



دانشگاه صنعتی اصفهان



انجمن جوشکاری آزمایشگاهی غیرمخرب ایران

مجله علمی پژوهشی علوم و فناوری جوشکاری ایران

- روش ساخت دستگاه کوبش هماهنگ با لیزر پالسی و تاثیر آن بر جوش آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱
حسین ابراهیم زاده، حسن فرهنگی
- مروری بر چالش‌های فولادهای پیشرفته خودرویی در فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای
روح اله عشیری، مرتضی شمعیان، حمیدرضا سلیمی جزی، یئونگ دو پارک، محمدرضا سلمانی
- تأثیر متغیرهای فرایند جوش اصطکاکی چرخشی بر خواص مکانیکی و فیزیکی اتصال لوله...
یاسر قربانی امیر، اشکان ذوالریاستین، حسین ترابیان
- اثر نوع فلاکس فعال کننده سطحی بر پروفیل جوش، پیچیدگی زاویه ای ناشی از جوشکاری...
امیر لری امینی، حامد ثابت، محسن قنبری حقیقی
- بررسی تجربی شکل پذیری ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده بسیار نازک فولاد IF با روش...
مهدی صفری، حامد دیلمی عضدی
- مدل سازی دما در جوشکاری اصطکاکی-اختلاطی فولاد زنگ نزن دوفازی به وسیله روش‌های...
محمد یوسفیه، امین جباری
- تاثیر دمای اتصال دهی بر خصوصیات اتصال TLP مجموعه AISI 2205/BNi-3/AISI 2205
سید علیرضا بهشتی بافقی، مسعود مصلاهی پور
- ارزیابی ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش اتصال غیرمشابه فولادهای API 5L X80/DSS 2205...
رضا دهملایی، محمد سعید ریسی سارانی، خلیل رنجبر
- ارزیابی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال نفوذی تیتانیم و فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI 304
سیده زهرا انوری، سعید دانش پور، صفورا عشاقی
- ارزیابی رفتار خوردگی اتصال غیرمشابه آلیاژ اینکونل ۶۱۷ به فولاد کم‌آلیاژ A387-Gr.11
زهرا شهریار، ایمان کیوان راد، خلیل الله قیصری، خلیل رنجبر، رضا دهملایی، سید روح الله موسوی
- اتصال مواد مرکب پایه گرماسخت به روش جوشکاری فراصوتی به کمک لایه واسط هم‌پخت
علیرضا جباری راد، داود اکبری، محمد گلزار
- ارزیابی رفتار خستگی آلیاژ ریختگی و فرآوری شده فوق ریزدانه آلیاژ AI-7۰۷۵ با استفاده از...
عبدالرسول سلطانی پور، عبدالرضا سلطانی پور، خسرو فرمنش



دانشگاه صنعتی اصفهان

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران



انجمن جوشکاری آزمایشگاهی غیرمخرب ایران

مدیر مسئول: مهندس عبدالوهاب ادب آوازه

سر دبیر: دکتر مرتضی شمعیان اصفهانی

هیئت تحریریه

دکتر مسعود کثیری دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد	دکتر فرشید کاشانی بزرگ دانشگاه تهران	دکتر حامد ثابت دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج
دکتر مرتضی شمعیان اصفهانی مهندس جلال کنگازیان	دکتر امیرحسین کوبی 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 بطور همزمان نیز در مجله دیگری تحت بررسی نمی باشد.

بهای اشتراک سالانه:

اعضای انجمن ۵۰۰.۰۰۰ ریال

غیراعضای ۱.۰۰۰.۰۰۰ ریال

برای هر گونه 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 آزمایشهای غیرمخرب،
- گسترش ارتباط و تبادل اطلاعات میان دانشگاه و مراکز علمی و پژوهشی کشور و صنایع مرتبط،
- شناخت تنگناها و مشکلات فنی موجود در زمینه صنعت جوشکاری، بازرسی و آزمایشهای غیرمخرب،
- آشنائی با آخرین دستاوردهای تحقیقاتی و تکنولوژیک در زمینه صنعت جوشکاری، بازرسی و آزمایشهای غیرمخرب،
- انتقال تجربیات آزمایشهای غیرمخرب در بخشهای مختلف صنعتی و خدماتی.

دفتر نشریه: اصفهان - خیابان شمس آبادی - ساختمان شمس - طبقه ۴- واحد ۴۱۳، کدپستی: ۸۱۳۴۶۵۳۳۸۱

تلفن: ۳۲۲۳۸۴۴۷ (۰۳۱) | نمابر: ۳۲۲۳۱۷۶۵ (۰۳۱)

پست الکترونیکی: itmanager@iwnt.com

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

مدیر اجرایی: مهندس نازیلا ادب آوازه

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

ناشر: مرکز نشر، دانشگاه صنعتی اصفهان

چاپ: چاپخانه دانشگاه صنعتی اصفهان

شاپا: 2476-583X

شاپا الکترونیکی: 2676-6787

فهرست

- 1 روش ساخت دستگاه کوبش هماهنگ با لیزر پالسی و تاثیر آن بر جوش آلیاژ آلومینیوم 6061
حسین ابراهیم زاده، حسن فرهنگی
- 13 مروری بر چالش های فولادهای پیشرفته خودروبی در فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای
روح اله عشیری، مرتضی شمعیان، حمیدرضا سلیمی جزی، یثونگ دو پارک، محمدرضا سلمانی
- 29 تأثیر متغیرهای فرایند جوش اصطکاکی چرخشی بر خواص مکانیکی و فیزیکی اتصال لوله آلومینیوم به مس
یاسر قربانی امیر، اشکان ذوالریاستین، حسین ترابیان
- 41 اثر نوع فلاکس فعال کننده سطحی بر پروفیل جوش، پیچیدگی زاویه ای ناشی از جوشکاری A-TIG فولاد زنگ نزن
دوفازی AISI 2205
امیر لری امینی، حامد ثابت، محسن قنبری حقیقی
- 53 بررسی تجربی شکل پذیری ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده بسیار نازک فولاد IF با روش جوشکاری اصطکاکی
اغتشاشی
مهدی صفری، حامد دیلمی عضدی
- 65 مدل سازی دما در جوشکاری اصطکاکی-اختلاطی فولاد زنگ نزن دوفازی به وسیله روش های لاگرانژ چند متغیره،
برونبایی خطی و رگرسیون خطی چند گانه
محمد یوسفیه، امین جباری
- 77 تاثیر دمای اتصال دهی بر خصوصیات اتصال TLP مجموعه AISI 2205/BNi-3/AISI 2205
سید علیرضا بهشتی بافقی، مسعود مصلاهی پور
- 91 ارزیابی ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش اتصال غیرمشابه فولادهای API 5L X80/DSS 2205 تولید شده به
روش PCGTAW
رضا دهملایی، محمد سعید ریسی سارانی، خلیل رنجبر
- 103 ارزیابی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال نفوذی تیتانیم و فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI 304
سیده زهرا انوری، سعید دانش پور، صفورا عشاقی
- 119 ارزیابی رفتار خوردگی اتصال غیرمشابه آلیاژ اینکونل 617 به فولاد کم آلیاژ A387-Gr.11
زهرا شهریار، ایمان کیوان راد، خلیل الله قیصری، خلیل رنجبر، رضا دهملایی، سید روح الله موسوی
- 137 اتصال مواد مرکب پایه گرماسخت به روش جوشکاری فراصوتی به کمک لایه واسط هم پخت شده
علیرضا جباری راد، داود اکبری، محمد گلزار
- 145 ارزیابی رفتار خستگی آلیاژ ریختگی و فرآوری شده فوق ریزدانه آلیاژ AI-7075 با استفاده از فناوری اصطکاکی
اغتشاشی
عبدالرسول سلطانی پور، عبدالرضا سلطانی پور، خسرو فرمش

روش ساخت دستگاه کوبش هماهنگ با لیزر پالسی و تاثیر آن بر جوش آلیاژ آلومینیوم 6061

حسین ابراهیم زاده، حسن فرهنگی*

دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشگاه تهران

(دریافت مقاله: 1398/08/10؛ پذیرش مقاله: 1399/06/15)

چکیده

غیر ممتد بودن پرتو لیزر در لیزرهای پالسی این امکان را فراهم می‌کند که بتوان در فاصله دو پرتو متوالی کوبش مکانیکی را روی مهره‌ای از جوش که هنوز داغ است انجام داد. در فاصله زمانی بسیار کم (20، 150 و 300 میلی‌ثانیه) بعد از اعمال پالس لیزر، کوبش مکانیکی روی مهره جوش انجام شد. جهت دستیابی به این زمان‌های کوبش، سنسور نور پالس n ام را تشخیص داد و بازوی مکانیکی شروع به حرکت نمود. پس از رسیدن نوک سنبه به نزدیکی قطعه‌کار، پالس $n+1$ ام به سطح قطعه کار تابانده شد و بنابراین سنبه پس از پیمودن فاصله‌ای کوتاه به جوش برخورد کرد. خواص مکانیکی مطلوب در بالاترین زمان (300 میلی‌ثانیه) و فشار کوبش (6 بار) به دست آمد. علت این امر عدم شکست جوش در اثر نیروهای خمشی کوبش بود.

کلمات کلیدی: جوشکاری لیزر پالسی، کوبش هماهنگ، آلیاژ آلومینیوم 6061، فشار پنوماتیک، زمان تاخیر، خواص مکانیکی.

Fabrication of synchronized hammer peening with pulsed laser welding and its effect on 6061 aluminum alloy weld

H. Ebrahimzadeh, H. Farhangi*

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

(Received 1 November 2019 ; Accepted 5 September 2020)

Abstract

The non-continuous laser beam in pulsed lasers allows the mechanical peening between two consecutive beams on a still hot weld bead. At a very short time (20, 150 and 300 ms) after laser pulse application, mechanical peening was performed on the welding bead. To achieve these short times, the light sensor detects the n th laser pulse and the mechanical arm starts moving. Upon reaching the tip of the pin near the workpiece, the $n + 1$ th pulse was irradiated to the workpiece surface, and so the pin impact to the weld bead after traveling a short distance. Desirable mechanical

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

properties were obtained at the highest time (300 ms) and highest pressure (6 bars). In this time and pressure the weld beads were not broken due to bending forces of peening.

Keywords: Pulsed laser welding, Synchronized hammer peening, 6061 aluminum alloy, Delay time; Pneumatic pressure, Mechanical properties.

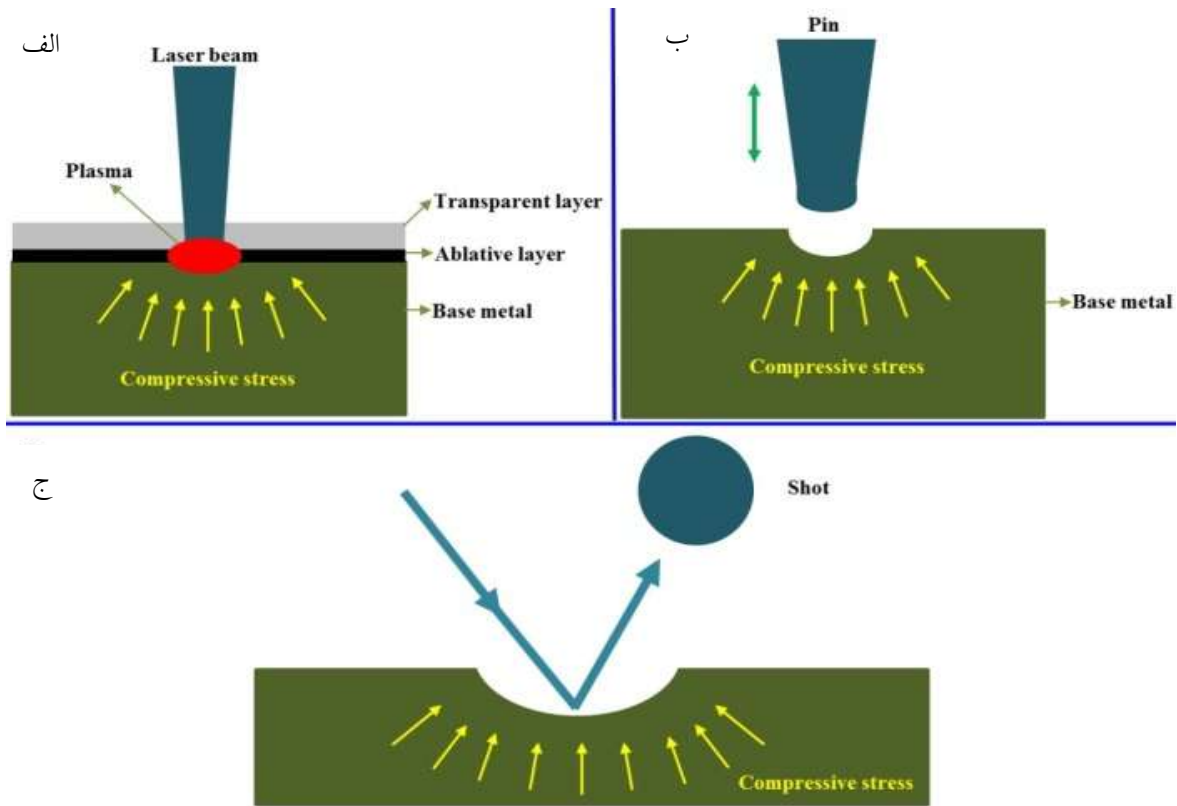
1- مقدمه

و انجماد در جوشکاری پالسی با فرکانس پایین یک فرایند غیرپیوسته است بدین معنی که بعد از اعمال هر پالس ماده ذوب و منجمد می‌شود و پالس بعدی روی ناحیه منجمد شده اصابت می‌کند. بنابراین در این نوع فرآیند اشاعه ترک از یک پالس به پالس بعدی و همچنین ترمیم ترک در یک پالس به وسیله پالس بعدی با فرآیندهای ذوب و انجماد پیوسته متفاوت است [17-20].

مقدار تنش های حاصل از جوشکاری با افزایش طول جوش افزایش پیدا می‌کنند. یعنی مقدار تنش کششی در انتهای خط جوش (Weld Seam) بیشتر از ابتدای آن است [21]. این امر باعث می‌شود که در بسیاری از مواقع ترک در ابتدای جوشکاری به وجود نیاید، بلکه با افزایش طول جوش و رسیدن به مقدار بحرانی تنش، ترک گرم ایجاد شود. بدیهی است خستگی کردن تنش های کششی در مراحل اولیه مانع از بزرگ شدن آنها و رسیدن به حد آستانه‌ای برای ایجاد ترک های گرم طولی خواهد شد. انجماد غیر پیوسته و آگاهی از این موضوع که تنش با افزایش طول جوش افزایش پیدا می‌کند، موجب خلق روشی ابتکاری در جوش لیزر پالسی شد. بدین صورت که پس از اعمال هر پالس لیزر، در زمانی مناسب کوبش روی سطح همان پالس صورت گیرد و بعد از آزاد سازی تنش های کششی ناشی از ذوب و انجماد پالس بعدی اعمال شود. در این پژوهش تاثیر روش ابتکاری کوبش مکانیکی سنکرون شده با پالس لیزر بر خستگی سازی تنش های کششی ناشی از جوشکاری و همچنین ترمیم ترک های گرم یک پالس به وسیله پالس بعدی در فرآیند جوشکاری لیزر پالسی با شکل پالس مربعی مورد بررسی قرار خواهد گرفت. همچنین اثر کوبش مکانیکی حین جوشکاری روی خواص مکانیکی و ریزساختار جوش و منطقه متأثر از حرارت بررسی می‌شود.

جهت ایجاد تنش های پسماند فشاری و بهبود پروفیل جوش از کوبش استفاده می‌شود. در این فرآیند تغییر شکل پلاستیک موضعی به سطح ماده اعمال می‌شود و در نتیجه تنش پسماند فشاری بسیار بالایی در ماده ایجاد خواهد شد. از روش های مختلف کوبش می‌توان به کوبش با چکش، کوبش با لیزر، کوبش به وسیله ذرات اشاره کرد (شکل (1)) [1-5]. در کوبش با چکش یا کوبش مکانیکی از سیلندرهای پنوماتیک یا هیدرولیک، سلونوییدهای مغناطیسی یا هر روشی که به وسیله آن بتوان حرکت رفت و برگشتی ایجاد کرد، جهت کوبیدن یک سنبه روی سطح ماده استفاده می‌شود.

در حال حاضر از کوبش مکانیکی بعد از اتمام جوشکاری یا به فاصله کمی از مشعل جوشکاری (Trail Peening) استفاده می‌شود. اما مشکل عمده جوشکاری آلیاژهای سری 6XXX ایجاد ترک گرم است [6 و 7]. ترک گرم حین انجماد ماده ایجاد می‌شود و در نتیجه کوبش بعد از جوشکاری نمی‌تواند در بسته شدن این ترک ها و به خصوص ترک های ماکرو چندان موثر باشد. جهت جلوگیری از ایجاد ترک های گرم در جوشکاری ذوبی در آلیاژهای سری 6XXX از فیلر غیر هم جنس از آلیاژهای سری 4XXX و 5XXX و جوشکاری مقاومتی استفاده می‌شود [8-10]. استفاده از فیلر غیر هم جنس باعث خوردگی گالوانیک اتصال در محیط های خورنده می‌شود [11-13]. در سال های اخیر به منظور کاهش ترک گرم بدون استفاده از فیلر غیر هم جنس تحقیقات زیادی در زمینه جوشکاری با منابع با دانسیته انرژی بالا و حرارت ورودی پایین مانند پرتو لیزر انجام شده است. کاهش حرارت ورودی در این گونه فرآیندها باعث کاهش ترک های گرم می‌شود [14-16]. یکی از لیزرهای مورد استفاده در جوشکاری فلزات لیزر Nd:YAG پالسی است. ذوب



شکل 1- طرح واره‌ای از الف) کوبش لیزری، ب) کوبش مکانیکی و ج) کوبش با ذرات

2-2- قید و بند متحرک

بخش مکانیکی از اجزایی شامل ریل، واگن، بال اسکرو، چرخ‌دنده و متعلقات، تسمه تایم و موتور استپر با گشتاور $13 \text{ kg} \times \text{cm}$ تشکیل شده است. حرکت دورانی از طریق تسمه تایم و دو عدد چرخ‌دنده به بال اسکرو منتقل شده و بال اسکرو حرکت دورانی را به حرکت طولی تبدیل می‌کند. این مجموعه روی ورق‌هایی از جنس آلایژ آلومینیوم 6061 سوار شده‌اند. برای تنظیم ارتفاع فیکسچر زیر محل تابش پرتو لیزر از یک سیستم پیچ، مهره، بلبرینگ و میله‌های راهنما استفاده شده است. شکل (3) بخش مکانیکی قید و بند را نشان می‌دهد.

بخش کنترلی دستگاه، از منبع تغذیه، درایور موتور استپر، مدار میکرو AVR، صفحه نمایش و کلیدهای کنترلی تشکیل شده است. مدار میکرو از طریق خروجی دیجیتال، بسامدهای مورد نظر را ایجاد و با ارسال آن‌ها به درایور سرعت مورد نظر را برای موتور استپر تعیین می‌کند. قسمت کنترلی قید و بند در شکل (4) نشان داده شده است. به کمک بخش مکانیکی و

2- شرح دستگاه

2-1- دستگاه لیزر

در این تحقیق از روش جوشکاری از دستگاه میکرولیزر Nd:YAG پالسی مدل SW-1 استفاده شده است (شکل 2). به دلیل کم بودن توان متوسط دستگاه لیزر مورد استفاده که حدود 80 وات است، عمق جوش‌ها در مقایسه با پهنای آن‌ها کمتر است.



شکل 2- دستگاه جوش لیزر پالسی

نصب شده روی قید و بند و سیستم الاکلنگی جهت اعمال کوبش را نشان می‌دهد.



شکل 5- بخش پنوماتیکی دستگاه کوبش مکانیکی

بخش کنترلی از یک منبع تغذیه، یک مدار AVR، سنسور نور برای تشخیص پالس لیزر، صفحه نمایش، کلیدهای کنترلی، رله SSR و شیر پنوماتیک الکتریکی تشکیل شده است. سنسور تشخیص پالس لیزر از طریق ورودی آنالوگ مدار AVR، وقوع پالس لیزر را به مدار اطلاع می‌دهد. مدار با اعمال تاخیر زمانی بعد از پالس لیزر که قابل تنظیم است از طریق خروجی دیجیتال به رله SSR دستور وصل جریان برق 220 V شیر پنوماتیکی را صادر می‌کند. زمان باز بودن شیر پنوماتیکی نیز قابل تنظیم است. شکل (6) مدار الکترونیکی و شیر پنوماتیک الکتریکی مربوطه را نشان می‌دهد. برنامه نویسی مدار مربوطه در محیط ARDUINO انجام شد. بخش مکانیکی دستگاه کوبش، چابکی کافی جهت شروع حرکت و رسیدن سنبه به سطح قطعه کار در زمان‌های بسیار کم را نخواهد داشت. در نتیجه برای رفع این مشکل پالس قبلی مبنای کار قرار می‌گرفت. بدین صورت که سنسور مربوطه، پالس n را تشخیص می‌دهد و محاسبات به گونه ای انجام می‌شود که با اعمال زمان تاخیر مناسب در لحظه اعمال پالس n+1 سنبه به نزدیک قطعه کار رسیده باشد. در این لحظه پس از اعمال پالس با فاصله بسیار اندکی کوبش انجام خواهد شد.

مدارهای کنترلی فیکسچر ساخته شده قادر به حرکت با سرعت حداقل 0/125 mm/s بدون لرزش است. همان‌گونه که در بخش‌های بعدی اشاره خواهد شد، کنترل سرعت به صورت دقیق و در مقیاس کوچک جهت هماهنگی با دستگاه کوبش مکانیکی، مورد نیاز خواهد بود.



شکل 3- بخش مکانیکی قید و بند جابجایی نمونه زیر پرتو لیزر



شکل 4- بخش کنترلی قید و بند جابجایی نمونه زیر پرتو لیزر

2-3- دستگاه کوبش مکانیکی

جهت اعمال کوبش از سیلندر پنوماتیک بهره گرفته شد. این سیلندر با قطر 25 mm می‌تواند در فشار 8 bar نیرویی معادل 392/5N تولید کند. بدیهی است با کاهش فشار سیلندر نیرو نیز کاهش پیدا می‌کند. به وسیله دو عدد بلبرینگ و یک سیستم الاکلنگی بدون لرزش حرکت سیلندر به سنبه منتقل می‌شود. سیستم طوری طراحی شده است که بتوان سنبه‌ها و سیلندرهای متفاوت روی دستگاه نصب کرد. شکل (5) سیلندر پنوماتیک

گرفت. شکل پالس لیزر به صورت مربعی بود. قطر اشعه در ناحیه تمرکز برای کلیه نمونه‌ها 0/5 mm است. پس از اعمال هر پالس لیزر یک ضربه به وسیله سنبه‌ای به قطر یک میلی متر روی سطح جوش ایجاد شده اعمال می‌شود. متغیر اساسی کوبش در این مرحله زمان کوبش پس از اعمال پالس لیزر و فشار کوبش است. در شکل (7) توالی لیزر و کوبش نشان داده شده است. در شکل (8) چگونگی حرکت نمونه و انجام کوبش مکانیکی روی قید و بند مربوطه نشان داده شده است. متغیرهای جوشکاری در جدول (2) ذکر شده‌اند.

در این جدول نمونه‌های کوبش هم‌زمان شده با حرف P مشخص شده‌اند که در آن عدد سمت چپ فشار کوبش و عدد سمت راست زمان تاخیر را نشان می‌دهد. ریزساختار و ایجاد ترک‌های گرم به وسیله میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی مورد بررسی قرار گرفت. محلول مورد استفاده برای حکاکی کلر می‌باشد

سختی سنجی موضع جوش و ناحیه متأثر از حرارت توسط دستگاه سختی سنجی میکرو ویکرز با بار 25 gr و زمان 15 ثانیه و بر اساس استاندارد ASTM E92 انجام شده است. شکل (9) محل ریزسختی سنجی را نشان می‌دهد.

جهت تعیین استحکام کششی، آزمایش کشش روی نمونه‌ها مطابق استاندارد ASTM E8 انجام شد. ابعاد نمونه آزمون کشش بر اساس نمونه اندازه کوچک انتخاب شد. شکل (10)



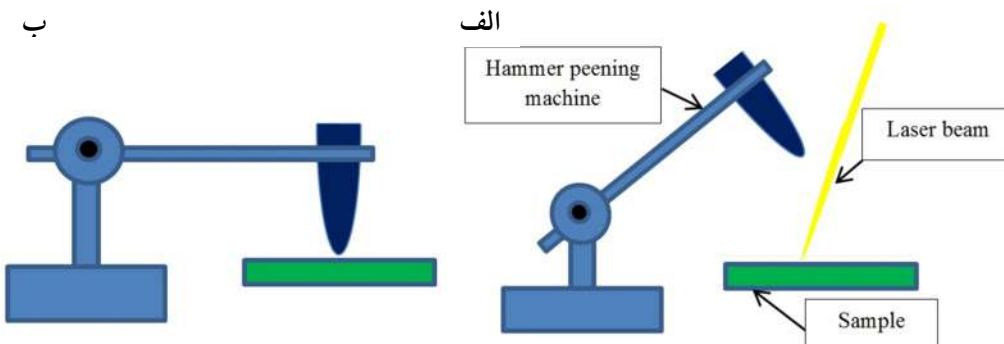
شکل 6- الف) بخش کنترلی دستگاه کوبش مکانیکی و ب) شیر پنوماتیک الکتریکی

3- مواد و روش تحقیق

ورقی از جنس آلیاژ آلومینیوم 6061-O با ترکیب شیمیایی جدول (1) به ضخامت 0/8 mm به وسیله لیزر پالسی Nd:YAG به صورت Bead on Plate مورد جوشکاری قرار

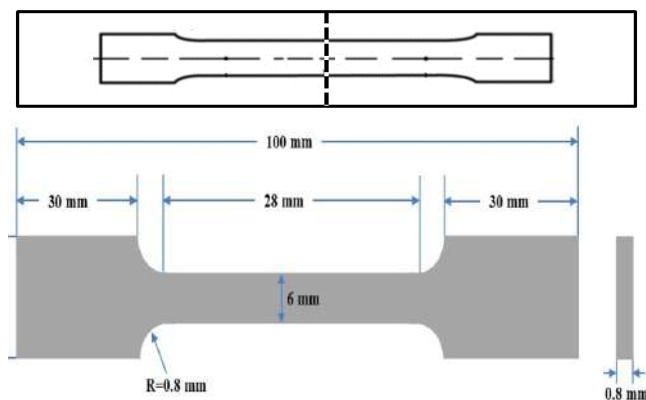
جدول 1- ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم 6061

Al	Mg	Si	Cu	Zn	Mn	Cr	Fe	Ti	Ni
Wt. %	Wt. %	Wt. %	Wt. %	Wt. %	Wt. %	Wt. %	Wt. %	Wt. %	Wt. %
Balance	0.91	0.69	0.22	0.06	0.05	0.16	0.43	0.05	0.01

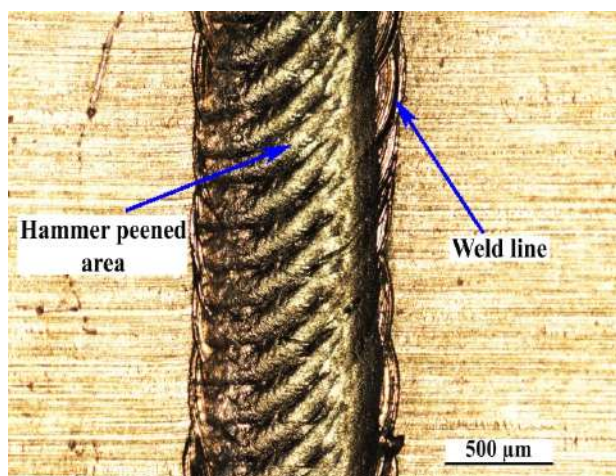


شکل 7- توالی لیزر و کوبش. الف) پرتو لیزر به سطح قطعه کار تابانده شده است و ب) کوبش در ناحیه اعمال پرتو لیزر انجام شده است.

