی است. تصاویر متالوگرافی ریزساختار ناحیه اتصال در شکل (6) دیده می‌شود. در این تصاویر تغییرات

ایفا کنند. از طرفی کاهش بیش از حد فاصله بین شانه‌ها سبب ورود بیش از حد شانه در فلز پایه شده که منجر به پارگی ورق و عدم ایجاد اتصال مطلوب می‌شود. بدین ترتیب فاصله بین شانه‌ها نیز دارای مقداری بهینه است که بر اساس تجربه، میزان داکتیلیتی فلز پایه، سرعت پیشروی و سرعت چرخش ابزار مشخص می‌شود. علاوه بر این، هرچه سطح تماس شانه‌ها با قطعه بیشتر باشد، حرارت ورودی بیشتر خواهد بود.



ب

الف



د

ج

شکل 4- تصاویر آلیاژ آلومینیم 5083 جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی شده با ابزار دوکی شکل؛ عیوب اتصال ناموفق (نمونه 2) الف- روی قطعه، ب- پشت قطعه؛ اتصال موفق (نمونه 7) ج- روی قطعه و د- پشت قطعه.

در شکل‌های (4-الف و 4-ب) تصاویر رو و پشت اتصال ناموفق AA5083 قابل مشاهده است. سرعت بالای پیشروی ابزار به همراه سرعت چرخش کم ابزار از عوامل اصلی عدم موفقیت این اتصال است. با تغییر منطقی پارامترهای جوشکاری بعد



الف



ب



ج

شکل 6 - تصاویر رادیوگرافی نواحی مختلف جوش؛ الف - فلز پایه؛
ب - HAZ و TMAZ؛ ج - ناحیه اغتشاشی.

که استحکام بالای خود را (در حدود 313 MPa) از عناصر آلیاژی و کارسختی بدست آورده است. اتصال این آلیاژ به صورت همجنس نتایج خوبی از لحاظ استحکام کششی و

اندازه دانه از فلز پایه به سمت ناحیه اغتشاش مشهود است. بگونه‌ای که ناحیه متأثر از حرارت، ریزساختاری مشابه با فلز پایه داشته اما اندازه دانه در آن بزرگتر است. ناحیه متأثر از حرارت، مرز میان فلز پایه و ناحیه متأثر از کرنش‌های شدید پلاستیک است. لذا با توجه به اینکه حرارت ناشی از اصطکاک و تغییر فرم پلاستیک شدید ناحیه اغتشاشی، سبب گرم شدن این ناحیه می‌شود، قابل پیش بینی است که شاهد رشد دانه‌ها در این ناحیه باشیم. از طرفی کاهش چشمگیر اندازه دانه در ناحیه اغتشاشی به وضوح دیده می‌شود. علت اصلی کاهش شدید اندازه دانه در ناحیه اغتشاشی نسبت به فلز پایه را به وقوع تبلمر مجدد دینامیک نسبت می‌دهند [15, 16].

از آنجایی که نرخ بازیابی آلیاژهای آلومینیم به شدت به انرژی نقص چیده شدن بالای آن‌ها وابسته است، مشاهده شده است که این آلیاژها به طور معمول تبلمر مجدد دینامیکی ناپیوسته را تجربه نمی‌کنند [17]. در چنین آلیاژهایی، دو پدیده تبلمر مجدد دینامیک پیوسته و تبلمر مجدد دینامیک هندسی مطرح می‌شود. در این خصوص، تبلمر مجددی که در نتیجه کرنش چرخش پیوسته دانه‌های فرعی با جابجایی اندک مرزدانه رخ می‌دهد به عنوان تبلمر مجدد دینامیک پیوسته (تبلمر مجدد چرخشی) طبقه‌بندی می‌شود. بدین ترتیب، این مرزهای فرعی به طور مداوم به مرزدانه تبدیل می‌شوند. این پدیده در اغلب آلیاژهای Al-Mg و Al-Zn رخ می‌دهد [16]. از سوی دیگر، هرگاه میزان کرنش اعمالی به آلیاژهای بر پایه آلومینیم زیاد باشد، معمولاً تبلمر مجدد دینامیک هندسی رخ می‌دهد. هنگامی که جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر روی آلیاژهای آلومینیم اجرا می‌شود، زوج ترکیبی استحکام - شکل پذیری در امتداد نواحی مختلف اتصال اساساً تحت تاثیر شیب تند تغییرات ریزساختاری با تمرکز شدید کرنش موضعی می‌شود [18].

به منظور ارزیابی استحکام کششی نمونه‌های اتصال یافته با روش ابزار دوکی شکل شناور، آزمون کشش بر روی فلز پایه و نمونه جوشکاری شده انجام شد که نمودار تنش - کرنش، محل شکست نمونه‌ها و نتایج آزمون به ترتیب در شکل (7) و جدول (4) قابل مشاهده است.

جدول 4- خواص مکانیکی فلز پایه و قطعات جوشکاری شده.

فلز پایه	استحکام کششی (MPa)	کرنش شکست (%)	محل شکست	راندمان اتصال (%)
فلز پایه AA5083	312.94	27.05	-	-
جوش AA5083-AA5083 (نمونه شماره 5)	175	18.7	ناحیه اغتشاشی	56
جوش AA5083-AA5083 (نمونه شماره 7)	295.85	17.4	ناحیه اغتشاشی	94.5

جدول 5- خلاصه خواص مکانیکی پژوهش‌های پیشین در زمینه اتصال.

فلز پایه	روش جوشکاری	استحکام کششی فلز پایه (MPa)	استحکام کششی جوش (MPa)	کرنش شکست جوش (%)	راندمان اتصال (%)	مرجع
AA5083-AA5083	FSW	320	277	-	86.5	[۳۷]
AA5083-AA5083	TIG	320	231	-	72	
AA5083-AA5083	FSW	320	229	-	71.5	[۳۳]
AA5083-AA5083	TIG	320	70	-	22	
AA5083-AA5083	FSW	275	203	12.4	73.8	[۳۵]
AA5083-AA5083	TIG	320	261.304	17	81.66	[۳۸]
AA5083-AA5083	FSW	371	313	-	84	[۲۵]
AA5083-AA5083	FSW	300	255	9.12	85	[۳۹]
AA5083-AA5083	FSW	305	263	12.32	86.2	[۲۶]

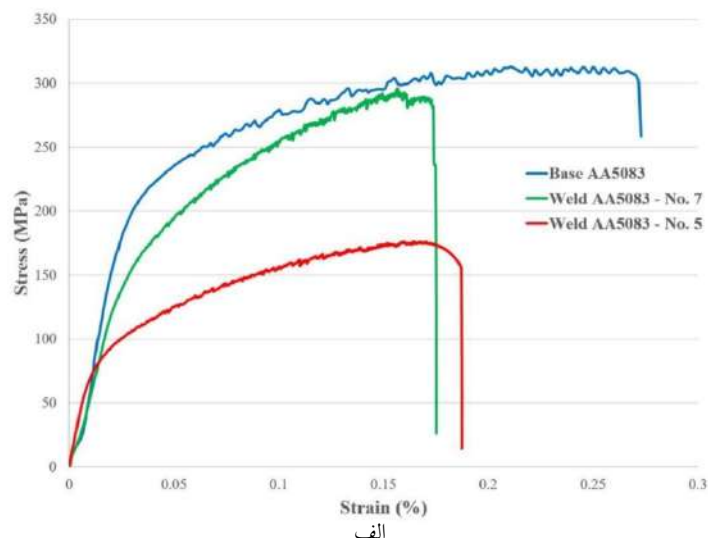
مقایسه نتایج پژوهش‌های پیشین ذکر شده در جدول (5) نیز موید این مطلب است. با مقایسه خواص مکانیکی اتصال AA8083-AA5083 به روش BT-FSW (جدول 4) با پژوهش‌های پیشین (جدول 5) می‌توان گفت که خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیم جوشکاری شده به روش‌های ذوبی بسیار پایین است. بر خلاف آن خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیم جوشکاری شده به روش CFSW بیشتر بوده و مورد قبول است. در عین حال، راندمان اتصال همجنس اغلب آلیاژهای آلومینیم جوشکاری شده به روش CFSW پس از گذشت حدود سه دهه از پیدایش این روش و پیشرفت‌های روزافزون در این زمینه در حدود 80-85% است. در حالی که در این پژوهش با استفاده از روش نوظهور BT-FSW با سابقه پژوهشی اندک، راندمان اتصال همجنس و کرنش شکست برای AA5083 به ترتیب 94/5% و 17/4% بدست آمده است. که بسیار بیشتر از راندمان اتصال به روش جوشکاری ذوبی و قابل مقایسه با نتایج بدست آمده از اتصال به روش CFSW است. کرنش شکست اتصال همجنس ایجاد شده به روش BT-FSW در اغلب موارد از کرنش شکست اتصال ایجاد شده به

کرنش برجای گذاشت. در بهترین نتایج آزمون کشش، استحکام کششی و کرنش شکست به ترتیب 295.85 MPa و 17.4% بدست آمد. بر این اساس راندمان این اتصال که حاصل تقسیم استحکام کششی قطعه جوشکاری شده به استحکام کششی فلز پایه است، 94/5% محاسبه شد. علاوه بر این محل شکست کلیه نمونه‌ها از ناحیه اغتشاشی است (شکل 7-ب). به منظور ارزیابی کیفیت اتصال‌های ایجاد شده، خواص مکانیکی آن‌ها با پژوهش‌های پیشین مقایسه می‌شود. خلاصه‌ای از پژوهش‌های مشابه پیشین در جدول (5) ارائه شده است.

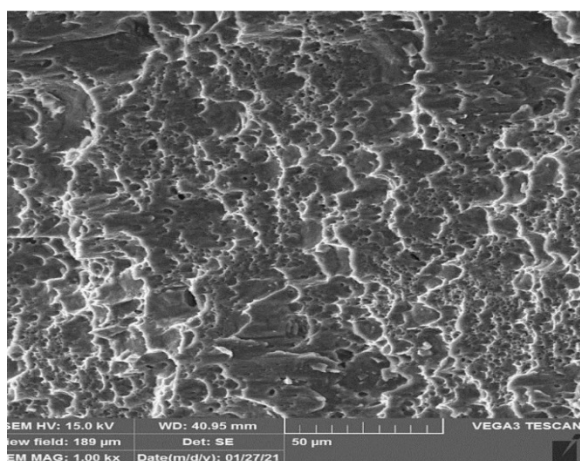
آلیاژهای آلومینیم با استحکام بالا جوش‌پذیری پایینی در حین جوشکاری ذوبی از خود نشان می‌دهند. از دلایل اصلی جوش‌پذیری پایین این آلیاژها می‌توان به ریزساختار انجمادی نامناسب، تشکیل تخلخل در گرده جوش و افت خواص مکانیکی اشاره کرد. اما این آلیاژها جوش‌پذیری خوبی در حین جوشکاری به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی دارند. همانطور که پیشتر گفته شد، در حین جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی علاوه بر ایجاد اتصالی عاری از عیب و بهبود ریزساختار، خواص مکانیکی مطلوبی بدست می‌آید.



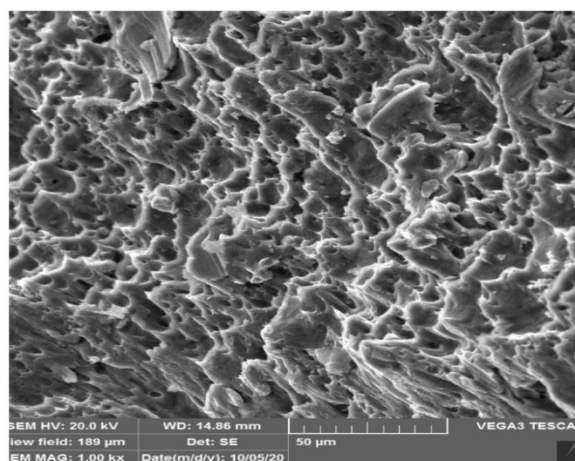
ب



الف



د



ج

شکل 7- الف- نمودار تنش کرنش فلز پایه و قطعات جوشکاری شده؛ ب- نمونه‌های آزمون کشش قبل و بعد از انجام آزمون؛ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست ج- فلز پایه و د- نمونه جوشکاری شده.

بین رفتن اثر قفل کنندگی مرزدانه‌ها توسط آن‌ها و همچنین تجربه دمای بالا، رشد دانه در ناحیه متأثر از حرارت رخ می‌دهد. همانطور که در شکل (7-ب) مشاهده می‌شود، محل شکست نمونه آزمون کشش تهیه شده از قطعه جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی خود واکنشی شده از محل ناحیه اغتشاشی است. برای بررسی دقیق‌تر مکانیزم شکست، سطح مقطع شکست توسط میکروسکپ الکترونی روبشی مورد ارزیابی قرار گرفت (شکل 7-ج). در سطح مقطع شکست نمونه‌های جوشکاری شده دیمپل‌های ریز با اندازه و شکل متفاوت مشاهده می‌شود که بیانگر مکانیزم شکست نرم است. در سطح شکست نمونه‌های جوشکاری شده دیمپل‌ها کوچک‌تر از دیمپل‌های

روش‌های ذوبی و روش CFSW با اختلاف چشمگیری بیشتر است. در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای آلومینیم، در ناحیه اغتشاشی ترکیبی از تنش و دمای بالا (در حدود 450°C) به فلز پایه اعمال می‌شود که منجر به تبلور مجدد دینامیک می‌شود. بدین ترتیب ریزساختار این ناحیه شامل دانه‌های هم محور با اندازه بسیار ریزتر از فلز پایه است. با دور شدن از ناحیه اغتشاش، میزان حرارتی که به قطعه می‌رسد کاهش یافته، به نحوی که ناحیه متأثر از حرارت دمایی در حدود 250°C را تجربه می‌کند. این دما برای انحلال رسوبات کافی است و حل شدن این رسوبات، محلول جامد فوق اشباعی از دانه‌های آلومینیم α برجای می‌ماند. بدین ترتیب با حذف رسوبات و از

ریزسختی به نوبه خود به عدم یکنواختی سیلان پلاستیک در دو ناحیه اغتشاشی پیشرو و پسرو وابسته است. با توجه به اینکه میزان کرنش پلاستیک در ناحیه پیشرو بیشتر از ناحیه پسرو است، حرارت تغییرفرم بالاتری در این ناحیه تولید می‌شود. تجربه دماهای بالاتر در ناحیه پیشرو سبب رشد بیشتر یا انحلال ذرات استحکام دهنده در آن ناحیه شده و منجر به افت ریزسختی در ناحیه پیشرو در مقایسه با ناحیه پسرو می‌شود [22, 23]. علاوه بر این، به دلیل شکل ابزار و آزاد بودن شانه پایینی و وجود دو گرمابر بر روی آن، دمای آن نسبت به شانه بالایی کمتر می‌باشد. لذا به دلیل کمتر بودن دمای آن، نواحی در مجاورت آن نیز از دمای پایین‌تری برخوردار می‌باشند. در نتیجه دمای پایین‌تر، ممکن است سختی بالاتر این ناحیه در نتیجه اندازه دانه کوچکتر در این قسمت باشد.

4- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر، آلیاژ آلومینیم 5083 با موفقیت به روش BT-FSW شناور، جوشکاری شد. برای بدست آوردن اتصال مطلوب، سرعت چرخش و سرعت پیشروی ابزار به ترتیب 1350 rpm و 13 mm/min انتخاب شد. قطعات جوشکاری شده به منظور ارزیابی کیفیت اتصال تحت آزمون‌های مخرب و غیرمخرب قرار گرفتند و نتایج زیر بدست آمد:

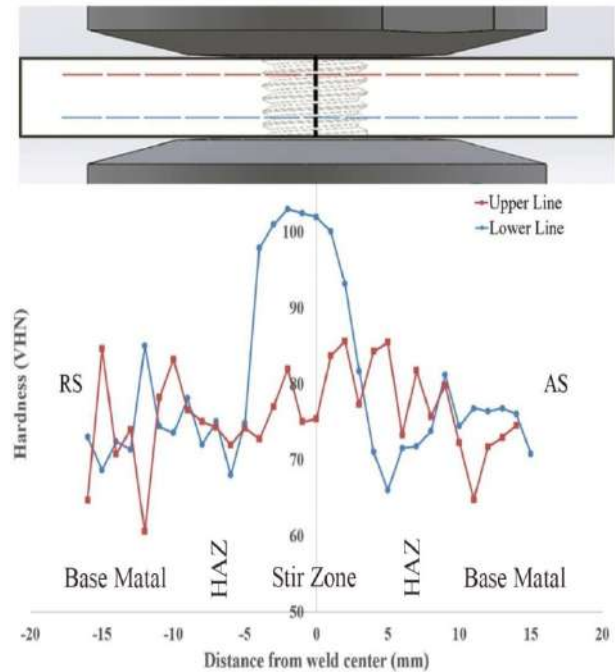
- استحکام کششی، کرنش شکست و راندمان اتصال بدست آمده برای قطعات BT-FSW با اختلاف زیاد از قطعات جوشکاری شده با روش‌های جوشکاری ذوبی بیشتر است. راندمان اتصال ایجاد شده 94/5% بدست آمد.

- بررسی سطح شکست قطعات جوشکاری شده نشان داد که مکانیزم شکست قطعات جوشکاری شده شکست نرم است.

- در ناحیه اغتشاشی، افزایش سختی‌ای در حدود 35% مشاهده می‌شود که دلیل اصلی آن تغییرات ریزساختاری شدید در این ناحیه، در نتیجه اجرای جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی است.

- بر اساس طراحی ابزار و وجود گرمابر بر روی شانه پایینی، دمای قطعه در مجاورت شانه پایینی کمتر از دمای قطعه در مجاورت شانه بالایی می‌باشد که سبب افزایش میزان سختی قطعه در مجاورت شانه پایینی می‌گردد.

موجود بر سطح شکست فلز پایه می‌باشند. شاید بتوان این اختلاف در اندازه دیمپل‌ها را به اختلاف در اندازه دانه فلز پایه و اندازه دانه ناحیه اغتشاشی نسبت داد [19].



شکل 8- پروفیل سختی سطح مقطع عرضی جوش.

پروفیل ریزسختی سطح مقطع عرضی بخش بالایی و بخش پایینی نمونه‌های جوشکاری شده به روش BT-FSW در شکل (8) برای اتصال همجنس AA8083 مشاهده می‌شود. براساس پروفیل ریزسختی مشاهده می‌شود که ناحیه اغتشاشی دارای سختی بیشتری نسبت به فلز پایه است و همچنین سختی بالاتری نسبت به ناحیه متأثر از حرارت دارد. در ناحیه اغتشاشی به دلیل تبلور مجدد دینامیک، اندازه دانه به شدت کاهش پیدا می‌کند که براساس رابطه هال-پچ، کاهش اندازه دانه سبب افزایش سختی می‌شود. در ناحیه متأثر از حرارت که افزایش دما رخ می‌دهد، رشد دانه‌ها رخ می‌دهد که سبب افت سختی می‌شود. این چنین تغییرات سختی از ناحیه اغتشاشی تا فلز پایه، در خصوص آلیاژهای آلومینیم غیرقابل عملیات حرارتی متعارف بوده و توسط سایر پژوهشگران نیز گزارش شده است [20 و 21]. مشاهده می‌شود که منحنی توزیع ریزسختی نسبت به مرکز ناحیه اغتشاش نامتقارن است. عدم تقارن توزیع

منابع

Welding", Iranian Journal of Materials Forming, Vol. 7, No. 2, pp. 44-55, 2020.

15- L. Fratini and G. Buffa, "Continuous dynamic recrystallization phenomena modelling in friction stir welding of aluminium alloys: A neural-network-based approach", Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, Vol. 221, No. 5, pp. 857-864, 2007.

16- T. R. McNelley, S. Swaminathan, and J. Q. Su, "Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys", Scripta Materialia, Vol. 58, No. 5, pp. 349-354, 2008.

17- A. W. Bowen, "Texture development in high strength aluminium alloys", Materials Science and Technology", Vol. 6, No. 11, pp. 1058-1071, 1990/11/01 1990.

18- J.-Q. Su, T. W. Nelson, and C. J. Sterling, "Microstructure evolution during FSW/FSP of high strength aluminum alloys", Materials Science and Engineering: A, Vol. 405, No. 1-2, pp. 277-286, 2005.

19- C. Sharma, D. K. Dwivedi, and P. Kumar, "Influence of in-process cooling on tensile behaviour of friction stir welded joints of AA7039", Materials Science and Engineering: A, vol. 556, pp. 479-487, 2012.

20- O. J. Dada, "Fracture mechanics and mechanical behaviour in AA5083-H111 friction stir welds", Scientific African, Vol. 8, 2020.

21- E. E. Kishta and B. Darras, "Experimental investigation of underwater friction-stir welding of 5083 marine-grade aluminum alloy", Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, Vol. 230, No. 3, pp. 458-465, 2014.

22- H. J. Aval, S. Serajzadeh, and A. H. Kokabi, "Theoretical and experimental investigation into friction stir welding of AA 5086", The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Vol. 52, No. 5-8, pp. 531-544, 2010.

23- L. E. Murr, "A Review of FSW Research on Dissimilar Metal and Alloy Systems", Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 19, No. 8, pp. 1071-1089, 2010.

24- T. Hirata et al., "Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy", Materials Science and Engineering: A, Vol. 456, No. 1-2, pp. 344-349, 2007.

25- H. Lombard, D. G. Hattingh, A. Steuwer, and M. N. James, "Optimising FSW process parameters to minimise defects and maximise fatigue life in 5083-H321 aluminium alloy", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 75, No. 3-4, pp. 341-354, 2008.

26- J. K. Paik, "Mechanical properties of friction stir welded aluminum alloys 5083 and 5383", International Journal of Naval Architecture and Ocean Engineering, Vol. 1, No. 1, pp. 39-49, 2009.

27- A. Tronci, R. McKenzie, R. M. Leal, and D. M. Rodrigues, "Microstructural and mechanical characterisation of 5XXX-H111 friction stir welded

1- P. Vilaça and W. Thomas, "Friction Stir Welding Technology, in Structural Connections for Lightweight", Metallic Structures (Advanced Structured Materials), 2011, pp. 85-124.

2- M. S. Shtrikman, "Current state and development of friction stir welding (review)", Part 2. Improvement of tools and welding method, Welding International, Vol. 22, No. 10, pp. 712-719, 2008.

3- M. M. Shtrikman, "Current state and development of friction stir welding Part 3. Industrial application of friction stir welding", Welding International, Vol. 22, No. 11, pp. 806-815, 2008.

4- S. M. Bayazid, M. M. Heddad, and I. Cayiroglu, "A review on friction stir welding, parameters, microstructure, mechanical properties", post weld heat treatment and defects, Material Science & Engineering International Journal, Vol. 2, No. 4, 2018.

5- B. T. Gibson et al., "Friction stir welding: Process, automation, and control", Journal of Manufacturing Processes, Vol. 16, No. 1, pp. 56-73, 2014.

6- P. Dabeer and G. Shinde, "Perspective of Friction Stir Welding Tools", Materials Today: Proceedings, Vol. 5, No. 5, pp. 13166-13176, 2018.

7- G.-Q. Wang, Y.-H. Zhao, and Y.-Y. Tang, "Research Progress of Bobbin Tool Friction Stir Welding of Aluminum Alloys: A Review", Acta Metallurgica Sinica (English Letters), vol. 33, no. 1, pp. 13-29, 2019.

8- K. Fuse and V. Badheka, "Bobbin tool friction stir welding: a review", Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 24, No. 4, pp. 277-304, 2018.

9- J. Goebel, M. Reimann, A. Norman, and J. F. dos Santos, "Semi-stationary shoulder bobbin tool friction stir welding of AA2198-T851", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 245, pp. 37-45, 2017.

10- F. F. Wang, W. Y. Li, J. Shen, Q. Wen, and J. F. dos Santos, "Improving weld formability by a novel dual-rotation bobbin tool friction stir welding", Journal of Materials Science & Technology, Vol. 34, No. 1, pp. 135-139, 2018.

11. Sued MK, Pons D, Lavroff J, Wong EH (2014) "Design features for bobbin friction stir welding tools: Development of a conceptual model linking the underlying physics to the production process", Materials & Design 54:632-643.

<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.08.057>

12- M. A. Naziri and A. Rabieezadeh, "Assessment of using the floating bobbin tool for double sided friction stir welding of aluminium", Iranian Journal of Manufacturing Engineering, Vol. 7, No. 3, pp. 52-62, 2020.

13- M. Zeinali, G. H. Khalaf, and A. Rabieezadeh, "Friction Stir Welding of 6061 al alloy by floating bobbin tool", Journal of Mechanical Engineering, Vol. 50, No. 4, pp. 79-83, 2021.

14- S. Pakdaman and A. Rabieezadeh, "Joining of Commercial Pure Copper via Self-reacting Friction Stir

- 34- M. Imam et al., "Deformation characteristics and microstructural evolution in friction stir welding of thick 5083 aluminum alloy", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 99, No. 1-4, pp. 663-681, 2018.
- 35- 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*, Vol. 5, No. 9, pp. 18535-18543, 2018.
- 36- W. Hussein and M. A. Al-Shammari, "Fatigue and Fracture Behaviours of FSW and FSP Joints of AA5083-H111 Aluminium Alloy", *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, Vol. 454, 2018.
- 37- G. S. Brar, V. Chawla, and H. S. Grover, "Comparing mechanical and corrosion behaviour of TIG & FSW weldments of AA5083-H321", *Indian Journal of Science and Technology*, Vol. 10, No. 45, pp. 1-10, 2017.
- 38- M. Samiuddin, J.-I. Li, M. Taimoor, M. N. Siddiqui, S. U. Siddiqui, and J.-t. Xiong, "Investigation on the process parameters of TIG-welded aluminum alloy through mechanical and microstructural characterization", *Defence Technology*, Vol. 17, No. 4, pp. 1234-1248, 2021.
- 39- H. T. Tran and M. T. Huynh, "Effect of welding speed on the mechanical properties of friction stir welded aluminium alloy 5083", *Vietnam Journal of Science, Technology and Engineering*, Vol. 62, No. 3, pp. 45-48, 2020.
- tailored blanks", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 16, No. 5, pp. 433-439, 2013.
- 28- B.-W. Ahn, D.-H. Choi, Y.-H. Kim, and S.-B. Jung, "Fabrication of SiCp/AA5083 composite via friction stir welding", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 22, pp. s634-s638, 2012.
- 29- D. Rao, K. Huber, J. Heerens, J. F. dos Santos, and N. Huber, "Asymmetric mechanical properties and tensile behaviour prediction of aluminium alloy 5083 friction stir welding joints", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 565, pp. 44-50, 2013.
- 30- S. Jannet, P. K. Mathews, and R. Raja, "Optimization of process parameters of friction stir welded AA 5083-O aluminum alloy using Response Surface Methodology", *Bulletin of the Polish Academy of Sciences Technical Sciences*, Vol. 63, No. 4, pp. 851-855, 2015.
- 31- B. B. Wang, F. F. Chen, F. Liu, W. G. Wang, P. Xue, and Z. Y. Ma, "Enhanced Mechanical Properties of Friction Stir Welded 5083Al-H19 Joints with Additional Water Cooling", *Journal of Materials Science & Technology*, Vol. 33, No. 9, pp. 1009-1014, 2017.
- 32- J. Kundu and H. Singh, "Friction stir welding of AA5083 aluminium alloy: Multi-response optimization using Taguchi-based grey relational analysis", *Advances in Mechanical Engineering*, Vol. 8, No. 11, 2017.
- 33- A. K. Bodukuri, K. Eswaraiah, K. Rajendar, and S. A, "Comparison of Aluminum Alloy 5083 properties on TIGW and FSW Processes", *Materials Today: Proceedings*, Vol. 4, No. 9, pp. 10197-10201, 2017.



علوم و فناوری جوئکاری ایران



Welding of titanium base alloys by tungsten-gas pulse arc process and investigation of frequency effect on microstructure and mechanical properties

Gh. Eslami Varnamkhasti, S. M. Rafiaei*

Materials Engineering Group, Golpayegan College of Engineering, Isfahan University of Technology, Golpayegan, Iran

Received 20 August 2021 ; Accepted 5 November 2021

Abstract

In this research, Ti-6Al-4V alloy sheet with a thickness of one millimeter with butt joint design was welded by tungsten-gas arc welding process using pulse current (PCGTAW) and using AMS 4954G filler metal. In this study, the effect of pulse system frequency on microstructure and mechanical properties was investigated by optical microscopy, Vickers hardness and tensile strength tests. In the non-frequency welding sample, due to the lack of pulse current and lower cooling rate of the molten pool, the formation of large amounts of soft phases of the Weidmann-Statten layer in the weld metal region is possible. Finally, in this method, the lowest average hardness of 341 Vickers was obtained. The experimental results showed that using pulsed current and increasing the pulse frequency up to 450 Hz increased the cooling rate of the molten pool, followed by increasing the amount of martensitic phase α' in the form of a basket in the weld metal region and finally increasing the average microhardness in this region. In other words, using the maximum frequency led to a significant increase in hardness up to 367 Vickers in the weld zone. Finally, using the tensile strength test, it was shown that in all the samples, failure occurred from the base metal area, which was a very good phenomenon due to the proper welding quality of the samples.

Keywords: Ti₆Al₄V alloy, Tungsten-gas arc welding (GTAW), Frequency, Pulse current system.

 Corresponding Author: s.rafiaei@iut.ac.ir



جوشکاری آلیاژهای پایه تیتانیومی توسط فرایند قوسی پالسی تنگستن-گاز و بررسی اثر فرکانس بر ریزساختار و خواص مکانیکی

غلامحسین اسلامی و رنامخواستی، سیدمهدی رفیعیانی*

گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی مهندسی گلپایگان، دانشگاه صنعتی اصفهان، گلپایگان.

دریافت مقاله: 1400/05/29؛ پذیرش مقاله: 1400/08/14

چکیده

در این تحقیق ورق آلیاژی Ti-6Al-4V با ضخامت یک میلی‌متر با طرح اتصال لب به لب توسط فرایند جوشکاری قوس تنگستن-گاز با بهره‌گیری از جریان پالسی (PCGTAW) و با استفاده از فلز پرکننده AMS 4954G جوشکاری شد. در این پژوهش، بررسی اثر فرکانس سیستم پالس بر ریزساختار و خواص مکانیکی با استفاده از میکروسکوپ نوری و آزمون‌های سختی سنجی ویکرز و کشش انجام گرفت. در نمونه جوش بدون فرکانس به دلیل عدم استفاده از جریان پالس و نرخ سرد شدن کمتر حوضچه مذاب، تشکیل مقادیر زیادی فازهای نرم لایه‌ای ویدمن اشتاتن در منطقه فلز جوش میسر می‌گردد. در نهایت در این روش کمترین میانگین سختی برابر 341 ویکرز حاصل شد. نتایج آزمایش‌ها نشان داد که بکارگیری جریان پالسی و افزایش فرکانس پالس تا 450 هرتز باعث افزایش نرخ سرد شدن حوضچه مذاب و به دنبال آن افزایش مقدار فاز مارتنزیتی α' به صورت سبکی شکل در ناحیه فلز جوش و در نهایت افزایش میانگین ریزسختی در این ناحیه می‌گردد. به بیان دیگر استفاده از بیشینه فرکانس منجر به افزایش قابل توجه میزان سختی تا 367 ویکرز در ناحیه فلز جوش شد. در نهایت نیز با استفاده از آزمون کشش نشان داده شد که در همه نمونه‌ها شکست از ناحیه فلز پایه رخ داده که این پدیده به دلیل کیفیت جوش بسیار مناسب نمونه‌ها بوده است.

کلمات کلیدی: آلیاژ Ti₆Al₄V، جوشکاری قوس تنگستن-گاز (GTAW)، فرکانس، سیستم جریان پالسی.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: s.rafaei@iut.ac.ir

1- مقدمه

جوشکاری قوسی تنگستن-گاز یکی از مهم‌ترین و متداول‌ترین آن‌ها است [3-5]. هرچند قابلیت جوشکاری آن به دلیل تشکیل فاز مارتنزیت سوزنی سخت و اندازه بزرگ فاز بتای اولیه در منطقه فلز جوش که منجر به کاهش شکل پذیری می‌شود، محدود شده است اما با اعمال جریان پالسی این محدودیت تا حد زیادی بهبود یافته است [6-8]. بررسی مراجع نشان دهنده آن است که تحقیقات زیادی در رابطه با استفاده از سیستم‌های پالسی برای

نسبت استحکام به وزن بالا، چگالی نسبتاً پایین و مقاومت به خوردگی از جمله خواص مهم تیتانیوم می‌باشند. صنایع مختلف، از جمله حوزه پیشرفته صنعت موتورهای هوایی، صنعت خودرو، موجب پیدایش انواع گسترده‌ای از آلیاژهای پایه تیتانیوم با جذابیت‌های بالای صنعتی شده است [1-2]. این آلیاژ را می‌توان با فرایندهای مختلف جوشکاری کرد که فرایند

افزایش فاز نرم لایه‌ای α در منطقه فلزجوش با سختی پایین می‌گردد. در این تحقیق برای اولین بار مقادیر فرکانسی 50، 250 و 400 هرتز طی فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز بر روی ورق‌هایی از آلیاژ Ti-6Al-4V که مشخصات آن در ادامه آمده اعمال و نهایتاً ریزساختار جوش و نواحی متأثر از جوش و همچنین خواص مکانیکی قطعات جوشکاری شده مورد ارزیابی قرار گرفته است. ضمناً نسبت جریان بهینه $(I_p / I_b = 50\%)$ ، سبب تولید مقادیر بیشتری از فازهای مارتزیتی ریز سبدي شکل α' می‌گردد که در نهایت منجر به بیشترین استحکام و سختی در میان نمونه‌ها می‌شود. نمونه‌های جوشکاری شده به وسیله این فرایند، تنش‌های استحاله‌ای کمتری را تجربه می‌کنند که این امر سبب شکستی نرم به همراه چقرمگی بالا می‌گردد.

2- مواد و روش تحقیق

2-1- مواد مصرفی

در این پژوهش جهت تهیه نمونه‌های جوش از ورق تیتانیومی از جنس آلیاژ Ti-6Al-4V (مطابق استاندارد AMS4911L معادل MIL-T-9046J) در حالت آنیل به ضخامت 1 mm معادل 0/039 in و فلزپرکننده (مطابق استاندارد AMS 4954G) استفاده شد. ترکیب شیمیایی این آلیاژ در جدول (1) با درصد وزنی استاندارد مقایسه شده است. ساختار میکروسکوپی این آلیاژ در شرایط آنیل حاوی دانه‌های هم محور α و به همراه مقدار کمی β بین دانه‌ای است. همچنین در این جدول ترکیب شیمیایی فلزپرکننده با درصد وزنی استاندارد آن مقایسه شده است.

از ورق Ti-6Al-4V نمونه‌هایی با ابعاد $(1 \times 65 \times 150)$ میلی‌متر به تعداد 8 عدد به طور عمود بر جهت نورد توسط دستگاه گیوتین بریده شد. جهت انجام این پژوهش نمونه‌های A, B, C, D تهیه گردید و مطابق جدول (2)، نمونه A بدون فرکانس و با جریان ثابت 30 آمپر و نمونه‌های B, C, D به ترتیب با فرکانس 50 هرتز و 250 هرتز و 450 هرتز جوشکاری شدند با توجه به ضخامت، جنس مواد و طرح اتصال‌های پیشنهادی منابع، از طرح اتصال لب به لب بدون فاصله استفاده شد. ضمناً

انجام فرایندهای جوشکاری و تقویت خواص نهایی انجام شده است [9-11]. افزایش فرکانس سبب ایجاد ارتعاش و تلاطم در حوضچه مذاب شده و می‌تواند باعث پالایش ریزساختار و بهبود خواص مکانیکی و کاهش عیوب جوش گردد. همچنین با استفاده از جریان پالسی گرمای ورودی (H.I) به منطقه جوش که از رابطه زیر قابل تخمین است کاهش می‌یابد:

$$H.I = \frac{\mu \cdot I \cdot U}{V}$$

در معادله فوق μ راندمان حرارتی، I شدت جریان متوسط برحسب آمپر، U ولتاژ برحسب ولت و V سرعت جوشکاری برحسب میلی‌متر بر ثانیه است. همچنین شدت جریان متوسط از رابطه زیر محاسبه می‌گردد:

$$I = \frac{(I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b)}{(t_p + t_b)}$$

در معادله فوق I_p و I_b به ترتیب شدت جریان‌های بیشینه و زمینه (برحسب آمپر) بوده و t_p و t_b به ترتیب برابر زمان‌های صرف شده در جریان‌های بیشینه و زمینه (برحسب ثانیه) هستند. با کاهش گرمای ورودی فرصت کمتری برای رشد دانه‌ها وجود داشته و خواص مکانیکی نهایی بهبود می‌یابد. یانگ و همکاران [7] در سال 2013، با بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ Ti-6Al-4V توسط فرایند جوشکاری قوس تنگستن-گاز با بهره‌گیری از جریان پالسی با فرکانس بسیار بالا UHFP GTAW نشان دادند که نفوذبیشتر، اندازه دانه ریزتر و بافت سبدي شکل بیشتری نسبت به فرایند تیگ معمولی حاصل می‌شود. ضمناً به خدمت‌گیری روش پالسی انعطاف‌پذیری و درصد کاهش سطح مقطع بیشتری همبرای نمونه‌ها به همراه دارد. به طور کلی اگرچه بکارگیری سیستم پالسی هزینه‌های بالاتری را نسبت به سیستم‌های غیرپالسی تحمیل می‌نماید اما خواص ریزساختاری و مکانیکی بسیار بالاتری که به ارمغان می‌آورد به شدت مورد توجه محققان جوشکاری قرار گرفته است. رحیمی و همکاران [13]، اثر نسبت جریان‌های بیشینه و کمینه سیستم جریان پالس فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز را بر ریزساختار فلزجوش آلیاژ Ti-6Al-4V بررسی کردند و دریافتند که جریان بیشینه بالا سبب ایجاد حرارت ورودی بالا و نرخ سرد شدن کم حوضچه مذاب می‌شود که این امر سبب

جدول 1- ترکیب شیمیایی آلیاژ و فلزپرکننده Ti-6Al-4V

نوع عنصر	Al	V	Fe	C	N	O	H	Ti
درصد وزنی آلیاژ مطابق استاندارد	۶/۷۵	۴/۵۰	۰/۳۰	۰/۰۸	۰/۰۵	۰/۲۰	۰/۰۱۵	بقیه
درصد وزنی کوانتومتری آلیاژ	۶/۱	۴/۲	۰/۰۷	۰/۰۴	-	-	-	بقیه
درصد وزنی فلز پرکننده مطابق استاندارد	۶/۷۵	۴/۵۰	۰/۳۰	۰/۰۵	۰/۰۳	۰/۱۸	۰/۰۱۵	بقیه
درصد وزنی کوانتومتری فلز پرکننده	۶/۱	۴/۳	۰/۰۵	۰/۰۳	-	-	-	بقیه

جدول 2- نمونه‌ها و پارامترهای فرایند قوسی تنگستن-گاز

کد نمونه	(I _B) آمپر	(I _p) آمپر	زمان قطع-وصل (ثانیه)	فرکانس (Hz)	سرعت جوشکاری (mm/s)
A	۳۰	۳۰	۰/۲	-	۰/۶۷
B	۲۰	۴۰	۰/۲	۵۰	۰/۶۷
C	۲۰	۴۰	۰/۲	۲۵۰	۰/۶۷
D	۲۰	۴۰	۰/۲	۴۵۰	۰/۶۷

استفاده شد.

برای تمامی نمونه‌ها با سیستم جریان پالس، مدت زمان جریان بیشینه و کمینه برابر 0/2 ثانیه لحاظ گردید.

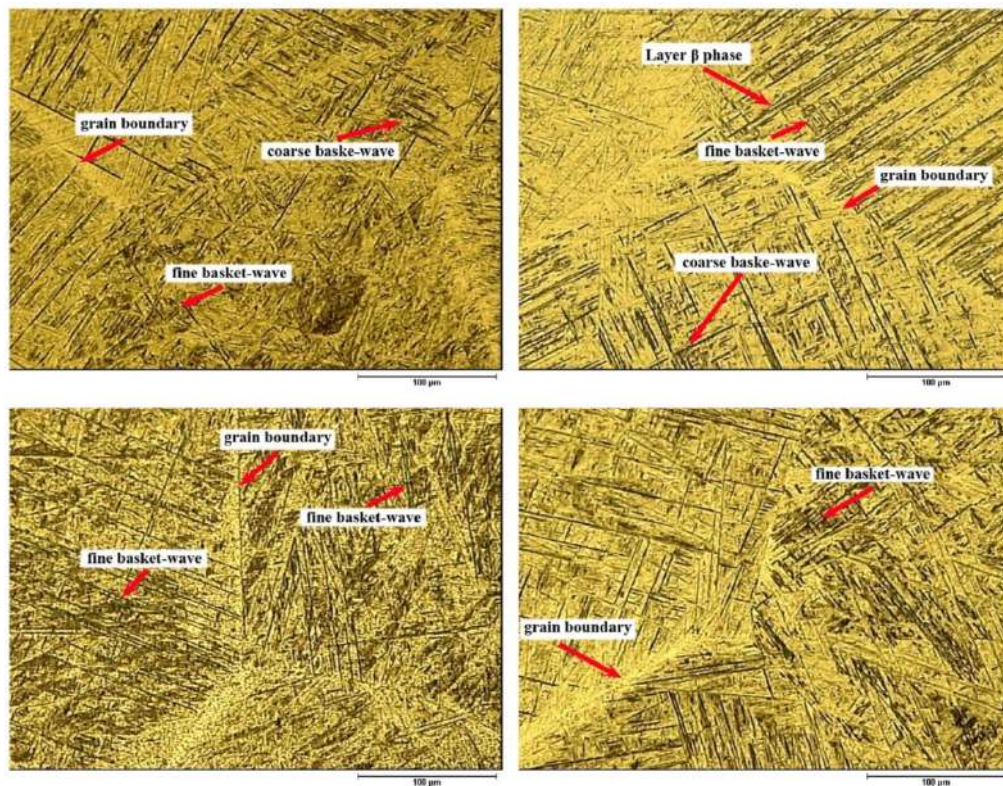
2-2- مشخصه‌یابی نمونه‌ها

به منظور مطالعه ریزساختار منطقه جوش، منطقه متاثر از حرارت و فلز پایه پس از انجام مراحل مربوط به آماده سازی سطح، از میکروسکوپ نوری MEC10420 با بزرگنمایی‌های 50 تا 500 برابر استفاده شد. جهت اندازه‌گیری و بررسی سختی نمونه‌ها از روش ویکرز با نیروی 300 گرم استفاده گردید به گونه‌ای که اندازه‌گیری‌های مقادیر سختی در فواصل 500 میکرومتر طبق استاندارد ASTM E384-17 انجام شد. آزمون کشش براساس استاندارد ASTM E8,A370 به وسیله دستگاه کشش INSTRON و با نرخ اعمال نیروی 1 mm/min انجام گرفت. برای انجام این آزمون، نمونه‌ها به صورت عرضی و عمود از ناحیه جوش به طول 10 و عرض 1 سانتی‌متر تهیه شدند.

3- نتایج و بحث

مطابق با جدول (3)، عرض جوش نمونه‌های جوشکاری با افزایش فرکانس کاهش یافته است و این نشان‌دهنده اثر فرکانس بر پهنای جوش است. بررسی‌ها نشان می‌دهد که با توجه به تغییرات جریان در فرکانس منظم جوش، فرایند جوشکاری قوس

جهت تمیزکاری فلز پایه قبل از جوشکاری، نمونه‌ها توسط متیل-اتیل-کتون چربی‌زدایی شدند و سپس با آب شستشو شدند. در ادامه جهت حذف لایه اکسید سطحی، نمونه‌ها در محلولی از اسید نیتریک و اسید فلوئوریدریک تحت عملیات اسیدشویی قرار گرفتند. لازم به ذکر است، فرایند جوشکاری بدون انجام پیشگرم و در دمای محیط انجام گرفت. در این فرایند جهت تأمین اتمسفر خنثی از گاز آرگون با خلوص 99/999 درصد استفاده شده است و قبل از اعمال قوس و پس از اتمام قوس جهت تمیزکاری و محافظت از حوضچه جوش به ترتیب به مدت 5 و 25 ثانیه گاز اعمال شد. جوشکاری قوسی تنگستن-گاز (GTAW) به صورت ذوبی با طرح اتصال لب به لب و جوشکاری در یک پاس انجام گرفت. قطبیت مورد استفاده از نوع جریان پالسی الکتروود منفی یا PDCEN و الکتروود تنگستنی از نوع محتوی دو درصد اکسید توریم (ته قرمز) و با قطر 1/6 mm و زاویه رأس 45-40 درجه انتخاب گردید. در این تحقیق، طی فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز از کالت بادی توری 1/6 میلی‌متر به دلیل شکست دبی گاز و توزیع یکنواخت گاز برای جوشکاری تیتانیوم که بسیار مؤثر بوده،



شکل 1- ریزساختار فلزجوش نمونه‌ها، الف- نمونه A بدون پالس، ب- نمونه B با فرکانس 50 هرتز، ج- نمونه C با فرکانس 250 هرتز، د- نمونه D با فرکانس 450 هرتز

لایه‌ای [13-14] (ویدمن اشتانتن) به همراه مقادیری فاز مارتنزیتی α' به صورت سبیدی-موجی شکل درشت مشاهده نمود. همچنین در قسمت 1 (ب) مربوط به نمونه B با سیستم جریان پالس و فرکانس 50 هرتز، فازهای لایه‌ای ویدمن اشتانتن ظریف و فاز مارتنزیتی سبیدی شکل [10 و 11] ظریف با تراکم بیشتر تشکیل می‌شود.

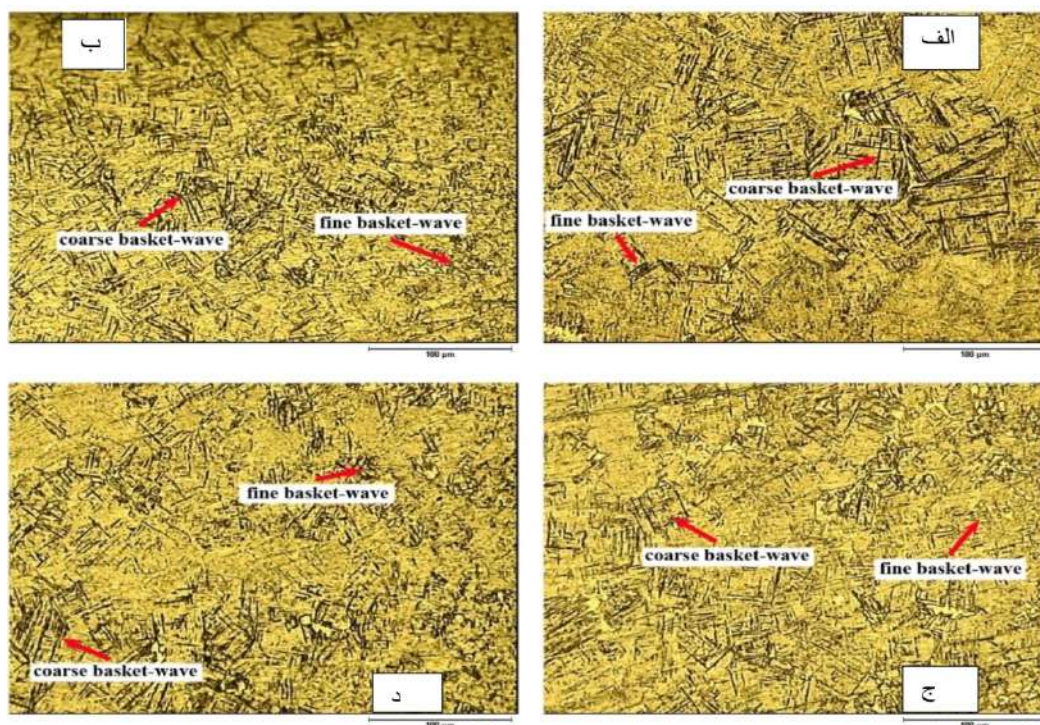
با افزایش فرکانس جوش در نمونه‌های C و D (250 و 450 هرتز) فاز مارتنزیتی سبیدی شکل ریزتر و تراکم آن بیشتر می‌شود و از مقدار فازهای لایه‌ای ویدمن اشتانتن کاسته می‌شود، به گونه‌ای که نمونه D را عمدتاً فاز مارتنزیتی α' با شاخه‌های کوتاه به صورت سبیدی شکل تشکیل می‌دهد (شکل 1-د) که این ساختار باعث افزایش سختی و استحکام نمونه نسبت به سایر نمونه‌های جوشکاری می‌گردد. به بیان دیگر با به خدمت گیری جریان پالسی و افزایش فرکانس فاز ویدمن اشتانتن جای خود را به فاز مارتنزیتی داده و میزان سختی افزایش قابل توجهی خواهد داشت. در تحقیقی مشابه مهدی و همکاران [15] دریافتند که افزایش فرکانس در جوشکاری قوس تنگستن

تنگستن-گاز با سیستم جریان پالسی کنترل بهتری در خواص مکانیکی دارد که جریان پیک، نفوذ مناسب، جریان زمینه و قوس پایدار را سبب می‌شود.

جدول 3- عرض جوش نمونه‌ها در مقادیر مختلف فرکانسی.

کد نمونه	عرض جوش (mm)
A	۹/۱
B	۷/۹
C	۶/۳
D	۵/۲

در حالت جوشکاری بدون پالس به دلیل حرارت ورودی بیشتر، منطقه متأثر از حرارت بیشتر شده و عرض ناحیه جوش افزایش می‌یابد. اما در حالت جوشکاری پالسی میزان حرارت ورودی کاهش یافته و با افزایش فرکانس، ارتعاش منطقه جوش بیشتر و دانه‌ها ریزتر و عرض ناحیه جوش کاهش می‌یابد. باتوجه به شکل (1-الف)، در ریزساختار نمونه A با جریان جوش ثابت و بدون فرکانس می‌توان مقادیر زیادی فاز α' لایه‌ای در کنار فاز β



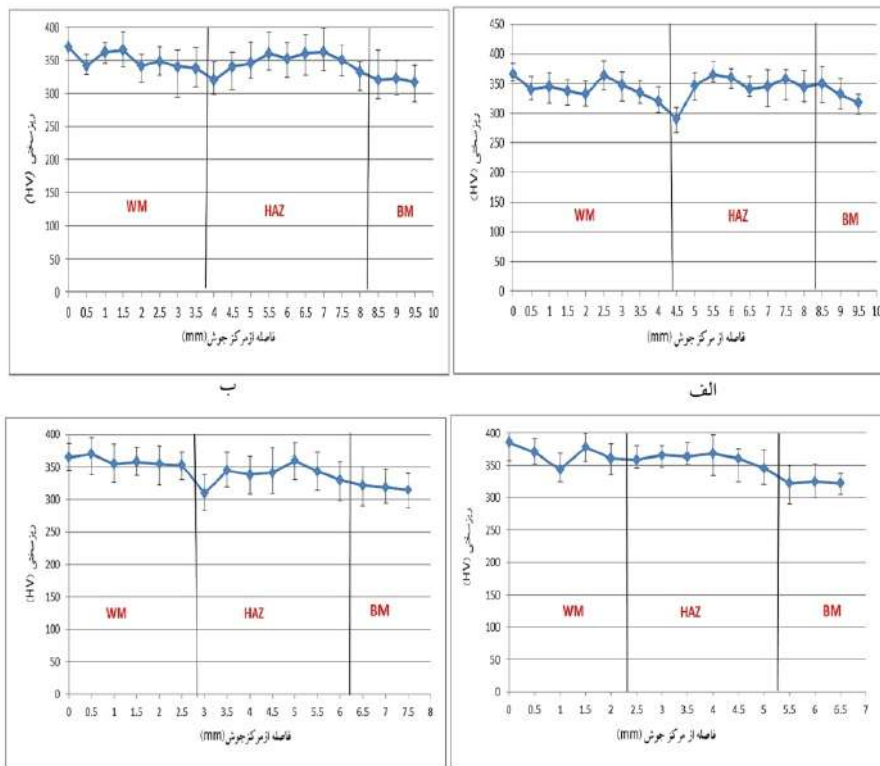
شکل 2- ریزساختار منطقه متأثر از حرارت نمونه‌ها، الف- نمونه A بدون پالس، ب- نمونه B با فرکانس 50 هرتز، ج- نمونه C با فرکانس 250 هرتز، د- نمونه D با فرکانس 450 هرتز

جدول 4- خواص مکانیکی نمونه‌های جوشکاری شده در فرکانس‌های مختلف

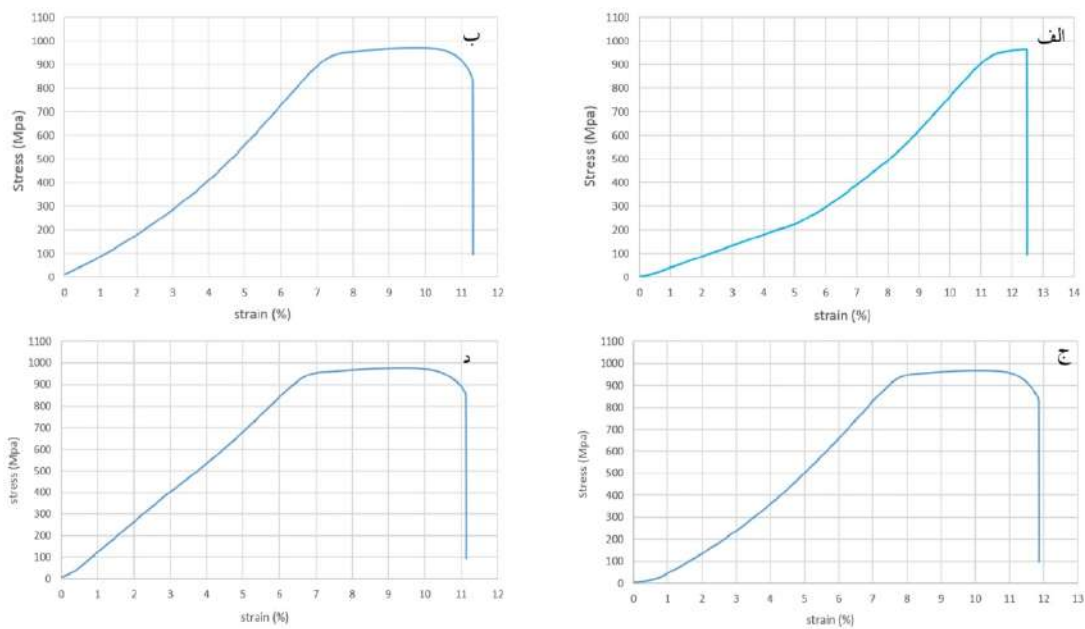
ردیف	شماره نمونه	سطح مقطع (mm ²)	استحکام تسلیم (MPa) 0.2% Proof Stress	استحکام نهایی (MPa)	درصد ازدیاد طول نسبی	محل شکست
۱	A	۵/۹۹	۹۴۱	۹۷۴	۱۱	فلز پایه
۲	B	۶/۰۷	۹۳۷	۹۶۴	۱۰	فلز پایه
۳	C	۶/۰۲	۹۳۵	۹۶۷	۱۰	فلز پایه
۴	D	۶/۰۱	۹۲۸	۹۷۰	۱۰	فلز پایه

باتوجه به توضیحات ذکر شده در مورد ریزساختار، افزایش فرکانس جوشکاری سبب افزایش مقدار فاز سخت مارتنزیتی سبکی شکل [13] می‌گردد. مطابق شکل (3) دیده می‌شود. نمونه A با داشتن فازهای لایه‌ای نرم ویدمن اشتانن [13] دارای کمترین میانگین سختی (343 ویکرز) فلزجوش در میان نمونه‌ها است و می‌توان دریافت که افزایش فرکانس جوش باعث شده تا میانگین سختی فلزجوش در نمونه‌های B، C و D به ترتیب به 351، 359 و 367 ویکرز افزایش یابد. در واقع نتایج مربوط به سختی سنجی نمونه‌ها، مشابه با آنچه در قسمت مربوط به تحلیل ریزساختار توضیح داده شد، موید این نکته هستند که با به خدمت‌گیری جریان پالسی شانس تشکیل فازهای مارتنزیتی و نهایتاً افزایش سختی بیشتر خواهد بود.

گاز پالسی دانه‌های منطقه جوش Ti-6Al-4V را در مقایسه با سیستم جریان بدون پالس، پالایش و ریز می‌کند. با توجه به تصاویر شکل (2)، ریزساختار منطقه متأثر از حرارت همه نمونه‌های جوشکاری عمدتاً از فاز سبکی شکل مارتنزیتی α' تشکیل شدند که برحسب فاصله از فلزجوش به صورت درشت و ریز هستند. نمونه A به دلیل عدم استفاده از جریان پالس و حرارت ورودی بیشتر (320 J/mm) از ناحیه فلزجوش، دارای فاز سبکی شکل مارتنزیتی α' درشت‌تر است. اما ریزساختارهای فوق به خوبی بیانگر این واقعیت هستند که افزایش فرکانس در حین فرایند جوشکاری منجر به کاهش گرمای ورودی و به دنبال آن کاهش اندازه صفحات مارتنزیتی می‌گردد.



شکل 3- پروفایل‌های سختی نمونه‌های الف - نمونه A بدون پالس، ب - نمونه B با فرکانس 50 هرتز، ج - نمونه C با فرکانس 250 هرتز، د - نمونه D با فرکانس 450 هرتز



شکل 4- تغییرات تنش-کرنش نمونه‌ها الف - نمونه A بدون پالس، ب - نمونه B با فرکانس 50 هرتز، ج - نمونه C با فرکانس 250 هرتز، د - نمونه D با فرکانس 450 هرتز

شرایط اعمال شده استحکام جوش بدست آمده بسیار بالاتر از فلزپایه بوده و از کیفیت نسبی قابل توجهی برخوردار است. لذا نتایج تقریباً مشابهی از لحاظ استحکام کشش و درصد

برای ارزیابی استحکام نمونه‌ها، آزمون کشش به صورت عرضی از ناحیه جوش تهیه گردید که شامل نواحی فلزجوش، متأثر از حرارت و فلزپایه هستند. نتایج حاصل از این آنالیز در

- Mechanical Engineering of Iran, Shiraz, Iran, 2014.
- 4-T. Otani, Titanium Welding Technology, "Nippon Steel Technical Report", 2007, Vol. 95, 88-92, 2007.
- 5-S. Cui, Y. Shi, T. Zhu, W. Liu, "Microstructure, texture, and mechanical properties of Ti-6Al-4V joints by K-TIG welding", Journal of Manufacturing Processes, Vol. 37, 418-424, 2019.
- 6- A. Kumar, M. Sapp, J. Vincelli, M.C. Gupta, "A study on laser cleaning and Pulsed Gas Tungsten Arc Welding of Ti-3Al-2.5V alloy Tubes", J. Mater. Process. Tech., Vol. 210, 64-71, 2010.
- 7-S.I. Rokhlin, A.C. Guu, "A study of arc force, pool depression, and weld penetration during gas tungsten arc welding", Welding Journal, Vol.72, 381-390, 1993.
- 8-R.P. Simpson, "Controlled weld-pool solidification structure and resultant properties with yttrium inoculation of Ti-6Al-6V-2Sn welds", Welding Journal, Vol.56, 67-77, 1977.
- 9-C. Chen, N. Lv, S. Chen, "Welding penetration monitoring for pulsed GTAW using visual sensor based on AAM and random forests", Journal of Manufacturing Processes, Vol. 63, 152-162, 2021.
- 10- R. Jiang, R. Xiao, S. Chen, "Prediction of penetration based on infrared thermal and visual images during pulsed GTAW process", Journal of Manufacturing Processes, Vol. 69, 261-272, 2021.
- 11-S. Bose, S. Das, "Experimental Investigation on Bead-on-Plate Welding and Cladding using Pulsed GTAW Process", Indian Welding Journal Vol. 54, 64-76, 2021.
- 12-G. Razavi, "Investigation of enhancing surface hardness in Ti-6Al-4V alloy by TIG welding", proceeding of 2011 International conference on Advanced Materials Engineering, 2011.
- 13- A. Rahimi, M. Shamanian, "The PC-GTAW of Ti-6Al-4V Thin Sheets and Its Effects on Mechanical and Microstructural Properties, Metallography", Microstructure and Analysis, 8, 871-879, 2019.
- 14- A. Rahimi, M. Shamanian, "A comparative study on direct and pulsed current micro-plasma arc welding of Alloy Ti-6Al-4V", Transactions of the Indian Institute of Metals, 71(12), 3103-3110, 2018.
- 15- B. Mehdi, R. Badji, V. Ji, B. Allili, D. Bradai, F. Deschaux-Beaume, F. Soulié, "Microstructure and residual stresses in Ti-6Al-4V alloy pulsed and unpulsed TIG welds". J. Mater. Process. Technol. 231, 441-448, 2016.

ازدیاد طول برای همه نمونه‌ها بدست آمده است. نتایج فوق نشان می‌دهد که برای نمونه‌های جوشکاری شده استحکام کششی نهایی در محدوده 964 تا 974 مگاپاسکال و درصد ازدیاد طول در محدوده تقریبی 10% تا 11% بدست آمده است.

4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش اثر فرکانس سیستم جریان پالس فرایند جوشکاری قوس تنگستن-گاز بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال مشابه آلیاژ Ti-6Al-4V بررسی شد. در نمونه جوش بدون اعمال پالس، نرخ سرد شدن کمتر حوضچه مذاب باعث تشکیل مقادیر زیادی فازهای نرم لایه‌ای ویدمن اشتاتن در منطقه فلزجوش می‌گردد. نتایج ریزساختار نمونه‌های جوش نشان داد که افزایش فرکانس پالس باعث افزایش نرخ سرد شدن حوضچه مذاب می‌شود. این امر سبب افزایش مقدار فاز مارتزیتی α' به صورت سبکی شکل در ناحیه فلزجوش و در نهایت منجر به افزایش میانگین ریزسختی سختی تا 367 ویکرز می‌گردد. همچنین نتایج آزمون کشش نشان دادند که همه نمونه‌ها به دلیل کیفیت جوش بسیار مناسب، از ناحیه فلزپایه دچار شکست شدند.

منابع

- 1- C. Leyens, M. Peters, "Titanium and Titanium Alloys Fundamentals and applications", Wiley-VCH Verlag GmbH & Co., 2003.
- 2- I.J. Polmear, "Titanium alloys in Light Alloys", Fourth Edition, Butterworth-Heinemann: Oxford, 66, 2005.
- 3- F.T. Khaniverdi, M. Karimi Nouri, M. Balbasi, "Influence of welding parameters on penetration depth and depth-to-width ratio of Ti-6Al-4V alloy TIG", Proceedings of the first National Conference on



Effect of tool position on microstructural and mechanical properties of friction stir butt welded joint of AA2024–AA7075 dissimilar alloys



H. Soleimani¹, K. Amini^{2*} , F. Gharavi³

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

2- Centre for Advanced Engineering Research, Majlesi Branch, Islamic Azad University, Isfahan, Iran

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

Received 5 September 2021 ; Accepted 17 November 2021

Abstract

In this research, butt joining of Al2024 and Al7075 plates were performed by Friction Stir Welding (FSW) and the effect of tool position on microstructural and mechanical properties in about 1 mm from center line of joint towards the advancing side (AS) and the retreating side (RS) was investigated at three positions of +1, 0, -1 mm. In this regard, the plates of Al2024 and Al7075 were selected as the AS and the RS, respectively. In this joining method, transvers speed of 200 mm/min and tool rotation speed of 600 rpm were chosen. Macro- and Micro- structures of various welding areas and fractography of samples were evaluated by optical and scanning electron microscopies. In addition, mechanical properties were investigated using micro-hardness and tension tests. From the obtained macro-structures, it was observed that in all three joints, the surface of weld was without any defects (i.e., porosity, lack of penetration...). With varying tool offset position, welding micro-structure morphology was changed from homogeneous mode to layer or onion ring- shaped mode. Moreover, with varying tool position into the AS-side, tensile strength increased about 17.5% as opposed to the zero-tool position, but there was a decreasing about in tensile strength with changing tool position towards the RS-side as compared with the zero-tool position. Value of micro-hardness was approximately similar in all welded samples, but the highest value of hardness was observed at the weld zone (WZ). Thus, the obtained results showed that with varying tool position into the AS-side, mechanical properties were improved as opposed to the zero-tool position and tool position towards the RS-side.

Keywords: Friction Stir Welding, Tool offset, Dissimilar joint, Mechanical properties, Micro-structure.



Corresponding Author: k.amini@iaumajlesi.ac.ir



اثر موقعیت ابزار بر خواص ساختاری و مکانیکی اتصال لب به لب آلیاژهای غیرهمجنس

آلومینیوم 2024 به 7075 جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی

حسین سلیمانی¹، کامران امینی^{2*} ID، فرهاد غروی³

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

2- مرکز تحقیقاتی مهندسی پیشرفته، واحد شهر مجلسی، دانشگاه آزاد اسلامی، مجلسی، اصفهان، ایران

3- دانشکده مهندسی مواد، واحد سیرجان، دانشگاه آزاد اسلامی، سیرجان، کرمان، ایران

دریافت مقاله: 1400/06/14؛ پذیرش مقاله: 1400/08/26

چکیده

در این پژوهش، اتصال لب به لب ورق آلیاژهای آلومینیوم 2024 و 7075 توسط فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی FSW انجام شد و اثر موقعیت ابزار به اندازه 1 میلی متر از خط مرکزی اتصال به سمت پیشرونده (AS) و پسرونده (RS) در سه حالت (+1، 0، -1) میلی متر بر خواص ساختاری و مکانیکی مورد ارزیابی قرار گرفت. بدین منظور، آلیاژهای آلومینیوم 2024 و 7075 به ترتیب به عنوان پیشرونده و پسرونده انتخاب شدند. در این روش اتصال، سرعت پیشروی 200 میلی متر بر دقیقه و سرعت چرخش ابزار 600 دور بر دقیقه انتخاب شد. بعد از انجام جوشکاری، ماکرو ساختار و ریزساختار مناطق مختلف جوش و سطوح شکست نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شد. همچنین جهت ارزیابی خواص مکانیکی از آزمون‌های ریزسختی (ویکرز) و کشش استفاده شد. از ماکرو ساختار حاصله مشاهده شد که در هر سه حالت اتصال FSW سطح جوش عاری از عیب یا هرگونه نقص دیگر (عدم نفوذ، تخلخل و غیره) است. با تغییر موقعیت ابزار، مورفولوژی ریزساختار جوش از حالت همگن به حالت حلقه پیازی تغییر کرد. همچنین با تغییر موقعیت ابزار به سمت AS استحکام کششی به مقدار 17/5 درصد افزایش یافت ولی با تغییر موقعیت ابزار به سمت RS استحکام کششی به مقدار 13/3 درصد کاهش نشان داد. میزان سختی در تمامی نمونه‌ها تقریباً یکسان بود ولی در ناحیه جوش بیشترین میزان سختی مشاهده شد. بنابراین نتایج کسب شده نشان داد که با تغییر موقعیت ابزار به سمت AS خواص مکانیکی نسبت به حالت بدون موقعیت و موقعیت به سمت RS بهبود یافت.

کلمات کلیدی: جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، موقعیت ابزار، اتصال غیرهمجنس، خواص مکانیکی، ریزساختار.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: k.amini@iaumajlesi.ac.ir

1- مقدمه

فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی یکی از فرایندهای اتصال حالت مکانیکی است که در سال 1991 میلادی توسط انستیتو جوشکاری TWI در کشور انگلستان ابداع شده است [1-3]. این روش به عنوان مهمترین پیشرفت در اتصال فلزات در دهه

اخیر مطرح بوده و با جابه‌جایی پیچیده و تغییر شکل پلاستیک همراه است [4]. پارامترهای مختلفی جهت کنترل فرایند FSW وجود دارد که بر ریز ساختار و خواص مکانیکی ناحیه جوش تاثیرگذار است. از جمله این پارامترها می‌توان به طراحی و زاویه ابزار با سطح قطعه، نحوه مهار قطعه و نیروهای مهارکننده،

اتصال غیرهمجنس آلومینیوم خالص تجاری (Al) به تیتانیوم خالص تجاری (Ti) به روش FSW پرداختند. نتایج نشان داد که موقعیت‌های زیاد موجب اختلاط ناقص و در نتیجه تشکیل عیوب جوشکاری در ریشه جوش می‌شود. شاه و همکارانش [15] با بررسی تاثیر جابجایی ابزار جوشکاری FSW روی رفتار مکانیکی آلیاژهای آلومینیوم AA6061 پرداختند. آن‌ها دریافتند که موقعیت ابزار به اندازه 0/2 میلی‌متر جریان مواد را در ناحیه WZ افزایش و ناحیه نرم این منطقه را توسعه می‌دهد اما هیچ تاثیری بر خواص مکانیکی آلیاژ AA6061 ندارد.

با توجه با مطالب گفته شده، پارامترهای فرایند اتصال FSW تأثیر قابل توجهی روی خواص نهایی اتصالات غیرهمجنس دارند. بنابراین، بررسی اثر پارامترهای تغییر موقعیت ابزار و پیدا کردن شرایط بهینه برای بهبود اتصال، برای پژوهشگران دانشگاهی و صنعتی بسیار جالب است. از سوی دیگر، تحقیقی در مورد اتصال غیرهمجنس اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای آلومینیوم 2024 و 7075 در متون علمی داخلی مشاهده نشده است. به همین دلیل در این پژوهش به بررسی اثر پارامتر موقعیت ابزار به سمت AS و RS بر ریزساختار و رفتار مکانیکی اتصال غیرهمجنس اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای آلومینیوم 2024 و 7075 پرداخته شد.

2- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش آلیاژهای آلومینیوم Al2024-O و Al7075-H با ترکیبات شیمیایی ارائه شده در جدول (1) مورد استفاده قرار گرفت. آنالیز شیمیایی نمونه‌ها با استفاده از آنالیز EDAX انجام شد.

جدول 1- ترکیب شیمیایی فلزات پایه استفاده شده (برحسب درصد وزنی).

	Ti	Mn	Fe	Cu	Zn	Mg	Si	Al	
2024	0/9	0/15	0/5	9/4	0/25	1/8	0/5	پایه	
7075	0/3	0/2	0/5	2	6/1	2/9	0/4	پایه	

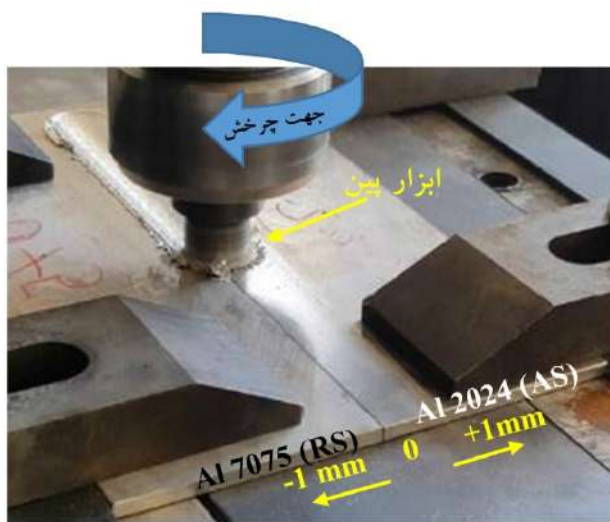
شکل (1-الف) دانه‌های تبلور مجدد یافته و کشیده ناشی از فرایند نورد شامل رسوباتی با ترکیبات فلزی از جمله

سرعت پیشروی و چرخشی ابزار، موقعیت ابزار، فشار اعمالی به قطعه کار، ابزار پین اشاره کرد که بر الگوی سیلان ماده و توزیع دما مؤثر هستند [5-7]. میزان اختلاط مواد و همچنین توزیع ریزساختار تاثیر بسزایی بر رفتار مکانیکی نهایی اتصال دارد. مهمترین عامل در اختلاط مواد تشکیل ناحیه حلقه‌ای شکل (حلقه پیازی) است که توسط محققان مورد بررسی قرار گرفت [8].

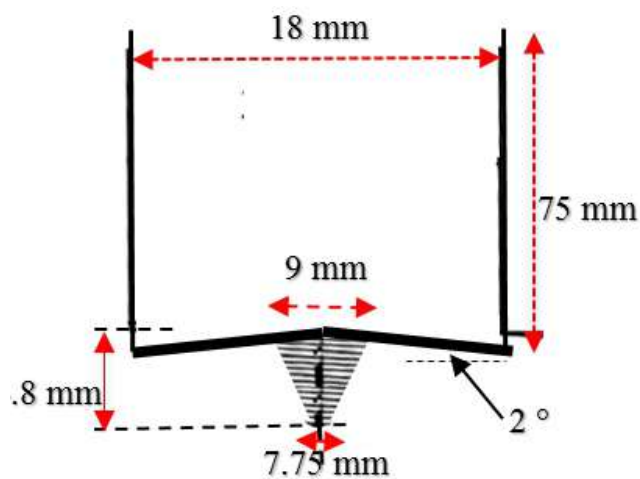
حرکت ابزار در فصل مشترک دو قطعه باعث تغییر در اختلاط مقادیر دو فلز در ناحیه جوشکاری می‌شود و این امر یکی از دلایل اصلی تغییر در خواص مکانیکی و ریزساختار اتصالات می‌گردد [9]. لذا با در نظر گرفتن انحراف ابزار نسبت به مسیر اصلی برش می‌توان نسبت اختلاط دو فلز یا آلیاژ مورد نظر را در اختلاط ناحیه جوش تغییر داد که منجر به تغییر در استحکام مکانیکی و ریزساختار اتصال می‌گردد.

کوالیرو همکارانش [10] به بررسی ریزساختار اتصال آلیاژهای 2024 و 7075 پرداختند و مشاهده کردند که با افزایش حرارت ورودی، ناحیه حلقه پیازی شکل متشکل از آلیاژهای 2024 و 7075 تشکیل می‌شود و با کاهش حرارت ورودی این آلیاژها در ناحیه اغتشاش یافته به صورت مجزا تشکیل می‌شوند. امروزه کاربرد اجتناب ناپذیر فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به دلیل ملاحظات اقتصادی، دستیابی به خواص مکانیکی مناسب‌تر، سرعت بالای جوشکاری و کیفیت بهتر جوش نسبت به فرایندهای ذوبی گسترش یافته است. در این راستا تحقیقات متعددی روی پارامترهای موثر از جمله موقعیت ابزار پین و تاثیر آن روی خواص فیزیکی صورت گرفته است [11 و 12]. یان و همکارانش [13] به بررسی اثر موقعیت‌های جانبی مختلفی روی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال آلیاژ آلومینیوم 2A14-T6 پرداختند و گزارش دادند که درجه نفوذ برای جوشکاری در شرایط متفاوت ابزار جوشکاری در سمت پسرونده (RS) و پیشرونده (AS) متفاوت است و کیفیت اتصال نسبت به شرایط موقعیت AS حساس‌تر است. همچنین نشان دادند که موقعیت ابزار باعث کاهش فشار در ریشه اتصال می‌شود که منجر به ایجاد عیوب جوش می‌شود. کار و همکارانش [14] به بررسی اثر موقعیت ابزار بر رفتار مکانیکی و ریزساختاری

و نام‌گذاری نمونه‌ها در جدول (2) ارایه شده است. در فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW) سرعت پیشروی 200 میلی‌متر بر دقیقه و سرعت چرخش پین 600 دور بر دقیقه انتخاب شد. سرعت پیشروی و سرعت چرخش پین مطابق با مطالعات گذشته انجام شد.



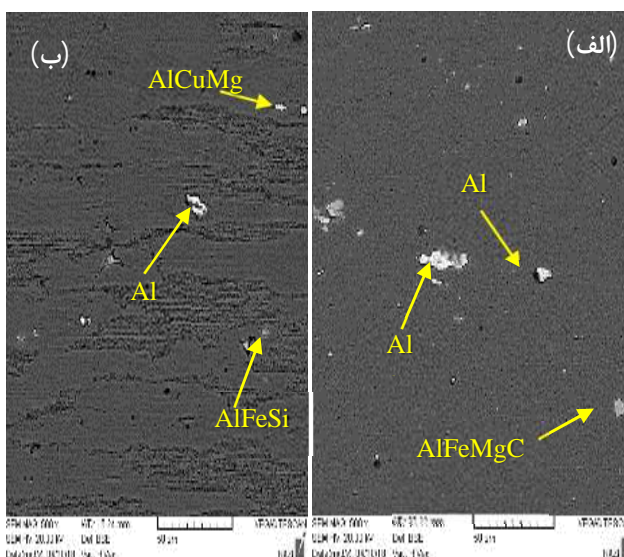
شکل 2- طراحی اتصال در طول فرایند FSW.



شکل 3- شماتیک پین استفاده شده در این پژوهش.

شکل (4) موقعیت موقعیت ابزار را در مطالعه حاضر نشان می‌دهد. در فرایند FSW، موقعیت مرکز ابزار جوشکاری در موقعیت ناحیه جوش (WZ) را تعیین می‌کند. بدین صورت که در جوشکاری بدون موقعیت ابزار موقعیت مرکزی WZ با سطح تماس اولیه (ICS) منطبق است. اما با جابجایی ابزار جوشکاری موقعیت ICS روی AS یا RS قرار می‌گیرد.

AlCuMg، AlCu و AlFeSi در آلیاژ Al7075 را نشان می‌دهد و شکل (1-ب) ریزساختار آنیل شده و همگن با توزیع یکنواخت رسوبات شامل AlCu، AlCuMg و AlFeSi (ذرات کوچک سیاه و سفید) در آلیاژ آلومینیوم AA 2024 را نشان می‌دهد. آلیاژهای آلومینیوم Al7075 و Al2024 با ابعاد مشخص 300×100×5 میلی‌متر مکعب توسط وایرکات برش داده شد. نمونه‌ها با استفاده از فرایند جوشکاری FSW توسط دستگاه فرز ساخت کشور آلمان مدل HECKRET 315 جوشکاری شدند. تصویر نحوه قرارگیری نمونه‌ها در دستگاه و فرایند جوشکاری در شکل (2) آورده شده است. در این پژوهش پین مورد استفاده به صورت استوانه‌ای رزوه دار طراحی شد و شکل پین طراحی شده در شکل (3) آورده شده است. پین مورد استفاده تحت عملیات‌های سخت‌کاری و نیتراسیون قرار گرفته و سختی آن حدوداً برابر 670 ویکرز است.

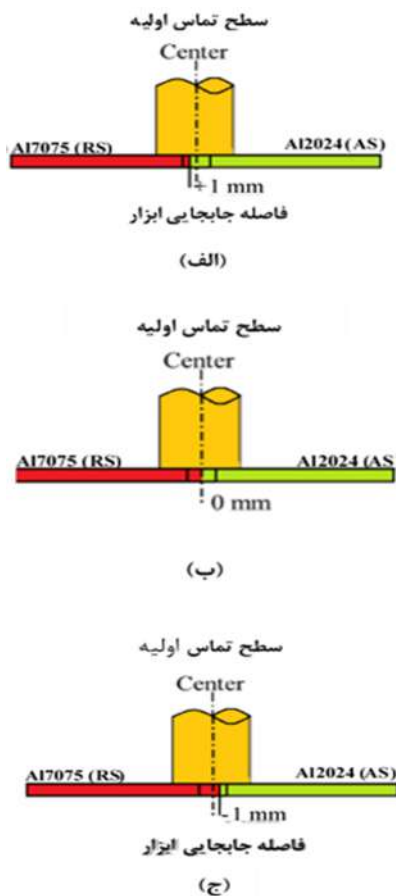


شکل 1- تصاویر SEM ریزساختار فلز پایه:

الف - Al2024، ب - Al7075.

اتصال غیرهمجنس آلیاژهای آلومینیوم 2024 و 7075 با استفاده از فرایند FSW در سه حالت مختلف موقعیت ابزار، یکبار به اندازه 1 میلی‌متر به سمت پیشرونده (Al2024) و یکبار به اندازه 1 میلی‌متر به سمت پسرونده (Al7075) و یکبار هم بدون موقعیت انجام شد. موقعیت ابزار به سمت پیشرونده را مثبت و سمت پسرونده منفی در نظر گرفته شد. پارامترهای جوشکاری

سطح جوش از چهار منطقه متداول منطقه جوش (WZ)، ناحیه متاثر از شانه پین (SAZ)، ناحیه متاثر از کار مکانیکی (TMAZ) و ناحیه متاثر از حرارت (HAZ) تشکیل شده است. ریز ساختار منطقه HAZ در هر دو ماده بسیار شبیه به فلزات پایه است. منطقه TMAZ ناشی از هر دو عامل حرارت و تغییر شکل پلاستیک در طول فرایند FSW است که توسط یک ساختار تغییر شکل یافته ناشی از اغتشاش مکانیکی ابزار است.



شکل 4- شماتیک طرح اتصال نمونه‌ها.

سیلوا و همکاران [18] در مطالعه خود در جوشکاری آلیاژهای آلومینیوم Al7075 و Al2024 با استفاده از فرایند اصطکاکی-اغتشاشی مناطق مختلف مشابه را در تحقیق خود مشاهده کردند. همچنین از شکل (5) مشاهده می‌شود که در نمونه‌های بدون موقعیت و موقعیت به سمت RS حلقه پیازی شکل و ساختار لایه‌ای تشکیل نشده است که این امر عدم اختلاط بین فلزات پایه را نشان می‌دهد که منجر به ایجاد ریزساختار نواری شکل می‌شود اما در موقعیت ابزار به سمت AS ناحیه پیازی

پس از انجام فرایند جوشکاری نمونه‌هایی جهت انجام آزمون‌های کشش و ریزسختی سنجی و همچنین متالوگرافی با استفاده از وایرکات برش داده شدند. نمونه‌های متالوگرافی ابتدا توسط کاغذ سنباده SiC از سری 80 تا 2500 آماده سازی شدند. سپس مرحله ی پولیش با استفاده از صفحه پولیش نمود و محلول آلومینا انجام شد و در نهایت با استفاده از محلول خورنده حاوی $95\text{ml H}_2\text{O} + 1.5\text{ ml HCl} + 1\text{ ml HF} + 2.5\text{ ml HNO}_3$ در مدت زمان 15 الی 20 ثانیه حکاکی شدند. نمونه‌های حکاکی شده با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل SA-Iran مدل IM 420 و سطوح شکست با کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل LE0440i XL30 مورد بررسی قرار گرفتند.

جدول 2- پارامترهای متغییر جوشکاری استفاده شده در این پژوهش.

شماره نمونه	مکان ابزار پین	موقعیت ابزار
RS	Al7075	-1
AS-Welding	مرکز جوش	0
AS	Al2024	+1

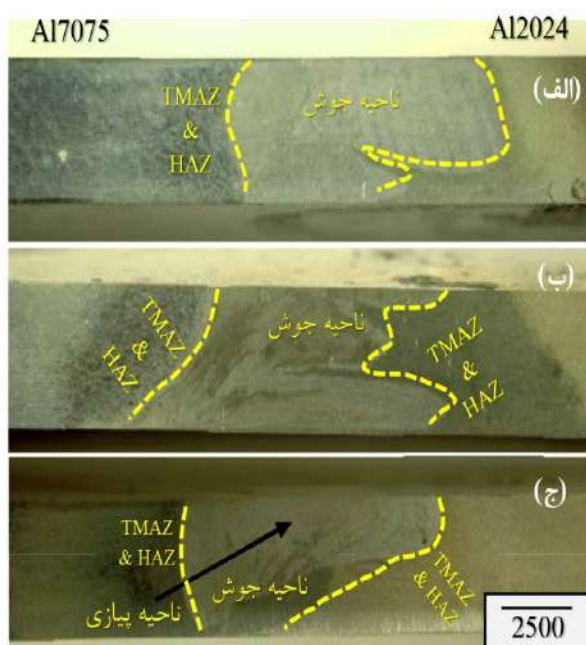
نمونه‌های آزمون کشش طبق استاندارد ASTM E8 [16] با ابعاد مشخص آماده سازی شدند و در دمای محیط توسط دستگاه کشش 30 تنی مدل INSTRON-4486 ساخت کشور انگلستان انجام شد. آزمون ریزسختی با استفاده دستگاه ریزسختی سنج Shimadzu مدل M و اعمال نیروی 100 گرم و مدت زمان 10 ثانیه طبق استاندارد ASTM E 384 به روش سختی ویکرز انجام گرفت [17].

3- نتایج و بحث

3-1- ماکروساختار

ماکروساختار نمونه‌های جوشکاری شده تحت شرایط موقعیت‌های مختلف با بزرگ نمایی یکسان در شکل (5) نشان داده شده است. مطابق شکل (5) مشاهده می‌شود که در این اتصال آلیاژهای آلومینیوم Al7075 و Al2024 به ترتیب در سمت پیشرونده (RS) و پسرونده (AS) قرار گرفتند. به طور واضح مشخص است که اتصال FSW عاری از عیب یا هرگونه نقص دیگر (عدم نفوذ، تخلخل و غیره) است. نتایج نشان می‌دهد که

AS مورفولوژی لایه‌ای تشکیل شده است. از این رو جهت تعیین و بررسی لایه‌های تشکیل شده، از نمونه AS آزمون EDS گرفته شد. نتایج آزمون EDS برای نمونه AS در شکل (7) آورده شده است. جدول (3) تجزیه و تحلیل کمی EDS از فلزات پایه و مناطق مربوط به شکل (7-الف) برای نمونه AS را نشان می‌دهد. نتایج حاصل از تحلیل نقطه ای EDS برای Cu، Zn، Mg و Mn در موقعیت‌های نشان داده شده در شکل (6-الف) و همچنین در دو فلزپایه در جدول (3) ارائه شده است. درصد جرمی Cu، Mg و Zn در موقعیت A نزدیک به آلیاژ 7075 و در موقعیت B نزدیک به آلیاژ 2024 می‌باشد.



شکل 5- تصاویر ماکرو ساختار از نمونه‌های جوشکاری شده در شرایط موقعیت متفاوت: الف- RS، ب- As-Welded، ج- AS.

با توجه به شکل (7) و جدول (3) نوارهای روشن‌تر غنی از Zn هستند در حالی که نوارهای تیره نشان از حضور Cu و Mg دارند.

با توجه به اینکه هر دو آلیاژ آلومینیوم 2024 و 7075 دارای عناصر آلیاژی Cu و Mg هستند و عنصر آلیاژی Zn فقط مربوط به آلومینیوم Al7075 است. از این رو لایه‌های روشن را می‌توان به آلیاژ آلومینیوم Al7075 و لایه‌های تیره را می‌توان به آلیاژ آلومینیوم Al2024 نسبت داد.

شکل به وضوح قابل مشاهده است که این امر ناشی از اختلاط مواد اولیه است. نتایج حاصله نشان می‌دهد که موقعیت ابزار بین تاثیر مهمی بر ریزساختار و ناحیه اغتشاش یافته دارد.

2-3- ریزساختار

جهت بررسی منطقه اغتشاش یافته، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از این ناحیه تهیه شد. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی منطقه اغتشاش یافته برای هر سه نمونه AS، RS و AS-Weld در شکل (6) آورده شده است. همانطور که در شکل (6-الف) مشاهده می‌شود با موقعیت ابزار به سمت AS اندازه دانه‌ها در این ناحیه نسبت به فلزات پایه کاهش داشته است. با توجه به تمام داده‌های فرایند FSW برای آلومینیوم، درجه حرارت بالاتر و تغییر شکل‌های پلاستیکی شدید، دانه‌های کوچکتر نسبت به فلز پایه را به میزان قابل توجهی افزایش می‌دهند؛ ریزساختار بدست آمده نشان از تشکیل دانه‌های ریز و همگن در منطقه جوش دارد. همچنین در این نمونه رسوباتی با ترکیبات فلزی $AlCuO$ و $AlMgFeCu$ به رنگ سفید به چشم می‌خورد. در شکل (6-ب) نیز مشاهده می‌شود ریز شدن و همگن شدن ریزساختار مشاهده می‌شود. در این ناحیه رسوباتی با ترکیبات بین فلز $AlCuMg$ و $AlSiO$ مشاهده می‌شود. بر خلاف دو نمونه جوشکاری شده تحت شرایط بدون موقعیت و RS، نمونه AS رفتاری متمایز را نشان می‌دهد. همانطور که در شکل (6-ج) مشاهده می‌شود منطقه اغتشاش یافته به صورت ریزساختاری هم‌محور و همگن اما متمایز تشکیل شده است که نشان از تشکیل مورفولوژی متفاوت نسبت به دو نمونه دیگر را دارد.

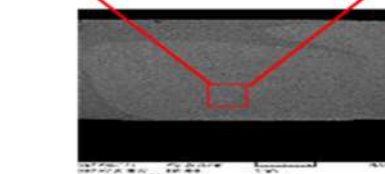
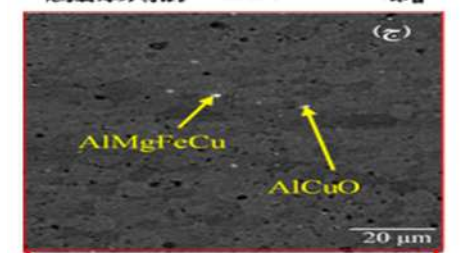
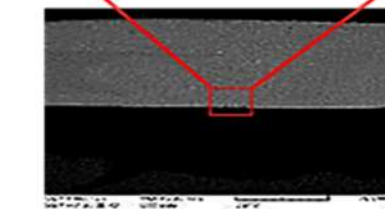
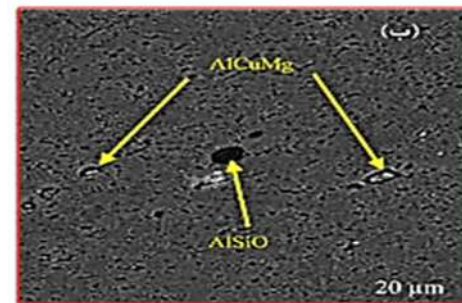
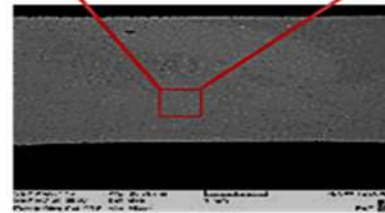
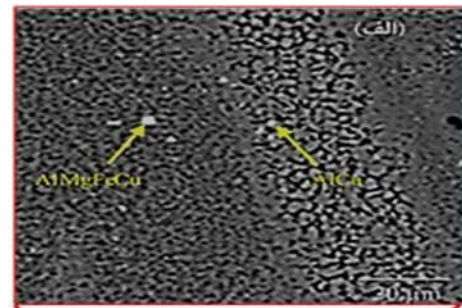
نتایج نشان می‌دهد رسوبات در تمامی نمونه‌ها به صورت همگن پراکنده شده است. کوالیر و همکارانش [19] گزارش دادند که در فرایند جوشکاری FSW آلیاژهای آلومینیوم 2024 به 7075، درجه حرارت بیشتر و تغییر شکل پلاستیکی شدید نسبت به فلزات پایه، دانه‌های منطقه جوش نسبت به فلزپایه به میزان قابل توجهی کاهش می‌یابد. با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مشاهده شد که منطقه اغتشاش یافته نمونه

این امر اختلاط کامل فلزات پایه و تشکیل ناحیه پوسته پیازی را در منطقه اغتشاش یافته و تاثیر موقعیت ابزار بر تشکیل این ناحیه را نشان می‌دهد. ناحیه پیازی شکل برای نمونه AS در شکل (6-ج) نشان داده شده است. بغدادی و همکاران [20] گزارش کردند که با موقعیت ابزار پین، مورفولوژی منطقه جوش تغییر می‌کند.

جدول 3- نتایج آنالیز آزمون EDX از فلزات پایه و مناطق مربوط به شکل 6 برای نمونه AS.

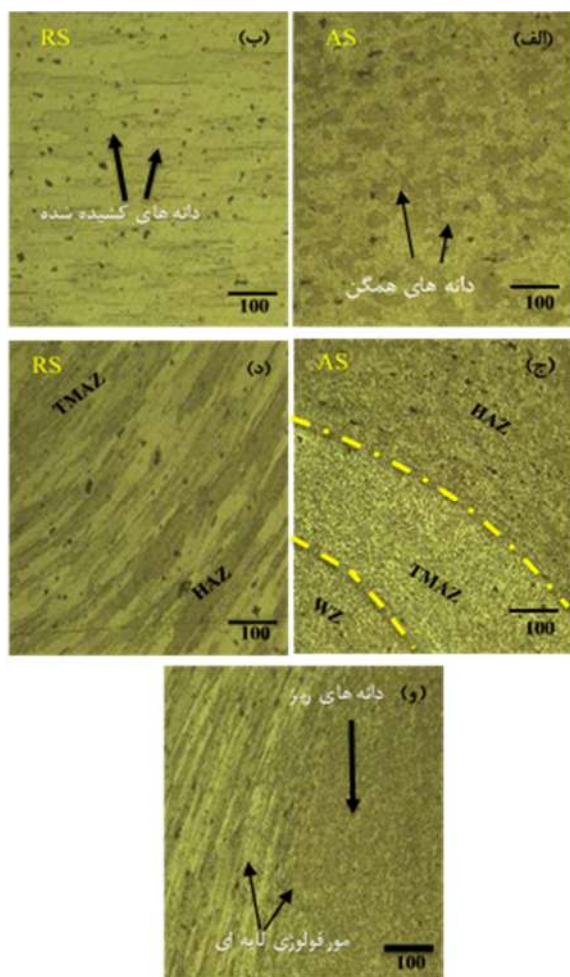
عناصر آلیاژی	آلیاژ Al 2024	آلیاژ Al 7075	ناحیه روشن (A)	ناحیه تاریک (B)
Cu	5/60	1/73	2/06	3/11
Zn	0/15	5/06	2/67	0/03
Mg	3/75	2/75	2/72	2/36
Mn	0/02	0/10	-	-

شکل (8) ریزساختار مناطق مختلف اتصال در نمونه موقعیت داشته شده به سمت AS را نشان می‌دهد. این نمونه به دلیل داشتن ریزساختاری با مورفولوژی پوسته پیازی در ناحیه جوش ارایه شده است. شکل (8-الف و 8-ب) ریزساختار فلزات پایه را نشان می‌دهد. همانطور که در این شکل مشاهده می‌شود ریزساختار آلیاژ Al7075 به صورت دانه‌های تبلور مجدد یافته و کشیده ناشی از فرایند نورد است و ریزساختار آلیاژ Al2024 به صورت دانه‌های همگن و آنبیل شده همراه با توزیع یکنواخت است [21]. شکل (8-ج) و (8-د) به ترتیب ریزساختار مناطق TMAZ و HAZ در سمت AS و RS را نشان می‌دهد. با توجه به این دو شکل مشاهده می‌شود که در ناحیه TMAZ اندازه دانه‌ها نسبت به فلز پایه کاهش یافته که این امر ناشی از حرارت ناشی از فرایند جوشکاری می‌باشد. تغییرات ریزساختار دانه ناشی از تغییر شکل پلاستیک و تبلور مجدد دانه‌ها باشد. در ناحیه متأثر از حرارت نیز ریز شدن دانه‌ها و تشکیل ناحیه ریزدانه به چشم می‌خورد. همچنین در ناحیه متأثر از حرارت در سمت فلز پایه Al2024، دانه‌ها به دلیل حرارت ناشی از جوشکاری دچار تبلور مجدد شده‌اند.



شکل 6- تصاویر SEM از ناحیه اغتشاش یافته برای:

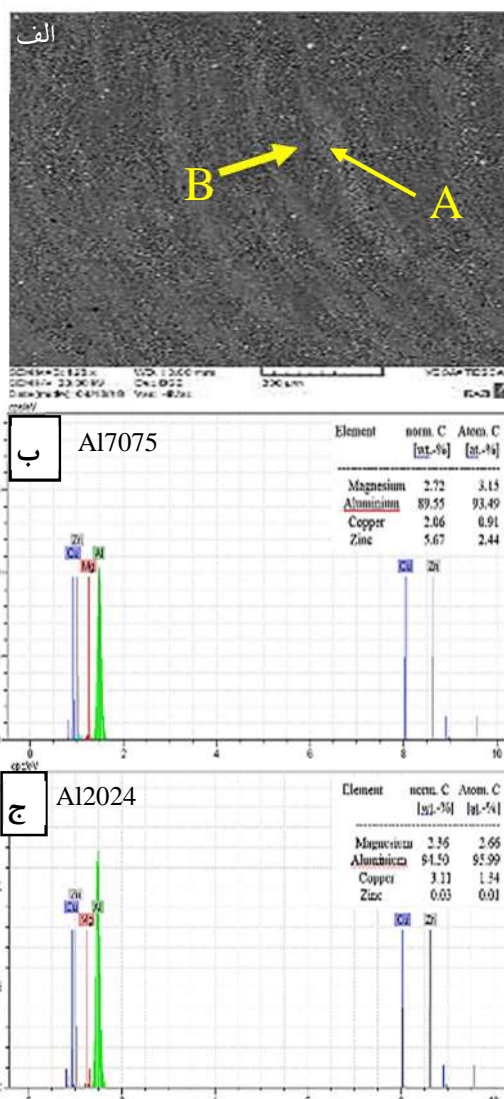
الف- RS، ب- As-welded، ج- AS.



شکل 8- ریزساختار مناطق مختلف برای نمونه AS: الف - Al2024، ب - Al7075، فصل مشترک فلز پایه و فلز جوش ج - AS و د - RS و و - فلز جوش.

3-3- آزمون کشش

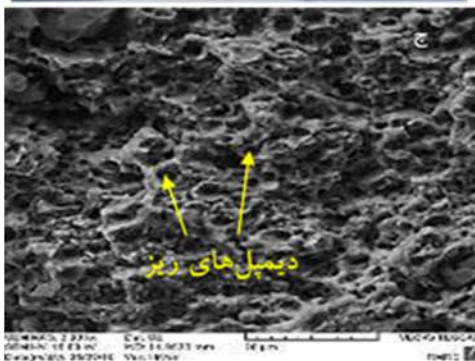
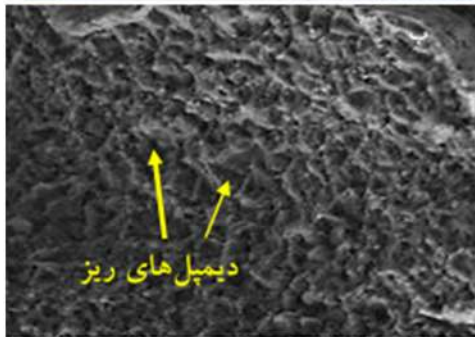
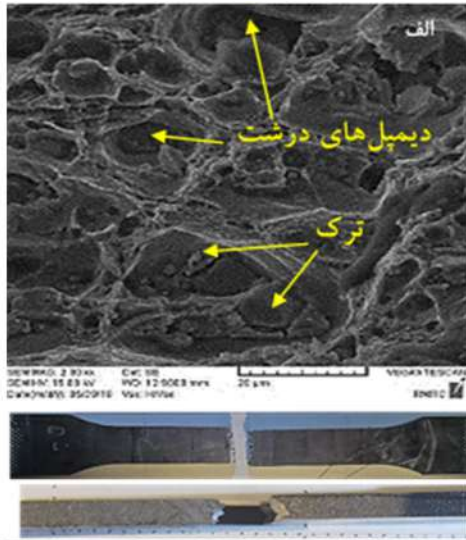
نتایج آزمون کشش برای هر سه نمونه جوشکاری شده تحت شرایط مختلف موقعیت در شکل (9) و جدول (4) آورده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود با موقعیت ابزار پین به سمت AS و RS تفاوت قابل توجهی در میزان استحکام کشش مشاهده می‌شود. همانطور که مشاهده می‌شود استحکام کششی نمونه بدون موقعیت تقریباً برابر 301 مگا پاسکال است که با موقعیت ابزار پین به سمت AS استحکام به مقدار 354 مگا پاسکال افزایش می‌یابد اما با موقعیت ابزار پین به سمت RS استحکام کششی کاهش می‌یابد و تقریباً به مقدار 261 مگا پاسکال می‌رسد. نتایج نشان می‌دهد که با موقعیت ابزار به سمت AS استحکام کششی به مقدار 17/5% افزایش می‌یابد اما



شکل 7- الف - تصویر SEM از ناحیه اغتشاش یافته از نمونه AS و آنالیز EDX از ب - نقطه A ج - نقطه B

این ریز شدن دانه‌ها را می‌توان به حرارت ایجاد شده توسط اصطکاک بین ابزار پین و فلزات پایه نسبت داد. ریز شدن دانه و تشکیل مورفولوژی لایه‌ای یا در منطقه جوش نیز به چشم می‌خورد. فشار در مرکز ابزار جوشکاری در حداکثر مقدار خود قرار دارد و با فاصله گرفتن از مرکز ابزار پین به تدریج به سمت طرفین کاهش می‌یابد. در نتیجه اصطکاک بین مرکز پین و فلزات پایه بیشترین مقدار خود را دارد و دما در این ناحیه در حداکثر مقدار خود قرار دارد [13]. به همین دلیل پس از انجام فرایند جوشکاری، ریز شدن دانه‌ها در نهایت تشکیل مورفولوژی لایه‌ای یا پوسته پیازی در این ناحیه مشاهده می‌شود.

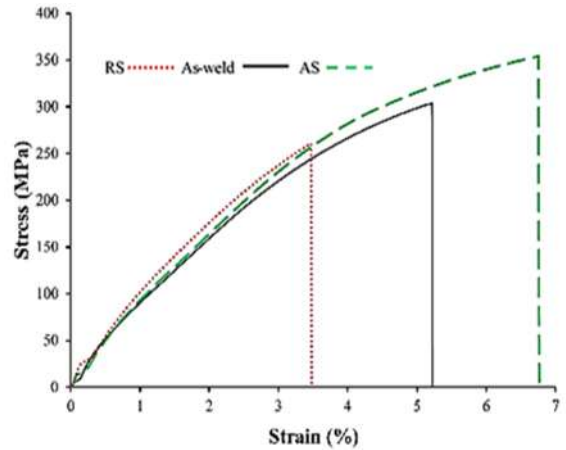
30 درصد بهبود یافته است اما در نمونه RS تغییر طول نسبت به نمونه بدون موقعیت 33 درصد کاهش داشته است.



شکل 10- تصاویر SEM از گشش شکست نمونه های الف- RS

ب- As-Weld ج- AS.

با موقعیت ابزار به سمت RS استحکام کششی به مقدار 13/3% کاهش می یابد. مشاهده می شود موقعیت ابزار تاثیر بسزایی روی خواص مکانیکی اتصال دارد. که این امر ناشی از میزان اختلاط فلزات پایه، پراکندگی رسوبات منطقه جوش بر می گردد.



شکل 9 منحنی تنش- کرنش برای نمونه های جوش داده شده.

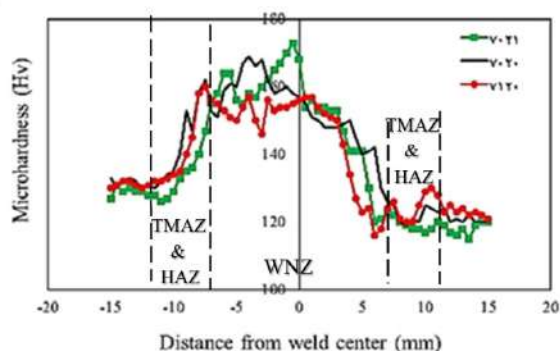
جدول 4- خواص مکانیکی نمونه های جوش تحت شرایط مختلف موقعیت.

شماره نمونه	تنش تسلیم (MPa)	استحکام کششی نهایی (MPa)	تغییر طول (%)	حداکثر نیروی اعمالی (N)	محل شکست نمونه ها
Al 2024	۳۰۷	۵۰۲	۱۸/۱۹	۱۱۳۸۷	-
Al7075	۲۹۰	۴۸۲	۱۰/۸۶	۳۸۵۴۴	-
AS	۱۵۰	۳۵۴	۶/۷۴	۱۳۲۷۲	HAZ
As-weld	۳۰۱	۳۰۱	۵/۲۱	۱۱۳۸۷	HAZ
RS	۶۵	۲۰۷	۳/۴۷	۹۷۸۴	HAZ

همانطور که در شکل (6) مشاهده می شود ریزساختار در ناحیه جوش نمونه موقعیت یافته به سمت AS دارای مورفولوژی لایه ای که نشان از اختلاط مناسب فلزات پایه دارد. همچنین در منطقه جوش رسوبات به صورت یکسان پراکنده شده و ترکیبات بین فلزی سخت AICu شکل گرفته اند. تشکیل ترکیبات بین فلزی سخت در ناحیه اغتشاش یافته تاثیر بر استحکام کششی جوش تاثیر گذار است. همچنین در جدول (4) مشاهده می شود که تغییر طول در نمونه موقعیت یافته به سمت AS به میزان

3-4- شکست نگاری آزمون کشش

خواص شکست مکانیکی به شدت وابسته به تجزیه و تحلیل سطوح شکست است. از اینرو جهت بررسی ماهیت شکست از میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد. شکل (10) تصاویر سطح شکست نمونه‌های AS، As-Weld و RS پس از آزمون کشش را نشان می‌دهد. در این تصاویر محل شکست نمونه‌ها و نوع شکست ارایه شده است. همانطور که مشاهده می‌شود با موقعیت ابزار پین، سطح شکست نیز رفتاری متفاوت را نشان می‌دهد. همچنین با مشاهده نوع شکست در نمونه‌ها مشاهده می‌شود که شکست در هر سه نمونه متفاوت است. همانطور که مشاهده می‌شود شکست در نمونه بدون موقعیت با زاویه 45 درجه اتفاق افتاده است. اما شکست در نمونه RS از نوع ترکیبی شامل شکست مورب در امتداد جهت 45 درجه و بصورت زیگزاگ است. شکست، در حالت موقعیت ابزار به سمت AS، مسطح و عمود بر جهت کشش است. علاوه بر این، با توجه به سطح شکست نمونه‌های کشش، در نمونه بدون موقعیت و نمونه AS، حفرات و دیپل‌های ریز در ساختار به چشم می‌خورند که نشان از شکست از نوع نرم در این نمونه‌ها است [20]. بر خلاف دو نمونه قبل، در سطح شکست نمونه RS دیپل‌های درشت و ترک‌های بین دانه‌ای در ساختار مشاهده می‌شود که نشان از شکست از نوع نیمه ترد دارد.



شکل 11- پروفایل‌های ریزسختی نمونه‌های جوشکاری شده در موقعیت‌های مختلف.

3-5- ریزسختی سنجی

سختی مناطق مختلف جوش با استفاده از آزمون اندازه‌گیری سختی ویکرز در سطح مقطع جوش در نمونه‌های جوشکاری

شده تحت موقعیت‌های مختلف مورد ارزیابی قرار گرفت. تغییرات ریزسختی در سطح جوش برای نمونه‌های جوشکاری شده تحت موقعیت‌های مختلف در شکل (11) آورده شده است. با توجه به نتایج بدست آمده متوسط ریزسختی آلیاژهای آلومینیوم AI2024 و AI7075 به ترتیب برابر 121 ویکرز و 127 ویکرز می‌باشد. کاوالیر و همکاران نیز در مطالعات خود نتایجی مشابه رو گزارش داده بودند [21].

با توجه به شکل (11)، نتایج ریزسختی در تمامی مناطق برای هر سه نمونه از یک روند پیروی می‌کنند. ریزسختی در مناطق HAZ و TMAZ نسبت به منطقه BM افزایش می‌یابد که این امر به دلیل حرارت ناشی از اصطکاک بین پین و فلزات پایه در حین فرایند جوشکاری می‌باشد. کمترین مقدار ریزسختی در ناحیه فلزات پایه و بیشترین مقدار ریزسختی در ناحیه اغتشاش یافته برای هر سه نمونه مشاهده شد. در منطقه متأثر از حرارت نیز ریزسختی بسیار کم است که این امر ناشی از حرارت تشکیل شده در حین فرایند جوشکاری و در نتیجه نرم شدن این منطقه می‌باشد. با افزایش فاصله از HAZ مقدار ریزسختی در منطقه متأثر از کار مکانیکی (TMAZ) به دلیل ریزشدن ریزساختار در این ناحیه تحت اثر حرارت ایجاد شده در حین فرایند جوشکاری افزایش می‌یابد تا در منطقه اغتشاش یافته به حداکثر میزان خود برسد. به وضوح می‌توان مشاهده کرد که توزیع ریزسختی در منطقه اغتشاش یافته تقریباً ناهمگن است. که این ناهمگنی کاملاً مربوط به ساختار جوش در منطقه اغتشاش یافته است. بیشترین ریزسختی در نمونه AS در مرکز نمونه مشاهده می‌شود که این امر را می‌توان به حضور رسوبات AICu در ناحیه جوش نسبت داد. نتایج ریزسختی برای نمونه‌های مختلف یک روند مشابه را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود ریزسختی در منطقه جوش با موقعیت ابزار پین به سمت AS مقداری بهبود یافته است. اما با موقعیت ابزار به سمت RS ریزسختی در منطقه جوش کاهش می‌یابد که این امر با توجه به نتایج بدست آمده از ریزساختار قابل توجیه می‌باشد. تشکیل حلقه پیازی شکل با ساختار ریزدانه باعث افزایش ریزسختی نسبت به دو نمونه دیگر شده است.

4- نتیجه گیری

در مطالعه حاضر اثر موقعیت جانبی ابزار روی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال غیرهمجنس آلیاژهای آلومینیوم Al2024-AI7075 جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی بررسی شد و نتایج زیر بدست آمده است:

- نتایج میکروسکوپی نشان داد که اتصال غیرهمجنس آلیاژهای آلومینیوم 2024 و 7075 در شرایط موقعیت و بدون موقعیت جانبی، عاری از عیب یا هرگونه نقص ظاهری دیگری (عیوب چشمی) صورت گرفته است.

- در اتصال غیرهمجنس آلیاژهای آلومینیوم 2024 و 7075، چهار ناحیه مختلف فلز پایه، HAZ، TMAZ و منطقه اغتشاش یافته مشاهده شد. همچنین با موقعیت ابزار بین به سمت AS مورفولوژی جوش به صورت حلقه پیازی نیز شکل گرفته است که نتایج EDS تاییدی بر این موضوع بود ولی با موقعیت ابزار به سمت RS الگوی حلقه پیازی مشاهده نشد.

- با موقعیت ابزار به سمت AS استحکام کششی به مقدار 17/5% افزایش و با موقعیت ابزار به سمت RS استحکام کششی به مقدار 13/3% کاهش یافت. نتایج نشان داد که استحکام کششی، تسلیم و ازدیاد طول با موقعیت جانبی AS بهبود یافت. همچنین شکست در نمونه‌های موقعیت داده شده به سمت RS از نوع نیمه ترد و در نمونه‌های موقعیت داده شده به سمت AS و بدون موقعیت از نوع نرم بود.

- نتایج ریزسختی نشان داد که ریزسختی از فلزات پایه به سمت فلزجوش افزایش یافته و توزیع ریزسختی در منطقه اغتشاش یافته برای تمامی نمونه‌ها تقریباً یکسان و ناهمگن است که این ناهمگنی کاملاً مربوط به ساختار جوش در منطقه اغتشاش یافته است.

- در این مطالعه، بهترین رفتار مکانیکی و خواص ریز ساختاری در اتصال غیرهمجنس آلیاژهای آلومینیوم 2024 و 7075 در نمونه موقعیت یافته به سمت AS (آلیاژ فلز پایه Al2024)، حاصل شد.

منابع

- 2- Mishra R.S., Ma Z.Y., "Friction Stir Welding and Processing", Materials Science and Engineering R, 2005; 50:1- 78.
- 3- Cantin G. M. D., David S. A., Thomas W. M., Lara-Curzio E., Babu S. S., "Friction Skew-Stir Welding of Lap Joints in 5083-o Aluminum, Science and Technology of Welding and Joining", 2005; 10 (3): 268-280.
- 4- Grietmann M. J., Deimel P., "Friction stir welding innovative technology for joining aluminum components", Otto- Graf. Journal, 2005; 16.
- 5- Vilaca P., Thomas W., "Friction stir welding technology", Verlag berlin Heidelberg, 2011; 10: 1007-1056.
- 6- Zhi-hong F. U., Di-Qiu H. E., Hong W., "Friction stir welding of aluminum alloys", Wuhan university of technology material science Ed, 2003; 19(1).
- 7- Zhang Y. N., Cao X., Larose S., Wanjara P., "Review of tools for friction stir welding and Processing", Canadian Metallurgical Quarterly, 2012; 51: 250-261.
- 8- Khodir S. A., Shibayanagi T., "Friction stir welding of dissimilar AA2024 and AA7075 aluminum alloys", Materials Science and Engineering B, 2008; 148: 82-87.
- 9- Song Y., Yang X., Cui L., Hou X., Shen Zh., Xu Y., "Defect features and mechanical properties of friction stir lap welded dissimilar AA2024-AA7075 aluminum alloy sheets", Materials and Design, 2014; 55: 9-18.
- 10- Cavaliere, P., Cerri, E., Squillace, A., "Mechanical response of 2024-7075 aluminum alloys joined by friction stir welding". Journal of Materials Science, 2005; 40: 3669-3676.
- 11- Kumar Sahu P., Pala S., Pal S. K., Jain R., "Influence of plate position, tool offset and tool rotational speed on mechanical properties and microstructures of dissimilar Al/Cu friction stir welding joints", Materials Processing Technology, 2016; 235: 55-67.
- 12- Ramachandran K.K., Murugan N., ShashiKumar S., "Effect of tool axis offset and geometry of tool pin profile on the characteristics of friction stir welded dissimilar joints of aluminum alloy AA5052 and HSLA steel", Materials Science & Engineering A, 2015; 639: 219-233.
- 13- Yan X., Ma H., Xiong L., Tian Zh., Cao X., Zhang Y., "Effect of lateral offset on microstructure and strength of friction stir welded 2A14-T6 aluminum alloy", Advanced Manufacturing Technology, 2018; 97: 3893-3902.
- 14- Kar A., Suwas S., Kailas S. V., "Significance of tool offset and copper interlayer during friction stir welding of aluminum to titanium", 2019; 100: 435-443.
- 15- Shah L. H., Guo S., Walbridge S., Gerlich A., "Effect of tool eccentricity on the properties of friction stir welded AA6061 aluminum alloys", Manufacturing Letters, 2017.
- 16- ASTM E8-00 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.
- 17- ASTM E 384 Standard Test Method for Micro indentation Hardness of Materials.

- 1- Liu G., Murr L., Niou C., Mclure J., Vega F., "Micro structural aspects of the friction stir welding of 6061- T6 aluminum", Scripta Metallurgica Materialia, 1997; 37: 355-361.

588-594.

20- Baghdadi A. H., Selamat F. M., Sajuri Z., "Effect of tool offsetting on microstructure and mechanical properties dissimilar friction stir welded Mg-Al alloys", *Materials Science and Engineering*, 2017; 238.

21- Cavaliere P., Panella F., "Effect of tool position on the fatigue properties of dissimilar 2024-7075 sheets joined by friction stir welding", *Materials Processing Technology*, 2008; 206: 249-255.

18- Da Silva A.A.M., Arruti E., Janeiro G., Aldanondo E., Alvarez P., Echeverria A., "Material flow and mechanical behavior of dissimilar AA2024-T3 and AA7075-T6 aluminum alloys friction stir welds", *Materials and Design*, 2011; 32: 2021-2027.

19- Cavaliere P., Nobile R., Panella F., "Mechanical and microstructural behavior of 2024-7075 aluminum alloy sheets joined by friction stir welding", *International Journal of Machine Tools Manufacturing*, 2006; 46:



Optimization of TIG repair welding process parameters to obtain maximum tensile strength in AZ91C magnesium alloy



M. Aslani, M. Rafiei* 

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

Received 23 September 2021 ; Accepted 30 October 2021

Abstract

In this study, in order to modify the weld structure obtained from repair welding of AZ91C magnesium alloy and improvement of tensile strength, input parameters such as current intensity and preheating temperature were optimized for this alloy. T6 heat treatment was separately done before and after the welding to homogenize the microstructure and improvement of the mentioned properties. Using variance analysis, the accuracy of the models was checked and analyzed. Optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), Energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) and tensile tests were used to characterize the microstructure and mechanical properties of the repaired parts. The results of microstructural studies showed that the samples 2 (samples that were subjected to T6 heat treatment before and after welding) had continuous precipitates which these precipitates affected the strength due to the interruption of more slip planes and creating stronger barriers in the path of dislocations, resulting the better mechanical properties as compared with samples 1 (samples that were subjected to heat treatment only after welding). Also, by plotting response surface graphs and level diagrams, the highest tensile strength for samples 1 was observed at preheating temperatures of 493 to 513 K and current intensities of 80 to 90 A, and for samples 2 at temperatures of 513 to 553 K and current intensities of 100 to 110 A.

Keywords: Repair welding, TIG, AZ91C, Tensile strength, Design of experiment.

 Corresponding Author: m.rafiee@pmt.iaun.ac.ir



بهینه سازی پارامترهای فرایند جوشکاری تعمیری TIG برای دستیابی به حداکثر استحکام کششی در آلیاژ منیزیم AZ91C

مجید اصلانی، مهدی رفیعی*

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

دریافت مقاله: 1400/07/01؛ پذیرش مقاله: 1400/08/08

چکیده

در این پژوهش به منظور اصلاح ساختار جوش حاصل از جوشکاری تعمیری آلیاژ ریختگی منیزیم AZ91C و بهبود استحکام کششی، پارامترهای ورودی نظیر شدت جریان و دمای پیشگرم برای این آلیاژ بهینه‌سازی و همچنین عملیات حرارتی T6 نیز به صورت مجزا جهت همگن نمودن ریزساختار و بهبود خواص قبل و بعد از جوشکاری اعمال گردید. با استفاده از آنالیز واریانس، صحت مدل‌ها بررسی و تحلیل شدند. از میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، طیف سنجی توزیع انرژی اشعه ایکس (EDS) و آزمون کشش به منظور مشخصه یابی ریزساختار و خواص مکانیکی قطعات ترمیم شده استفاده شد. نتایج بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که نمونه‌های 2 (نمونه‌هایی که قبل و بعد از جوشکاری تحت عملیات حرارتی T6 قرار گرفتند) دارای رسوبات پیوسته بوده که این رسوبات به دلیل قطع بیشتر صفحات لغزش و ایجاد موانع مستحکم‌تر در مسیر حرکت نابجایی‌ها، استحکام را تحت تاثیر خود قرار داده و در مقایسه با نمونه‌های 1 (نمونه‌هایی که تنها بعد از جوشکاری تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند) خواص مکانیکی بهتری از خود نشان دادند. با رسم گراف‌های سطح پاسخ و نمودارهای تراز، بیشترین مقدار استحکام کششی نمونه‌های 1 در دماهای پیشگرم 493 تا 513 درجه کلوین و شدت جریان 80 تا 90 آمپر و برای نمونه‌های 2 در دماهای 513 تا 553 درجه کلوین و شدت جریان 100 تا 110 آمپر مشاهده گردید.

کلمات کلیدی: جوشکاری تعمیری، TIG، AZ91C، استحکام کششی، طراحی آزمایش.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: m.rafiei@pmt.iaun.ac.ir

1- مقدمه

محیط، پایداری مناسب در ابعاد و قابلیت جذب عالی ارتعاشات، این آلیاژها، امکان استفاده وسیع در صنایع هوافضا و خودروسازی را دارند [2].

در بیشتر سیستم‌های آلیاژی منیزیم، با افزایش عناصر آلیاژی، محدوده انجماد افزایش می‌یابد و منجر به تمایل به ترک گرم حین جوشکاری می‌شود و دمای ذوب، رسانایی حرارتی و الکتریکی کاهش می‌یابند. با وجود قابلیت ریخته‌گری خوب

آلیاژهای منیزیم نسبت به دیگر آلیاژها و به‌خصوص آلیاژهای آلومینیوم تحت شرایط یکسان، دارای انعطاف‌پذیری کمتری می‌باشند و چگالی آن‌ها تحت شرایط یکسان نسبت به فلزات دیگر کمتر است، اما با طراحی هوشمند و دقیق می‌توان آن‌ها را ارتقاء بخشید، به گونه‌ای که از بسیاری از فلزات با وزن بالاتر، پیشی بگیرند [1]. به دلیل قابلیت ریخته‌گری خوب در دمای

عملیات حرارتی نیز یکی دیگر از روش‌های بهبود ساختار جوش آلیاژهای منیزیم است که این عملیات باعث ذوب مجدد و حل شدن شبکه خشن یوتکتیکی β -Mg₁₇Al₁₂ در ناحیه متأثر از حرارت جوش شده که باعث افزایش استحکام و انعطاف‌پذیری منطقه جوش می‌شود. آدامیک و همکاران ساختار جوش را قبل و بعد از جوشکاری قوسی تنگستن مورد عملیات همگن‌سازی قرار دادند که منجر به حذف ترک‌های گرم و حل شدن فاز Mg₁₇Al₁₂ لایه‌ای شد [10].

با توجه به زیاد بودن تعداد پارامترها و محدوده وسیع هرکدام در فرایند جوشکاری تعمیری TIG استفاده از روش‌های طراحی آزمایش برای رسیدن به خواص (استحکام کششی نهایی) مطلوب بهترین روش از نظر زمانی و اقتصادی است. در میان همه روش‌های طراحی آزمایش، روش طراحی آزمایش سطح پاسخ (RSM) یکی از جدیدترین و بهترین روش‌های طراحی آزمایش به شمار می‌رود که می‌تواند تأثیر همزمان پارامترها را بر استحکام کششی نهایی آلیاژ منیزیم AZ91C به شکل دقیقی نشان دهد [11].

با توجه به اینکه اطلاعاتی در رابطه با بهینه‌سازی پارامترهای جوشکاری تعمیری TIG برای آلیاژ AZ91C در متون علمی مشاهده نشد، هدف از انجام این پژوهش تعیین رابطه بین پارامترهای جوشکاری تعمیری TIG آلیاژ منیزیم و اثر آنها بر استحکام کششی نهایی و حصول بیشینه استحکام با پارامترهای بهینه شده با استفاده از روش طراحی آزمایش CCF و به‌کارگیری روش RSM می‌باشد که در نهایت فرایند بهینه‌سازی سطوح متغیرها برای دستیابی به بیشترین استحکام کششی نهایی انجام و حد مطلوب و نقطه بهینه استحکام کششی در قطعات ترمیم شده با بهینه‌سازی پارامترهای جوشکاری تعمیری TIG حاصل و مدل ریاضی جهت پیش‌بینی و دستیابی به استحکام کششی مورد نظر و یا ناحیه‌ای از فضای فاکتوری را که در آن، پاسخ‌های دارای ماهیت مغایر از سازگاری مناسبی برخوردارند توسط ابزارهای آماری همچون طراحی آزمایش، تحلیل واریانس و آنالیز رگرسیون محاسبه گردید و کیفیت مدل محاسبه شده مورد ارزیابی قرار گرفت [12].

آلیاژهای AZ91C، از لحاظ اقتصادی و یا توانایی ریخته‌گری، امکان ریخته‌گری قطعات پیچیده منیزیم وجود ندارد. از این رو برای کاربردی کردن بیشتر این آلیاژ، تکنولوژی اتصال در آن از اهمیت بالایی برخوردار است [3 و 4].

در مورد نحوه جوشکاری قطعات منیزیمی با روش‌های مختلف به خصوص روش اصطکاکی اغتشاشی، قوس پلاسما و قوسی با الکتروود تنگستن (GTAW) بررسی‌هایی انجام شده است اما در مورد ترمیم عیوب قطعات ریخته‌گری شده منیزیمی و حصول بیشینه استحکام کششی با استفاده از فرایند GTAW و اثر پارامترهای ورودی نظیر شدت جریان و دمای پیشگرم بر خواص آن نیاز به تحقیق و بررسی بیشتری است [5]. حضور رسوبات β -Mg₁₇Al₁₂ با نقطه ذوب پایین در ریزساختار آلیاژهای منیزیم، علاوه بر تشکیل انواع ترکیبات ناشی از حضور عنصر سوم، با توجه به نوع آلیاژ منیزیم باعث تشکیل منطقه خمیری وسیع و ایجاد فازهای مذاب در مرزخانه‌های این آلیاژها پس از جوشکاری ترمیمی شده که ایجاد انواع ترک‌های گرم را در ناحیه ترمیمی محتمل می‌کند [6].

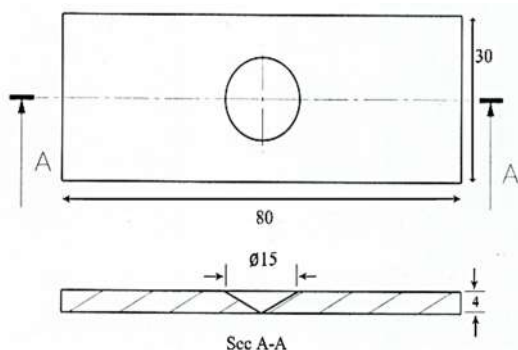
روش‌های متفاوتی در آلیاژهای منیزیم جهت حذف ساختارهای دندریتی و بهبود ریز ساختار به‌کار گرفته شده است. کائو و همکارانش روی تأثیر پارامتر سرعت جوشکاری بر ساختارهای دندریتی حاصل از جوشکاری لیزر آلیاژ ریختگی منیزیم مطالعه کردند و به این نتیجه رسیدند که با افزایش سرعت جوشکاری، ساختاری مسطح همراه با دانه‌های هم‌محور در فصل مشترک ناحیه ذوب و متأثر از حرارت به وجود می‌آید [7].

رز و همکاران با استفاده از جریان پالسی حین جوشکاری قوسی تنگستن با گاز محافظ آلیاژ AZ61 نشان دادند که افزایش فرکانس و کاهش زمان بین پالسی به نحو موثری سبب از بین رفتن ساختار دندریتی می‌شود [8]. لو و همکارانش روی تأثیر افزایش قابلیت جوانه‌زایی جهت حذف ساختارهای ریختگی دندریتی تحقیقی انجام دادند و با افزودن پودر تیتانیوم به ناحیه اتصال در حین جوشکاری نقطه‌ای توانستند با افزایش قابلیت جوانه‌زنی، به ریزساختاری تقریباً هم‌محور دست پیدا کنند [9].

2- مواد و روش تحقیق

2-1- آماده سازی نمونه

به علاوه، برای اطمینان بیشتر از صحت روابط بدست آمده و تعیین تقعر و تحدب، نقاط مرکزی نیز با 5 تکرار انجام شد که در مجموع 26 آزمایش انجام گرفت. طراحی آزمایش با استفاده از نرم افزار Design Expert 7.0.0 انجام شد. در جدول (3) پارامترهای هر آزمایش با هر دو مقدار کد شده و واقعی نمایش داده شده‌اند. در این جدول شرایط نمونه 1 مربوط به نمونه‌هایی است که فقط بعد از جوشکاری تحت عملیات حرارتی T6 قرار گرفتند و شرایط نمونه 2 مربوط به نمونه‌هایی است که قبل و بعد از جوشکاری تحت این عملیات حرارتی قرار گرفتند.



شکل 1- ابعاد نمونه‌ها و عیوب مصنوعی ایجاد شده روی آن (اندازه‌ها بر حسب میلی‌متر می‌باشند).

جدول 2- شرایط نمونه‌ها، متغیرها و سطوح آن‌ها در آزمایش.

شرایط نمونه	متغیرها	سطوح		
		۱	۰	-۱
۱ و ۲	دمای پیشگرم (کلوین)	۵۷۳	۵۲۳	۴۷۳
	شدت جریان ورودی (آمپر)	۱۱۰	۹۰	۷۰

فرایند جوشکاری توسط دستگاه Fronius Magic Wave 2000 با جریان متناوب همراه با فلز پرکننده ERAZ92A (که فلزپرکننده معمول در جوشکاری آلیاژ AZ91C است) با قطر 4 mm مطابق با استاندارد W28 صورت پذیرفت. جهت ایجاد قوس، از الکتروود تنگستن به قطر 1/6 mm همراه با نازل سرامیکی به قطر 4mm و به منظور محافظت از حوضچه مذاب در حین جوشکاری، از دمش گاز آرگون با درجه خلوص 99/99 و با جریان 10 lit/min، استفاده شد. بعد از انجام عملیات جوشکاری جهت بررسی عیوب سطحی و داخلی، به ترتیب آزمون مایع نافذ

نمونه‌هایی از جنس آلیاژ منیزیم AZ91C توسط دستگاه Sander به ابعاد $4 \times 30 \times 80 \text{ mm}^3$ تهیه و ترکیب شیمیایی آن نیز توسط آنالیز کوانتومتری (GNR-METALAB-75-80J) مطابق با جدول (1) تعیین گردید. جهت اطمینان از عدم وجود عیوب داخلی، نمونه‌ها تحت آزمون اشعه X به روش فلوروسکوپی نیز قرار گرفتند. سپس در مرحله بعد عیوب مصنوعی مطابق شکل (1)، به صورت حفره مخروطی شکل به قطر 15 mm و با عمق 4 mm روی سطح قطعه ریختگی و در مرکز آن ایجاد گردیدند. با توجه به اینکه یکی از فرضیات این تحقیق مطابق با مطالعات صورت گرفته استحکام و خواص مکانیکی پایین قطعه ریختگی و به دنبال آن مقاومت پایین در برابر تنش‌های حرارتی ناشی از جوشکاری می‌باشد، لذا دو گروه نمونه جهت مطالعه در نظر گرفته شدند: نمونه‌های 1 که فقط بعد از جوشکاری تحت عملیات حرارتی T6 قرار گرفتند و نمونه‌های 2 که قبل و بعد از جوشکاری تحت این عملیات حرارتی قرار گرفتند [13].