از بین رفته‌اند. بنابراین، بررسی‌های مربوطه در مقطع جوش انجام خواهد شد.



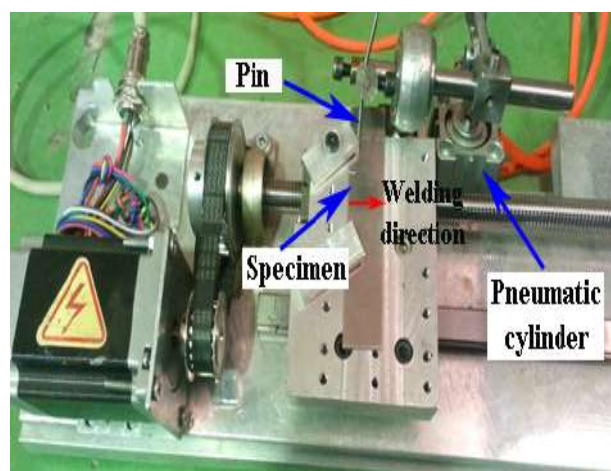
شکل 10- ابعاد و چگونگی برش نمونه کشش



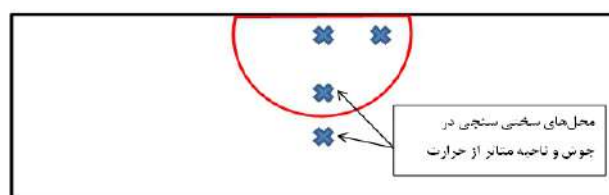
شکل 11- سطح بالایی نمونه جوشکاری شده با کوبش مکانیکی هم زمان

در شکل (12)، تصاویر مقطع نمونه 4P20 نشان داده شده است. در این نمونه کوبش مکانیکی در کوتاه‌ترین زمان پس از اعمال هر پالس لیزر انجام شد. شواهدی از ایجاد ترک‌های درون جوش به لبه‌های حوضچه جوش قابل مشاهده است. ترک‌ها بین دانه‌ای و در امتداد مرزهای دانه قرار دارند. کوبش مکانیکی باعث شده است که ترک‌های گرم وارد ناحیه متأثر از حرارت نشوند. تنش فشاری ایجاد شده در اثر کوبش مکانیکی و تنش‌های پسماند فشاری ناشی از کوبش پالس‌های قبلی، دانه‌های ناحیه متأثر از حرارت را به یکدیگر فشار می‌دهد و قسمت‌های ذوب شده از مرزهای دانه در مناطق نزدیک خط جوش ناپدید می‌شوند.

ابعاد نمونه‌های کشش و محل استخراج آن‌ها از نمونه‌های جوشکاری شده را نشان می‌دهد. برشکاری نمونه‌ها به وسیله دستگاه وایرکات انجام شد. آزمون کشش با سرعت 1 mm/min انجام شد. جهت همگن سازی استحکام جوش با فلز پایه قبل از انجام آزمون کشش عملیات حرارتی انحلال‌سازی و پیرسازی طبق استاندارد ASTM B918-09 انجام شد. برای حل کردن عناصر در زمینه آلومینیومی فرآیند محلول سازی در دمای 530 °C به مدت 35 min انجام شد. بلافاصله پس از اتمام فرآیند محلول سازی، نمونه‌ها در آب با دمای محیط، کوئنچ شدند. نمونه‌ها به مدت 18 hr در دمای 160 °C قرار گرفتند. عملیات حرارتی پیرسازی باعث رسوب ذرات Mg_2Si در زمینه آلومینیومی می‌شود.



شکل 8- چگونگی حرکت نمونه و انجام کوبش مکانیکی



شکل 9- محل ریز سختی سنجی از نقاط مختلف جوش

4- نتایج و بحث

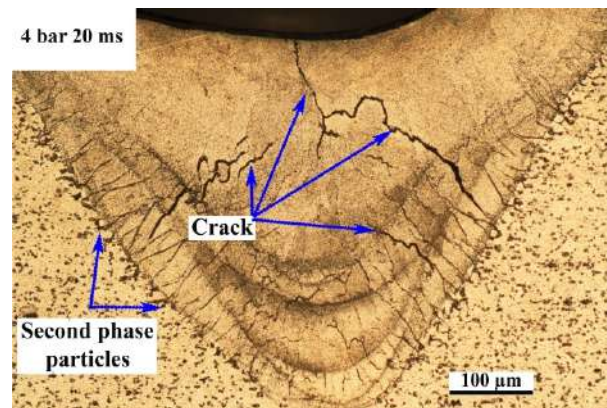
در شکل (11)، تصویری از سطح بالای خط جوش لیزر پالسی هماهنگ شده با کوبش مکانیکی نشان داده شده است. با توجه به تغییر شکل پلاستیک سطح جوش، علایم جوشکاری پالسی

جدول 2- متغیرهای جوشکاری لیزر پالسی

شماره نمونه	فشار کوبش (Bar)	زمان تاخیر بعد از اعمال پالس (ms)	انرژی پالس (J)	سرعت جوشکاری (mm/s)	بسامد (Hz)	پهنای زمانی پالس (ms)	قطر پرتو در ناحیه تمرکز (mm)
4P20	4	20	5.9	0.125	1	10	0.5
4P150	4	150	5.9	0.125	1	10	0.5
4P300	4	300	5.9	0.125	1	10	0.5
5P20	5	20	5.9	0.125	1	10	0.5
5P150	5	150	5.9	0.125	1	10	0.5
5P300	5	300	5.9	0.125	1	10	0.5
6P20	6	20	5.9	0.125	1	10	0.5
6P150	6	150	5.9	0.125	1	10	0.5
6P300	6	300	5.9	0.125	1	10	0.5

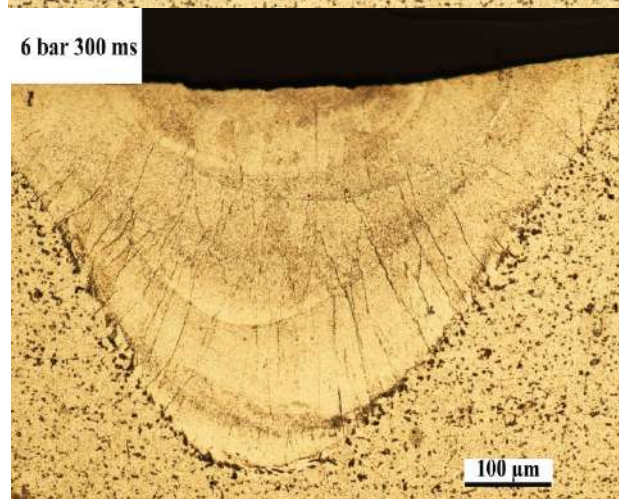
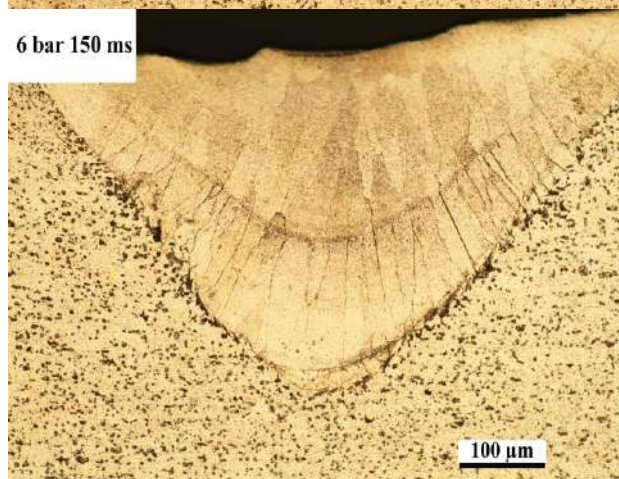
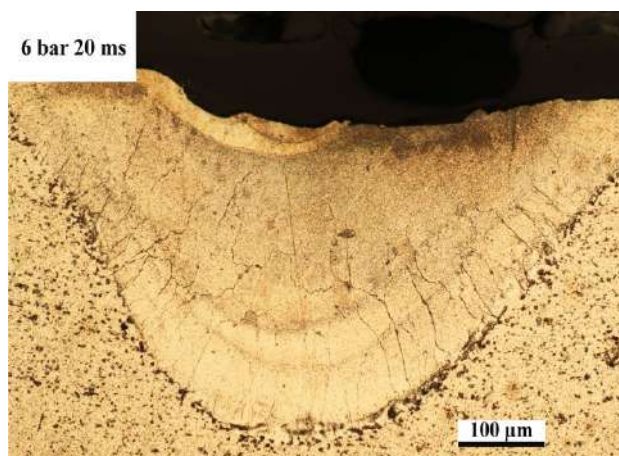
در این نمونه، زمان کوبش مکانیکی 150 ms پس از تاباندن پالس لیزر است. در این نمونه زمان اعمال کوبش مکانیکی نسبت به نمونه 4P20 افزایش یافته است. همانطور که مشاهده می‌شود، طول ترک در این نمونه کاهش یافته است. ترک‌ها در بالای حوضچه جوش و ناحیه متأثر از حرارت وجود ندارد و به لبه‌های جانبی حوضچه جوش محدود شده‌اند. نکته جالب در مورد این ترک‌ها عمق بسیار کم آن‌هاست. این ترک‌ها در طول خط جوش سرتاسری نیستند و بعد از کمی سنباده زنی و پولیش محو می‌شوند. شکل (14) سطح مقطع نمونه 4P300 را نشان می‌دهد. زمان کوبش مکانیکی در این نمونه حدود 300 ms پس از اعمال پالس لیزر است. در این نمونه هیچ ترکی دیده نمی‌شود. افزایش زمان تاخیر پس از اعمال پالس لیزر باعث کاهش تعداد ترک‌ها می‌شود. مرزهای دانه در لحظات اولیه پس از انجماد بسیار ضعیف هستند. بنابراین نیروهای خمشی حاصل از کوبش مکانیکی به راحتی آن‌ها را می‌شکند. همانطور که در شکل (15) نشان داده شده است اگرچه کوبش مکانیکی باعث کاهش تنش‌های کششی ناشی از جوش می‌شود، اما به دلیل شکل مخروطی حوضچه جوش، نیروهای خمشی در بالای جوش در اثر کوبش مکانیکی به وجود می‌آیند.

در شکل (16)، تصاویر نمونه‌های کوبش شده در فشار 6 bar در هر دو حالت پولیش شده و حکاکی شده نشان داده شده‌اند. در هیچ کدام از زمان‌های کوبش مکانیکی هیچ ترکی در جوش وجود ندارد. حتی در زمان کوبش مکانیکی 20 ms بعد از پالس لیزر هیچ ترکی مشاهده نمی‌شود. همانطور که مشاهده می‌شود،



شکل 12- سطح مقطع نمونه 4P20

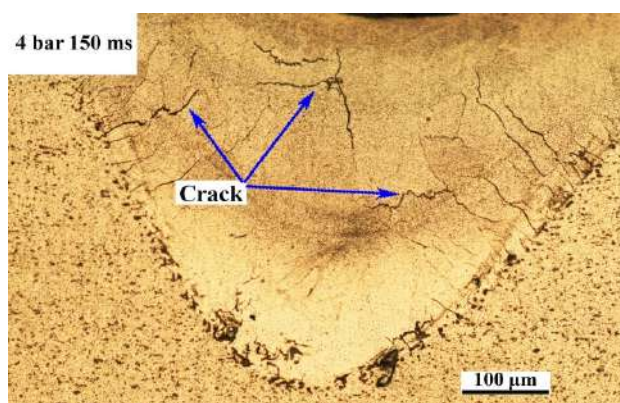
با استفاده از کوبش مکانیکی، تنش‌های کششی جوش تا حد زیادی حذف می‌شود. کوبش مکانیکی باعث می‌شود که ماده توسط تغییر شکل پلاستیک فشرده، تنش‌های کششی ناشی از جوشکاری آزاد و تنش‌های پسماند فشاری در آن ایجاد شود [4، 22-24]. کوبش مکانیکی رژیم تنش در خط جوش را تغییر می‌دهد. در نتیجه ترک‌های طولی که ممکن است در جوش‌های لیزر پالسی ایجاد شوند، حذف می‌گردد و تنش فشاری موجود در ناحیه متأثر از حرارت باعث توقف ترک در لبه حوضچه جوش می‌شود. در منابع اشاره شده است یکی از راه‌های کاهش ترک‌های گرم نورد خط جوش بلافاصله بعد از عبور مشعل جوشکاری است. با این روش تنش‌های جوش کاهش پیدا می‌کند و مانع از ایجاد ترک گرم می‌شود [25]. در روش کوبش مکانیکی هم‌زمان با لیزر پالسی نیز به وسیله کاهش تنش‌های جوش از ایجاد ترک طولی جلوگیری می‌شود. شکل (13) تصاویر سطح مقطع نمونه 4P150 را نشان می‌دهد.



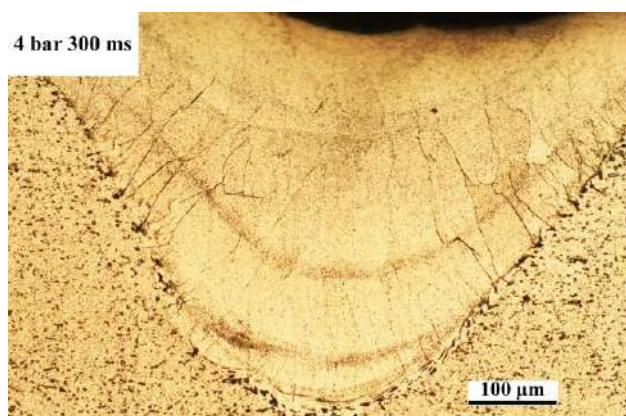
شکل 16- سطح مقطع نمونه‌های کوبش شده در فشار 6 bar زمان های 20 ms ، 150 ms و 300 ms بعد از اعمال پالس. کوبش در فشار 6 bar باعث حذف کامل ترک ها شده است.

در شکل (17) تاثیر کوبش هم‌زمان مکانیکی بر ایجاد ترک‌های جوش در نمونه‌های مورد آزمایش نشان داده شده است. کلیه نمونه‌ها در متغیرهای جوشکاری لیزر یکسان جوشکاری

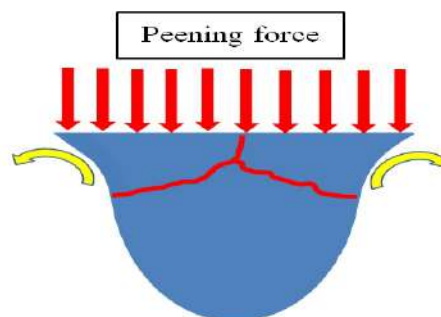
این خطوط تنها در اثر حاکاکی ایجاد شده‌اند و هیچ عمقی ندارند. همچنین روی خطوط مشکوک به ترک سختی سنجی انجام شد. همان‌طور که مشخص است ترک مقاومت چندانی در برابر نفوذ سنبه سختی سنجی ندارد و زیر یک فضای تو خالی است؛ در نتیجه در صورت سختی سنجی مقدار سختی افت پیدا می‌کند و نقطه اثر سنبه بزرگ‌تر می‌شود.



شکل 13- سطح مقطع نمونه 4P150. ترک‌ها نسبت به نمونه 4P20 کمتر هستند.

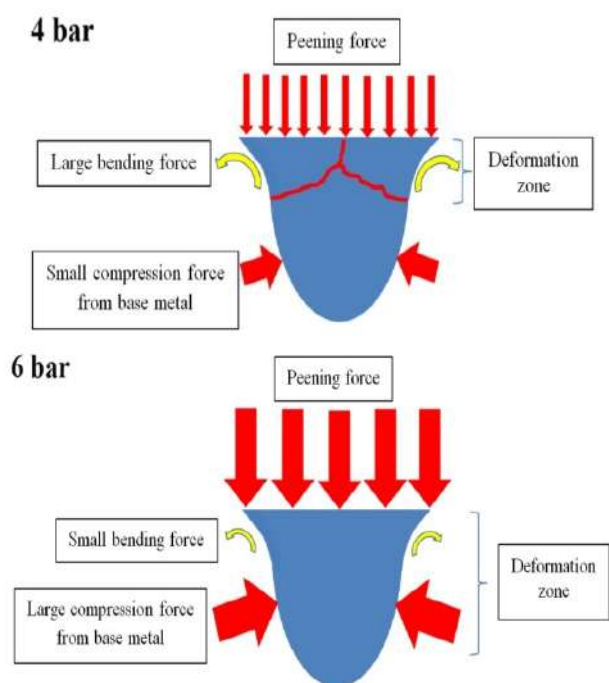


شکل 14- سطح مقطع نمونه 4P300. با افزایش زمان ترک‌های گرم حذف شده‌اند.



شکل 15- تصویر شماتیک از نیروهای خمشی ناشی از کوبش مکانیکی

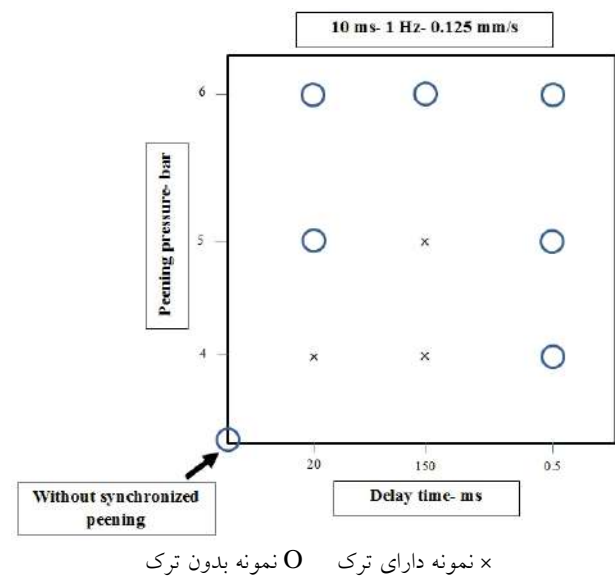
انجماد یافته می‌شوند. با افزایش زمان کوبش پس از پالس لیزر، ترک‌ها کاهش می‌یابند. دلیل این امر افزایش استحکام مرزخانه‌ها در اثر گذشت زمان است. با افزایش فشار کوبش احتمال شکسته شدن مرزخانه‌ها در زمان‌های اولیه پس از انجماد کاهش پیدا می‌کند. در اثر افزایش عمق تغییر شکل ماده، نیروهای خمشی کوچکتری به قسمت‌های بالای حوضچه جوش اعمال می‌شود. بنابراین، جوش مخروطی شکل به داخل فلز پایه نفوذ می‌کند و در نتیجه تنش‌های فشاری از طرف فلز پایه به حوضچه جوش اعمال می‌شود.



شکل 18- شماتیکی که علت ترک خوردن نمونه‌های کوبش شده در فشار 4 bar را نشان می‌دهد. نیروهای خمشی در نمونه‌های کوبش شده در فشار 6 bar در مقایسه با نیروهای فشاری وارد آمده به حوضچه جوش ناچیز هستند.

ریزسختی جوش کوبش نشده 77 HV است. مقادیر ریزسختی جوش، HAZ و فلز پایه نمونه کوبش شده در فشار 4 bar، به ترتیب 83 HV، 54 HV و 41 HV است. ریزسختی فلز جوش بالاتر از ناحیه متأثر از حرارت و فلز پایه است. از آنجایی که ناحیه متأثر از حرارت تحت کار مکانیکی قرار می‌گیرد و کار سخت شده است، سختی آن نسبت به فلز پایه بالاتر است.

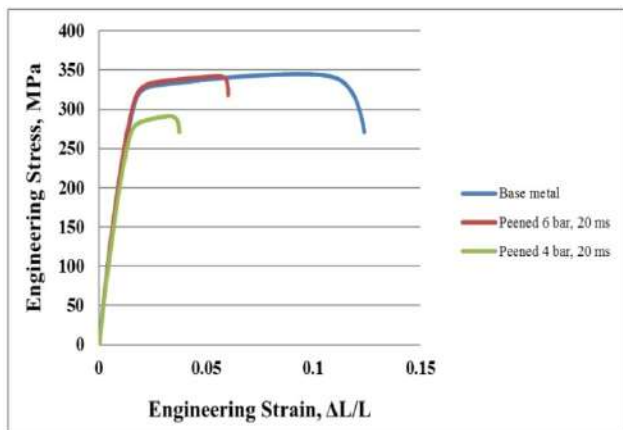
شده‌اند. محور عمودی این نمودار فشار کوبش و محور افقی زمان تاخیر انجام کوبش بعد از تابش لیزر را نشان می‌دهد. در این نمودار نمونه‌های دارای ترک با علامت ضربدر (x) و نمونه‌های بدون ترک با علامت دایره تو خالی نشان داده شده‌اند. در فشارهای کوبش و زمان پایین در نمونه‌های جوشکاری ترک ایجاد می‌شود. با افزایش فشار و زمان تاخیر ترک مجدداً حذف خواهد شد. لازم به ذکر است در شرایط بدون کوبش هم‌زمان با متغیرهای جوشکاری یکسان نمونه مورد نظر بدون ترک خواهد بود.



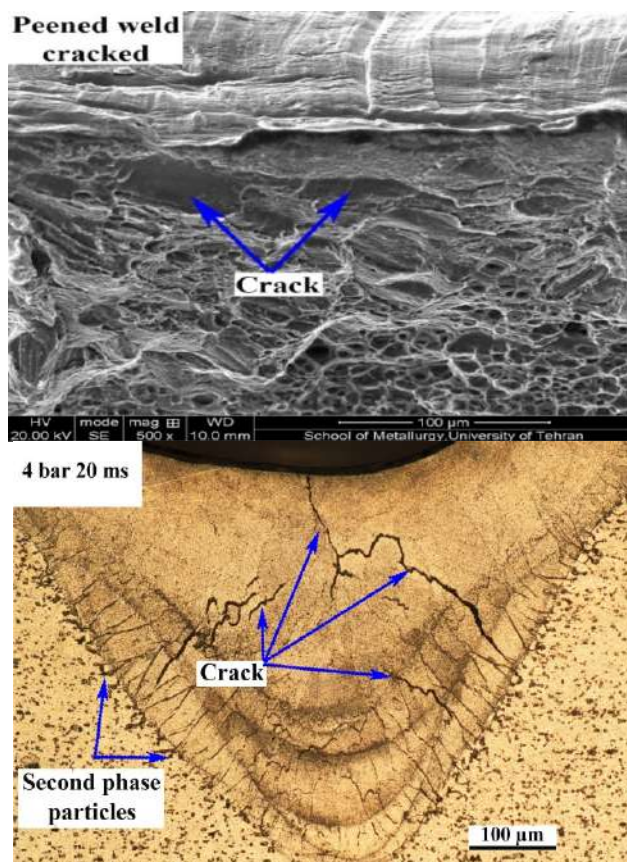
شکل 17- تاثیر کوبش هم‌زمان بر ایجاد ترک. کلیه نمونه‌ها در متغیرهای جوشکاری لیزر یکسان جوشکاری شده‌اند. محور عمودی این نمودار فشار کوبش و محور افقی زمان تاخیر انجام کوبش بعد از تابش لیزر را نشان می‌دهد. در فشارها و زمان‌های تاخیر پایین در نمونه‌ها ترک ایجاد خواهد شد. با افزایش فشار به 6 bar مجدداً ترک‌ها حذف خواهند شد.

دلیل ایجاد ترک در نمونه‌هایی که در فشار 4 bar کوبش شده‌اند، در شکل (18) نشان داده شده است. فشار اعمالی روی سطح با استفاده از کوبش مکانیکی، موجب تغییر شکل بیشتر قسمت‌های بالایی جوش در مقایسه با قسمت‌های پایین‌تر آن می‌شود. با توجه به هندسه جوش که مخروطی است نیروهای خمشی به قسمت‌های بالای حوضچه جوش اعمال می‌شوند. این نیروهای خمشی سبب شکسته شدن مرزخانه‌های تازه

این ترک‌ها نسبت به خط جوش مورب هستند. این ترک‌ها باعث کاهش استحکام و درصد ازدیاد طول نمونه‌های کشش شده‌اند.



شکل 19- نتایج آزمون کشش. نمونه کوبش شده در فشار 4 bar دارای استحکام کمتر از نمونه کوبش شده در فشار 6 bar است. درصد ازدیاد طول نمونه های کوبش شده کمتر از فلز پایه است.



شکل 20- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه‌های کشش. جهت گیری ترک‌ها در سطح مقطع نمونه متالوگرافی شده و نمونه کشش قابل مقایسه است.

هم‌چنین، از آن‌جایی که ریزسختی جوش بیشتر از فلز پایه است، در هنگام انجام کوبش مکانیکی تغییر شکل شدید در نزدیکی مرز جوش و فلز پایه رخ داده است. این تغییر شکل موجب شده است که ذرات فاز ثانویه به یکدیگر نزدیک شوند و در کنار مرز جوش انباشته شوند. لازم به ذکر است که آزمون ریزسختی سنجی بر روی تمام مناطق مشکوک به ترک انجام شده است. در تمام ترک‌های عمیق، سختی نسبت به جاهای دیگر جوش بسیار پایین‌تر بود، زیرا فضای خالی در داخل ترک نمی‌تواند در برابر نفوذ سنبه سختی سنجی مقاومت کند.

همان‌طور که می‌دانیم نمونه آزمون کشش از ضعیف‌ترین قسمت می‌شکند. حضور هر نوع ترک باعث می‌شود که نمونه از محل جوش بشکند. در نتیجه آزمون کشش برای بررسی وجود ترک در تمام خط جوش انجام شد. اما نتایج اندازه‌گیری ریزسختی نشان داد که سختی جوش بیشتر از فلز پایه است. برای همگن سازی استحکام کل نمونه، قبل از انجام آزمون کشش نمونه‌های مربوطه تحت عملیات حرارتی پیرسازی (T6) قرار گرفتند.

شکل (19) نتایج آزمون کشش را نشان می‌دهد. استحکام کششی فلز جوش بدون ترک، مشابه با فلز پایه است، اما درصد ازدیاد طول آن کمتر از فلز پایه است. فلز پایه شامل یک ساختار کار شده با دانه‌های هم‌محور ریز است. بنابراین، درصد ازدیاد طول آن بیشتر از فلز جوش با ساختار انجمادی است [26-28]. با این حال، با توجه به این‌که مکانیزم استحکام دهی در آلیاژهای Al-Mg-Si پیرسختی است، اگر در جوش عیوبی مانند ترک وجود نداشته باشد، می‌توان انتظار داشت که استحکام فلز جوش مشابه با فلز پایه باشد. ذکر این نکته ضروری است که جوش نفوذ کامل ندارد و بنابراین این نتایج برای فلز جوش قابل ارائه نیست. در این مطالعه، این نتایج فقط برای مقایسه کیفی و اطمینان از عدم وجود عیوب در ساختار آورده شده است. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه‌های آزمون کشش در شکل (20) نشان داده شده است. ترک‌های موجود در سطح شکست با ترک‌های موجود در نمونه‌های متالوگرافی قابل مقایسه است. هر دوی

5- نتیجه گیری

cavitation peening," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 193, pp. 151-161, 2018/04/15/ 2018.

[4] B. Dhakal and S. Swaroop, "Review: Laser shock peening as post welding treatment technique," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 32, pp. 721-733, 2018/04/01/ 2018.

[5] R. Mannens, D. Trauth, P. Mattfeld, and F. Klocke, "Influence of Impact Force, Impact Angle, and Stroke Length in Machine Hammer Peening on the Surface Integrity of the Stainless Steel X3CrNiMo13-4," *Procedia CIRP*, vol. 71, pp. 166-171, 2018/01/01/ 2018.

[6] R.R. Ambriz, G. Mesmacque, A. Ruiz, A. Amrouche, and V.H. López, "Effect of the welding profile generated by the modified indirect electric arc technique on the fatigue behavior of 6061-T6 aluminum alloy," *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, 2010.

[7] A. M. Handbook, *Welding Brazing and Soldering*. USA: ASM International, 1992.

[8] A. W. Society, "Structural Welding Code Aluminum," ed: AWS Structural Welding Committee, 1997.

[9] R. S. Florea, K. N. Solanki, D. J. Bammann, J. C. Baird, J. B. Jordon, and M. P. Castanier, "Resistance spot welding of 6061-T6 aluminum: Failure loads and deformation", *Materials and Design*, vol. 34, 2012.

[10] K. C. Viveros, R. R. Ambriz, A. Amrouche, A. Talha, C. García, and D. Jaramillo, "Cold hole expansion effect on the fatigue crack growth in welds of a 6061-T6 aluminum alloy," *Journal of Materials Processing Technology*, 2014.

[11] A.B.M. Mujibur Rahman, S. Kumar, and A.R. Gerson, "Galvanic corrosion of laser weldments of AA6061 aluminium alloy," *Corrosion Science*, vol. 49, 2007.

[12] D. Q. Zhang, J. Li, H. G. Joo, and K. Y. Lee, "Corrosion properties of Nd:YAG laser-GMA hybrid welded AA6061 Al alloy and its microstructure," *Corrosion Science*, vol. 51, 2009.

[13] A.B.M. M. Rahman, S. Kumar, and A. R. Gerson, "The role of silicon in the corrosion of AA6061 aluminium alloy laser weldments," *Corrosion Science*, vol. 52, 2010.

[14] D. Y. KIM and Y. W. PARK, "Weldability evaluation and tensile strength estimation model for aluminum alloy lap joint welding using hybrid system with laser and scanner head," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 22, 2012.

[15] A. Schneider, V. Avilov, A. Gumenyuk, and M. Rethmeier, "Laser beam welding of aluminum alloys under the influence of an electromagnetic field," *Physics Procedia*, vol. 41, 2013.

[16] J. P. Bergmann, M. Bielenin, M. Stambke, T. Feustel, P. v. Witzendorff, and J. Hermsdorf, "Effects of diode laser superposition on pulsed laser welding of aluminum," *Physics Procedia*, vol. 41, 2013.

[17] H. Yamamoto, S. Harada, T. Ueyama, and S. Ogawa, "Study of low-frequency pulsed MIG welding," *Welding International*, vol. 7, no. 1, pp. 21-26, 1993/01/01 1993.

منقطع بودن تابش پرتو لیزر در لیزرهای پالسی فرصتی ایجاد می‌کند که بتوان در فاصله دو پالس متوالی کار مکانیکی رو مهره جوش اعمال کرد. بر این اساس نتایج زیر قابل ارائه است:

- در زمان‌های کوتاه بعد از تابیدن پرتو لیزر استحکام فلز منجمد شده پایین است و در نتیجه در اثر کوبش مکانیکی در فلز جوش ترک‌هایی ایجاد می‌شود.

- با افزایش فشار کوبش به دلیل تغییر رژیم تنش‌های خمشی، شکست فلز جوش حتی در زمان‌های اندک بعد از تابش پرتو لیزر اتفاق نمی‌افتد.

- سختی فلز جوش و منطقه متاثر از حرارت در اثر کوبش مکانیکی بالا می‌رود. دلیل این امر کار سختی نواحی کوبش شده است.

- در سطح شکست نمونه‌های کشش دارای ترک، نشانه‌هایی از ترک‌های مورب که در سطح مقطع نمونه‌های متالوگرافی نیز قابل مشاهده هستند، وجود دارد. این ترک‌ها عامل اصلی کاهش استحکام و درصد ازدیاد طول نسبت به فلز پایه هستند.

تشکر و قدردانی

نویسندگان این مقاله بر خود لازم می‌دانند از آقای دکتر ویتزندورف به خاطر راهنمایی‌هایشان و از آزمایشگاه متالوگرافی دانشکده متالورژی و مواد دانشگاه تهران و شرکت پرتو پردازش مواد تهران به خاطر همکاری صمیمانه‌شان تشکر کنند.

منابع

[1] J. Liu, W. X. Gou, W. Liu, and Z. F. Yue, "Effect of hammer peening on fatigue life of aluminum alloy 2A12-T4," *Materials & Design*, vol. 30, no. 6, pp. 1944-1949, 2009/06/01/ 2009.

[2] S.-H. Han, J. W. Han, Y. Y. Nam, and I. Cho, "Fatigue life improvement for cruciform welded joint by mechanical surface treatment using hammer peening and ultrasonic nanocrystal surface modification," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 32, no. 7, pp. 573-579, 2009.

[3] K. Takahashi, H. Osedo, T. Suzuki, and S. Fukuda, "Fatigue strength improvement of an aluminum alloy with a crack-like surface defect using shot peening and

- stir welded 6061 aluminum alloy joints ",Materials Characterization, vol. 126, pp. 64-73, 2017/04/01/ 2017.
- [23] V. Schulze, F. Bleicher, P. Groche, Y. B. Guo, and Y. S. Pyun, "Surface modification by machine hammer peening and burnishing," *CIRP Annals*, vol. 65, no. 2, pp. 809-832, 2016/01/01. ۲۰۱۶ /
- [24] L. Suominen, M. Khurshid, and J. Parantainen, "Residual Stresses in Welded Components Following Post-weld Treatment Methods," *Procedia Engineering*, vol. 66, pp. 181-191, 2013/01/01/ 2013.
- [25] Y. P. Yang, P. Dong, X. Tian, and Z. Zhang, *Prevention of Welding Hot Cracking of High Strength Aluminum Alloys by Mechanical Rolling*. 1998, pp. 700-705.
- [26] G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, 3rd ed. ed. New York: Mc Graw-Hill Book Co., 1986, p. 751.
- [27] H. Zhu, F. Qin, and H. Chen, "Effect of ultrasonic temperature and output power on microstructure and mechanical properties of as-cast 6063 aluminum alloy," *Journal of Alloys and Compounds*, 2018/10/25/ 2018.
- [28] S. Chen, X. Li, X. Jiang, T. Yuan, and Y. Hu, "The effect of microstructure on the mechanical properties of friction stir welded 5A06 Al Alloy," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 735, pp. 382-393, 2018/09/26/ 2018.
- [18] P. von Witzendorff, S. Kaierle, O. Suttman, and L. Overmeyer, "Monitoring of solidification crack propagation mechanism in pulsed laser welding of 6082 aluminum," in *SPIE LASE*, 2016, pp. 97410H-97410H-14 :International Society for Optics and Photonics.
- [19] M. Sheikhi, F. Malek Ghaini, and H. Assadi, "Solidification crack initiation and propagation in pulsed laser welding of wrought heat treatable aluminium alloy," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 19, no. 3, pp. 250-255, 2014/04/01 2014.
- [20] C. A. Biffi, J. Flocchi, P. Bassani, and A. Tuissi, "Continuous wave vs pulsed wave laser emission in selective laser melting of AlSi10Mg parts with industrial optimized process parameters: Microstructure and mechanical behaviour," *Additive Manufacturing*, vol. 24, pp. 639-646, 2018/12/01/ 2018.
- [21] G. A. Moraitis and G. N. Labeas, "Residual stress and distortion calculation of laser beam welding for aluminum lap joints," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 198, no. 1, pp. 260-269, 2008/03/03/ 2008.
- [22] M. A. Abdulstaar, K. J. Al-Fadhlah, and L. Wagner, "Microstructural variation through weld thickness and mechanical properties of peened friction

مروری بر چالش های فولادهای پیشرفته خودرویی در فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای

روح اله عشیری^{1*}، مرتضی شمعیان²، حمیدرضا سلیمی جزی²، یئونگ دو پارک³، محمدرضا سلمانی⁴

1- مرکز تحقیقات مواد و انرژی، واحد دزفول، دانشگاه آزاد اسلامی، دزفول، ایران

2- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

3- گروه مهندسی پیشرفته مواد، دانشگاه دونگ-اوی، بوسان، جمهوری کره

4- گروه خودروسازی سایپا

(دریافت مقاله: 1398/08/10؛ پذیرش مقاله: 1399/06/15)

چکیده

در حال حاضر، بکارگیری فولادهای پیشرفته خودرویی در بدنه خودرو به عنوان یک استراتژی داغ و کاربردی در بسیاری از خودروسازهای بزرگ دنیا دنبال می شود. مطالعه جوش پذیری و چالش های جوشکاری این فولادها در فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه ای به عنوان فرآیند عمده اتصال در صنعت خودرو لازمه استفاده از قابلیت های برجسته مکانیکی این فولادها در بدنه خودرو است. این مطالعه می تواند نقش بسزایی در بهبود عملکرد مکانیکی جوش های مقاومتی نقطه ای از فولادهای پیشرفته خودرویی داشته باشد. بررسی ها نشان می دهد که این فولادها حین فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه ای با چالش های متعدد و متفاوتی مواجه اند که این مقاله سعی دارد این چالش ها و مکانیزم و علل رخداد آنها و راهکارهای احتمالی جلوگیری یا مهار آنها را مورد بحث و بررسی قرار دهد.

کلمات کلیدی: فولادهای پیشرفته خودرویی، جوشکاری مقاومتی نقطه ای، جوش پذیری، حساسیت به عیوب و ناپیوستگی ها، جدایش.

Welding challenges facing advanced automotive steels in resistance spot welding process: A review

R. Ashiri^{1*}, M. Shamanian², H. R. Salimijazi², Y. Park³,

M. R. Salmani⁴

1- Materials and Energy Research Center, Dezful Branch, Islamic Azad University, Dezful, Iran

2- Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran

3- Department of Engineering of Advanced Materials, DongEui University, Busan, Republic of Korea

4- AutoSteel Division, SAIPA Group, Tehran, Iran

(Received 1 November 2019 ; Accepted 5 September 2020)

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

Abstract

Nowadays, the use of advanced high strength steels (AHSSs) in body-in-white is one of the hot applied strategies which is followed by the most of the automakers. The study of weldability and weld challenges facing these steels in resistance spot welding process as the most widely used process in the assembly lines of the automotive industry is essential to use the outstanding mechanical responses of AHSSs. This study can result in improvement of mechanical performance of the resistance spot welds of AHSSs. Our results indicate that AHSSs experiences different welding challenges which this work aims to study them by discussing their causes, mechanisms involved and potential ways to address them.

Keywords: Advanced automotive steels, Resistance spot welding, Weldability, Susceptibility to welding defects and discontinuities, Segregation.

1- مقدمه

قابلیت تحمل نیروهای استاتیکی و دینامیکی خصوصاً در تصادفات احتمالی یکی از ملاحظات کلیدی در طراحی سازه‌ی خودرو و وسایل نقلیه است [1 و 2]. در این طراحی دو عامل کلیدی انتخاب ماده و طراحی هندسه خودرو نقش ایفا می‌کنند. قابلیت کارسختی بالای فولادهای استحکام بالای پیشرفته علاوه بر بهبود عملکرد مکانیکی فولادها، قابلیت شکل پذیری آن‌ها را افزایش داده است. این مزیت ساخت قطعات با اشکال پیچیده و طراحی‌های ارتقاء یافته را با فرآیندهای شکل دهی امکان پذیر می‌کنند. این فولادها هم اکنون در حال بکارگیری در صنعت خودرو می‌باشند تا کارایی و ایمنی خودروها را ارتقاء دهند. از طرف دیگر کاهش مصرف سوخت خودرو و افزایش ایمنی سرنشینان از چالش‌های اساسی صنعت خودرو می‌باشد. با توجه به اینکه استفاده از فولادهای استحکام بالای پیشرفته می‌تواند پاسخی به این چالش‌ها باشد، بکارگیری این فولادها در صنعت خودرو، به عنوان یک استراتژی کاربردی در بسیاری از خودروسازهای بزرگ دنیا دنبال می‌شود [3 و 4]. استفاده از این فولادها با کاهش وزن خودرو، سبب کاهش مصرف سوخت خودرو شده و از طرف دیگر به جهت استحکام و چقرمگی بالا سبب افزایش قابلیت اعتماد به خودرو در شرایط تصادف می‌شود. فولادسازها در پاسخ به این نیازهای صنعت خودرو گروهی از فولادها تحت عنوان فولادهای پیشرفته خودرویی را توسعه داده اند که از مهمترین آن‌ها می‌توان به فولادهای دوفازی، چند فازی (فولادها با ساختار فازی پیچیده)، فریتی - بینیتی، مارتنزیتی، تغییر فرم داغ شده و فولادهای با

تغییر فرم پلاستیک ناشی از استحاله فازی یا دوقلوئی شدن اشاره نمود [1-3].

فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای متداول‌ترین فرآیند اتصال ورق‌های فلزی و فرآیند اتصال حیاتی برای تولید خودرو است. با وجود تکنولوژی‌های جوش نقطه‌ای پیشرفته‌ای نظیر فرآیندهای جوش نقطه‌ای قوس تنگستنی با گاز محافظ، لیزری و اصطکاکی هم‌زنی هنوز نیز جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای معمولی فرآیند اصلی برای اتصال ورق‌های فلزی به‌خصوص در صنایع خودروسازی است. روندی که به نظر می‌رسد در آینده قابل تصور هم ادامه پیدا کند. در یک خودروی مدرن امروزی معمولاً از حدود 2000-5000 جوش نقطه‌ای استفاده می‌شود. این موضوع اهمیت فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای در صنعت خودرو را به وضوح نشان می‌دهد. همچنین طی تصادف احتمالی، بار (نیروی ضربه‌ای ناشی از برخورد) از طریق گروه‌هایی از جوش نقطه‌ای بین قطعات متصل شده منتقل می‌شود. علاوه بر این، جوش‌های نقطه‌ای می‌توانند به صورت محل‌های شروع تاخوردگی عمل کنند و از این طریق انرژی تصادف را جذب نمایند. ایمنی خودرو در برابر تصادف تا حد زیادی به یکپارچگی و عملکرد مکانیکی جوش‌های نقطه‌ای بستگی دارد. همچنین شکست جوش نقطه‌ای به عنوان یکی از انواع اصلی شکست در هنگام وقوع تصادف شناسایی شده است. به طور کلی شکست جوش‌های نقطه‌ای می‌تواند بر استحکام، سر و صدا، ارتعاش و راحتی خودرو اثرگذار باشد. بنابراین کیفیت، عملکرد و خصوصیات شکست جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای برای طراحی دوام و ایمنی خودروها کاملاً مهم

نقطه‌ای پردازد. همانطور که در ادامه نشان داده خواهد شد مواردی نظیر شیمی غنی آلیاژ، کربن معادل بالا، فرآیند ترمومکانیکال پیچیده و خواص ترموفیزیکی ویژه آلیاژ عوامل اصلی زمینه ساز این چالش‌ها می‌باشند که ضرورت بازطراحی آلیاژ بر مبنای پاسخ آن به فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه ای یا بکارگیری فرآیندهای جوشکاری مقاومتی نقطه ای اصلاح شده یا چندپالسه برای استفاده از قابلیت های برجسته مکانیکی این فولادها در بدنه خودرو را نشان می دهد.

2- روش پژوهش

در این پژوهش از فولادهای پیشرفته خودرویی نظیر فولادهای DP، TRIP، CP، SABC، TWIP استفاده شد. همچنین جهت برخی مقایسه ها از فولادهای عاری از عناصر بین نشین و فولاد استحکام بالای کم آلیاژ استفاده گردید.

کلیه آلیاژها به صورت ورق هایی مورد استفاده قرار گرفتند که جهت بهبود مقاومت به خوردگی با پوشش های پایه روی پوشش داده شده بودند. جوشکاری نمونه ها توسط ربات جوشکاری مقاومتی نقطه ای با جریان جوشکاری مستقیم انجام شد. از ربات جوشکاری مشابه ربات هایی که در خط تولید شرکت خودروسازی هوندایی (شکل 1)) بکار گرفته می شود، جهت جوشکاری ورق ها استفاده گردید.

این ربات قابلیت ثبت همزمان منحنی های جریان جوشکاری، مقاومت دینامیکی و حرارت تولیدی را حین فرآیند جوشکاری دارا بود که جهت اطمینان از اعمال پارامترهای داده شده و نیز جهت اطمینان از پدیده بیرون زدگی مذاب می توان این منحنی ها را بررسی نمود. البته پدیده بیرون زدگی مذاب حین جوشکاری از مشاهده سطح شکست نمونه های آزمون کشش جوش قابل تشخیص است ولی نوع خفیف آن بوسیله منحنی مقاومت دینامیکی قابل تشخیص می باشد.

از برنامه جوشکاری مطابق استاندارد ISO 18278-2: 2004(E) برای جوشکاری نمونه ها استفاده گردید. شکل (2) به صورت طرح واره ای و جدول (1) مشخصات سیکل جوشکاری استفاده شده در این پژوهش را نشان می دهد.

هستند و از این منظر کنترل کیفیت این جوش ها دارای اهمیت فراوان است.

فولادهای پیشرفته خودرویی کاندیداهای مناسب برای استفاده در اجزاء ساختاری بدنه خودرو می باشد که در دهه اخیر به دلیل خواص مکانیکی جذاب و عالی آن موضوع پژوهش های بسیاری بوده اند. نکته مشترک در این تلاش ها این بوده است که توجه بیش از حد از نقطه نظرهای خواص مکانیکی و نقش عناصر آلیاژی به این فولادها سبب غفلت از یک نکته بسیار کلیدی، جوش پذیری، برای این فولادها شده است [1-2]. [5-6].

این فولادها در مقایسه با فولادهای سنتی [7] با چالش های بیشتری حین جوشکاری مواجه اند. برای بکارگیری یک فولاد در صنعت خودرو می بایست جوش پذیری آن فولاد مورد بررسی قرار گیرد تا از وجود جوش پذیری کافی آن اطمینان حاصل شود. نیازهای اساسی صنعت خودرو برای جوش های حاصل از فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه ای عبارتند از اندازه دکمه جوش به اندازه کافی بزرگ (با عملکرد مکانیکی مطلوب تضمین کننده مود کندگی دکمه جوش)، محدوده جریان جوشکاری قابل پذیرش به اندازه کافی گسترده (حداقل 2kA) و بدست آوردن جوش های عاری از ترک و دیگر عیوب محتمل جوش [1-2].

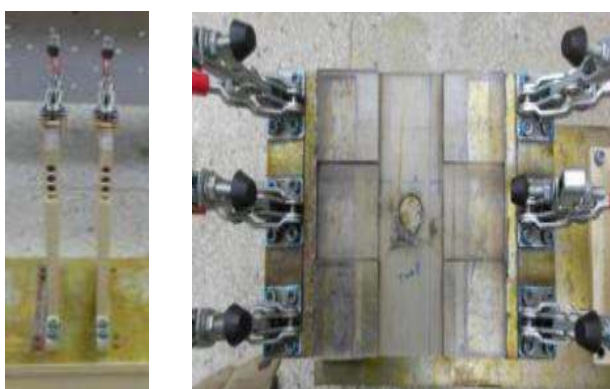
نتایج بررسی های تجربی نشان داده است که عوامل متعددی جوش پذیری و محدوده مجاز پارامترهای جوشکاری در فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه ای فولادهای پیشرفته خودرویی را متاثر می کنند که این امر کاربرد این فولادها را در صنعت خودرو با چالش های جدی مواجه می کند. پدیده هایی نظیر تردی/ترکیدگی ناشی از روی مذاب، ترک های ذوبی، حساسیت به شکست فصل مشترکی، جدایش و افت انعطاف پذیری، پدیده بیرون زدگی زودرس و تشکیل عیوب و ناپیوستگی های جوشکاری عواملی هستند که محدوده منحنی جوش پذیری فولاد را محدود می کنند [1-9].

این مقاله سعی دارد به پدیده شناسی این چالش ها برای فولادهای پیشرفته خودرویی در فرآیند جوشکاری مقاومتی

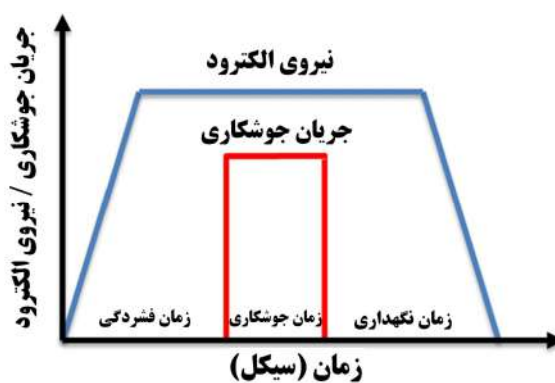
توسط یک دستگاه کشش KSTM مدل KSU 10M با قابلیت اعمال بار 100 کیلو نیوتن، انجام شد. نرخ کرنش برای انجام آزمون میلی متر بر دقیقه انتخاب شد. از آزمون های کشش-برش و کشش متقاطع جهت ارزیابی عملکرد مکانیکی جوش ها مطابق با مرجع [3]، استفاده گردید. جهت شبیه سازی حرارتی و تنش حین سیکل حرارتی جوشکاری از نرم افزار المان محدود SORPAS استفاده شد.

3- نتایج و بحث

در یک حادثه تصادف، نیروی اعمالی به جوش ها حاوی مولفه های کششی و برشی است. از این رو برای اطمینان از عملکرد مکانیکی مطلوب جوش های اعمالی در بدنه خودرو لازم است که جوش ها همزمان تحت آزمون های کشش-برش و کشش متقاطع قرار گیرند، زیرا نیروی اعمالی در اولی عمدتاً برشی و در دیگری عمدتاً کششی است. البته همانطور که در این مقاله نشان داده خواهد شد، فولادهای پیشرفته خودرویی به عیوب و ناپیوستگی های جوشکاری حساسند و با توجه به این مهم، برای اطمینان کامل از عملکرد مکانیکی جوش های مقاومتی نقطه ای فولادهای پیشرفته خودرویی توصیه می شود علاوه بر تست های مکانیکی استاتیکی آن ها را تحت بررسی های آزمون مکانیکی دینامیکی نیز قرارداد. (شکل 3) نتایج عملکرد مکانیکی استاتیکی جوش های مقاومتی نقطه ای فولاد TRIP را در آزمون کشش-برش و کشش متقاطع نشان می دهد. مشاهده می شود که با افزایش جریان جوشکاری و در نتیجه حرارت ورودی اندازه دگمه جوش افزایش می یابد که این امر حدکثر بار قابل تحمل جوش ها را در آزمون های عملکرد مکانیکی جوش ها افزایش می دهد. ولی این روند برای نسبت CTS به TSS که به نسبت انعطاف پذیری معروف است روندی همواره افزایشی نیست و یک جریان جوشکاری بحرانی و به تبع آن یک دگمه جوش بحرانی وجود دارد که بعد از آن نسبت انعطاف پذیری کاهش می یابد.



شکل 1- ریات جوش مقاومتی نقطه ای استفاده شده در این پژوهش و نگاه دارنده های نمونه برای جوشکاری نمونه استاندارد ارزیابی خواص مکانیکی.



شکل 2- شماتیک یک سیکل جوشکاری مقاومتی نقطه ای.