جدول 1- ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه AZ91C

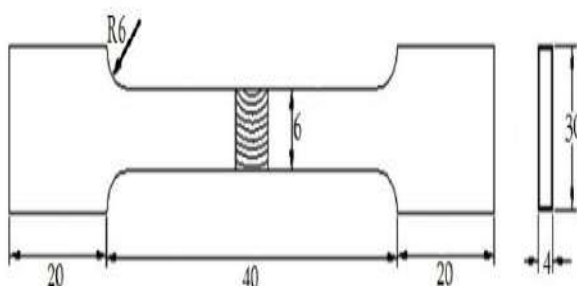
عنصر آلیاژی	Mg	Fe	Zn	Ni	Mn	Al
درصد وزنی	باقیمانده	<0/05	0/50	<0/05	0/14	8/44

مهمترین پارامترهای جوشکاری تعمیری TIG شامل شدت جریان ورودی، مقدار ولتاژ، سرعت پیشروی، مدت زمان جوشکاری، دمای پیشگرم و شرایط نمونه ملاک کار قرار گرفت. با توجه به زیاد بودن تعداد پارامترها سه پارامتر شدت جریان، دمای پیشگرم و شرایط نمونه که براساس اطلاعات موجود، پارامترهای موثرتری در فرایند جوشکاری تعمیری TIG هستند به عنوان پارامترهای متغیر و مابقی پارامترها در حین فرایند ثابت در نظر گرفته شدند. مقادیر حدی در روش‌های طراحی آزمایش براساس اطلاعات موجود در مقالات و امکانات کارگاه مشخص شدند. در این آزمایش حد بالا و پایین متغیرها در جدول (2) ارائه شده است. در طراحی آزمایش استفاده شده در این تحقیق تعداد 18 آزمون انجام گرفت.

جدول 3- مقادیر کد شده و مقادیر واقعی پارامترهای آزمایش

استحکام کششی (MPa)	مقادیر واقعی			مقادیر کد شده			شماره آزمایش
	شرایط نمونه	شدت جریان (A)	دمای پیشگرم (K)	شرایط نمونه	شدت جریان	دمای پیشگرم	
۱۴۲/۳۶	۱	۷۰	۴۷۳	۱	-۱	-۱	۱
۹۴/۸۹	۱	۷۰	۵۷۳	۱	-۱	۱	۲
۱۲۵/۷۰	۱	۱۱۰	۴۷۳	۱	۱	-۱	۳
۱۰۷/۱۴	۱	۱۱۰	۵۷۳	۱	۱	۱	۴
۱۴۰/۳۰	۱	۹۰	۴۷۳	۱	۰	-۱	۵
۱۱۰/۴۰	۱	۹۰	۵۷۳	۱	۰	۱	۶
۱۴۲/۴۹	۱	۷۰	۵۲۳	۱	-۱	۰	۷
۱۳۱/۶۰	۱	۱۱۰	۵۲۳	۱	۱	۰	۸
۱۵۰/۷۰	۱	۹۰	۵۲۳	۱	۰	۰	۹
۱۴۲/۷۰	۱	۹۰	۵۲۳	۱	۰	۰	۱۰
۱۳۹/۱۰	۱	۹۰	۵۲۳	۱	۰	۰	۱۱
۱۵۲/۴۰	۱	۹۰	۵۲۳	۱	۰	۰	۱۲
۱۴۴/۶۰	۱	۹۰	۵۲۳	۱	۰	۰	۱۳
۱۰۸/۲۹	۲	۷۰	۴۷۳	۲	-۱	-۱	۱۴
۱۲۳/۱۰۰	۲	۷۰	۵۷۳	۲	-۱	۱	۱۵
۱۶۰/۹۰	۲	۱۱۰	۴۷۳	۲	۱	-۱	۱۶
۱۷۳/۷۰	۲	۱۱۰	۵۷۳	۲	۱	۱	۱۷
۱۵۰/۳۰	۲	۹۰	۴۷۳	۲	۰	-۱	۱۸
۱۶۵/۶۰	۲	۹۰	۵۷۳	۲	۰	۱	۱۹
۱۳۶/۵۰	۲	۷۰	۵۲۳	۲	-۱	۰	۲۰
۱۸۱/۴۰	۲	۱۱۰	۵۲۳	۲	۱	۰	۲۱
۱۷۲/۷۰	۲	۹۰	۵۲۳	۲	۰	۰	۲۲
۱۶۹/۴۰	۲	۹۰	۵۲۳	۲	۰	۰	۲۳
۱۷۴/۸۰	۲	۹۰	۵۲۳	۲	۰	۰	۲۴
۱۸۱/۲۰	۲	۹۰	۵۲۳	۲	۰	۰	۲۵
۱۷۸/۹۰	۲	۹۰	۵۲۳	۲	۰	۰	۲۶

نمونه‌های آزمایش کشش مطابق با استاندارد ASTM E8M-04 به صورت Sub-Size مطابق شکل (2) تهیه شدند. آزمون کشش به وسیله دستگاه STM-20 ساخت شرکت طراحی و مهندسی ستام ایران با ظرفیت کشش 2 تن، در شرایط دمای محیط و با سرعت 2 mm/min انجام پذیرفت.



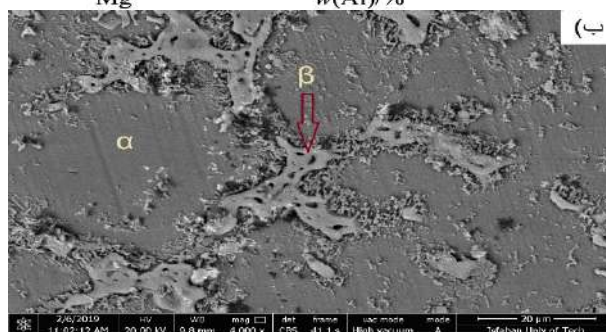
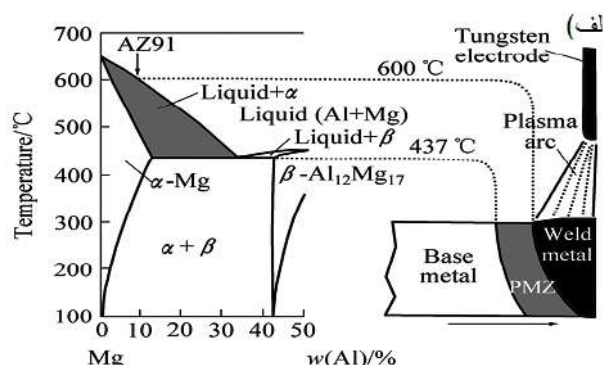
شکل 2- ابعاد و شکل نمونه آزمایش کشش (اندازه‌ها برحسب میلی‌متر).

و رادیوگرافی ری نمونه‌ها انجام پذیرفت. همچنین جهت بررسی ریزساختار منطقه شکست نمونه‌ها آماده متالوگرافی شدند. برای اچ کردن از محلول اتیلن گلیکول با ترکیب شیمیایی 20ml acetic acid+60ml Ethylene glycol+1ml HNO₃+20ml water به مدت 5 ثانیه استفاده شد. پس از انجام عملیات اچ جهت بررسی ریزساختاری منطقه شکست از میکروسکوپ نوری مدل Olympuse-BX60M ساخت کشور ژاپن استفاده گردید. علاوه بر این، برای بررسی توزیع عناصر آلیاژی و سطوح شکست نمونه‌های آزمایش کشش از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل LEO-440i ساخت کشور آلمان مجهز به طیف سنج توزیع انرژی اشعه ایکس (EDS) استفاده و تصاویر لازم تهیه گردید.

3- نتایج و بحث

3-1- ریز ساختار آلیاژ ریختگی منیزیم AZ91C

باتوجه به نمودار فازی تعادلی منیزیم-آلومینیم (شکل 3-الف)، ریز ساختار تعادلی دقیقاً پس از انجماد برای تمامی آلیاژهای AZ91C، شامل فاز α (Mg) و مقدار کمی فاز β می باشد که در شکل (3-ب) نیز این موضوع در تصویر SEM نشان داده شده است.



شکل 3-الف- نمودار فازی آلیاژ AZ91 و نمایشی از تشکیل منطقه ذوب جزئی [14]، ب- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار

یوتکتیک و فازهای رسوبی.

فاز β با دو مورفولوژی متفاوت یعنی به صورت یوتکتیک نامنظم فاز β (یوتکتیک) در محلول جامد α -Mg و همچنین رسوبات ناپیوسته لایه‌ای، در ساختار مشاهده می‌شود. فاز یوتکتیک نامنظم (β یوتکتیک) به دو صورت، کاملاً و جزئی تفکیک شده می‌باشد. در یوتکتیک کاملاً جدا شده دو فاز یوتکتیک به صورت کاملاً مجزا در حین انجماد تشکیل می‌شوند. در این حالت هر منطقه بین دندریتی شامل فاز $Mg_{17}Al_{12}$ بوده که به وسیله فاز α -Mg یوتکتیک که از دندریتهای اولیه رشد کرده، احاطه شده است و بنابراین ریزساختار آلیاژ ریختگی AZ91C شامل؛ دانه‌های اولیه α -Mg،

فاز یوتکتیک (یوتکتیک α -Mg و β) و در نهایت رسوبات لایه‌ای β می‌باشد.

انجماد آلیاژ AZ91C با جوانه‌زنی منیزیم اولیه (α -Mg) شروع می‌شود. با رشد فاز α -Mg به صورت دندریتی عناصر محلول Al و Zn به داخل مذاب بین دندریت پس زده می‌شوند و در اثر انجماد غیرتعادلی با رسیدن مقدار Al در مذاب بین دندریت به مقدار واکنش یوتکتیک، واکنش انجمادی یوتکتیک که شامل فازهای α غنی از آلومینیم و β - $Mg_{17}Al_{12}$ می‌باشد، در دمای 437 درجه سانتی‌گراد انجام می‌شود و پس از پایان انجماد فاز α غنی از Al بصورت رسوب گذاری ناپیوسته تبدیل به ساختار لایه‌ای $\beta + \alpha$ می‌گردد که این مطلب به طور عمومی به انجماد یوتکتیک جدا شده معروف می‌باشد [14].

3-2- ریزساختار ناحیه جوش

شکل (4-الف)، تصاویر میکروسکوپ نوری منطقه جوشکاری ذوبی آلیاژ ریختگی AZ91C را نشان می‌دهد. در ناحیه جوش، ذوب کامل اتفاق می‌افتد و مذاب ایجاد شده با سرعت بالایی منجمد می‌شود و با توجه به بالا بودن نرخ سرمایش، ساختار جوش نسبت به آلیاژ پایه ریزتر بوده و مرزدانه‌ها در ناحیه جوش دارای ساختاری غیرهمگن‌تر، شامل فازهای ثانویه ریز و پراکنده β - $Mg_{17}Al_{12}$ و همچنین تیغه‌های خشن یوتکتیکی می‌باشند. دمای واکنش یوتکتیک آلیاژ AZ91C در حدود 437 درجه سانتی‌گراد است. در زیر منطقه ذوب شده، دما پایین‌تر از دمای ذوب کامل آلیاژ یعنی زیر دمای 595 درجه سانتی‌گراد است و به همین دلیل ذوب کامل رخ نداده ولی از آنجایی که افزایش دما به سرعت رخ می‌دهد و ساختار یوتکتیکی نیز در ریز ساختار حضور دارد، در مناطقی از ساختار که دمایی بالاتر از 437 درجه سانتی‌گراد را تجربه می‌کنند انتظار می‌رود واکنش ذوب شدن یوتکتیکی رخ دهد و در ساختار شواهدی مبنی بر ذوب جزئی مشاهده گردد.

با توجه به حضور ذرات فاز β یوتکتیک پیوسته در منطقه ذوب جزئی که به دلیل گرم شدن این منطقه در اثر جوشکاری و پایین بودن نقطه ذوب فاز ثانویه می‌باشد، این ناحیه به عنوان

3-3- تعیین رابطه استحکام کششی و پارامترهای جوشکاری

برای بدست آوردن رابطه بین مقدار استحکام کششی و پارامترهای جوشکاری تعمیری TIG، از روش سطح پاسخ استفاده شد که بر مجموعه‌ای از معادلات ریاضی و آماری استوار است. براساس نتایج بدست آمده مقدار استحکام کششی نهایی (UTS) تابع دمای پیشگرم (A)، شدت جریان (B) و شرایط نمونه (C) می‌باشد که می‌تواند به صورت زیر بیان گردد:

$$UTS = f(A, B, C) \quad (1)$$

رابطه پاسخ (استحکام کششی نهایی) با متغیرهای ورودی (متغیرهای جوشکاری تعمیری TIG) در معادله چند جمله‌ای مرتبه دوم روش سطح پاسخ به صورت زیر تعریف می‌گردد:

$$Y = b_0 + \sum b_i x_i + \sum b_{ii} x_i^2 + \sum b_{ij} x_i x_j \quad (2)$$

که با توجه به سه جمله متغیر (سه پارامتر متغیر) تعریف شده، چند جمله‌ای در حالت مقادیر کد شده به صورت زیر بسط پیدا می‌کند:

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{12}x_1x_2 + \quad (3)$$

$$b_{13}x_1x_3 + b_{23}x_2x_3 + b_{11}x_1^2 + b_{22}x_2^2 + b_{33}x_3^2 + \quad (4)$$

$$UTS = 160.58 - 4/45A + 11/0.6B + 13/54C + 3/41AB + 11/58AC + 13/65BC - 18/74A^2 - 12/4B^2$$

مدل ریاضی برای مقادیر واقعی متغیرهای مستقل به شرح زیر می‌باشد:

شرایط نمونه‌ها: 1

$$UTS = -2436/24 + 7/21A + 3/67B + 0.03AB - 0.007A^2 - 0.031B^2 \quad (5)$$

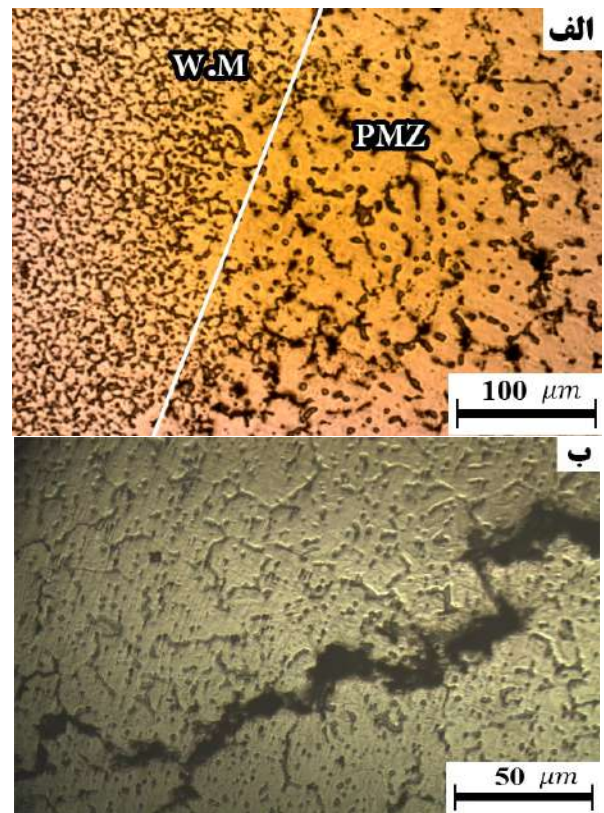
شرایط نمونه‌ها: 2

$$UTS = -2272/7 + 7/68A + 5/0.3B + 0.03AB - 0.007A^2 - 0.031B^2 \quad (6)$$

3-4- بررسی صحت مدل

به منظور بررسی کفایت و صحت روابط به دست آمده، ابتدا نتایج حاصل از آنالیز واریانس (ANOVA) مورد بررسی قرار گرفت. لازم به ذکر است در این پژوهش مقدار سطح اطمینان برابر 95% در نظر گرفته شد. با مراجعه به جدول (4) مشاهده می‌گردد مقدار P مدل حاصل کمتر از 0/0001 بوده که نشان از اعتبار بالای مدل به دست آمده (بیشتر از 99/99 درصد) دارد.

مکان اصلی ایجاد ترک ذوبی می‌باشد. ترک ذوبی در منطقه PMZ و در زیر خط ذوب اتفاق می‌افتد و می‌تواند در فلز پایه یا فلز جوش گسترش یابد. حرارت ورودی جوشکاری می‌تواند باعث ذوب موضعی زمینه، ترکیبات بین فلزی، ذرات یوتکتیک و ناخالصی‌ها در منطقه PMZ شود [15].

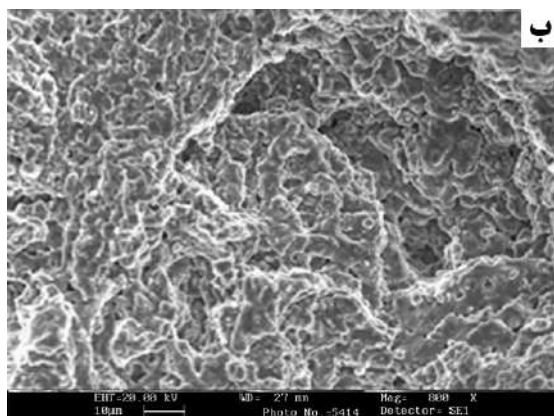
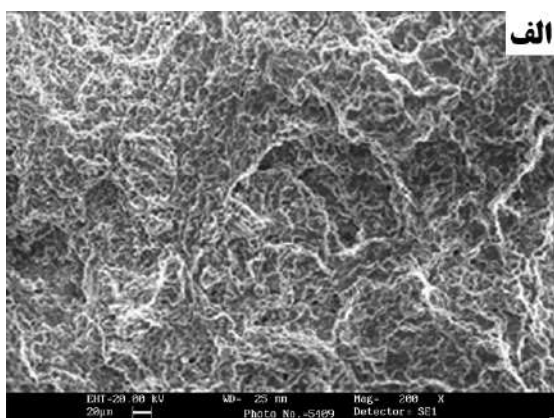


شکل 4- ریزساختار نوری نمونه 1 جوشکاری شده با جریان 140 آمپر، الف- فلز جوش و ب- ترک ذوبی در منطقه PMZ

با عبور منبع حرارتی، مذاب یوتکتیک تشکیل شده از مناطق ذوب شده با گسترش در مرزخانه‌ها یا با تشکیل حوضچه‌های مذاب درون دانه‌ها، شرایطی شبیه ترک گرم به وجود می‌آورد که در شکل (4-ب)، که تحت شرایط با شدت جریان ورودی 140 آمپر جوشکاری شده است، مشخص می‌باشد و از آن به عنوان ترک ذوبی حاصل از ذوب ترکیبات زود ذوب در منطقه PMZ با حضور تنش‌های انقباضی جوشکاری، یاد می‌شود. سطح شکست ترک گرم در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی شکل (5-الف) و (5-ب)، با دو بزرگنمایی متفاوت نشان داده شده است. مورفولوژی دندریتی که مشخصه ترک گرم می‌باشد به خوبی در شکل (5) مشخص است.

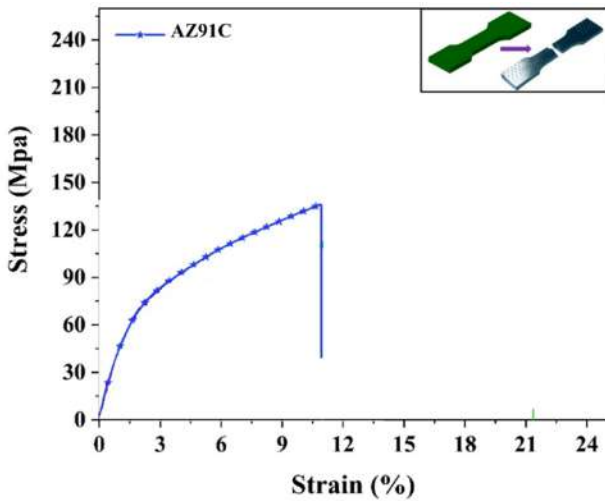
جدول 4- آنالیز واریانس (ANOVA)

منابع تغییرات	مجموع مجزورات	درجه آزادی	میانگین مجزورات	مقدار F	مقدار P
مدل	۱۴۸۱۵/۵۱	۸	۱۸۵۱/۹۴	۶۶/۹۶	< ۰/۰۰۰۱
دمای پیشگرم (A)	۲۳۷/۲۷	۱	۲۳۷/۲۷	۸/۵۸	۰/۰۰۹۴
شدت جریان ورودی (B)	۱۴۶۶/۸۸	۱	۱۴۶۶/۸۸	۵۳/۰۳	< ۰/۰۰۰۱
شرایط نمونه (C)	۴۷۶۷/۴۳	۱	۴۷۶۷/۴۳	۱۷۲/۳۸	< ۰/۰۰۰۱
AB	۹۲/۷۵	۱	۹۲/۷۵	۳/۳۵	۰/۰۸۴۶
AC	۱۶۰۹/۶۲	۱	۱۶۰۹/۶۲	۵۸/۲۰	< ۰/۰۰۰۱
BC	۲۲۳۴/۵۱	۱	۲۲۳۴/۵۱	۸۰/۷۹	< ۰/۰۰۰۱
A ²	۱۹۴۰/۷۵	۱	۱۹۴۰/۷۵	۷۰/۱۷	< ۰/۰۰۰۱
B ²	۸۴۸/۸۸	۱	۸۴۸/۸۸	۳۰/۶۹	< ۰/۰۰۰۱
باقیمانده	۴۷۰/۱۷	۱۷	۲۷/۶۶		
فقدان برازش	۲۵۷/۱۷	۹	۲۸/۵۷	۱/۰۷	۰/۴۶۵۷
خطای خالص	۲۱۳/۰۰	۸	۲۶/۶۳		
کل	۱۵۲۸۵/۶۸	۲۵			
Std. Dev	C.V. %	۱۴۶/۲	Mean	۵/۲۶	۳/۶
R ²	Predicted R ²	۰/۹۵	Adjusted R ²	۰/۹۷	۰/۹
Adeq precision		۱۴۸۹/۳۵	PRESS	۲۸/۲۴	



شکل 5- تصاویر SEM از مورفولوژی سطح شکست ترک گرم آلیاژ AZ91C (نمونه 1 جوشکاری شده با جریان 140 آمپر) در دو بزرگنمایی مختلف.

به عبارت دیگر احتمال اینکه مدل به صورت تصادفی به دست آمده باشد کمتر از 0/01% می باشد. توزیع نرمال داده ها در نمودار NPP در شکل (6-الف) قابل مشاهده است که صحت نتایج حاصل از آنالیز واریانس را تایید می کند. علاوه بر این به منظور بررسی صحت برازش مدل از ضریب تشخیص (R-Squared) استفاده شد. عدد 0/97 برای ضریب تشخیص، کفایت مدل حاصل را تایید می کند. به عبارت دیگر 97% از اعداد پیش بینی با اعداد واقعی (حاصل از نتایج آزمایش کشش) مطابقت داشته است. مقدار ضریب تشخیص همواره بین 0 و 1 قرار داشته و با نزدیک شدن به 1 دقت مدل افزایش می یابد. بزرگ بودن R² تاییدکننده تطابق رضایت بخش داده های آزمایش بر مدل مرتبه دوم است. در این تحقیق، R² بزرگ تر از 0/97 و ضریب Adj R² بالاتر از 0/95 می باشد، بنابراین مدل مرتبه دوم بر داده ها برازش خوبی داشته است. نمودار مقادیر پیش بینی شده برحسب مقادیر واقعی (شکل 6-ب) نیز تطابق مقادیر پیش بینی شده را با مقادیر اندازه گیری شده تایید می کند. در نهایت نسبت سیگنال به نویز (دقت کافی) به عنوان آخرین نتیجه استخراج شده از آنالیز واریانس مورد بررسی قرار گرفت.



شکل 7- نمودار تنش- کرنش آلیاژ AZ91C (نمونه 1) جوشکاری شده تحت دمای پیشگرم 523K و شدت جریان 90 A

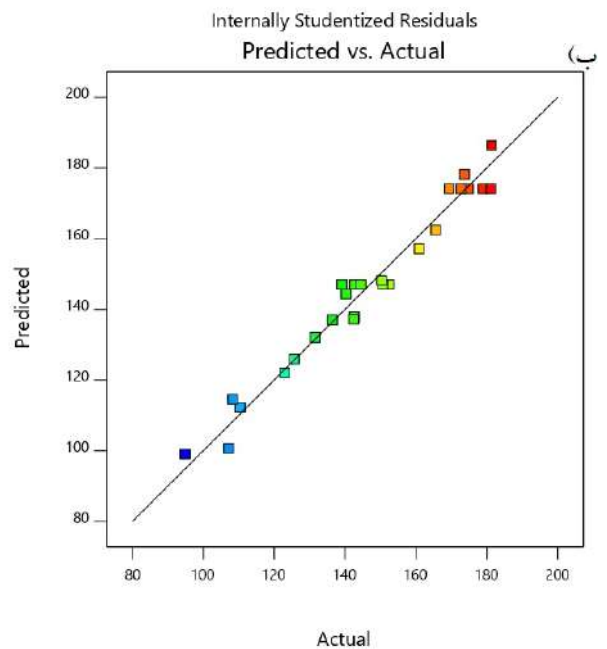
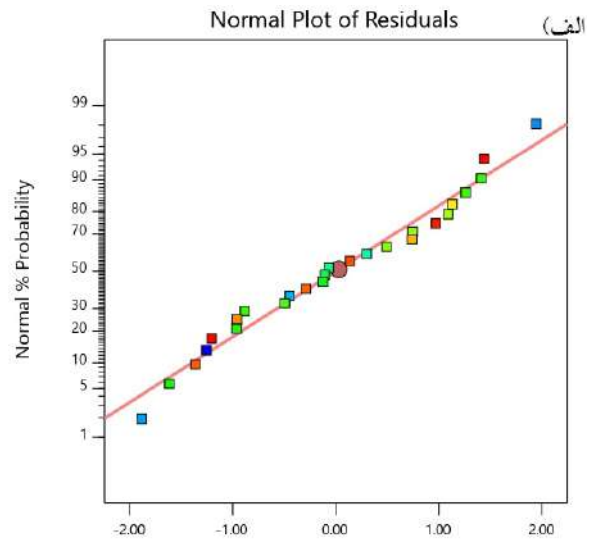
3-5- تاثیر پارامترهای جوشکاری تعمیر TIG بر مقدار استحکام کششی نهایی (UTS)

در جدول (5) اثرات برآورد شده و ضرایب هر یک اجزای مدل برای متغیر پاسخ آورده شده است. با توجه به ضرایب برآورد شده، در بین اثرات ساده متغیرها، پارامترهای شرایط نمونه، شدت جریان ورودی و دمای پیشگرم به ترتیب بالاترین اثر را بر متغیر واکنش داشتند. در بین کل اثرات موجود در مدل، بالاترین اثر بر استحکام کششی، مربوط به اثر درجه دوم دمای پیشگرم بوده است. بر همکنش شدت جریان ورودی و شرایط نمونه، اثر درجه دوم شدت جریان ورودی، برهمکنش دمای پیشگرم و شرایط نمونه در مراتب بعدی قرار گرفتند.

3-6- بهینه سازی پارامترهای GTAW

با توجه به برآورد ضرایب فاکتورهای آزمایش و موثر بودن پارامترها (مطابق با جدول 5) بر استحکام کششی، با رسم گرافهای سطح پاسخ و نمودارهای تراز، به راحتی می توان شرایط بهینه آزمایش را تشخیص داد. روش سطح پاسخ (RSM)، روشی برای بهینه سازی پارامترهای فرایند است. در این فرایند پارامتر پاسخ در یک مقیاس ثابت مورد ارزیابی قرار می گیرد. در نمودارهای سطح پاسخ، دو پارامتر در محورهای X و Y و پاسخ در محور Z به تصویر کشیده شده است که در نهایت نقطه مطلوب را نشان می دهد.

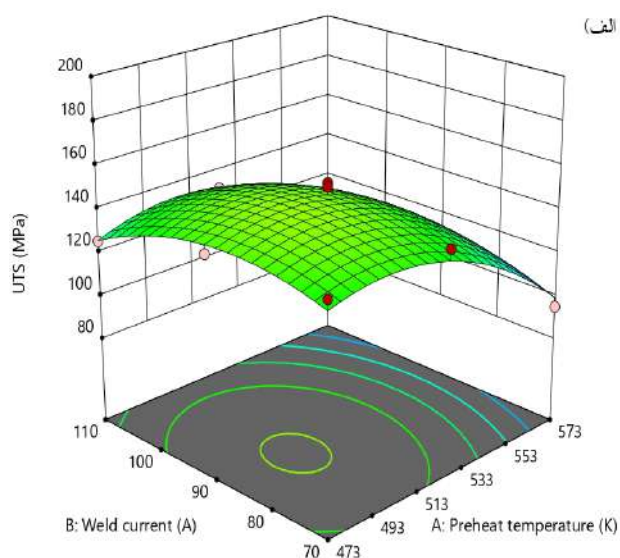
مقدار 28/24 برای نسبت سیگنال به نویز نیز کفایت مدل را تایید می کند (مقادیر بزرگتر از 4 قابل قبول است). برای اعتبار سنجی رابطه به دست آمده یک نمونه با پارامترهای تصادفی (شدت جریان 90A، دمای پیشگرم 523K) جوشکاری تعمیر شد و مقدار بیشینه استحکام کششی آن مطابق شکل 7 اندازه گیری گردید. با مراجعه به رابطه 5 مقدار استحکام کششی نهایی پیش بینی شده، برابر 142/5 MPa می باشد که مطابقت نسبتاً خوبی را با داده های جدول (3) نشان می دهد.



شکل 6- بررسی پیش فرض های مدل، الف- نمودار احتمال نرمال، ب- نمودار مقادیر پیش بینی شده برحسب مقادیر واقعی استحکام کششی.

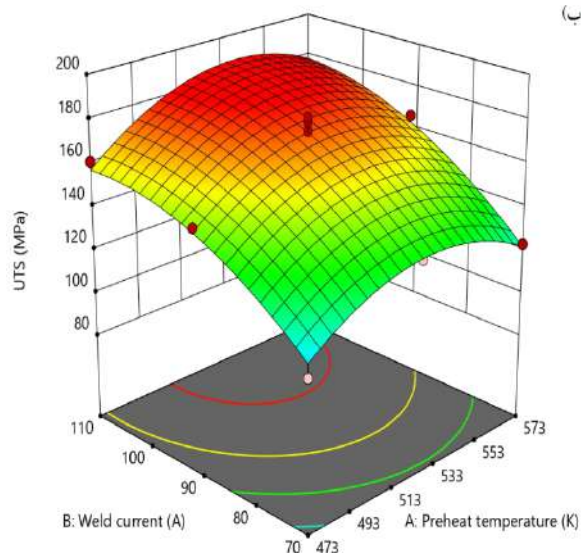
جدول 5- برآورد ضرایب فاکتورهای آزمایش

ضریب تورم واریانس	حدود اطمینان ۹۵٪		خطای استاندارد	درجه آزادی	برآورد ضریب	فاکتور
	حد بالا	حد پایین				
	۱۶۴/۸۳	۱۵۷/۳۲	۱/۵۴	۱	۱۶۰/۵۸	مدل
۱	-۱/۲۴	-۷/۶۵	۱/۵۲	۱	-۴/۴۵	دمای پیشگرم (A)
۱	۱۴/۲۶	۷/۸۵	۱/۵۲	۱	۱۱/۰۶	شدت جریان ورودی (B)
۱	۱۵/۷۲	۱۱/۳۷	۱/۰۳	۱	۱۳/۵۴	شرایط نمونه (C)
۱	۷/۳۳	-۰/۵۱۷۹	۱/۸۶	۱	۳/۴۱	AB
۱	۱۴/۷۸	۸/۳۸	۱/۵۲	۱	۱۱/۵۸	AC
۱	۱۶/۸۵	۱۰/۴۴	۱/۵۲	۱	۱۳/۶۵	BC
۱/۱۷	-۱۴/۰۲	-۲۳/۴۷	۲/۲۴	۱	-۱۸/۷۴	A ²
۱/۱۷	-۷/۶۸	-۱۷/۱۲	۲/۲۴	۱	-۱۲/۴۰	B ²



(الف)

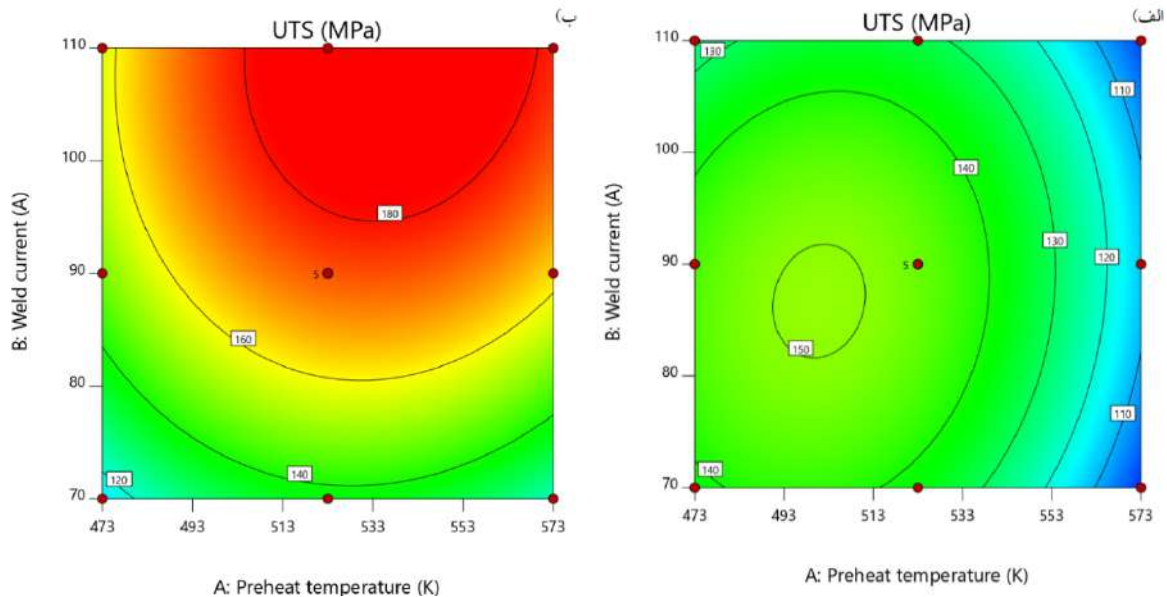
شکل (8)، نمودار سطح پاسخ را نشان می‌دهد. شکل (8-الف) نمودار سطح پاسخ سه بعدی از مدل رگرسیونی حاصل شده را در شرایط نمونه 1 نشان می‌دهد. نقاط قرمز، نقاطی هستند که مقادیر واقعی از مقادیر پیش‌بینی شده بیشتر هستند. صورتی، نقاطی را نشان می‌دهند که مقادیر واقعی کمتر از مقادیر پیش‌بینی شده هستند. بالاترین استحکام کششی در قله نمودار مشاهده می‌گردد. همانگونه که در شکل مشاهده می‌شود، بیشترین مقدار استحکام کششی در دمای پیشگرم 493 تا 513 درجه کلون و شدت جریان 80 تا 90 آمپر مشاهده می‌گردد. شکل (8-ب) نمودار سطح پاسخ سه بعدی از مدل رگرسیونی حاصل شده را با فرض ثابت نگه داشتن شرایط نمونه در شرایط نمونه 2 نشان می‌دهد. همانگونه که ملاحظه می‌گردد، نقطه بهینه استحکام کششی، زمانی حاصل می‌شود که دمای پیشگرم از 513 تا 553 درجه کلون و شدت جریان ورودی از 100 تا 110 آمپر باشد.



(ب)

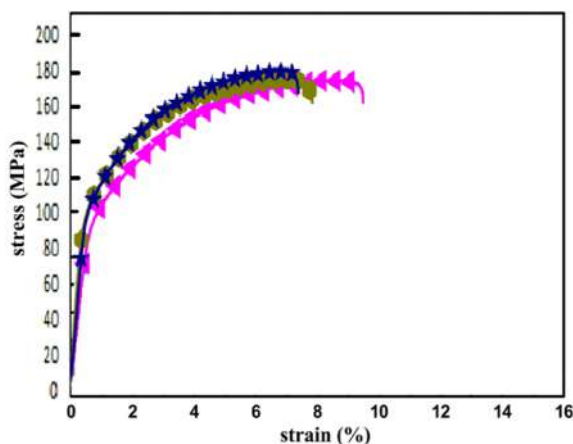
شکل 8- نمودار سطح پاسخ برای استحکام کششی؛ الف- شرایط نمونه 1؛ ب- شرایط نمونه 2.

نتایج نمودارهای تراز در شکل (9) آورده شده است. این شکل تغییرات استحکام کششی را با ثابت نگه داشتن شرایط نمونه در شرایط نمونه 1 نشان می‌دهد. با افزایش دمای پیشگرم تا 513 درجه کلون، میزان استحکام کششی افزایش می‌یابد. همچنین با افزایش دمای پیشگرم از 513 تا 573 درجه کلون، میزان استحکام کششی به تدریج کاهش می‌یابد. نتایج برای شدت جریان نیز نشان می‌دهد که با افزایش شدت جریان تا 90 آمپر، استحکام کششی افزایش و پس از آن با افزایش شدت جریان تا



شکل 9- نمودارهای تراز برای استحکام نهایی کششی الف- شرایط نمونه 1؛ ب- شرایط نمونه 2.

شرایط نمونه 2 در نظر گرفته شود، میزان استحکام کششی 157/1 مگاپاسکال به دست خواهد آمد. مطلوبیت این فرمول، ارزیابی شده است. به این معنی که دستیابی به هدف با استفاده از فرمول مذکور 100% می باشد [12]. با توجه به پارامترهای بهینه شده برای نمونه های 2، خواص کششی نمونه جوشکاری شده با جریان 110 آمپر و دمای پیشگرم 523 درجه کلوین را مورد بررسی قرارداد و مطابق نمودار تنش- کرنش (شکل 10) برای نمونه ای که تحت شرایط 2 در شدت جریان 110 آمپر و با دمای پیشگرم 523 درجه کلوین جوشکاری تعمیری انجام شده، شکست در استحکام کششی 181/4 MPa رخ داده است.



شکل 10- نمودار تنش-کرنش آلیاژ AZ91P (شرایط نمونه 2) جوشکاری شده تحت دمای پیشگرم 523K و شدت جریان A 110 (3 مرتبه تکرار)

110 آمپر، میزان استحکام کششی به تدریج کاهش می یابد. شکل (9) (ب) تغییرات استحکام کششی را با ثابت نگه داشتن شرایط نمونه در شرایط نمونه 2 نشان می دهد. مطابق نتایج، با افزایش دمای پیشگرم تا 553 درجه کلوین، میزان استحکام کششی افزایش می یابد. نتایج برای شدت جریان نیز نشان می دهد که با افزایش شدت جریان از 70 تا 110 آمپر، به تدریج استحکام کششی افزایش یافته است.

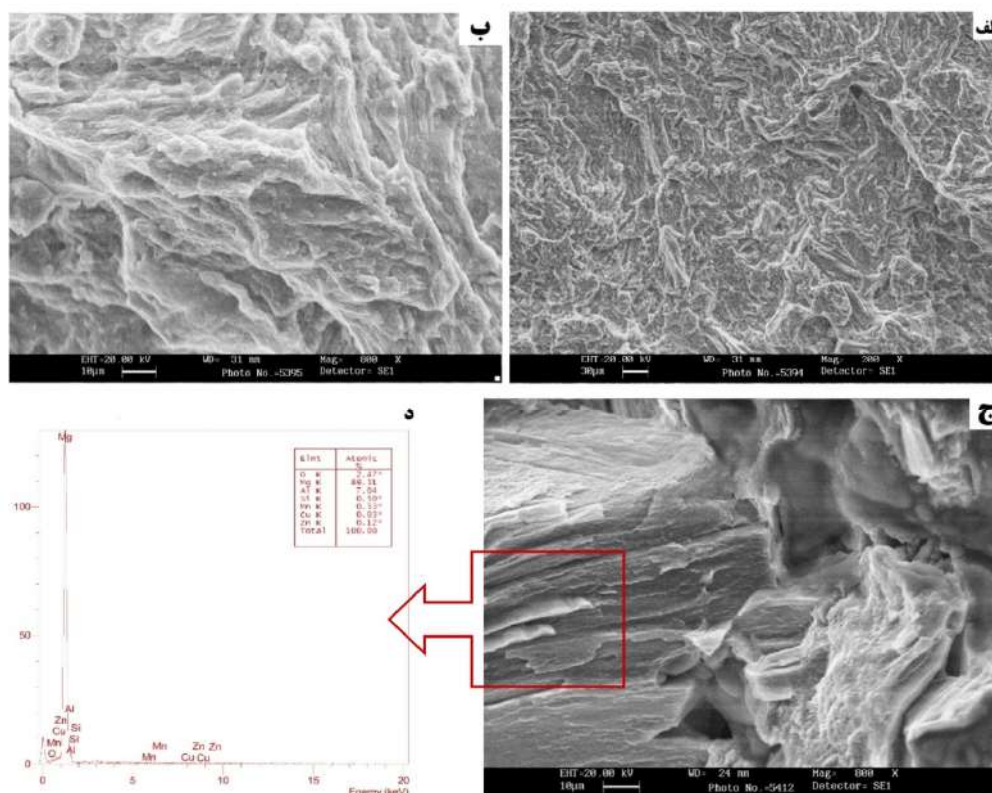
فرایند بهینه سازی سطوح سه متغیر دمای پیشگرم، شدت جریان ورودی و شرایط نمونه برای دستیابی به بیشترین استحکام کششی انجام شد. کمترین و بیشترین مقدار استحکام کششی به ترتیب 94/89 و 181/4 مگاپاسکال بدست آمد. جهت بهینه سازی متغیر وابسته، مقدار هدف برای استحکام کششی بیشینه در نظر گرفته شد. پارامترها و محدودیت های اعمال شده برای بهینه سازی در جدول (6) آورده شده است. علاوه بر این، 4 عدد از بهترین پاسخ های ارائه شده برای مقادیر بهینه متغیرهای مستقل به منظور دستیابی به بالاترین مقدار استحکام کششی در جدول (7) نشان داده شده است. با توجه به نتایج استحکام کششی برای نمونه های 1 و 2، نمونه های 2 دارای میانگین بالاتری از استحکام کششی بوده و لذا شرایط این نمونه ها از اهمیت بالاتری برخوردار می باشد. به این ترتیب، چنانچه دمای پیشگرم 527/79 درجه کلوین، شدت جریان ورودی 107/93 آمپر و

جدول 6- محدودیت های اعمال شده پارامترها برای بهینه سازی استحکام کششی

پارامتر	هدف	حد پائین	حد بالا	وزن	اهمیت
دمای پیشگرم (K)	در محدوده	473	573	1	3
شدت جریان ورودی (A)	در محدوده	70	110	1	3
شرایط نمونه	در محدوده	1	2	1	3
استحکام کششی (MPa)	ماکزیمم	94/89	181/4	1	3

جدول 7- بهترین پاسخ های ارائه شده برای مقادیر بهینه به منظور دستیابی به بیشترین استحکام کششی در نمونه های شماره 2

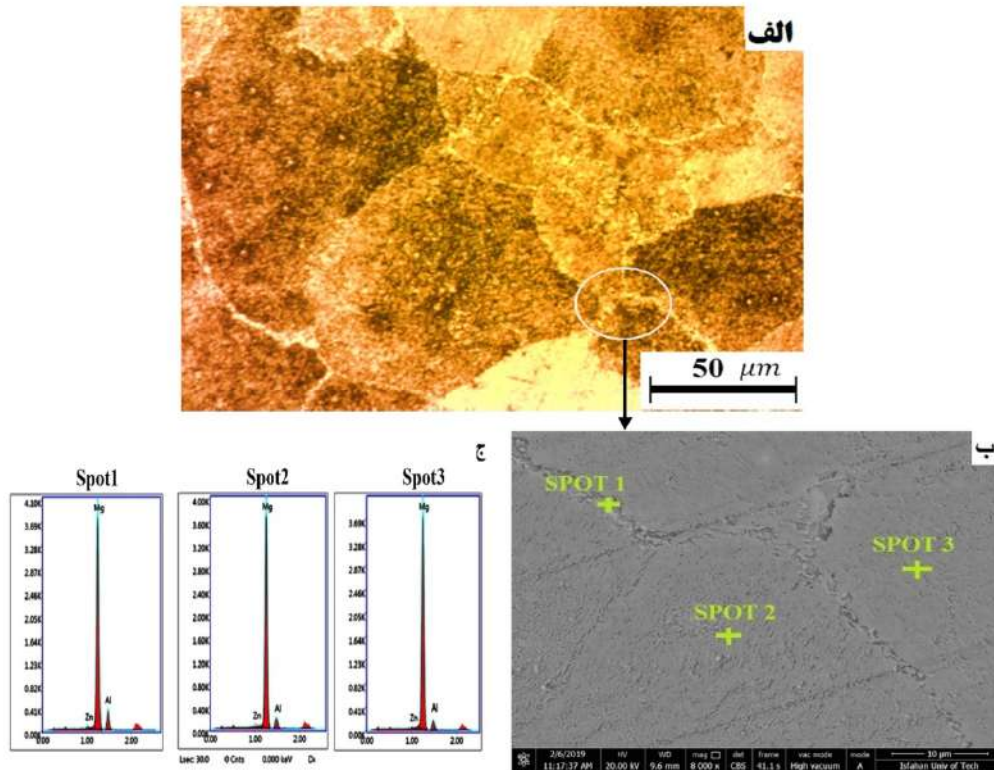
شماره	دمای پیشگرم (K)	شدت جریان ورودی (A)	استحکام کششی (MPa)	مطلوبیت
1	527/791	107/930	187/104	1
2	509/250	108/000	182/086	1
3	531/666	106/788	187/287	1
4	538/000	108/000	187/681	1



شکل 11- تصاویر SEM سطح شکست و نتایج آنالیز EDS برای نمونه 2، جوشکاری شده با جریان 110 آمپر و دمای پیشگرم 523 درجه کلوین.

نوری نمونه جوشکاری شده با جریان 110 آمپر و دمای پیشگرم 523 درجه کلوین و با توجه به کاهش مقدار آلومینیوم و حل شدن فاز β -Mg₁₇Al₁₂ شکست از درون دانه رخ داده است. در واقع با انحلال فاز سخت β در مرز دانه ها، استحکام این مناطق نسبت به تنش های وارده افزایش یافته که با وجود افزایش استحکام ماده در داخل دانه ها توسط رسوب فازهای ثانویه،

با توجه به شکل (11)، با بررسی مورفولوژی سطح شکست و نتایج آنالیز EDS، ملاحظه می شود که شکست ترد تورقی از نوع درون دانه ای غالب بوده، هرچند در برخی از مناطق، شکست به صورت ترد بین دانه ای بوده است. تغییر شکل پلاستیک نیز در برخی از نواحی به صورت خطوط سیلان نمایان می باشد. مطابق شکل (12)، با بررسی ریزساختار میکروسکوپ



شکل 12-الف- ریزساختار میکروسکوپ نوری از سطح مقطع شکست نمونه 2 (جوشکاری شده با جریان 110 آمپر و دمای پیشگرم 523 درجه کلونین)،
ب- ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی همین نمونه و ج- نتایج EDS

فلز جوش، برطرف گردید. مهمترین نتایج حاصله به شرح ذیل می‌باشند:

- بررسی نتایج متالوگرافی برای نمونه 2 (جوشکاری شده با جریان 110 آمپر و دمای پیشگرم 523 درجه کلونین) در شکل (12)، با افزایش حرارت ورودی و کاهش نرخ سرد شدن علی‌رغم رشد دانه به دلیل تجزیه و افزایش رسوبات پیوسته در سرتاسر دانه، ساختاری همگن ایجاد شده است. حضور رسوبات غالب پیوسته در درون دانه‌ها عاملی جهت بهبود ساختار می‌باشد که

- بررسی مورفولوژی سطح شکست نمونه‌هایی که قبل و بعد از جوشکاری مورد عملیات T6 قرار گرفتند نشان داد که شکست ترد تورقی از نوع درون دانه‌ای در این نمونه‌ها غالب می‌باشد. هر چند که شواهدی از شکست نرم نیز دیده شد.

- با رسم گراف‌های سطح پاسخ و نمودارهای تراز، بیشترین مقدار استحکام کششی نمونه‌هایی که فقط بعد از جوشکاری مورد عملیات T6 قرار گرفتند در دماهای پیشگرم 493 تا 513 درجه کلونین و شدت جریان های 80 تا 90 آمپر و برای نمونه‌هایی که قبل و بعد از جوشکاری مورد عملیات T6 قرار گرفتند، در دماهای 513 تا 553 درجه کلونین و شدت جریان‌های

گسست ماده از داخل دانه‌ها به صورت عمده رخ داده که نشانگر افزایش استحکام شکست ماده می‌باشد [16].

مطابق نتایج متالوگرافی برای نمونه 2 (جوشکاری شده با جریان 110 آمپر و دمای پیشگرم 523 درجه کلونین) در شکل (12)، با افزایش حرارت ورودی و کاهش نرخ سرد شدن علی‌رغم رشد دانه به دلیل تجزیه و افزایش رسوبات پیوسته در سرتاسر دانه، ساختاری همگن ایجاد شده است. حضور رسوبات غالب پیوسته در درون دانه‌ها عاملی جهت بهبود ساختار می‌باشد که احتمال ایجاد موانع لغزش نابجایی‌ها را افزایش داده و موجب افزایش تأثیر رسوب سختی در فرایند استحکام دهی شده است. نمودار تنش- کرنش (شکل 10) نیز حاکی از شکست نمونه در تنش‌های بالا می‌باشد.

4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش آلیاژ ریختگی منیزیم AZ91C با استفاده از روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز ترمیم و با کنترل شرایط ورودی، ریزساختار اصلاح و عیوب ناشی از تغییر فازها در

- 8- A. Razal Rose, K. Manisekar, V. Balasubramanian, S. Rajakumar, "Prediction and optimization of pulsed current tungsten inert gas welding parameters to attain maximum tensile strength in AZ61A magnesium alloy", *Materials and Design*, 37, pp. 334-348, 2012.
- 9- H. Luo, C. Hao, J. Zhang, Z. Gan, H. Zhang, "Characteristics of resistance welding magnesium alloys AZ31 and AZ91", *American Welding Society Welding Journals*, 90, pp. 249-257, 2011.
- 10- J. Adamiec, S. Roskosz, R. Jarosz, "Repair of magnesium alloy castings by means of welding and pad welding", *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 22, pp. 21-24, 2007.
- 11- G. Singh, K. Singh, J. Singh, "Modelling of the Effect of Process Parameters on Tensile Strength of Friction Stir Welded Aluminium Alloy Joints", *Experimental Techniques*, 38(3), pp.63-71, 2014.
- 12- W.Y. Li, T. Fu, L. Hütsch, J. Hilgert, F.F. Wang, J.F. Dos-Santos, N. Huber, "Effects of tool rotational and welding speed on microstructure and mechanical properties of bobbin-tool friction-stir welded Mg AZ31", *Materials & Design*, 64, pp.714720, 2014.
- 13- J.P. Zhou, D.S. Zhao, R.H. Wang, Z.F. Sun, J.B. Wang, J.N. Gui, O. Zheng, "In Situ Observation of Ageing Process and New Morphologies of Continuous Precipitates in AZ91 Magnesium Alloy", *Mat. Lett.*, 61, pp. 4707-4710, 2007.
- 14- D. Eliezer, P. Uzan, "The Effect of the β Phase and Heat Treatment on the Corrosion Behavior of Magnesium AZ91 Alloy", *Synthesis of Light Weight Metals III*, The Minerals Metals & Materials Society, pp.171-176, 1999.
- 15- N.N. Aung, W. Zhou, "Effect of Heat Treatment on Corrosion and Electrochemical Behavior of AZ91D Magnesium Alloy", *J. App. Elec. Chem.*, 32, pp.1397-1401, 2002.
- 16- J.F. Nie, "Effects of Precipitate Shape and Orientation on Dispersion Strengthening in Magnesium Alloys", *Scri. Mat.*, 48, pp.1009-1015, 2003.

100 تا 110 آمپر مشاهده گردید.

- نتایج نمودارهای تراز برای نمونه‌هایی که قبل و بعد از جوشکاری مورد عملیات T6 قرار گرفتند نشان داد که استحکام کششی، با افزایش دمای پیشگرم تا 553 درجه کلوین میزان افزایش و برای شدت جریان نیز با افزایش جریان از 70 تا 110 آمپر به تدریج افزایش یافت.

منابع

- 1- K.N. Braszczynska-Malik, M. Mroz, "Gas-tungsten arc welding of AZ91 magnesium alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, 509, pp. 9951-9958, 2011.
- 2- X. Cao, M. Jahazi, J.P. Immarrigeon, W. Wallace, "A review of laser welding techniques for magnesium alloys", *Journal of Materials Processing Technology*, 171, pp. 188-204, 2006.
- 3- T. Zhu, Z.W. Chen, W. Gao, "Incipient melting in partially melted zone during arc welding of AZ91D magnesium alloy", *Materials Science and Engineering A*, 416, pp. 246-252, 2006.
- 4- D. Min, J. Shen, S. Lai, J. Chen, "Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of tungsten inert gas arc butt welded AZ61 magnesium alloy plates", *Material Characterisation*, 60, pp.1583-1590, 2009.
- 5- A.K. Dahle, Y.C. Lee, M.D. Nave, P.L. Schaffer, D.H. StJohn, "Development of the as-cast microstructure in magnesium-aluminium alloys", *Journal of Light Metals*, 1, pp.61-72, 2001.
- 6- T.P. Zhu, Z.W. Chen, W. Gao, "Partial melting and re-solidification in partially melted zone during gas tungsten arc welding of AZ91 cast alloy", *Trans. Non ferrous Met. Soc. China*, 17, pp. 342-346, 2007.
- 7- P. Cao, D. H. StJohn, M. Qian, "The Effect of Manganese on the Grain Size of Commercial AZ31 Alloy", *Materials Science Forum*, 488-489, pp. 139-142, 2005.



Effect of bonding temperature on the microstructure and electrochemical corrosion behavior of TLP bonded AISI 304L stainless steel

B. Binesh^{1*} , S. Mirzaei², A. Taghi-Ahari³

1- Department of Materials Science and Engineering, University of Bonab, Bonab, Iran.

2- Materials Research Center, Technology Development Institute, Sharif Branch of ACECR, Tehran, Iran.


3- Department of Materials Science and Engineering, Sahand University of Technology, Iran.

Received 4 November 2021 ; Accepted 25 December 2021

Abstract

Transient Liquid Phase (TLP) bonding of AISI 304L stainless steel was carried out using BNi-2 amorphous interlayer. The microstructure of the joint area was studied by using optical and scanning electron microscopes and energy dispersive spectroscopy. The effect of bonding temperature (1030-1110 °C) was studied on the microstructure and corrosion behavior of the TLP bonded samples. Electrochemical corrosion resistance of the bonded samples was evaluated in 3.5% NaCl solution at room temperature. The mechanism of the microstructure formation and the solidification sequence at the joint area were discussed. Ni- and Cr-rich borides, Ni-Si-B compound and fine Ni₃Si particles were identified in the γ -Ni matrix at the joint centerline. The microstructural investigations revealed that the solidification sequence of these phases is: $L \rightarrow \gamma + L \rightarrow \gamma + \text{Ni boride} + \text{Cr boride} + L \rightarrow \gamma + \text{Ni boride} + \text{Cr boride} + \text{Ni-Si-B Compound}$. The highest corrosion resistance was observed in the sample bonded at 1070 °C for 30 min, which is comparable to that of the as-received AISI 304L stainless steel. It was attributed to the bond region microstructure with a negligible amount of eutectic constituents formed in the athermally solidified zone.

Keywords: Transient liquid phase bonding, AISI 304L stainless steel, Isothermal solidification, Microstructure, Corrosion resistance.

 Corresponding Author: b.binesh@ubonab.ac.ir



تأثیر دمای اتصال بر ریزساختار و رفتار خوردگی الکتروشیمیایی اتصال TLP فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 304L

بهزاد بینش^{1*} ID، سیما میرزایی²، امین تقی اهری³

- 1- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه بناب، بناب، ایران.
- 2- گروه پژوهشی متالورژی، پژوهشکده توسعه تکنولوژی، جهاد دانشگاهی صنعتی شریف، تهران، ایران.
- 3- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران.

دریافت مقاله: 1400/08/13؛ پذیرش مقاله: 1400/10/04

چکیده

اتصال فاز مایع گذرای فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI 304L با استفاده از لایه میانی آمورف BNi-2 انجام شد. ریزساختار اتصال با استفاده از میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به سیستم آنالیز تفکیک انرژی (EDS) بررسی شد. تأثیر دمای اتصال (1110 °C - 1030 °C) بر ریزساختار و خواص خوردگی نمونه‌های اتصال یافته مورد مطالعه قرار گرفت. مقاومت به خوردگی الکتروشیمیایی نمونه‌های اتصال در محلول 3/5% NaCl ارزیابی شد. مکانیزم تشکیل ریزساختار و توالی انجماد در ناحیه اتصال مورد بحث قرار گرفت. در ناحیه مرکزی اتصال بوراید‌های غنی از نیکل و کروم، ترکیب Ni-Si-B و ذرات ریز Ni₃Si در زمینه γ -Ni شناسایی شدند. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که توالی انجماد این فازها به صورت $L \leftarrow \gamma + L \leftarrow \gamma + \text{بوراید نیکل} + \text{بوراید کروم} + L \leftarrow \gamma + \text{بوراید نیکل} + \text{بوراید کروم}$ می‌باشد. بالاترین میزان مقاومت به خوردگی در نمونه اتصال در دمای 1070 °C به مدت 30 دقیقه مشاهده شد که قابل قیاس با فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI 304L اولیه است. این امر به ریزساختار ناحیه اتصال که شامل مقادیر ناچیزی ترکیبات یوتکتیک در ناحیه انجماد غیرهمدم است، نسبت داده می‌شود.

کلمات کلیدی: اتصال فاز مایع گذرا؛ فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI 304L؛ انجماد همدم؛ ریزساختار؛ مقاومت به خوردگی.

✉ نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: b.binesh@ubonab.ac.ir

1- مقدمه

مقاومت بیشتری را در برابر خوردگی بین‌دانه‌ای یا آزادسازی تنش پس از جوشکاری از خود نشان می‌دهد و برای ساخت تجهیزات با استفاده از فرایندهای اتصال بدون آنیل نهایی پیشنهاد می‌شود [3,4]. با این حال فولادهای زنگ‌نزن هدایت حرارتی کم‌تر و انبساط حرارتی بالاتری را در مقایسه با انواع دیگر فولادها مانند فولادهای کم‌کربن و فریتی نشان می‌دهند [5]. در

امروزه فولاد زنگ‌نزن AISI 304L (UNS S30400) به طور گسترده در بسیاری از کاربردهای صنعتی مانند زیست پزشکی، پتروشیمی، هوافضا و هسته‌ای به دلیل مقاومت به خوردگی خوب، استحکام بالا و شکل‌پذیری مطلوب مورد استفاده قرار می‌گیرد [1,2]. نوع کم‌کربن فولاد زنگ‌نزن AISI 304L

ترکیبات بورایدی در منطقه لحیم کاری سخت تشکیل می شود و استحکام کششی با افزایش دمای لحیم کاری سخت افزایش می یابد. صادقیان و همکارانش [14] اتصال TLP فولاد زنگ نزن 304 را با استفاده از فویل آمورف پایه کبالت MBF-100 بررسی نموده و تشکیل بورایدهای غنی از کبالت را در ناحیه مرکزی اتصال گزارش نمودند. فویل مس خالص نیز به عنوان لایه میانی جهت اتصال TLP فولاد زنگ نزن 304 توسط اتابکی و همکارانش [15] مورد استفاده قرار گرفت. نتایج کار آن ها نشان داد که ترکیبی از یوتکتیک γ -Fe و یوتکتیک Cu+Cr در ناحیه اتصال در دماهای نگهداری پایین تر تشکیل می شود اما با افزایش دمای اتصال به 1000°C ، اتصال فاقد ساختارهای یوتکتیک ایجاد می گردد. اگر چه پژوهش های متعددی در ارتباط با مطالعه ریزساختار نمونه های اتصال TLP فولادهای زنگ نزن صورت گرفته، اما تا به امروز در مورد خواص خوردگی و ارتباط آن با ریزساختار ناحیه اتصال TLP فولادهای زنگ نزن مطالعات اندکی انجام گرفته است. در پژوهشی که اخیراً توسط کزازی و اکرامی [17] صورت پذیرفت، ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار خوردگی در محلول های $10\% \text{H}_2\text{SO}_4$ و $3/5\% \text{NaCl}$ و همچنین اکسیداسیون دما بالا در اتمسفر هوا در مورد اتصال TLP 304L/MBF-30/304L بررسی شده است. براساس نتایج آن ها، بورایدهای غنی از کروم در ناحیه مرکزی اتصال تشکیل می شوند و مقاومت به خوردگی نمونه ها با انجام عملیات حرارتی همگن سازی در دمای 950°C به مدت 180 min پس از فرایند اتصال به میزان چشمگیری بهبود می یابد. اما نرخ اکسیداسیون بالاتری برای نمونه همگن سازی شده در مقایسه با فلز پایه مشاهده شد.

در پژوهش حاضر به بررسی اتصال TLP فولاد زنگ نزن AISI 304L با استفاده از لایه میانی BNi-2 پرداخته شده است. مکانیزم اتصال فاز مایع گذرای فولاد AISI 304L و تأثیر پارامتر دمای اتصال بر ریزساختار مورد بحث قرار گرفته است. همچنین با توجه به اینکه یکی از مباحث مهم مطرح در ارتباط با کاربرد فولادهای زنگ نزن تعیین میزان مقاومت به خوردگی آن ها است، لذا رفتار خوردگی نمونه های اتصال TLP فولاد AISI 304L

حین جوشکاری، این امر منجر به تمرکز حرارتی در ناحیه جوشکاری و گرمایش موضعی می شود که در نهایت باعث ایجاد تنش های پسماند و ترک داغ در قطعات جوشکاری می گردد. علاوه بر این، تشکیل ترکیبات بین فلزی مختلف در ناحیه جوشکاری می تواند به طور جدی بر خواص مکانیکی و خوردگی قطعات جوشکاری شده تأثیرگذار باشد [6]. تغییر در ترکیب شیمیایی فولادهای زنگ نزن آستنیتی در طول فرایندهای جوشکاری ذوبی و کاهش پایداری لایه اکسید غیرفعال سطحی به طور قابل توجهی باعث کاهش مقاومت به خوردگی قطعات جوشکاری شده می شود [7]. با توجه به این مشکلات، اتصال نفوذی حالت جامد به عنوان یک روش مطمئن برای اتصال فولادهای زنگ نزن در نظر گرفته می شود [8]. اتصال فاز مایع گذرا (TLP)، که با نام لحیم کاری سخت نفوذی نیز شناخته می شود، یکی از این فرایندها است. در فرایند اتصال TLP، از یک لایه میانی نازک شامل عناصر کاهنده نقطه ذوب (MPD) (برای مثال B، Si و P) بین دو قطعه از مواد پایه استفاده می شود. سپس نمونه اتصال در محدوده دمایی بین دمای حد جامد فلز پایه و حد مایع لایه میانی به صورت همدمای حرارت داده می شود [9، 10]. در طول زمان نگهداری در دمای اتصال، انجماد همدمای با نفوذ عناصر MPD از مذاب لایه میانی به سمت فلز پایه رخ می دهد [11]. فرایند انجماد همدمای به عنوان مهم ترین مرحله از فرایند اتصال TLP با نفوذ عناصر MPD به فلز پایه و همچنین ناحیه مرکزی اتصال کنترل می شود. همچنین استفاده از متغیرهای بهینه از جمله دما و زمان اتصال و ضخامت لایه میانی در فرایند اتصال TLP منجر به تکمیل انجماد همدمای و جلوگیری از تشکیل فازهای بین فلزی در خط مرکزی اتصال می شود [10 و 12].

تاکنون تحقیقاتی در مورد اتصال TLP فولادهای زنگ نزن با تمرکز بیشتر بر روی شناسایی ریزساختار ناحیه اتصال و مطالعه خواص مکانیکی نمونه های اتصال انجام شده است [13-16]. تأثیر دمای اتصال بر استحکام کششی و ریزساختار نمونه های لحیم کاری سخت فولاد 304 توسط جیانگ و همکارانش [13] مورد مطالعه قرار گرفته است. آن ها نشان دادند که برخی

جدول 1- ترکیب شیمیایی فلز پایه AISI 304L و لایه میانی BNi-2 (wt.%)

V	W	Cu	Co	Si	B	Mn	C	Mo	Ni	Cr	Fe	آلیاژ
۰/۰۹۸	<۰/۰۴	۰/۱۷	۰/۰۵۳	۰/۳۳	-	۱/۱۹	۰/۰۲۶	۰/۰۸۲	۸/۰۲	۱۷/۸۴	باقی	AISI 304L
-	-	-	-	۴/۵۰	۳/۲۰	-	۰/۰۶	-	باقی	۷/۰۰	۳/۰۰	BNi2

مقاطع عرضی نمونه‌ها به صورت عمود بر سطح اتصال با استفاده از روش متالوگرافی استاندارد آماده شدند.