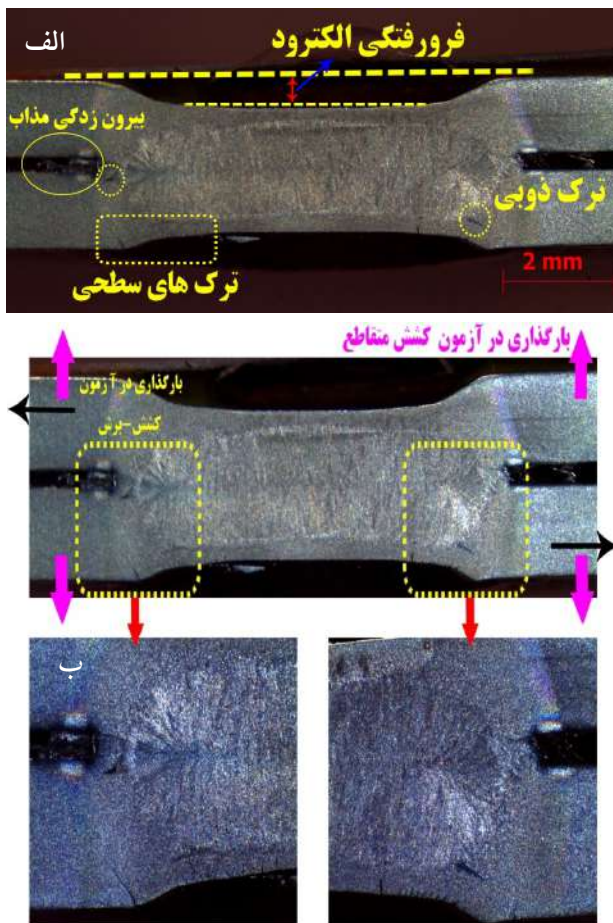
در این پژوهش، شدت جریان جوشکاری به عنوان متغیر اصلی تحقیق حاضر انتخاب گردید. در این پژوهش برای جوش دادن نمونه ها از الکترود از جنس آلیاژ مس-کروم-زیرکونیم با شکل گنبدی ناقص استفاده شد. ارزیابی عملکرد مکانیکی جوش ها

جدول 1- مشخصات سیکل جوشکاری استفاده شده در این پژوهش

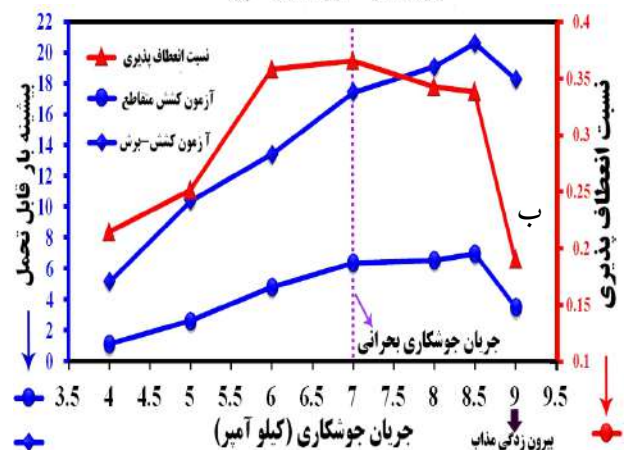
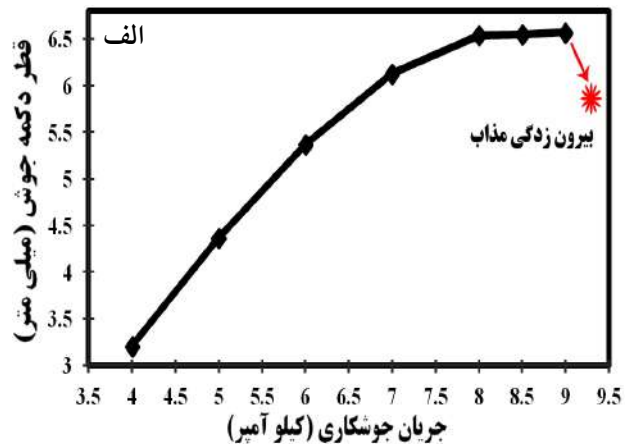
سیکل جوشکاری	انجام جوشکاری با	نیروی الکترود	زمان فشردگی الکترود قبل از اعمال جریان	زمان جوشکاری	زمان نگهداری جوشکاری	جریان جوشکاری
۱*	ریات جوشکاری	۴ کیلو نیوتن	۶۵ سیکل	۱۶ سیکل	۱۶ سیکل	وابسته به فولاد مورد پژوهش

این واقعیت به معنای کاهش محدوده جریان قابل پذیرش جوشکاری است، زیرا که برخی از این عیوب در بارگذاری دینامیکی فعال می‌شوند و می‌توانند به شکست ناشی از خستگی جوش منتهی شوند. به بیان دیگر، این جوش ها مرحله یک خستگی یعنی جوانه زنی ترک را گذرانده اند. این امر شاید بر این نکته دلالت کند که در جوش های مقاومتی نقطه ای فولادهای پیشرفته خودرویی برخلاف فولادهای خودرویی سستی نباید خیلی هم به حد بالای لوب جوش پذیری نزدیک شد [1-2 و 5-7]، زیرا در بدنه خودرو جوش ها حین سرویس تحت بارگذاری دینامیکی قرار می‌گیرند. همانطور که از شکل (4) مشخص است با توجه با طرز قرارگرفتن برخی عیوب، حداکثر بار قابل تحمل در آزمون کشش-برش را متاثر می‌کند و برخی دیگر حداکثر بار قابل تحمل در آزمون کشش متقاطع را تحت تاثیر قرار می‌دهند.

نشان داده شده است [5] که این جریان بحرانی، جریان جوشکاری است که در بالاتر از آن عیوب جوشکاری رخ می‌دهند. از این رو، منطقه بین جریان جوشکاری بحرانی تا جریان جوشکاری منجر به پدیده بیرون زدگی را می‌توان منطقه حساسیت به عیوب جوش نامید. نتایج بررسی های در قالب این پژوهش نشان داد که فولادهای پیشرفته خودرویی با ترکیب شیمیایی غنی تر از عناصر آلیاژی و با فرآیند ترمومکانیکال پیچیده تر (که منجر به ذخیره انرژی بیشتر در آلیاژ می‌شود) دارای محدوده حساسیت به عیوب جوش وسیعتری هستند. با توجه به شکل (3-ب) می‌توان گفت که هرچند که پدیده بیرون زدگی مذاب (که حد بالای لوب جوش پذیری را تعیین می‌کند) در جریان جوشکاری 9 کیلو آمپر اتفاق می‌افتد عملاً عیوب جوش نشان داده شده در شکل (4) در جریان‌های جوشکاری پایین تری حدود 7 کیلو آمپر تشکیل می‌شوند.

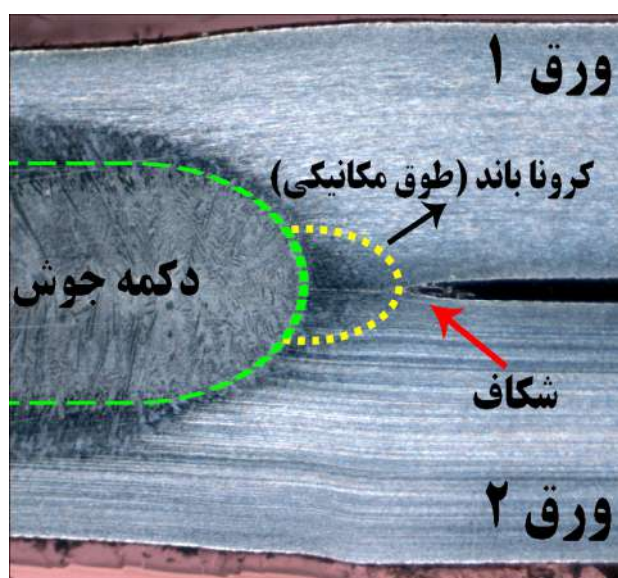


شکل 4-الف) ماکروساختار یک دکمه جوش از فولاد TRIP به همراه ع و ناپیوستگی های آن و ب) نحوه بارگذاری های کششی-برشی و کشش- متقاطع به یک جوش حاوی عیوب و ناپیوستگی های جوش.



شکل 3- تغییر الف) اندازه دکمه جوش و ب) حداکثر بار قابل تحمل در آزمون کشش- برش (TSS) و حداکثر بار قابل تحمل در آزمون کشش متقاطع (CTS) فولاد TRIP با جریان جوشکاری.

پدیده بیرون زدگی می توان گفت که وجود یک طوق مکانیکی به اندازه کافی پهن (شکل (5)) و مستحکم می تواند پدیده بیرون زدگی مذاب را به تاخیر بیندازد. در واقع این باند مکانیکی از عملکرد و تاثیر همزمان فشار الکترودها و نرم شدگی نسبی منطقه متاثر از حرارت بواسطه تغییر شکل پلاستیکی این منطقه تشکیل می شود و راه خروج دکمه مذاب را حین جوشکاری سد می کند. نتایج شبیه سازی حرارتی دو فولاد خورویی TRIP و HSLA در پایان زمان جوشکاری با فرض اندازه دکمه جوش یکسان در شکل (6) آورده شده است. همانطورکه از شکل مشخص است فولاد HSLA دارای طوق مکانیکی بهتری در مقایسه با فولاد پیشرفته خورویی TRIP است که در به تاخیر انداختن پدیده بیرون زدگی این فولاد موثر است. مواردی نظیر رشد سریع دکمه مذاب و گسیل آرام تر حرارت در منطقه متاثر از حرارت در کاهش پهنای این طوق مکانیکی و به دنبال آن بیرون زدگی زودهنگام مذاب در فولادهای پیشرفته خورویی موثر است. البته نباید از تشکیل منطقه ذوب جزئی و افت خواص مکانیکی منطقه متاثر از حرارت فولادهای پیشرفته خورویی، که متاثر از پیشرفت سریعتر پدیده های مرتبط با آنیل به دلیل انرژی بیشتر ذخیره شده در حین فرآیند ترمومکانیکال پیچیده تر آنها و تشکیل عیوب و جدایش، غافل شد [9].



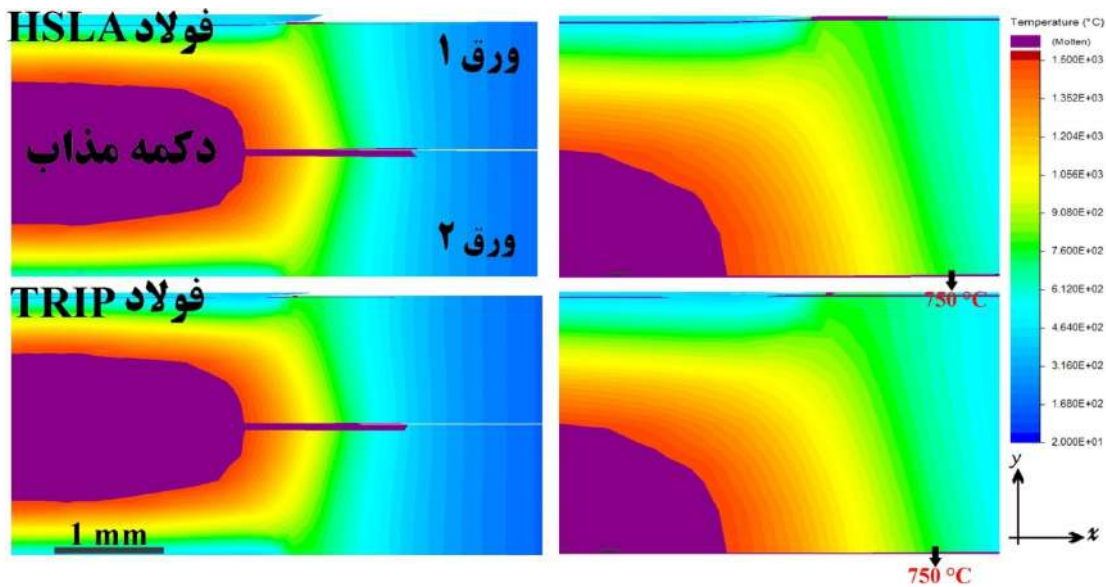
شکل 5- ماکروساختار یک جوش نقطه ای نشان دهنده مکان طوق مکانیکی در منطقه متاثر از حرارت آن.

در ادامه به معرفی حساسیت ها و چالش های فولادهای پیشرفته خورویی حین فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه ای پرداخته می شود:

3-1- پدیده بیرون زدگی زودرس

یکی از چالش هایی که فولادهای پیشرفته خورویی عموماً با آن مواجه هستند پدیده بیرون زدگی زودرس یا پیش از موعد است که این امر سبب محدود شدن محدوده مجاز جریان جوشکاری می شود. برای محدوده مجاز جریان جوشکاری قراردادهای مختلفی وجود دارد، ولی ضرورت دارد با توجه به حساسیت به شکست فصل مشترکی فولادهای پیشرفته خورویی تعریفی که خاص این فولادهاست ارائه شود. در هر صورت، با فرض محدوده مجاز جریان جوشکاری بین جریان جوشکاری منجر به اندازه دکمه $4\sqrt{t}$ (که در آن t ضخامت ورق مورد جوشکاری به میلی متر است) تا جریان جوشکاری منجر به پدیده بیرون زدگی به عنوان محدوده مجاز جریان جوشکاری می توان گفت که این محدوده برای فولادهای سنتی مانند فولادهای IF و HSLA به ترتیب برابر $4/8$ و $3/7$ کیلو آمپر است [7]. این در حالیست که این محدوده برای برخی فولادهای پیشرفته خورویی با استحکام نهایی حدود یک گیگاپاسکال نظیر DP، TRIP و TWIP به ترتیب برابر $3/5$ ، 3 و 2 کیلوآمپر است. تفاوت این ارقام در واقع افت جوش پذیری و محدوده مجاز جریان جوشکاری این فولادها ما به ازای افزایش استحکام، غنای ترکیب شیمیایی، فرآیند ترمومکانیکال پیچیده آنهاست. لازم به اشاره است که خودروسازها عموماً از پذیرش فولادی با محدوده مجاز جریان جوشکاری کمتر از 2 کیلوآمپر به دلیل دشواری فرآیند پذیری آن در جوشکاری مقاومتی نقطه ای امتناع می کنند.

نکته مهمی که نباید مغفول بماند این است که پدیده بیرون زدگی زودرس عملاً رسیدن به دکمه جوش به اندازه کافی بزرگ را در فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه ای با مشکل مواجه می کند که به تبع آن بخشی از قابلیت های مکانیکی جوش ها بالفعل نخواهد شد. در تحلیل رخ داد پیش از موعد



شکل 6- مقایسه نتایج شبیه سازی حرارتی در انتهای زمان جوشکاری برای فولادهای HSLA و TRIP.

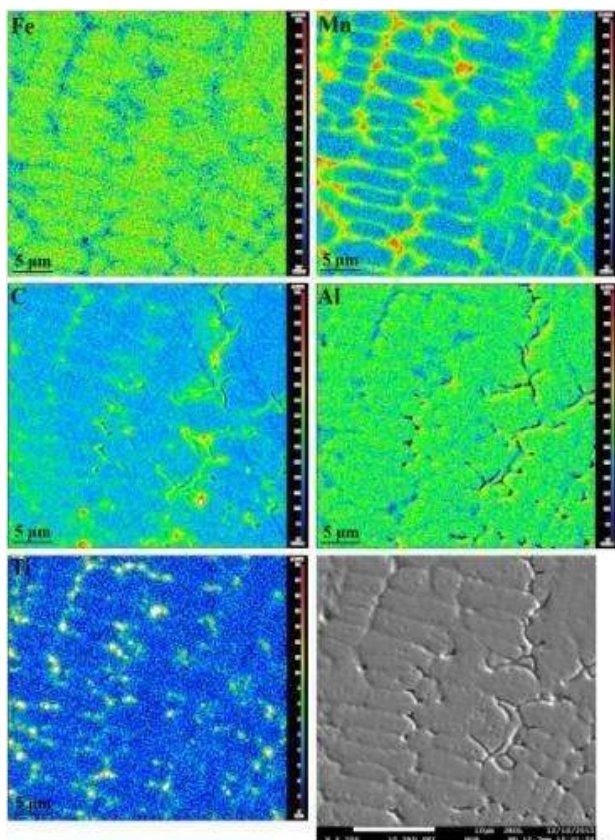
نقطه ای از فولاد پرمگنز آستنیتی TWIP در شکل (7) دیده می شود. جدایش عناصر آلیاژی C, Mn, Ti و Al بوضوح در این تصویر یافت می شوند. لازم به اشاره است جهت بهره برداری از قابلیت های برجسته مکانیکی این آلیاژ در جوش حاصل از آن، ضرورت دارد که این عناصر که تعیین کننده میزان انرژی نقص در چیده شدن آلیاژ و حساسیت آن به ترک هیدروژنی هستند در مقیاس اتمی در کل منطقه مذاب به صورت همگن توزیع شده باشند. یکی از مشخصه های فولاد TWIP داشتن انجماد آستنیتی است. نشان داده شده است [1-2 و 9] که سرعت بسیار بالای سرد شدن در فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه ای (از مرتبه 10000 کلوین بر ثانیه) به همراه شیمی غنی فولاد TWIP سبب میل شدید جوش های نقطه ای این فولاد به جدایش می شود که این میل شدید انجماد آستنیتی آن را به صورت موضعی مختل می کند. این امر همانطور که در شکل (8) دیده می شود به افت شدید عملکرد مکانیکی جوش ها منجر می شود. همچنین این حساسیت سبب می شود که بیشینه بار قابل تحمل در این فولاد علی رغم وجود محتوای بسیار بیشتر عناصر آلیاژی آن حتی از فولاد HSLA نیز کمتر باشد (شکل (8) را ببینید). این شکل بوضوح بیان می کند که اگر چه افزودن عناصر آلیاژی می تواند پتانسیل های مکانیکی

هر چند که در این فضای محدود نمی توان به تفصیل به راه کارهای کنترل پدیده بیرون زدگی زودرس پرداخت، ولی به اجمال می توان به مواردی نظیر طراحی مجدد و اصلاح آلیاژ بر مبنای پاسخ آن به جوشکاری مقاومتی نقطه ای، استفاده از برنامه های جوشکاری اصلاح شده و چند پالسه، مدیریت حرارت ورودی و تنش حین سیکل حرارتی جوشکاری و رشد تدریجی دکمه جوش اشاره نمود.

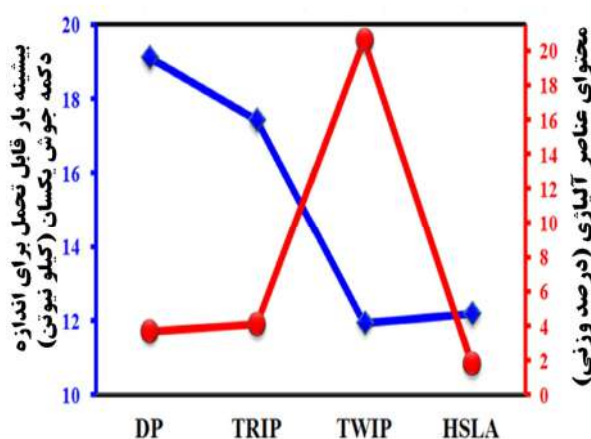
3-2- حساسیت به جدایش

رسیدن به استحکام بالا در فولادهای پیشرفته خودرویی عملاً با فعال کردن مکانیزم های متعدد و مختلف استحکام بخشی صورت می گیرد که جهت رسیدن به آن افزودن عناصر آلیاژی، طراحی مجدد و ارتقاء یافته آلیاژ و فرایند ترمومکانیکال پیچیده ضرورت دارد. این موارد از یک طرف با افزایش میزان و تنوع عناصر آلیاژی که میل به جدایش متفاوت دارند و از طرف دیگر با افزایش انرژی ذخیره شده در آلیاژ، در نهایت به وسیله جوشکاری ذوبی مقاومتی نقطه ای که ساختار به شدت کار شده آلیاژ را تبدیل به یک ساختار ریختگی می نماید موجبات حساسیت به جدایش در منطقه مذاب را فراهم می آورد. یک نمونه از این جدایش در منطقه مذاب یک جوش مقاومتی

عمرخستگی در بارگذاری دینامیکی منجر می‌شود و نهایتاً به شکست پیش از موعد جوش منتهی می‌گردند.



شکل 7- نقشه‌های توزیع عناصر آلیاژی در مرکز منطقه جوش فولاد TWIP حاصل از روش آنالیز FE-EPMA.



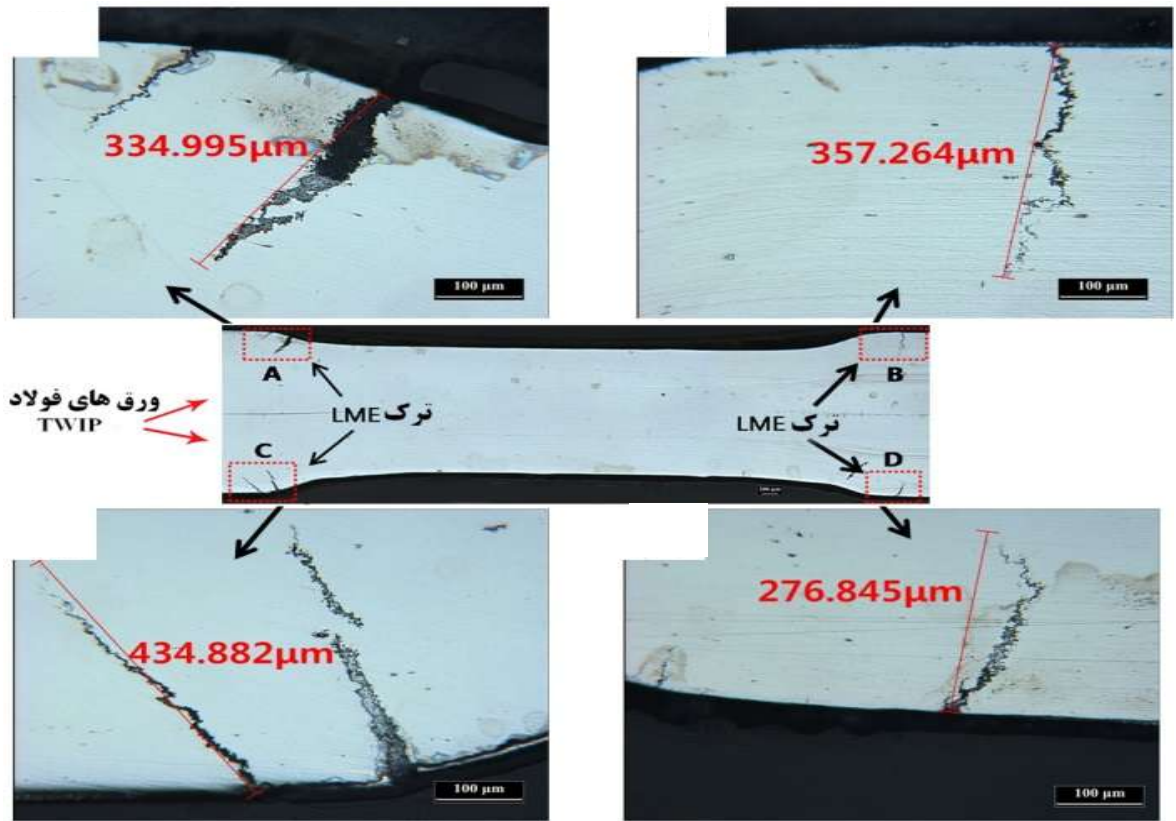
شکل 8- مقایسه محتوای عناصر آلیاژی فولاد TWIP با فولادهای DP، TRIP و HSLA و عملکرد مکانیکی جوش‌های آنها.

برخی از این ترک‌ها نظیر ترک انقباضی و حفرات بین دندردیتی در منطقه جوش رخ می‌دهند و برخی دیگر نظیر ترک ناشی از

بیشتری را در فولاد ایجاد یا فعال کند، ولی از منظر عملکرد مکانیکی جوش عناصر آلیاژی بیشتر عموماً به چالش‌های جوشکاری بیشتر و افت جوش پذیری منجر می‌شوند. شکل (8) بوضوح نشان می‌دهد که بیشینه بار قابل تحمل فولاد TWIP در آزمون کشش-برش به مراتب کمتر از فولادهایی نظیر فولادهای DP و TRIP با استحکام مشابه است علی‌رغم اینکه محتوای عناصر آلیاژی آن‌ها به مراتب کمتر از فولاد TWIP است. این موارد به دلیل حساسیت بسیار بالاتر فولاد TWIP به جدایش است. این نمودار به وضوح بیان می‌کند یک انتخاب هوشمندانه اقتصادی برای بدنه خودرو استفاده بیشتر از فولاد دوفازی است. البته حساسیت بیشتر فولادهای پیشرفته خودرویی به جدایش در مقایسه با فولادهای سنتی خودرویی سبب پیامدهای بیشتری نظیر تشکیل منطقه ذوب جزیی، حساسیت به ترک‌ها و ذوب شدن موضعی در منطقه متأثر از حرارت آن‌ها نیز می‌شود. مطالعات اخیر [1-2، 5 و 9] بر این نکته دلالت دارد که رد حساسیت به جدایش در اکثر عیوب و ناپیوستگی‌های جوش مشهود است که در ادامه این مقاله به برخی از آنها اشاره می‌شود. برای کاهش آثار مخرب جدایش، کنترل حرارت ورودی در فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، کنترل سرعت انجماد دکمه مذاب و انجام فرآیند تمپر درجا توصیه می‌شود که این موارد از راه‌گذر اصلاح برنامه جوشکاری قابلیت عملیاتی شدن دارند.

3-3- حساسیت به ترک‌ها و حفرات

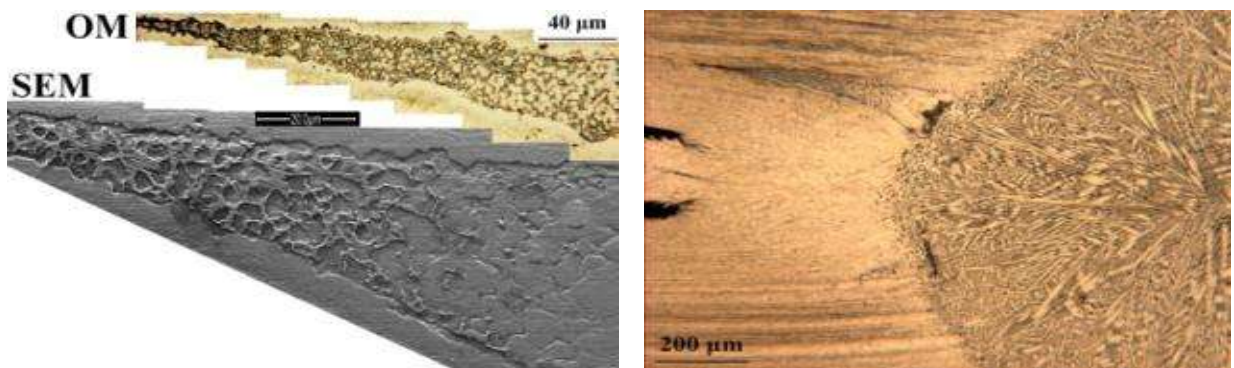
یکی دیگر از چالش‌های فولادهای پیشرفته خودرویی، حساسیت به ترک‌هایی نظیر ترک ناشی از روی مذاب (LME) برای فولادهای با پوشش پایه روی، ترک هیدروژنی، ترک ذوبی، ترک (حفره) انقباضی (انجمادی) و حفرات بین دندردیتی است که در شکل (9) عمده آن‌ها نشان داده شده‌اند. این ترک‌ها از این منظر که ناپیوستگی هستند، مسیر رشد ترک منجر به شکست را کوتاه‌تر می‌کنند و از این منظر که عاری از ماده‌ای است که در مقابل نیروی خارجی مقاومت کند عموماً به افت عملکرد مکانیکی در بارگذاری استاتیکی و به کاهش



الف



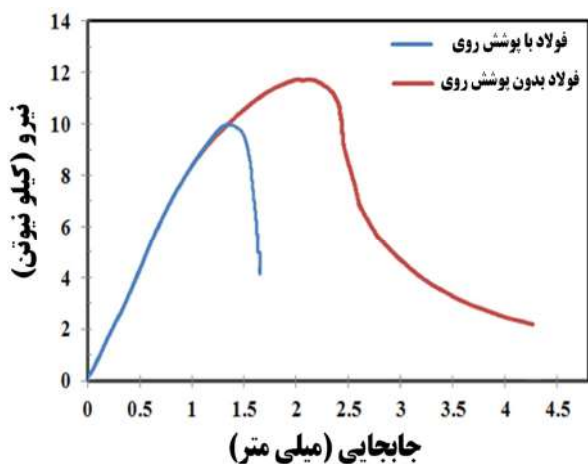
ب



ج

شکل 9- الف) ترک ناشی از روی مذاب، ب) ترک انقباضی و حفره بین دندریتی و ج) ترک ذوبی در جوش های مقاومتی نقطه ای از فولادهای پیشرفته خودروبی.

نتایج بررسی آنالیز عنصری این ترک حاکی از این واقعیت است که اینگونه ترک ها بواسطه روی مذاب پر شده اند (شکل (11)).

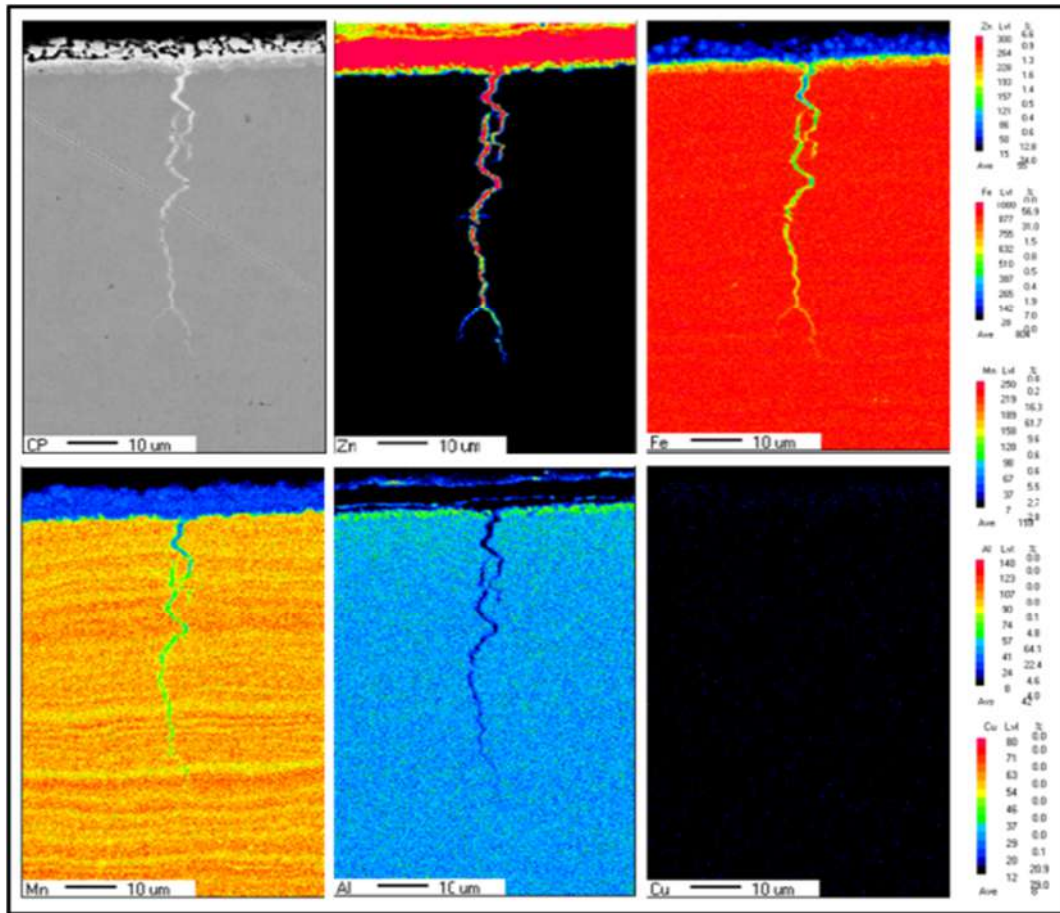


شکل 10- مقایسه نمودار کشش - برش جوش های مقاومتی نقطه ای فولاد TWIP با و بدون پوشش روی.

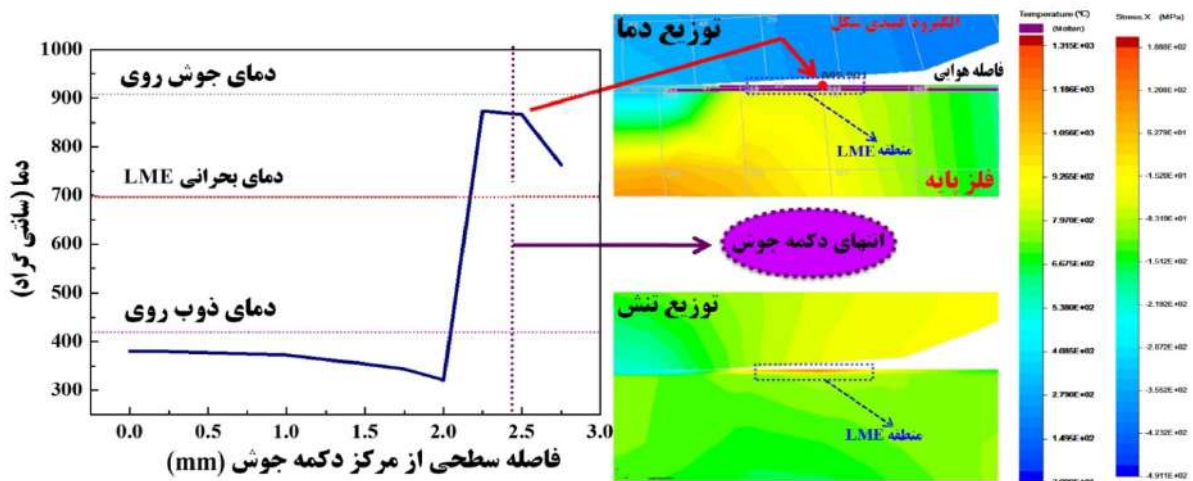
در خصوص ساز و کار تشکیل این نوع ترک ها می توان گفت که وجود همزمان دما و تنش کششی به حد کافی بالا و روی مذاب در سطح ورق مورد جوشکاری در تشکیل این ترکیدگی نقش حیاتی ایفا می کنند. نتایج شبیه سازی توزیع حرارت و تنش در مکان حساسیت به ترکیدگی در شکل (12) نشان داده شده است. این تصویر بوضوح نشان می دهد که در منطقه دمای کافی، روی مذاب و تنش کششی به حد کافی بالا وجود دارند. وجود همزمان این سه، موجبات ترکیدگی را فراهم می آورد. با توجه به منحنی تغییرات دما در شکل (12) در خصوص فراهم آمدن این سه در منطقه مجاور محل تماس الکتروود با سطح ورق می توان گفت که در منطقه تماس الکتروود به دلیل سرد شدن بواسطه الکتروود آبرگرد دما پایین باقی می ماند، ولی در مجاور این منطقه از یک طرف ذخیره و تجمع حرارت رخ داده و از طرف دیگر به دلیل وجود یک فاصله هوایی خنک شوندگی کافی رخ نمی دهد که منجر افزایش دما در این منطقه و در نتیجه ذوب پوشش روی و واکنش با مرزدانه های سطحی و نیز تنش های کششی ناشی از حرارت می شود و ترکیدگی را رقم می زند.

روی مذاب، ترک هیدروژنی، ترک ذوبی در منطقه متأثر از حرارت جوش ها رخ می دهند. مطابق استاندارد GWS-5A وجود ترک های بزرگتر از 10 میکرومتر در جوش های مقاومتی نقطه ای مجاز نیست و لذا این ترک ها به افت جوش پذیری و کاهش پهنای محدوده مجاز جوشکاری آلیاژ منتهی می شوند. البته وجود ترک آثار دیگری نیز دارد برای نمونه وجود ترک ها در منطقه مذاب می تواند به حساسیت به شکست فصل مشترکی منجر شود. همچنین وجود ترک در منطقه متأثر از حرارت از طریق افت خواص مکانیکی آن می تواند به پدیده بیرون زدگی زودرس دکمه مذاب و در نتیجه افت جوش پذیری منجر شود. رد حساسیت به جدایش فولادهای پیشرفته خودروبی در حساسیت آنها به انواع ترکیدگی ها بوضوح دیده شده است [1-2، 5 و 9]. عمده این ترک ها بعد از یک جریان جوشکاری بحرانی و در نتیجه یک اندازه دکمه جوش بحرانی و در یک مکان مخصوص آن ترکیدگی تشکیل می شوند که اندازه دکمه جوش بحرانی نشان دهنده حداقل حرارت ورودی (انرژی حرارتی) لازم برای تشکیل ترک می باشد. برای مثال، اندازه دکمه جوش بحرانی برای ترک ذوبی عموماً از اندازه دکمه جوش بحرانی برای تشکیل ترک ناشی از روی مذاب کمتر است. مکان خاص تشکیل هر کدام از ترک ها نیز به واسطه لوازم تشکیل ترک ها نظیر تشکیل فاز مذاب موضعی، رخداد جدایش، دما و تنش کافی جهت رخداد ترکیدگی تعیین می شود. نظر به اینکه مبانی بیشتر این ترکیدگی ها کمابیش برای جامعه علمی شناخته شده است در این قسمت سعی می شود به ترکیدگی ناشی از روی مذاب که مبانی آن کمتر شناخته شده است و عمده فولادهای آمده در روش پژوهش به آن حساسند، پرداخته شود.

تردی-ترکیدگی ناشی از روی مذاب از این جهت در فولادهای پیشرفته خودروبی شایع است که عمده آن ها به جهت افزایش عمر کاری به واسطه لایه ای از روی پوشانده شده اند. این ترکیدگی همانطور که شکل (10) دیده می شود از دو جنبه افت استحکام جوش و افت انعطاف پذیری جوش به شکست زودرس جوش با جذب انرژی کمتر (تردی) منجر می شود.



شکل 11- تصاویر نقشه‌های توزیع عنصری FE-EPMA از ترک‌ها ناشی از روی مذاب در فولاد TWIP با پوشش گالوانیزه.

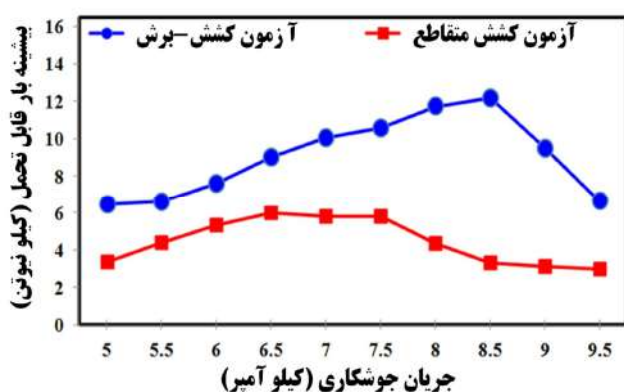


شکل 12- منحنی تغییر دمای سطح ورق مورد جوشکاری از مرکز (در تماس با مرکز الکترود) به سمت بیرون در انتهای سیکل جوشکاری و توزیع دما و تنش برای منطقه فوق بحرانی ترکیدگی.

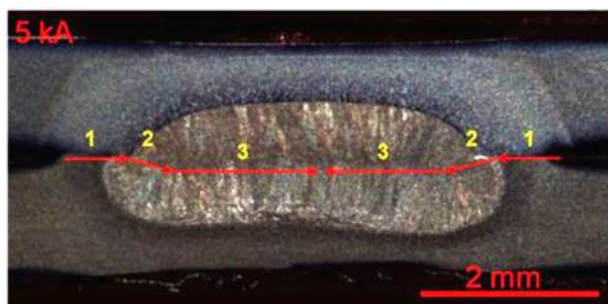
الکتریکی کمتر و آلیاژ با خواص ترموفیزیکی اصلاح شده اشاره نمود. از دیگر راهکارهای مقابله با انواع ترکیدگی ها می‌توان کاهش حرارت ورودی، مدیریت حرارت و تنش در حین سیکل

از مهمترین رویکردهای کاهش حساسیت به ترکیدگی‌های اشاره شده در فوق می‌توان به اصلاح آلیاژ جهت رسیدن به آلیاژ با حساسیت کمتر به جدایش، آلیاژ با مقاومت ویژه

کشش متقاطع موثر است، ولی حساسیت بیشتر فولاد TWIP به جدایش در جوشکاری نامشابه نسبت به جوشکاری مشابه آن در القا کردن مسیر رشد ترک بسیار موثرتر است. برای پاسخ به این چالش مهم فولادهای پیشرفته خودرویی فراهم آوردن شرایط دمایی/زمانی برای رخ داد پدیده نفوذ برای کاهش از میزان ناهمگونی های شیمیایی در منطقه جوش ضرورت دارد. این راهکار با پالس های ثانویه کوتاه طولانی و نیز با تمپر درجا قابلیت اجراء دارد. هر چند که اصلاح طراحی آلیاژ و استفاده از جفت اتصال با اختلاف پتانسیل شیمیایی کمتر نیز از دیگر راهکارها هستند [9].



شکل 13- مقایسه نتایج آزمون‌های مکانیکی کشش-برش و کشش متقاطع برای جوش‌های نامشابه TWIP/HSLA.



شکل 14- مطابقت یک نمونه جوش نامشابه TWIP/HSLA شکسته شده در آزمون کشش متقاطع با شکل دکمه جوش متناظر جهت پیدا کردن مسیر رشد ترک.

جوشکاری و رشد تدریجی دکمه جوش و استفاده از سیکل‌های جوشکاری دو یا چند پالس ابداعی اشاره نمود [1-2، 5 و 9].

3-4- افت انعطاف پذیری در جوشکاری نامشابه فولادهای

پیشرفته خودرویی

عمده اجزاء ساختاری بدنه خودرو از یک ساختار سه لایه تشکیل شده اند که عبارتند از لایه بیرونی که از ورق های نازک (نیم تا هفت دهم میلی متر) با بیشترین قابلیت کشش عمیق در بیرون، فولادهای استحکام بالا با ضخامت متوسط (یک تا یک و دو دهم میلی متر) در میان و فولادهای پیشرفته استحکام بالا با ضخامت زیاد (بیش از یک و نیم میلی متر) در درونی ترین لایه عمدتاً برای ستون ها، این چینش ورق ها که به واسطه فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه ای به هم متصل می شوند اهمیت قابل توجه جوشکاری نامشابه فولادهای پیشرفته خودرویی را در مقایسه جوشکاری مشابه آنها نشان می دهد. به بیان دیگر می توان گفت که بیش از 90 درصد جوش ها در بدنه خودرو از نوع جوش های نامشابه اند. بیشتر اشاره شده بود (شکل 3-ب) که بیشینه بار قابل تحمل در آزمون کشش متقاطع در فولادهای پیشرفته خودرویی بسیار کمتر از بیشینه بار قابل تحمل در آزمون کشش- برش است. به بیان دیگر نسبت این دو کمیت که به نسبت انعطاف پذیری پذیرگی شناخته می شود. برای فولادهای پیشرفته کمتر از فولادهای خودرویی سنتی است. این نسبت در جوشکاری نامشابه این فولادها افت شدیدتری پیدا می کند. به بیان دیگر جوش های نامشابه فولادهای پیشرفته خودرویی دارای انعطاف پذیری بسیار کمی هستند (شکل 13)). چنین روندی برای جوش های نامشابه TWIP/DP و TWIP/TRIP نیز مشاهده شد. این چالش اگر به نحو مناسبی پاسخ داده نشود می تواند عمر و یکپارچگی بدنه خودرو را به شدت تهدید کند. بررسی نمونه شکست این جوش نامشابه پس از آزمون کشش متقاطع نشان می دهد که این جوش به شکست فصل مشترکی (شکل 14)) حساس هستند. در تحلیل این شکست با انرژی کم می توان گفت که هرچند شکل نامتقارن دکمه جوش در ورود مسیر ترک به دکمه جوش در آزمون

جدول 2- نتایج سه بار تکرار ارزیابی مود شکست در آزمون کشش متقاطع جوش‌های نامشابه TWIP/DP.

5.0 kA	5.5 kA	6.0 kA	6.5 kA	7.0 kA	جریان جوشکاری	
-	-	-	-	-	سری اول آزمون	بیرون زدگی مذاب
-	-	-	-	-	سری دوم آزمون	
-	-	-	-	-	سری سوم آزمون	
IF	IF	IF	IF	IF	سری اول آزمون	مود شکست
IF	IF	IF	IF	IF	سری دوم آزمون	
IF	IF	IF	IF	IF	سری سوم آزمون	
7.5 kA	8.0 kA	8.5 kA	9.0 kA		جریان جوشکاری	
-	-	Exp.	Exp.		سری اول آزمون	بیرون زدگی مذاب
-	-	-	Exp.		سری دوم آزمون	
-	-	-	Exp.		سری سوم آزمون	
IF	IF	IF	IF		سری اول آزمون	مود شکست
IF	IF	IF	IF		سری دوم آزمون	
IF	PF (سوراخ) کنندگی بر روی ورق (TWIP)	IF	PIF (سوراخ) کنندگی بر روی ورق (TWIP)		سری سوم آزمون	
-	3.84 mm	-	3.60 mm			فطر دکمه کنندگی

IF شکست فصل مشترکی، PF شکست محیطی، PIF شکست فصل مشترکی جزئی و EXP بیرون زدگی مذاب

در کل محدوده مجاز جوشکاری خود مود شکست کنندگی دکمه جوش را از خود نشان می دهند. ولی حساسیت به شکست فصل مشترکی خصوصاً در جوشکاری نامشابه (جدول 2)) فولادهای پیشرفته خودرویی یکی از چالش‌های اساسی این فولادها در فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه ای است. در تحلیل این نتایج می بایست به این نکته مهم اشاره نمود که مسیر پیشرفت ترک در آزمون کشش عمدتاً به وسیله میزان انرژی لازم برای رشد ترک القاء می شود. اینکه ترک مسیر بین دو ورق را طی کند یا دکمه جوش را دور بزند به این سوال مهم بر می گردد که کدام مسیر انرژی کمتری نیاز دارند؟ وجود عیوب جوش، ترک‌ها، حفرات انقباضی و بین دندریتی، جدایش و ناهمگونی‌های شیمیایی در منطقه مذاب، اندازه دکمه جوش کوچک و پهنای کم طوق مکانیکی اطراف دکمه جوش همگی به کاهش طول مسیر رشد ترک و افت انرژی مکانیکی لازم جهت رشد ترک کمک می کنند و منجر به شکست سریع‌تر و با جذب انرژی کمتر در جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای فولادهای پیشرفته خودرویی می شوند. بر این اساس می توان

3-5- حساسیت به شکست فصل مشترکی

با نگاه مجدد به شکل (10) می توان تفاوت نمودارهای کشش - برش برای دو مود شکست فصل مشترکی و کنندگی دکمه جوش را یافت. ولی این همه تفاوت این دو مود شکست نیست. آنچه که بسیار مهم است و به اقتضای محورهای موجود در این شکل نشان داده نشده است، زمان آزمون کشش است. با توجه به اینکه سرعت کرنش در همه آزمون‌های کشش یکسان بود، می توان گفت که جوش‌ها حین آزمون کشش با نرخ ثابتی در حال جذب انرژی هستند که این انرژی صرف تغییر فرم آن‌ها و اتساع ترک می شود. این زمان برای مودهای شکست فصل مشترکی و کنندگی در شکل (10) به ترتیب 37 و 141 ثانیه است. این زمان‌ها بر این مهم دلالت دارد که شکست فصل مشترکی در مقایسه با مود کنندگی دکمه جوش شکست سریعتر و با جذب انرژی بسیار کمتری را تجربه می کند. به این دلیل وقوع مود شکست کنندگی در آزمون‌های کشش در صنعت خودرو تا حد زیادی تعیین کننده اطمینان از عملکرد مکانیکی جوش هاست. مشاهدات نشان داد که فولادهای HSLA و IF

جوشکاری نامشابه فولادهای پیشرفته خودرویی و حساسیت به شکست فصل مشترکی آن‌ها. این موارد محدوده منحنی جوش‌پذیری فولاد را محدود می‌کنند و مانع از انتقال قابلیت‌های برجسته مکانیکی این فولادها به جوش‌های آن‌ها می‌شوند. این مقاله به پدیده شناسی این چالش‌ها برای فولادهای پیشرفته خودرویی در فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای پرداخت. مشاهده شد که مواردی نظیر شیمی غنی آلیاژ، کربن معادل بالا، فرایند ترمومکانیکال پیچیده و خواص ترموفیزیکی ویژه این فولادها عوامل اصلی زمینه ساز این چالش‌ها می‌باشند که ضرورت بازطراحی آلیاژ بر مبنای پاسخ آن به فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای یا بکارگیری فرآیندهای جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای اصلاح شده یا چندپالسه را برای استفاده از قابلیت‌های برجسته مکانیکی این فولادها در بدنه خودرو نشان می‌دهد.

مراجع

- [1] Rouholah Ashiri, Md Anwarul Haque, Chang-Wook Ji, Morteza shamanian, Hamid Reza Salimijazi, Yeong-Do Park, Supercritical area and critical nugget diameter for liquid metal embrittlement of Zn-coated twinning induced plasticity steels, Scripta Materialia, 2015, vol. 109, pp. 6-10.
- [2] Rouholah Ashiri, Morteza Shamanian, Hamid Reza Salimijazi, Md Anwarul Haque, Jin-Hee Bae, Chang-Wook Ji, Kwang-Geun Chin, Yeong-Do Park, Liquid metal embrittlement-free welds of Zn-coated twinning induced plasticity steels, Scripta Materialia, 2016, vol. 114, pp. 41-47.
- [3] R. Ashiri, S. P. H. Marashiri, Y.-D. Park, Weld Processing and Mechanical Responses of 1-GPa TRIP Steel Resistance Spot Welds, Welding Journal, 2018, vol. 97, pp. 157-69.
- [4] R. Ahsan, Y. Kim, R. Ashiri, Y. J. Cho, C. Jeong, Y. D. Park, Cold metal transfer (CMT) GMAW of zinc-coated steel, Welding Journal, 2016, vol. 95, pp.120-132.
- [5] R. Ashiri, H. Mostaan, Y.-D. Park, A Phenomenological Study of Weld Discontinuities and Defects in Resistance Spot Welding of Advanced High Strength TRIP Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, vol. 49A, pp. 6161-72.
- [6] Iman Hajiannia, Morteza Shamanian, Masoud Atapour, Rouholah Ashiri, Evaluation of Weldability and Mechanical Properties in Resistance Spot Welding of Ultrahigh-Strength TRIP1100 Steel, SAE International Journal of Materials and Manufacturing, 2019, vol. 12, pp. 5-17.

گفت که حساسیت جوش به شکست فصل مشترکی بیشتر حساسیت آن به تشکیل عیوب، ناپیوستگی‌ها و ناهمگونی‌های شیمیایی و افت قابلیت جذب انرژی در منطقه جوش بر می‌گردد. و از این منظر، راهکارهای جلوگیری از این مود شکست نیز اساساً با راهکارهای پیشگیری از رخداد عیوب، ناپیوستگی‌ها و ناهمگونی‌های شیمیایی در ارتباط است [9].

3-6- ضعیف شدن استحاله‌ای و حساسیت‌ها در فرایندهای جوشکاری قوسی

از دیگر چالش‌های فولادهای پیشرفته خودرویی می‌توان به مواردی نظیر افت عملکرد مکانیکی مناطق جوش در اثر رخداد استحاله در آن مناطق اشاره نمود. از مهمترین آن‌ها می‌توان به نرم‌شوندگی مارتنزیت در منطقه متأثر از حرارت فولادهای DP و TRIP، نرم‌شوندگی در اثر پدیده‌های مرتبط با آنیل، نرم‌شوندگی ناشی از رشد و ذوب رسوبات و مرز دانه‌ها در این منطقه و منطقه ذوب جزئی اشاره نمود. در خصوص بکارگیری ورق‌های ضخیم‌تر از جنس فولادهای پیشرفته خودرویی در بدنه یا دیگر اجزای خودرو، استفاده از روش‌های جوشکاری قوسی و لیزر معمول است که از مهمترین چالش‌های آن‌ها می‌توان به تشکیل تخلخل و حبس سرباره در منطقه جوش و نیز در سطح گرده جوش و حساسیت آهن به تشکیل ترکیبات بین‌فلزی و در نتیجه افت انعطاف‌پذیری جوش‌ها اشاره نمود [10-12].

4- نتیجه‌گیری

نتایج بررسی‌های تجربی نشان داده است که عوامل متعددی جوش‌پذیری و محدوده مجاز پارامترهای جوشکاری در فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای فولادهای پیشرفته خودرویی را متأثر می‌کنند که این امر کاربرد این فولادها را در صنعت خودرو با چالش مواجه می‌کند. برخی از مهمترین حساسیت‌های این فولادها در فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای عبارتند از حساسیت به پدیده بیرون زدگی پیش از موعد، تشکیل دکمه جوش کوچک، حساسیت به جدایش، حساسیت به ترک‌ها و حفرات، افت انعطاف‌پذیری در

cold metal transfer (CMT) gas metal arc welding (GMAW) of zinc coated steels, Science and Technology of Welding and Joining, 2016, vol. 21, pp209-215.

[11] Md. R. U. Ahsan, Muralimohan Cheepu, Rouholah Ashiri, Tae-Hoon Kim, Chanyoung Jeong, Yeong-Do Park, Mechanisms of weld pool flow and slag formation location in cold metal transfer (CMT) gas metal arc welding (GMAW), Welding in the World, 2017, vol. pp. 1275–1285.

[12] C. H. Muralimohan, M. Ashfaq, Rouholah Ashiri, V. Muthupandi, K. Sivaprasad, Analysis and Characterization of the Role of Ni Interlayer in the Friction Welding of Titanium and 304 Austenitic Stainless Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 2016, vol. 47, 347-359.

[7] Sajad Salimi Beni, Masoud Atapour, Mohammad Reza Salmani, Rouholah Ashiri, Resistance Spot Welding Metallurgy of Thin Sheets of Zinc-Coated Interstitial-Free Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, 2019, vol. 50, pp. 2218-2234.

[8] I. Hajiannia, M. Shamanian, M. Atapour, E. Ghassemali, R. Ashiri, A microstructure evaluation of different areas of resistance spot welding on ultra-high strength TRIP1100 steel, Cogent Engineering, 2018, vol. 5, pp. 1–13.

[9] روح اله عشیری، ارزیابی مکانیزم پدیده های ترک خوردن و جدایش در فولاد پرمگنز آستنیتی حین جوشکاری مقاومتی نقطه ای، رساله دکتری مهندسی مواد- جوشکاری، دانشگاه صنعتی اصفهان، 1395.