فرایند حکاکی مرسوم با استفاده از محلول حکاکی کالینگ شماره 2 (5 g CuCl₂-100 ml HCl-100 ml Ethanol) و همچنین الکتروحکاکی با استفاده از محلول اسید اگزالیک 10% تحت ولتاژ 5V به مدت 4 s بر روی نمونه‌ها انجام شد. میکروسکوپ نوری (OM) مدل Neophot 32 و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FE-SEM) مدل Mira3Tescan مجهز به سیستم آنالیز تفکیک انرژی (EDS) برای مطالعه ریزساختار مورد استفاده قرار گرفتند. تست پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در محلول 3/5 درصد وزنی NaCl در دمای اتاق برای بررسی خواص خوردگی نمونه‌های اتصال TLP استفاده شد. منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک با استفاده از یک سیستم خوردگی پتانسیواستات/گالوانواستات AutolabBiologicSP300 در سرعت اسکن پتانسیودینامیک 1 mV/s بین -250mV و +750 mV نسبت به پتانسیل مدار باز (E_{oc}) مطابق با ASTM G59-97 به دست آمد [18]. الکتروکاری، الکتروود مرجع و الکتروود مخالف به ترتیب نمونه‌های اتصال، الکتروود کالومل اشباع (SCE) و صفحه پلاتین بودند.

3- نتایج و بحث

3-1- مشخصه‌یابی ریزساختاری

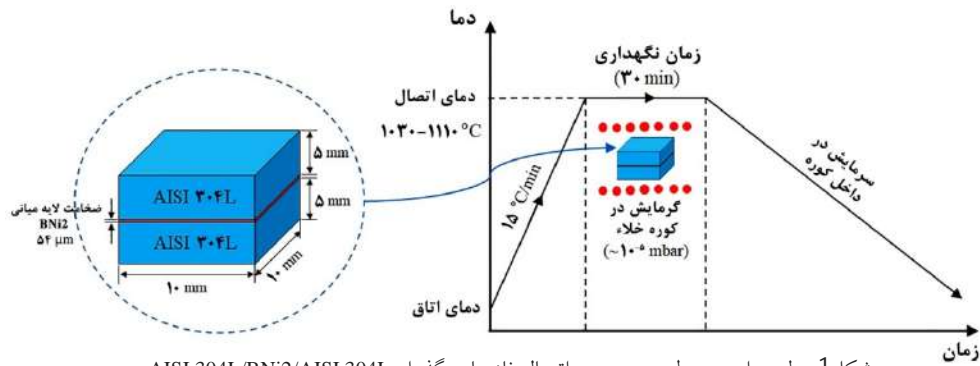
ریزساختارهای نمونه‌های اتصال TLP به دست آمده در دماهای 1030 °C، 1070 °C و 1110 °C به مدت 30 min در شکل (2) نشان داده شده است. با توجه به ریزساختار ناحیه اتصال در نمونه‌های مربوط به دماهای 1030 °C و 1070 °C (شکل‌های 2-الف و 2-ب)، سه ناحیه مجزا شامل ناحیه انجماد غیرهمدم (ASZ)، ناحیه انجماد همدم (ISZ) و ناحیه متأثر از نفوذ (DAZ) در ناحیه اتصال قابل تشخیص می‌باشند.

در محلول 3/5% NaCl مورد مطالعه قرار گرفته و تأثیر ریزساختار اتصال بر خواص خوردگی نمونه‌های اتصال که تاکنون کمتر مورد توجه قرار گرفته، بررسی شده است.

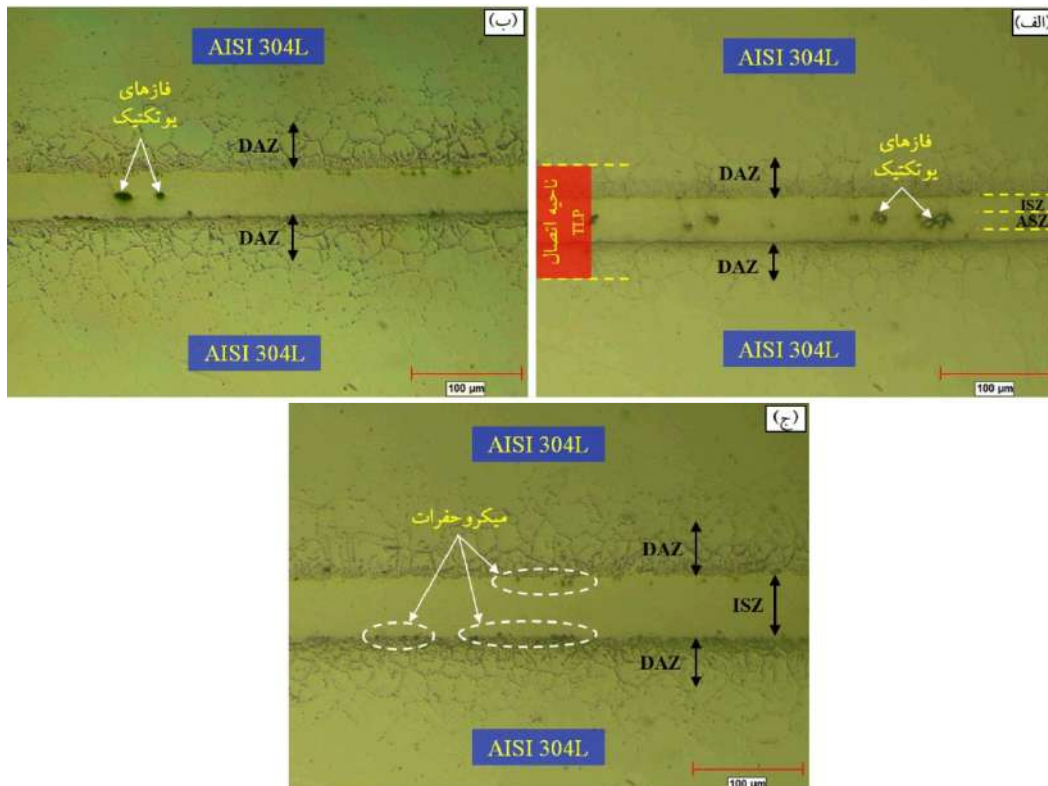
2- مواد و روش پژوهش

در این پژوهش، نمونه‌های فولاد زنگ‌نزن AISI 304L به ابعاد 10×10×3 mm توسط فرایند اتصال TLP با استفاده از فویل آمورف BNi-2 با ضخامت 54 μm به هم متصل شدند. ترکیب‌های شیمیایی فلز پایه و لایه میانی در جدول (1) ارائه شده است. محدوده دمایی ذوب لایه میانی BNi-2 با استفاده از تست DSC تعیین شد. دمای حد جامد و مایع لایه میانی با توجه به منحنی DSC به دست آمده به ترتیب برابر 960 °C و 1025 °C بود. برای انجام فرایند اتصال، سطح تماس نمونه‌ها با کاغذ سنباده کاربرد سیلیسیم تا شماره 1000 سمباده‌زنی و سپس پولیش شد. پاکسازی با آلتراسونیک در حمام استون به مدت 15 دقیقه بر روی نمونه‌ها صورت گرفت. لایه میانی BNi-2 بین دو نمونه فولاد زنگ‌نزن مطابق با شکل (1) به صورت ساندویچی قرار داده شد.

مجموعه اتصال به صورت AISI 304L/BNi2/AISI 304L در داخل یک نگهدارنده قرار گرفتند تا از حرکت نمونه‌ها در طول فرایند اتصال جلوگیری شود. هیچ فشار خارجی بر روی نمونه‌های اتصال اعمال نشد و تنها فشار اعمالی وزن نمونه‌ها بود که برای همه نمونه‌ها ثابت می‌باشد. فرایند اتصال TLP در کوره الکتریکی تیوبی در دماهای 1030 °C، 1070 °C و 1110 °C به مدت 30 min تحت خلاء 4×10⁻⁵ mbar انجام شد. طبق طرح‌واره نشان داده شده در شکل (1)، نمونه‌ها جهت اتصال TLP تا نقطه هدف با نرخ گرمایش 15 °C/min حرارت داده شدند و در دمای اتصال TLP برای مدت زمان از پیش تعیین شده نگه داشته شده و سپس در کوره تا دمای اتاق سرد شدند.



شکل 1- طرح‌واره مربوط به مجموعه اتصال فاز مایع گذرای AISI 304L/BNi2/AISI 304L



شکل 2- ریزساختار نمونه‌های اتصال TLP با زمان نگهداری 30 min مربوط به دماهای: الف- 1030 °C، ب- 1070 °C و ج- 1110 °C.

3-1-1- ناحیه انجماد همدم (ISZ)

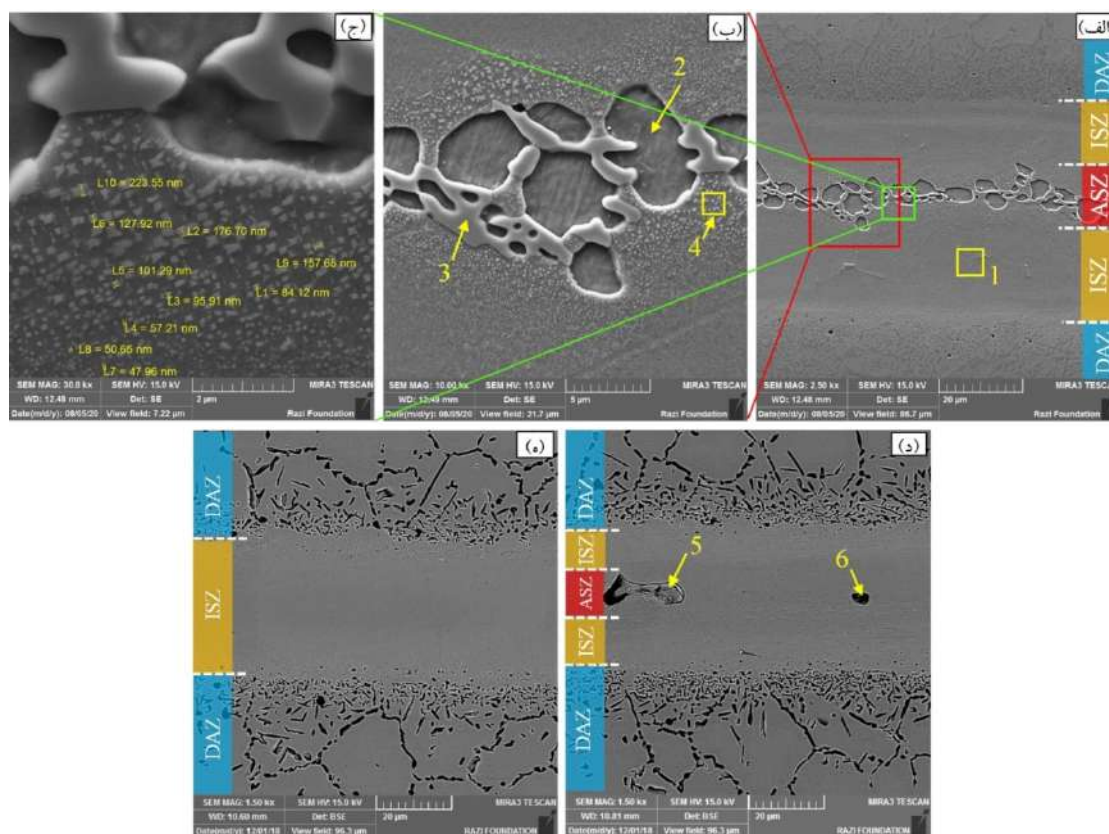
شکل (3) تصاویر SEM از ناحیه اتصال TLP را در نمونه‌های اتصال با زمان نگهداری 30 min در دماهای مختلف نشان می‌دهد.

نتایج آنالیز SEM/EDS از نواحی 1 تا 6 در شکل (3) در جدول (2) آورده شده است. با در نظر گرفتن ریزساختارها در شکل (3)، مقدار زیادی از میکروتרכیبات در ناحیه مرکزی اتصال مربوط به نمونه TLP اتصال یافته در دمای 1030 °C شکل گرفته که ریزساختار پیچیده‌تری را در مقایسه با نمونه‌های

همانطور که در شکل (2) مشاهده می‌شود، مقدار فاز یوتکتیک تشکیل شده در ناحیه ASZ با افزایش دمای اتصال به تدریج کاهش یافته به طوری که در دمای 1110 °C هیچ نوع فاز یوتکتیکی در ناحیه مرکزی اتصال تشکیل نشده است. این مشاهدات نشان داد که اتصال TLP در دمای 1110 °C به مدت 30 min برای حذف فازهای یوتکتیک در ناحیه ASZ و تکمیل انجماد همدم در طول فرایند اتصال مناسب است. مشخصه‌یابی و مکانیزم تشکیل نواحی مختلف اتصال در ادامه مورد بحث قرار می‌گیرد.

جدول 2- نتایج آنالیز SEM/EDS از مناطق مختلف در شکل 3

فازهای پیشنهادی	ترکیب شیمیایی (at.%)				منطقه
	Si	Fe	Cr	Ni	
محلول جامد γ -Ni	۸/۸۲	۹/۴۰	۷/۴۳	۷۳/۳۵	۱ در شکل ۳ (الف)
بوراید نیکل	۰/۳۸	۳/۷۵	۳/۷۳	۹۲/۱۴	۲ در شکل ۳ (ب)
ترکیب Ni-Si-B	۲۶/۶۹	۰/۹۰	۰/۵۶	۷۱/۸۵	۳ در شکل ۳ (ب)
γ -Ni+Ni ₃ Si	۱۱/۹۵	۵/۷۳	۴/۷۳	۷۷/۶۰	۴ در شکل ۳ (ب)
بوراید کروم	۰/۶۷	۳/۶۹	۹۰/۴۳	۵/۲۱	۵ در شکل ۳ (د)
بوراید کروم	۰/۵۶	۳/۹۸	۸۸/۹۶	۶/۵۰	۶ در شکل ۳ (د)



شکل 3- تصاویر SEM نمونه‌های اتصال TLP با زمان نگهداری 30 min مربوط به دماهای:

الف، ب، ج- 1030 °C، د- 1070 °C و ه- 1110 °C.

B و Si) به سمت فلز پایه و انحلال فلز پایه توسط مذاب می‌تواند یک فاز مذاب با غلظت پایین از عناصر MPD ایجاد نماید. کاهش در میزان سیلیسیم و بور دارای ضریب توزیع (k) کم‌تر از یک [19]، منجر به افزایش دمای حد مایع مذاب لایه میانی می‌شود. بنابراین لایه میانی مذاب شروع به انجماد کرده و

اتصال یافته در دماهای بالاتر نشان می‌دهد. با توجه به شکل (3-الف) و جدول (2)، ناحیه 1 (ISZ) شامل یک ناحیه تک فاز غنی از Ni است. در واقع این امر نشان دهنده تشکیل محلول جامد γ -Ni در این منطقه است. با ذوب لایه میانی BNi-2 در دمای اتصال، نفوذ عناصر MPD (در اینجا

EDS در جدول (2) و همچنین تصاویر نقشه آنالیز اشعه ایکس در شکل (4)، فاز مشخص شده توسط منطقه 3 (شکل 3-ب) مقادیر بالایی از Si و Ni را نشان می‌دهد. از طرفی وجود مقدار محسوس عنصر B در این منطقه نیز تشخیص داده شد. بنابراین فاز مذکور را می‌توان به ترکیب Ni-Si-B نسبت داد. تشکیل چنین ترکیباتی در برخی دیگر از سیستم‌های اتصال TLP گزارش شده است. به عنوان مثال، پورانوری و همکارانش [21] و بینش [22] در پژوهش‌های خود بر روی اتصالات TLP به ترتیب IN718/MBF-20/SS316L و IN718/MBF-30/IN718 تشکیل فاز Ni_6Si_2B در ناحیه ASZ را گزارش نموده‌اند. منطقه 4 (شکل 3-ج) رسوبات ریز مکعبی با ابعاد حدود 50 nm تا 250 nm را در زمینه γ -Ni نشان می‌دهد. مطابق با جدول (2)، این منطقه حاوی مقدار بالایی از Si (~11/9 at%) بوده که فراتر از حد حلالیت آن در Ni در دمای اتاق است (~8 at%) [23].

جدول 3- نتایج آنالیز SEM/EDS از مناطق مختلف در شکل 5

ترکیب شیمیایی (at.%)				منطقه
Si	Fe	Cr	Ni	
0/36	6/32	45/37	47/96	1
0/66	53/69	43/97	1/67	2
0/85	80/76	7/93	10/47	3

حضور مقدار بالایی سیلیسیم در این ناحیه با توجه به نمودار فازی دوتایی Ni-Si [23] نشان دهنده تشکیل ذرات سیلیسید نیکل (Ni_3Si) در زمینه γ -Ni می‌باشد. مطابق ترکیب شیمیایی مناطق 5 و 6 (شکل 3-د) در جدول (2)، این نواحی شامل مقدار بالایی کروم می‌باشند و همچنین وجود B نیز در این نقاط تشخیص داده شد. از آنجایی که B میل واکنش‌پذیری بالایی با Cr و تشکیل ترکیب با آن را دارد، لذا می‌توان نتیجه گرفت که فازهای تشکیل شده در مناطق 5 و 6 بوراید کروم می‌باشند تشکیل بورایدهای سخت غنی از نیکل و غنی از کروم در ناحیه مرکزی اتصال TLP سوپرآلیاژ IN738 با استفاده از پرکننده‌های پایه نیکل حاوی بور در کارهای پژوهشگران دیگر نیز گزارش

در دمای اتصال به محلول جامد نیکل تبدیل می‌شود. این پدیده به عنوان انجماد همدمای شناخته می‌شود. انجماد با جوانه‌زنی دندریت‌های محلول جامد γ -Ni در فصل مشترک فلز پایه/مذاب آغاز می‌شود. ترکیب شیمیایی ناحیه 1 در شکل (3-الف) نیز مقادیر مربوط به Fe و Cr را بیش از مقادیر آن‌ها در لایه میانی BNi-2 نشان می‌دهد. این امر می‌تواند به انحلال فولاد زنگ نزن 304L نسبت داده شود. نفوذ عناصر MPD به سمت فلز پایه و عدم جدایش جزء حل شده در فصل مشترک جامد/مایع در این مرحله، از تشکیل ترکیبات بین فلزی در ناحیه ISZ جلوگیری می‌کند [20]. با این حال، اگر زمان نگهداری همدمای برای نفوذ کامل عناصر MPD و خروج آن‌ها از مذاب کافی نباشد، میکروتרכیبات یوتکتیک به دلیل انجماد همدمای ناقص در ناحیه مرکزی اتصال تشکیل خواهند شد.

3-1-2- ناحیه انجماد غیرهمدمای (ASZ)

مطابق با شکل‌های (3-ب) تا (3-د) فازهای مختلفی که به صورت مناطق 2 تا 6 نامگذاری شده‌اند، در ناحیه ASZ تشکیل شده‌اند. ترکیب شیمیایی این فازها و فازهای احتمالی مربوط به هریک از این مناطق مطابق با جدول (2) می‌باشد. همانطور که در جدول (2) قابل مشاهده است، منطقه 2 (شکل 3-ب) غنی از Ni می‌باشد. همچنین با توجه به نتایج آنالیز EDS وجود مقدار نسبتاً بالای B نیز در این منطقه تشخیص داده شد که این مشاهدات می‌تواند مرتبط با تشکیل بورایدهای نیکل مانند Ni_3B و Ni_2B در منطقه مذکور باشد. البته لازم به توضیح است که شناسایی عناصر سبک نظیر B توسط EDS امکان‌پذیر می‌باشد اما امکان اندازه‌گیری میزان کمی آن‌ها به دلیل جذب اشعه ایکس توسط آشکارساز EDS وجود ندارد. به همین دلیل غلظت عنصر B در جدول (2) آورده نشده است، اما با این حال وجود آن در منطقه 2 (شکل 3-ب) با استفاده از آنالیز EDS مورد تأیید قرار گرفت. با توجه به حضور عنصر B و همچنین درصد بالای Ni در ترکیب لایه میانی، تشکیل فاز بوراید نیکل در ناحیه مرکزی اتصال در صورت عدم کامل شدن انجماد همدمای در حین فرایند TLP مورد انتظار می‌باشد. براساس نتایج آنالیز

جدول 4- مقادیر اندازه‌گیری‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک

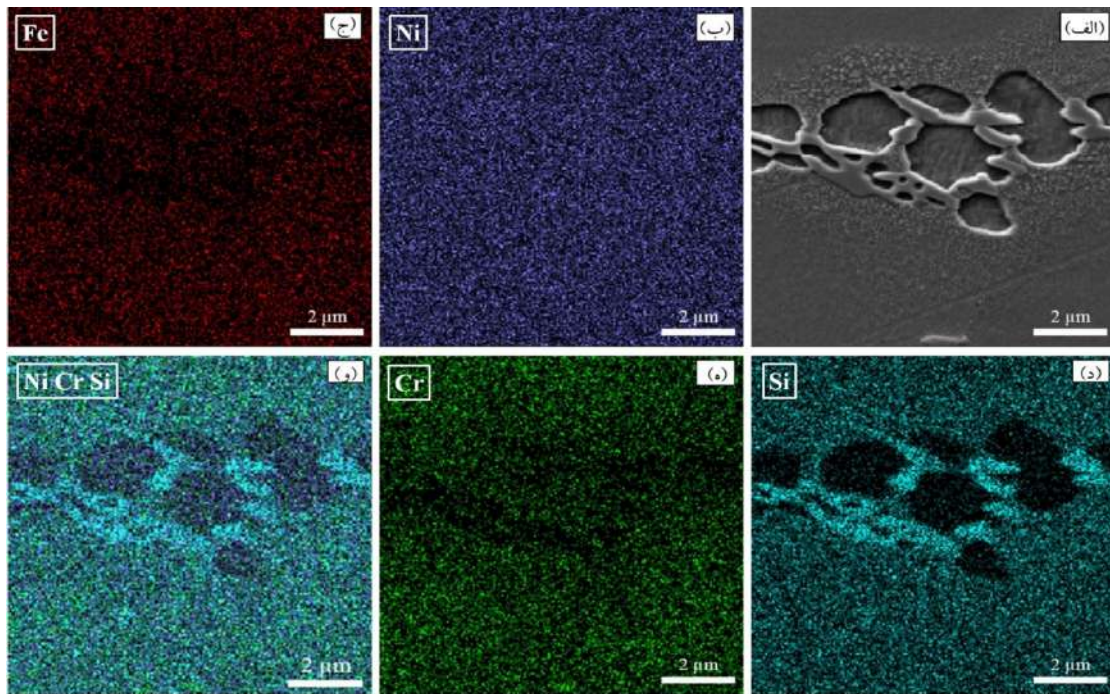
نمونه	β_a (mv/decade)	β_c (mv/decade)	E_{corr} (mv. vs. SCE)	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)
نمونه فولاد ۳۰۴L اولیه	۱۹۹/۹	۵۹/۲	-۲۷۹	۰/۲۵
اتصال در ۱۰۳۰ °C	۲۱	۲۷	-۴۳۷	۱۶/۷
اتصال در ۱۰۷۰ °C	۲۳	۲۶	-۲۹۳	۰/۲۷
اتصال در ۱۱۱۰ °C	۲۴	۱۹	-۴۰۳	۳/۷۱

ترکیب یوتکتیک سوق دهد. بنابراین تشکیل ترکیبات بورایدی و سیلیسیدی در خط مرکزی اتصال مورد انتظار است. اعتقاد بر این است که این فرایند از طریق انجماد غیرتعدالی مایع باقی مانده رخ می‌دهد که معمولاً به عنوان انجماد غیرهمدمای شناخته می‌شود [26]. از آنجایی که حد حلالیت Si در Ni و Cr (به ترتیب 8 at% و 9/5 at% [23]) بیشتر از حد حلالیت B در Ni و Cr است (به ترتیب 0/3 at% و 1 at% [23]) می‌توان نتیجه گرفت که رسوب بورایدهای غنی از نیکل و کروم در ناحیه مرکزی اتصال در مرحله اول هنگامی که زمان اتصال برای کامل کردن انجماد همدمای کافی نیست، رخ می‌دهد. بنابراین، با انجام واکنش یوتکتیک در حین سرمایش در طول فرایند اتصال TLP، مایع باقی‌مانده در ناحیه مرکزی اتصال به بورایدهای غنی از نیکل و غنی از کروم تبدیل می‌شود.

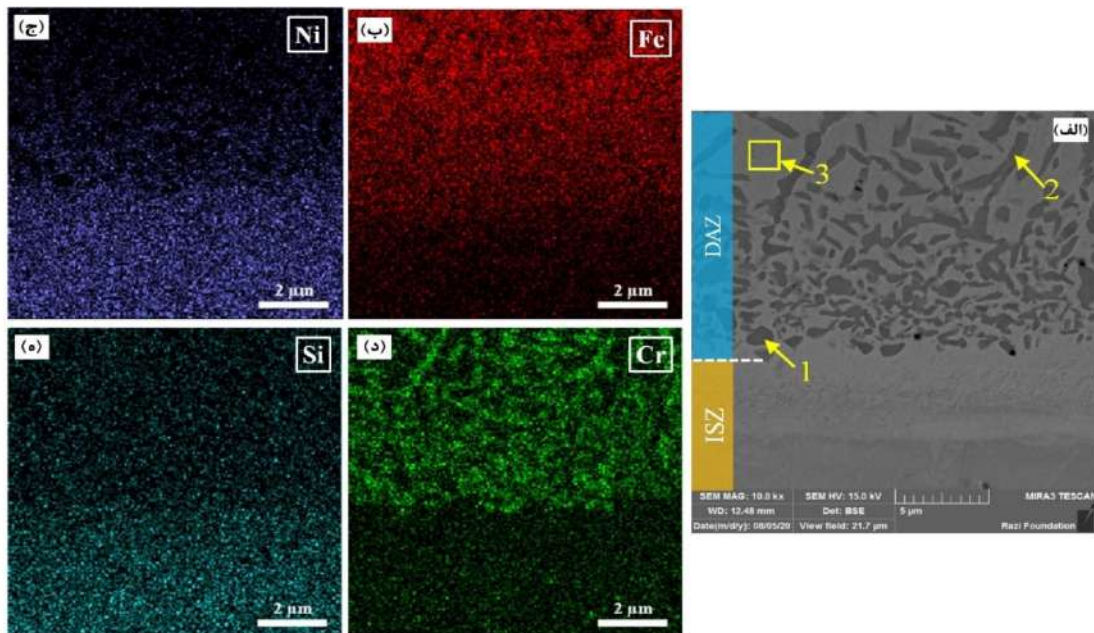
نتایج آنالیز EDS (جدول 2) نشان می‌دهد که بورایدهای غنی از کروم و غنی از نیکل تشکیل شده در ASZ (مناطق 2 و 5 و 6 در شکل‌های (3-ب و 3-د) حاوی مقدار ناچیزی از Si هستند. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که میزان حلالیت Si در فازهای بوراید نیکل و کروم بسیار اندک بوده و خروج Si به داخل فازمایع هم‌زمان با تشکیل فازهای بورایدی در خط مرکزی اتصال رخ می‌دهد. اگر چه عنصر B در حین تشکیل فازهای بورایدی در ناحیه مرکزی اتصال مصرف می‌شود، اما هنوز مقداری از آن در مایع باقی‌مانده وجود دارد. با توجه به نمودار فازی سه‌تایی Ni-Si-B [27]، غنی شدن مایع باقی‌مانده با B و Si می‌تواند منجر به تشکیل ترکیب یوتکتیک سه‌تایی Ni-Si-B شود. بر این اساس می‌توان نتیجه گرفت که مایع باقی‌مانده در آخرین مرحله انجماد طی یک واکنش یوتکتیک به فاز محلول جامد γ -Ni،

شده است [24,12]. همچنین بهارزاده و همکارانش [25] نشان دادند که فازهای بورایدی Ni_3B و Cr_2B در ناحیه ASZ اتصال TLP سوپرآلیاژ X750 و فولاد زنگ‌نزن دوپلکس 2205 با استفاده از فویل BNi-2 تشکیل می‌شوند [25]. لازم به توضیح است که تشکیل این نوع فازهای بین فلزی ترد در ناحیه مرکزی اتصال TLP می‌تواند اثر مخرب بر روی خواص مکانیکی و خوردگی دمای بالای اتصال داشته باشد [22]. بنابراین به منظور بهبود خواص استحکامی و مقاومت به خوردگی اتصال، حذف این نوع فازها از ناحیه اتصال و یا به حداقل رساندن آن‌ها ضروری است که این امر با انتخاب پارامترهای بهینه فرایند اتصال امکان‌پذیر می‌باشد. به عنوان مثال همانطور که در شکل (2) نیز نشان داده شده است، با افزایش دمای اتصال به 1110 °C در پژوهش حاضر، فازهای بین فلزی از ناحیه مرکزی اتصال حذف شده و اتصال فاقد ناحیه ASZ ایجاد شده است.

با توجه به نتایج بالا، تکامل ریزساختاری در ناحیه ASZ اتصال TLP AISI 304L/BNi2/AISI 304L را می‌توان به صورت زیر توصیف کرد: هنگامی که زمان اتصال در طول فرایند TLP کافی نباشد، به دلیل انجماد همدمای ناقص، ترکیبات یوتکتیک در خط مرکزی اتصال تشکیل می‌شوند [12]. جدایش شدید عناصر MPD (Si و B) به داخل مایع باقی‌مانده به دلیل ضرایب توزیع کم‌تر از یک عناصر B و Si در Ni (با توجه به نمودارهای فازی Ni-B و Ni-Si [23]، ضرایب توزیع B و Si در Ni به ترتیب برابر $\sim 0/008$ و $\sim 0/8$ است) و همچنین جوانه‌زنی γ -Ni در فصل مشترک ناحیه اتصال/فلز پایه و توسعه آن به سمت خط مرکزی اتصال و از سوی دیگر، میزان بالای Ni و Cr در مذاب می‌تواند ترکیب شیمیایی مذاب را به سمت



شکل 4- تصاویر الف- SEM و آنالیز نقشه اشعه ایکس (X-ray mapping) عناصر ب- Ni، ج- Fe، د- Si، ه- Cr و و- Ni، Cr، Si از ناحیه اتصال ASZ در دمای 1030 °C با زمان نگهداری 30 min

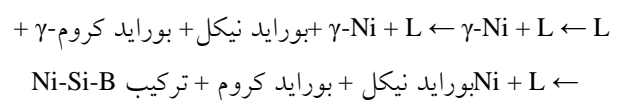


شکل 5- الف- تصاویر SEM از ناحیه DAZ و آنالیز نقشه اشعه ایکس از عناصر: ب- Fe، ج- Ni، د- Cr و ه- Si در نمونه اتصال TLP در دمای 1030 °C با زمان نگهداری 30 min.

با توجه به مورفولوژی ذرات Ni_3Si تشکیل شده در زمینه $\gamma-Ni$ یوتکتیک در اطراف فازهای بورایدی (منطقه 4 در شکل 3- ب) می توان نتیجه گرفت که این ذرات در حین سرد شدن نمونه اتصال و در نتیجه استحاله حالت جامد به جای جوانه زنی مستقیم از مذاب شکل می گیرند. براساس نتایج آنالیز EDS

بوراید نیکل و ترکیب Ni-Si-B تبدیل می شود.

با توجه به نتایج فوق، به طور خلاصه می توان توالی زیر را برای انجام ناحیه ASZ پیشنهاد نمود:



یوتکتیک سه‌تایی متشکل از γ -Ni، Ni_3B و $\text{Ni}_6\text{Si}_2\text{B}$ و رسوب ذرات ریز Ni_3Si در حین سرمایش در ناحیه ASZ اتصال TLP سوپرآلیاژ IN718 با استفاده از لایه میانی Ni-Si-B نیز توسط پورانوری و همکارانش [21] گزارش شده است.

3-1-3 ناحیه متاثر از نفوذ (DAZ)

تصویر SEM ناحیه DAZ از نمونه اتصال در دمای 1030°C به مدت 30 min و نقشه‌های اشعه ایکس از عناصر Cr، Ni، Fe و Si مربوط به این ناحیه در شکل (5) آورده شده‌اند. مطابق با شکل (5-الف)، رسوبات گسترده با دو مورفولوژی متفاوت بلوکی ریز و سوزنی شکل در ناحیه DAZ شکل گرفته‌اند. نتایج آنالیز EDS از این رسوبات در جدول (3) آورده شده است.

رسوبات نوع بلوکی (ناحیه 1) دانسیته بالاتر و اندازه کوچکتری را در نزدیکی فصل مشترک ISZ/DAZ نشان می‌دهند که با دور شدن از فصل مشترک دانسیته آن‌ها به طور قابل توجهی کاهش یافته و ابعاد آن‌ها بزرگ‌تر می‌شوند و رسوبات سوزنی شکل (ناحیه 2) در فواصل دورتر ظاهر می‌شوند. با توجه به نتایج EDS در جدول (3) و نقشه‌های اشعه ایکس عناصر کروم و آهن در شکل (5-ب و 5-د)، این رسوبات غنی از آهن و کروم هستند. علاوه بر این، وجود عنصر B نیز براساس نتایج آنالیز EDS در این مناطق قابل تشخیص بوده و با توجه به تمایل بسیار زیاد این عنصر جهت تشکیل ترکیب با Fe و Cr می‌توان نتیجه گرفت که فازهای بوراید غنی از آهن و کروم در این مناطق تشکیل شده‌اند. در طی فرایند اتصال، B و Si از لایه میانی به سمت فلز پایه نفوذ کرده و در آهن آستنیتی حل می‌شوند. براساس نمودارهای فاز Fe-B و Fe-Si [23]، حداکثر حلالیت B در Fe در دمای 1030°C نسبتاً پایین است. حداکثر حلالیت 0/001 wt% برای B در آستنیت گزارش شده است [31]. از سوی دیگر، Si حلالیت بالاتری در Fe ($\sim 14\text{ at}\%$) در دماهای بالا مانند 1030°C دارد [32]. علاوه بر این، B به صورت بین نشین و Si به صورت جانیشینی در Fe حل می‌شود. بنابراین نفوذ B در Fe بسیار بیشتر از Si در Fe است.

برای مثال ضریب نفوذ B در Fe و ضریب نفوذ Si در Fe

در جدول (2)، منطقه 4 در شکل (3-ب) شامل حدود $11/9\text{ at}\%$ می‌باشد که در واقع ترکیب فازهای $\gamma\text{-Ni}+\text{Ni}_3\text{Si}$ می‌باشد. مطابق دیاگرام فاز Ni-Si [23]، میزان حلالیت Si در Ni در دمای اتصال 1030°C حدود $14\text{ at}\%$ است در حالی که حد حلالیت آن در Ni در دمای اتاق به حدود $8\text{ at}\%$ کاهش می‌یابد. بنابراین ذرات $\text{Ni}_3\text{Si}(\beta_1)$ در حین سرد شدن از دمای اتصال در اثر کاهش میزان حلالیت Si در Ni در زمینه فاز $\gamma\text{-Ni}$ یوتکتیک و طی یک استتاله حالت جامد رسوب نموده و به صورت ذرات ریز مکعبی مطابق شکل‌های (3-ب) و (3-ج) در ریزساختار ناحیه اتصال ظاهر می‌شوند.

مکانیزم تحولات ریزساختار ناحیه اتصال و ترکیب فازهای تشکیل شده در ناحیه مرکزی اتصال TLP فولاد زنگ نزن 304L در پژوهش حاضر نشان دهنده این واقعیت است که عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب یعنی B و Si نقش کلیدی در کنترل تحولات ریزساختار و در نتیجه خواص اتصال ایفا می‌کنند. همچنین از بین این دو عنصر، B عنصر اصلی تأثیرگذار بر فرایند انجماد همدم است چرا که در مقایسه با Si دارای ضریب نفوذ بالاتر، میزان حلالیت کمتر در نیکل و کروم و نیز ضریب توزیع بسیار پایین می‌باشد [22]. این موضوع با نتایج پژوهش ژانگ و همکارانش [28] بر روی اتصال TLP سوپرآلیاژ GH3039 و تک‌کریستال IC10 نیز مطابقت دارد. آن‌ها همچنین گزارش نمودند که B در مقایسه با Si اثر بیشتری بر کاهش نقطه ذوب داشته و انجماد همدمای کامل با استفاده از لایه میانی Ni-10Cr-5Si-3B تحت دمای اتصال 1200°C به مدت 2 ساعت حاصل می‌گردد. توالی انجماد در ناحیه اتصال TLP سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 با استفاده از لایه میانی BNi-2 توسط امیری و همکارانش [29] مورد بررسی قرار گرفته و به ترتیب تشکیل فازهای Ni_3B ، CrB ، $\text{Ni}_6\text{Si}_2\text{B}$ و Ni_3Si در ناحیه ASZ گزارش شده است. همچنین در پژوهش دیگری سلمعلیان و شمعیان [30] به مطالعه اتصال TLP غیرهمجنس سوپرآلیاژ IN718 و فولاد زنگ نزن 316L با استفاده از لایه میانی BNi-2 پرداخته و تشکیل فازهای $\text{Ni}_3\text{Si}(\beta_2)$ ، $\text{Ni}_3\text{Si}(\beta_1)$ و Ni_3B و $\text{Ni}_6\text{Si}_2\text{B}$ را در ناحیه اتصال پیش‌بینی نمودند. تشکیل ترکیب

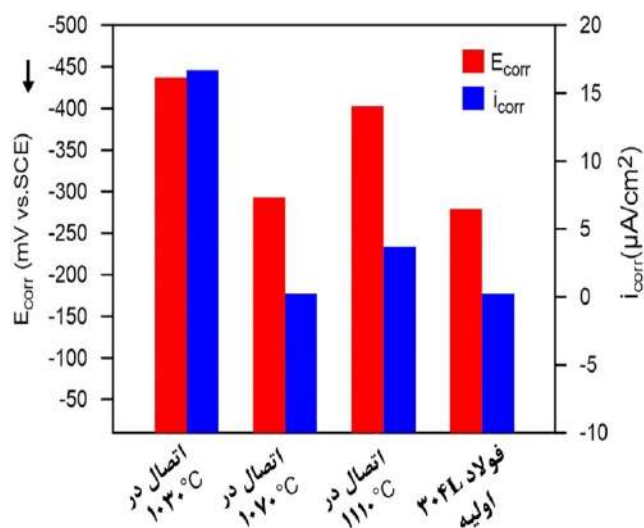
از طریق مرز دانه‌ها می‌باشد. نرخ نفوذ بالاتر در امتداد مرزهای دانه نسبت به شبکه می‌تواند این موضوع را توجیه نماید. همچنین بایستی توجه داشت که برخلاف رسوبات ASZ که یک توزیع پیوسته در خط مرکزی اتصال دارند، رسوبات تشکیل شده در ناحیه DAZ به دلیل توزیع ایزوله و نسبتاً یکنواخت نمی‌توانند اثری تخریبی قابل توجهی بر خواص مکانیکی نمونه اتصال داشته باشند. با این حال، همان‌طور که ترکیب شیمیایی منطقه 3 (شکل 5-الف) در جدول (3) نشان می‌دهد، تشکیل بوراید های غنی از کروم در ناحیه DAZ منجر به تخلیه کروم فلز پایه مجاور این رسوب‌ها و کاهش درصد کروم این مناطق می‌شود. کاهش محسوس کروم در زمینه γ می‌تواند منجر به افت مقاومت به خوردگی موضعی اتصال TLP شود.

3-2- خواص خوردگی

شکل (6) منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی در محلول $3/5\% \text{ NaCl}$ به دست آمده برای فولاد زنگ‌نزن AISI 304L اولیه و اتصالات TLP ایجاد شده در دماهای 1030°C ، 1070°C و 1110°C به مدت 30 min را نشان می‌دهد. مطابق با منحنی‌های پلاریزاسیون در شکل (6)، چگالی جریان آندی به طور مداوم افزایش یافته که نشان دهنده رفتارهای انحلالی فعال در تمامی نمونه‌ها می‌باشد. رفتار انحلالی فعال معمول می‌تواند در هر دو منحنی ایجاد شود. شاخه‌های آندی و کاتدی رفتار تافل را نشان می‌دهند. بنابراین پارامترهای سینتیک خوردگی را می‌توان با استفاده از برون‌یابی تحلیل تافل محاسبه نمود [37]. از تقاطع منحنی‌های پلاریزاسیون کاتدی و آندی برون‌یابی شده، پتانسیل خوردگی (E_{corr}) و چگالی جریان خوردگی (i_{corr}) محاسبه شدند. نتایج به دست آمده از این محاسبات در جدول (4) خلاصه شده است. بر اساس شکل (6)، شاخه‌های آندی و کاتدی در منحنی‌های پلاریزاسیون نمونه‌های اتصال مشابه هستند و ثابت‌های تافل آن‌ها نزدیک بوده که نشان دهنده مکانیزم خوردگی مشابه در این نمونه‌ها می‌باشد. واکنش‌های خوردگی به سه گروه آندی، کاتدی و ترکیبی از آندی و کاتدی تقسیم می‌شوند [37]. همان‌طور که منحنی‌های پلاریزاسیون در

به ترتیب برابر $2/1 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ [33] و $2/5 \times 10^{-15} \text{ m}^2/\text{s}$ [34] گزارش شده است. همچنین با توجه به دیگرام‌های فاز Cr-B و Cr-Si [23]، میزان حلالیت B در Cr در مقایسه با حلالیت Si در Cr بسیار کمتر می‌باشد. بنابراین، در مطالعه حاضر با در نظر گرفتن میزان B و Si و میل واکنش‌پذیری بالای B با عناصری نظیر Cr و Fe [35]، می‌توان نتیجه گرفت که تنها B می‌تواند به شکل بوراید کروم و آهن در ناحیه DAZ رسوب کند. بر خلاف ناحیه ASZ که در آن نفوذ هر دو عنصر B و Si در کنترل ریزساختار ناحیه اتصال تأثیرگذار می‌باشد، به نظر می‌رسد در مورد ناحیه DAZ نفوذ B نقش تعیین کننده را دارد. این موضوع به وضوح توسط نقشه اشعه ایکس عنصر Si در شکل (5-ه) تایید شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، هیچ نوع تغییر قابل توجهی در توزیع Si در بخش‌های مختلف DAZ وجود ندارد که نشان می‌دهد تشکیل سیلیسیدها در ناحیه DAZ اتفاق نیافتاده است. در مطالعات انجام گرفته توسط سایر پژوهشگران نیز تشکیل فازهای بورایدی در ناحیه DAZ اتصالات TLP مشابه گزارش شده است. پارک و همکارانش [36] در اتصال TLP فولاد SUS304 با استفاده از فویل BNi-2 تشکیل ترکیب Cr_xB_y را در ناحیه متأثر از نفوذ مشاهده نمودند. در بررسی صورت گرفته توسط عبدالوند و همکارانش [2] بر روی اتصال UNS S32750/BNi-2/AISI 304 نیز رسوب فازهای کربو-بوراید و بوراید غنی از آهن و کروم در ناحیه DAZ گزارش شده است.

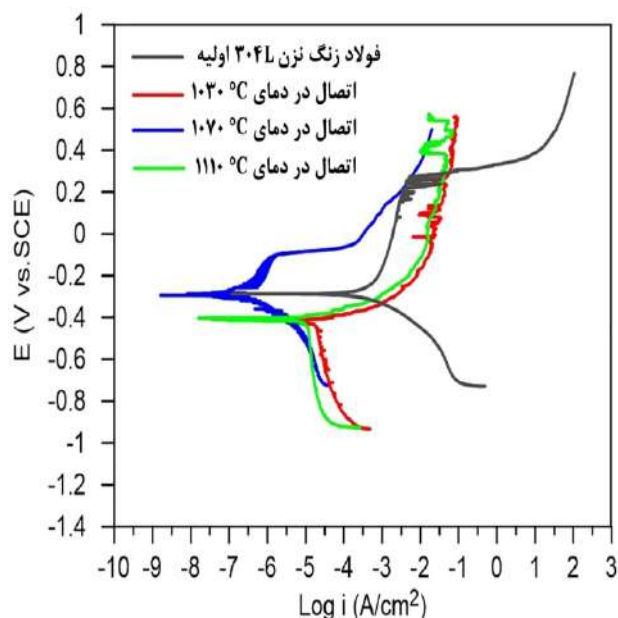
علاوه بر این با توجه به شکل (2)، مقدار رسوبات DAZ به طور مداوم با افزایش دمای اتصال از 1030°C به 1110°C افزایش یافته و عمق رسوبات تشکیل شده در ناحیه DAZ نیز به سمت هر دو طرف فلز پایه افزایش می‌یابد. از آنجایی که تشکیل ترکیبات بورایدی یک فرایند کنترل شونده توسط نفوذ است، عمق نفوذ اتم‌های بور در فلز پایه با افزایش دمای اتصال افزایش پیدا کرده و در نتیجه تشکیل فازهای بورایدی در ناحیه DAZ در دماهای بالاتر اتصال تا فواصل دورتری از فصل مشترک اتصال توسعه پیدا می‌کند. مورفولوژی رسوبات DAZ، به ویژه در فواصل دور از فصل مشترک فلز پایه/ISZ نشان دهنده نفوذ بور



شکل 7- مقادیر E_{corr} و i_{corr} فولاد زنگ‌نزن 304L اولیه و نمونه‌های اتصال TLP در دماهای مختلف به مدت 30 min.

تشکیل فازهای ثانویه در ریزساختار می‌تواند مقاومت به خوردگی را در نتیجه رفتارهای الکتروشیمیایی متفاوت آن‌ها با زمینه و ترویج خوردگی حفره‌ای کاهش دهد [39]. مقدار زیادی از میکروتרכیبات یوتکتیک (بوراید های Ni و Cr، فازهای Ni_3Si و $Ni-Si-B$) مطابق با تصاویر ریزساختاری در شکل‌های (2و3)، در زمینه γ در ناحیه ASZ نمونه‌اتصال در دمای $1030^\circ C$ تشکیل شده‌اند. علاوه بر این، رسوب بوراید های بلوکی و سوزنی شکل غنی از آهن و کروم در ناحیه DAZ منجر به کاهش مقاومت به خوردگی می‌شود. با افزایش دمای اتصال به $1070^\circ C$ ، مقدار رسوبات ASZ به طور قابل توجهی کاهش می‌یابد که منجر به بهبود قابل توجه مقاومت به خوردگی نمونه اتصال می‌شود (جدول 4). در ادامه با افزایش دمای اتصال به $1110^\circ C$ ، اگرچه انجماد هم‌دما کامل شده و هیچ نوع فاز بین فلزی در ناحیه مرکزی اتصال تشکیل نمی‌شود و اتصال TLP بدون ASZ ایجاد می‌شود (شکل 2-ج)، اما مقاومت به خوردگی اندکی کاهش می‌یابد. همانطور که در شکل (2-ج) نشان داده شده است، این امر می‌تواند به دلیل تشکیل میکرو حفرات در ناحیه نزدیک به فصل مشترک فلز پایه/ISZ که تحت عنوان حفرات کرکندال شناخته می‌شوند [40]، باشد. تفاوت‌های موجود در نرخ نفوذ Fe و Ni و همچنین وجود گرایان غلظتی Ni و Fe در ناحیه اتصال می‌تواند باعث تشکیل این حفرات

شکل (6) نشان می‌دهند، خوردگی نوع آندی در نمونه‌های اتصال TLP غالب است.



شکل 6- منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک اتصالات TLP سیستم 304L SS/BNi-2/304L SS در دماهای مختلف به مدت 30 min.

شکل (7) اثر دمای اتصال TLP را بر مقادیر E_{corr} و i_{corr} نشان می‌دهد. مطابق شکل (7)، نمونه اتصال یافته در دمای $1070^\circ C$ به مدت 30 min کمترین i_{corr} و بالاترین E_{corr} را در میان نمونه‌های اتصال TLP نشان می‌دهد و بنابراین دارای بالاترین مقاومت به خوردگی در میان نمونه‌های اتصال TLP است. چگالی جریان خوردگی به طور مستقیم بر نرخ خوردگی تأثیر می‌گذارد. چگالی جریان خوردگی بالاتر یک نمونه نشان دهنده نرخ خوردگی بالاتر و برعکس می‌باشد [38]. لازم به ذکر است که خواص خوردگی اتصال در دمای $1070^\circ C$ به مدت 30 min به فلز پایه AISI 304L اولیه نزدیکتر از نمونه‌هایی است که در دماهای پایین‌تر اتصال داده شده‌اند (جدول 4). نمونه اتصال داده شده در دمای $1030^\circ C$ به مدت 30 min بالاترین i_{corr} و پایین‌ترین E_{corr} را نشان می‌دهد و در نتیجه دارای پایین‌ترین مقاومت به خوردگی در بین نمونه‌های اتصال می‌باشد. به طور خلاصه می‌توان گفت که با افزایش دمای اتصال از $1030^\circ C$ به $1070^\circ C$ مقاومت به خوردگی اتصالات TLP افزایش یافته و سپس با افزایش بیشتر به $1110^\circ C$ کاهش می‌یابد.

- نفوذ B از ناحیه اتصال به سمت فلز پایه در حین اتصال TLP، تأثیر بسیار بیشتری در مقایسه با Si بر تشکیل رسوبات در ناحیه DAZ دارد که منجر به تشکیل بوراید های غنی از کروم و غنی از آهن بلوکی و سوزنی شکل در این ناحیه می شود.

- شاخه های آندی و کاتدی رفتار تافل را با توجه به منحنی های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نشان دادند. خوردگی آندی به عنوان مکانیزم غالب خوردگی در نمونه های اتصال TLP شناسایی شد.

- بیشترین مقاومت به خوردگی در نمونه اتصال در دمای 1070°C مشاهده شد که نزدیک به نمونه فولاد زنگ نزن 304L اولیه بود. در مقابل نمونه اتصال در دمای 1030°C کمترین مقاومت در برابر خوردگی را نشان داد که این امر به تشکیل مقادیر قابل توجهی از فازهای یوتکتیک در ناحیه مرکزی اتصال نسبت داده می شود.

منابع

- 1- Burrier, H., ASM handbook, properties and selection of iron steels and High performance alloys, vol. 1. OH: ASM International, Materials Park; 1987.
- 2- Abdolvand R., Atapour M., Shamanian M., Allafchian A.R., "The possibility of the TLP bonding between UNS S32750 and AISI 304", *Journal of Welding Science and Technology of Iran*, Vol. 3, pp. 1-8, 2018.
- 3- Mcguire, M.F., "Stainless Steel for Design Engineers", ASM International, Material Park, 2008.
- 4-Huntz, A.M., Reckmann, A., Haut, C., Sévérac, C., Herbst, M., Resende, F. C. and Sabioni, A.C.S., "Oxidation of AISI 304 and AISI 439 stainless steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 447(1-2), pp. 266-276, 2007.
- 5-Jamshidi Lamjiri, R. and Ekrami, A., "Transient liquid diffusion bonding of AISI304 stainless steel with a nickel base interlayer", *Defect and Diffusion Forum*, Vol. 380, pp. 48-54, 2017.
- 6-Orhan, N., Khan, T. I. and Eroğlu M., "Diffusion bonding of a microduplex stainless steel to Ti-6Al-4V", *Scripta Materialia*, Vol. 45(4), pp. 441-446, 2001.
- 7-Gooch, T. G., "Corrosion behavior of welded stainless steel", *Welding Research Supplement*, 1996, 75(5), 135-154.
- 8-ASM handbook, Welding, brazing, and soldering, Vol. 6. USA, ASM International, 1992.
- 9-Duvall, D., Owczarski, W. A. and Paulonis, D. F., "TLP bonding: a new method for joining heat resistant alloys", *Welding Journal*, Vol. 53, pp. 203-214, 1974.

باشند [41,40]. بوردیر و همکارانش [40] در پژوهش انجام گرفته بر روی اتصال TLP نمونه Cu/Sn-Sn/Cu دریافتند که در نتیجه مهاجرت اتم هایی که نفوذ سریع تری دارند، حفرات کرکندال شکل می گیرند. ژو و همکارانش [42] نیز نشان دادند که در اتصال TLP یک نمونه فولاد مارتنزیتی با استفاده از لایه میانی آمورف پایه نیکل، حفرات کرکندال در نزدیکی فصل مشترک اتصال/ فلز پایه تشکیل می شوند. الکترولیت می تواند از طریق حفرات کرکندال به ناحیه اتصال نفوذ کرده و منجر به کاهش مقاومت به خوردگی گردد. بنابراین مقاومت به خوردگی نمونه TLP اتصال داده شده در دمای 1110°C به دلیل وجود حفرات کرکندال در ناحیه اتصال در مقایسه با نمونه اتصال داده شده در دمای 1070°C کاهش می یابد.

بررسی خواص خوردگی اتصال TLP با استفاده از لایه های میانی پایه نیکل [17] و پایه مس [15] نشان داده است که ناحیه اتصال بیشتر از فلز پایه خورده می شود. از آنجایی که سطح وسیع تری از فلز پایه فولاد زنگ نزن 304L در مقایسه با ناحیه اتصال در تماس با محلول خورنده است، جریان خوردگی شدیدتری در سطح کوچک تر ناحیه اتصال TLP متمرکز شده و بنابراین نرخ خوردگی بالایی در ناحیه اتصال مشاهده می شود.

4- نتیجه گیری

اتصال TLP فولاد زنگ نزن 304L با استفاده از لایه میانی BNi-2 با ضخامت $54\ \mu\text{m}$ در دماهای مختلف و زمان اتصال 30 min بررسی شده است. نتایج به دست آمده از تجزیه و تحلیل های صورت گرفته به شرح زیر است:

- بر اساس مشاهدات ریزساختاری ناحیه اتصال TLP از سه ناحیه مجزا تشکیل شده است: ناحیه انجماد همدمای (ISZ)، ناحیه انجماد غیرهمدمای (ASZ) و ناحیه متاثر از نفوذ (DAZ).

- انجماد همدمای در اتصال TLP در دمای 1110°C به مدت 30 min کامل شد و ناحیه ISZ از محلول جامد تک فازی $\gamma\text{-Ni}$ تشکیل شده است. در نمونه های با انجماد همدمای ناقص، بوراید های غنی از نیکل و غنی از کروم، ترکیبات بین فلزی Ni-Si-B و ذرات Ni_3Si در ناحیه ASZ تشکیل شدند.

- Phase Bonding Area of IN-738LC/BNi-3/IN-738LC", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39, pp. 2389-2402, 2008.
- 25-Baharzadeh E., Shamanian, M., Rafiei, M. and Mostaan, H., "Properties of IN X-750/BNi-2/SAF 2205 joints formed by transient liquid phase bonding", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 274, 116297, 2019.
- 26-Ghoneim, A. and Ojo, O.A., "Microstructure and mechanical response of transient liquid phase joint in Haynes 282 superalloy", *Materials Characterization*, Vol. 62, pp. 1-7, 2011.
- 27-Tokunaga, T., Nishio, K., Ohtani, H. and Hasebe, M., "Phase equilibria in the Ni-Si-B system", *Materials Transactions*, Vol. 44(9), pp. 1651-1654, 2003.
- 28-Zhang, L. X., Chang, Q., Sun, Z., Xue, Q. and Feng, J.C., "Effects of boron and silicon on microstructural evolution and mechanical properties of transient liquid phase bonded GH3039/ IC10 joints", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 38, pp. 167-173, 2019.
- 29-Amiri, D., Sajjadi, S.A., Bakhtiari, R. and Kamyabi-Gol, A., "The role of TLP process variables in improvement of microstructure and mechanical properties in TLP joints of GTD-111/Ni-Cr-Fe-B-Si/GTD-111 system", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 32, pp. 644-655, 2018.
- 30-Salmaliyan M. and Shamanian, M., "Formation mechanism of intermetallic components during dissimilar diffusion bonding of IN718/BNi-2/AISI 316 L by TLP process", *Heat and Mass Transfer*, Vol. 55, pp. 2083-2093, 2019.
- 31-Emami, M., Askari-Paykani, M., Farabi, E., Beladi, H. and Shahverdi, H.R., "Development of New Third-Generation Medium Manganese Advanced High-Strength Steels Elaborating Hot-Rolling and Intercritical Annealing", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 50, pp. 4261-4274, 2019.
- 32-Massalski, T. B., Murray, J. L., Bennett, L. H. and Baker, H., *Binary Alloy Phase Diagrams*, American Society for Metals, 1986.
- 33-Zhang, X., Li, X., Wu, P., Chen, S., Zhang, S., Chen, N. and Huai, X., "First principles calculation of boron diffusion in fcc-Fe", *Current Applied Physics*, Vol. 18, pp. 1108-1112, 2018.
- 34-Hargather, C. Z., Shang, S.-L. and Liu, Z.-K., "Data set for diffusion coefficients and relative creep rate ratios of 26 dilute Ni-X alloy systems from first-principles calculations", *Data in Brief*, Vol. 20, pp. 1537-1551, 2018.
- 35-Malekan, A., Farvizi, M., Mirsalehi, S.E., Saito, N. and 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*, Vol. 47, pp. 129-140, 2019.
- 36-Park, D. Y., Lee S.K., Kim, J. K., Lee, S. N., Park, S. J. and Oh, Y. J., "Image processing-based analysis of interfacial phases in brazed stainless steel with Ni-based filler metal", *Materials Characterization*, Vol. 130, pp. 10-Cook, G. O. and Sorensen, C.D., "Overview of transient liquid phase and partial transient liquid phase bonding", *Journal of Materials Science*, Vol. 46, pp. 5305-5323, 2011.
- 11-Khorram A., Davoodi Jamalooei A., Jafari A., "On the microstructural and mechanical properties of similar TLP bonding of Inconel 600 superalloy sheet", *Journal of Welding Science and Technology of Iran*, Vol. 3, pp. 90-104, 2018.
- 12-Binesh, B. and Jazayeri Gharehbagh, A., "Transient liquid phase bonding of IN738LC/MBF-15/IN738LC: solidification behavior and mechanical properties", *Journal of Materials Science and Technology*, Vol. 32, pp. 1137-1151, 2016.
- 13-Jiang, W., Gong, J. and Tu, S. T., "Effect of brazing temperature on tensile strength and microstructure for a stainless steel plate-fin structure", *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 736-742, 2011.
- 14-Sadeghian, M., Ekrami, A. and Jamshidi, R., "Transient liquid phase bonding of 304 stainless steel using a Co-based interlayer", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 22(8), pp. 666-672, 2017.
- 15-Mazar Atabaki, M., Noor Wati, J. and Idris, J., "Transient liquid phase diffusion brazing of stainless steel 304", *Welding Journal*, Vol. 92, pp. 57-63, 2013.
- 16-Mohammadi, M. and Ekrami, A., "Microstructure and mechanical properties of pure Cu interlayer TLP joints of 304 stainless steel to dual phase steel", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 275, 116276, 2020.
- 17-Kazazi, A. and Ekrami, A., "Corrosion behavior of TLP bonded stainless steel 304 with Ni-based interlayer", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 42, pp. 131-138, 2019.
- 18-Standard ASTM G59-97, Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements, Annual Book of ASTM Standards, pp. 237-239, 2009.
- 19-Lippold, J. C., Kiser, S. D. and DuPont, J. N., *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*, New Jersey, Wiley publishing, 2009.
- 20-Shamsabadi, A.Y., Bakhtiari, R. and Eisaabadi, B. G., "TLP bonding of IN738/MBF-20/IN718 system", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 685, pp. 896-904, 2016.
- 21-Pouranvari, M., Ekrami, A. and Kokabi, A. H., "Solidification and solid state phenomena during TLP bonding of IN718 superalloy using Ni-Si-B ternary filler alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 563, pp. 143-149, 2013.
- 22-Binesh, B., "Diffusion brazing of IN718/AISI 316L dissimilar joint: Microstructure evolution and mechanical properties", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 57, pp. 196-208, 2020.
- 23-H. Okamoto, H., Schlesinger, M.F. and Mueller E. M. (ed.), *Alloy Phase Diagrams*, ASM International, 2016.
- 24-Mosallaei, M., Ekrami, A., Ohsasa, K. and Matsuura, K., "Microstructural Evolution in the Transient-Liquid-

- 40-Borde`re, S., Feuillet, E., Diot, J.-L., De Langlade, R., Silvain, J.-F., "Understanding of void formation in Cu/Sn-Sn/Cu system during transient liquid phase bonding process through diffusion modeling", *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 49, pp. 3343-3356, 2018.
- 41-Yu, H. C., Van der Ven, A. and Thornton, K., "Theory of grain boundary diffusion induced by the Kirkendall effect", *Applied Physics Letters*, Vol. 93, pp. 091908, 2008.
- 42-Zhou, X., Dong, Y., Liu, Ch., Liu, Y., Yu, L., Chen, J., Li, H. and Yang, J., "Transient liquid phase bonding of CLAM/CLAM steels with Ni-based amorphous foil as the interlayer", *Materials and Design*, Vol. 88, pp. 1321-1325, 2015.
- 278-284, 2017.
- 37-Stansbury, E. E. and Buchanan, R. A., *Fundamentals of Electrochemical Corrosion*, ASM Internationals, Materials Park, 2000.
- 38-Shahabi Kargar, B., Moayed, M. H., Babakhani, A. and Davoodi, A., "Improving the corrosion behaviour of powder metallurgical 316L alloy by prepassivation in 20% nitric acid", *Corrosion Science*, Vol. 53(1), pp. 135-146, 2011.
- 39-Verduzco, J. A., Verduzco, V. H., Dzib-Pérez, L., González-Sánchez, J., López, V. H. and Solís, J., "Corrosion resistance of bonding zone of AISI 316L–304 stainless steels joined with iron based glass ribbon interlayer: microstructural effects", *Corrosion Engineering, Science and Technology*, Vol. 47(3), pp. 233-240, 2012.



Similar joining of NiTi shape memory alloy using pulsed Nd:YAG laser welding

A. Rasouli, H. Naffakh Moosavy* 


Division of Characterization and Selection of Engineering Materials, Department of Materials Engineering, Tarbiat Modares University.

Received 29 October 2021 ; Accepted 11 January 2022

Abstract


In this research similar joining of NiTi shape memory alloy was studied. For this purpose, NiTi alloy in the form of wires with circular cross section possessing martensitic phase structure at room temperature was used. By utilizing Nd:YAG pulsed laser welding method followed by optimizing its technical parameters, a defectless joint in terms of appearance and metallurgical properties was obtained. In the next step, the effect of various pulsed laser duration time on properties of the obtained similar joint of NiTi was investigated. Moreover, the resultant microstructures were studied using Optical microscope (OP) and Scanning Electron Microscope (SEM) equipped with chemical analysis of EDS. Furthermore, the samples prepared under different pulsed laser duration time conditions were characterized by using tensile and micro-hardness tests. Investigating the results of the performed evaluations revealed that higher levels of heat input has resulted in grain growth, dissolution of precipitations as well as reduction in hardness and ultimate tensile strength of the samples in the joint zone.

Keywords: Pulsed Nd:YAG laser welding, Shape memory alloy, NiTi, Microstructure.

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



اتصال هم جنس آلیاژ حافظه دار NiTi با استفاده از جوشکاری لیزر Nd:YAG ضربانی

علی رسولی، همام نفاخ موسوی* 


گروه شناسایی و انتخاب مواد مهندسی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه تربیت مدرس، تهران، ایران

دریافت مقاله: 1400/08/07؛ پذیرش مقاله: 1400/10/21

چکیده

در این پژوهش اتصال هم جنس سیم‌های آلیاژ حافظه دار NiTi مورد بررسی قرار گرفت. بدین منظور از سیم‌های آلیاژ حافظه دار NiTi با سطح مقطع دایره‌ای شکل و با ساختار مارتنزیتی در دمای محیط استفاده گردید. با استفاده از جوشکاری لیزر Nd:YAG ضربانی و بهینه سازی پارامترهای آن، یک اتصال سالم از نظر ظاهری و متالورژیکی به دست آمد و سپس اثر مدت زمان‌های مختلف اعمال پالس لیزر، بر خواص اتصال هم جنس این آلیاژ بررسی شد. ریزساختار حاصل، با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیز شیمیایی (EDS) مورد بررسی قرار گرفتند. همچنین نمونه‌های با زمان‌های مختلف اعمال پالس لیزر، تحت آزمون‌های مکانیکی کشش و میکروسختی سنتزی ارزیابی شدند. با بررسی نتایج آزمون‌ها مشخص شد که گرمای ورودی بالاتر، سبب بزرگ‌تر شدن دانه‌ها، انحلال رسوبات، کاهش سختی و استحکام شکست در منطقه اتصال می‌گردد.

کلمات کلیدی: جوشکاری لیزر Nd:YAG ضربانی، آلیاژ حافظه دار، نیکل تیتانیم، ریزساختار.

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

1- مقدمه

ماده آزاد می‌شود و آلیاژ به شکل اولیه خود باز می‌گردد. هنگامی که در فاز دمای پایین خود قرار دارد از خود خاصیت حافظه‌داری نشان می‌دهد، به این صورت که اگر در این حالت آلیاژ تحت بارگذاری قرارگیرد و در محدوده مشخصی تغییر شکل یابد، پس از باربرداری کرنش الاستیک اولیه در ماده آزاد می‌شود و یک کرنش در ماده باقی می‌ماند. حال اگر دمای آلیاژ را تا حد معینی (پایداری فاز آستنیت) افزایش دهیم، کرنش ذخیره شده در ماده آزاد می‌شود و آلیاژ شکل اولیه خود را بازیابی می‌کند [1].

آلیاژهای حافظه‌دار دسته‌ای از مواد پیشرفته هستند که می‌توانند در دماهای معینی دو ویژگی بی‌همتای ابرکشسانی و حافظه‌داری را از خود نشان دهند. این آلیاژها دارای یک فاز دمای بالا که اصطلاحاً آستنیت و یک فاز دمای پایین که اصطلاحاً مارتنزیت نامیده می‌شوند، هستند. هنگامی که آلیاژ در فاز دمای بالای خود قرار دارد، خاصیت ابرکشسانی از خود نشان می‌دهد به این صورت که اگر آلیاژ تحت بارگذاری قرار گیرد و تا حد معینی تغییر شکل یابد، پس از بار برداری تمام کرنش ذخیره شده در

2- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از یک سیم آلیاژ حافظه‌دار NiTi با سطح مقطع دایره‌ای شکل و به قطر 1 میلی‌متر استفاده شد. ترکیب شیمیایی این آلیاژ با استفاده از تکنیک پراش پرتو ایکس (XRF) تعیین گردید که نتایج این آزمون در جدول (1) آورده شده است. آلیاژ استفاده شده در این تحقیق در دمای اتاق (25 درجه سانتی‌گراد) در فاز دمای پایین خود یعنی مارتنزیت قرار دارد و از خود خاصیت حافظه‌داری نشان می‌دهد.

جهت آماده سازی سیم‌ها برای اتصال لب‌به‌لب، در ابتدا سیم‌ها به دمای بالای پایان استحاله آستنیت به مارتنزیت (100 درجه سانتی‌گراد) رسانده شد تا سیم‌ها به فاز دمای بالای خود یعنی آستنیت برسند و حالت صاف و مستقیم که شکل اولیه آن‌ها بوده است، را بازیابی کنند. سپس سیم‌ها به دمای محیط رسانده شدند تا دوباره به فاز مارتنزیتی خود برگردند. با استفاده از کاغذ سمباده 120 و 400 سطح مقطع اتصال سمباده‌زنی و صیقلی شد تا در سطح تماس دو سمت اتصال هیچ‌گونه خلل و فرجی نباشد و دو سطح اتصال در تماس کامل با یکدیگر قرار داشته باشند. سپس نمونه‌ها جهت شستشو و چربی زدایی سطحی در حمام اولتراسونیک حاوی مخلوط استون، اتانول و آب با نسبت 1:1:1 به مدت زمان 5 دقیقه قرار داده شدند.

برای فرایند جوشکاری در این پژوهش، از یک دستگاه لیزر پالسی با منبع Nd:YAG با طول موج 1064 نانومتر و با توان اسمی 100 وات استفاده شد. برای ثابت نگه داشتن سیم‌های دو سمت اتصال در زمان جوشکاری و اطمینان از تماس کامل و عدم وجود شکاف در میان آن‌ها از یک فیکسچر استفاده شد. جهت حفاظت منطقه مذاب از اکسیداسیون و همچنین جلوگیری از نفوذ گازهای اکسیژن، نیتروژن و هیدروژن به منطقه اتصال و جلوگیری از کاهش خواص مکانیکی و متالورژیکی منطقه اتصال، گاز خنثی آرگون با خلوص 99,999% به عنوان گاز محافظ استفاده شد. گاز آرگون به مدت زمان 10 ثانیه قبل از شروع فرایند و 10 ثانیه پس از پایان فرایند جوشکاری با نرخ 5 لیتر بر دقیقه به منطقه اتصال دمیده شد.

یکی از مهم‌ترین آلیاژهای حافظه‌دار آلیاژ نیکل‌تیتانیم می‌باشد که در محدوده خاصی از ترکیب شیمیایی (حدود 50-50%) از خود خاصیت حافظه‌داری نشان می‌دهد [2].

این آلیاژ به دلیل مقاومت در برابر خوردگی و زیست‌سازگاری خوبی که از خود نشان می‌دهد در ساخت ایمپلنت‌های پزشکی، استنت‌های قلبی و دیگر ابزارآلات پزشکی کاربرد دارد [3]. همچنین در سال‌های اخیر کاربردهای جدیدی در صنایع پیشرفته مانند هوافضا و سنسور و عملگرها برای این آلیاژ تعریف شده است. ساخت اشکال پیچیده و سازه‌های مهندسی از این آلیاژ با روش‌های متداول، به دلیل کارسختی و داکتیلیتی بالا بسیار سخت است [4].

بنابراین جهت ساخت اشکال پیچیده و مهندسی لازم است از یک روش اتصال مناسب استفاده شود. جوشکاری لیزر متداول‌ترین روشی است که جهت اتصال آلیاژهای نیکل‌تیتانیم به دلیل منطقه ذوب کوچک، تنش‌های حرارتی پایین، حرارت ورودی کم، چگالی انرژی بالا، منطقه متاثر از حرارت کوچک (HAZ) در مقایسه با سایر روش‌های جوشکاری و نرخ جوشکاری بالا استفاده می‌شود.

از بین لیزرهای مختلف، لیزر Nd:YAG به دلیل طول موج کمتری که دارد، باعث می‌شود در سطح ثابت، ماده انرژی بیشتری جذب کند که در نتیجه باعث می‌شود منطقه کوچک‌تری از ماده، تحت تاثیر حرارت قرار بگیرد که برای جوشکاری مقاطع کوچک مناسب‌تر است [5]. آلیاژ نیکل‌تیتانیم به دماهای بالا و اکسیداسیون بسیار حساس است، بنابراین جوشکاری با لیزر روشی مناسب جهت کم کردن آثاری که حرارت زیاد بر روی دو خواص مهم این آلیاژ یعنی ابرکشسانی و حافظه‌داری می‌گذارد است.

در پژوهش حاضر اتصال هم‌جنس آلیاژ نیکل‌تیتانیم به یکدیگر با استفاده از روش جوشکاری لیزر با منبع Nd:YAG بررسی شده است. همچنین ریزساختار سطح مقطع اتصال با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شد و آزمون‌های مکانیکی کشش و سختی سنجی بر روی منطقه اتصال انجام گرفت.

جدول 1- ترکیب شیمیایی آلیاژ نیکل تیتانیوم.

عنصر	Ni	Ti	Si	Al	S	Na	Mg	Ce
درصد اتمی	۵۴,۶۶	۴۴,۵۱	۰,۰۸	۰,۰۹	۰,۰۴	۰,۴۰	۰,۰۳	۰,۱۷

به عنوان پارامتر نهایی جهت اتصال هم‌جنس انتخاب گردید. سپس با ثابت نگه داشتن دیگر پارامترها، پالس لیزر در مدت زمان‌های 5، 8 و 11 میلی‌ثانیه، جهت ایجاد 3 گرمای ورودی مختلف و بررسی اثر این متغیر بر خواص متالورژیکی و مکانیکی منطقه اتصال، بر روی این اتصال اعمال شد.

3-2- ریزساختار اتصال

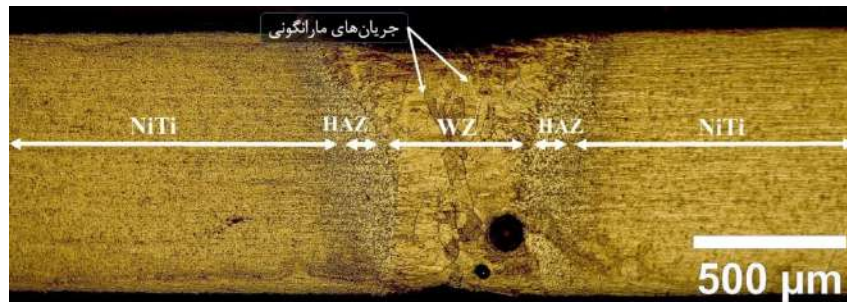
شکل‌های (2، 1 و 3) ریزساختار منطقه اتصال هم‌جنس آلیاژ نیکل تیتانیوم را در مدت زمان‌های اعمال پالس 5، 8 و 11 میلی‌ثانیه نشان می‌دهد و سه منطقه شامل آلیاژ پایه، منطقه متأثر از حرارت (HAZ) و فلزجوش در تصاویر مشخص شده‌اند. با توجه به تصاویر، آلیاژ پایه دارای دانه‌هایی بسیار کوچک، کاملاً کشیده در راستای طول سیم هستند که نشان دهنده کارسرد شدید ناشی از کشش احتمالی سیم احتمالی در فرایند تولید سیم این آلیاژ می‌تواند باشد. در مجاورت منطقه انجاماد ناشی از جوشکاری لیزر و آلیاژ پایه، منطقه متأثر از حرارت (HAZ) قرار گرفته است. با توجه به شکل (4) و قرارگیری آلیاژ مورد بررسی در محدوده تک فاز NiTi [2]، رشد فصل مشترک در منطقه ذوب به صورت صفحه‌ای بوده و تا لحظات پایانی انجاماد آخرین محدوده مذاب، این روند ادامه داشته است. در حوضچه مذاب (Fusion Zone) فرایند ذوب و انجاماد اتفاق افتاده و دانه‌هایی بزرگ‌تر از دانه‌های آلیاژ پایه، دوباره تشکیل شده‌اند. این دانه‌ها به صورت کشیده و خلاف جهت انتقال حرارت رشد کرده‌اند. در آلیاژ پایه به دلیل فرایندهای تکمیلی احتمالی مانند کشش سیم، ساختار دانه‌ها کاملاً ریز و کشیده هستند اما در حوضچه مذاب دانه‌هایی بزرگ‌تر و کشیده شده تا قسمت میانی منطقه FZ ناشی از انجاماد مشاهده می‌شود. در شکل‌های (2، 1 و 3) جریان‌های مارانگونی ناشی از تابش لیزر و تلاطم‌های مذاب، قابل مشاهده است. هرچه از آلیاژ پایه به سمت منطقه متأثر

جهت بررسی‌های ریزساختاری در ابتدا نمونه‌های جوشکاری شده با استفاده از رزین 3 جزیبی، مانع سرد شدند و سپس برای متالوگرافی سطح مقطع اتصال، نمونه‌ها در راستای طول آن‌ها با سمباده‌های شماره 400، 800، 1500 و براساس استاندارد ASTM E3-11 سمباده‌زنی شدند و سپس پولیش مکانیکی روی نمونه‌ها انجام گرفت. جهت حکاکی شیمیایی نمونه‌ها از محلول اچانت حاوی $H_2O:HNO_3:HF$ استفاده شد. سپس با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل OLYMPUS UMSSPG و میکروسکوپ الکترونی مدل FE-SEM MIRA3 TESCAN مجهز به سیستم آنالیز ترکیب شیمیایی (EDS) تصاویر متالوگرافی از سطح نمونه‌ها گرفته شد. جهت انجام آزمون مکانیکی کشش از دستگاه مدل INSTRON 5500R با سرعت حرکت 0,2 میلی‌متر بر دقیقه و نرخ کرنش 0,0003 بر ثانیه استفاده شد. همچنین آزمون میکروسختی سنجی به روش ویکرز با استفاده از دستگاه MICROMET BUEHLER و با نیروی 200 گرم و مدت زمان اعمال نیروی 15 ثانیه انجام شد. تمامی آزمون‌ها در دمای اتاق انجام شدند.

3- نتایج و بحث

3-1- یافتن پارامتر بهینه جوشکاری

در ابتدا سه پارامتر قطر لکه اثر لیزر با توجه به قطر سیم‌ها، 1 میلی‌متر و زمان اعمال پالس‌های لیزر روی منطقه اتصال 1 ثانیه و مدت زمان اعمال هر پالس 5 میلی‌ثانیه، ثابت در نظر گرفته شد. سپس با تغییر متغیرهای ولتاژ، فرکانس، نرخ دمش گاز خنثی و سرعت حرکت لیزر، بهینه‌ترین پارامتر جهت جوشکاری لیزر انتخاب گردید. این پارامترها و تصاویر ظاهری و متالوگرافی آن‌ها در جدول (2) آورده شده است. با بررسی ظاهری منطقه اتصال پارامترهای مختلفی که بر روی اتصال هم‌جنس این آلیاژ انجام شد، پارامتر شماره 2 در جدول (2)



شکل 1- تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار اتصال با مدت زمان اعمال پالس 5 میلی‌ثانیه.

جدول 2- پارامترهای جوشکاری اعمال شده.

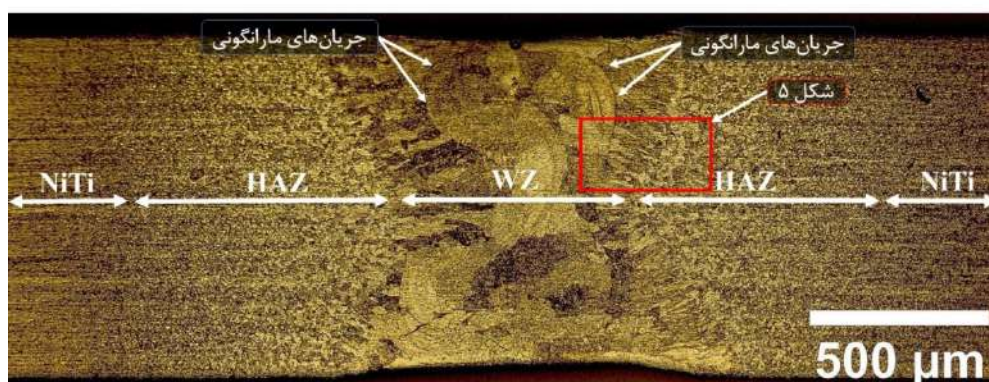
ولتاژ (ولت)	فرکانس (هرتز)	سرعت جوشکاری (میلی‌متر بر ثانیه)	نرخ دمش گاز (لیتر بر دقیقه)	تصویر از مقطع اتصال	تصویر از بالای سطح اتصال
۱	۳۹۰	۰.۵	۵		
۲	۳۴۰	۰.۵	۵		
۳	۲۹۰	۰.۵	۵		
۴	۳۴۰	۰.۵	۵		
۵	۳۴۰	۰.۲۵	۵		
۶	۳۴۰	۰.۵	۱۰		

پدیده بازیابی، سپس تبلور مجدد و رشد دانه‌ها رخ داده که در شکل (5) قابل مشاهده است. در جدول (3) طول منطقه مذاب و منطقه HAZ برای مدت زمان‌های مختلف اعمال پالس لیزر بر روی سطح اتصال این آلیاژ آورده شده است. به دلیل نرخ ذوب و انجماد بالا در جوشکاری لیزر منطقه HAZ کوچکی داریم.

متأثر از حرارت (HAZ) پیش می‌رویم، دانه‌ها از حالت کشیده و باریک خارج شده و به صورت دانه‌های بزرگ‌تر و تبلور مجدد یافته، کنار یکدیگر قرار گرفته‌اند که این رشد تحت تأثیر حرارت ناشی از جوشکاری لیزر بوده است. در منطقه اتصال هرچه از سمت فلز پایه به سمت مرز ذوب حرکت می‌کنیم ابتدا



شکل 2- تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار اتصال با مدت زمان اعمال پالس 8 میلی‌ثانیه.



شکل 3- تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار اتصال با مدت زمان اعمال پالس 11 میلی‌ثانیه.

در شکل (2) که مربوط به جوشکاری با مدت زمان 8 میلی‌ثانیه است، به دلیل فراهم شدن فرصت زمانی بیشتر جهت خروج گاز از حوضچه مذاب، حفره گازی کوچکی درون ساختار انجمادی پس از جوشکاری مشاهده می‌شود و در شکل (3) که مربوط به 11 میلی‌ثانیه است، حفره گازی مشاهده نمی‌شود.

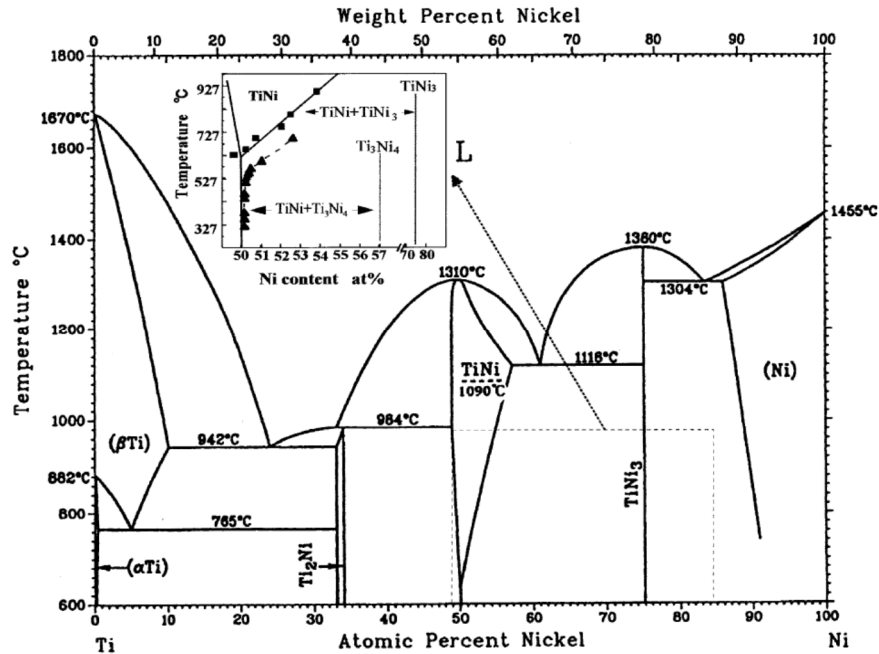
شکل (5) ریزساختار اتصال در مرز ذوب را نشان می‌دهد. در سمت راست تصویر، منطقه HAZ مشاهده می‌شود که دانه‌ها تحت تاثیر حرارت ناشی از جوشکاری لیزر بزرگ شده‌اند. در مرز ذوب پس از ذوب، دانه‌ها دوباره تشکیل شده‌اند و به سمت مرکز اتصال (سمت چپ) کشیده شده‌اند. آلیاژی که در تحقیق حاضر مورد بررسی قرار گرفته است، دارای ترکیب شیمیایی حدود 50% نیکل و 50% تیتانیوم است. با توجه به شکل (4) که دیاگرام فاز نیکل و تیتانیوم را نشان می‌دهد، این آلیاژ در میانه این دیاگرام فاز قرار گرفته و در هنگام سرد شدن از حالت مذاب به حالت جامد، مستقیماً به تک فاز NiTi تبدیل می‌شود و تا دماهای پایین این فاز پایدار است.

همان‌گونه که در شکل (1، 2 و 3) هم مشاهده می‌شود، با افزایش مدت زمان اعمال هر پالس لیزر که نشان دهنده میزان انرژی و گرمای ورودی وارده به سطح قطعه کار هم هست، طول منطقه مذاب و منطقه HAZ افزایش می‌یابد که به این دلیل است که در تعداد پالس اعمالی ثابت، گرمای ورودی بیشتری به یک سطح معین از قطعه کار وارد شده است و به دلیل رسانایی حرارتی پایین آلیاژ نیکل تیتانیوم (0,086 وات بر سانتی‌متر در درجه سانتی‌گراد) [6] حرارت سریعاً در آلیاژ پخش نمی‌شود و توسط همان منطقه از آلیاژ جذب شده و صرف ذوب شدن حجم بیشتری از آلیاژ می‌شود. کمترین میزان منطقه متاثر از حرارت، مربوط به کوتاه‌ترین مدت زمان اعمال پالس لیزر (5 میلی‌ثانیه) بوده است.

در شکل (1)، دو حفره گازی مشاهده می‌شود که احتمالاً ناشی از دمش گاز آرگون به منطقه مذاب بوده است که به دلیل سرعت بالای فرایند ذوب و انجماد در جوشکاری لیزر، فرصت خروج گاز از حوضچه مذاب فراهم نشده است.

جدول 3- مشخصات اندازه مناطق مختلف اتصال جوش لیزر در مدت زمان‌های مختلف اعمال پالس.

مدت زمان اعمال پالس (ms)	طول منطقه مذاب جوش (μm)	طول منطقه HAZ (μm)
۵	۴۴۰	۲۳۰
۸	۶۰۰	۵۸۰
۱۱	۶۸۰	۸۸۰



شکل 4- دیاگرام فازی نیکل و تیتانیوم [2].

شکل (6) نشان می‌دهد که در مرکز اتصال برخی از رسوبات مکعبی شکل با ترکیب شیمیایی غنی از تیتانیوم که در شکل (7) با نماد C نشان‌دهنده شده است، در منطقه FZ تشکیل نشده‌اند و انحلال یافته‌اند.

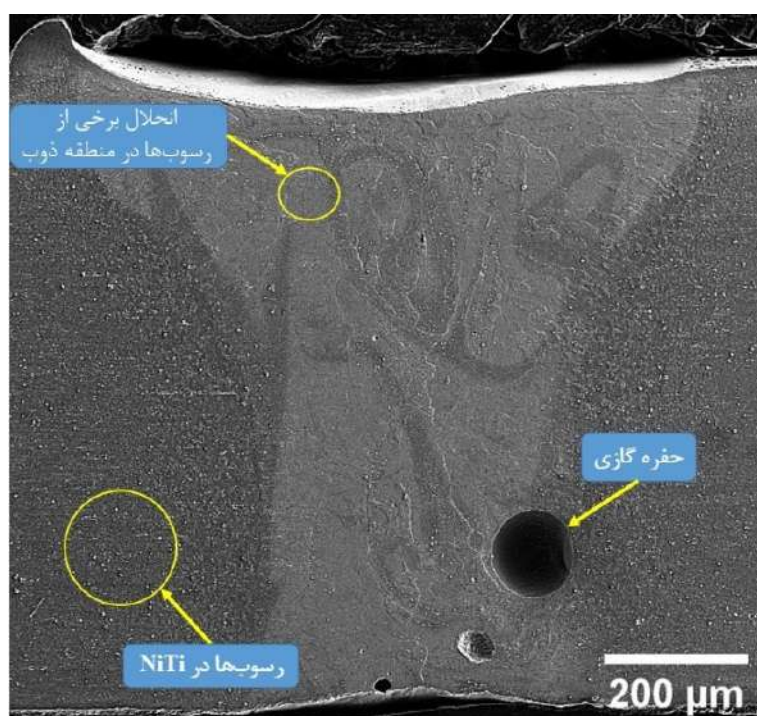
شکل (7) ریز ساختار آلیاژ پایه را نشان می‌دهد. ریزساختار آلیاژ پایه شامل زمینه است که در این شکل (4) با نماد A مشخص شده است و همچنین رسوبات دیسکی شکل Ti_2Ni با نماد B [2, 8] و رسوبات مکعبی شکل با ترکیب غنی از تیتانیوم با نماد C در ساختار پراکنده شده‌اند. ترکیب شیمیایی مناطق A، B و C در جدول (4) نشان داده شده است.

شکل (8) تصویر ریزساختار در مرکز اتصال هم‌جنس آلیاژ نیکل-تیتانیوم را نشان می‌دهد. تصویر نشان می‌دهد که رسوبات موجود در آلیاژ پایه تقریباً در ساختار حل شده‌اند و یک ساختار یکنواخت و بدون جهت‌گیری را به وجود آورده‌اند.

چون در این محدوده ترکیب شیمیایی تحت انجماد ترکیبی نداریم، رشد آلیاژ در فصل مشترک مذاب و جامد به صورت صفحه‌ای خواهد بود. همچنین به دلیل اینکه در هنگام جوشکاری این آلیاژ از فلز یا آلیاژی به صورت لایه واسط استفاده نشده، رشد به صورت اپیتکسیال اتفاق افتاده است. از اتصال به سمت مرکز مرز ذوب، کشیدگی دانه‌ها بیشتر شده و این جهت‌گیری دانه‌ها و کشیدگی آن‌ها به دلیل گرادیان حرارتی و انتقال حرارت از جبهه انجمادی به سمت آلیاژ پایه است [7]. شکل (6) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع اتصال هم‌جنس آلیاژ نیکل-تیتانیوم با مدت زمان اعمال پالس 5 میلی‌ثانیه را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در تصویر مشاهده می‌شود، سطح اتصال و مرکز انجماد عاری از هرگونه ترک است اما یک حفره نسبتاً بزرگ ناشی از حبس شدن گاز در هنگام انجماد، در تصویر مشاهده می‌شود.



شکل 5- تصویر ریزساختار اتصال در مرز ذوب آلیاژ نیکل تیتانیوم با مدت زمان اعمال پالس 11 میلی‌ثانیه.



شکل 6- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع اتصال هم‌جنس آلیاژ Ni-Ti. با مدت زمان اعمال پالس 5 میلی‌ثانیه.

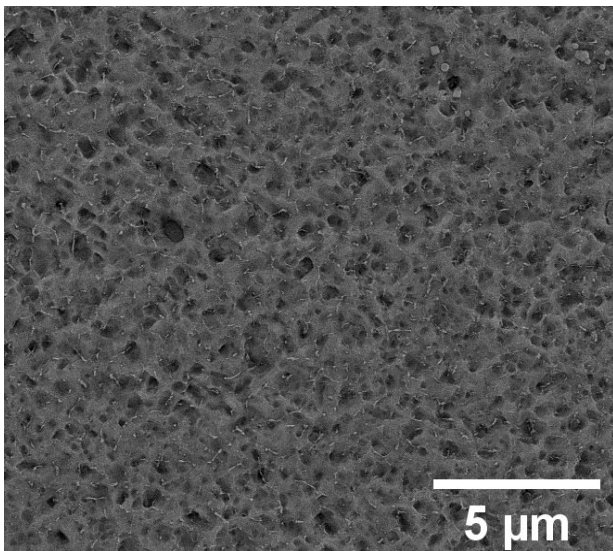
5، 8 و 11 میلی‌ثانیه را نشان می‌دهد. همانگونه که در شکل (9) مشاهده می‌شود، در ناحیه‌ای که با شماره 1 مشخص شده است، آلیاژ دچار تغییر فرم الاستیک می‌شود. در ناحیه 2 دوقلوبی‌های مارتنزیتی موجود در ساختار به دوقلوبی‌های مارتنزیتی تغییر فرم یافته تبدیل می‌شوند [9]. این تغییر شکل صفحات مارتنزیتی، در یک تنش تقریباً ثابت اتفاق می‌افتد و هر صفحه که تغییر فرم

رسوبات بسیار ظریفی در ریزساختار مشاهده می‌شود که احتمالاً در حین انجماد فلز جوش تشکیل شده‌اند.

3-3- آزمون کشش

شکل (9) مقایسه نتایج آزمون کشش تک محوری را برای اتصال جوش لیزر با مدت زمان‌های مختلف اعمال پالس لیزر

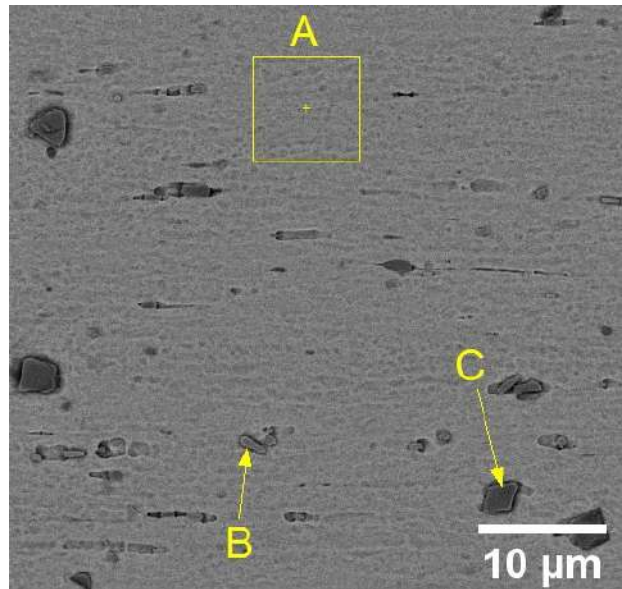
افزایش حرارت ورودی به قطعه کار نیز هست، استحکام شکست آلیاژ کاهش یافته و به حدود 460 مگاپاسکال (44% استحکام آلیاژ پایه) رسیده است. همچنین کرنش تا زمان شکست این اتصال نیز به 13% کاهش یافته است. در بیشترین مدت زمان اعمال پالس لیزر که 11 میلی‌ثانیه بوده، حداکثر استحکام شکست به حدود 380 مگاپاسکال (36% استحکام آلیاژ پایه) رسیده است و کرنش تا زمان شکست نیز کاهش قابل توجهی یافته و به 9/4% رسیده است.



شکل 8- تصویر ریزساختار آلیاژ در مرکز اتصال.

در پژوهشی که فلاوو و همکاران [8] انجام داده‌اند نیز این کاهش طول منطقه در پلاتو نسبت به آلیاژ پایه مشاهده شد. آن‌ها این کاهش طول را به لغزش نابجایی‌ها در منطقه HAZ نسبت دادند. در پژوهش حاضر نیز با افزایش عرض منطقه HAZ، طول منطقه پلاتو کاهش یافته است. همانگونه که شکل‌های (1، 2، 3 و 7) نشان می‌دهد، آلیاژ پایه دارای ساختاری با دانه‌بندی ریز است که در جهت طول نمونه که جهت بارگذاری نیز هست، کشیده شده‌اند. در حالی که در منطقه متأثر از حرارت (HAZ) با نزدیک شدن به مرز ذوب، دانه‌های کشیده به دانه‌های هم محور درشت بدون جهت‌گیری خاص (اتفاقی) تبدیل شده‌اند. در ناحیه جوش (FZ)، دانه‌های قبلی آلیاژ که ساختاری کار شده داشتند ذوب شده و انجماد مجدد یافته‌اند.

پیدا می‌کند یک کرنش در ماده ذخیره می‌شود. در آلیاژ مورد استفاده در این پژوهش این تغییر فرم تا کرنش حدود 7 درصد ادامه داشته است.

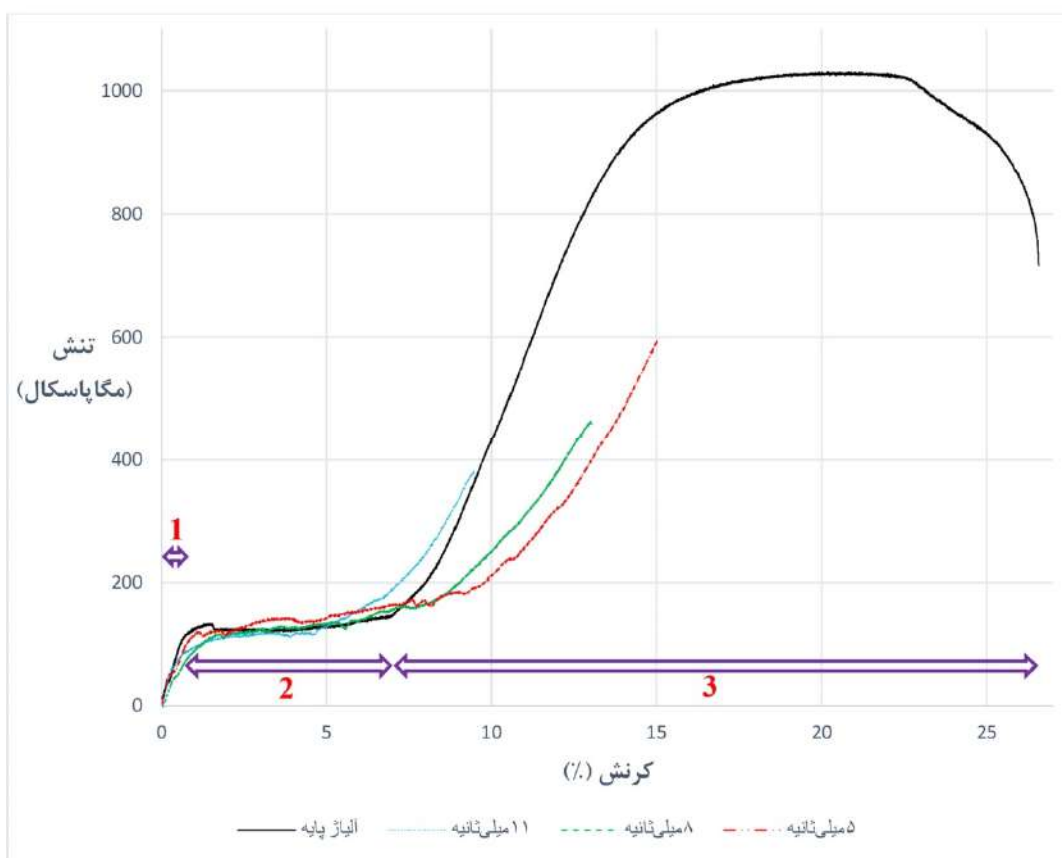


شکل 7- ریزساختار آلیاژ Ni-Ti.

جدول 4- آنالیز ترکیب شیمیایی نقطه‌های مشخص شده در شکل 7.

درصد وزنی		درصد اتمی		نقطه
Ti	Ni	Ti	Ni	
۴۵,۳۶	۵۴,۶۴	۵۰,۴۴	۴۹,۵۶	A
۶۱,۷۳	۳۸,۲۷	۶۶,۴۰	۳۳,۶۰	B
۸۷,۱۲	۱۲,۸۸	۸۹,۲۶	۱۰,۷۴	C

در ناحیه 3 آلیاژ دچار تغییر فرم پلاستیک برگشت ناپذیر می‌شود. برای اینکه آلیاژ نیکل‌تیتانیوم رفتار حافظه‌داری از خود نشان دهد، باید در حالت مارتنزیتی خود قرار داشته باشد [10]. تمامی این نمودارها رفتار آلیاژ حافظه‌دار در حالت مارتنزیتی را نشان می‌دهد. حداکثر استحکام کششی نهایی آلیاژ پایه حدود 1030 مگاپاسکال بوده است در حالی که در اتصال هم‌جنس این آلیاژ که با مدت زمان اعمال پالس لیزر 5 میلی‌ثانیه جوشکاری شده، حداکثر استحکام تا زمان شکست در حدود 590 مگاپاسکال (57% استحکام آلیاژ پایه) به دست آمده و این اتصال تا زمان شکست کرنش 15% را داشته است. با افزایش مدت زمان اعمال پالس لیزر به 8 میلی‌ثانیه، که به معنای

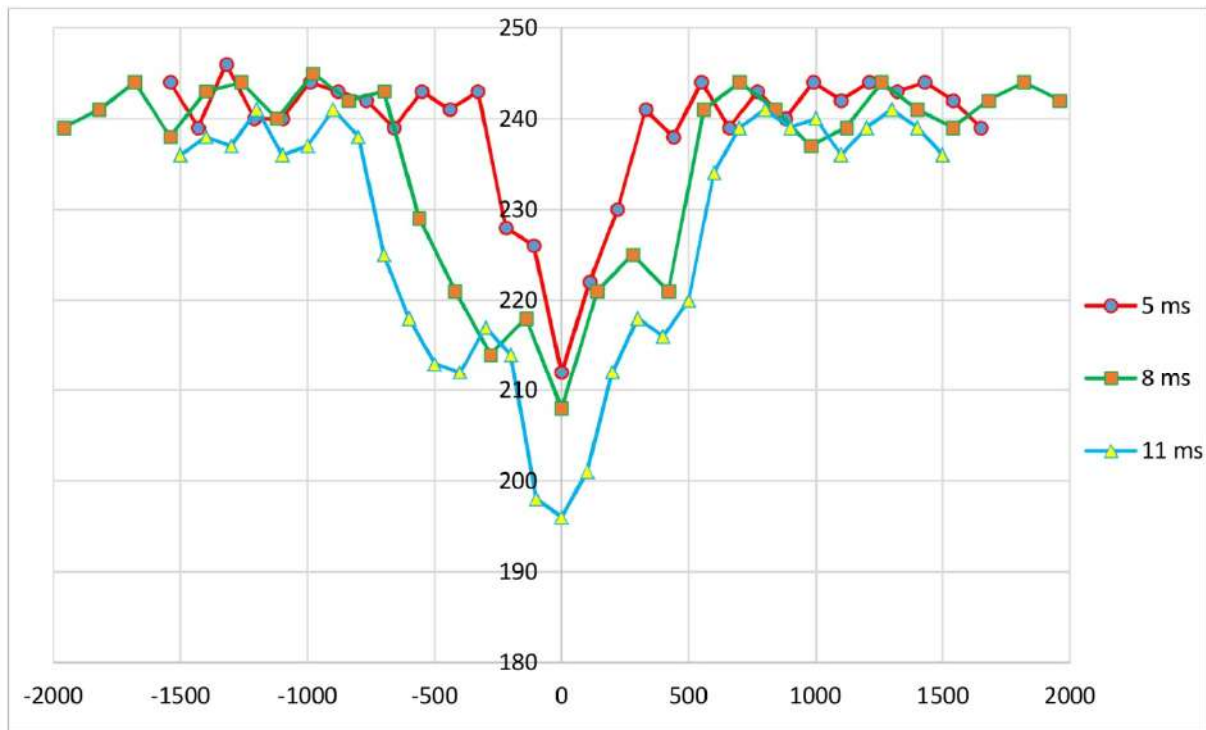


شکل 9- نتایج آزمون کشش محوری آلیاژ پایه و اتصال‌های جوش با مدت زمان مختلف اعمال پالس لیزر.

در نمودار مربوط به آزمون کشش محوری این آلیاژ ناحیه پلاتو مشاهده می‌شود و تا کرنش 7% و تنش 160 مگاپاسکال ادامه یافته است که نشان‌دهنده تبدیل مارتنزیت‌های درون ساختار، به مارتنزیت‌های دوقلوبی است [11]. در اتصال‌هایی که با مدت زمان‌های مختلف پالس لیزر انجام شده نیز، این ناحیه پلاتو مشاهده می‌شود اما رفتار نمودارها به مانند آلیاژ پایه نبوده است. رفتار تنش-کرنش برای نمونه‌های جوشکاری شده با نمونه اولیه متفاوت بوده است که احتمالاً آن را می‌توان به ذوب و انجماد مجدد و حرارت وارده به آلیاژ، تغییرات ریزساختاری مانند جهت‌گیری مجدد دانه‌ها و بزرگ‌شدن دانه‌ها در HAZ و WZ و همچنین از بین رفتن اثر کارسختی ناشی از فرایند تولید نسبت داد. طول ناحیه پلاتو در مدت زمان پالس 5 میلی‌ثانیه به 9% و در 8 میلی‌ثانیه به 8% و در 11 میلی‌ثانیه به 5% کاهش یافته است. بررسی و مقایسه نمودارهای آزمون کشش نشان می‌دهد که انتخاب پارامترهای جوشکاری لیزر تاثیر زیادی بر خواص مکانیکی منطقه اتصال دارند و افزایش مدت زمان

در این ناحیه دانه‌هایی کاملاً درشت نسبت به آلیاژ پایه به وجود آمده است که به دلیل گرادیان حرارتی که حین انجماد وجود داشته، دارای جهت‌گیری خاصی هستند که از مرز ذوب به سمت مرکز اتصال کشیده شده‌اند. لازم به ذکر است که تمامی نمونه‌های جوشکاری شده از مرکز اتصال دچار شکست شده‌اند.

در مرکز اتصال برخلاف آلیاژ پایه و منطقه متاثر از حرارت (HAZ) و اطراف WZ دانه‌ها جهت‌گیری خاصی ندارند. شکل‌های (1، 2، 3 و 5) نشان می‌دهد که در فلز جوش جهت‌گیری و بافت ترجیحی وجود دارد. بنابراین خواص مکانیکی در جهت طول سیم بهینه نیست. در فلز پایه دانه‌ها گرد و هم محور هستند و خواص مکانیکی همسانگرد است. این تفاوت در جهت‌گیری دانه‌ها در مرکز و اطراف منطقه انجماد می‌تواند علت شکست در مرکز اتصال باشد. آلیاژ نیکل تیتانیوم استفاده شده در این پژوهش در دمای اتاق ساختار کاملاً مارتنزیتی دارد.



شکل 10- پروفیل سختی از مرکز جوش اتصال‌ها با مدت زمان اعمال پالس 5، 8 و 11 میلی‌ثانیه.

سرانجام در مرکز اتصال سختی به حداقل مقدار خودش (212 ویکرز) در این نمونه جوشکاری شده می‌رسد. در پژوهشی که چان و همکاران [13] و میرشکاری [14] انجام داده‌اند نیز این روند کاهش سختی در منطقه جوش اتفاق افتاده اما در FZ سختی نسبت به منطقه HAZ بر خلاف پژوهش حاضر اندکی افزایش یافته بود که احتمالاً این افزایش روند سختی به این دلیل بوده که آلیاژ نیکل‌تیتانیوم در پژوهش آن‌ها، در فاز دمای بالای خود (آستنیت) قرار داشته است.

در دو نمونه دیگر که با مدت زمان‌های اعمال پالس لیزر بیشتر انجام شده (8 و 11 میلی‌ثانیه) به دلیل گرمای ورودی بیشتر به منطقه اتصال و در نتیجه منطقه ذوب وسیع‌تر و منطقه متأثر از حرارت بزرگ‌تر، روند کاهش سختی نسبت به اتصال با مدت زمان اعمال پالس 5 میلی‌ثانیه سریع‌تر آغاز شده است که نتیجه میزان حرارت جذب شده بیشتر است. همچنین در نمونه با مدت زمان اعمال پالس 8 میلی‌ثانیه نسبت به 5 میلی‌ثانیه و همچنین 11 میلی‌ثانیه نسبت به 8 میلی‌ثانیه، میزان کاهش سختی نیز بیشتر بوده است. در این دو حالت نیز سختی در منطقه ذوب و در مرکز اتصال به حداقل مقدار خود یعنی 196 ویکرز رسیده

اعمال پالس لیزر و در نتیجه افزایش گرمای ورودی به منطقه اتصال هم‌جنس این آلیاژ، باعث کاهش استحکام شکست اتصال این آلیاژ می‌شود.

3-4- آزمون سختی سنجی

شکل (10) پروفیل سختی ویکرز سطح مقطع اتصال جوشکاری شده را بر حسب فاصله از مرکز جوش نشان می‌دهد. سختی سنجی، داده‌های 236 تا 246 ویکرز را برای آلیاژ پایه نشان می‌دهد. اختلاف جزئی در میزان سختی آلیاژ پایه را می‌توان به توزیع رسوبات و فازهای ثانویه غنی از تیتانیوم نسبت داد [12]. با توجه به شکل (10)، در نمونه جوشکاری شده با مدت زمان اعمال پالس 5 میلی‌ثانیه، در فاصله تا حدود 300 میکرومتر از مرکز جوش از هر دو سمت اتصال، نمودار روند یکنواختی را طی می‌کند اما به ناگهان سختی با شیب زیادی تا حدود 230 ویکرز کاهش می‌یابد. مشاهده تصویر میکروسکوپ نوری اتصال جوش با این پارامتر نشان می‌دهد که نقطه سختی گرفته شده مربوط به منطقه متأثر از حرارت (HAZ) می‌باشد. با نزدیک شدن به مرکز اتصال، روند کاهش سختی ادامه می‌یابد تا

است.

بین رفتن کارسختی ناشی از فرایند تولید، انحلال رسوبات غنی از تیتانیم، رشد دانه‌ها و تغییر ریزساختار بوده است. با افزایش میزان مدت زمان اعمال پالس لیزر، میزان گرمای بیشتری توسط قطعه کار جذب شده و در نتیجه این تحولات متالورژیکی با شدت بیشتری رخ داده و افت سختی بیشتری مشاهده می‌شود.

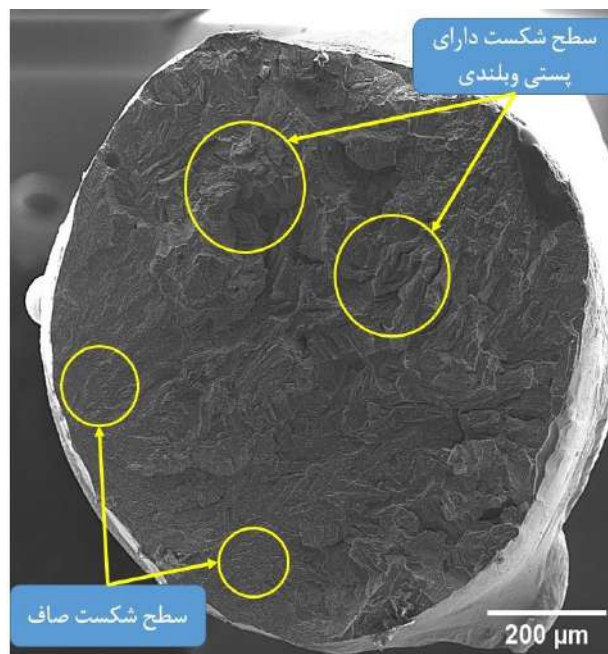
3-5- شگست نگاری

شکل (11 و 12) تصاویر گرفته شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شگست نمونه جوشکاری شده اتصال هم‌جنس این آلیاژ را نشان می‌دهد. این تصاویر نشان می‌دهد که شگست از نوع ترکیبی نرم و ترد بوده و در مرکز جوش اتفاق افتاده است. مناطق شگست صاف نشان دهنده شگست ترد و ورقه‌ای است، در حالی که پستی و بلندی‌ها می‌تواند نشانه‌ای از شگست نرم باشد. شگست در این اتصال در تمامی مدت زمان‌های مختلف اعمال پالس لیزر، در مرکز اتصال اتفاق افتاده است. همان‌گونه که شکل‌های (2، 3 و 4) نشان می‌دهد، در مرکز منطقه مذاب دانه‌ها در بزرگ‌ترین اندازه خود نسبت به آلیاژ پایه و منطقه متأثر از حرارت (HAZ) هستند و به سمت سطح جوش کشیده شده‌اند. هیچ‌گونه حفره انقباضی و ترکی در سطح شگست نمونه جوشکاری شده مشاهده نمی‌شود.

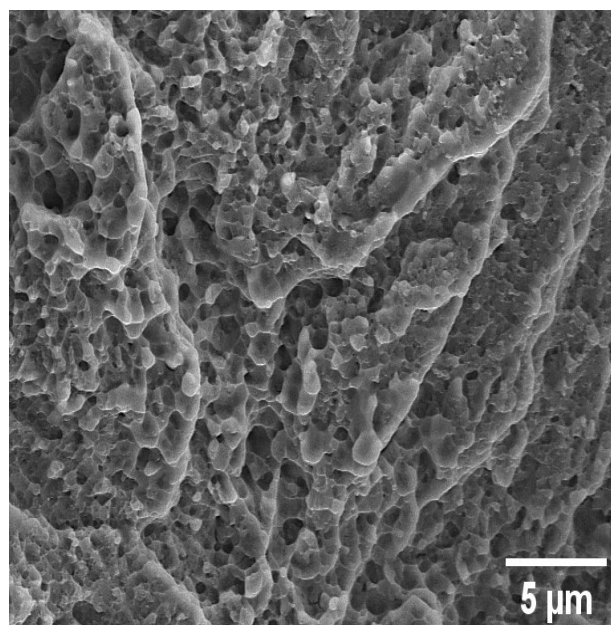
4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش اتصال هم‌جنس آلیاژ حافظه‌دار NiTi به استفاده از جوشکاری لیزر Nd:YAG ضربانی با مدت زمان‌های اعمال پالس‌های مختلف 5، 8 و 11 میلی‌ثانیه بررسی شد و نتایج زیر به دست آمد:

- با استفاده از پارامترهای ذکر شده در این پژوهش یک اتصال سالم و عاری از عیوب ظاهری جوش به دست آمد.
- با افزایش مدت زمان اعمال پالس لیزر از 5 میلی‌ثانیه به 11 میلی‌ثانیه، استحکام شگست آلیاژ جوشکاری شده کاهش یافت. این موضوع به دلیل افزایش میزان حرارت ورودی به قطعه کار و در نتیجه از بین رفتن اثر کارسختی، انحلال رسوبات، بزرگ‌تر شدن اندازه دانه‌ها، کاهش مرزدهانه‌ها و تغییر جهت‌گیری دانه‌ها در مرکز اتصال بوده است.



شکل 11- تصویر سطح شگست آلیاژ جوشکاری شده.



شکل 12- تصویر مورفولوژی سطح شگست آلیاژ جوشکاری شده.

در این دو حالت نیز سختی در منطقه ذوب و در مرکز اتصال به حداقل مقدار خود یعنی 196 ویکرز رسیده است. با بررسی تصاویر میکروسکوپ نوری مربوط به این سه پارامتر مختلف، می‌توان نتیجه گرفت که کاهش سختی در منطقه متأثر از حرارت (HAZ) به دلیل حرارت وارده به آلیاژ پایه و در نتیجه از

- 5- A. Schuessler. "Laser processing of Nitinol materials". in Proceed. of the Intern. Conf. on Shape Memory and Superelastic Techn. 2001.
- 6- M. K. Stanford, "Thermophysical properties of 60-nitinol for mechanical component applications". 2012: National Aeronautics and Space Administration, Glenn Research Center.
- 7- S. Kou, "Welding metallurgy" 2003.
- 8- X. Yan, D. Yang, and X. Liu, "Influence of heat treatment on the fatigue life of a laser-welded NiTi alloy wire" *Materials characterization*, 2007. 58(3): p. 262-266.
- 9- J. Seo, Y. C. Kim, and J. W. Hu, "Pilot study for investigating the cyclic behavior of slit damper systems with recentering shape memory alloy (SMA) bending bars used for seismic restrainers" *Applied Sciences*, 2015. 5(3): p. 187-208.
- 10- J. K. Allafi, X. Ren, and G. Eggeler, "The mechanism of multistage martensitic transformations in aged Ni-rich NiTi shape memory alloys" *Acta Materialia*, 2002. 50(4): p. 793-803.
- 11- A. Falvo, F. Furgiuele, and C. Maletta, "Laser welding of a NiTi alloy: Mechanical and shape memory behaviour" *Materials Science and Engineering: A*, 2005. 412(1-2): p. 235-240.
- 12- A. Tuissi, S. Besseghini, "Effect of Nd-YAG laser welding on the functional properties of the Ni-49.6 at.% Ti" *Materials Science and Engineering: A*, 1999. 273: p. 813-817.
- 13- C. Chan, H. C. Man, and T. M. Yue, "Effects of process parameters upon the shape memory and pseudo-elastic behaviors of laser-welded NiTi thin foil" *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011. 42(8): p. 2264-2270.
- 14- G. Mirshekari, A. Saatchi, "Laser welding of NiTi shape memory alloy: Comparison of the similar and dissimilar joints to AISI 304 stainless steel" *Optics & Laser Technology*, 2013. 54: p. 151-158.

- سختی در منطقه متاثر از حرارت به دلیل جذب گرمای ورودی و بزرگ‌تر شدن اندازه دانه‌ها نسبت به آلیاژ پایه، و حل شدن رسوبات کاهش یافت. در منطقه WZ نیز به دلیل ذوب و انجماد، دانه‌هایی بزرگ‌تر از HAZ و آلیاژ پایه به وجود آمدند و میزان سختی به کمترین میزان خود رسید. با افزایش مدت زمان اعمال پالس لیزر از 5 به 11 میلی‌ثانیه و در نتیجه بیشتر شدن میزان حرارت ورودی به قطعه کار، مساحت منطقه متاثر از حرارت HAZ افزایش یافت و در مرکز اتصال سختی به کمترین میزان خود رسید.

با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی و آنالیز ترکیب شیمیایی با تکنیک EDS نشان داد که بیشتر ترکیبات بین فلزی که در آلیاژ پایه وجود داشته‌اند، در منطقه اتصال آلیاژ حل شده و تعداد کمی از آن‌ها در ساختار جوش باقی‌مانده‌اند.

منابع

- 1- K. Otsuka and C. M. Wayman, "Shape memory materials . 1999: Cambridge university press.
- 2- K. Otsuka and X. Ren, "Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys" *Progress in Materials Science*, 2005. 50(5): p. 511-678.
- 3- W. Predki, A. Knopik, and B. Bauer, "Engineering applications of NiTi shape memory alloys" *Materials Science and Engineering: A*, 2008. 481-482: p. 598-601.
- 4- M. R. Hassan, M. Mehrpouya, and S. Al-Wasiti, "Review of the Machining Difficulties of Nickel-Titanium Based Shape Memory Alloys" *Applied Mechanics and Materials*, 2014. 564: p. 533-537.



Laser cladding of Inconel 625 on ASTM A575 steel



M.H. Zakeri, A.R. Nasresfahani*, S.M. Barekat

Department of Materials Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Isfahan, Iran.

Received 12 September 2021 ; Accepted 10 January 2022

Abstract

In this research, the microstructure of Inconel 625 cladded layer on ASTM A575 steel has been investigated. By examining different parameters, the optimal single-pass sample with the least amount of dilution, porosity and fusion and suitable wetting angle was determined. Then cladding process with the optimal parameter was performed. The microstructure of the cladding layer was evaluated from the base metal to the top. Due to different cooling rates, dendritic morphologies were observed at different distances. Also, the cladding layer was free of any cavities, porosity and cracks and its thickness was 0.9 mm (900 micrometers). The results of (XRD) and (EDS) analyzes indicate that the γ phase is formed and there is a relatively uniform distribution of elements in the cladding layer. These results also indicate that no change in the chemical composition of the substrate surface was achieved near the interface. The hardness test results also show that the hardness starts from 320 VHN at the top surface and reaches to 135 VHN in the base metal with a gentle slope. This slope of hardness can be attributed to the cooling or heating rates of the substrate.

Keywords: Laser Cladding, Inconel 625, A575 steel, microstructure, hardness, cladding parameters.

 * Corresponding Author: nasr_alireza@yahoo.com



روکش کاری لیزری اینکونل 625 بر روی فولاد A575

محمدهادی ذاکری، علیرضا نصر اصفهانی*، سیدمسعود برکت

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، اصفهان، ایران.

دریافت مقاله: 1400/10/20؛ پذیرش مقاله: 1400/06/21

چکیده

در این پژوهش، ریزساختار لایه روکش شده اینکونل 625 با استفاده از لیزر فیبری بر روی فولاد ASTM A575 مورد بررسی قرار گرفته است. ابتدا پارامترهای مختلف فرایند روکش کاری لیزری از جمله دارا بودن کمترین میزان رقت، تخلخل و آمیختگی و نیز بهترین زاویه ترشوندگی برای یک نمونه بهینه تک پاس مشخص و سپس نسبت به انجام فرایند روکش کاری اقدام شد. ریز ساختار روکش از راس آن تا زیر لایه با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد ارزیابی قرار گرفت. بررسی ها نشان داد با توجه به نرخ سرد شدن متفاوت در فواصل مختلف، انواع ریخت دندریتی قابل مشاهده است. همچنین پوشش عاری از هرگونه حفره، تخلخل و ترک و ضخامت آن 0/9 میلی متر (900 میکرومتر) می باشد. نتایج حاصل از آنالیزهای فازی (XRD) و عنصری (EDS) نشان دهنده تشکیل فاز گاما و توزیع نسبتا یکنواخت عناصر در پوشش می باشد. این نتایج همچنین نشان دهنده آن است که تغییری در ترکیب شیمیایی سطح زیرلایه در نزدیک فصل مشترک حاصل نشده است. نتایج سختی سنجی نیز نشان دهنده آن است که سختی از 320VHN در سطح روکش شروع و با یک شیب ملایم به سختی 135VHN در زیر لایه رسیده است. این شیب سختی را می توان ناشی از سرعت های سرد شدن و یا گرم شدن زیر لایه دانست.

کلمات کلیدی: روکش کاری لیزری، اینکونل 625، فولاد ASTM A575، ریزساختار، سختی، پارامترهای لایه نشانی.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: nasr_alireza@yahoo.com

1- مقدمه

استحکام بالای این آلیاژ ناشی از حضور مولیبدن و نیوبیم است. بنابراین برای افزایش استحکام نیازمند عملیات رسوب سختی نخواهد بود. حضور این عناصر در کنار هم سبب ایجاد مقاومت زیاد در برابر خوردگی شده و همزمان مقاومت به اکسایش و کربوره شدن را نیز افزایش می دهد. همچنین با توجه به اینکه استحکام کششی این آلیاژ زیاد است، در نتیجه مقاومت به خوردگی -خستگی و مقاومت در برابر ترک های ناشی از خوردگی تنش های یون های کلریدی زیادی دارد که همین خاصیت

سوپر آلیاژها، از جمله فلزات مقاوم در برابر حرارت، خوردگی و اکسیداسیون می باشند. این آلیاژها به لحاظ ترکیب شیمیایی شامل سه گروه پایه نیکل، نیکل-آهن و پایه کبالت هستند. آلیاژ اینکونل 625 جزو آن دسته از آلیاژهای پایه نیکل است که دارای مقدار قابل توجهی کرم و مولیبدن می باشد. این آلیاژ دارای مقاومت عالی در برابر خوردگی و اکسایش بوده و از خواص کششی و خستگی مناسبی تادمای 980°C برخوردار است.

به الکتروود یا مشعل فراهم می‌سازند. از عمده کاربردهای روکش کاری لیزری می‌توان به بازسازی سطوح فرسوده توربین‌های هوایی و صنعتی، قطعات شناورهای دریایی، قطعات صنایع نفت و مجموعه‌های در معرض سایش اشاره کرد. پارامترهای مهم و تأثیرگذار بر کیفیت روکش لیزری ایجاد شده شامل توان متوسط، سرعت روبش لیزری و نرخ تغذیه پودر می‌باشد. عمده مواد مورد استفاده در روکش کاری لیزری، شامل سیم، پودر و خمیر می‌باشند که پودر بیشترین مورد استفاده را دارد [6 و 7].

فولاد A517 یکی از فولادهایی است تحقیقات متعددی بر روی رفتار خوردگی و سایشی پوشش‌های اعمالی بر روی آن انجام شده است [8 و 9]. ولی تاکنون گزارشی مبنی بر تحقیق بر فولاد A575 و نحوه روکش کاری منتشر نشده است. در این تحقیق روکش اینکونل 625 به روش لیزر بر روی این فولاد انجام و پارامترهای موثر در مورد بررسی قرار گرفته است.

2- مواد و روش تحقیق

از پودر تجاری اینکونل 625 با ترکیب شیمیایی مطابق با جدول (1) و مورفولوژی و اندازه دانه نشان داده شده در شکل (1) به عنوان ماده اولیه جهت روکش کاری و از ورقه‌های فولاد ASTM A575 با ابعاد $1 \times 4 \times 14$ سانتی‌متر و ترکیب شیمیایی جدول (2) به عنوان زیر لایه استفاده شد. قبل از انجام فرایند روکش کاری، ابتدا ورقه‌های فولادی تا زبری حدود یک میکرومتر سنباده‌زنی و پولیش شد.

آنگاه از دستگاه لیزر فیبری برای لایه نشانی استفاده گردید. به‌منظور یافتن پارامترهای بهینه، ابتدا روکش کاری لیزری به صورت تک پاس طی 27 مرحله با پارامترهای مختلف انجام شد. جدول (3) پارامترهای مختلف روکش کاری لیزری تک پاس را نشان می‌دهد. شکل (2) طرح واره‌ای از سطح مقطع یک نمونه تک پاس را نشان می‌دهد که برای تعیین میزان آمیختگی از رابطه 1 قابل محاسبه است.

$$D\% = \frac{b}{h+b} \quad (1)$$

پس از انجام فرایند روکش کاری، کلیه نمونه‌ها به وسیله دستگاه

موجب به کارگیری گسترده آن در صنایع دریایی شده است. از جمله موارد کاربردهای دریایی این آلیاژ می‌توان به کابل‌های مهارکننده قایق، پره‌های موتورهای ناوها، سیستم‌های رانش اضطراری و اتصالات جداکننده زیردریایی‌ها، داکت‌های آگزوز قایق، محافظ کابل‌های ارتباطی زیر دریا و رابط کابل‌های الکتریکی اشاره کرد. همچنین به دلیل قابلیت جوشکاری و لحیم کاری بالا در صنایع هوایی و هسته‌ای نیز کاربردهای فراوانی دارد [3-1].

فولاد ASTM A575 یکی از فولادهای کربنی پر کاربرد است. جوش‌پذیری بسیار خوب این فولاد موجب شده است از آن در صنایع گوناگونی از قبیل نفت و گاز و پتروشیمی، صنایع حمل و نقل زمینی و دریایی و نیز صنایع ساختمانی کاربردهای فراوانی داشته باشد. به همین دلیل بسیاری از تحقیقات در زمینه متالورژی جوشکاری از جمله بررسی فرایند انجماد جوش، ریزساختار فلزجوش و منطقه تحت تأثیر حرارت، استحاله‌های فازی حالت جامد در حین جوشکاری و ناپیوستگی‌های جوشکاری بر روی این فولاد انجام شده است [4 و 5].

در روکش کاری لیزری از منبع حرارتی لیزر برای نشان دادن لایه نازک روی فلز پایه استفاده می‌شود. در این روش قسمتی از انرژی پرتوان لیزر، جذب پودر شده و منجر به ذوب آن قبل از رسیدن به زیر لایه می‌شود. بخش دیگر آن نیز یک لایه سطحی نازک از زیرلایه را ذوب و موجب تشکیل یک پیوند متالورژیکی قوی با کمترین اختلاط بین زیرلایه و روکش می‌شود.

حرارت ورودی بسیار کم در این حالت باعث آمیختگی خیل کم رسوب با زیر لایه می‌شود. همچنین منجر به تشکیل ناحیه متأثر از حرارت بسیار باریک به همراه حداقل اعوجاج و پیچیدگی می‌شود. فرایند روکش کاری لیزری به دلیل سرعت انتقال حرارت بالا سبب ظریف شدن ساختار و یکنواخت شدن ترکیب شیمیایی در سطح پوشش می‌شود. در این روش از یک پرتو لیزر پرنرژی به جای قوس یا شعله گاز به عنوان منبع حرارتی استفاده می‌شود. پرتوهای لیزر امکان به وجود آوردن لایه‌هایی با ضخامت کم و دسترسی آسان‌تر به سطوح را نسبت

جدول 1- ترکیب شیمیایی و مشخصات پودر تجاری اینکونل 625.

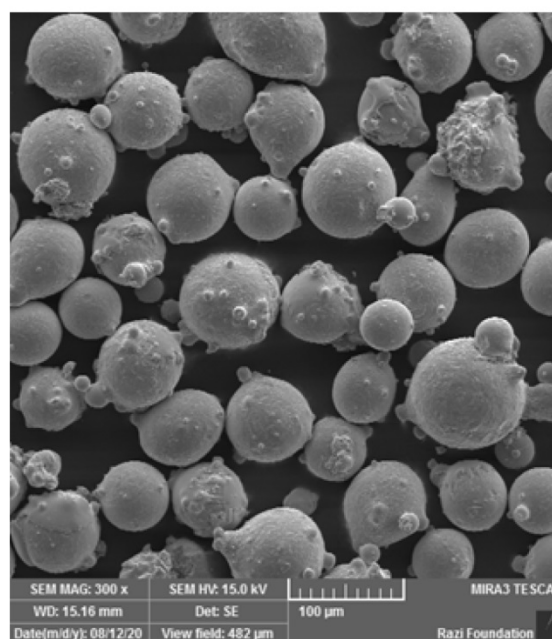
عنصر	Ni%	Nb%	Cr%	Mo%	Fe%	Si%	Al%
مقدار (درصد وزنی)	۶۱/۵	۳/۴۱	۲۰/۳۷	۱۱/۵۴	۱/۳۲	۰/۲۸	۱/۵
اندازه ذرات	۱۰-۱۰۰ میکرومتر						
مورفولوژی	کروی						

جدول 2- ترکیب شیمیایی فولاد ASTM A575 (درصد وزنی).

Fe%	C%	Mn%	S%	P%
باقی	۰/۲	۰/۶	۰/۰۵	۰/۰۵

می‌باشد که مقدار آن از 0/85 تا 1/65 میلی‌متر متغیر می‌باشد. همانگونه که مشاهده می‌شود، افزایش ارتفاع روکش با افزایش نرخ تغذیه پودر و کاهش سرعت روبش لیزری افزایش یافته است. مقدار پهنای روکش از 0/9 تا 1/4 میلی‌متر متغیر می‌باشد که با افزایش توان لیزر و کاهش سرعت روبش افزایش می‌یابد. و نرخ تزریق پودر نیز اثر کمی بر پهنای روکش دارد. زاویه ترشوندگی (θ)، برای نمونه‌های تک پاس 27 گانه اندازه‌گیری شد که مقدار آن از 37 تا 98 درجه متغیر بود. زاویه ترشوندگی (θ) نقش مهمی را در کیفیت روکش ایفا می‌کند و به خصوص برای هم‌پوشانی و جلوگیری از ایجاد تخلخل از اهمیت خاصی برخوردار است. مشخص شد که هر سه پارامتر اصلی فرایند روکش کاری بر زاویه ترشوندگی تاثیر دارد. با افزایش توان و سرعت روبش، زاویه ترشوندگی کاهش یافته و افزایش نرخ تغذیه پودر، سبب افزایش زاویه ترشوندگی می‌گردد. همچنین می‌توان نتیجه گرفت که هر سه پارامتر اصلی فرایند روکش کاری بر روی عمق نفوذ و درصد آمیختگی موثر می‌باشند، که از بین سه عامل فوق، توان متوسط تاثیر بیشتری دارد. از روی اطلاعات خروجی از جدول (3) نتیجه می‌شود که درصد آمیختگی از 7% تا 20% متفاوت می‌باشد. که با افزایش توان، عمق نفوذ و درصد آمیختگی افزایش می‌یابد که ناشی از افزایش انرژی ورودی با افزایش توان می‌باشد. در نتیجه در یک نرخ پاشش پودر و سرعت روبش ثابت انرژی بیشتری توسط زیر لایه جذب شده و عمق نفوذ افزایش می‌یابد. جهت تعیین ترکیب فازی پودر اینکونل 625، زیرلایه و روکش شماره 1 از الگوی پراش پرتو ایکس حاصل از دستگاه پراش سنج فیلیپس باولتاژ 40 کیلوولت، تابش $\text{Cu}(K\alpha)$ با طول موج 0/15406 نانومتر

و ایرکات برش و سطح آن‌ها سنباده‌زنی و پولیش شد. از محلول 1 گرم FeCl_3 و 10 میلی‌لیتر HCl و 5 میلی‌لیتر HNO_3 هم به عنوان محلول حکاکی استفاده شد. آنگاه به منظور انتخاب پارامترهای بهینه، 27 نمونه تک پاس فوق از نظر یکنواختی ضخامت و هندسه پوشش، تراکم بالا و عدم حضور عیوب از قبیل ترک و حفره مورد بررسی‌های اولیه قرار گرفتند. این بررسی‌ها نشان داد می‌توان نمونه شماره S3 را به عنوان نمونه بهینه جهت روکش کاری چند پاس انتخاب نمود.