[10] Md. R. U. Ahsan, Y. R. Kim, C. H. Kim, J. W. Kim, R. Ashiri, Y. D. Park, Porosity formation mechanisms in

تأثیر متغیرهای فرایند جوش اصطکاکی چرخشی بر خواص مکانیکی و فیزیکی اتصال لوله آلومینیوم به مس

یاسر قربانی امیر¹، اشکان ذوالریاستین^{2*}، حسین ترابیان³

1- مهندسی مکانیک طراحی کاربردی، دانشگاه آزاد اسلامی واحد یادگار امام خمینی (ره)، تهران

2- مهندسی مواد، پژوهشگاه نیرو، تهران

3- مهندسی مکانیک، دانشگاه آزاد اسلامی واحد تهران مرکز، تهران

(دریافت مقاله: 1398/03/01؛ پذیرش مقاله: 1399/03/26)

چکیده

هدف از تحقیق حاضر، بررسی تأثیر متغیرهای فرایند جوش اصطکاکی چرخشی بر میکروساختار و خواص مکانیکی و فیزیکی لوله های دوفلزی مس- آلومینیوم است. به این منظور، با استفاده از یک دستگاه جوش اصطکاکی از نوع کلاچ ترمزی، یک لوله مس (خلوص تجاری 99/44%) به لوله آلومینیوم (خالص تجاری 1050) با قطر مشابه، در سه حالت با فشار اصطکاکی و فشار فورج مختلف جوش داده شد و سپس تحت آزمایش های متالوگرافی، سختی سنجی، بررسی های میکروساختاری و خواص الکتریکی قرار گرفت. نتایج بررسی ها نشان داد که با افزایش فشار اصطکاک و فشار فورج به ترتیب از مقادیر 10 و 15 بار، در فصل مشترک نمونه ها فازی بین فلزی ترد ایجاد شده و سبب افت زیادی بر درصد تغییر شکل و استحکام کششی فصل مشترک نمونه می شود. همچنین، با کاهش فشار اصطکاک و حذف فشار فورج به 5 بار، باند مناسبی بین دو نمونه ایجاد نشد و در فصل مشترک تخلخل و ترک تشکیل شد. مناسب ترین نتیجه در بین نمونه ها از نظر خواص مکانیکی و فیزیکی و میکروساختار، در لوله ای با قطر خارجی 15 mm و قطر داخلی 10 mm برای نمونه ها با فشار اصطکاکی در حدود 10 bar و فشار فورج 15 bar است. حضور فازهای بین فلزی آلومینیوم-مس نظیر $CuAl_2$ ، به دلیل مقاومت الکتریکی بالاتر و ماهیت سرامیکی، سبب افزایش مقاومت الکتریکی فصل مشترک و از سوی دیگر حضور ترک و خلل و فرج سبب کاهش سطح عبور جریان و در نهایت افزایش مقاومت الکتریکی نمونه ها شد.

کلمات کلیدی: جوش اصطکاکی چرخشی، مقطع لوله ای، اتصال آلومینیوم-مس..

Effect of rotary friction welding variables on mechanical and physical properties of aluminum-copper tube joints

Y. Ghorbani Amir¹, A. Zolriasatein^{2*}, H. Torabian³

1-Yadegar-e-Imam Khomeini (RAH) Shahr-e-Rey. Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran

2-Non-Metallic Materials Research Group, Niroo Research Institute (NRI), Tehran, Iran

3-Tehran Central Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran.

(Received 22 May 2019 ; Accepted 15 June 2020)

Abstract

The aim of this study is to investigate the effect of rotary frictional welding process variables on microstructure, mechanical and physical properties of copper-aluminum dual-tube pipes. For this purpose, using a thermosetting friction welding machine, a copper pipe (99.44% purity) with a similar diameter aluminum tube (1050), was welded in three different conditions with different friction pressures and forging, and then by metallographic, hardening and microstructural testing it placed. The results of this study showed that with increasing friction pressure from 10 and 15 Bar respectively, in the interconnected phase, fuzzy interclass metal samples were created and caused a great loss in the deformation percentage and tensile strength of the interconnected sample. Also, with the reduction of frictional pressure and the removal of forging pressures down to 5 Bar, there is no proper bond between the two samples and formed in the interface between porosity and cracking. The most suitable result for the microstructure, mechanical and physical properties of the samples is in tubes with an outside diameter of 15 mm and an inner diameter of 10 mm, for samples having a friction pressure of about 10 Bar and a forge pressure of 15 Bar. The presence of intermetallic Al-Cu phases such as $CuAl_2$, due to higher electrical resistance and ceramic nature, increases the electrical resistance of the joint and, on the other hand, the presence of cracks and pores has reduced the flow rate and eventually increased electrical resistance of the samples.

Keywords: Rotary frictional welding, Tube sections, Aluminum-copper joints.

1- مقدمه

اصطکاکی بیان نشده است، اما نظریه هایی در خصوص آن وجود دارد که به نظر درست می رسد. سطوح در مقیاس میکروسکوپی دارای برآمدگی ها و فرورفتگی هایی هستند و علاوه بر آن لایه اکسیدی نازک و یا ناخالصی های دیگر بر روی سطح پوشیده شده است. هرگاه سطوح به طور کامل در کنار هم قرار نگیرند، نیروی چسبندگی بین مولکولی بین آنها برقرار نمی شود و در نتیجه اتصال انجام نمی گیرد. هدف اصلی در جوشکاری اصطکاکی برطرف نمودن این ناهمواری ها و ناخالصی ها و اعمال فشار برای اتصال دو سطح است. هنگامی که دو سطح با فشار معین بر روی هم مالیده می شوند، نقاط بلند بهم برخورد می کند و از بین می روند. همزمان لایه اکسیدی برداشته می شود و دو سطح فلز در تماس با یکدیگر قرار می گیرند و بدین ترتیب یک باند یا چسبندگی موقت بوجود می آید با ادامه حرکت، این چسبندگی بریده می شود و یک باند تازه تر به وجود می آید بدین ترتیب انرژی مکانیکی به حرارتی تبدیل می شود و به تدریج درجه حرارت سطح افزایش می یابد. بنابراین استحکام فشاری کاهش می یابد و تغییر فرم پذیری راحت تر انجام می گیرد، نقاط برآمده به سرعت محو می شود و سطوح در حالت چسبندگی کامل قرار می گیرند با فرض این که نرخ حرارت تولیدی بیشتر از حرارت فروکشی باشد، درجه حرارت بالاتر می رود و حالت پلاستیکی نیز بیشتر می شود، تا

امروزه، فلزات مس و آلومینیوم، کاربرد گسترده ای در صنایع مختلف، به خصوص در صنعت برق، یافته است. همچنین با توجه به پیچیده تر شدن طراحی ها در راستای افزایش راندمان و عمر مفید قطعات، کاربرد دوفلزی مس - آلومینیوم نیز چشمگیر شده است. از جمله کاربردهای این دوفلزی ها، مواردی است که نیاز به برقراری اتصال الکتریکی بین مس و آلومینیوم باشد.

از دیدگاه فرایند اتصال، آلومینیوم و مس ناسازگار هستند، زیرا در دمای بالای $120^{\circ}C$ تمایل بسیار زیادی به یکدیگر دارد و ترکیبات بین فلزی ترد، با استحکام پایین و مقاومت الکتریکی بالا (بدلیل پیوند کووالانسی غیرفلزی) در فصل مشترک آنها تشکیل می شود. به همین دلیل، روش های معمول جوشکاری ذوبی برای اتصال این دو مناسب نیست و از روش های جوشکاری در حالت جامد مانند جوش اصطکاکی، انفجاری، جوش فلش، نفوذی و جوش با نورد سرد استفاده می شود [1-6].

با توجه به گسترش کاربرد دوفلزی مس - آلومینیوم در صنایع مختلف، تحقیقات زیادی در خصوص این فرایند انجام شده است و محدوده مجاز برای هر یک از متغیرهای فرایندی استخراج شده است. اگرچه مکانیزم دقیقی برای فرایند جوش

روش اتصالی مناسب بین دو جنس ایجاد و از طرفی تغییر شکل ناشی از مرحله ترمز کردن حذف می‌شود. در تحقیق دیگری که توسط آسیک [12] و همکارش انجام شد، یک لوله فولاد کشش سرد شده به یک لوله از فورج شده میکروآلیاژی به روش جوش اصطکاکی متصل شد. سپس آزمون‌های استحکام کششی، میکروسختی، خستگی و استحکام پیچشی روی آن‌ها انجام شد. بر اساس نتایج، پایین‌ترین استحکام نمونه‌ها، حداکثر 13% کمتر از استحکام کششی فلزات زمینه بود. در این تحقیق از نیروی 15 MPa برای اصطکاک و 37 برای مرحله فورج، با دستگاهی با دور 900 rpm نمونه‌ها تهیه شد. نتایج این تحقیق نشان داد که منطقه HAZ در این قطعات تا عمق 2mm از فصل مشترک تشکیل می‌شود. در تحقیق دیگری که توسط مونیمن [13] و همکارانش انجام شد، به بررسی مقدار تنش پسماند پس از فرایند جوش اصطکاکی لوله‌ها پرداخته شد. به منظور محاسبه مقدار تنش پسماند از روش حذف مکانیکی سطوح و اندازه‌گیری تغییرات طولی با کاربرد از معادله نیشیمورا استفاده شد. در این تحقیق، میزان تنش پسماند ناشی از جوشکاری لوله‌های برنج زرد و همچنین لوله‌های آلومینیومی سری 1000 استفاده شده است. براساس نتایج مشخص شد که در سطح لوله‌ها، تنشهای فشاری وجود دارد. همچنین، مقدار تنش باقیمانده در لوله‌های برنجی بیشتر از لوله‌های آلومینیومی است، زیرا میزان انرژی بیشتری در اتصال لوله‌های برنجی بکار می‌رود. علاوه بر این، میزان تنش‌های محوری در حدود 9 تا 11 برابر تنش‌های شعاعی است. در این تحقیق، تأثیر متغیرهای فشار اصطکاک، فشار فورج و عمق نفوذ بر استحکام کششی و مقاومت الکتریکی اتصال لوله آلومینیوم به مس مورد بررسی قرار گرفته و نتایج آن ارائه شده است.

2- روش پژوهش

در این تحقیق، برای بررسی تأثیر متغیرهای فرایندی بر استحکام جوش و خواص متالورژیکی، از سه نوع نمونه با شرایط ساخت مختلف استفاده شد و سپس به بررسی خواص مکانیکی و

جایی که استحکام فشاری قادر به تحمل نیروی فشاری نیست و سطح زیر فشار گسترده تر شده و لبه‌ها در هم فرو می‌روند و حتی کمی به بیرون بر می‌گردند. به طور کلی متغیرهای فرایند جوش اصطکاکی به دو گروه تقسیم می‌شوند [7]. گروه اول، متغیرهای مربوط به دستگاه هست و گروه دوم، متغیرهای مستقل از دستگاه است. متغیرهای گروه اول عبارتند از سرعت چرخش، فشار اصطکاک، زمان اصطکاک، فشار فورج، زمان فورج و متغیرهای مستقل از دستگاه نیز می‌توان به جنس مواد مورد استفاده برای جوشکاری، ابعاد و اندازه و شکل هندسی اشاره نمود.

در ساخت ماشین آلات جوشکاری، در برخی موارد برای تنظیم دستگاه از تغییر طول محوری دستگاه برای تنظیم آن استفاده می‌شود که ترکیبی از متغیرهای فشار اصطکاک و زمان اصطکاک است. این روش سبب ساده تر شدن تنظیمات دستگاه می‌شود و کنترل فرایند را ساده تر می‌کند [8].

یکی از مهمترین مسائلی که در مورد دوفلزی‌ها مطرح است، خواص مکانیکی فصل مشترک دو فلزی‌ها است. خواص مکانیکی فصل مشترک تا حدود زیادی تحت تاثیر فازهای تشکیل شونده در این ناحیه است. خواص مکانیکی دو فلزی مس - آلومینیوم با کنترل ضخامت ترکیبات بین فلزی قابل کنترل است. فازهای سخت تشکیل شده در لایه نفوذی مس - آلومینیوم، بدلیل داکتیلیته و چقرمگی شکست پایین، استحکام اتصال را تخریب می‌کند. یک لایه ترکیب بین فلزی ضخیم، تردی فصل مشترک را افزایش می‌دهد، بطوری که جوانه زنی و رشد ترک راحت تر صورت می‌گیرد [9 و 10].

فرایند جوش اصطکاکی چرخشی در اتصال لوله‌ها نیز کاربرد دارد. کیمورا [11] و همکارانش از این روش برای اتصال لوله آلومینیوم 6063 به فولاد زنگ نزن آستنیتی استفاده کردند. لوله مورد استفاده در تحقیقات آنها دارای ضخامت 1/5 mm بوده و از دستگاهی با دور 27/5 rps و فشار اصطکاکی 30 MPa استفاده کردند. به منظور جلوگیری از تغییر شکل ناگهانی ناشی از مرحله ترمز کردن، پس از پایان زمان اصطکاک، سرعت بین دو قطعه به صورت تدریجی به صفر رسانده می‌شود. با این

شده در فصل مشترک، از آنالیزگر نصب شده روی میکروسکوپ الکترونی استفاده شد. برای بررسی مقاومت الکتریکی از میکرواهم متر با جریان 50 A و با دقت $0/01 \mu\Omega$ مارک CHAUVIN مدل 6250 C.A استفاده شد. جهت اندازه گیری، پروب های دستگاه با فاصله 70 mm از هم قرار داده شد.

3- نتایج و بحث

3-1- بررسی های میکروسکوپی

در شکل های (3) و (4)، ریزساختار میکروسکوپی نوری و الکترونی نمونه های گروه اول ارائه شده است. همانطور که در این تصاویر مشاهده می شود، در ریزساختار میکروسکوپی نوری، با بزرگنمایی های تهیه شده، اثری از فازهای بین فلزی در فصل مشترک مشاهده نمی شود. بعبارت دیگر، در فصل مشترک این نمونه ها، با بزرگنمایی های ارائه شده، حتی در تصویر میکروسکوپی الکترونی، تشخیص فازهای بین فلزی مقدور نیست؛ این فازها در صورت وجود، دارای ضخامت ناچیزی هستند. فصل مشترک این نمونه، نسبتاً صاف و یکنواخت و فاقد ترک و فازهای مضر بین فلزی است.

نتایج متالوگرافی و میکروسکوپی الکترونی نمونه های گروه دوم، شکل های (5) تا (8) نشان داد که فازهای بین فلزی در این نمونه ها تشکیل شده است. در این نمونه ها، ترکیبات بین فلزی در فصل مشترک به صورت جزیره ای و پراکنده ایجاد شده است (فازهای خاکستری رنگ در فصل مشترک).

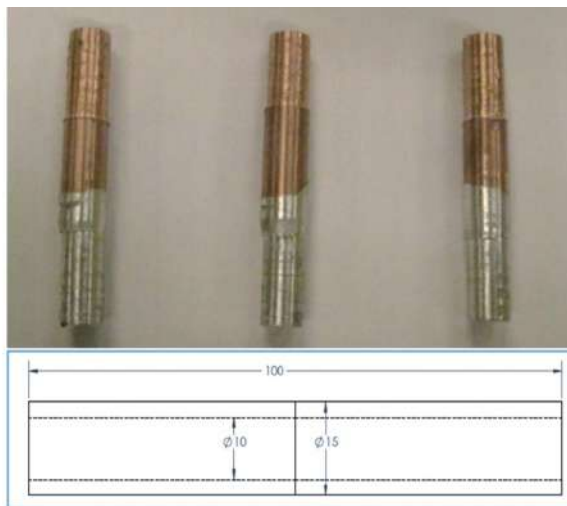


شکل 2- دستگاه جوش اصطکاکی چرخشی

میکروساختاری آن ها پرداخته شده است. در این تحقیق از نمونه لوله هایی با قطر خارجی 15 mm، قطر داخلی 10 mm و طول 10 cm استفاده شده است (شکل (1)). جهت اتصال نمونه ها، از سه شرایط مختلف مطابق جدول (1) استفاده شده است و برای هر شرایط 3 نمونه ساخته شد.

نمونه ها با استفاده از یک دستگاه ایرانی با سرعت چرخش 1500 rpm تهیه شده است (شکل (2)). آلومینیوم مورد استفاده از آلیاژ 1050 و مس از نوع خالص تجاری با خلوص 99/44 استفاده شده است. به منظور بررسی استحکام و ازدیاد طول نمونه ها قبل و بعد از پیرسازی و همچنین بررسی مقطع شکست و محل تشکیل ترک ها، نمونه ها تحت آزمون کشش قرار گرفت. به این منظور، از نرخ 1 cm/min و دستگاهی با ظرفیت 10 kN استفاده شد. مطابق با بررسی های انجام شده، جهت میکروسختی از نیروی 0/4 N استفاده شد [14 و 15].

برای بررسی فصل مشترک نمونه ها، ابتدا نمونه ها از مقطع عرضی برش خورده، مانت شدند و سپس به ترتیب با سنباده های 80، 240، 600، 800، 1000 و در نهایت 2000 آماده سازی اولیه انجام شد و در آخر با استفاده از پودر آلومینا و خمیر الماس، عملیات پولیش نهایی روی سطح انجام شد. در ادامه، فصل مشترک نمونه ها با میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفت. همچنین، با استفاده از میکروسکوپ الکترونی FESEM، نمونه های آماده سازی شده مورد بررسی قرار گرفت. در نهایت، جهت تعیین ترکیب شیمیایی و نوع فازهای تشکیل



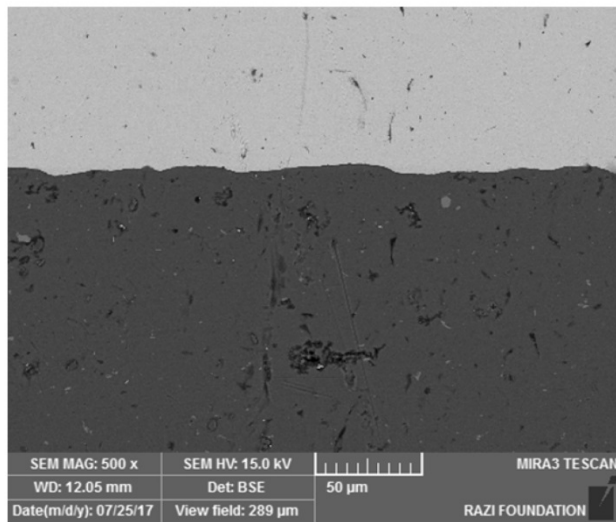
شکل 1- نمونه های تهیه شده به روش جوش اصطکاکی چرخشی

جدول 1- متغیرهای فرایندی بکار رفته در جوش اصطکاکی چرخشی

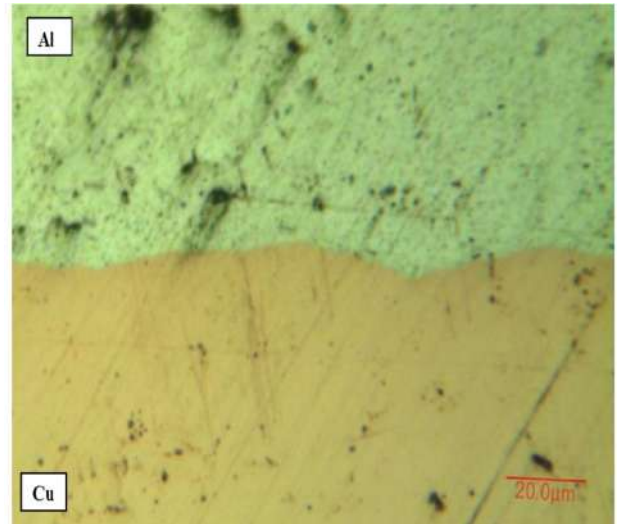
ردیف	فشار اصطکاک Bar	فشار فورج Bar	عمق نفوذ mm
۱	۱۰	۱۵	۵
۲	۱۵	۲۵	۹
۳	۵	۵	۳

جدول 2- آنالیز نقطه‌ای از سطح شکست نمونه گروه دوم

نزدیکترین ترکیب بین فلزی	درصد اتمی آلومینیوم	درصد اتمی مس
CuAl ₂ (θ)	۶۶/۴۷	۳۳/۵۳
CuAl ₂ (θ)	۶۳/۱۳	۳۶/۸۷
CuAl ₂ (θ)	۷۰/۱۲	۲۹/۸۸
CuAl ₂ (θ)	۶۹	۳۱



شکل 4- ریزساختار میکروسکوپی الکترونی از فصل مشترک نمونه



شکل 3- ریزساختار میکروسکوپی نوری از فصل مشترک نمونه گروه اول

آنالیز فصل مشترک نمونه‌ی ارائه شده در شکل (5) و (6) نشان داد که در این نمونه، فازی محتوی 31/5% مس و 68/5% آلومینیوم ایجاد می‌شود که براساس نمودار فازی، این ترکیبات فاز CuAl₂ (θ) است.

طبق نظر ژو و همکارانش، بالاترین دمایی که در فرایند جوشکاری اصطکاکی اندازه‌گیری شده، 580°C بوده است که مقداری بالاتر از دمای ذوب فاز یوتکتیک مس و آلومینیوم است [5].

ژو و همکارانش تشکیل فاز مایع در حین فرایند جوشکاری اصطکاکی و انجماد آن به صورت دندربیت های موضعی α-Al, CuAl₂, CuAl و فاز یوتکتیک α-Al + CuAl₂ در منطقه جوش را نشان دادند. طبق نظر این محققین، تشکیل فاز Al₄Cu₉ (γ1) بر اساس فرایند جوانه زنی و رشد به سبب دو مکانیزم اختلاط مکانیکی و نفوذ بالای آلومینیوم و مس در دمای

با توجه به آنکه فشار اصطکاکی در این نمونه ها نسبت به نمونه‌های گروه قبل بیشتر است، در نتیجه حرارت بیشتری در فصل مشترک نمونه ایجاد می‌شود که سبب تشکیل فازهای بین فلزی در فصل مشترک شده است. این مسئله توسط برخی محققین از جمله اوچی و همکارانش [16] گزارش شده است. همانطور که در تصاویر مشاهده می‌شود، در برخی نقاط، انباشتگی فازهای بین فلزی وجود دارد. از طرفی فصل مشترک صاف و یکنواخت نیست و دارای ناهمواری‌های فراوانی است که ناشی از متغیرهای فرایندی هست. یکی از مسائل مورد توجه، شناسایی فازهایی است که در حین ساخت یا پیرسازی ایجاد می‌شود. نتایج مطالعات برخی محققین نشان داد که در طی واکنش بین آلومینیوم و مس، فاز CuAl₂ (θ) در سمت آلومینیوم و فاز Al₄Cu₉ (γ1) در سمت مس، نخستین ترکیبات بین فلزی هستند که تشکیل می‌گردد [2 و 5].

جدول 3- استحکام کششی (MPa) و درصد ازدیاد طول نمونه های مختلف

استحکام شکست (MPa) و درصد افزایش طول (%)						گروه نمونه
نمونه سوم		نمونه دوم		نمونه اول		
11%	40.2	11%	43.1	10%	42.6	1
Al		Al		Al		
5%	38.0	5%	32.9	4%	39.3	2
J		J		J		
0.3%	15.2	0.1%	14.6	0.5%	16.84	3
J		J		J		

Al: محل تشکیل ترک و شکست قطعه در بخش آلومینیوم

J: محل تشکیل ترک و شکست قطعه در بخش اتصال

لوله با قطر خارجی 15 mm، قطر داخلی 10 mm و طول 100 mm

جدول 4- مقاومت الکتریکی نمونه های مختلف در طول 7cm

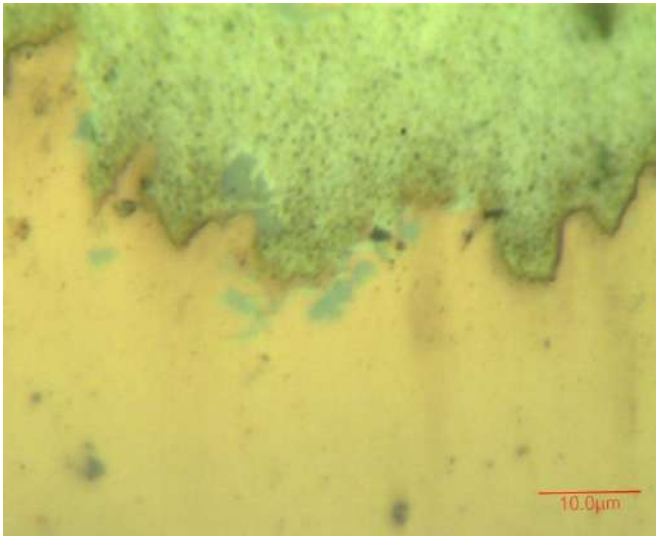
گروه سوم	گروه دوم	گروه اول	لوله Cu	لوله Al	نمونه (طول 7cm)
21.1	20.4	19.8	13.2	22.6	مقاومت الکتریکی ($\mu\Omega$)

جدول 5- مقاومت الکتریکی فصل مشترک نمونه های مختلف

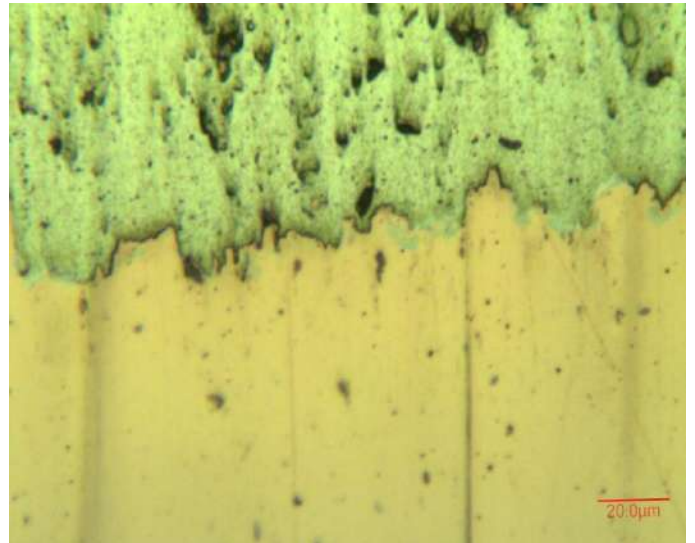
گروه سوم	گروه دوم	گروه اول	فصل مشترک نمونه
3.2	2.5	1.9	متوسط مقاومت الکتریکی ($\mu\Omega$)

همانطور که از این نتایج مشخص است، سطح شکست به صورت کامل در مرز بین دانه های فازهای بین فلزی تشکیل شده در اثر پیرسازی، رشد کرده است. بر اساس نتایج حاصل، ترک ها عمدتاً در فاز بین فلزی θ رشد کرده است که باند مجاور آلومینیوم هست. نتایج بررسی متالوگرافی و میکروسکوپ الکترونی نمونه گروه سوم در شکل های (10)، (11) و (12) ارائه شده است. همانطور که در این تصاویر مشاهده می شود، در فصل مشترک این نمونه ها، ترک وجود دارد (شکل (11)) و باند مناسبی ایجاد نشده است. از آنجایی که در این نمونه ها، فشار فورج پایین هست، در نتیجه فصل مشترک نمونه متخلخل است (شکل (12)) و این مسئله سبب افت استحکام شده است.