شکل 1- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی از ذرات پودر اینکونل 625.

با توجه به پارامترها و نتایج جدول (3)، مشخص شد که رفتار تغییر ارتفاع روکش‌های لیزری تابعی از هر سه پارامتر اصلی فرایند یعنی، نرخ تزریق پودر (F)، سرعت روبش (S) و توان لیزر (P)

جدول 3- نحوه انتخاب پارامترهای روکش کاری لیزری تک پاس پوشش اینکونل 625

شماره نمونه	P	S	F	W(mm)	h(mm)	b(mm)	θ (degree)	%D
S1	300	6	100	۱/۰	۰/۹۵	۰/۱۵	۵۲	۱۴/۱
S2	300	8	100	۰/۹	۰/۹	۰/۱۴	۴۵	۱۳/۴
S3	300	10	100	۰/۹۵	۰/۸۵	۰/۱۲	۳۷	۱۲/۳
S4	300	6	200	۱/۱	۱/۰	۰/۱۱	۶۹	۱۲
S5	300	8	200	۱/۰	۰/۹۵	۰/۱۲	۴۷	۱۱/۵
S6	300	10	200	۰/۹	۱	۰/۱	۳۹	۹
S7	300	6	300	۰/۹۵	۱/۱	۰/۱۲	۸۶	۱۰/۶
S8	300	8	300	۱/۱	۱	۰/۱۲	۶۲	۱۰/۷
S9	300	10	300	۱/۰	۱/۱	۰/۰۸	۶۵	۷
S10	400	6	100	۱/۱	۱	۰/۱۵	۴۳	۱۳
S11	400	8	100	۱/۰	۰/۹	۰/۳	۸۲	۲۴
S12	400	10	100	۱/۲	۱	۰/۱۸	۶۵	۱۵/۲
S13	400	6	200	۱/۱	۱/۱	۰/۱۳	۶۲	۱۰/۳
S14	400	8	200	۱/۰	۱/۰	۰/۱۷	۸۷	۱۴/۵
S15	400	10	200	۱/۳	۱/۲	۰/۱۴	۹۳	۱۱
S16	400	6	300	۱/۰	۱/۳۲	۰/۱۱	۹۰	۷/۸
S17	400	8	300	۱/۱	۱/۴	۰/۱۵	۷۵	۹/۶
S18	400	10	300	۱/۳۵	۱/۵	۰/۱۲	۹۵	۸
S19	500	6	100	۱/۲	۱/۴	۰/۲	۸۶	۱۲/۵
S20	500	8	100	۱/۲	۱/۴۲	۰/۳۵	۹۳	۲۰
S21	500	10	100	۱/۲۵	۱/۴۸	۰/۲۹	۶۱	۱۶/۳
S22	500	6	200	۱/۴	۱/۴۵	۰/۳	۸۸	۱۷/۱
S23	500	8	200	۱/۳	۱/۵	۰/۲۵	۹۵	۱۵/۸
S24	500	10	200	۱/۳	۱/۵۵	۰/۲۲	۸۵	۱۳
S25	500	6	300	۱/۲	۱/۵	۰/۲۵	۹۴	۱۴/۲
S26	500	8	300	۱/۲	۱/۶	۰/۲	۹۷	۱۳/۳
S27	500	10	300	۱/۴	۱/۶۵	۰/۲۱	۹۸	۱۲

و اندازه گام 0/05 درجه بر ثانیه استفاده شد.

الگوهای به دست آمده با استفاده از نرم افزار Xpert High Score مورد ارزیابی قرار گرفتند. از میکروسکوپ نوری جهت بررسی ریز ساختار و هندسه روکش استفاده و از نرم افزار Digimizer جهت تعیین زاویه ترشوندگی، میزان آمیختگی و ارتفاع روکش استفاده شد.

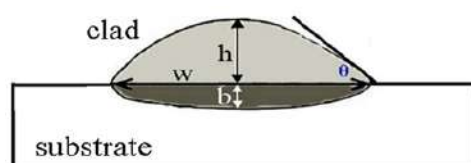
3- نتایج و بحث

3-1- بررسی ریز ساختار

شکل (3) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مقطع نمونه های تک پاس حاصل از روکش کاری لیزری را نشان می دهد.

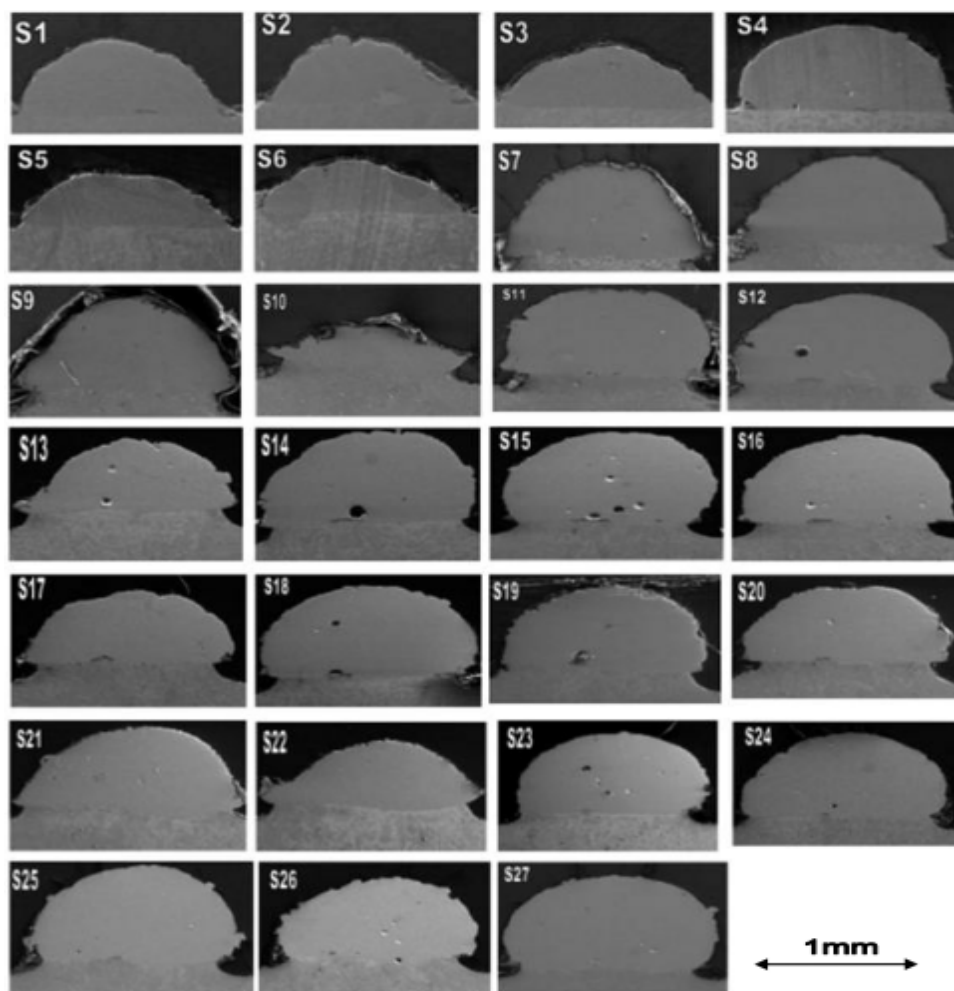
نمونه S3 دارای ریز ساختار همگن شامل یک مرز واضح نسبتاً صاف در فصل مشترک پوشش و زیر لایه با درصد کم آمیختگی را نشان می دهد.

این موضوع بیانگر پیوند متالورژیکی و چسبندگی مطلوب روکش به زیر لایه می باشد. همانطور که در شکل (3) مشاهده می شود، نواحی سیاه رنگ کوچک و نامنظم نشان دهنده حفرات گازی و ناخالصی ها است که با توجه به مقدار کم تاثیر زیادی بر خواص مکانیکی و کیفیت روکش ندارد. همچنین ارتفاع متوسط روکش 0/9 میلی متر و درصد آمیختگی 17/2 و مقدار تخلخل آن کمتر از 1% و زاویه ترشوندگی متوسط 42/3 درجه می باشد. شکل (4) نشان دهنده تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی با 50 درصد همپوشانی می باشد.



D: درصد آمیختگی (رقت)	F: نرخ تزریق پودر (mg/s)
W: عرض روکش (mm)	h: ارتفاع روکش (mm)
P: توان اسمی (w)	S: سرعت رویش سطح (mm/s)
b: ارتفاع آمیختگی (رقت) (mm)	θ: زاویه ترشوندگی (deg)

شکل 2- طرح واره سطح مقطع یک نمونه تک پاس



شکل 3- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مقطع نمونه‌های تک پاس ایجاد شده با روکش کاری لیزری.

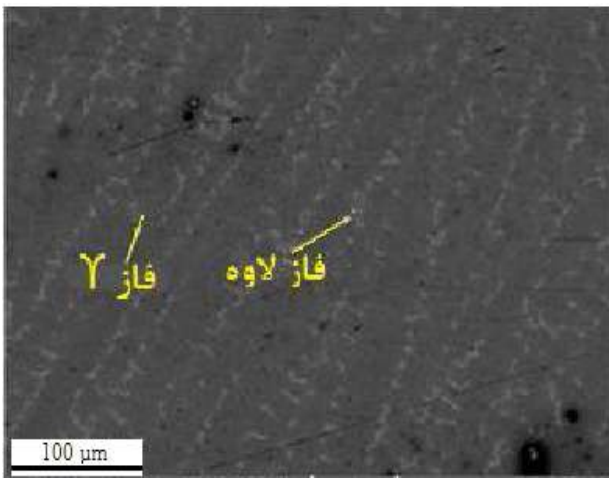
این در حالی است که روکش شامل ترکیبی از کاربیدها و فاز لاهه می‌باشد. با توجه به شکل (8)، در ناحیه نزدیک فصل مشترک، گرادیان دمایی و نرخ سرد شدن بالا بوده و لذا جبهه انجماد به صورت مسطح می‌باشد. منطقه بعدی روکش شامل دندریتهای ستونی ریز و ظریف بوده و در میانه روکش به علت کاهش هدایت حرارتی و کاهش نرخ سرد شدن جبهه

همان‌گونه که ملاحظه می‌شود این پوشش که دارای ارتفاع 1 میلی‌متر می‌باشد تقریباً عاری از هرگونه تخلخل، حفره، ترک و متراکم می‌باشد شکل‌های (5 تا 7) به ترتیب ریزساختار فلزپایه، فصل مشترک روکش با فلزپایه و سطح روکش را نشان می‌دهند. ریزساختار فلزپایه شامل فریت و پرلیت ولی در ناحیه فصل مشترک فریت‌های سوزنی و ویدمن اشتاتن دیده می‌شود.

(جدول 4). فاز یوتکتیک لاهه در دماهای بالا و یا در حین انجماد در اثر جدایش نیوبوم در ساختار به وجود می‌آید (شکل 7).



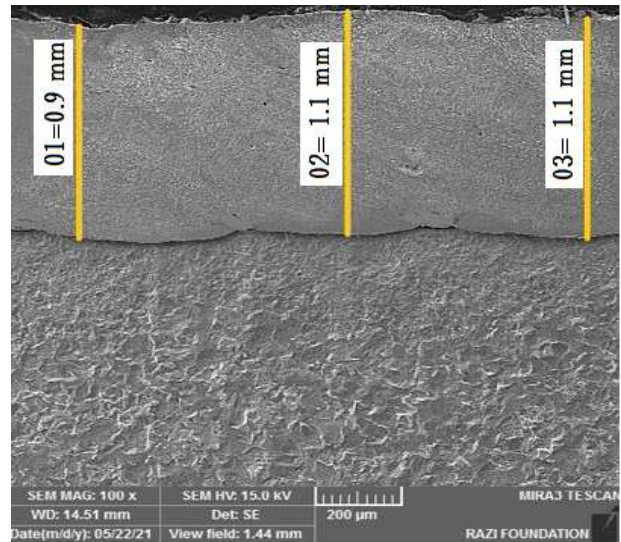
شکل 6- تصویر میکروسکوپی نوری از ریز ساختار منطقه متأثر از حرارت شامل فریت ویدمن اشتاتن و فریت سوزنی.



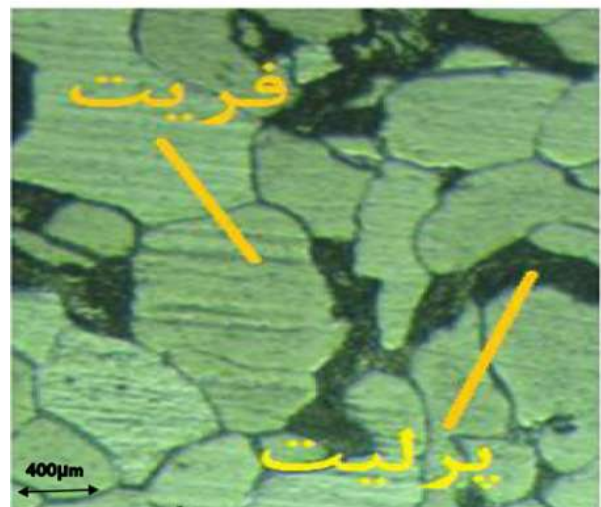
شکل 7- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار روکش شامل فازهای لاهه و کاربیدهای آلیاژی.

پس از اعمال روکش روی زیر لایه ترکیب شیمیایی پوشش بررسی شده و با آنالیز اینکونل 625 ارایه شده در جدول (1) مقایسه شد، با توجه به شکل (10) آنالیز عنصری آهن، کروم، نیکل، مولیبدن، نیوبیم و سیلیسیم را به صورت خطی در مقطع روکش و فصل مشترک آن با فلز پایه نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود که مقدار نیکل و کروم به عنوان عناصر اصلی پوشش تغییر چندانی نکرده است. این موضوع نشان‌دهنده این واقعیت

انجماد به صورت آشفته در آمده و شامل ترکیبی از کریستال‌های هم‌محور و ستونی در کنار هم بوده و در نواحی بالای روکش دندریت‌ها هم محور می‌باشد.

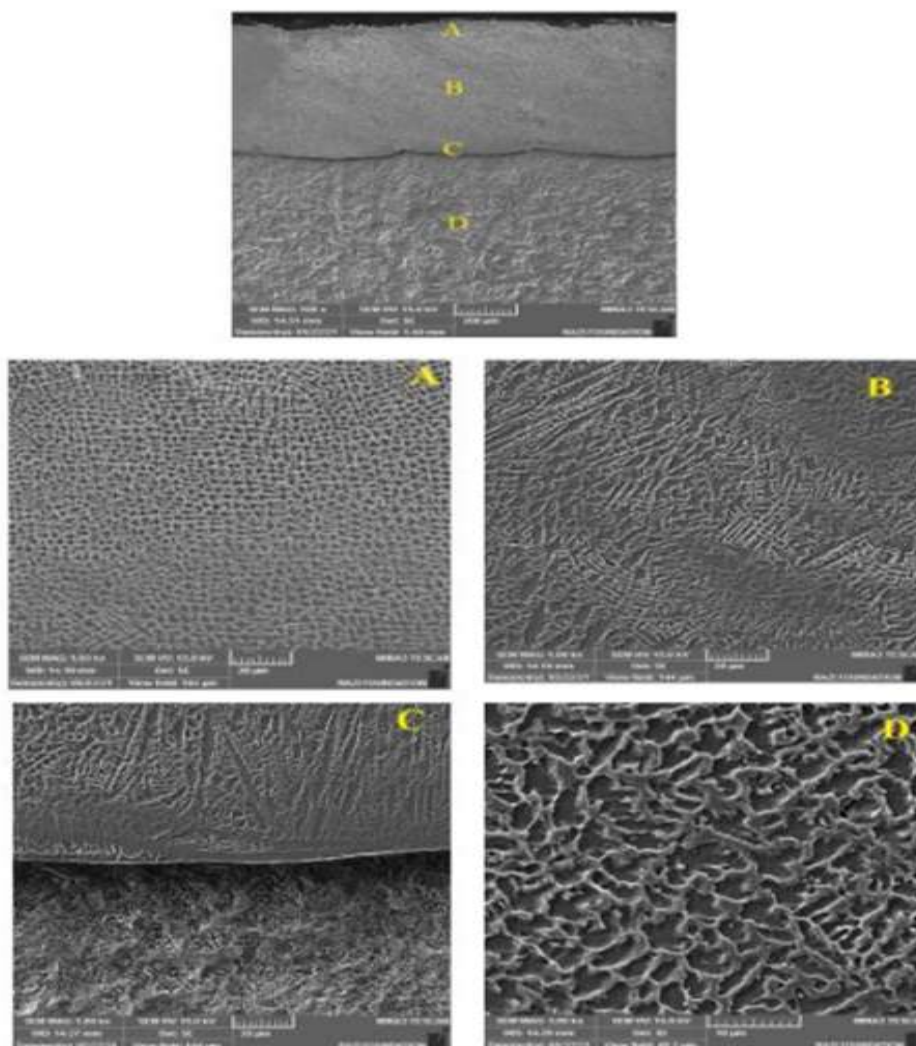


شکل 4- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ارتفاع روکش اینکونل 625 با 50 درصد همپوشانی.



شکل 5- تصویر میکروسکوپی نوری با بزرگنمایی 500 - ریز ساختار فلز پایه شامل فریت و پرلیت.

فاز گاما اولین فازی است که در حین سرد شدن مذاب اینکونل تشکیل می‌شود. این فاز طبق الگوی پراش پرتو ایکس نشان داده شده در شکل (9)، قابل مشاهده است [10 و 11]. ریزساختار آن شامل فازهای ثانویه یوتکتیکی گاما-لاوه به همراه رسوبات کاربیدی (کمپلکس غنی از نیوبوم MC, M_6C) می‌باشد که در مراحل پایانی انجماد تشکیل شده است



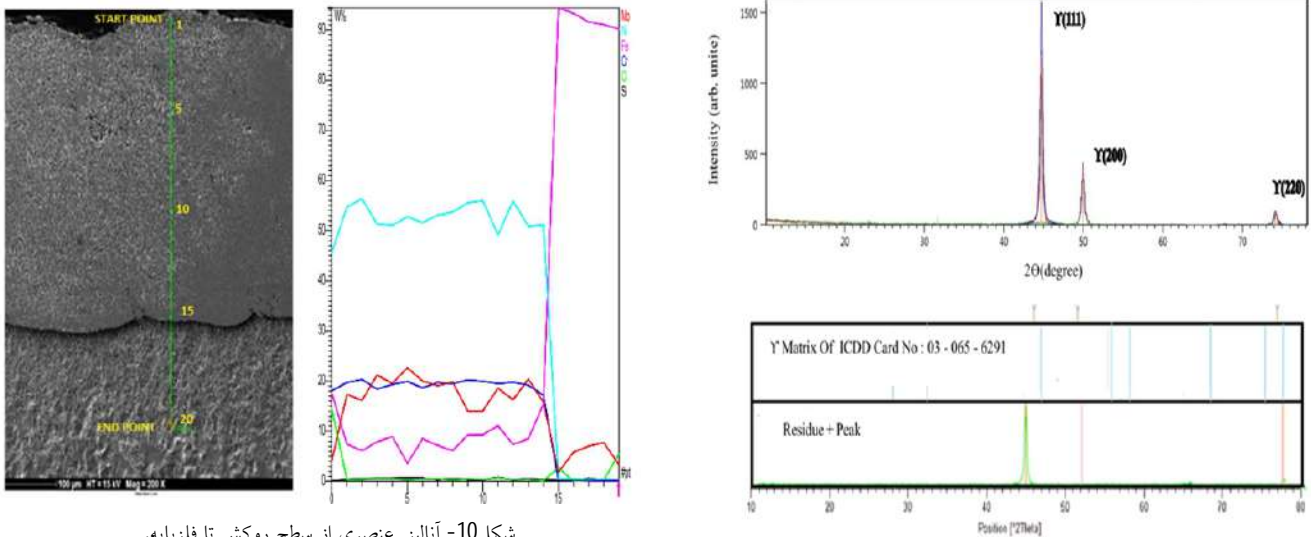
شکل 8- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از روکش تا زیر لایه.

و موجب کاهش سختی شده است. دوم اینکه قسمتی از فلزپایه تحت تاثیر حرارت قرار گرفته و فازهای ثانویه بوجود آمده در حین سرد شدن موجب شده است تا حدودی سختی این ناحیه را نسبت به فلزپایه افزایش دهد.

4- نتیجه گیری

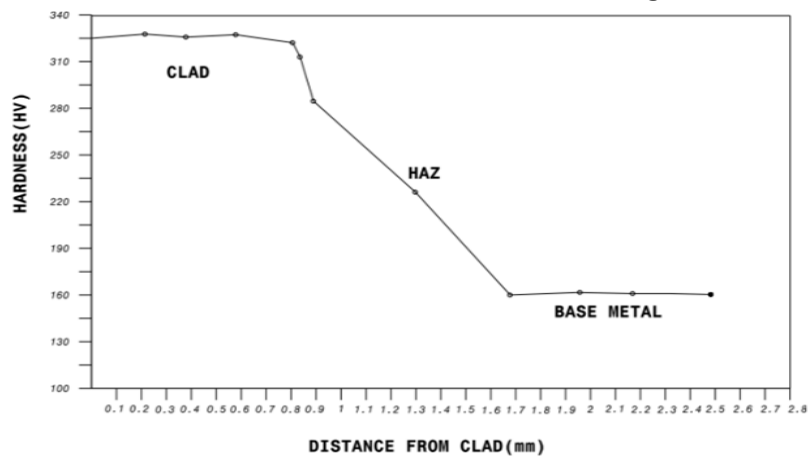
پارامترهای مختلف روکش کاری بر میزان تخلخل، آمیختگی، زاویه ترشوندگی و ضخامت پوشش موثر و بهینه شدن پوشش تابع این پارامترهاست. ارتفاع روکش با افزایش نرخ تغذیه پودر و کاهش سرعت روبش لیزری افزایش می یابد در حالی که افزایش و یا کاهش توان لیزر اثر کمی روی ارتفاع روکش دارد. پهنای روکش با افزایش توان لیزر افزایش می یابد و با کاهش سرعت روبش پهنای روکش کاهش می یابد و نرخ پاشش پودر

است که روکش کاری با پارامترهای بهینه انجام شده است. با حرکت از سطح روکش به طرف زیر لایه، آمیختگی آهن در روکش ثابت ولی در منطقه فصل مشترک افزایش یافته است. شکل (11) پروفیل ریزسختی روکش و فصل مشترک آن را با زیرلایه نشان می دهد. مشاهده می شود که سختی پوشش دارای بیشترین میزان در مقیاس ویکرز است. میانگین سختی در این قسمت 320 ویکرز است. این در حالی است که سختی فلزپایه حداکثر 135 ویکرز می باشد. ولی نکته قابل تامل سختی ناحیه متأثر از حرارت است. شکل (11) نشان دهنده آن است که سختی از منطقه روکش تا فلزپایه با یک شیب ملایم کاهش یافته است. علت این امر را می توان ناشی از دو پدیده دانست. اول اینکه مقداری از فلز پایه همراه با پودر اینکونل 625 ذوب و با آن مخلوط شده است. لذا درصد آهن در این قسمت افزایش



شکل 9- الگوی پراش پرتو ایکس از سطح روکش.

شکل 10- آنالیز عنصری از سطح روکش تا فلز پایه.



شکل 11- نمودار پروفیل سختی مقطع روکش از سطح آن تا زیر پایه.

جدول 4- ترکیب شیمیایی ریزساختار روکش با 50 درصد هم پوشانی شامل فازهای γ و γ_2 و لایه بر حسب درصد وزنی.

ترکیب شیمیایی بر حسب درصد وزنی					نقاط
Fe	Nb	Mo	Cr	Ni	فاز γ
۹/۹	۲/۶	۸/۵	۲۳/۵	۵۷/۵	
۷/۲	۱۲/۳	۱۳/۹	۱۸/۷	۴۴/۵	فاز لایه

و مطلوب ایجاد گردید. در هنگام روکش کاری سطوح، همپوشانی پاس‌های مجاور به میزان 50% بهترین نتیجه از کاهش عیوب را ایجاد می‌کند. در فرایند روکش کاری لیزری بالا بودن سرعت انتقال حرارت سبب ظریف‌تر شدن ریزساختار و یکنواختی در ترکیب شیمیایی سطح پوشش خواهد شد. ریزساختار قسمت بالایی پوشش به صورت دندریتی هم محور و در نزدیک فصل مشترک به صورت ستونی می‌باشد. نتایج سختی سنجی نشان‌دهنده آن است که دو عامل ترکیب آلیاژی و ریزساختار در پروفیل

اثر ناچیزی دارد. با افزایش توان لیزر عمق نفوذ و درصد آمیختگی افزایش می‌یابد. با افزایش توان لیزر و سرعت روبش، زاویه ترشوندگی کاهش می‌یابد و افزایش نرخ تغذیه پودر، سبب افزایش زاویه ترشوندگی می‌شود. روکشی از لحاظ خوردگی مطلوب می‌باشد که دارای کمترین میزان آمیختگی، زاویه ترشوندگی کم، ارتفاع بهینه و عاری از هرگونه عیب باشد. با توان 300 W سرعت روبش سطح 10 mm/s و نرخ تزریق پودر 20mg/s و آمیختگی 12%، پوشش عاری از تخلخل

انتشارات دانشگاه صنعتی مالک اشتر، چاپ اول، 1393.

8- F. Ostovan, E. Hasanzadeh, M. Toozandehjani, E. Shafiei, K. R. J. A. Amrin, "Microstructure, Hardness and Corrosion Behavior of Gas Tungsten Arc Welding Clad Inconel 625 Super Alloy over A517 Carbon Steel Using ERNiCrMo3 Filler Metal", *Journal of Materials Engineering and Performance*. 29, 6919–6930 (2020)

9- M. Zarifi, M. Esmailzadeh, S. N. Hosseini, E. Shafiei, "Wear and Corrosion Behaviors of Inconel 625- Cladded Layer on P460N Steel in Different Environments", *Metallurgical and Materials Transactions B*, Volume 52, Issue 4, p.1972-1984

10- D. Verdi, M.A. Garrido, C.J. Monez, P. Poza, "Cr₃ C₂ incorporation into an Inconel 625 laser cladded coating: Effects on matrix microstructure, mechanical properties and local scratch resistance", *Materials and Design* 67- (2015) 20-27.

11- Yi-tong LONG, Pu-lin NIE, Zhu-guo LI, Jian HUANG, Xiang LI, Xin- mei XU, "Segregation of niobium in laser cladding Inconel 718 superalloy", *Transactions Nonferrous Metals Society. China* 26 (2016) 431- 456.

سختی موثر است. به همین جهت سختی فصل مشترک و ناحیه متأثر از حرارت با یک شیب ملایم از 320VHN در روکش به 150VHN در زیر لایه می‌رسد.

منابع

1- S.Eric, *Supper alloys*, WAILEY, 2012.

2- ک. زنگنه مدار، ا. فیضی، مقدمه ای بر فلزات و آلیاژهای هوایی، انتشارات دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران، 1387.

3- ASM specialty Handbook: Nickel, Cobalt and Their alloys.

4-J.R. Davis, "Corrosion of Weldments", ASM International, 2006.

5- ASM Handbook, Volume 20, pages 357-382.

6- ر. شجاع رضوی، روکش کاری لیزری، انتشارات دانشگاه صنعتی مالک اشتر، چاپ اول، 1395.

7- ر. شجاع رضوی، م. عرفان منش، فراوری مواد با لیزر،



Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of dissimilar AA2024-AA6061 joints



S.Z.Anvari^{1*} , M. Khandozi²

1-Department of Mechanical and Metallurgy Engineering, Payame Noor University (PNU), Tehran, Iran

2-Department of Mechanical Engineering, Daneshpajooan Institute of Higher Education, Isfahan, Iran

Received 16 December 2021 ; Accepted 23 January 2022

Abstract

In the present study, to resolve the problems in fusion welding methods as well as to increase the strength, FSW method was used to join aluminum alloy sheets 6061 and 2024. Moreover, optimal parameters for joining of these two alloys were also taken into consideration. Various tool rotation speeds of 565, 950 and 1500 rpm were selected. For each tool rotation speed, two traverse speed variables, two penetration depth variables, and two tool angle variables were specified. The analysis of mechanical properties of welded samples was conducted through tensile and micro-hardness tests. Furthermore, microstructure of welding zone was investigated using optical and electron microscopes. The ratio of shoulder diameter to pin diameter is among the most significant and practical factors for welding tools. So, a shoulder diameter three times larger than that of pin diameter was selected. In the present study, alloy 2024 was placed at the precursor as the harder alloy. Tensile strength and indentation hardness of optimal specimen 300 MPa and 85 HV were achieved. Moreover, hardness behavior and tensile strength of heat-affected zone (HAZ) was evaluated to be lower in alloy 6061 compared to other zones.

Keywords: Friction stir welding, Aluminum alloys, AA2024, AA6061.

 * Corresponding Author: szanvari@pnu.ac.ir



تأثیر پارامترهای فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر ریزساختار و

خواص مکانیکی اتصال های غیرمشابه آلیاژهای آلومینیم

AA2024-AA6061

سیده زهرا انوری^{1*} ID، میثم خاندوزی²

1- گروه مهندسی مکانیک و مهندسی متالورژی، دانشگاه پیام نور، تهران، ایران.

2- گروه مهندسی مواد، موسسه دانش پژوهان پیشرو، اصفهان، ایران.

دریافت مقاله: 1400/09/25؛ پذیرش مقاله: 1400/11/03

چکیده

در این پژوهش در راستای رفع مشکلات روش های جوشکاری ذوبی و افزایش استحکام، اتصال ورق های آلیاژهای آلومینیم 6061 و 2024 با استفاده از روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی انجام شد و بهینه پارامترهای ممکن برای اتصال این دو آلیاژ مورد بررسی قرار گرفت. سرعت های متفاوت چرخش ابزار 950، 565، 1500 rpm برای اتصال این دو آلیاژ انتخاب شد. برای هر سرعت چرخش ابزار دو متغیر سرعت پیشروی، دو متغیر عمق فروری و دو متغیر زاویه ابزار در نظر گرفته شد. آنالیز خواص مکانیکی اتصال های جوشکاری شده توسط بازرسی چشمی جوش و آزمون های کشش و میکروسختی صورت گرفت. ریزساختار منطقه جوش توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی مورد پایش قرار گرفت. نسبت قطر شانه به قطر پین از فاکتورهای مهم و کاربردی ابزار جوشکاری است و قطر شانه 3 برابر قطر پین انتخاب شد. در این پژوهش آلیاژ 2024 به عنوان آلیاژ سخت تر در سمت پیشرونده قرار گرفت. در نهایت استحکام کششی و سختی سنجی نمونه بهینه 300MPa و 85 HV بدست آمد و رفتار سختی و استحکام کششی منطقه HAZ در سمت آلیاژ 6061 نسبت به بقیه مناطق پایین تر ارزیابی شد.

کلمات کلیدی: جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، آلیاژهای آلومینیم، آلیاژ AA2024، آلیاژ AA6061.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: szanvari@pnu.ac.ir

1- مقدمه

هوا-فضا محدودیت در ایجاد اتصالات با استحکام بالا و مقاوم به خستگی و شکست است. برخی از آلیاژهای آلومینیم به دلیل میکروساختار ضعیف و متخلخل ناحیه جوش، در دسته آلیاژهای جوش ناپذیر طبقه بندی می شوند. همچنین افت خواص مکانیکی منطقه جوش در مقایسه فلز پایه از دیگر مشکلات جوشکاری آلیاژهای آلومینیم محسوب می شود. همه این عوامل

آلیاژهای آلومینیم دارای نسبت استحکام به وزن و مقاومت در برابر ترک ناشی خوردگی تنشی بالایی هستند. این آلیاژها در کاربردهای زیادی نظیر صنایع هوا-فضا، خودروسازی و دریایی مورد استفاده قرار می گیرند [1-4]. یکی از بزرگترین موانع برای استفاده گسترده از اتصالات آلومینیمی در صنایع

بهرتر از روش‌های ذوبی از قبیل TIG و MIG گزارش شد. از لحاظ مقایسه میکروسختی بین جوش و HAZ نیز روش اصطکاکی اغتشاشی از روش‌های ذوبی نتایج بهتری را نشان داد. آلیاژهای 6061 و 2024 به‌طور گسترده‌ای در صنایع هوافضا و صنایع دریایی و خطوط لوله و مخازن ذخیره مورد استفاده قرار می‌گیرند و با توجه به این وسعت کاربرد، اتصال آلیاژهای غیرهمجنس آلومینیم اجتناب‌ناپذیر است. در این تحقیق فرایند جوشکاری FSW بدلیل خواص مکانیکی و ریزساختاری بهتر نسبت به روش‌های ذوبی مورد استفاده قرار گرفت. در راستای اتصال آلیاژهای غیرهمجنس آلومینیم پژوهشگران زیادی در دنیا در حال فعالیت می‌باشند و با مطالعه و بررسی این پژوهش‌ها نیاز صنایع مذکور به بررسی دقیق در جهت ارتقاء خواص مکانیکی و ریزساختاری اتصال آلیاژهای 2024 و 6061 به روش FSW احساس می‌شود. بنابراین هدف این پژوهش بررسی عملی تغییرات در پارامترهای اصلی فرایند جوشکاری در جهت رسیدن به بهینه خواص مکانیکی و ریزساختاری تعریف شده است.

2- مواد و روش انجام آزمایش

در این تحقیق ورق آلیاژهای آلومینیم 6061 و 2024 به ضخامت 4 میلی‌متر به عنوان مواد اولیه مورد استفاده قرار گرفت. ترکیب شیمیایی آلیاژهای ذکر شده توسط دستگاه کوانتومتری برحسب درصد وزنی و ترکیب شیمیایی نمونه‌های استاندارد در جداول (1 و 2) آورده شده است. در انجام فرایند متغیرهای سرعت چرخش ابزار، سرعت پیشروی و زاویه ابزار با قطعه و همچنین میزان فروروی ابزار در قطعه مطابق با جدول (3) برنامه‌ریزی شد. پارامترهای انتخاب شده در این تحقیق براساس تحقیقات پیشین و آزمایش‌های اولیه انتخاب شد. جوشکاری توسط دستگاه فرز عمودی ساخت کشور لهستان و مدل آن FNF-4F انجام شد. مطابق تحقیقات انجام شده در مرجع [18] بهترین راندمان برای پین استوانه‌ای رزوه دار و با نسبت قطر شانه به قطر پین 3 به دست آمده است بنابراین ابزار مطابق شکل (1) طراحی و مورد استفاده قرار گرفت.

باعث گردیده است که استفاده از فرایندهای جوشکاری معمولی در این آلیاژها مورد توجه قرار نگیرد [5]. فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW) یکی از فرایندهای جوشکاری حالت جامد است که برای جوشکاری بسیاری از آلیاژها به خصوص آلیاژهای آلومینیم، مس و منیزیم مورد توجه قرار گرفته است [6]. در فرایند FSW جوشکاری در دمای زیر دمای انجماد انجام می‌شود بنابراین حین فرایند اتصال، ذوب رخ نمی‌دهد و بسیاری از عیوب نظیر تخلخل، جدایش و عیوب انجمادی ایجاد نمی‌شود [7-9]. این فرایند می‌تواند انتخاب مناسبی برای اتصال آلیاژهای آلومینیم سری 5xxx و آلیاژهای استحکام بالای سری 2xxx و سری 7xxx باشد. از دیگر مزایای فرایند FSW امکان اتصال آلیاژهای غیرمشابه است [10-13]. آمانسیو و همکاران [14] به بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال غیرمشابه آلیاژهای آلومینیم 2024 و 6056 با استفاده از فرایند FSW پرداختند و پارامترهای بهینه فرایند را براساس ارزیابی ریزساختار و میکروسختی به صورت سرعت چرخشی 800rpm و سرعت جوشکاری 15 mm/min به دست آوردند. کومار و همکاران [15] فرایند FSW را برای اتصال آلیاژهای آلومینیم 6061 و 6082 انتخاب کردند و پارامترهای بهینه فرایند را بررسی کردند. به دلیل اختلاف خواص دو آلیاژ توزیع میکروسختی در اطراف ناحیه اتصال به صورت غیرمتقارن به دست آمد. همچنین بررسی‌ها نشان داد که با افزایش سرعت چرخش ابزار استحکام کششی افزایش یافت. همچنین کومار و همکارانش اخیراً در تحقیقی [16] تاثیر شکل پین بر اتصال غیرمشابه آلیاژهای آلومینیم 6061 و 5083 را بررسی کردند. نتایج نشان داد که با تغییر شکل پین و همچنین تغییر سرعت چرخش و سرعت جوشکاری امکان دستیابی به استحکام بالاتر وجود دارد. جانت و همکاران [17] خواص مکانیکی و استحکام و شکل پذیری جوشکاری دو آلیاژ 6061 و 5083 به روش FSW را با جوشکاری روش‌های ذوبی نظیر TIG و MIG با استفاده از جریان ثابت و جریان پالسی مقایسه کردند. خواص مکانیکی از قبیل استحکام و شکل پذیری و ابعاد و نحوه پخش شدن رسوبات در جوشکاری به روش FSW بسیار

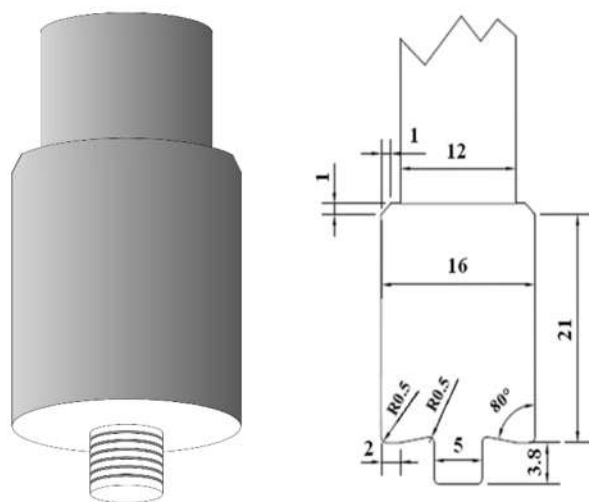
جدول 1- ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم 6061.

Al	Cr	Mg	Fe	Cu	Zn	Si	عنصر شیمیایی (درصد وزنی)
مابقی	۰/۱۲	۰/۸۱	۰/۵۵	۰/۳۷	۰/۱۸	۰/۷۵	ترکیب شیمیایی نمونه
مابقی	۰/۰-۰۴/۳۵	۰/۱-۸/۲	۰/۷	۰/۰-۱۵/۴	۰/۲۵	۰/۰-۴/۸	ترکیب شیمیایی نمونه استاندارد

جدول 2- ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم 2024.

Al	Mn	Mg	Fe	Cu	Zn	Si	عنصر شیمیایی (درصد وزنی)
مابقی	۰/۰۴	۱/۲۵	۰/۴۴	۴/۷۸	۰/۲۳	۰/۴۲	ترکیب شیمیایی نمونه
مابقی	۰/۰-۳/۹	۱/۱-۲/۸	۰/۵	۳/۴-۸/۹	۰/۲۵	۰/۵	ترکیب شیمیایی نمونه استاندارد

محل تداخل دو آلیاژ قرار گرفته است. شکل 2(د) عیب تونلی شدن را نشان داده که در سمت آلیاژ 6061 بوجود آمده است. این عیب در اثر نامناسب بودن بعضی از پارامترهای جوشکاری از قبیل سرعت چرخش ابزار، سرعت جوشکاری و میزان عمق فروروی بوجود آمده است. حرارت ورودی ناکافی و یا بیش از حد باعث ایجاد عیوبی نظیر عدم پرشدگی و تونلی شدن می شود [19]. با طراحی مناسب بین پارامترها مانند نمونه 2 (شکل 2-الف) عیوب مذکور مشاهده نشد.



شکل 1- نمای شماتیک از ابزار استوانه‌ای رزوه دار (ابعاد برحسب میلی‌متر).

شکل 3(تصویر میکروسکوپ نوری از ناحیه اغتشاش و ناحیه ترمومکانیکال نمونه‌های 2 و 12 را نشان داده است. نمونه 12 با سرعت چرخش 1500 rpm جوشکاری شد. با افزایش سرعت

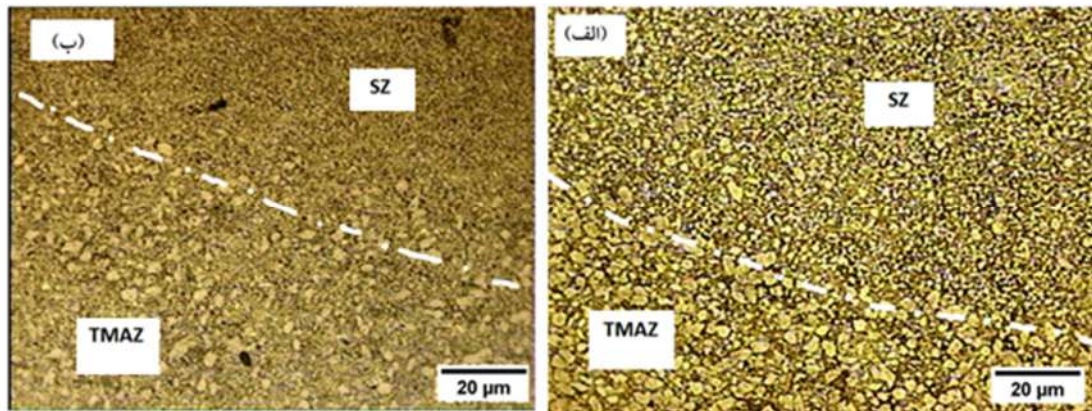
ابزار مورد استفاده در این تحقیق از جنس فولاد گرمکار H13 با قطر بین 5 mm و ارتفاع پین 3/8 mm انتخاب شد. به منظور اندازه‌گیری و بررسی رفتار سختی نمونه‌ها و همچنین مقایسه تغییرات سختی در هر حالت آزمون ریزسختی سنجی ویکرز و مقدار بار اعمالی 500 گرم انجام گرفت. اندازه‌گیری سختی نمونه‌های جوشکاری شده توسط دستگاه ریزسختی سنجی Buhler مدل Micromet مطابق با استاندارد ASTM-E-384-11 انجام گرفت. نمونه‌های آزمون کشش مطابق استاندارد ASTM-E8M-04 بوسیله دستگاه وایرکات آماده سازی شده‌اند. آزمایش کشش در دمای اتاق به وسیله دستگاه کشش Hounsfield با سرعت 1 mm/min در راستای عمود بر جوش انجام گرفت. جهت مطالعات میکروسکوپی از دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی با مدل VEGA-XMU ساخت شرکت TESCAN استفاده شد. با استفاده از نرم افزار آنالیز تصویری (Image j) اندازه دانه برای نمونه‌های مختلف محاسبه شد.

3- نتایج و بحث

شکل 2(عیوب جوش ایجاد شده در جوشکاری آلیاژ 6061 به 2024 را نشان می‌دهند. همانطور که در شکل 2(ب) و 2(ج) مشخص است در نمونه‌های 9 و 12 بدلیل کاهش عمق فروروی پین عدم پرشدگی جوش اتفاق افتاده است. گرمای اصطکاکی ناکافی حاصل از اصطکاک بین پین و قطعه کار عامل عدم پرشدگی است. این عیب در سمت آلیاژ 2024 که در سمت پیشرونده قرار دارد بیشتر اتفاق افتاد که در



شکل 2- الف- نمونه 2 جوش بدون عیب ب- عیب عدم پرشدگی در نمونه 9، ج- عیب عدم پرشدگی در نمونه 12 و د- عیب عدم پرشدگی و تونلی شدن در نمونه 11



شکل 3- تصویر میکروسکوپ نوری از منطقه جوش الف-نمونه 12 و ب- نمونه 2.

این ناحیه معمولاً حاوی چگالی زیادی از نابجایی، مرز فرعی و دانه فرعی بوده و در تماس مستقیم با ابزار می‌باشد و بیشترین میزان افزایش دما را تجربه می‌کند [7]. اندازه دانه منطقه جوش در جدول (4) آمده است. بررسی مقادیر متوسط اندازه دانه نشان می‌دهد که با افزایش سرعت دورانی و یا کاهش سرعت پیشروی ابزار، مقدار متوسط اندازه دانه افزایش یافته است. به عبارت دیگر با کاهش نسبت سرعت دورانی

چرخش میزان تغییر شکل پلاستیکی افزایش یافته و باعث ریزدانه شدن ساختار شده است. طبق شکل (3-الف) در ناحیه ترمومکانیکی به ویژه در مرز با ناحیه اغتشاش به صورت جزئی دانه‌های تبلور مجدد یافته دیده می‌شود. ناحیه اغتشاش یا منطقه تبلور مجدد دینامیکی، حاصل تغییر شکل پلاستیکی شدید و گرمای ایجاد شده در فرایند بوده که باعث بوجود آمدن ناحیه‌ای با ریزساختار حاوی دانه‌های کوچک و تبلور مجدد یافته است.

جدول 3- پارامترهای متغیر طراحی شده در فرایند جوشکاری.

شماره نمونه	سرعت دورانی (rpm)	سرعت پیشروی (mm/min)	زاویه ابزار (°)	عمق فروروی (mm)
۰۱	۹۵۰	۶۳	۲	۰/۲
۰۲	۵۶۵	۹۸	۳	۰/۲
۰۳	۵۶۵	۶۳	۳	۰/۲
۰۴	۹۵۰	۶۳	۳	۰/۸
۰۵	۹۵۰	۹۸	۳	۰/۲
۰۶	۱۵۰۰	۹۸	۳	۰/۲
۰۷	۹۵۰	۶۳	۳	۰/۲
۰۸	۵۶۵	۶۳	۳	۰/۸
۰۹	۹۵۰	۶۳	۲	۰/۸
۱۰	۱۵۰۰	۶۳	۳	۰/۲
۱۱	۵۶۵	۶۳	۲	۰/۲
۱۲	۱۵۰۰	۶۳	۳	۰/۸

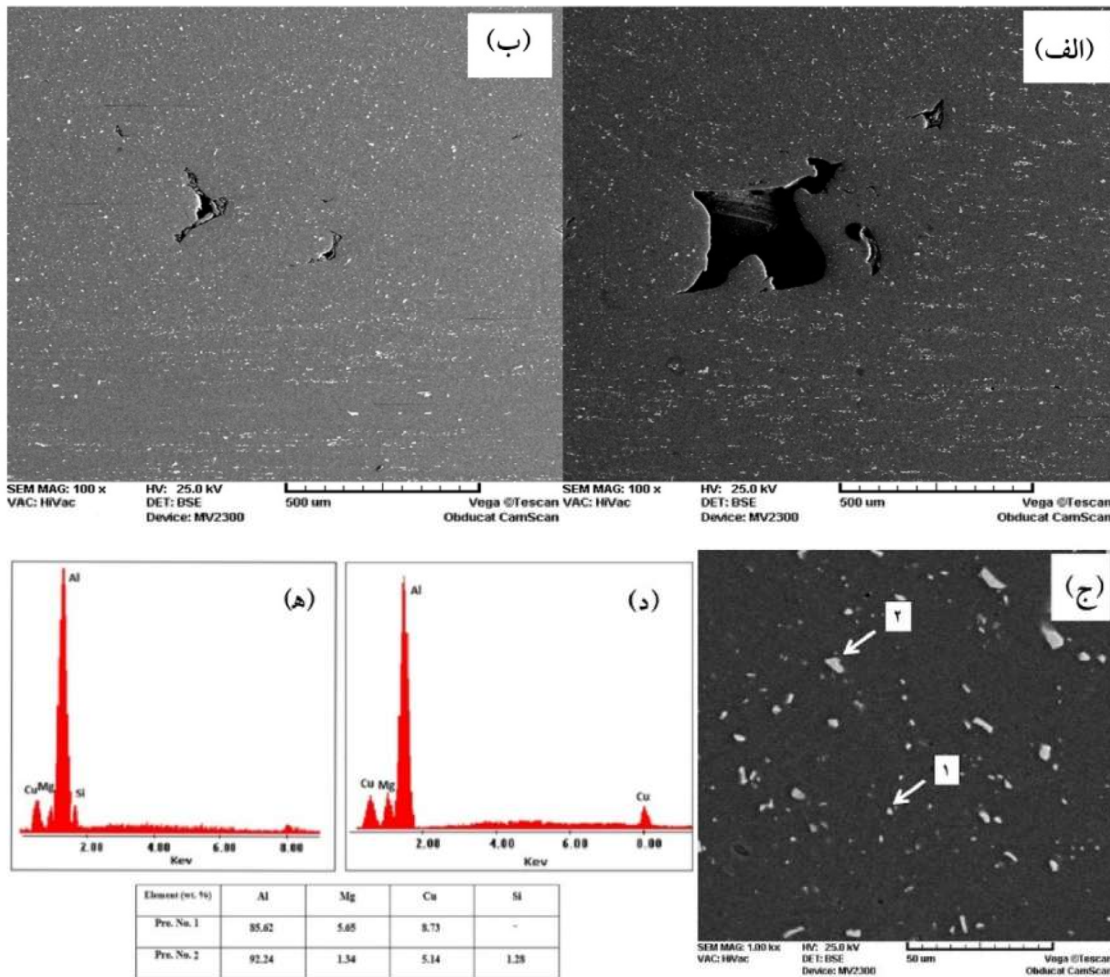
اول اینکه با افزایش سرعت چرخشی میزان حرارت ورودی افزایش خواهد یافت که باعث افزایش اندازه دانه ناحیه اغتشاش می‌شود و دوم اینکه با افزایش سرعت چرخشی، میزان تغییر شکل پلاستیکی افزایش خواهد یافت که این امر در نهایت باعث کاهش اندازه دانه می‌گردد. یکی از دو اثر به عنوان فاکتور غالب، تاثیر افزایش سرعت چرخشی بر اندازه دانه را مشخص خواهد کرد. با توجه به اندازه دانه بدست آمده، مشخص است که حرارت ورودی فاکتور تاثیرگذار و غالب است.

شکل (4-الف) و (ب) تصاویر میکروسکوپ الکترونی نمونه 8 و نمونه 11 را نشان می‌دهد. شرایط سرعت چرخش ابزار و سرعت پیشروی در دو نمونه ثابت و به ترتیب برابر 565 rpm و 63 mm/min در نظر گرفته شد. نمونه 8 با زاویه 3 درجه و عمق فروروی 0/1 mm و نمونه 11 با زاویه ابزار 2 درجه و عمق فروروی 0/2 mm جوشکاری شد. همانطور که مشخص است با کاهش سرعت چرخش، اندازه رسوب افزایش یافته و به خوبی نمایان است که چون شرایط جوشکاری دو قطعه یکسان

به سرعت پیشروی اندازه دانه نیز کاهش یافته است. به عنوان نمونه در سرعت پیشروی 63 mm/min با افزایش سرعت دورانی از 565 به 1500 rpm اندازه دانه از 2/9 به 3/4 μm افزایش یافت. همچنین در سرعت دورانی ثابت با افزایش سرعت پیشروی از اندازه دانه کاسته شد. بنابراین کمترین اندازه دانه مربوط به نمونه جوشکاری شده در شرایط کمترین سرعت دورانی (565 rpm) و سرعت پیشروی 63 mm/min بود که این مقدار برابر با 2/9 μm می‌باشد. بیشترین اندازه دانه نیز مربوط به نمونه جوشکاری شده در شرایط بیشترین سرعت دورانی یعنی 1500 rpm بود. علت افزایش اندازه دانه، افزایش سرعت دورانی و کاهش سرعت پیشروی، در نتیجه افزایش میزان گرمای ورودی و به دنبال آن افزایش دمای انجام فرایند ارزیابی شد. همانطور که از اندازه دانه‌ها مشخص است در سرعت پیشروی ثابت با افزایش سرعت چرخشی، اندازه دانه ناحیه اغتشاش نیز افزایش یافت. افزایش سرعت چرخشی دو اثر متفاوت بر اندازه دانه ناحیه اغتشاش خواهد داشت.

جدول 4- اندازه دانه منطقه جوش اتصال آلیاژهای 2024 و 6061.

نمونه	۰۱	۰۲	۰۳	۰۴	۰۵	۰۶	۰۷	۰۸	۰۹	۱۰	۱۱	۱۲
سرعت چرخش (rpm)	۹۵۰	۵۶۵	۵۶۵	۹۵۰	۹۵۰	۱۵۰۰	۹۵۰	۵۶۵	۹۵۰	۱۵۰۰	۵۶۵	۱۵۰۰
سرعت پیشروی (mm/min)	۶۳	۹۸	۶۳	۶۳	۹۸	۶۳	۶۳	۶۳	۶۳	۶۳	۶۳	۶۳
عمق فروروی (mm)	۰/۲	۰/۲	۰/۲	۰/۱	۰/۲	۰/۲	۰/۲	۰/۱	۰/۱	۰/۲	۰/۲	۰/۱
اندازه متوسط دانه (μm)	۳/۷	۳/۴	۲/۹	۳/۷	۳/۶	۴/۲	۴/۱	۳/۴	۳/۹	۴/۳	۳/۳	۴/۲



شکل 4- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از منطقه جوش الف- نمونه 11، ب- نمونه 8، ج- رسوبات انتخابی منطقه جوش در تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه 7 جهت آنالیز EDS، د- گراف آنالیز EDS رسوب 1 (نمونه 7) و ه- گراف آنالیز EDS رسوب 2 (نمونه 7).

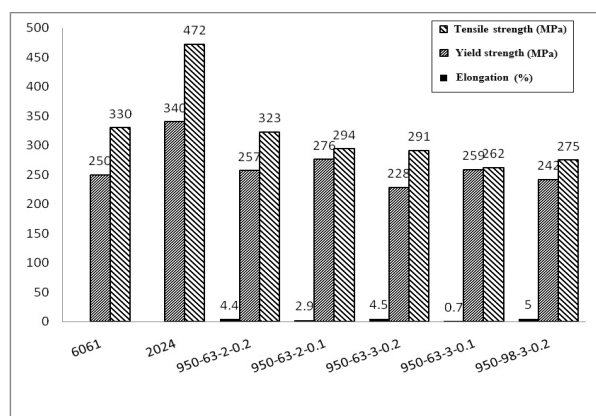
رسوبات Mg_2Si و Al_2CuMg غیریکنواخت است که موجب کاهش شدید درصد ازدیاد طول شد. در شکل (4-ج) تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه 7 که با شرایط سرعت چرخش ابزار 950 rpm، سرعت پیشروی 63 mm/min، زاویه ابزار 3 درجه

است اندازه رسوبات Mg_2Si و Al_2CuMg تقریباً یکسان است. از لحاظ وضعیت ظاهری جوش نمونه‌ها وضعیت مناسبی ندارند. حتی در تصاویر میکروسکوپ الکترونی برخی از ناپوستگی‌ها و تخلخل‌ها قابل رویت است. طبق تصویر توزیع

جدول 5- استحکام تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول.

شماره نمونه	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام کششی (MPa)	درصد ازدیاد طول
۰۱	۲۵۷	۳۲۳	۴/۴
۰۲	۲۶۹	۲۹۹	۳/۵
۰۳	۲۳۹	۲۸۸	۳/۶
۰۴	۲۵۹	۲۶۲	۰/۷
۰۵	۲۴۲	۲۷۵	۵
۰۶	۱۹۵	۳۰۰	۴/۷
۰۷	۲۲۸	۲۹۱	۴/۵
۰۸	۲۶۴	۲۶۶	۰/۷
۰۹	۲۷۶	۲۹۴	۲/۹
۱۰	۲۲۸	۲۴۸	۳
۱۱	۲۲۳	۲۳۹	۰/۵
۱۲	۲۶۵	۲۹۷	۳/۷

مقایسه کرده‌اند که استحکام کششی جوش حاصل شده در روش‌های TIG، MIG و FSW به ترتیب 219، 221 و 289 مگا پاسکال بدست آمد که ماکزیمم استحکام بدست آمده در پژوهش پیش‌رو (323 MPa) در مقایسه با تحقیقات هاتینگا از شرایط مطلوبی برخوردار است.



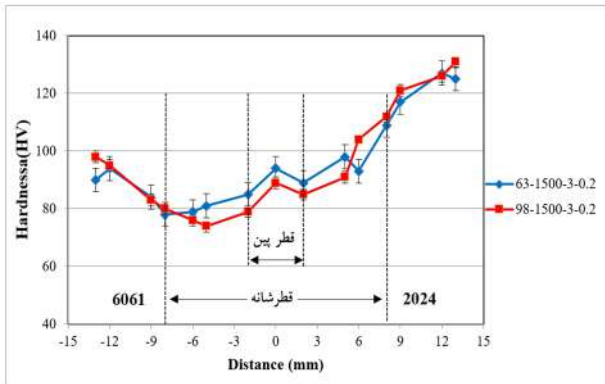
شکل 5- مقایسه نمودارهای استحکام کششی و استحکام تسلیم در نمونه‌های جوشکاری شده با سرعت چرخش 950 rpm (محور عمودی بسته به نوع ستون استحکام کششی، استحکام تسلیم و درصد افزایش طول است).

نتایج حاصل شده از آزمون کشش تک محوری نشان داد که در بین نواحی مختلف جوش، ضعیف‌ترین استحکام در نمونه‌های

عمق فروروی 0/2 mm نشان داده شده است که در آن دو رسوب شماره گذاری شده نمایش داده شده است. شکل (4-d) و (4-h) آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس EDS در نمونه 7 را نشان می‌دهد. رسوب شماره 1 از نوع Al_2CuMg هستند که در خانواده آلیاژهای آلومینیم-مس - منیزیم تشکیل می‌شود و رسوب شماره 2 از نوع Mg_2Si هستند که در گروه آلیاژهای آلومینیم-منیزیم-سیلیسیم تشکیل می‌شود و همانطور که از آنالیز رسوب‌ها مشخص است هر دو نوع رسوب در منطقه جوش تشکیل شده‌اند.

استحکام تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول نمونه‌های جوشکاری شده در جدول (5) ارائه شده است. تحقیقات صورت گرفته توسط مادهو و همکاران [20] بر روی اتصال آلیاژ 6262 و 7075 به روش اصطکاکی اغتشاشی بهترین استحکام کششی را 256/73 MPa گزارش داده است. بنابراین براساس نتایج به دست آمده در پژوهش حاضر و با مقایسه با تحقیقات قبلی توسط سادیش [18] و مادهو [20] در قطر شانیه 3 برابر قطر پین بهینه گرمای ورودی به منطقه جوش تامین می‌شود. هاتینگا و همکاران [21] استحکام کششی اتصال آلیاژ 2024 به روش FSW را با روش‌های ذوبی TIG و MIG

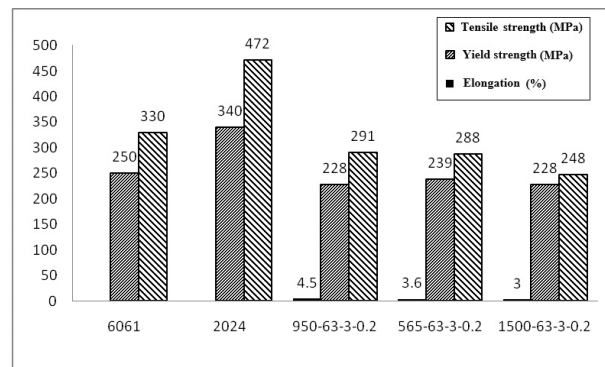
کمتری برخوردار است. ملاحظه می‌شود که با کاهش عمق فروروی ابزار در قطعه اختلاف بین استحکام کششی و استحکام تسلیم کم شده و درصد ازدیاد طول افت پیدا کرد.



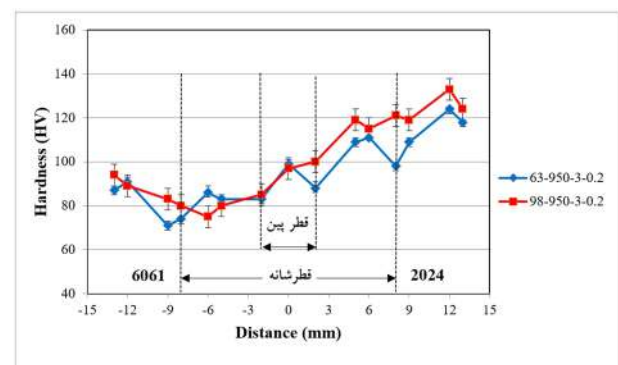
شکل 8- رفتار سختی ناحیه جوش نمونه‌های فرایند شده با سرعت چرخش 1500 rpm و سرعت پیشروی متفاوت.

راویکومار و همکاران [22] در اتصال آلیاژ 6061 به 7075 به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به این نتیجه رسیدند که با افزایش سرعت چرخش، استحکام افزایش یافته و در سرعت چرخش خیلی بالا با کاهش استحکام روبرو شدند. در سرعت‌های پایین به دلیل درگیری ناکافی پین، کمترین گرمای اصطکاکی جهت گردش و اختلاط مواد تولید شده و جوش با استحکام پایین بدست آمد. جوشکاری با سرعت‌های چرخشی خیلی بالا نیز استحکام کششی را به طور قابل توجهی پایین آورد. دلیل کاهش استحکام، افزایش بیش از حد گرمای ورودی و کاهش دانسیته نابجایی‌ها و درشت شدن رسوبات ارزیابی شده است [23]. رفتار استحکام کششی اتصال آلیاژ 2024 به 6061 در پژوهش حاضر با نتایج بدست آمده در تحقیق راوی کومار همخوانی دارد. نمودار ستونی شکل (6) خواص مکانیکی نمونه‌های جوشکاری شده با شرایط سرعت چرخش متغیر و زاویه ابزار، سرعت پیشروی و عمق فروروی ثابت را نشان می‌دهد. طبق نمودار هر سه نمونه از شرایط قابل قبولی برخوردارند و در مقایسه استحکام کششی نمونه‌ها با بهینه استحکام کششی بدست آمده (194 MPa) در تحقیق سادیش و همکاران [20] نتایج مناسب ارزیابی شد. طبق مطالعات راویکومار و همکاران [22] جوشکاری با سرعت‌های

سالم ناحیه HAZ در سمت آلیاژ 6061 است. تمام نمونه‌های آزمون کشش از ناحیه HAZ شکسته شدند. مطابق نمودار ستونی شکل (5) نمونه جوشکاری شده با شرایط سرعت چرخش ابزار 950 rpm، سرعت پیشروی 63 mm/min، زاویه ابزار 2 درجه و عمق فروروی 0/2 mm که استحکام کششی و تسلیم و درصد ازدیاد طول در نمودار سوم از سمت چپ نشان داده شده است، از شرایط مناسب‌تری نسبت به نمونه‌های دیگر داراست.



شکل 6- مقایسه نمودارهای استحکام کششی و استحکام تسلیم در نمونه‌های جوشکاری شده با سرعت چرخش متفاوت (محور عمودی بسته به نوع ستون استحکام کششی، استحکام تسلیم و درصد افزایش طول است).



شکل 7- رفتار سختی ناحیه جوش نمونه‌های فرایند شده با سرعت چرخش 950 rpm و سرعت پیشروی متفاوت.