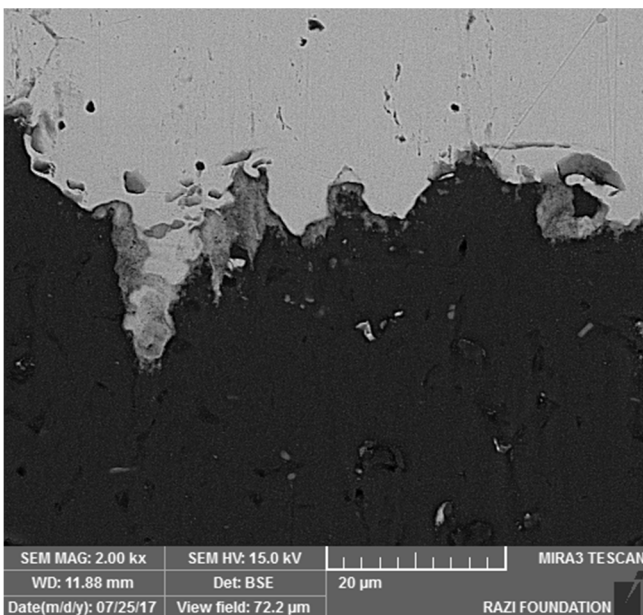
بالا است [5]. این مسئله در تحقیقات انجام شده توسط یانگ نیز نمایش داده شده است [17]. وجود فازهای اولیه ناشی از فرایند ساخت، مانند فاز CuAl_2 (θ)، سبب تسهیل جوانه زنی و رشد فازهای بین فلزی دیگر می شود، در نتیجه تشکیل فازهای بین فلزی در دماهای پایین تر پیرسازی مقدور می شود. در صورتی که در فصل مشترک، هیچ فاز بین فلزی وجود نداشته باشد، جوانه زنی و رشد در دماهای پایین تر از 200°C انجام نخواهد شد. این مسئله در فرایندهایی مانند نورد سرد مشاهده شده است [1]. در شکل (9)، سطح شکست نمونه ی گروه دوم آمده است. این نمونه، در آزمون کشش دچار شکست شد. نتایج بررسی نقطه ای سطح شکست، از سمت بخش مسی قطعه، در جدول (2) آمده است.



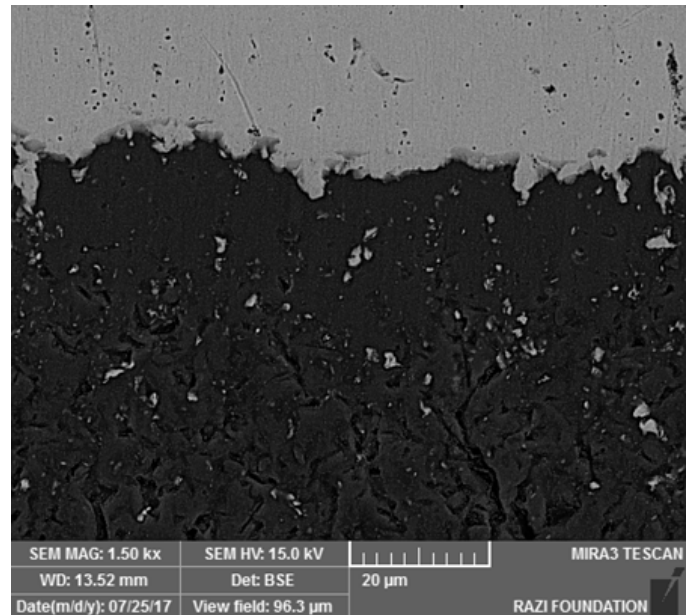
شکل 6- ریزساختار میکروسکوپی نوری از فصل مشترک نمونه گروه دوم در بزرگنمایی بالاتر



شکل 5- ریزساختار میکروسکوپی نوری از فصل مشترک نمونه گروه دوم



شکل 8- ریزساختار میکروسکوپی الکترونی از فصل مشترک نمونه گروه دوم در بزرگنمایی بالاتر.

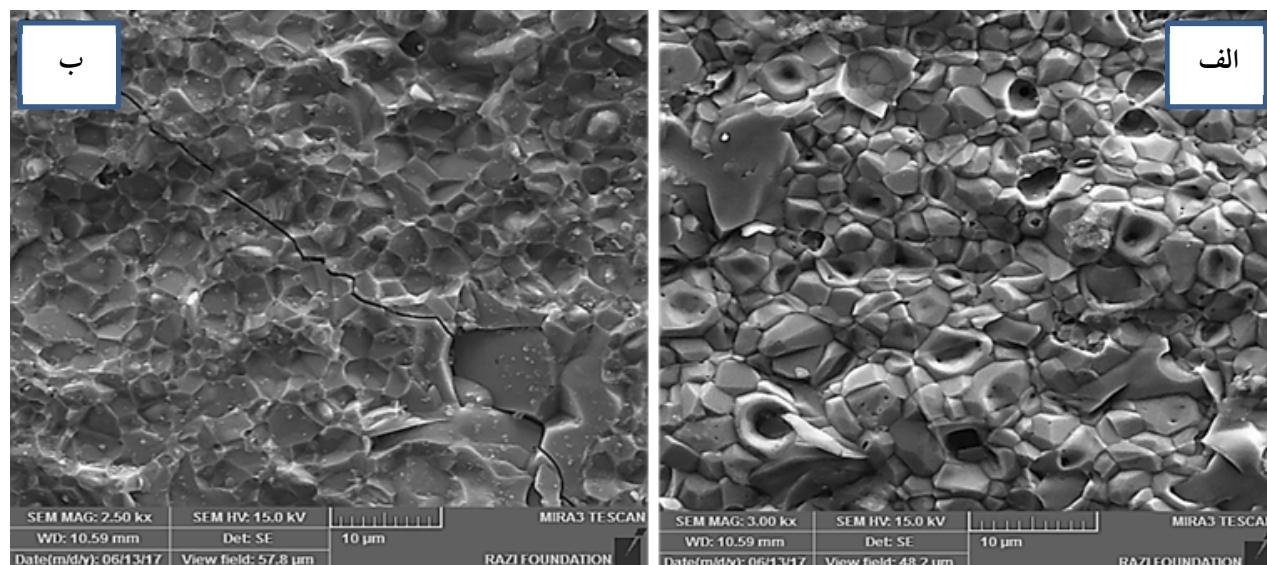


شکل 7- ریزساختار میکروسکوپی الکترونی از فصل مشترک نمونه گروه دوم

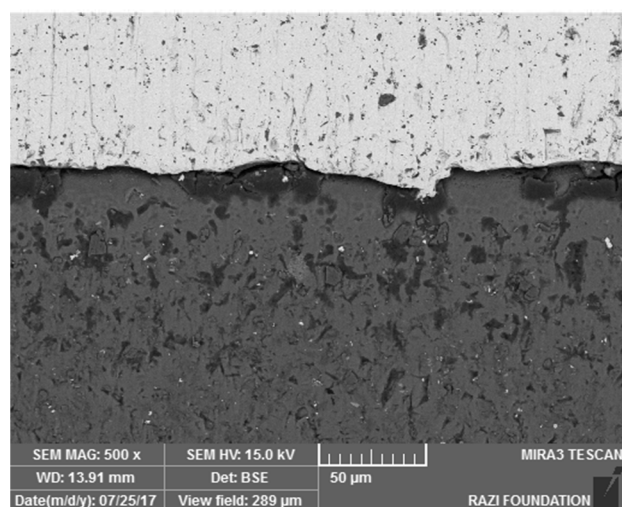
نمونه‌های گروه سوم در مقایسه با گروه اول، افت استحکام و درصد تغییر طول شدیدتری داشته‌اند. براساس جدول (3)، در نمونه‌های گروه دوم، اگرچه نمونه دارای استحکام کششی قابل قبولی است، اما شکست از محل فصل مشترک اتفاق افتاده است (شکل (15)). در حالیکه در نمونه‌های گروه اول، نمونه از محل آلومینیوم جدا شده است (شکل (14)). از آنجایی که در نمونه‌های گروه دوم، فازهای ایجاد شده در فصل مشترک دارای

2-3- آزمایش کشش

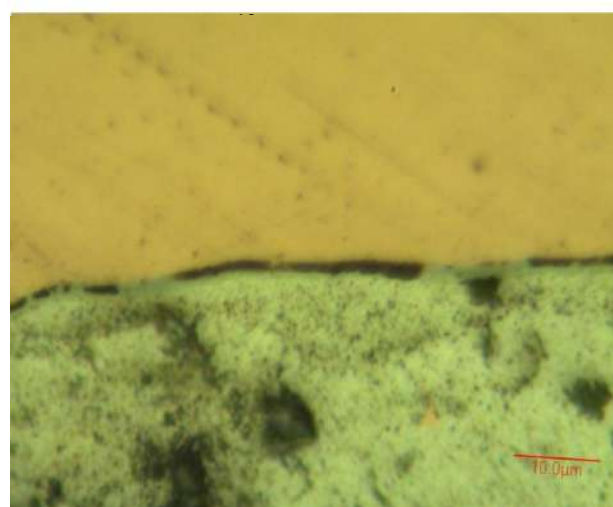
نتایج آزمون کشش و محل شکست برای نمونه‌های هر گروه در جدول (3) و شکل (13) ذکر شده است. براساس نتایج ارائه شده در این جدول، در نمونه‌های گروه دوم در مقایسه با گروه اول، اولاً، استحکام کششی به مقدار کمی افت کرده است و ثانیاً، محل شکست از بخش آلومینیومی به محل اتصال منتقل می‌شود و همچنین درصد تغییرات طول نیز افت محسوسی کرده است.



شکل 9- تصویر میکروسکوپی الکترونی از سطح شکست نمونه گروه دوم (الف) در سمت مس، (ب) در سمت آلومینیوم.



شکل 11- ریزساختار میکروسکوپی الکترونی از ترک‌های فصل مشترک نمونه گروه سوم



شکل 10- ریزساختار میکروسکوپی نوری از فصل مشترک نمونه گروه سوم

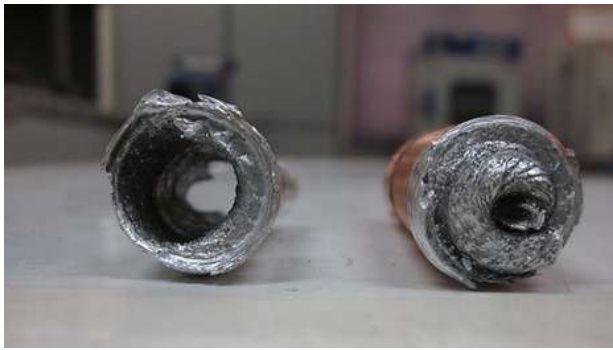
اتصال می‌شود (شکل (16)). در نتیجه، افت شدید استحکام و درصد تغییر شکل حاصل می‌شود.

3-3- آزمایش میکروسختی

نتایج آزمون میکروسختی نمونه‌ها در شکل (17) آمده است. همانطور که مشاهده می‌شود، میکروسختی باند ایجاد شده برای گروه دوم، در محدوده‌ای بین آلومینیوم و مس است. فصل مشترک نمونه‌های گروه اول، فصل مشترک یکنواخت، بدون تخلخل و بدون باند بین فلزی است (شکل‌های (3) و (4)).

ماهیتی ترد است، در نتیجه مسیر مناسب برای رشد ترک وجود دارد. در صورت عدم حضور این فازها که در نمونه‌های گروه اول وجود دارد، رشد ترک از مکان‌های با استحکام کمتر که در داخل آلومینیوم است، انجام می‌شود. درصد تغییر شکل پایین نمونه‌های گروه دوم نشان می‌دهد که شکست در این نمونه‌ها از نوع ترد است، در حالی که در نمونه‌های گروه اول، شکست نرم اتفاق افتاده است. در نمونه‌های گروه سوم، عدم وجود پیوستگی و حضور ترک و تخلخل در فصل مشترک، نشان دهنده تشکیل موضعی اتصال است که سبب رشد ترک در محل

در حالی که در نمونه‌ی گروه دوم، میکروسختی فصل مشترک، از فلزات زمینه در حدود 50% بالاتر است، که علت آن حضور فازهای ترد و سخت بین فلزی است (شکل‌های (5) تا (8)). با توجه به این مسئله، تشکیل و رشد ترک در این مناطق، محتمل‌تر از سایر نقاط است. این مسئله در جدول (3) نیز به خوبی مشخص است، که نشان می‌دهد ترک در فصل مشترک رشد می‌یابد.



شکل 14- نحوه شکست نمونه‌های گروه اول

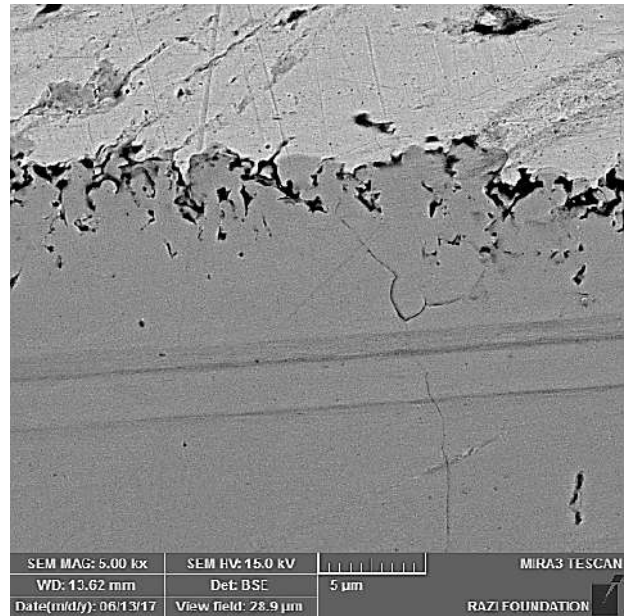


شکل 15- نحوه شکست نمونه‌های گروه دوم

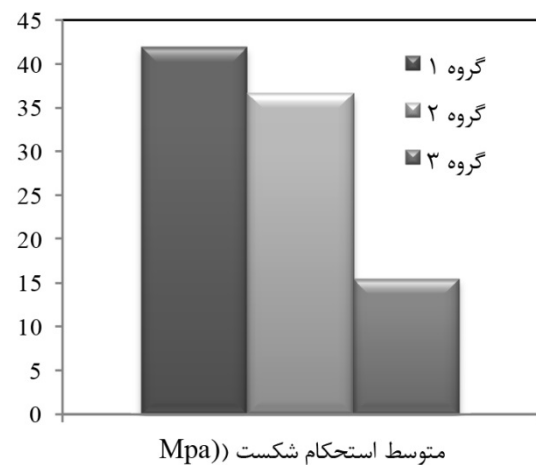


شکل 16- نحوه شکست نمونه‌های گروه سوم

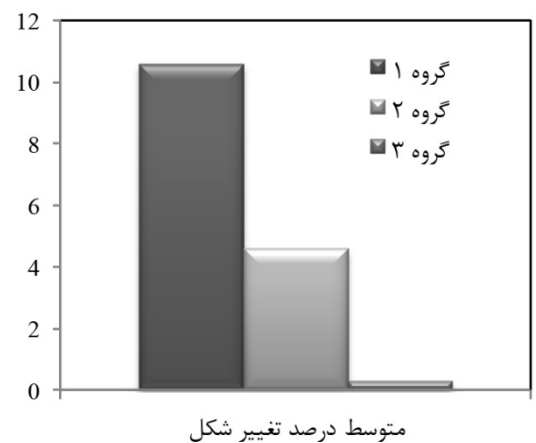
در نمونه‌های گروه سوم، میکروسختی در محدوده‌ی نزدیک به زمینه آلومینیوم است. وجود ترک و تخلخل در فصل مشترک این نمونه‌ها و از طرفی عدم وجود اتصالی یکپارچه در فصل



شکل 12- ریزساختار میکروسکوپی الکترونی از تخلخل‌های فصل مشترک نمونه گروه سوم



متوسط استحکام شکست (Mpa)



متوسط درصد تغییر شکل

شکل 13- نمودار متوسط استحکام کششی و درصد تغییر شکل نمونه‌ها

10 و 15 بار، در فصل مشترک نمونه‌ها فازی بین فلزی ترد آلومینیوم-مس نظیر CuAl_2 ، ایجاد می‌شود. این فازها سبب افت اندکی در استحکام کششی نمونه‌ها می‌شود، اما تأثیر زیادی بر درصد تغییر شکل و استحکام کششی فصل مشترک نمونه می‌شود.

- با کاهش فشار اصطکاک و حذف فشار فورج به 5 بار، باند مناسبی بین دو نمونه ایجاد نشده و در فصل مشترک تخلخل و ترک تشکیل می‌شود. این مسئله سبب افت استحکام کششی اتصال لوله می‌گردد.

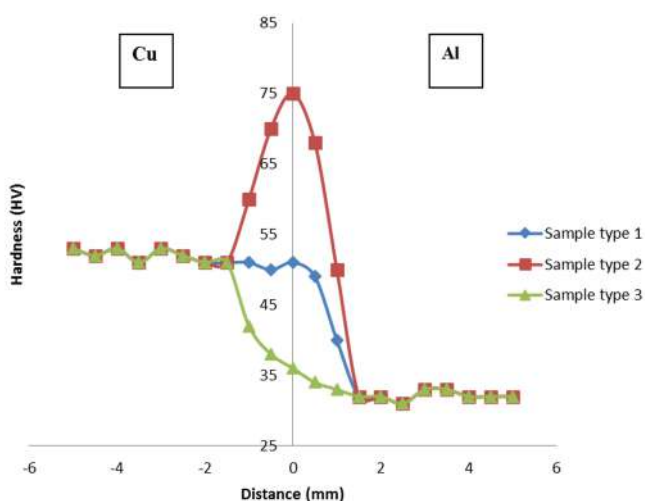
- مناسب ترین نتیجه در بین نمونه‌ها از نظر خواص مکانیکی و میکروساختار، در لوله‌ای با قطر خارجی 15 mm و قطر داخلی 10 mm، برای گروه اول نمونه‌ها با فشار اصطکاک در حدود 10 و فشار فورج 15 بار و عمق نفوذ 5 mm است.

- نتایج بررسی مقاومت الکتریکی نمونه‌ها نشان از افزایش به ترتیب 30% مقاومت الکتریکی گروه دوم (فشار اصطکاک 15 bar، فشار فورج 25 bar، عمق نفوذ 9 mm) و افزایش 70% گروه سوم (فشار اصطکاک 5 bar، فشار فورج 5 bar، عمق نفوذ 3 mm) در مقایسه با گروه اول (فشار اصطکاک 10 bar، فشار فورج 15 bar، عمق نفوذ 5 mm) است. در گروه دوم، حضور فازهای بین‌فلزی، به دلیل مقاومت الکتریکی بالاتر و ماهیت سرامیکی، سبب افزایش مقاومت الکتریکی فصل مشترک نمونه شده است. در نمونه‌های گروه سوم، حضور ترک و خلل و فرج سبب کاهش سطح عبور جریان و در نهایت افزایش مقاومت الکتریکی نمونه‌ها شده است.

مراجع

- [1] M. Abbasi, A.K. Taheri, M.T. Salehi, Growth rate of intermetallic compound in Al/Cu bimetal product by cold roll welding process, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 319, No. 1-2, pp. 233-241, 2001.
- [2] S. Berski, Z. Stradomski, H. Dyja, Quality of bimetal Al-Cu joint after explosive cladding, *Achievements in Materials*, Vol. 22, No. 1, pp.73-76, 2007.
- [3] W.B. Lee, K.S. Bang, S.B. Jung, Effects of intermetallic compound on the electrical and mechanical properties of friction welded Cu/Al bimetallic joints during annealing *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 390, No. 1-2, pp.212-219, 2005
- [4] M. Coberna, J. Fiala, Intermetallic phases in cold-

مشترک، سبب افت میکروسختی این نمونه در مقایسه با سایر نمونه‌ها شده است. تخلخل و ترک‌ها در شکل‌های (10)، (11) و (12) نمایش داده شده است.



شکل 17- میکروسختی فصل مشترک نمونه‌های مختلف دوفلزی آلومینیوم-مس (سمت راست آلومینیوم-سمت چپ مس)

3-4- آزمایش اندازه‌گیری مقاومت الکتریکی

نتایج اندازه‌گیری مقاومت الکتریکی نمونه‌ها و همچنین مقاومت الکتریکی آلومینیوم و مس مورد استفاده در ساخت نمونه‌ها در جدول (4) آمده است. با استفاده از این نتایج، مقاومت الکتریکی فصل مشترک هر یک از نمونه‌ها قابل محاسبه است (جدول (5)). همانطور که در نتایج جداول ارائه شده است، متوسط مقاومت الکتریکی نمونه‌های گروه اول در مقایسه با دو گروه دیگر پایین‌تر است. مقاومت الکتریکی گروه دوم در مقایسه با گروه اول یک افزایش حدود 30% داشته است و گروه سوم در حدود 70% افزایش یافته است. در گروه دوم، حضور فازهای بین‌فلزی، به دلیل مقاومت الکتریکی بالاتر و ماهیت سرامیکی، سبب افزایش مقاومت الکتریکی فصل مشترک نمونه شده است. در نمونه‌های گروه سوم، حضور ترک و خلل و فرج سبب کاهش سطح عبور جریان و در نهایت افزایش مقاومت الکتریکی نمونه‌ها شده است.

4- نتیجه‌گیری

- با افزایش فشار اصطکاک و فشار فورج به ترتیب از مقادیر

and AISI 304 austenitic stainless steel, *International Journal of Advanced Manufacturing*, Vol. 82, No 1-4, pp 489-499, 2016.

[12] E.Isik, C.Ozes, Determination of the Mechanical Properties of Friction Welded Tube Yoke and Tube Joint, *Advances in materials science and engineering*, p.8, 2016.

[13] M.Es. Moneim, A.A.Nasser, S.M.Serag, Assessment of residual stresses of nonferrous tubes joint by friction weldin, *Experimental mechanics*, No. 1, 1986.

[14] M. Braunovic, N. Aleksandrov, *Intermetallic Compounds at Aluminum-to-Copper and Copper-to-Tin Electrical Interfaces*, IEEE, 1992.

[15] M. Braunovic, N. Alexandrov, *Intermetallic Compounds at Aluminum-to-Copper Electrical Interfaces: Effect of Temperature and Electric Current*, IEEE, pp.78-78 1994.

[16] J.W.Yoon, S.W. Kim and S. B. Jung, "Interfacial reaction and mechanical properties of eutectic Sn-0.7Cu/Ni BGA solder joints during isothermal long-term aging", *Journal of Alloys and Compounds* 391, 2005, pp. 82-89.

[17] J. Ouyang, E. Yarrapareddy, R. Kovacevic, "Microstructural evolution in the friction stir welded 6061 aluminum alloy (T6-temper condition) to copper", *Journal of Materials Processing Technology* 172, 110-122, 2006.

welded Al-Cu joints, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 159, No. 2, pp. 231-236, 1992.

[5] P. Xue, B.L. Xiao, D.R. Ni, Y.Z. Ma, Enhanced mechanical properties of friction stir welded dissimilar Al/Cu joint by intermetallic compounds, *Materials Science and Engineering A*, vol.527, No. 21-22, pp.5723-5727, 2010.

[6] Ch.Xiaole, G.Yimin, F.Hanguange, X. Jiandong, B. Bingzhe, Microstructural characterization and properties of Al/Cu/Steel diffusion bonded joints, *Met.Mater. Int.*, Vol. 16, No. 4, pp. 649-655, 2010.

[7] C. Xia, Y. Lia, U.A. Puchkov, S.A. Gerasimov, J. Wanga, Microstructure and phase constitution near the interface of Cu/Al vacuum brazing using Al-Si filler metal, *Vacuum*, 82, No. 8, pp. 799-804, 2008.

[8] D. M. Herlach, *Phase Transformations in Multicomponent Melts*, John Wiley, 2009.

[9] "Electronic materials and processes Handbook", Third Edition, McGraw-hill, 2004.

[10] Ch.Xiaole, G.Yimin, F.Hanguange, X. Jiandong, B. Bingzhe, Microstructural characterization and properties of Al/Cu/Steel diffusion bonded joints, *Met.Mater. Int.*, Vol.16, No. 4, pp. 649-655, 2010.

[11] M. Kimura, M. Kusaka, K. Kaizu, Friction welding technique and joint properties of thin-walled pipe friction-welded joint between type 6063 aluminum alloy

اثر نوع فلاکس فعال کننده سطحی بر پروفیل جوش، پیچیدگی زاویه ای ناشی از جوشکاری A-TIG فولاد زنگ نزن دوفازی AISI 2205

امیر لری امینی، حامد ثابت*، محسن قنبری حقیقی

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

(دریافت مقاله: 1398/04/17؛ پذیرش مقاله: 1399/08/03)

چکیده

در این تحقیق فولاد زنگ نزن دوفازی AISI 2205 با استفاده از فلاکس های فعال کننده سطحی به روش A-TIG به صورت رویه (سطحی) جوشکاری شد. بدین منظور از دو فلاکس ZrO_2 و TiO_2 بصورت مجزا و مخلوط نمونه هایی با درصد های وزنی متفاوتی تهیه و استفاده شد. نتایج بررسی های چشمی نمونه های مختلف مشخص نمود که نمونه تهیه شده با فلاکس سطحی $50\% ZrO_2$ و $50\% TiO_2$ کمترین عرض گرده و نمونه حاوی $90\% ZrO_2$ بیشترین عمق نفوذ را دارد، همچنین نتایج بررسی ها نشان داد که میزان پیچیدگی زاویه ای نمونه های مخلوط فلاکس ZrO_2 و $225\% TiO_2$ کمتر از نمونه بدون فلاکس است. نتایج آزمون ماکروسکوپی نمونه ها مشخص نمود که بیشترین طول و عرض دانه های ماکروسکوپی مربوط به نمونه حاوی $90\% ZrO_2$ و کمترین طول و عرض دانه های ماکروسکوپی مربوط به نمونه حاوی $90\% TiO_2$ است. نتایج آزمون سختی نیز نشان داد که بیشترین میزان سختی مربوط به نمونه حاوی $90\% TiO_2$ با مقدار 950 ویکرز و کمترین میزان سختی مربوط به نمونه حاوی $90\% ZrO_2$ با مقدار 410 ویکرز است. در مجموع نتایج کلیه آزمون ها مشخص نمود که فلاکس های سطحی ZrO_2 و TiO_2 با ایجاد تغییرات بر جریان های طولی و عرضی مذاب در حوضچه جوش بر عمق نفوذ، عرض گرده، میزان پیچیدگی زاویه ای، اندازه طول و عرض دانه های ماکروسکوپی و سختی فلز جوش فولاد زنگ نزن دوفازی AISI 2205 تاثیر مثبت می گذارند.

کلمات کلیدی: فرایند جوشکاری A-TIG، فولاد دوفازی، فلاکس فعال کننده سطحی.

The effect of activated flux type on the weld profile and angular distortion of A-TIG welding of the AISI 2205 duplex stainless steel

A. Lori Amini, H. Sabet, M. Ghanbari Haghighi

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

(Received 8 July 2019 ; Accepted 24 October 2020)

Abstract

In this investigation, the AISI 2205 duplex stainless steel was welded in the form of bead on plate by A-TIG process with different amount of the ZrO_2 and TiO_2 activated fluxes. The results of the visual inspection showed that the

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

specimen with 50% ZrO₂ and 50% TiO₂ activated flux, had the lowest face width and the specimen with contains 90% ZrO₂ activated flux, had the highest penetration depth. Also, the results showed that the angular distortion of the specimens with mix of the ZrO₂ and TiO₂ activated flux were 225% less than the specimen without activated flux. The results of macroscopic examination of different samples showed that the maximum length and width of the macroscopic grains were related to the sample with 90% ZrO₂ activated flux and the smallest length and width of the macroscopic grains were related to the sample with 90% TiO₂ activated flux. The hardness test results showed that the highest hardness of the samples was gained to 90% TiO₂ activated flux specimen with 950 HV and the lowest hardness value for the sample with 90% ZrO₂ activated flux with 410 HV. The results of all tests showed that surface activated fluxes (ZrO₂ and TiO₂) affected to the depth of penetration, face width, angular distortion, length and width of macroscopic grains and the hardness of weld metal by changing the longitudinal and transverse melt flow in the weld pool.