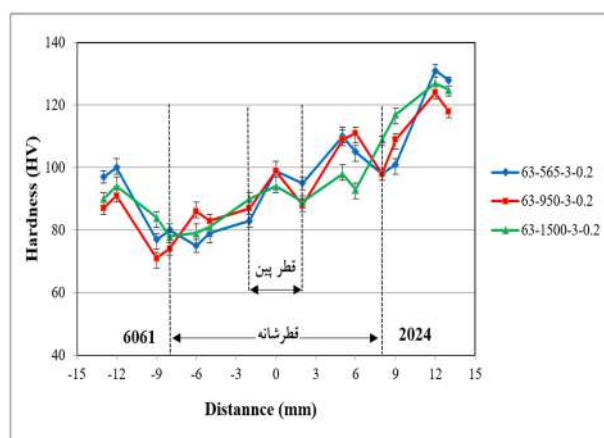
نمودار چهارم از شرایط مناسب آزمون کشش برخوردار است البته اختلاف مختصری در استحکام کششی با فلز پایه 6061 مشاهده شد که می‌تواند ناشی از خطای دستگاه باشد. درصد ازدیاد طول در این نمونه 2/9 گزارش شد که نسبت به درصد ازدیاد طول نمونه با نمودار سوم از سمت چپ (4/4) از مقدار

در جوش‌های معیوب دو عامل تعیین کننده محل شکست هستند (1) تمرکز تنش در محل عیب (2) توزیع سختی در مقطع جوش، که غلبه هر کدام با توجه به شرایط حاکم بر روی نمونه عامل بروز شکست می‌شود. در جوش‌های معیوب بزرگ بودن عیب، تمرکز تنش زیادی به همراه خواهد داشت و در نتیجه تمرکز تنش در عیب بر عامل سختی غلبه کرده است و باعث بروز شکست در منطقه عیب می‌شود ولی در مناطقی که اندازه عیوب خیلی کوچک (در حد صدم میلی‌متر) هستند این امکان وجود دارد که تمرکز تنش در محل عیب غالب نبوده و شکست در محل کمترین سختی رخ دهد.

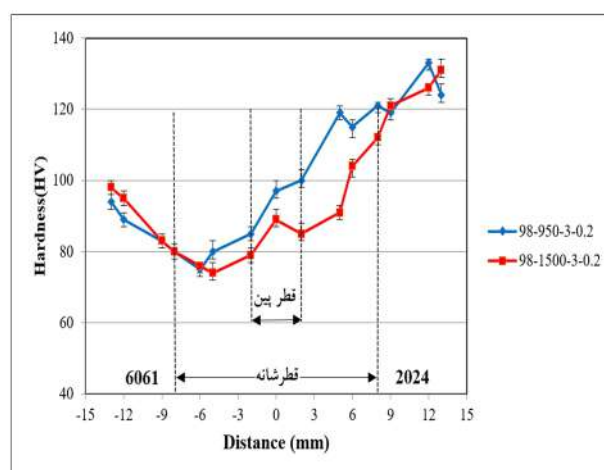
برای بررسی رفتار ریزسختی نمونه‌های جوشکاری شده در منطقه جوش با توجه به پارامترهای جوشکاری از قبیل سرعت چرخش ابزار، سرعت پیشروی، زاویه ابزار با قطعه و عمق فروروی در چند دسته نمودارها طبقه‌بندی شد که در هر طبقه به بررسی یک فاکتور متغیر با ثابت فرض کردن بقیه فاکتورها پرداخته شد. شکل (7) نمودار رفتار سختی نمونه‌هایی که با شرایط یکسان سرعت چرخش ابزار 950 rpm، زاویه ابزار 3 درجه و عمق فروروی شانه 0/2 mm جوشکاری شده‌اند را نشان داده است. سرعت پیشروی به عنوان فاکتور متغیر در نظر گرفته شد. همانطور که در شکل قابل مشاهده است در شرایط یکسان افزایش سرعت جوشکاری موجب افزایش سختی گردید. در سرعت دورانی ثابت با افزایش سرعت جوشکاری اندازه دانه از 4/1 به 3/6 μm کاهش یافت. کاهش اندازه دانه را حرارت ورودی کمتر و در نتیجه مهیا نشدن شرایط تبلور مجدد می‌توان عنوان کرد. به دلیل حرارت کمتر رسوبات Mg_2Si و Al_2CuMg بیشتری پایدار مانده و سختی افزایش یافت.

شکل (8) نمودار رفتار سختی نمونه‌هایی که با شرایط یکسان سرعت چرخش ابزار 1500 rpm، زاویه ابزار 3 درجه و عمق فروروی شانه 0/2 mm جوشکاری شده‌اند را نشان می‌دهد. سرعت پیشروی به عنوان فاکتور متغیر در نظر گرفته شد. در سرعت چرخش 1500 rpm طبق نمودار با افزایش سرعت جوشکاری به طور نسبی سختی کاهش یافت. با کاهش سرعت

چرخشی خیلی بالا نیز استحکام کششی را به طور قابل توجهی پایین آورد. دلیل کاهش استحکام، افزایش بیش از حد گرمای ورودی و کاهش دانسیته نابیجایی‌ها و درشت شدن رسوبات Mg_2Si و Al_2CuMg ارزیابی شد. به طور کلی استحکام کششی به شدت وابسته به کیفیت جوش و عدم مشاهده عیوب جوش در منطقه جوش است. دو عامل محل عیب و حداقل سختی به عنوان عوامل اصلی تعیین کننده محل شکست در اتصالات هستند به طوری که در نمونه‌هایی که عیبی دیده نشود محل مرتبط با حداقل سختی عامل شکست است. شکست در آزمون کشش در اتصالات لب به لب FSW معمولاً در محل‌هایی با کمترین سختی رخ می‌دهد.

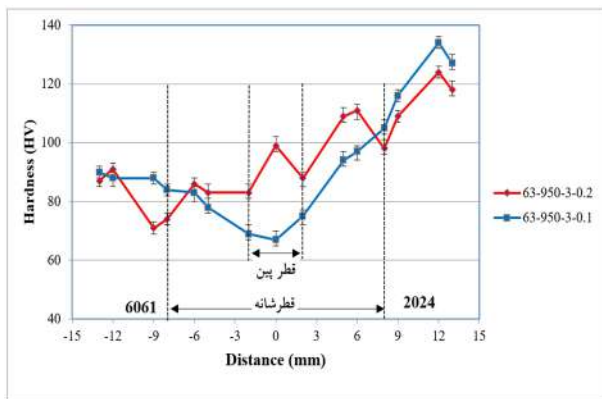


شکل 9- رفتار سختی ناحیه جوش نمونه‌های فرایند شده با سرعت پیشروی 63 میلی‌متر در دقیقه و سرعت چرخش ابزار متفاوت.



شکل 10- نمودار رفتار سختی ناحیه جوش نمونه‌های فرایند شده با سرعت پیشروی 98 میلی‌متر در دقیقه و سرعت چرخش ابزار متفاوت.

شانه 0/2 mm و سرعت چرخش ابزار متفاوت جوشکاری شده‌اند را نشان می‌دهد. همانطور که در نمودار مشخص است کمترین سختی در منطقه TMAZ در مجاورت آلیاژ 6061 مشاهده شد، نمودار نمونه‌ای که با سرعت چرخش 950 rpm جوشکاری شده سختی بالاتری را نشان می‌دهد. با افزایش سرعت دورانی از 950 rpm به 1500 rpm گرمای ورودی افزایش می‌یابد. افزایش گرمای ورودی با انحلال بیشتر رسوبات موجب افزایش اندازه دانه از 3/6 به 4/7 μm شده و همین امر باعث افت سختی تا حداکثر 20 ویکرز شده است.



شکل 11- نمودار رفتار سختی ناحیه جوش نمونه‌های فرایند شده با سرعت چرخش 950 rpm و عمق فروروی متفاوت.

در شکل (11) فاکتورهای سرعت پیشروی 63mm/min، سرعت چرخش 950 rpm، و زاویه ابزار 3 درجه به عنوان فاکتور ثابت در دو نمونه در نظر گرفته شد و عمق فروروی متغیر طراحی گردید. نمونه‌ای که با عمق فروروی 0/2 mm جوشکاری شده شرایط مناسب‌تری از لحاظ سختی در مرکز جوش دارد. ولی سختی در منطقه HAZ آلیاژ 6061 کاهش یافت. در نمونه جوش شده با عمق فروروی 0/1 mm، با توجه به نمودار سختی، مرکز جوش دچار افت شدید سختی گردید که علت ناشی از کاهش گرمای ورودی و عدم توزیع یکنواخت رسوبات Mg_2Si و Al_2CuMg ارزیابی شد.

4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش به بررسی تاثیر فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیم 6061 و 2024

پیشروی در سرعت دورانی ثابت 1500 rpm حرارت ورودی افزایش می‌یابد. یکی از عواملی که بر روی اندازه دانه در منطقه جوشکاری تاثیر دارد میزان کار مکانیکی در زمینه آلومینیم است. با کاهش سرعت پیشروی، کار مکانیکی بیشتر و دانه‌های بیشتری از زمینه فلزی خرد و شکسته شده و همچنین در این حالت توزیع ذرات یکنواخت‌تر و پراکندگی بهتر صورت گرفت. حضور رسوبات Mg_2Si و Al_2CuMg و توزیع مناسب آن‌ها باعث افزایش سختی SZ نسبت به TMAZ و HAZ شده است. در تحقیقات مادهو و همکاران [20] بر روی اتصال آلیاژ 6262 به 7075 رسوبات Mg_2Si و Al_2Zn هر دو در منطقه اغتشاش حضور دارند و سختی به سمت TMAZ در دو طرف SZ کاهش می‌یابد و سپس به سمت BM افزایش می‌یابد. این محققین محدوده 80 تا 140 HV را بهترین محدوده سختی گزارش داده است.

شکل (9) نمودار رفتار سختی نمونه‌هایی که با شرایط یکسان سرعت پیشروی 63 mm/min، زاویه ابزار 3 درجه و عمق فروروی شانه 0/2 mm و سرعت چرخش ابزار متفاوت جوشکاری شده‌اند را نشان می‌دهد. همانطور که در نمودار مشخص است رفتار سختی نمونه‌های جوشکاری شده، طبق انتظار در منطقه HAZ آلیاژ 6061 کاهش یافت. در مقایسه افزایش سرعت چرخشی دو اثر متفاوت بر اندازه دانه ناحیه اغتشاش خواهد داشت. اول اینکه با افزایش سرعت چرخشی میزان حرارت ورودی افزایش خواهد یافت که باعث افزایش اندازه دانه ناحیه اغتشاش می‌شود و دوم اینکه با افزایش سرعت چرخشی، میزان تغییر شکل پلاستیکی افزایش خواهد یافت که این امر در نهایت باعث کاهش اندازه دانه می‌گردد. یکی از دو اثر به عنوان فاکتور غالب، تاثیر افزایش سرعت چرخشی بر اندازه دانه را مشخص خواهد کرد. با توجه به افزایش اندازه دانه به ترتیب از 2/9 به 4/1 و 4/3 μm با افزایش سرعت مشخص است که حرارت ورودی فاکتور تاثیرگذار و غالب می‌باشد.

شکل (10) نمودار رفتار سختی نمونه‌هایی که با شرایط یکسان سرعت پیشروی 98 mm/min، زاویه ابزار 3° و عمق فروروی

منابع

- 1- V.S.R. Murthy, A.K. Jena, K.P. Gupta, G.S. Murthy, Structure and properties of engineering materials, McGraw-Hill, New York, 2003.
- 2- J. Adamowski, M. Szkodo, "Friction stir welds (FSW) of aluminum alloy AW6082-T6", *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 20, 2007, pp. 403-406.
- 3- K.V.P. P Chandu, E. Venkateswara Rao, A. Srinivasa Rao, B.V. Subrahmanyam, "The strength of friction stir welded aluminum Alloy 6061", *International Journal of Research in Mechanical Engineering & Technology*, Vol. 4, 2014, pp.119-122.
- 4- M.M. Moradi, H. Jamshidi Aval, R. Jamaati, "Effect of pre and post welding heat treatment in SiC-fortified dissimilar AA6061-AA2024 FSW butt joint", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 30, 2017, pp. 97-105.
- 5- R.S. Mishra, Z. Y. Ma, "Friction stir welding and processing, center for friction stir processing", *Materials Science and Engineering R*, Vol. 50, 2005, pp. 1-78.
- 6- A. Goloborodko, T. Ito, X. Yun, Y. Motohashi, G. Itoh, "Friction stir welding of a commercial 7075-T6 aluminum alloy: grain refinement, thermal stability and tensile properties", *Materials Transactions*, Vol. 45, No. 8, 2004, pp. 2503-2508.
- 7- S. Gholami Shiri, A. Sarani, S.R. Elmi Hosseini, G. Roudini, "Diffusion in FSW joints by inserting the metallic foils", *Journal of Materials Science and Technology*, Vol. 7, 2013, pp. 1-5.
- 8- I. Radisavljevic, A. Zivkovic, N. Radovic, V. Grabulov, "Influence of FSW parameters on formation quality and mechanical properties of Al 2024-T351 butt welded joints", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 23, 2013, pp. 3525-3539.
- 9- N. Kumar, W. Yuan, R.S. Mishra friction stir welding of dissimilar alloys and materials. Elsevier; 2015.
- 10- N. T. Kumbhar1, K. Bhanumurthy, "Friction stir welding of Al 5052 with Al 6061 Alloys", *Journal of Metallurgy*, Vol. 1, 2012, pp.1-7.
- 11- M. Indira Rani, R. N. Marpu and A. C. S. Kumar, "A study of process parameters of friction stir welded AA6061 aluminum alloy in O and T6 conditions", *Journal of Engineering and Applied Sciences*, Vol. 6, No. 2, 2011, pp. 61-66.
- 12- A. Daneji, M. Ali, S. Pervaiz, "Influence of tool geometry and processing parameters on welding defects and mechanical properties for friction stir welding of 6061 Aluminum alloy", *Materials Science and Engineering* 346, 2018, pp. 1-9.
- 13- D. Ghahremani Moghadam, K. Farhangdoost, "Influence of welding parameters on fracture toughness and fatigue crack growth rate in friction stir welded nugget of 2024-T351 aluminum alloy joints", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 26, 2016, pp. 2567-2585.
- 14- S.T. Amancio-Filho, S. Sheikhi, J.F. dos Santos, C. Bolfarini, "Preliminary study on the microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welds in aircraft aluminum alloys 2024-T351 and 6056-T4" *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 206,

پرداخته شد. نتایج حاصل شده را می توان در موارد زیر خلاصه کرد:

- در جوشکاری FSW آلیاژهای 6061 و 2024 با سرعت چرخش 565 rpm بهینه خواص مکانیکی در سرعت پیشروی 98 mm/min و عمق فروروی 0/2 mm در محدوده آزمایش های این تحقیق بدست آمد. استحکام کششی 299 MPa و سختی مناسب در کنار کیفیت بالای جوش از دلایل انتخاب بهینه نمونه جوشکاری شده در شرایط مذکور بوده است که گرمای ورودی مناسب و توزیع یکنواخت رسوبات از عمده علل آن پیش بینی می شود.
- در جوشکاری آلیاژهای 6061 و 2024 با روش FSW و با سرعت چرخش 950 rpm بهینه خواص مکانیکی در سرعت پیشروی 63 mm/min و عمق فروروی 0/2 mm در محدوده آزمایش های این تحقیق بدست آمد. استحکام کششی 323 MPa و سختی مناسب در کنار کیفیت بالای جوش از دلایل انتخاب بهینه نمونه جوشکاری شده در شرایط مذکور بوده که گرمای ورودی مناسب و توزیع یکنواخت رسوبات از عمده علل آن پیش بینی می شود.
- در فرایند جوشکاری آلیاژهای 6061 و 2024 با روش FSW و با سرعت چرخش ابزار 1500 rpm بهینه خواص مکانیکی در سرعت پیشروی 98 mm/min و عمق فروروی 0/2 mm در محدوده آزمایش های این تحقیق بدست آمد. استحکام کششی 300 MPa و سختی مناسب در کنار کیفیت بالای جوش از دلایل انتخاب بهینه نمونه جوشکاری شده در شرایط مذکور بوده است.
- بیشترین استحکام کششی با مقدار 323 MPa مربوط به نمونه جوشکاری شده با سرعت چرخش 950 rpm، سرعت پیشروی 63 mm/min، عمق فروروی 0/2 mm و زاویه 2 درجه بدست آمد.
- ضعیف ترین ناحیه جوش از جهت استحکام کششی و سختی مربوط به منطقه متاثر از حرارت در سمت آلیاژ 6061 ارزیابی شد.

Aluminum alloy joints”, *Forces in Mechanics*, Vol. 4, 2021, pp. 1-8.

20- R. Madhusudhan, M.M.M. Sarcar, N. Ramamaiah, K. Prasada Rao "An experimental study on the effect of weld parameters on mechanical and micro structural properties of dissimilar aluminum alloy FS welds", *International Journal of Modern Engineering Research*, Vol. 2, 2012, pp. 1459-1463.

21- D.G. Hattingha, C. Blignault,c, T.I. Van Niekerka, M.N Jamesa,b, "Characterization of the influences of FSW tool geometry on welding forces and weld tensile strength using an instrumented tool", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 203, 2008, pp. 46–57.

22- S. Ravikumar, V. Seshagiri Rao and R. V. Pranesh, "Effect of process parameters on mechanical properties of friction stir welded dissimilar materials between AA6061-T651 and AA7075-T651 alloys", *International Journal of Advanced Mechanical Engineering*, Vol. 4, 2014, pp. 101-114.

23- R. Jabraeili, H. R. Jafarian, R. Khajeh, N. Park, Y. Kim, A. Heidarzadeh, A. R. Eivani, "Effect of FSW process parameters on microstructure and mechanical properties of the dissimilar AA2024 Al alloy and 304 stainless steel joints”, *Materials Science & Engineering A*, Vol. 814, 2021, pp. 1-13.

Issues 1–3, 2008, pp. 132-142.

15- R. Kumar, S. Singh, R.S. Mishra, "Optimization of friction stir welding process parameters during joining of aluminum alloys of AA6061 and AA6082”, *Materials Today: Proceedings*, Vol. 45, Part 6, 2021, pp. 5368-76.

16- P. Satish Kumar, M. Shiva Chander, "Effect of tool pin geometry on FSW dissimilar aluminum alloys - (AA5083 & AA6061)”, *Materials Today: Proceedings*, Vol. 39, Part 1, 2021, pp. 472-477.

17- S. Jannet, P.K. Mathews, R. Raja, Comparative investigation of friction stir welding and fusion welding of 6061-T6 and 5083-O aluminum alloy based on mechanical properties and microstructure”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 61(2), 2013, pp. 181-186.

18- P. Sadeesh, M. Venkatesh Kannan,V. Rajkumar, P. Avinash , N. Arivazhagan ,K. Devendranath Ramkumar, S. Narayanan, "Studies on friction stir welding of AA 2024 and AA 6061 dissimilar metals”, *Procardia Engineering*, Vol. 75, 2014, pp. 145-149.

19- C. Rajendran C, A. Abdulriyazdeen, S. Abishek, A. Aatheeshwaran, A. Akash, "Prediction of relationship between angular velocity to the pitch line velocity (ω/v) on tensile strength of friction stir welded AA2014-T6



Effect of buffer layer and electrode composition on the mechanical properties of H13 steel repair welds using shielded metal arc welding

A. Ghorbani , B. Beidokhti* 


Materials and Metallurgical Engineering Department, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad, Iran

Received 20 December 2021 ; Accepted 26 January 2022

Abstract

The present study investigated the effect of austenitic stainless steel buffer layer and electrode composition on the properties of H13 tool steel repair welds. After quenching and tempering heat treatment, steel plates were welded and specimens were examined using metallography, hardness and bending tests. The microstructure of all weld metals contained the martensitic matrix with distributed chromium carbide precipitations; while the microstructure of the buffer layer was a mixture of austenite and ferrite with the skeletal morphology. The results showed that hardness of the welded specimens with the buffer layer was higher than that of the specimens without the buffer layer and the difference was more than 240 HV. According to the bending test results, the application of the buffer layer improved the weld toughness and bending properties of the welded specimens and it encouraged the ductile fracture mode in the weldments.

Keywords: Hot work tool steel, Welding, Mechanical properties, Buffer layer.

 * Corresponding Author: beidokhti@um.ac.ir



بررسی تاثیر نوع آستر و الکتروود بر خواص مکانیکی قالب‌های فولاد H13 بازسازی شده به روش جوشکاری با الکتروود پوشش دار

امین قربانی ^{ID}، بهروز بیدختی ^{ID*}

گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی، مشهد

دریافت مقاله: 1400/09/29؛ پذیرش مقاله: 1400/11/06

چکیده

پژوهش حاضر به بررسی تاثیر آستر چقرمه فولاد زنگ نزن آستنیتی و ترکیب شیمیایی الکتروود پوشش دار روی خواص جوش فولاد H13 پرداخته است. پس از انجام عملیات حرارتی کوئنچ و تمپر، صفحات فولادی جوشکاری شدند و سپس نمونه‌ها تحت آزمون‌های متالوگرافی، سختی و خمش قرار گرفتند. نتایج نشان داد که ریزساختار فلزجوش در کلیه نمونه‌ها به صورت مارتنزیت همراه با فاز رسوبی کاربید کروم پراکنده در ساختار و در لایه آستر مخلوطی از آستنیت و فریت اسکلتی بود. نتایج آزمون سختی سنجی نشان داد که سختی فلزجوش دارای آستر فولاد آستنیتی از فلزجوش بدون آستر بیشتر است که این اختلاف بیش از 240 ویکرز بود. مطابق نتایج آزمون خمش، استفاده از آستر باعث افزایش چقرمگی جوش، تحمل تنش خمشی بالاتر و ایجاد شکست نرم در قطعه شد.

کلمات کلیدی: فولاد ابزار گرم کار، جوشکاری، خواص مکانیکی، آستر.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: beidokhti@um.ac.ir

1- مقدمه

مقاومت به سایش بالا در دماهای بالا و پایین، چقرمگی و انعطاف‌پذیری خوب، قابلیت تراشکاری و پولیش‌کاری عالی، استحکام داغ بالا و مقاوم به خستگی حرارتی، سختی‌پذیری عالی و اعوجاج پایین در عملیات حرارتی و سخت‌کاری، کاربرد وسیعی در ساخت قالب‌های اکستروژن و ریخته‌گری تحت فشار فلزات غیرآهنی مثل آلومینیوم، منیزیم، روی و مس دارد [1].

معمولاً دمای کاری این فولادها در صنعت بین 700 تا 1000 درجه سانتی‌گراد است و به‌مرور زمان به علت فشار و دمای

فولادهای ابزار از دسته فولادهای با کیفیت بالا هستند که برای ساخت ابزارهای برش و شکل‌دهی به کار می‌روند. این فولادها که معمولاً شامل مقادیر نسبتاً زیادی تنگستن، مولیبدن، وانادیوم و کروم هستند، در شرایط بارگذاری ضربه‌ای با سرعت بالا مانند قالب‌های فورج به کار می‌روند. در بعضی موارد دمای بالا هم به شرایط فوق افزوده می‌شود. فولاد ابزار H13 از نوع گرم کار کروم، مولیبدن و وانادیوم‌دار است و در دسته فولادهای ابزار کروم دار قرار می‌گیرد. این نوع فولاد به دلایلی از جمله

چندین پژوهش هم به نقش آستر بر ریزساختار و فصل مشترک جوش بین آلیاژهای غیرهمجنس پرداخته‌اند [11 و 10]. همچنین طبق گزارش گوالکو و همکارانش [12]، در رسوب دهی فولاد H13 برای دستیابی به بهترین مقاومت سایشی باید حرارت ورودی و میزان اکسیژن موجود در اتمسفر جوشکاری حداقل باشد. اهمیت آستر از آن جهت پررنگ می‌شود که عدم کاربرد آن می‌تواند تأثیر منفی بر لایه رسوب داده شده بگذارد. بورگو و همکارانش [13] گزارش کرده‌اند که لایه‌های تعمیر شده فولادهای ابزار به روش جوشکاری لیزر به دلیل تنش‌های باقیمانده کششی و وجود عیوب صفحه‌ای رفتار خستگی ضعیفی از خود نشان می‌دهند. کونگ و همکارانش [14] از اجزای کمکی به منظور بهینه‌سازی استحکام و مقاومت به خستگی حرارتی استفاده کردند. علیرغم تحقیقات گسترده انجام شده در این زمینه، تنها بخش اندکی از این مطالعات روی قالب‌های فورج بوده است. به علاوه نقش آستر در بهبود استحکام فصل مشترک ضمن تأمین میزان سختی لازم جای بررسی بیشتری دارد. از این جهت تحقیق حاضر با هدف یافتن بهترین ترکیب لایه روکشی که دارای کیفیت اتصال مطلوبی به فلزپایه باشد و خواسته‌های موردنظر از لحاظ سختی را نیز تأمین کند، انجام شد.

2- روش آزمایش

2-1- مواد اولیه

در بررسی حاضر از سه قطعه فولاد ابزار گرم کار AISI H13 ($150 \times 85 \times 20$ میلی‌متر) به‌عنوان فلزپایه، الکتروود روکش‌دار SS E309L (قطر 2/5 میلی‌متر) به‌عنوان آستر، الکتروود AMA 1600V (قطر 4 میلی‌متر) و الکتروود AMA 1622V (قطر 3/2 میلی‌متر) به‌عنوان لایه روکشی سخت استفاده شده است. ترکیب شیمیایی فلزپایه و الکتروودها در جدول (1) ارائه شده است.

2-2- عملیات حرارتی نمونه‌ها

با توجه به اینکه در قطعات صنعتی این جوشکاری جهت تعمیرات انجام می‌شود و بسیاری از قطعات نصب شده امکان

کاری بالا دچار عیوبی مانند ترک شده و به تدریج از کار افتاده می‌شوند. به علت هزینه بالای تولید این فولادها و نیز اندازه بزرگ قطعات مورد استفاده در صنعت، تعویض این قطعات مقرون به صرفه به نظر نمی‌رسد. بنابراین چاره دیگری برای حل این مشکل اتخاذ می‌شود که تعمیر قطعه به روش جوشکاری است. به دلیل حجم بالای جوشکاری مورد نیاز و ابعاد بزرگ قطعات، روش‌های جوشکاری غیر از روش‌های دستی عملاً کاربردی ندارند. به علت ترکیب شیمیایی ویژه این فولاد، جوشکاری این فولاد با حساسیت و توجه ویژه‌ای انجام می‌شود، چراکه به علت کربن نسبتاً زیاد، پس از جوشکاری استعداد بالایی برای شکل‌گیری ترک و ریزترک وجود دارد. نشان داده شده است که می‌توان مقاومت این فولادها را در برابر خستگی حرارتی به کمک لایه نشانی به روش جوشکاری بهبود بخشید [2]. شاه و همکارانش [3] نیز تحقیق مشابهی را روی بهبود مقاومت خستگی فولاد H13 در روش جوشکاری پیشرفته پرتوی الکترونی انجام داده‌اند.

مشکل دیگری که در این روش تعمیری وجود دارد، خواص سایشی ضعیف فلزجوش نسبت به فلزپایه است. کاتیر و همکارانش [4] نشان دادند توزیع ذرات کاربید و انادیم می‌تواند تا چهار برابر سختی لایه روکش داده شده را نسبت به آستر بهبود بخشد. به منظور جلوگیری از ایجاد ترک، طرحی پیشنهاد شده است که در آن از یک فلز با چقرمگی بالا به‌عنوان آستر بین فلزپایه و فلزجوش استفاده شود [5]. این آستر به صورت جوشکاری نشانده می‌شود. بررسی‌هایی روی تأثیر آستر بر ریزساختار و استحکام مکانیکی آن صورت گرفته است که عمدتاً روی اتصال نفوذی تمرکز کرده‌اند و توجه کمتری به لایه نشانی از طریق جوشکاری شده است [6 و 5].

بالاکریشن و همکارانش [7] نشان دادند که استفاده از الکتروود E307 به عنوان آستر می‌تواند اثر مثبتی در پوشش دهی فولاد 4340 داشته باشد. در مواردی نیز به لایه نشانی به منظور سخت‌کاری سطحی برای کاربردهای هوا و فضا توجه شده است [8]. البته بررسی محققان مشخص کرده است که نرم بودن آستر می‌تواند عمر خستگی سیکل پایین را کاهش دهد [9].

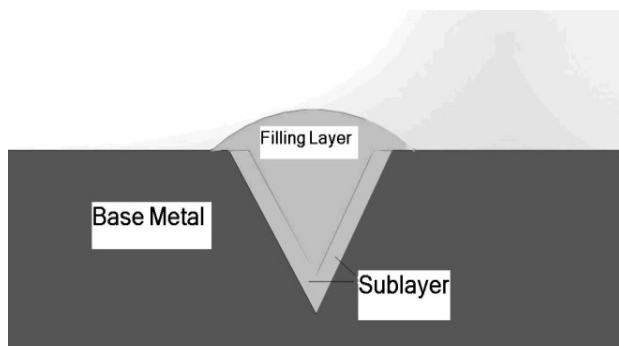
جدول 1- ترکیب شیمیایی فلز پایه و الکترودهای مصرفی برحسب درصد وزنی.

مواد مصرفی	کربن	مولیبدن	نیکل	کروم	منگنز	سیلیسیم	وانادیوم	آهن
H13	0.4	1.3	-	5.2	0.3	1.0	1.0	یاقیمانده
309L	0.03	0.5	13.5	24.2	1.2	0.6	-	یاقیمانده
1600V	0.5	0.5	-	7.0	0.3	0.4	0.5	یاقیمانده
1622V	0.2	-	-	2.8	0.4	0.5	-	یاقیمانده

جدول 2- کد نمونه‌ها و الکترودهای مصرفی.

کد نمونه	آستر	روکش
NSL22	ندارد	1622V
SL22	E309L	1622V
SL00	E309L	1600V

و در مرحله دوم، نمونه‌ها از دمای حدود 950 تا حدود 70 درجه سانتی‌گراد در روغن سرد شدند. پس از اتمام کوئنچ در روغن، مرحله اول تمپر آغاز شد. به این منظور قطعات درون کوره 590 درجه سانتی‌گراد قرار داده شدند و به مدت 70 دقیقه تمپر شدند. پس از پایان زمان تمپر اولیه، نمونه‌ها از کوره خارج شده و در هوا خنک شدند.



شکل 1- وضعیت شماتیک لایه‌های جوشکاری شده.

برای تمپر ثانویه، قطعات به مدت 70 دقیقه در دمای 575 درجه سانتی‌گراد قرار داده شدند و پس از پایان زمان تمپر دوم، نمونه‌ها از کوره خارج و در هوا خنک شدند. این سیکل عملیات حرارتی مطابق با سیکل واقعی اعمال شده در شرکت پارت سازان مشهد می‌باشد که براساس آن ترکیب مناسبی از مقاومت به سایش و چقرمگی نسبی جهت کاربرد در ساخت قالب‌ها حاصل می‌شود.

آبیل ندارند، لذا به منظور ایجاد شرایط مشابه جوش تعمیری قطعات صنعتی، ابتدا نمونه‌ها مورد عملیات حرارتی کوئنچ و تمپر قرار گرفتند. به این منظور نمونه‌ها به مدت یک ساعت در کوره با دمای 870 درجه سانتی‌گراد آستینیت شده و سپس تا دمای محیط داخل کوره سرد شدند. این شرایط باعث کاهش سختی قطعات و سهولت تراشکاری آن‌ها شد. سپس روی هرکدام از نمونه‌ها یک شیار جناغی با زاویه 60 درجه و با عمق 10 میلی‌متر به صورت طولی و سرتاسری، همان‌طور که در شکل (1) دیده می‌شود، ایجاد شد. در ادامه یک سیکل عملیات حرارتی سخت‌کاری روی قطعات انجام شد. آبکاری قطعات براساس یک سیکل عملیات حرارتی چندمرحله‌ای انجام شد. نمونه‌ها ابتدا در یک کوره با دمای 820 درجه سانتی‌گراد قرار داده شدند، پس از گذشت حدود 35 دقیقه و اطمینان از هم‌دما شدن نمونه‌ها با دمای کوره، نمونه‌ها به یک کوره با دمای 1040 درجه سانتی‌گراد منتقل شدند. نمونه‌ها به مدت 45 دقیقه در کوره با دمای 1040 درجه سانتی‌گراد نگه‌داشته شدند که 15 دقیقه برای هم‌دما شدن و 30 دقیقه برای آستینیت شدن نمونه‌ها در نظر گرفته شد. پس از پایان زمان لازم برای آستینیت شدن، نمونه‌ها برای کوئنچ کردن از کوره خارج شدند. کوئنچ کردن نمونه‌ها به صورت دومرحله‌ای انجام شد؛ در مرحله اول، خنک کردن در هوا در بازه دمایی 950 تا 1040 درجه سانتی‌گراد انجام شد

3-2- جوشکاری نمونه‌ها

بررسی‌های کمی میکروسکوپی توسط نرم افزار آنالیز تصویر MIP انجام شد.

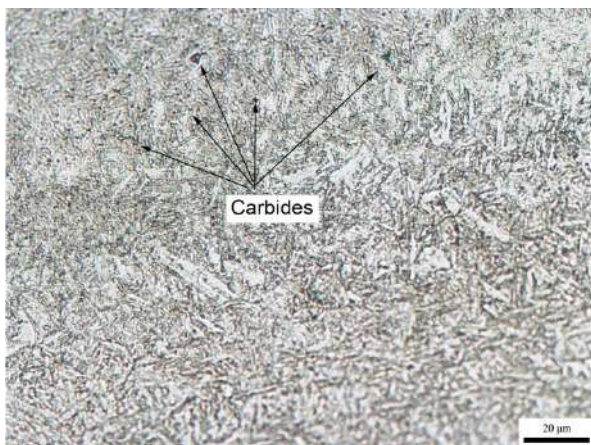
2-5- آزمون‌های مکانیکی

برای هرکدام از نمونه‌های جوشکاری شده یک پروفیل سختی در مقیاس ویکرز و با بار 500 گرم توسط دستگاه بوهرلر تهیه شد. به این منظور، سختی در طول یک خط از فلز پایه به سمت منطقه متأثر از حرارت، آستر و جوش روکشی اندازه‌گیری شده است. برای ریزسختی سنجی هم از نیروی 100 گرم استفاده شده است. آزمون خمش نیز به صورت عرضی مطابق با استاندارد ASTM E190 [15] برای بررسی میزان چقرمگی و نیز کیفیت اتصال آستر به فلز پایه و فلز جوش انجام شد.

3- نتایج و بحث

3-1- بررسی ریزساختاری

بررسی‌های متالوگرافی مشخص کرد که ریزساختار فلز پایه از مارتنزیت بازپخت شده تشکیل شده است. شکل (2) ریزساختار فلز پایه را نشان می‌دهد. در این تصاویر مقادیری آستنیت باقیمانده به رنگ روشن و مقداری کاربید هم دیده می‌شود.



شکل 2- ریزساختار فلز پایه.

تشخیص مورفولوژی مارتنزیت از روی تصاویر میکروسکوپ نوری دشوار است ولی به نظر می‌رسد که مخلوطی از مارتنزیت لایه‌ای و بشقابی است. به علت بالا بودن نسبی دمای بازپخت و تنش‌زدایی و همچنین زمان نسبتاً طولانی عملیات تنش‌زدایی

نمونه‌ها با شرایط کنترل شده و با هدف بررسی تأثیر نوع الکتروود بر خواص جوش حاصل به سه صورت متفاوت جوشکاری شدند. در دو نمونه از آستر با چقرمگی بالا استفاده شد و یکی از نمونه‌ها بدون آستر جوشکاری شد. برای نشان دادن مشخصات الکترودهای مصرفی، برای هر نمونه یک کد در نظر گرفته شده که در جدول (2) ارائه شده است.

حروف SL در ابتدای کدها مشخص‌کننده وجود آستر و حروف NSL مشخص‌کننده عدم استفاده از آستر است. در جوشکاری هر سه نمونه مجموعه‌ای از شرایط به صورت یکسان اعمال شد. همه نمونه‌ها در کوره با دمای 350 درجه سانتی‌گراد حدود 50 دقیقه پیش‌گرم و در کوره با دمای 650 درجه سانتی‌گراد به مدت 2 ساعت پس‌گرم شدند. دمای بین پاسی در تمام مراحل جوشکاری در حدود 350 درجه سانتی‌گراد رعایت شد. نشان دادن آستر چقرمه با جریان 145 آمپر و جوشکاری پاس‌های روکش با جریان 160 آمپر انجام شد. لازم به ذکر است که تمامی الکترودها در کوره با دمای 350 درجه به مدت تقریبی 40 دقیقه خشک شدند. برای نمونه‌های دارای آستر، ابتدا یک پاس جوشکاری با الکتروود E309L انجام شد و با کنترل دمای بین پاسی، پاس‌های بعدی با الکترودهای روکشی انجام شد.

2-4- متالوگرافی

برای بررسی ریزساختاری نمونه‌ها، از هر قطعه یک نمونه متالوگرافی به صورتی که شامل فلز پایه، منطقه متأثر از حرارت، آستر و جوش روکشی باشد، تهیه شد. قطعات به روش مانت گرم آماده شده و سپس سنباده‌زنی و پولیش شدند. برای حکاکی کردن آستر از جنس فولاد زنگ نزن، نمونه به مدت 70 ثانیه در محلول ویلا 2% (شامل 1 گرم اسید پیکریک، 5 میلی‌لیتر اسید هیدروکلریک، 100 میلی‌لیتر اتانول) نگه‌داشته شد. همچنین برای اطمینان از صحت شناسایی فازها و نتایج متالوگرافی از محلول‌های اسید اگزالیک (حاوی 10 میلی‌لیتر اسید اگزالیک و 100 میلی‌لیتر آب) و نیتال 2% (شامل 2 میلی‌لیتر اسید نیتریک و 98 میلی‌لیتر الکل) نیز کمک گرفته شد.

تیره‌تر، مارتنزیت‌ها درشت‌تر بوده و از حالت تیغه‌ای به حالت بشقابی تغییر فرم داده‌اند. درصد کربن می‌تواند در تغییر موفولوژی مارتنزیت تأثیر گذار باشد. با افزایش درصد کربن، مارتنزیت به صورت بشقابی در ساختار ظاهر می‌شود. در این شرایط گزارش شده است که بسته‌های مارتنزیت دارای ساختار دوقلویی شدیدی می‌باشند [17]. اگرچه نوع الکتروود در این نمونه تغییر نکرده اما ساختار فلزجوش در پاس میانی به علت حرارت ناشی از پاس‌های روکش حاوی مقادیر زیادی مارتنزیت تمپر شده است (شکل 3-د). همچنین به دلیل عملیات تنش‌زدایی نیز مقداری بازپخت اتفاق افتاده است. تفاوت عمده این ساختار با فلزپایه این است که فازهای اولیه در اثر انجماد به وجود می‌آیند درحالی‌که در فلزپایه ساختار ابتدایی کار گرم شده است. به نظر می‌رسد که در اینجا نیز مقادیر فراوانی از آستنیت باقیمانده وجود دارد. در این منطقه نرخ سرمایش از نرخ بحرانی تشکیل مارتنزیت بالاتر بوده و لذا مارتنزیتی شدن ساختار بر اثر نرخ سرمایش بالا ناشی از فروکشی حرارت توسط فلزپایه رخ داده است. ریزساختار پاس نهایی جوشکاری نیز مارتنزیتی است (شکل 3-ه).

در نمونه SL22، ریزساختار منطقه متأثر از حرارت مشابه نمونه NSL22، مارتنزیتی است. در این نمونه، با توجه به اینکه جنس آستر فولاد زنگ نزن آستنیتی است، ملاحظه می‌شود که ساختار از نوع آستنیتی به همراه لایه‌های فریت است (شکل 4-الف). نوع انجماد فولاد زنگ نزن، به صورت FA است که در ابتدا فریت دلتا منجمد شده و در ادامه این فریت به آستنیت تبدیل می‌شود [18].

این تبدیل فاز به‌طور کامل انجام نمی‌شود و مقادیری فریت در بین دندریت‌های آستنیت باقی می‌ماند. مورفولوژی فریت از نوع اسکلتی است. کشیدگی فریت به دلیل فروکشی حرارتی توسط فلزپایه و رشد ستونی قابل ملاحظه است. البته در اینجا رقیق شدن توسط فلزپایه کمی این استحاله را از حالت معمول خود خارج می‌کند. فلزجوش دارای زمینه مارتنزیتی است. در شکل (4-ب) این زمینه مارتنزیتی که به‌رنگ روشن بوده و درصد بیشتری از تصویر را تشکیل داده به‌خوبی قابل مشاهده است.

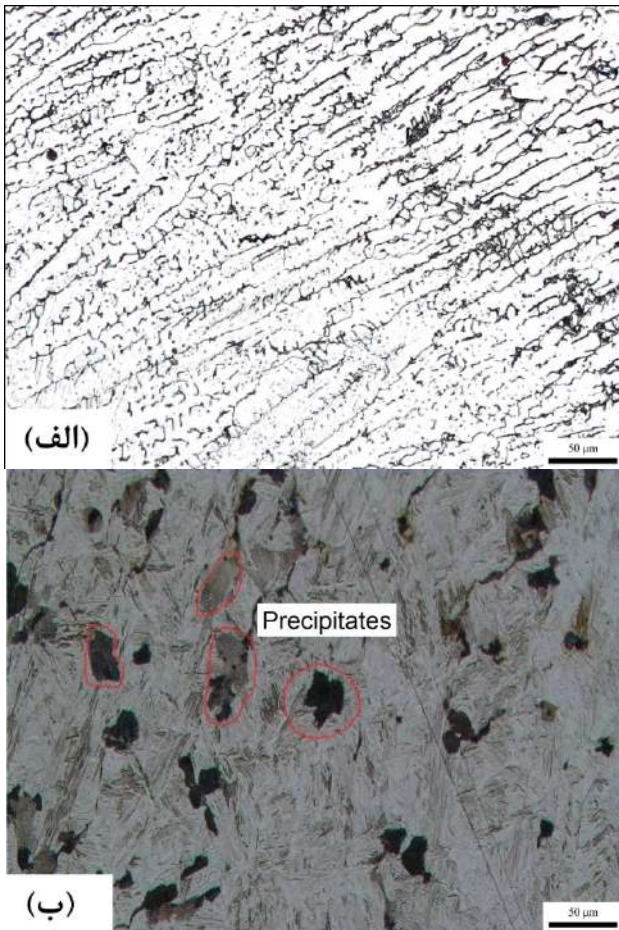
(دو ساعت) این فرصت برای بازپخت تیغه‌های مارتنزیت و نرم‌شدن آن‌ها وجود داشته است. وجود آستنیت باقیمانده احتمالی در ساختار را می‌توان به نرخ سرمایش پایین‌تر روغن نسبت به آب و عدم توان کافی محیط روغن برای تبدیل تمام ریزساختار به مارتنزیت مرتبط دانست. به‌علاوه مقدار کربن فولاد نیز زیاد است که باعث پایین آمدن دمای پایان تشکیل مارتنزیت (M_f) می‌شود. از آنجا که فولاد H13 دارای مقادیر فراوانی عناصر آلیاژی نظیر کربن، سیلیسیم و کروم است، تشکیل کاربید حین بازپخت دور از انتظار نیست. عملیات بازپخت باعث تشکیل کاربیدهای ریز می‌شود و با بالا رفتن دما و زمان بازپخت، این ذرات درشت‌تر نیز می‌شوند. نینگ و همکارانش [16] نیز تشکیل کاربیدهای MC ، M_6C ، $M_{23}C_6$ را حین بازپخت فولاد H13 گزارش کرده‌اند.

نمونه NSL22 فاقد آستر بوده و فلزجوش آن از جنس الکتروود 1622 است (شکل 3). به‌طور کلی جوش‌ها از نظر ریزساختاری دارای سه بخش مجزا شامل فلزپایه، ناحیه متأثر از حرارت و فلزجوش هستند. درباره فلزپایه و علل مارتنزیتی بودن آن پیش‌تر توضیح داده شد و تمرکز در این بخش معطوف به منطقه متأثر از حرارت (HAZ) و فلزجوش است.

درباره ریزساختار مربوط به منطقه HAZ (شکل 3-الف و 3-ب)، نکته قابل‌بحث بزرگ‌تر شدن اندازه دانه‌ها با نزدیک شدن به فلزجوش است. علت درشت‌تر بودن دانه‌ها در نزدیکی فلزجوش، حرارت بیشتر در این نواحی و درشت شدن دانه‌های آستنیت به علت حرارت بیشتر است. در دماهای بالا که آستنیت تنها فاز پایدار است فرایند رشد دانه به‌راحتی انجام می‌شود و در نتیجه پس از سرد شدن ساختار مارتنزیتی خشنی حاصل می‌شود. مقادیر اندازه دانه در فلزپایه در محدوده $4-7 \mu m$ و در ناحیه HAZ نزدیک فلزپایه $11-14 \mu m$ بود، در حالی‌که در منطقه HAZ نزدیک فلزجوش دانه‌های در حدود $58 \mu m$ نیز مشاهده شد.

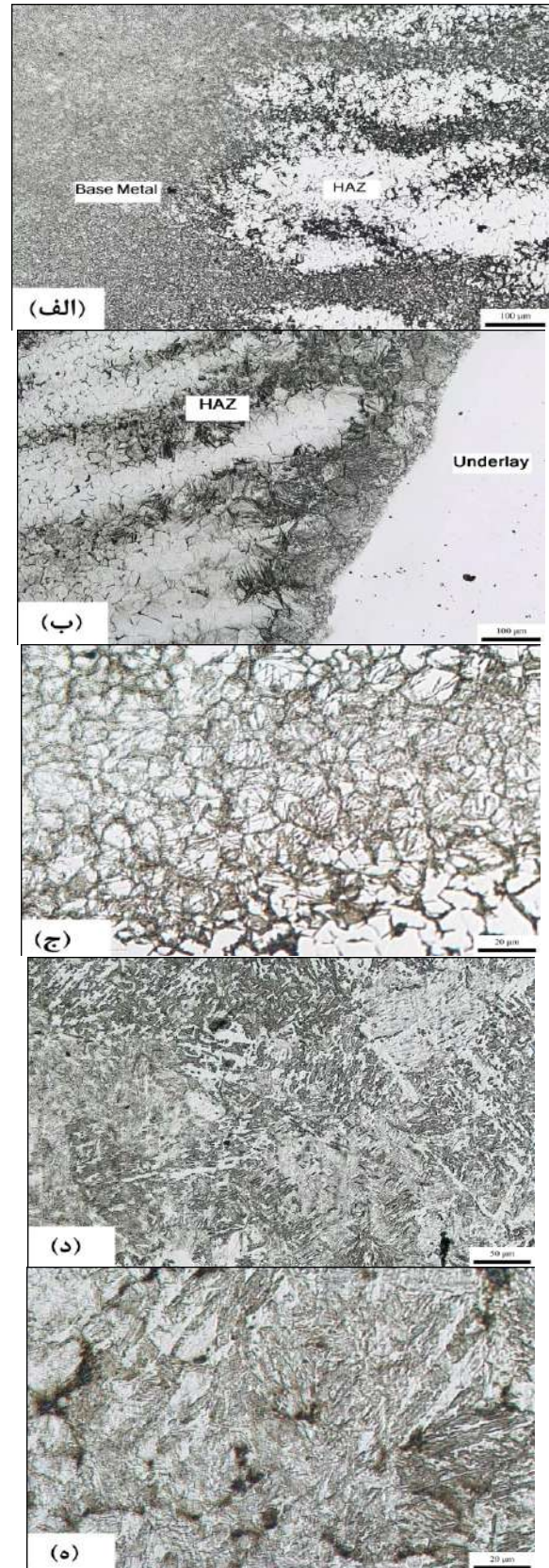
از شکل (3-ج) به‌وضوح قابل دریافت است که ساختار زمینه ناحیه HAZ مارتنزیتی است. در مناطق روشن‌تر، این مارتنزیت‌ها، نازک‌تر و ریزتر و به‌صورت تیغه‌ای هستند درحالی‌که در لایه

در ساختار فلزجوش یک فاز رسوبی به صورت پراکنده وجود دارد. این فازها در شکل (4-ب) با علامت قرمز مشخص شده است. این فازها دارای سختی حدود 420 ویکرز هستند. با توجه به درصد نسبتاً بالای کروم در ترکیب شیمیایی فلزپایه و الکتروود و نیز سختی آنها، به نظر می‌آید این فازها کاربید کروم هستند که به علت دمای نسبتاً بالا و زمان طولانی پس‌گرم شدن (دو ساعت در دمای 650 درجه سانتی‌گراد) رشد کرده‌اند. رسوب کاربیدها توسط دیگر محققان نیز گزارش شده است [19].



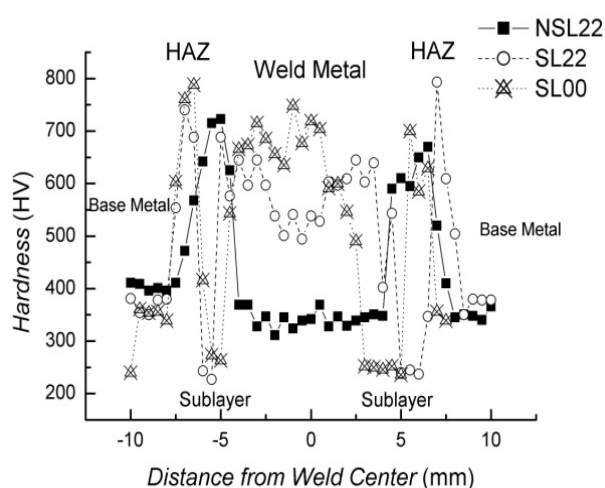
شکل 4- ریزساختار مربوط به نمونه SL22: الف- آستر چقرمه از جنس SS309L، ب- فلزجوش در پاس روکش: رسوبات کاربید کروم روی شکل با حلقه‌هایی دایره مانند مشخص شده اند.

علت تفاوت این ساختار با نمونه NSL22، ذوب جزئی آستر و مخلوط شدن عناصر آن با مذاب فلزجوش است. با توجه به اینکه آستر دارای عناصر آلیاژی زیادی است ساختار فلزجوش به‌طور کامل تغییر کرده است. در بعضی از قسمت‌ها به صورت



شکل 3- ریزساختار: الف- مرز بین فلزپایه و منطقه متأثر از حرارت، ب- مرز بین منطقه متأثر از حرارت و آستر، ج- منطقه متأثر از حرارت، د- فلزجوش در پاس میانی، ه- فلزجوش در پاس روکش نمونه NSL22.

هرکدام از نمونه‌ها یک نمودار تهیه شده که نشان‌دهنده سختی نواحی مختلف مورد آزمایش است.



شکل 6- پروفیل سختی نمونه‌ها.

مطابق نتایج سختی سنجی نمونه فاقد آستر (NSL22) دو نکته حائز اهمیت وجود دارد. اول اینکه، سختی میانگین فلز پایه 388 ویکرز و سختی میانگین فلز جوش 340 ویکرز است؛ و این یعنی فلز جوش توانسته سختی برابر با فلز پایه را ایجاد کند. پایین بودن سختی فلز جوش به‌طور مستقیم با ترکیب شیمیایی الکتروود مرتبط است؛ چراکه کربن، سیلیسیم و کروم موجود در الکتروود به‌صورت قابل توجهی نسبت به مقادیر همین عناصر در فلز پایه کمتر هستند و طبیعتاً فلز جوش حاصل سختی‌پذیری کمتری داشته است.

نکته دوم، سختی خیلی زیاد ناحیه HAZ نسبت به بقیه نواحی است. سختی میانگین این ناحیه 675 ویکرز است که نسبت به فلز پایه و فلز جوش خیلی بیشتر است. این ناحیه نزدیک‌ترین منطقه به حوضچه مذاب حاصل از جوشکاری است و درجه حرارت بیشتری را نسبت به نقاط دیگر تجربه می‌کند. علت سختی زیاد این منطقه را می‌توان به حضور 3 عامل به‌طور همزمان نسبت داد. وجود حدود 0/35% کربن در ساختار فلز پایه و سختی‌پذیری بالای آن، درجه حرارت بالا و مناسب برای آستینیت شدن و نیز نرخ سرمایش کافی برای تشکیل مارتنزیت، باعث ایجاد ساختار مارتنزیتی و سختی بالا در منطقه HAZ شده است. علت بالاتر بودن سختی نسبت به فلز پایه، اندازه

موضعی مارتنزیت تشکیل شده است که می‌تواند ناشی از تفاوت سرعت سرمایش به‌صورت موضعی باشد. دلیل دیگری که می‌تواند باعث تشکیل مارتنزیت شود سرعت بالای انجماد و عدم وجود زمان کافی برای مخلوط شدن کامل در همه قسمت‌ها و در نتیجه تفاوت موضعی ترکیب شیمیایی است. چنین ساختار غیریکنواختی در کار دیگران هم گزارش شده است [20].

در نمونه SL00، ساختار آستر چقرمه و منطقه متأثر از حرارت مشابه نمونه SL22 است. ساختار فلز جوش نیز همانند نمونه قبلی مارتنزیت همراه با کاربیدهای کروم است. همان‌طور که در شکل (5) دیده می‌شود کاربید کروم بر اثر حضور کروم در لایه آستر فولاد SS309L (حاوی حدود 24% کروم) و نیز وجود 0/5% کربن و 7% کروم در ترکیب الکتروود 1600 V روکش در خط ذوب بین دو پاس آستر و روکش به صورت لایه‌های سیاه رنگی دیده می‌شود. حرارت ثانویه ناشی از اعمال پاس روکش هم در تشکیل این فاز کاربیدی نقش مؤثری دارد.



شکل 5- ریزساختار فلز جوش نمونه SL00: (پایین) پاس اول با الکتروود E309L و (بالا) پاس دوم با الکتروود 1600 V.

2-3- نتایج سختی سنجی

برای مقایسه سختی فلز پایه و نواحی مختلف جوش، از هر نمونه یک پروفیل سختی تهیه شد. سختی سنجی از نقطه‌ای روی فلز پایه شروع شده، در HAZ و آستر و فلز جوش ادامه یافته و در فلز پایه طرف مقابل به پایان می‌رسد. مطابق شکل (6) برای

در نتیجه این مارتنزیت کاملاً متفاوت (از لحاظ ترکیب آلیاژی و مورفولوژی) دارای سختی بسیار بالاتری است. نمونه SL00 دارای آستر از جنس E309L و روکش از جنس الکتروود 1600 V بود. الکتروود روکشی مورد استفاده در این نمونه دارای عناصر آلیاژی بیشتری نسبت به الکتروود 1622 V و حتی نسبت به فلز پایه است؛ و با توجه به این موضوع می توان سختی بالاتری را انتظار داشت. میانگین سختی حاصل از فلز جوش در این نمونه حدود 663 ویکرز بود. نواحی فلز پایه، HAZ و آستر دارای محدوده سختی تقریباً مشابهی با نمونه قبلی هستند. تمرکز در این بخش بر توجیه علت سختی بالاتر فلز جوش نسبت به نمونه های قبلی معطوف است. در ترکیب شیمیایی این الکتروود حدود 0/5% کربن و حدود 7% کروم دیده می شود. وجود این عناصر باعث ایجاد ساختار مارتنزیتی و نیز مقادیر متناهی کاربرد می شود. این دو عامل به طور همزمان باعث بالا رفتن سختی فلز جوش شده بود.

3-3- نتایج آزمون خمش سه نقطه ای

این آزمون به منظور بررسی میزان چقرمگی آستر و فلز جوش و نیز کیفیت اتصال آستر به فلز پایه و فلز جوش انجام شد. نکته قابل توجه درباره هر سه نمونه، ایجاد ترک از ریشه جوش و رشد آن درون فلز جوش بود. به طور کلی رفتار خمشی نمونه ها از دو مکانیزم کلی تبعیت می کردند. مکانیزم نخست مطابق شکل (۷-الف) مربوط به قطعه فاقد آستر بود که ترک ایجاد شده در فلز جوش گسترش یافته و باعث شکست نمونه شد. مکانیزم دوم در نمونه های دارای آستر چقرمه دیده شد که رشد ترک با رسیدن به لایه با چقرمگی زیاد متوقف گردید و تأثیر اعمال بار بیشتر، در تغییر فرم موم سان لایه با چقرمگی زیاد قابل مشاهده بود. همان طور که در شکل (7-ب) دیده می شود، برای این نمونه ها ترک اول از فلز پایه شروع شده و ادامه می یابد، ولی با رسیدن به فلز جوش حاصل از آستر چقرمه متوقف می گردد. در ادامه، اعمال نیرو باعث تغییر شکل موم سان آستر چقرمه شده و با اعمال نیروی بیشتر، ترک دوم از فلز جوش میانی شروع می شود و ضمن گسترش در آن باعث

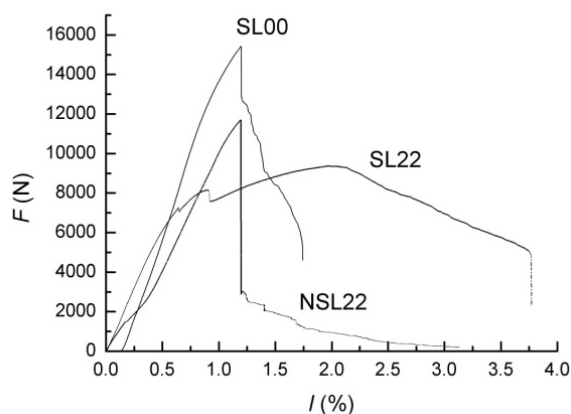
بزرگ تر دانه های آستنیت اولیه و در نتیجه درشت شدن مارتنزیت های تشکیل شده جدید است. از طرفی شرایط عملیات حرارتی فلز پایه به صورتی بوده که دو مرحله تمپر دمای بالا را تجربه کرده که باعث کاهش سختی شده است؛ اما در HAZ آستنیت اولیه دوباره به وجود آمده و بدیهی است که مارتنزیت جدید تشکیل شده این مراحل تمپر را تجربه نکرده و از این جهت دارای سختی بسیار بالایی است.

نمونه SL22 دارای آستر چقرمه است که با استفاده از الکتروود E309L نشانده شده است. در نمودار این نمونه 4 ناحیه کلی وجود دارد. فلز پایه دارای سختی میانگین حدود 370 ویکرز است. در این نمونه، مشابه نمونه قبلی سختی منطقه HAZ بسیار بالاست و به طور میانگین دارای سختی 660 در مقیاس ویکرز است. به نظر می رسد دلایلی که در ارتباط با سختی بالای HAZ نمونه بدون آستر ارائه شد، برای توجیه سختی بالای HAZ در این نمونه هم قابل ارائه است؛ اما همان طور که در نمودار مربوطه دیده می شود آستر که از جنس فولاد زنگ نزن 309L است، دارای سختی به مراتب پایین تری از فلز پایه، HAZ و فلز جوش است؛ به طوری که سختی میانگین این لایه حدود 235 ویکرز است. این مقدار سختی، با توجه به ترکیب شیمیایی و ریزساختار فاز حاصل کاملاً قابل پیش بینی است؛ چراکه این الکتروود دارای مقدار بسیار کمی کربن (0/03%) بوده و عملاً قابلیت سختی پذیری و ایجاد کاربرد ندارد. از طرف دیگر این الکتروود دارای مقدار نسبتاً بالایی نیکل (13/5%) است که یک عنصر پایدارکننده آستنیت می باشد و باعث تشکیل زمینه آستنیتی در ساختار شده است.

نکته قابل توجه در مورد این نمونه، سختی نسبتاً بالای فلز جوش است. همان طور که از نمودار برمی آید، سختی متوسط فلز جوش حدود 588 ویکرز بود، این در حالی است که سختی فلز جوش در نمونه NSL22 که تنها در داشتن آستر با این نمونه تفاوت داشت، حدود 340 ویکرز می باشد. همان طور که در تصاویر متالوگرافی مشاهده شد، با توجه به ذوب موضعی آستر و تشکیل مذاب با ترکیب جدید، ساختار فلز جوش شامل مارتنزیت با عناصر آلیاژی بالا و مقادیر کمی کاربرد کروم بود؛

شکست فلزجوش شد.

ترک و شکست نمونه شده است. ضمن اینکه وجود آستر چقرمه، باعث شکست نرم در قطعه شده و از شکست ناگهانی و ترد ممانعت کرده است. از آنجا که ضخامت آستر چقرمه در این نمونه کمی بیشتر از نمونه قبلی است، نمونه تغییر شکل مومسان بیشتری داشته و انرژی بیشتری جذب نموده است؛ اما به علت استحکام پایین تر فلز آستر از فلزجوش، نمونه نیروی کمتری را نسبت به نمونه قبلی تحمل کرده است.

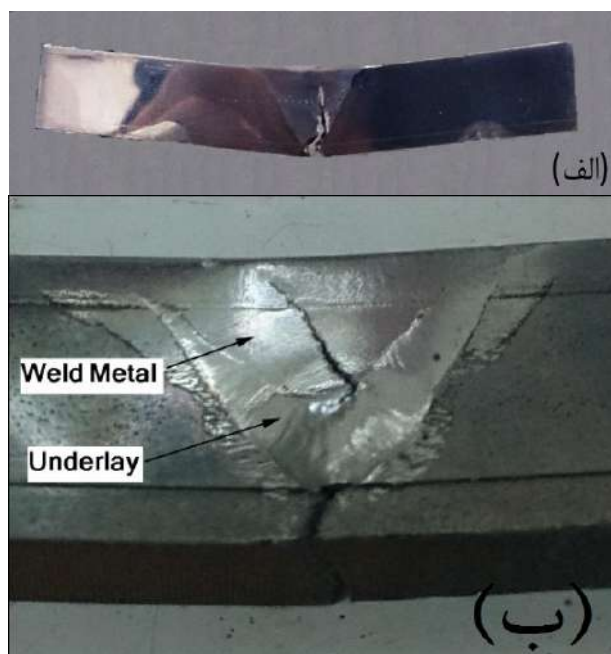


شکل 8- نمودار آزمون خمش نمونه‌های مختلف.

با مقایسه نمونه‌های آستر دار با یکدیگر که خواص بهتری نسبت به نمونه بدون آستر داشته اند می‌تواند دریافت که استفاده از الکتروود روکشی V ۱۶۰۰ (با درصد کروم بالا) باعث سختی بالاتر و به کارگیری الکتروود روکشی V ۱۶۲۲ (با درصد کروم پایین) موجب تغییر شکل تا شکست بیشتری برای فلزجوش نهایی می‌شود.

4- نتیجه‌گیری

در این پروژه تلاش شد تا اثر آستر و لایه نهایی روکش بر ریزساختار و سختی جوش تعمیری فولاد HI3 بررسی شود. نتایجی که از این بررسی به دست آمد به شرح زیر است:
- ریزساختار فلز پایه مارتنزیت تمپر شده بود که دارای مقداری آستنیت باقیمانده و ذرات کاربید می‌باشد. ناحیه متأثر از حرارت در تمام نمونه‌ها ساختار مارتنزیتی دارد. آستر چقرمه استفاده شده دارای ساختار آستنیتی به همراه لایه‌های فریت با مورفولوژی اسکلتی است. در هر سه نمونه ریزساختار



شکل 7- تصویر نحوه رشد ترک حین آزمون خمش:

الف - مکانیزم 1- اشاعه مستقیم داخل فلزجوش، ب - مکانیزم 2- اشاعه دومرحله ای در نمونه‌های آستر دار.

نمودار جذب نیروی نمونه‌ها حین آزمون خمش در شکل (8) دیده می‌شود. نمودار مربوط به نمونه NSL22 (بدون آستر) نشان‌دهنده تحمل نیروی نسبتاً بالا در عین تغییر شکل کمتر و شکست ناگهانی است که می‌تواند نشانه‌ای از شکست ترد باشد. علت این اتفاق، پایین بودن چقرمگی فلزجوش و نبود آستر چقرمه و در نتیجه کرنش کمتر نمونه تحت آزمون است. ضمن اینکه استحکام فلزجوش نسبت به نمونه‌های دارای آستر چقرمه قابل توجه است و اگرچه تغییر شکل زیادی نمی‌دهد اما نیروی زیادی را تا شروع ترک و شکست تحمل می‌کند.

در نمونه‌های دارای آستر، برای نمودار مربوط به نمونه SL00 می‌توان دریافت که بیشترین تنش قابل تحمل در لایه با چقرمگی بالا و روکش الکتروود V ۱۶۰۰ اتفاق افتاده و با ایجاد ترک در فلزجوش، نیروی مؤثر کاهش یافته و قطعه به شکست نزدیک‌تر شده است.

آستر استفاده شده در نمونه SL22 هم تأثیری مشابه نمونه قبلی داشته و باعث جذب انرژی بیشتر و به تأخیر انداختن رشد

6-Vigraam, T., Ravindranand, D., Narayanasamy, R., "Diffusion Bonding of AISI 304L Steel to Low-Carbon Steel with AISI 304L Steel Interlayer", *Materials and Design*, Vol. 34, pp. 594-602, 2012.

7-Balakrishnan, M., Balasubramanian, V., Madhusuhan Reddy, G., Sivakumar, K., "Effect of Buttering and Hardfacing on Ballistic Performance of Shielded Metal Arc Welded Armour Steel Joints", *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 469-479, 2011.

8-Balakrishnan, M., Balasubramanian, V., Reddy, G.M., "Effect of Hardfaced Interlayer Thickness on Ballistic Performance of Armour Steel Welds", *Materials and Design*, Vol. 44, pp. 59-68, 2013.

9-Wu, Q., Lu, F., Cui, H., Liu, X., Wang, P., Tang, X., "Role of Butter Layer in Low-Cycle Fatigue Behavior of Modified 9Cr and CrMoV Dissimilar Rotor Welded Joint", *Materials and Design*, Vol. 59, pp. 165-175, 2014.

10- Madhusudhan Reddy, G., Venkata Ramana, P., "Role of Nickel as an Interlayer in Dissimilar Metal Friction Welding of Maraging Steel to Low Alloy Steel", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 212, pp. 66-77, 2012.

11- Ren, D., Liu, L., "Interface Microstructure and Mechanical Properties of Arc Spot Welding Mg-Steel Dissimilar Joint with Cu Interlayer", *Materials and Design*, Vol. 59, pp. 369-376, 2014.

12- Gualco, A., Svoboda, H.G., Surian, E.S., de Vedia, L.A., "Effect of Welding Procedure on Wear Behaviour of a Modified Martensitic Tool Steel Hardfacing Deposit", *Materials and Design*, Vol. 31, pp. 4165-4173, 2010.

13- Borrego, L.P., Pires, J.T.B., Costa, J.M., Ferreira, J.M., "Mould steels repaired by laser welding", *Engineering Failure Analysis*, Vol. 16, pp. 596-607, 2009.

14- Cong, D., Zhou, H., Yang, M., Zhang, Z., "The mechanical properties of H13 die steel repaired by a biomimetic laser technique", *Optics & Laser Technology*, Vol. 53, pp. 1-8, 2013.

15-ASTM E190-92, *Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds*, Re-approved ed., 2003.

16- Ning, A., Mao, W., Chen, X., Guo, H., Guo, J., "Precipitation Behavior of Carbides in H13 Hot Work Die Steel and Its Strengthening during Tempering", *Metals*, Vol. 7, pp. 70-84, 2017.

17- Liu, Y.J., Li, Y.M., Tan, Y.H., Huang, B.Y., "Apparent Morphologies and Nature of Packet Martensite in High Carbon Steels", *Journal of Iron and Steel Research, International*, Vol. 13, pp. 40-46, 2006.

18- Khakzad, A., *Welding and Metallurgy of Stainless Steels*, Tehran: Tarrah Publication, 2007.

19- Andr n, H.O., Karag z, S., Guangjun, C., Lundin, L., Fischmeister, H., "Carbide precipitation in chromium steels", *Surface Science*, Vol. 246, pp. 246-251, 1991.

20- He, Y., Zhong, M., Beuth, J., Webler, B., "A Study of Microstructure and Cracking Behavior of H13 Tool Steel Produced by Laser Powder Bed Fusion Using Single-tracks, Multi-track Pads, and 3D Cubes", *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 286, 116802, 2020.

فلزجوش به صورت مارتنزیتی است که فاز رسوبی کاربید کروم در ساختار پراکنده شده است.

- از مقایسه سختی دو نمونه‌ای که نوع الکتروود مصرفی آن‌ها یکسان است و فقط در داشتن یا نداشتن آستر باهم تفاوت دارند، مشخص شد که استفاده از آستر چقرمه فولاد زنگ نزن باعث افزایش سختی فلزجوش به مقدار 240 ویکرز شد که علت این اتفاق انحلال مقادیری از عناصر آلیاژی آستر در فلزجوش بود. همچنین افزایش درصد کروم و کربن در پاس نهایی می‌تواند سختی فلزجوش را به مقدار 85 ویکرز بیشتر افزایش دهد.

- نمونه‌هایی که دارای آستر چقرمه بوده‌اند، در آزمون خمش چقرمگی بهتری از خود نشان دادند و به صورت نرم و همراه با تغییر شکل موم‌سان بیشتری نسبت به نمونه فاقد آستر شکستند.

- سختی ناحیه متأثر از حرارت در تمام نمونه‌ها حدود 270-280 ویکرز بالاتر از سختی فلزپایه بود. این موضوع به میزان حرارت بالای منتقل شده از این ناحیه اشاره داشت که به علت فراهم بودن شرایط و حذف اثر تمپرکردن، باعث تبدیل ساختار به مارتنزیت شده بود.

منابع

1- مهدی عزیزیه، بررسی جوش فولاد ابزار H13، پایان‌نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، 1383.

2- Skumavc, A., Tušek, J., Nagode, A., Klobčar, D., "Thermal fatigue study of tungsten alloy WNi28Fe15 clad on AISI H13 hot work tool steel", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 285, pp. 304-311, 2016.

3- Shah, M., Ali, M., Sultan, A., Mujahid, M., Mehmood, H., Ullah Dar, N., Shuaib, M., "An Investigation into the Fatigue Crack Growth Rate of Electron Beam-Welded H13 Tool Steel: Effect of Welding and Post-Weld Heat Treatment", *Metallography, Microstructure, and Analysis*, Vol. 3, pp. 114-125, 2014.

4- Kattire, P., Paul, S., Singh, R., Yan, W., "Experimental characterization of laser cladding of CPM 9V on H13 tool steel for die repair applications", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 20, pp. 492-499, 2015.

5- Barrena, M.I., G mez de Salazar, J.M., Matesanz L., "Interfacial Microstructure and Mechanical Strength of WC-Co/90MnCrV8 Coldwork Tool Steel Diffusion Bonded Joint with Cu/Ni Electroplated Interlayer", *Materials and Design*, Vol. 31, pp. 3389-3394, 2010.



Presenting a model for assessing the risk of welding cracks using the FBWM method

M. Karbasian^{1*} , N. Adabavazeh² , M. Nikbakht² 

1-Department of Industrial Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Isfahan, Iran.

2-Department of Industrial Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran.

Received 30 December 2021 ; Accepted 23 January 2022

Abstract

One of the most dangerous industries is welding and inspection. Risk assessment is a rational procedure for determining the probable repercussions of prospective incidents on people, materials, equipment, and the environment. The risk assessment identifies the efficacy of selected control mechanisms and offers essential data for risk reduction, risk management, control system enhancement, and risk response planning. The current study identified 13 dangerous parts of the "hot crack" and "cold crack." The discovered dangers were then ranked by expert academics in the welding and inspection industries using the fuzzy best worst method (FBWM). A fuzzy method has been developed to address risk uncertainty and minimize decision inconsistencies. The findings indicate that the primary risk factors for weld metal hot cracking in order of importance are "frozen structure, separation, high tensile stresses in the weld metal, material composition, bonding, preheating, high flow intensity, high-thickness workpiece, and weld pollen form." And "the quantity of hydrogen in the weld metal, high tensile stresses, a vulnerable structure, and a relatively low temperature" are all factors in cold welding of weld metal. The study's results may be used to guide the selection of solutions, remove the primary dangers, and establish security policies in the welding and inspection industries.

Keywords: Risk assessment, cracking, welding, FBWM.

 * Corresponding Author: mkarbasi@mut-es.ac.ir



ارایه مدل ارزیابی ریسک ترک فلز جوش با تکنیک FBWM

مهدی کرباسیان^{1*} ID، نازیلا ادب آوازه² ID، مهرداد نیکبخت² ID

- 1- دانشکده مهندسی صنایع، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، اصفهان، ایران.
2- گروه مهندسی صنایع، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران.

دریافت مقاله: 1400/10/09؛ پذیرش مقاله: 1400/11/03

چکیده

صنعت جوش و بازرسی یکی از پرمخاطره‌ترین صنایع محسوب می‌شود. ارزیابی ریسک، یک روش منطقی برای بررسی پیامدهای بالقوه ناشی از حوادث احتمالی بر روی افراد، مواد، تجهیزات و محیط است. ارزیابی ریسک، میزان کارآمدی رویکردهای کنترلی موجود را مشخص نموده و داده‌های با ارزشی برای تصمیم‌گیری در زمینه کاهش ریسک، خطرات، بهسازی سیستم‌های کنترلی و برنامه‌ریزی برای واکنش به ریسک‌ها فراهم می‌نماید. مطالعات صورت گرفته پژوهش حاضر، منجر به شناسایی 13 نوع ریسک در دو بخش «ترک گرم و ترک سرد» گردید. اولویت‌بندی ریسک‌های شناسایی شده براساس میزان درجه اهمیت، توسط اساتید خبره دانشگاهی صنعت جوش و بازرسی و به کمک تکنیک بهترین بدترین فازی (FBWM) انجام گرفت. رویکرد فازی، برای مقابله با عدم قطعیت ریسک و کاهش ناسازگاری در تصمیم‌گیری پیشنهاد شده است. نتایج نشان می‌دهد که عمده‌ترین ریسک ترک گرم فلز جوش به ترتیب اولویت شامل «ساختار انجماد، جدایش، تنش‌های کششی بالا در فلز جوش، ترکیبات مواد، قید و بند اتصال، پیش‌گرم، شدت جریان بالا، ضخامت بالای قطعه کار، شکل گرده جوش» و عمده‌ترین ریسک ترک سرد فلز جوش شامل «مقدار هیدروژن در فلز جوش، تنش‌های کششی بالا، ساختار مستعد، دمای نسبتاً پایین» می‌باشد. دستاوردهای پژوهش به جهت‌گیری صحیح در انتخاب راه‌حل‌ها (که همان دفع تهدیدهای اصلی است) کمک می‌نماید، همچنین می‌تواند در تدوین خط‌مشی‌های امنیتی صنعت جوش و بازرسی استفاده شود.

کلمات کلیدی: ارزیابی ریسک، ترک، فلز جوش، FBWM.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: mkarbasi@mut-es.ac.ir

1- مقدمه

صنعتی استراتژیک به همراه مزیت رقابتی پایدار است [1]. قابلیت اطمینان سازه، نیازمند برخورداری از درجه‌ای از کیفیت مطلوب جوش است. انواع نقص در سازه‌های مهندسی، ممکن است کارکرد آتی قطعه را تحت تاثیر قرار دهند. ترک‌ها، شکستگی‌های فلز جوش می‌باشند که در اثر تنش‌های داخلی در امتداد خط جوش

فرایند جویشکاری در زمره گسترده‌ترین و پرکاربردترین فعالیت‌های محیط‌های صنعتی طبقه‌بندی می‌گردد. گستردگی کاربرد و اهمیت صنعت جوش و فرصت‌های اقتصادی این صنعت نیازمند به تدوین استراتژی‌های مناسب جهت زمینه‌سازی رشد اقتصادی به عنوان

درک فرایندهای پویا می‌باشد. دستیابی به یک اتصال جوش رضایت‌بخش، احتیاج به روند سازمان‌یافته‌ای دارد که از طراحی اتصال و انتخاب روش جوشکاری شروع شده و با انجام عملیات جوشکاری و بازرسی آن پایان می‌یابد. در صورتی که فنون صحیح فرایند جوش رعایت نشود، معایبی در سطح یا داخل فلزجوش به وجود می‌آید. یکی از معایب رایج، ترک‌ها هستند. با توجه به اهمیت شناسایی خطرات و ارایه اقدامات کنترلی در کاهش هزینه‌های حوادث و افزایش بهره‌وری سازه، مطالعه حاضر با هدف شناسایی و ارزیابی ریسک ترک فلزجوش با رویکرد FBWM، گام مهمی در جهت برطرف نمودن این شکاف تحقیقاتی برخوردار داشت. ساختار پژوهش حاضر به شرح زیر است:

در بخش دوم پژوهش، مروری بر مطالعات مرتبط ارائه می‌شود. در بخش سوم مبانی نظری پژوهش تشریح می‌شود. و در بخش چهارم، روش‌شناسی پژوهش ارائه می‌شود. بخش پنجم به یافته‌ها اختصاص می‌یابد. بخش نهمی پژوهش حاضر به ارایه نتیجه‌گیری می‌پردازد و پیامدهای آن را برای پژوهشگران مورد بحث قرار می‌دهد.

2- پیشینه پژوهش

ارزیابی ریسک در تمام صنایع حایز اهمیت است. در این ارتباط مطالعات متعددی با رویکردهای مختلف ارزیابی ریسک صورت گرفته است که به برخی از مطالعات صورت گرفته در این حوزه اشاره می‌شود:

قلع جهی و نجاری [7] عوامل خطر در کارگاه‌های جوشکاری به روش تجزیه و تحلیل حالات بالقوه خرابی و آثار آن را ارزیابی و تحلیل نمودند. این مطالعه تحلیلی - مقطعی، بر روی 77 کارگاه جوشکاری شهر زابل انجام گرفت. در این پژوهش در قدم اول، عوامل خطر اصلی در کارگاه‌های جوشکاری شناسایی شده و برای هر ریسک ناشی از دستگاه‌ها سه شاخص شدت، احتمال و تشخیص آسیب‌پذیری مشخص گردید. سپس معیار اولویت‌بندی تعیین شده و براساس عدد الویت ریسک، نسبت به اولویت‌بندی ریسک‌ها اقدام گردیده است.

و یا عمود بر آن به وجود می‌آیند. ترک‌ها، همچنین ممکن است از فلزجوش به فلزمبنا امتداد پیدا نمایند و یا در فلزمبنا و در مجاورت خط جوش تشکیل شوند. ترک‌ها زیان‌بارترین معایب جوش هستند. تعویض یک قطعه یا قسمتی از سازه به لحاظ اقتصادی مقرون به صرفه نیست و یا بسیار دشوار و زمان‌بر می‌باشد. عوامل اقتصادی و ایمنی ایجاب می‌نماید تا از روش‌های پیشگیری و ارزیابی ریسک استفاده شود. لذا ایجاد یک دیدگاه جامع در خصوص شناسایی ریسک ترک فلزجوش به عنوان گامی اقتصادی و ایمنی در رسیدن به اهداف این صنعت ضروری است. از این‌رو مطالعه و تحلیل ارزیابی ریسک ترک فلزجوش، جهت تخصیص بهینه منابع بسیار ضروری به نظر می‌رسد [2].

یکی از عوامل اصلی در مدیریت سلامت و ایمنی، تدوین و اجرای ارزیابی ریسک می‌باشد که وضعیت را به منظور کسب اطمینان از موفقیت‌آمیز بودن برنامه‌های سلامت و ایمنی آزمایش می‌نماید. مدیریت ریسک، ایجاد فرهنگ و زیرساخت به صورت منطقی و سیستماتیک است که قابلیت کمینه نمودن خسارت و بیشینه نمودن منافع را دارد [3]. ارزیابی ریسک قسمتی از مدیریت ریسک است که فرایندی ساختاریافته را فراهم می‌آورد تا چگونگی تحت تاثیر قرار گرفتن اهداف را شناسایی کند [4]. ریسک همواره با عدم قطعیت همراه است. بر همین اساس باید به این امر مهم توجه داشت که انجام محاسبات ارزیابی ریسک باید منطبق بر اصولی باشد که بتواند این عدم قطعیت را پوشش دهد. یکی از مهمترین روش‌های موجود در این زمینه، بهره‌گیری از محاسبات ریسک به روش منطقی فازی است که امکان پاسخگویی مناسب را به منظور برآورد ریسک احتمالی وقوع حوادث به همراه دارد [5].

ارزیابی ریسک نیاز به استفاده از روش کارآمد و جامع را ضروری می‌نماید. تکنیک‌های مختلف تصمیم‌گیری به عنوان ابزار اصلی ارزیابی و رتبه‌بندی در مسایل به کار گرفته می‌شود. تکنیک FBWM از کاراترین تکنیک‌های تصمیم‌گیری چندمعیاره است که به دنبال کمینه‌سازی تفاوت مطلق اوزان، کمینه نمودن تعداد مقایسات زوجی و دستیابی به ماتریس زوجی سازگارتر با

در آزمایشگاه (سیلندر گاز، دستگاه فشار و مواد شیمیایی خطرناک) به صورت کمی و در چهار جنبه «انسان»، «ماشین»، «محیط زیست» و «مدیریت» در حادثه انفجار آزمایشگاهی بررسی شدند. نتایج پژوهش، ایده جدید برای مدیریت ایمنی پویا و نگهداری آزمایشگاه ارائه می‌دهد.

یزدی [12] به ارزیابی ریسک بر اساس رویکرد جدید تاپسیس فازی پرداختند. در این مطالعه، رویکرد تاپسیس فازی شهودی برای مقابله با عدم قطعیت‌های تصمیم خبرگان پیشنهاد شده است. علاوه بر این، اهداف این مقاله بهبود اثربخشی و قابلیت اطمینان رویکرد پیشنهادی و به دست آوردن یک تکنیک ارزیابی ریسک موثر و جامع می‌باشد. روش پیشنهادی به عنوان یک مطالعه موردی بر روی یک پالایشگاه گاز برای کار جوشکاری و لمینیت استفاده شد و همه خطرات شناسایی شده با رویکرد اصلاح شده تاپسیس برای اقدامات اصلاحی بعدی اولویت‌بندی شدند.

یوسفی و همکاران [13] ریسک HSE را با استفاده از رویکرد قوی DEA-FMEA با خروجی‌های نامطلوب را اولویت‌بندی نمودند. این پژوهش، اولویت‌بندی ریسک‌های HSE با در نظر گرفتن دو پارامتر اضافی شامل هزینه و مدت درمان (به عنوان خروجی) و سه پارامتر شدت، وقوع و تشخیص (به عنوان ورودی) انجام شده است. همچنین عدم قطعیت و نامطلوب بودن پارامترهای مذکور به طور همزمان در نظر گرفته می‌شود. رویکرد پیشنهادی در یک شرکت فعال در تولید قطعات یدکی خودرو پیاده‌سازی شد و سپس نتایج با مدل DEA معمولی و امتیازات RPN مقایسه شد. نتایج نشان می‌دهد که رتبه‌بندی ریسک‌ها در مقایسه با FMEA سنتی، منجر به اولویت‌بندی مطمئن‌تر و قانع‌کننده‌تر می‌شود. لو و همکاران [14] شکست ترک را در اتصال جوش تجزیه و تحلیل نمودند. شکست ترک خوردگی اتصال جوش سیلندر-فلنج، از طریق آنالیز ترکیب، مورفولوژی شکست ماکروسکوپی، مورفولوژی متالوگرافی، تنش پسماند، ریزسختی و مدل‌سازی اجزای محدود مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. دلایل ترک خوردگی و روش‌های پیشگیرانه مربوطه مطرح شد.

ساجدی‌فر و همکاران [8] مواجهه جوشکاران با فیوم‌های جوشکاری براساس تراکم جرمی و عددی را ارزیابی مقایسه‌ای نمودند. دستگاه پایش‌گر گرد و غبار GRIMM برای ارزیابی تراکم عددی و جرمی فیوم‌های جوشکاری بر روی استیل زنگ‌نزن 304 با ضخامت 0/4 میلی‌متر مورد استفاده قرار گرفت. نمونه‌برداری از هوا به منظور پایش ذرات در فاصله 41 سانتی‌متری که نماینده ناحیه تنفسی اپراتور جوشکار می‌باشد، انجام شد. نتایج پژوهش نشان داد بین تراکم عددی و جرمی به عنوان دو شاخص ارزیابی ذرات در محدوده سائیزی تطابق وجود ندارد و با کوچک‌تر شدن سائز ذرات این عدم تطابق مشهودتر است.

صفری وزدانی و همکاران [9] ریسک‌های زیست‌محیطی، ایمنی و بهداشتی مخازن ذخیره‌سازی میعانات گازی شرکت پالایش گاز پارسیان را با رویکرد FMEA ارزیابی نمودند. شناسایی مخاطرات زیست‌محیطی، ایمنی و بهداشتی حاصل از تاسیسات و فعالیت‌های انسانی موجود در مخازن ذخیره‌سازی میعانات گازی با استفاده از تکنیک دلفی انجام و سپس ریسک‌های شناسایی شده با استفاده از روش AHP و FMEA مورد ارزیابی و اولویت‌بندی قرار گرفت.

جعفری و همکاران [10] ایمنی جوشکاری در پالایشگاه تهران و اثربخشی راه‌های کنترلی را آنالیز نمودند. به منظور اجرای روش آنالیز ایمنی شغلی، پس از تشکیل تیم مطالعه مراحل عملیات جوشکاری با استفاده از دو روش مشاهده و مصاحبه با شاغلین تعیین گردید. سپس مخاطرات هر مرحله با استفاده از روش مشاهده، مصاحبه پرکردن چک لیست آنالیز ایمنی شغلی شناسایی شد. برای ارزیابی میزان خطر مخاطرات موجود، از عدد اولویت ریسک طبق استاندارد شماره AS/NZS 2004/4360 از عدد احتمال وقوع رویداد و شدت پیامد برآورد گردید. ارزیابی خطر برای شرایط موجود و در صورت اعمال راهکارهای کنترلی توصیه شده انجام شد و اثربخشی راه‌های کنترلی از طریق آزمون‌های آماری ارزیابی گردید. ژو و همکاران [11] عوامل بحرانی انفجار در آزمایشگاه را بر اساس آنالیز درخت خطا تحلیل نمودند. از طریق درخت خطا و نمودار تصمیم‌گیری دودویی، سه منبع اصلی حوادث انفجار

را برای تصمیم‌گیری دارد.

• **گام سوم:** در این گام انجام مقایسات زوجی بین بهترین معیار و سایر معیارها صورت می‌گیرد. ارجحیت بهترین معیار را نسبت به سایر شاخص‌ها با اعداد فازی مثلثی 5 درجه‌ای تعیین نموده و ماتریس BO مطابق جدول (1) تشکیل می‌شود. هدف این گام تعیین اولویت و اهمیت بهترین معیار نسبت به سایر معیارها است.

گام چهارم: انجام مقایسات زوجی بین سایر معیارها و بدترین معیار صورت می‌پذیرد. در این گام ارجحیت سایر معیارها نسبت به بدترین معیار با اعداد فازی مثلثی 5 درجه‌ای تعیین و ماتریس OW مطابق جدول (1) تشکیل می‌شود.

جدول 1- مقایسات زوجی اعداد فازی مثلثی.

متغیر کلامی	تابع عضویت
اهمیت برابر (EI)	(1,1,1)
اهمیت ضعیف (WI)	$(\frac{2}{3}, 1, 1.5)$
نسبتاً مهم (FI)	(1.5, 2, 2.5)
خیلی مهم (VI)	(2.5, 3, 3.5)
کاملاً مهم (AI)	(3.5, 4, 4.5)

بردارهای فازی BO و OW به شرح رابطه (7) تعریف می‌شود:

$$\begin{aligned} \tilde{a}_{Bj} &= (l_{Bj}, m_{Bj}, u_{Bj}), \\ \tilde{a}_{jW} &= (l_{jW}, m_{jW}, u_{jW}), \\ \tilde{\omega}_B &= (l_B^{\omega}, m_B^{\omega}, u_B^{\omega}), \\ \tilde{\omega}_W &= (l_W^{\omega}, m_W^{\omega}, u_W^{\omega}) \end{aligned} \quad (1)$$

• **گام پنجم:** در این گام مقادیر بهینه وزن‌ها تعیین می‌شود (w_1^*, \dots, w_n^*) . وزن بهینه معیارها، وزنی است که در آن برای هر زوج رابطه برقرار باشد که پارامترهای مدل همگی به صورت اعداد فازی مثلثی تعریف می‌شوند:

$$\text{Min } \xi \quad (2)$$

$$\begin{aligned} \text{S.t.} \\ \left| \frac{(l_B^w, m_B^w, u_B^w)}{(l_j^w, m_j^w, u_j^w)} - (l_{Bj}, m_{Bj}, u_{Bj}) \right| &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \left| \frac{(l_j^w, m_j^w, u_j^w)}{(l_W^w, m_W^w, u_W^w)} - (l_{jW}, m_{jW}, u_{jW}) \right| &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \sum_j R(\tilde{\omega}_j) &= 1 \\ l_j^w &\leq m_j^w \leq u_j^w \\ l_j^w &\geq 0 \\ j &= 1, \dots, n \end{aligned}$$

در پایان پیشنهاد گردید برای جلوگیری از ترک خوردگی دیگ استریلیزاسیون، روش کاهش تنش‌های پسماند جوشکاری انجام شود و محتویات یون کلرید و اکسیژن محلول در محیط باید به شدت کنترل شود.

یزدی و همکاران [15] از روش دیمتل بهبود یافته برای تصمیم‌گیری مدیریت ایمنی موثر استفاده نمودند. استفاده از چارچوب تصمیم‌گیری که وابستگی عوامل خطر و منبع اطلاعات را در بر می‌گیرد، الزامی است. چارچوب پیشنهادی، با ادغام روش دیمتل با روش بهترین-بدترین و شبکه بیزی به دست آمده است. ادغام در دو مرحله مختلف در روش دیمتل در نظر گرفته شده است. رویکرد دیمتل یکپارچه معرفی شده، با اتخاذ یک مطالعه موردی در صنعت، موثر نشان داده شده است.

پژوهش‌های متعددی تکنیک‌های رفع عیب و یا رویکردهای بازرسی را مورد بررسی قرار داده‌اند، ولی تحقیقات در خصوص ارزیابی ریسک و به‌طور ویژه ترک فلزجوش انجام نشده است. گستردگی صنعت جوش و مخاطرات فراگیری که در این صنعت وجود دارد، اهمیت ارزیابی ریسک را دو چندان می‌نماید. در عیوب فلزجوش، ترک‌ها زیان‌بارترین معایب محسوب می‌شوند. از این رو شناسایی و ارزیابی ریسک ترک فلزجوش به عنوان گامی اقتصادی و ایمنی در رسیدن به اهداف این صنعت ضروری بوده و نیز در جهت برطرف نمودن شکاف تحقیقاتی این حوزه گام مثبتی برخواهد داشت.

3- مبانی نظری

3-1- تکنیک بهترین بدترین فازی

تکنیک FBWM شامل پنج گام اصلی می‌باشد [17]:

- **گام اول:** در این گام باید مجموعه معیارهای تصمیم‌گیری که برای دستیابی به تصمیم هدف مورد استفاده قرار می‌گیرند، تعیین گردد.
- **گام دوم:** در این گام تصمیم‌گیران با توجه به مسئله و دیدگاه‌های مرتبط، بهترین و بدترین معیار را انتخاب می‌نمایند. بهترین معیار نشان‌دهنده مطلوب‌ترین یا مهم‌ترین معیار موثر بر تصمیم‌گیری بوده و بدترین معیار، حداقل مطلوبیت و اهمیت

می‌تواند تحت اثر نفوذ هیدروژن و جلوگیری از انقباض جوش و تاب‌خوردگی قطعه ایجاد شود. استفاده از الکترودهای کم هیدروژن همراه با پیش‌گرمایش مناسب، از ایجاد ترک‌های سرد پیشگیری می‌کند. به طور کلی علل عمده ایجاد ترک گرم و سرد در جدول (2) ارایه شده است.

جدول 2- علل عمده مخاطره ترک [18].

علل عمده مخاطره ترک گرم	
نماد	علل
X _{2.1}	ساختار انجاماد
X _{2.2}	ترکیبات مواد
X _{2.3}	قید و بند اتصال
X _{2.4}	جدایش
X _{2.5}	تنش‌های کششی بالا در فلزجوش
X _{2.6}	پیش‌گرم
X _{2.7}	ضخامت بالای قطعه کار
X _{2.8}	شدت جریان بالا
X _{2.9}	شکل گرده جوش
علل عمده مخاطره ترک سرد	
نماد	علل
X _{1.1}	مقدار هیدروژن در فلزجوش
X _{1.2}	ساختار مستعد
X _{1.3}	تنش‌های کششی بالا
X _{1.4}	دمای نسبتاً پایین

5-2- تجزیه و تحلیل درخت خطای ترک فلزجوش

تکنیک تجزیه و تحلیل خطا به عنوان یکی از قوی‌ترین ابزارهای تجزیه و تحلیل فرایند ایمنی سیستم محسوب می‌شود. FTA، تکنیک ارزشیابی برای تخمین احتمال وقوع یک رخداد خطرناک پیش‌بینی شده، می‌باشد. در این روش، تمامی عواملی که موجب بروز این وضعیت شده، جستجو می‌شود. سپس به صورت نظام‌مند، دلایل خرابی در ساختار، از بالا به پایین مرتب شده و از این ساختار برای محاسبه احتمال وقوع رویداد نهایی استفاده می‌شود. رویداد شناسایی شده «ترک فلزجوش» با دیگران درخت خطا نمایش داده شده و ارتباطات آن مشخص می‌شود. شکل (1) آنالیز درخت خطای ترک فلزجوش را نشان می‌دهد.

با استفاده از $\xi^{*} = (k^{*}, k^{*}, k^{*})$ نرخ سازگاری معرفی می‌شود. هرچه مقدار ξ^{*} بزرگتر باشد، مقدار سازگاری بالاتر رفته و مقایسات از قابلیت اطمینان کمتری برخوردار هستند.

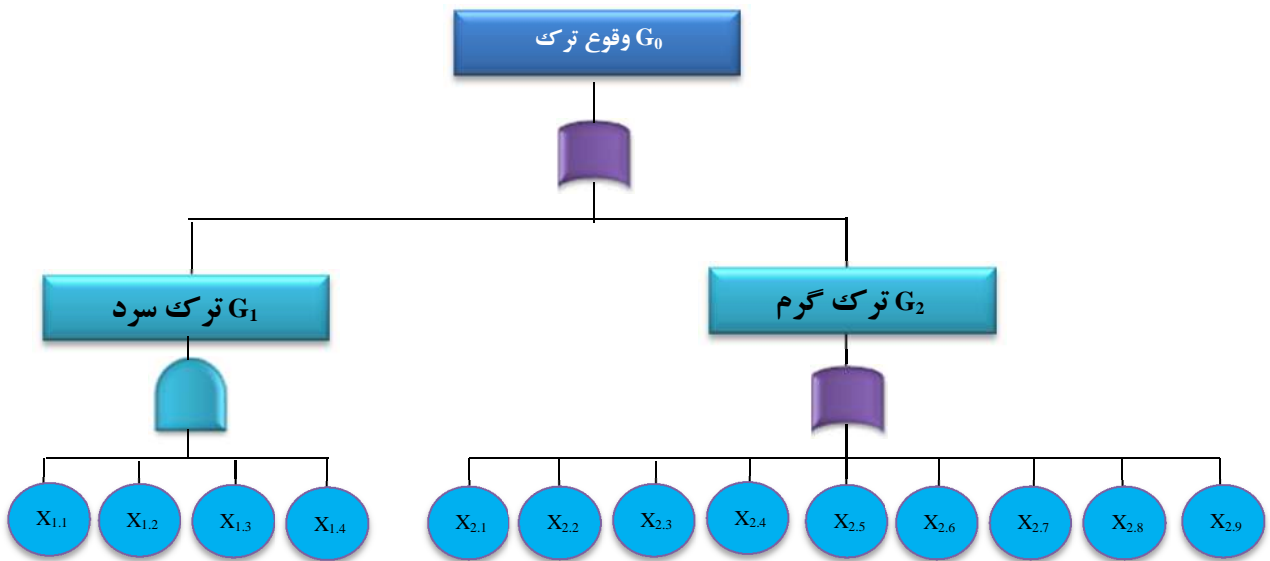
4- روش‌شناسی پژوهش

پژوهش حاضر از نوع مطالعات توصیفی-پیمایشی است. جامعه آماری پژوهش را یازده نفر از اساتید و خبرگان صنعت جوش تشکیل می‌دهند. پژوهش حاضر در سه گام اجرا خواهد شد. در گام نخست مخاطرات ترک فلزجوش براساس مستندات علمی شناسایی و به کمک نظر خبرگان، فروکاسته و نهایی می‌شود. در گام دوم براساس مخاطرات شناسایی شده، درخت خطا ترسیم گردیده و رابطه قابلیت اطمینان سیستم ارایه می‌شود. توصیف گرافیکی دنباله ریسک می‌تواند در طی فرایند پژوهش مفید باشد و موجب قابل درک شدن وقایع منجر به حادثه و ارتباط بین وقایع شود و از سوی دیگر، ارتباط بین محققین و خبرگان را تسهیل می‌نماید. تجزیه و تحلیل درخت خطا، نموداری است تصویری و متشکل از علت‌های منطقی که می‌تواند هر یک به تنهایی و یا در مجموع به یک حادثه منجر گردد. در انتهای این گام، مجموعه‌های برشی سیستم ترسیم می‌شود. مجموعه‌های برشی، نمایانگر یک راه احتمالی برای وقوع رویداد نهایی است. در گام سوم، ریسک‌ها با توجه به پارامترهای شناسایی شده مقایسه زوجی شده و با رویکرد FBWM و به کمک نرم‌افزار لینگو اولویت‌بندی می‌شوند.

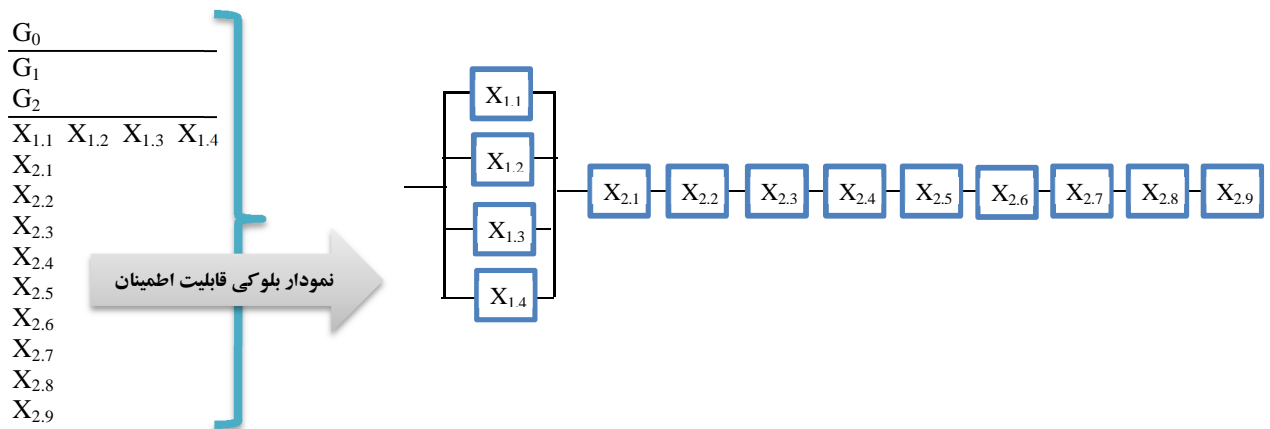
5- یافته‌ها

5-1- شناسایی مخاطرات ترک فلزجوش

ترک‌ها، شکستگی‌های فلزجوش می‌باشند که در اثر تنش‌های داخلی در امتداد خط جوش و یا عمود بر آن به وجود می‌آیند. بعضی ترک‌ها با شروع سخت شدن جوش شکل می‌گیرند. گرمایش یکنواخت و سرد شدن آرام، از ایجاد ترک‌های گرم جلوگیری به عمل می‌آورد. همچنین ممکن است در دمای عادی محیط سربسته، ترک‌هایی به موازات جوش و در زیر آن در فلزمنبنا به وجود آید. این ترک‌ها در فولادهای ساختمانی



شکل 1- آنالیز درخت خطا ترک فلزجوش.



شکل 2- مجموعه‌های برشی و نمودار بلوکی قابلیت اطمینان سیستم.

با معلوم بودن احتمال وقوع هر یک از رویدادهای اساسی، می‌توان با توجه به نوع درگاه‌های مورد استفاده، احتمال رویداد نهایی را به دست آورد. احتمال وقوع رویداد نهایی یا رویدادهای میانی که درگاه ارتباطی آنها «و» است با به کارگیری رابطه (3) و درگاه ارتباطی «یا» با رابطه (4) به دست می‌آید [16].

$$P_{G1} = 1 - \prod_{i=1}^{n=4} (1 - P_{1,i}) \quad (3)$$

$$P_{G2} = \prod_{i=1}^{n=9} P_{2,i} \quad (4)$$

$$P_{SYS} = P_{G1} P_{G2} = (1 - \prod_{i=1}^4 (1 - P_{1,i})) (\prod_{i=1}^9 P_{2,i})$$

که در آن P ، احتمال وقوع رویداد خروجی درگاه، N تعداد رویدادهای ورودی، $P_{1,i}$ احتمال وقوع هر یک از رویدادهای ورودی درگاه ترک سرد و $P_{2,i}$ احتمال وقوع هر یک از رویدادهای ورودی درگاه ترک گرم می‌باشد.

ترک سرد، در صورت وقوع همزمان چهار مخاطره $X_{1,1}$ الی $X_{1,4}$ رخ می‌دهد که بیانگر سیستمی با اجزا موازی و درگاه ارتباطی «و» است. ترک گرم با وقوع حداقل یکی از نه علل مخاطره $X_{2,1}$ لغایت $X_{2,9}$ و با درگاه ارتباطی «یا» به وقوع می‌پیوندد که بیانگر سیستم با اجزا سری است. در گام بعدی، مجموعه‌های برشی سیستم و نمودار بلوکی قابلیت اطمینان مطابق شکل (2) ترسیم می‌شود. مجموعه‌های برشی، نمایانگر یک راه احتمالی برای وقوع رویداد نهایی است. بدین ترتیب که با رخ دادن رویدادهایی که در یک برش حداقل قرار دارد، رویداد نهایی به وجود خواهد آمد.

در تحلیل کمی درخت خطا برای محاسبه احتمال وقوع رویداد نهایی باید احتمال وقوع هر یک از رویدادهای اساسی معلوم باشد.

در گام سوم، میزان عدد ارجحیت سایر معیارها نسبت به بدترین معیار را خبرگان تعیین می‌نمایند. ماتریس OW براساس نظر خبرگان در جدول (5 و 6) ارایه شده است. برای تشکیل ماتریس OW لازم است تا وزن بهینه حاصل از میانگین حسابی عدد ارجحیت سایر معیارها، نسبت به بدترین معیار، محاسبه شود. بردار \bar{a}_W نشان‌دهنده ارجحیت معیارها نسبت به بدترین معیار W است.

جدول 5- مقایسات زوجی بین سایر معیارها با کم‌اهمیت‌ترین معیار در مخاطره ترک گرم.

	X2.9
X2.1	(3.5,4,4.5)
X2.2	(2.5,3,3.5)
X2.3	(2.5,3,3.5)
X2.4	(2.5,3,3.5)
X2.5	(2.5,3,3.5)
X2.6	(2.5,3,3.5)
X2.7	($\frac{2}{3}$, 1, 1.5)
X2.8	(1.5,2,2.5)

$$\bar{a}_W = [(3.5,4,4.5), (2.5,3,3.5), (2.5,3,3.5), (2.5,3,3.5), (2.5,3,3.5), (2.5,3,3.5), (\frac{2}{3}, 1, 1.5), (1.5,2,2.5)]$$

جدول 6- مقایسات زوجی بین سایر معیارها با کم‌اهمیت‌ترین معیار در مخاطره ترک سرد.

	X1.4
X1.1	(3.5,4,4.5)
X1.2	(1.5,2,2.5)
X1.3	(2.5,3,3.5)

$$\bar{a}_W = [(3.5,4,4.5), (1.5,2,2.5), (2.5,3,3.5)]$$

در گام چهارم، براساس بردارهای BO و OW می‌توان دو مدل برنامه‌ریزی غیرخطی به صورت مدل (5) برای ریسک ترک گرم و مدل (6) برای ریسک ترک سرد ارایه نمود:

$$\begin{aligned} \text{Min } \xi \\ \text{S.t.} \end{aligned} \quad (5)$$

$$\begin{aligned} \left| \begin{array}{l} (l_1^w, m_1^w, u_1^w) \\ (l_1^w, m_1^w, u_1^w) \\ (l_1^w, m_1^w, u_1^w) \end{array} - (l_{11}, m_{11}, u_{11}) \right| &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \left| \begin{array}{l} (l_2^w, m_2^w, u_2^w) \\ (l_2^w, m_2^w, u_2^w) \end{array} - (l_{12}, m_{12}, u_{12}) \right| &\leq (k^*, k^*, k^*) \end{aligned}$$

3-5- اولویت‌بندی ترک فلزجوش با تکنیک بهترین بدترین فازی

در گام نخست، در ریسک ترک گرم فلزجوش، خبرگان مهم‌ترین علل را «ساختار انجماد» و کم‌اهمیت‌ترین معیار را «شکل گرده جوش» شناسایی نمودند. در ریسک ترک سرد فلزجوش، خبرگان مهم‌ترین علل را «مقدار هیدروژن در فلزجوش» و کم‌اهمیت‌ترین معیار را «دمای نسبتاً پایین» شناسایی نمودند.

در گام دوم، خبرگان عدد ارجحیت بهترین معیار را نسبت به سایر معیارها با استفاده از طیف 5 درجه‌ای فازی ارزیابی نموده‌اند. جدول (3 و 4) ماتریس BO تشکیل شده براساس نظرات خبرگان را نشان می‌دهد. برای تشکیل ماتریس لازم است، میانگین حسابی عدد ارجحیت بهترین معیار نسبت به سایر معیارها محاسبه شود. بردار \bar{a}_B نشان‌دهنده ارجحیت بهترین معیار B نسبت به معیار Z است.

جدول 3- مقایسات زوجی بین مهمترین معیار با سایر معیارها در ریسک ترک گرم.

	X2.1 \bar{a}_B
X2.2	(1.5,2,2.5)
X2.3	(1.5,2,2.5)
X2.4	($\frac{2}{3}$, 1, 1.5)
X2.5	($\frac{2}{3}$, 1, 1.5)
X2.6	(1.5,2,2.5)
X2.7	(2.5,3,3.5)
X2.8	(2.5,3,3.5)
X2.9	(2.5,3,3.5)

$$\bar{a}_B = [(1.5,2,2.5), (1.5,2,2.5), (\frac{2}{3}, 1, 1.5), (\frac{2}{3}, 1, 1.5), (1.5,2,2.5), (2.5,3,3.5), (2.5,3,3.5), (2.5,3,3.5)]$$

جدول 4- مقایسات زوجی بین مهمترین معیار با سایر معیارها در ریسک ترک سرد.

X1.2	X1.3	X1.4	X1.1 \bar{a}_B
(2.5,3,3.5)	(1.5,2,2.5)	(3.5,4,4.5)	

$$\bar{a}_B = [(2.5,3,3.5), (1.5,2,2.5), (3.5,4,4.5)]$$

که در آن $x^* = (l^{\xi}, m^{\xi}, u^{\xi})$ و $R(\tilde{\omega}_j)$ بیانگر فازی زدایی شدن مقدار $\tilde{\omega}_j$ است که از طریق رابطه (7) قابل تعیین است. با استفاده از مدل برنامه ریزی ریاضی ارایه شده توسط گائو و ژائو (2017) می توان وزن بهینه فازی را تعیین نمود.

$$R(\tilde{\omega}_j) = \frac{l_j + 4m_j + u_j}{6} \quad (7)$$

با توجه به نظرات اخذ شده از خبرگان، وزن مطلوب معیارها با حل مدل برنامه ریزی ریاضی (3و4) به کمک نرم افزار لینگو 18 محاسبه می شود. نتایج محاسبات و وزن های بهینه علل مخاطرات ترک فلز جوش در جدول (8و7) ارایه شده است.

جدول 7- وزن بهینه مخاطرات ترک گرم براساس رویکرد BWM.

وزن بهینه مخاطره (w_j^*)	نماد
$\omega_1 = (0.1452194, 0.1591379, 0.1591379)$	X2.1
$\omega_2 = (0.07672423, 0.1010942, 0.1325181)$	X2.2
$\omega_3 = (0.07672423, 0.1267241, 0.1325181)$	X2.3
$\omega_4 = (0.1082288, 0.1267241, 0.1325181)$	X2.4
$\omega_5 = (0.1082288, 0.1267241, 0.1325181)$	X2.5
$\omega_6 = (0.07672423, 0.1010942, 0.1325181)$	X2.6
$\omega_7 = (0.04053597, 0.05274286, 0.06500751)$	X2.7
$\omega_8 = (0.0517664, 0.06182143, 0.07001375)$	X2.8
$\omega_9 = (0.03375531, 0.0369906, 0.0369906)$	X2.9
$\xi^* = (0.4258449, 0.4258449, 0.4258449)$ CI=8.04 CR= 0.4258449/8.04= 0.0529658	

جدول 8- وزن بهینه مخاطرات ترک سرد براساس رویکرد BWM.

وزن بهینه مخاطره (w_j^*)	نماد
$\omega_1 = (0.2925016, 0.3278007, 0.3278007)$	X1.1
$\omega_2 = (0.1059954, 0.1264373, 0.1397794)$	X1.2
$\omega_3 = (0.1566480, 0.2550724, 0.2610036)$	X1.3
$\omega_4 = (0.06679716, 0.07485826, 0.07485826)$	X1.4
$\xi^* = (0.4074052, 0.4074052, 0.4074052)$ CI=8.04 CR= 0.4074052/8.04= 0.05067229	

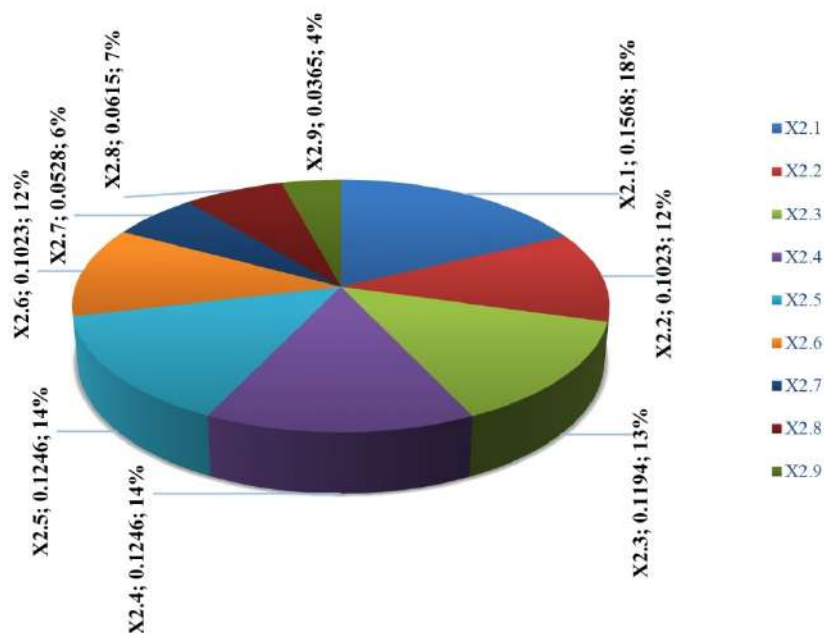
محاسبه نرخ سازگاری در روش بهترین بدترین فازی، شاخصی مهم برای بررسی سازگاری مقایسات زوجی است. با توجه به بزرگترین فاصله $\tilde{\alpha}_{BW}$ نرخ سازگاری مخاطرات 0/053 و 0/051 به دست آمد که نشان دهنده سازگاری بسیار بالای مقایسات می باشد. نتایج اولویت بندی ریسک ها توسط خبرگان در جدول (8و7) و شکل (3و4) ارایه شده است. مهم ترین علل ترک گرم فلز جوش، به ترتیب «ساختار انجماد، جدایش، تنش های کششی بالادر فلز جوش، ترکیبات مواد، قید و بند اتصال، پیش گرم،

$$\begin{aligned} \frac{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)}{(l_3^*, m_3^*, u_3^*)} - (l_{13}, m_{13}, u_{13}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_3^*, m_3^*, u_3^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{14}, m_{14}, u_{14}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_4^*, m_4^*, u_4^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{15}, m_{15}, u_{15}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_5^*, m_5^*, u_5^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{16}, m_{16}, u_{16}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_6^*, m_6^*, u_6^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{17}, m_{17}, u_{17}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_7^*, m_7^*, u_7^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{18}, m_{18}, u_{18}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_8^*, m_8^*, u_8^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{19}, m_{19}, u_{19}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_9^*, m_9^*, u_9^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{19}, m_{19}, u_{19}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_2^*, m_2^*, u_2^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{29}, m_{29}, u_{29}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_3^*, m_3^*, u_3^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{39}, m_{39}, u_{39}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_4^*, m_4^*, u_4^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{49}, m_{49}, u_{49}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_5^*, m_5^*, u_5^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{59}, m_{59}, u_{59}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_6^*, m_6^*, u_6^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{69}, m_{69}, u_{69}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_7^*, m_7^*, u_7^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{79}, m_{79}, u_{79}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_8^*, m_8^*, u_8^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{89}, m_{89}, u_{89}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_9^*, m_9^*, u_9^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{99}, m_{99}, u_{99}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \sum_{j=1}^9 R(\tilde{\omega}_j) &= 1 \\ l_j^w \leq m_j^w \leq u_j^w \\ l_j^w &\geq 0 \\ j &= 1, \dots, 9 \end{aligned}$$

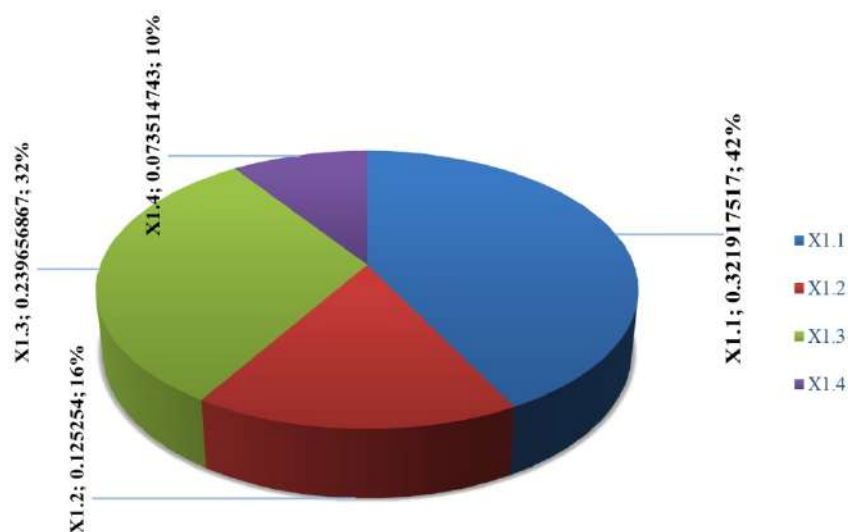
Min ξ (6)

S.t.

$$\begin{aligned} \frac{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)}{(l_1^*, m_1^*, u_1^*)} - (l_{11}, m_{11}, u_{11}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_1^*, m_1^*, u_1^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{12}, m_{12}, u_{12}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_2^*, m_2^*, u_2^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{13}, m_{13}, u_{13}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_3^*, m_3^*, u_3^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{14}, m_{14}, u_{14}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_4^*, m_4^*, u_4^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{14}, m_{14}, u_{14}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_4^*, m_4^*, u_4^*)}{(l_2^w, m_2^w, u_2^w)} - (l_{24}, m_{24}, u_{24}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_3^*, m_3^*, u_3^*)}{(l_1^w, m_1^w, u_1^w)} - (l_{34}, m_{34}, u_{34}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \frac{(l_4^*, m_4^*, u_4^*)}{(l_4^w, m_4^w, u_4^w)} - (l_{44}, m_{44}, u_{44}) &\leq (k^*, k^*, k^*) \\ \sum_{j=1}^4 R(\tilde{\omega}_j) &= 1 \\ l_j^w \leq m_j^w \leq u_j^w \\ l_j^w &\geq 0 \\ j &= 1, \dots, 4 \end{aligned}$$



شکل 3- نمودار پی (دایره‌ای) اولویت بندی علل ترک گرم فلزجوش.



شکل 4- نمودار پی (دایره‌ای) اولویت بندی علل ترک سرد فلزجوش.

سازه‌ها به عنوان صنعتی استراتژیک است. انواع ترک‌ها در سازه‌های مهندسی ممکن است کارکرد آتی قطعه را تحت تاثیر قرار دهند. ترک جوش، به معنای پایان گارانتی است. ترک با سرعت باور نکردنی رشد نموده و شکست اتفاق می‌افتد. ترک‌ها به شدت استحکام سازه را کاهش می‌دهند.

با توجه به اهمیت شناسایی خطرات و ارایه اقدامات کنترلی در کاهش هزینه‌های حوادث و افزایش بهره‌وری سیستم، مطالعه حاضر با هدف شناسایی و ارزیابی ریسک ترک فلزجوش، با رویکرد FBWM صورت پذیرفت. یافته‌های پژوهش حاکی از

شدت جریان بالا، ضخامت بالای قطعه کار و شکل گرده جوش» و مهم‌ترین علل ترک سرد فلزجوش، به ترتیب «مقدار هیدروژن در فلزجوش، تنش‌های کششی بالا، ساختار مستعد و دمای نسبتاً پایین» شناسایی شدند.

6- نتایج و بحث

قابلیت اطمینان جوش سازه در طول عمر سازه، نیازمند برخورداری از درجه‌ای از کیفیت است. صنعت جوش نیازمند به تدوین استراتژی‌های مناسب جهت زمینه‌سازی قابلیت اطمینان

آن است:

- ترک سرد، خطرناک‌ترین نوع عیب در جوش است. ترک، اغلب با تقویت تنش‌های نزدیک ناپیوستگی‌های فلزجوش و فلزپایه یا در نزدیک شیارهای مکانیکی قطعه جوش داده شده اتفاق می‌افتد. منبع اصلی هیدروژن در جوشکاری، بخار آبی در قوس جوشکاری می‌باشد و محدوده و میزان آن به نوع فرایند مورد استفاده بستگی دارد. هیدروژن اتمی می‌تواند به آسانی در فولاد داغ نفوذ کرده و در مرز دانه‌ها حرکت کند. جهت ممانعت از وقوع ترک سرد، عملیاتی نظیر « تغییر تکنیک جوشکاری، کم کردن سرعت جوشکاری، رعایت دمای پیش‌گرم و بین پاسی، رعایت ترتیب جوشکاری، جوشکاری با حرارت ورودی پایین‌تر، افزایش ضخامت هر پاس جوش، استفاده از الکترودهایی که ترکیب شیمیایی مناسب دارند، استفاده از الکترودهای کم هیدروژن در فرایند SMAW، رعایت دمای باز پخت و جلوگیری از ورود هیدروژن» پیشنهاد می‌شود. پژوهش حاضر با ارایه مدل و شناسایی مخاطرات فلزجوش، به دنبال توسعه پایداری صنعت جوش و بازرسی است. در راستای توسعه پژوهش پیشنهاد می‌شود:

- عواملی زیادی موجب بروز ترک گرم می‌شود که در این پژوهش به دلیل محدودیت، عوامل موثر در نظر گرفته شده است. پیشنهاد می‌شود سایر عوامل نیز در مدل در نظر گرفته شود.
- پیشنهاد می‌شود در تحقیقات آتی به ارزیابی ترک فلزجوش با سایر رویکردهای نوین فازی پرداخته شود و نتایج با تحقیق حاضر مقایسه گردد.
- بین ورودی‌های درخت خطا فرض گردید که هیچ وابستگی وجود ندارد که لازم است در مطالعات بعدی مدنظر قرار گیرد.

منابع

- 1-Adabavazeh, N., Nikbakht, M., Tavakkoli-Moghaddam, R. (2021). "Mathematical Modeling to Minimize Costs of the Gas Tungsten Arc Welding Process". *Journal of Decisions and Operations Research*, doi: 10.22105/dmor.2021.252716.1237.
- 2- <http://chap.sch.ir/sites/default/files/books/92-93/60/209-232-C459-3.pdf>

- مهم‌ترین علل ترک گرم فلزجوش، به ترتیب «ساختار انجماد، جدایش، تنش‌های کششی بالا در فلزجوش، ترکیبات مواد، قید و بند اتصال، پیش‌گرم، شدت جریان بالا، ضخامت بالای قطعه کار و شکل گرده جوش» و مهم‌ترین علل ترک سرد فلزجوش، به ترتیب «مقدار هیدروژن در فلزجوش، تنش‌های کششی بالا، ساختار مستعد و دمای نسبتاً پایین» شناسایی شدند.

- مخاطرات «شدت جریان بالا، ضخامت بالای قطعه کار و شکل گرده جوش» در ترک گرم و مخاطرات «ساختار مستعد و دمای نسبتاً پایین» در ترک سرد دارای ریسک متوسط می‌باشند و سایر مخاطرات شناسایی شده دارای ریسک بالایی می‌باشند که نیاز به توجه بیشتر و تدوین اقدامات واکنشی مناسب می‌باشند.

- به دلیل محدودیت‌هایی که در واکنش همزمان به ریسک‌ها وجود دارد، اولویت‌بندی ریسک‌ها به پاسخگویی مناسب کمک می‌نماید. برای کاهش ریسک، سلسله مراتب کنترل به عنوان موثرترین راه برای کنترل مخاطره ترک فلزجوش محسوب می‌شود. برای تمامی ریسک‌های شناسایی شده باید مجموعه‌ای از اقدامات مناسب را شناسایی نمود. اگر کنترل بر مخاطرات مهم ممکن نباشد باید بر مخاطره مهمتر بعدی تمرکز شود.

- ساختار درخت خطا، مجموعه‌های برشی و نمودار بلوکی قابلیت اطمینان سیستم نشان می‌دهد که قابلیت اطمینان سازه با وجود مخاطرات ترک گرم کاهش می‌یابد و با حذف بحرانی‌ترین علل ریشه‌ای ترک گرم، قابلیت اطمینان جوش سازه‌ها افزایش می‌یابد. زیرا ترک گرم با سیستم سری، قابلیت اطمینان پایین‌تری نسبت به ترک سرد با سیستم موازی دارد. از سویی هرچه مخاطرات ترک سرد نیز کاهش یابد، قابلیت اطمینان سازه افزایش بیشتری خواهد داشت.

- برای پیشگیری از بروز ترک گرم، اقداماتی نظیر «گرم نمودن محل جوشکاری، استفاده از گازهای محافظ در حین جوشکاری، افزایش مساحت سطح مقطع مهره جوش، تغییر شکل و طرح مهره جوش» پیشنهاد می‌شود.

- 11-Chengyuan Zhu, Sen Tang, Zili Li, Xiuting Fang (2020). "Dynamic study of critical factors of explosion accident in laboratory based on FTA", *Safety Science*, Vol. 130, 104877, ISSN 0925-7535.
- 12- Mohammad Yazdi (2018). "Risk assessment based on novel intuitionistic fuzzy-hybrid-modified TOPSIS approach", *Safety Science*, Volume 110, Part A, Pages 438-448, ISSN 0925-7535.
- 13- Samuel Yousefi, Arash Alizadeh, Jamileh Hayati, Majid Bagheri (2018). "HSE risk prioritization using robust DEA-FMEA approach with undesirable outputs: A study of automotive parts industry in Iran", *Safety Science*, Volume 102, Pages 144-158, ISSN 0925-7535.
- 14- Yun Luo, Baozhu Zhang, Liang Long, Xingcai Li, Wei Liang, Hong-Xiang Zheng, (2021). "Failure analysis of cracking in S30408 weld joint between cylinder and flange of pure steam sterilization pot", *Engineering Failure Analysis*, Volume 129, 105684, ISSN 1350-6307,
- 15- Mohammad Yazdi, Faisal Khan, Rouzbeh Abbassi, Risza Rusli (2020). "Improved DEMATEL methodology for effective safety management decision-making", *Safety Science*, Volume 127, 104705, ISSN 0925-7535.
- 16- Lavasani M.R, Wang J, Yang Z, Finlay J (2011). "Application of Fuzzy Fault Tree Analysis on Oil and Gas Offshore Pipelines". *Int. J. Mar. Sci. Eng*; 2011; 29-42.
- 17- Guo, S., Zhao, H., 2017. "Fuzzy best-worst multi-criteria decision-making method and its applications". *Knowledge-Based Systems* 121, 23-31.
- 18- ادب‌آوازه، عبدالوهاب (1382). جوشکاری فولادهای صنعتی، انجمن آهن و فولاد ایران.
- 3- Shahraki A, Moradi M. "Risk evaluation in the workplace using fuzzy multi-criteria model". *ioh*. 2013; 10 (4) :43-54.
- 4- Fathi, M., Maleki, M., Tahmasebi, Z. (2020). "Risk Assessment in Product Design based on FMEA Approach". *Journal of Environmental Science and Technology*, 22(10), 105-118. doi: 10.22034/jest.2018.21862.3092.
- 5-Taherkhani F, Mirzaebrahim tehrani M, Malmasi S. "Safety risk management based on fuzzy logic at underground projects". *johe*. 2017; 4 (3) :49-62.
- 6- Zavadskas, E.K.; Kalibatas, D.; Kalibatiene, D. (2016). "A multi-attribute assessment using WASPAS for choosing an optimal indoor environment". *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 16(1), 76–85.
- 7- Ghaljahi, M., & Najjari, F. (2021). "Evaluation and Analysis of Risk Factors in FMEA Welding Workshops in Zabol City", *Journal of Zabol Medical School*, 7-13.
- 8- Sajedifar J, Kokabi A H, Azam K, Farhang Dehghan S, Karimi A, Golbabaei F. "The comparative assessment of welders' exposure to welding fumes based on mass and number concentration", *JHSW*. 2016; 6 (4) :17-26
- 9- Vazdani S, Sabzghabaei G, Dashti S, Cheraghi M, Alizadeh R, Hemmati A. "Application of FMEA Model for Environmental, Safety and Health Risks Assessment of Gas Condensates Storage Tanks of Parsian Gas Refining Company in 2016", *JRUMS*. 2018; 17 (4) , 345-358.
- 10- Mohamad Javad Jafari, Kouhi, F., Movahedi, M., Yari, Teymorall (2012). "Safety analysis of welding process in Tehran oil refinery and the effectiveness of the control methods". *JHSW*; 1 (2) :3-10.



Contents

Effect of interlayer composition on the microstructure and mechanical properties of 1050 aluminum to St14 carbon steel joint via resistance spot welding method	1
A. Alimoradi, H. Sabet, R. Tahavori	
Investigation of the effect of explosive welding variables on the corrosion behavior of the joint of two explosive layers of 5000 series aluminum-copper sheets	13
H. Nikbakht, M.R. Khanzadeh, H. Bakhtiari	
Joining of the 5083 aluminum alloy using the bobbin tool friction stir welding technique	25
N. Taheri Moghaddam, A. Rabiezhadeh, A. Khosravifard, L. Ghalandari	
Welding of titanium base alloys by tungsten-gas pulse arc process and investigation of frequency effect on microstructure and mechanical properties	39
Gh. Eslami Varnamkhasti, S. M. Rafiaei	
Effect of tool position on microstructural and mechanical properties of friction stir butt welded joint of AA2024-AA7075 dissimilar alloys	47
H. Soleimani, K. Amini, F. Gharavi	
Optimization of TIG repair welding process parameters to obtain maximum tensile strength in AZ91C magnesium alloy	59
M. Aslani, M. Rafiei	
Effect of bonding temperature on the microstructure and electrochemical corrosion behavior of TLP bonded AISI 304L stainless steel	73
B. Binesh, S. Mirzaei, A. Taghi-Ahari	
Similar joining of NiTi shape memory alloy using pulsed nd:yag laser welding	89
A. Rasouli, H. Naffakh Moosavy	
Laser cladding of Inconel 625 on ASTM A575 steel	103
M.H. Zakeri, A.R. Nasresfahani, S.M. Barekat	
Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of dissimilar AA2024-AA6061 joints	113
S.Z.Anvari, M. Khandozi	
Effect of buffer layer and electrode composition on the mechanical properties of H13 steel repair welds using shielded metal arc welding	127
A. Ghorbani, B. Beidokhti	
Presenting a model for assessing the risk of welding cracks using the FBWM method	139
M. Karbasian, N. Adabavazeh, M. Nikbakht	



Iranian Institute of
Welding & Non Destructive Testing



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: +98-31-32231744 & 32231750 Fax: +98-31-32231765

Email:itmanager@iwnt.com
https://jwsti.iut.ac.ir

Administrative Director
Eng. N. Adabavazeh



Iranian Institute of
Welding & Non Destructive Testing



Isfahan University
of Technology

JOURNAL OF **Welding Science and Technology of Iran**

- **Effect of interlayer composition on the microstructure and mechanical properties..**
A. Alimoradi, H. Sabet, R. Tahavori
- **Investigation of the effect of explosive welding variables on the corrosion behavior...**
H. Nikbakht, M.R. Khanzadeh, H. Bakhtiari
- **Joining of the 5083 aluminum alloy using the bobbin tool friction stir welding...**
N. Taheri Moghaddam, A. Rabiezadeh, A. Khosravifard, L. Ghalandari
- **Welding of titanium base alloys by tungsten-gas pulse arc process and investigation...**
Gh. Eslami Varnamkhasti, S. M. Rafiaei
- **Effect of tool position on microstructural and mechanical properties of friction stir...**
H. Soleimani, K. Amini, F. Gharavi
- **Optimization of TIG repair welding process parameters to obtain maximum...**
M. Aslani, M. Rafiei
- **Effect of bonding temperature on the microstructure and electrochemical corrosion...**
B. Binesh, S. Mirzaei, A. Taghi-Ahari
- **Similar joining of NiTi shape memory alloy using pulsed Nd:YAG laser welding**
A. Rasouli, H. Naffakh Moosavy
- **Laser cladding of Inconel 625 on ASTM A575 steel**
M.H. Zakeri, A.R. Nasresfahani, S.M. Barekat
- **Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties...**
S.Z.Anvari, M. Khandozi
- **Effect of buffer layer and electrode composition on the mechanical properties...**
A. Ghorbani, B. Beidokhti
- **Presenting a model for assessing the risk of welding cracks using the FBWM method**
M. Karbasian, N. Adabavazeh, M. Nikbakht