Keywords: A-TIG welding process, Duplex stainless steel, Activated flux.

1- مقدمه

ارائه شد و مزیت هایی نسبت به فرآیند TIG معمول داشت. در این روش با استفاده از یک سری فلاکس های فعال کننده سطحی، شرایطی در ستون قوس و حوضچه مذاب حاصل می گردد که منجر به افزایش عمق نفوذ جوش در روش TIG می شود [4].

بنابراین به کمک این روش می توان قطعات ضخیم تر را با سرعت بالاتری جوشکاری نمود. علاوه بر این با استفاده از فلاکس های فعال کننده سطحی می توان مصرف گاز محافظ و میزان روشن بودن قوس را تا مقدار زیادی کاهش داد که بدین ترتیب با کاهش هزینه این پارامترها، هزینه افزایش فلاکس جبران می گردد [4]. در خصوص بکارگیری از فلاکس های فعال کننده سطحی در جوشکاری TIG فولادهای زنگ نزن تحقیقات محدودی انجام شده است [5-7].

تحقیقات انجام گرفته توسط Zou و همکاران [5] نشان داد که از میان فلاکس های فعال کننده سطحی در روش A-TIG برای جوشکاری فولادهای زنگ نزن، فلاکس فعال کننده سطحی SiO₂ بیشترین تاثیر و عمق نفوذ را بدلیل گرادیان دمایی بالا و تغییرات مثبت در کشش سطحی مذاب حاصل نمود. Tseng و همکاران [6] در مورد جوشکاری فولادهای زنگ نزن آستنیتی با استفاده از فرآیند A-TIG مطالعاتی انجام دادند. آنان از فلاکس های Al₂O₃, MoO₃, TiO₂, SiO₂, MnO₂ در فرآیند A-TIG برای جوشکاری فولاد زنگ نزن 316L استفاده نمودند.

نتایج تحقیق آنان نشان داد که فلاکس های حاوی MnO₂ و SiO₂

فولاد زنگ نزن آستنیتی-فریتی یا دوفازی تقریباً از درصد حجمی برابر آستنیت و فریت تشکیل شده است. این آلیاژها حاوی 22 تا 25 درصد کروم، 5 تا 7 درصد نیکل، تا 4 درصد مولیبدن و مقادیری مس و نیتروژن هستند. فولادهای زنگ نزن دوفازی مجموعه ای از مقاومت به خوردگی خوب همراه با استحکام بالا را ارائه می دهند [1 و 2].

جوشکاری این فولادها عمدتاً توسط فرآیندهای جوشکاری قوسی با الکتروود روکش دار (SMAW)، جوشکاری با الکتروود فلزی تحت حفاظت گاز خنثی (MIG) و جوشکاری با الکتروود تنگستن تحت حفاظت گاز خنثی (TIG) انجام می شود [3].

فرآیند TIG عمدتاً برای جوشکاری ورق هایی با ضخامت کم و متوسط بین 3 الی 7 میلی متر که کیفیت متالورژیکی مناسب و خواص مکانیکی مطلوب مدنظر است انجام می گردد. علاوه بر این فرآیند TIG حرارت ورودی پایین تری نسبت به دیگر فرآیندهای جوشکاری دارد. در مقابل این مزایا، سرعت جوشکاری پایین و عمق نفوذ کم از محدودیت های بارز این فرآیند به شمار می آید. به گونه ای که نسبت به دیگر فرآیندهای جوشکاری، در مورد مقاطعی ضخیم تر از 10 میلی متر از نظر اقتصادی مقرون به صرفه نیست [3].

فرآیند جوشکاری TIG با استفاده از فلاکس های فعال کننده سطحی یا اکتیو تیگ (A-TIG) یکی از ابداعاتی که در سال 1965 میلادی توسط موسسه جوشکاری Paton در اوکراین

جدول 1- ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) فولاد AISI 2205.

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Fe
۰/۰۳۰	۲/۰۱۰	۰/۰۳۰	۰/۰۱۴	۱/۰۳۰	۲۲/۵۰۰	۴/۷۵۰	۳/۲۱۰	۰/۱۵۱	باقیمانده

جدول 2- مشخصات فلاکس های مورد استفاده.

نوع پودر	مشخصات پودر			
	کشور سازنده	دانسیته (g/cm^3)	ابعاد ذرات (میکرون)	خلوص پودر (درصد)
TiO ₂	بلژیک	۴/۲۳	۲۰	۹۹
ZrO ₂	بلژیک	۵/۶۸	۱۰	۹۹

جدول (2) ذکر شده است.

در مرحله اول به منظور به دست آوردن شرایط مناسب (شامل شدت جریان و اختلاف پتانسیل)، تعداد 6 عدد ورق، پس از آماده سازی سطحی (شامل سنباده زنی و شستن با استن)، جهت استفاده آماده شدند. برای این منظور از یک دستگاه جوش تیگ و با استفاده از ریل متحرک بدون استفاده از فلاکس و با ثابت نگاه داشتن پارامترهای ذکر شده در جدول (3) به صورت رویه جوشکاری شدند. شرایط جوشکاری (اختصاصی) این 6 نمونه در جدول (4) ذکر شده است، همچنین استاندارد مورد استفاده در این روش AWS D1.6 می باشد.

جدول 3- پارامترهای جوشکاری نمونه ها

Khazar -Tig AC/DC 350A	دستگاه جوشکاری
KARA-KF7514	ریل متحرک
۴mm	فاصله الکترود تا قطعه کار
۱۰ mm/sec	سرعت حرکت خطی
۱	تعداد پاس
۲/۴mm	قطر الکترود
EWTh- 2	جنس الکترود
۱۲lit/min	دبی گاز محافظ
Ar	نوع گاز محافظ
٪۹۹	خلوص گاز محافظ

جدول 4- شرایط 6 نمونه جوشکاری شده بدون فلاکس

شماره نمونه	شدت جریان (آمپر)	اختلاف پتانسیل (ولت)
۱	۱۰۵	۱۶
۲	۱۴۳	۱۷/۶
۳	۱۷۳	۱۸/۴
۴	۱۹۶	۱۹
۵	۲۳۰	۲۰/۷
۶	۲۶۰	۲۰

عمق نفوذ را افزایش و عرض گرده را کاهش می دهند. همچنین آنها گزارش دادند که فرایند A-TIG باعث افزایش پیچیدگی زاویه ای در حین جوشکاری ورق های فولادی 316L می شود. آنها اعلام نمودند که افزودن فلاکس های فوق، تاثیر قابل توجهی بر مقدار سختی ناحیه جوش نداشته است. Leconte و همکاران [7] در مورد تاثیر فلاکس های اکسیدی TiO₂ و ZrO₂ بر فرایند A-TIG فولاد زنگ نزن 304L مطالعاتی انجام دادند. نتایج تحقیق آنان نشان داد فلاکس های TiO₂ و ZrO₂ تاثیر قابل توجهی بر عرض گرده جوش داشته است. تحلیل آنها بر تاثیر اکسیژن در تغییر جریان ماراگونی حوضچه مذاب بوده است. با توجه به تاثیر فلاکس های TiO₂ و ZrO₂ [7] در جوشکاری فولاد های زنگ نزن این تحقیق پایه گذاری شده است و هدف از این تحقیق بررسی اثر نوع و مقدار فلاکس فعال کننده سطحی بر پروفیل جوش (عمق نفوذ و عرض گرده) و پیچیدگی زاویه ای ناشی از جوشکاری A-Tig فولاد زنگ نزن دوفازی AISI 2205 با استفاده از فلاکس TiO₂ و ZrO₂ بصورت مجزا و مخلوط می باشد.

2- روش تحقیق

به منظور انجام این تحقیق، فولاد زنگ نزن دوفازی AISI 2205 به ابعاد 8x150x70 میلی متر تهیه شد. ترکیب شیمیایی این فولاد که به روش آزمون اسپکتروسکوپی نشر نوری انجام شده است در جدول (1) ارائه شده است.

در این تحقیق اثر نوع و مقدار فلاکس های پودری TiO₂ و ZrO₂ بصورت جداگانه و مخلوط با هم (به صورت معلق در ستون) بررسی شدند. مشخصات پودرهای فلاکس مورد استفاده در

جدول 5- شرایط نمونه ها با فلاکس های مختلف.

شماره نمونه	وزن ZrO ₂ (گرم)	درصد ZrO ₂	وزن TiO ₂ (گرم)	درصد TiO ₂
7	4	10	-	-
8	12	30	-	-
9	20	50	-	-
10	28	70	-	-
11	36	90	-	-
12	-	-	4	10
13	-	-	12	30
14	-	-	20	50
15	-	-	28	70
16	-	-	36	90
17	20	50	20	50
18	12	70	28	30
19	16	60	24	40
20	8	80	32	20
21	14	65	26	35

مخلوط مایع فلاکس (فلاکس به همراه استون) و همچنین ایجاد ضخامت مناسب فلاکس (دو میلی متر برای کلیه نمونه ها) مرزبندی لازم با سایر قسمت ها توسط خمیر انجام گردید، که بعد از تبخیر کامل استون و قبل عملیات جوشکاری خمیر ها از سطح ورق جدا شدند و عملیات جوشکاری بصورت رویه (سطحی) بر روی نمونه ها انجام شد. بعد از جوشکاری سطحی نمونه ها ابتدا کلیه نمونه ها جهت تعیین کیفیت سطحی حاصل تحت بررسی چشمی قرار گرفتند سپس به منظور بررسی ریزساختار و عمق نفوذ، کلیه نمونه ها به صورت عرضی برش داده شدند و تحت آماده سازی شامل سوهانکاری، سنباده زنی (100 تا 2500) و پولیش (با محلول آلومینا و آب) و حکاکی توسط محلول ماربل قرار گرفتند، مقادیر عمق نفوذ و عرض گرده، پس از حکاکی نمونه ها با استفاده از یک دستگاه استریو میکروسکوپ مدل Meiji -2M و مطابق با استاندارد ASTM E112 انجام و تصاویر مورد نیاز تهیه شد.

در مرحله دوم بر اساس نتایج (بازرسی چشمی و بررسی مقاطع ماکروسکوپی) نمونه های 1 الی 6، تعداد 5 نمونه با فلاکس ZrO₂ و 5 نمونه با فلاکس TiO₂ مطابق با شرایط ارایه شده در جدول (5) (با مقدار ثابت 40 گرم فلاکس معادل 100% و دانسیته سطحی 25mg/mm²) با شدت جریان و اختلاف پتانسیل مناسب به دست آمده از نمونه های جوشکاری شده بدون فلاکس (196 آمپر و 19 ولت)، تهیه شدند. همچنین تعداد 5 نمونه با مخلوط فلاکس های TiO₂ و ZrO₂ تهیه شدند. برای این منظور پس از آماده سازی سطحی ورق ها (سنباده زنی و شستن با استن) و قرار دادن ورق ها در یک نگهدارنده مناسب، فلاکس های پودری TiO₂ و ZrO₂ بصورت جداگانه و مخلوط با هم (بصورت معلق در استون) تهیه و سپس به سطح (وسط) قطعات بطول 100 و عرض 15 میلی متر منتقل گردیدند، لازم به ذکر است که به منظور ایجاد شرایط یکسان جهت آزمایش ها، به منظور جلوگیری از عدم پراکندگی فلاکس ها هنگام انتقال

کننده سطحی ZrO_2 هستند. در بین این نمونه ها، نمونه های شماره 7 و 11 نمونه های سالم هستند و نمونه های شماره 8، 9 و 10 نمونه های معیوب می باشند. نمونه های شماره 7 و 11، نسبت W/D آن عدد 2/8 به دست آمده است که از نظر ظاهر جوش، ظاهری مناسب تر نسبت به هم گروهی های خود را دارا می باشند.

نمونه های شماره 8، 9 و 10 با نسبت W/D بالاتر (به ترتیب 3/1، 3، 4/8) ظاهری نامناسب داشته اند و عمق نفوذ کمتری را دارا بودند. بررسی این نمونه ها و مقایسه با نمونه های بدون فلاکس مشخص می نماید که حرکت جریان های طولی و عرضی انبساطی در حوضچه مذاب در این نمونه ها بعلاوه اثر گذاری فلاکس ZrO_2 بیشتر بوده است و در نتیجه به علت بالا بودن کشش سطحی مولکول های ZrO_2 ، افزایش عمق نفوذ و گرده جوش براساس جریان ماراگونی رخ داده است [8].

بررسی جدول (6) مشخص می نماید که بیشترین عمق نفوذ در کل نمونه های با کیفیت سطحی قابل قبول (سالم)، مربوط به نمونه شماره 11 (90% ZrO_2) با مقدار 10 میلی متر می باشد و بیشترین میزان عمق نفوذ را در کل نمونه های دارای فلاکس سطحی با 175% (1/75 برابر) افزایش، نسبت به نمونه 4، دارا می باشد. همانطور که در جدول (6) قابل مشاهده است، نمونه های شماره 12 تا 16، نمونه های حاوی فلاکس TiO_2 هستند. در بین این نمونه ها، نمونه های شماره 16 نمونه سالم است و نمونه های شماره 12، 13، 14 و 15 نمونه های معیوب می باشند. علاوه بر این نمونه شماره 16، نسبت W/D آن عدد 4/2 به دست آمده است که کمترین مقدار این نسبت در بین هم گروهی های خود می باشد. نمونه های شماره 12، 13، 14 و 15 علاوه بر نسبت W/D بالاتر از نمونه شماره 16 (به ترتیب 5، 6/5، 4/5، 4/8)، ظاهر نامناسبی نیز دارا بودند. بررسی نتایج جدول (6) همچنین مشخص می نماید که عمق نفوذ نمونه های شماره 12 الی 16 (فلاکس TiO_2) کمتر از عمق نفوذ نمونه های 7 الی 11 (فلاکس ZrO_2) می باشد که علت این امر ناشی از اثر کمتر جریان های عمودی در حوضچه جوش تحت تاثیر فلاکس های TiO_2 می باشد [9-10].

همچنین به منظور بررسی وضعیت اندازه دانه های ماکروسکوپی، پس از اندازه گیری طول و عرض (دانه های ماکروسکوپی) توسط نرم افزار J IMAGE با استفاده از رابطه (1) نسبت اندازه دانه ها تعیین شد [8].

$$(1) \quad \frac{\text{طول دانه ماکروسکوپی}}{\text{عرض دانه ماکروسکوپی}} = \text{نسبت اندازه دانه}$$

به منظور بررسی سختی منطقه جوش نمونه های مختلف، آزمون میکروسختی مطابق استاندارد ASTM E384 انجام گرفت. برای این منظور از دستگاه سختی سنجی مدل HVS-1000 با بار 100 گرم و تحت زمان 15 ثانیه استفاده شد. به منظور اندازه گیری پیچیدگی زاویه ای، از زاویه سنج GROZ مدل COMPASS مطابق با استاندارد GB-T 15675-2008 استفاده شد.

3- نتایج و بحث











جدول (6) نتایج بازرسی چشمی و ماکروسکوپی نمونه های مختلف بدون فلاکس (نمونه های 1 تا 6) و با فلاکس (نمونه های 7 تا 21) را ارائه می دهد. همانطور که در جدول (6) مشخص است، در بین نمونه های شماره 1 تا 6، که فاقد فلاکس هستند و فقط برای تعیین شرایط مناسب تهیه شده اند، نمونه شماره 4 (نمونه جوشکاری شده با شدت جریان 196 آمپر و اختلاف پتانسیل 19 ولت)، دارای ظاهر سالم و بیشترین عمق نفوذ می باشد. البته نمونه های 1 تا 3 از نظر ظاهر جوش سالم هستند، ولی دارای عمق نفوذ کمتری نسبت به شماره 4 می باشند.

همچنین نمونه های شماره 5 و 6، دارای ظاهر معیوب (بریدگی کناره جوش) می باشند. از آنجا که بهترین شرایط (کمترین نسبت عرض گرده به عمق نفوذ W/D) برای نمونه های سالم (شماره 1 الی 4) نمونه شماره 4 می باشد، لذا شدت جریان و اختلاف پتانسیل جوشکاری این نمونه را به عنوان حالت مناسب در نظر گرفته شد و برای سایر نمونه ها این مقادیر لحاظ گردید. همانطور که در جدول (6) قابل مشاهده است، نمونه های شماره 7 تا 11، نمونه های حاوی فلاکس فعال

جدول 6- نتایج بازرسی چشمی و ماکروسکوپی نمونه های مختلف بدون فلاکس (نمونه های 1 تا 6)

و با فلاکس (نمونه های 7 تا 21).

شماره نمونه	عمق نفوذ (D) (میلی متر)	عرض گرده (W) (میلی متر)	نسبت عرض گرده به عمق نفوذ (W/D)	تصویر سطح مقطع جوش	تصویر گرده جوش	وضعیت ظاهر جوش و نوع عیب
1	0/5	2	4			سالم
2	1	4	4			سالم
3	1/5	6	4			سالم
4	2	7	3/5			سالم
5	2/2	9	4/1			معیوب - بریدگی لبه جوش
6	3/5	10	2/8			معیوب - بریدگی لبه جوش
7	2/8	8	2/8			سالم
8	2/5	7/8	3/1			معیوب - پیچیدگی قوس
9	2/5	7/5	3			معیوب - گرده نامناسب
10	2/1	10	4/8			معیوب - وجود حفرات گازی
11	3/5	10	2/8			سالم
12	1	5	5			معیوب - وجود حفرات گازی
13	1	6/5	6/5			معیوب - گرده نامناسب
14	1/5	6/8	4/5			معیوب - گرده نامناسب
15	1/5	7/2	4/8			معیوب - گرده نامناسب
16	1/7	7/1	4/2			سالم

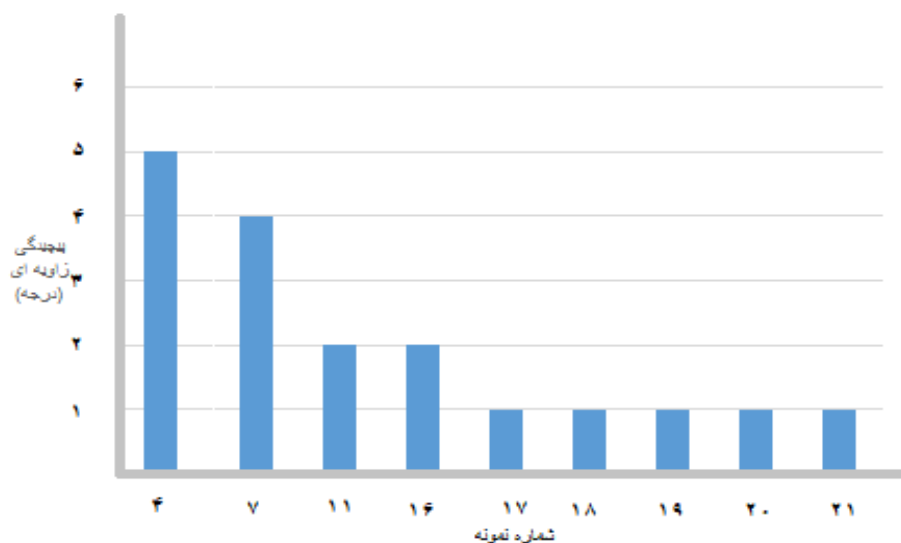
شماره نمونه	عمق نفوذ (D) (میلی متر)	عرض گرده (W) (میلی متر)	نسبت عرض گرده به عمق نفوذ (W/D)	تصویر سطح مقطع جوش	تصویر گرده جوش	وضعیت ظاهر جوش و نوع عیب
۱۷	۲	۶	۳			سالم
۱۸	۲/۲	۹	۴/۱			سالم
۱۹	۳	۷/۵	۲/۵			سالم
۲۰	۳	۹/۵	۳/۲			سالم
۲۱	۳	۸	۲/۷			سالم

بررسی نتایج جدول (6) همچنین مشخص می نماید که کمترین عرض گرده در بین کلیه نمونه های با کیفیت سطحی قابل قبول (سالم) مربوط به نمونه شماره 17 (50% ZrO₂ و 50% TiO₂) با مقدار 6 میلی متر می باشد که تاییدی بر تاثیر تقابل جریان های طولی و عرضی (انسبساطی و انقباضی) در حوضچه مذاب ناشی از حضور توام فلاکس های ZrO₂ و TiO₂ در می باشد [9-11]. جدول (7) میزان پیچیدگی زاویه ای نمونه های منتخب یا نمونه های با کیفیت سطحی قابل قبول (سالم) را ارائه می دهد، همچنین شکل (1) میزان پیچیدگی زاویه ای نمونه های مذکور را نشان می دهد. اصولاً میزان پیچیدگی به حرارت ورودی جوشکاری مرتبط می باشد [13-15]، در نمونه هایی که با فلاکس فعال کننده سطحی جوشکاری شده اند قسمتی از حرارت ورودی صرف ذوب و انحلال فلاکس ها می گردد [16-19]، لذا حرارت ورودی کمتری به فلز پایه منتقل و پیچیدگی کمتری از خود نشان می دهند.

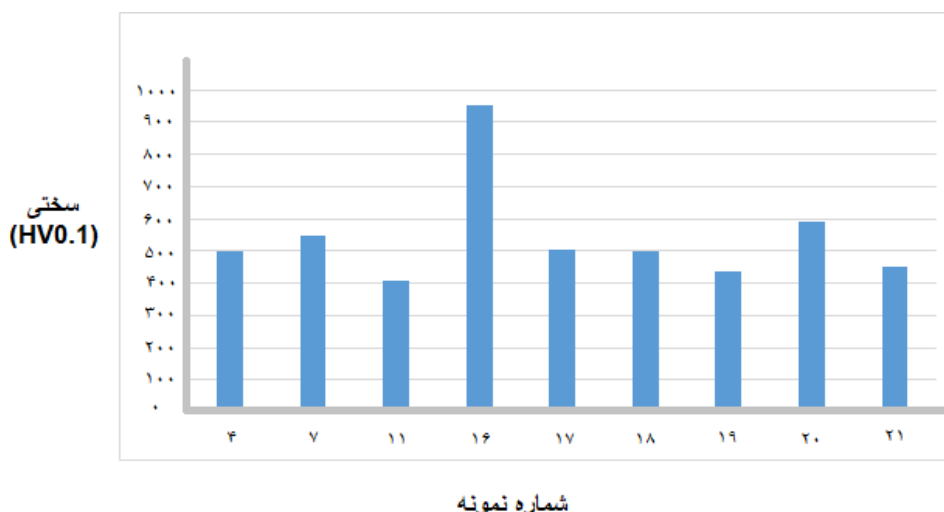
بررسی نتایج جدول (7) و شکل (1) مشخص می نمایند که بیشترین میزان پیچیدگی زاویه ای با مقدار 5 درجه مربوط به نمونه شماره 4 (بدون فلاکس سطحی) می باشد، در

مقادیر عمق نفوذ و عرض گرده جوش برای نمونه های حاوی مخلوط فلاکس های ZrO₂ و TiO₂ (نمونه های شماره 17 تا 21)، در جدول (6) ارایه شده است. همانگونه که از جدول (6) مشخص است، همه نمونه های این گروه، سالم می باشند. بالاترین نسبت W/D در این گروه از نمونه ها مربوط به نمونه شماره 18 با مقدار 4/1 و کمترین نسبت W/D مربوط به نمونه شماره 19 با مقدار 2/5 می باشد. بررسی نتایج این گروه از نمونه ها مشخص می نماید که کمترین عمق نفوذ مربوط به نمونه شماره 17 (50% ZrO₂ و 50% TiO₂) می باشد.

علت این امر ناشی از جریان عرضی قوی تر مذاب حوضچه تحت تاثیر فلاکس TiO₂ می باشد که با محدود کردن جریان عمودی مذاب باعث کاهش عمق نفوذ شده است [9-12]، به نحوی که با تغییر درصد فلاکس ZrO₂ و TiO₂ در مخلوط فلاکس سطحی (در نمونه شماره 18) عمق نفوذ افزایش یافته است و این روند برای نمونه شماره 19 نیز مشاهده می شود. در نمونه های شماره 20 و 21، تاثیر تقابل جریان های مارانگونی طولی و عرضی حوضچه مذاب [9-11]، قابل مشاهده می باشد که نتیجه آن تغییر نسبت W/D است.



شکل 1- میزان پیچیدگی نمونه هایی با کیفیت سطحی قابل قبول.



شکل 2- نمودار سختی مقطع جوش نمونه هایی با کیفیت سطحی قابل قبول.

جوشکاری با فلاکس های سطحی TiO_2 و ZrO_2 (نمونه های 17 الی 21) نسبت به نمونه شماره 4 (بدون فلاکس سطحی)، 225% کاهش یافته است.

نتایج بررسی اندازه دانه های ماکروسکوپی برای نمونه هایی با کیفیت سطحی قابل قبول (سالم) در جدول (8) ارائه شده است. با توجه به نتایج جدول (8) مشخص می گردد، که بیشترین طول دانه های ماکروسکوپی مربوط به نمونه شماره 11 (90% ZrO_2) با 150 میکرومتر می باشد و کمترین طول دانه های ماکروسکوپی مربوط به نمونه شماره 16 (90% TiO_2) با 45 میکرومتر می باشد، همچنین بیشترین عرض دانه های

سایر نمونه ها متناسب با میزان فلاکس فعال کننده سطحی بکار برده شده میزان پیچیدگی زاویه ای نسبت به نمونه 4 کاهش یافته است. در نمونه های شماره 17 تا 21 میزان پیچیدگی زاویه ای در کمترین میزان و معادل 1 درجه می باشد که با توجه به یکسان بودن وزن فلاکس های فعال کننده سطحی بکار رفته در این نمونه ها (جدول (5)) مقدار حرارت ورودی یکسانی به فلز پایه وارد شده [15، 16، 18] است و در نتیجه همگی میزان پیچیدگی زاویه ای یکسانی از خود نشان داده اند. همچنین بررسی نتایج جدول (7) و شکل (1) مشخص استفاده از مخلوط می نماید که میزان پیچیدگی زاویه ای در حین

جدول 7- میزان پیچیدگی زاویه ای نمونه هایی با کیفیت سطحی قابل قبول بدون فلاکس و با فلاکس TiO_2 و ZrO_2 .

شماره نمونه	درصد ZrO_2	درصد TiO_2	میزان پیچیدگی زاویه ای (درجه)
۴	-	-	۵
۷	۱۰	-	۴
۱۱	۹۰	-	۲
۱۶	-	۹۰	۲
۱۷	۵۰	۵۰	۱
۱۸	۷۰	۳۰	۱
۱۹	۶۰	۴۰	۱
۲۰	۸۰	۲۰	۱
۲۱	۶۵	۳۵	۱

جدول 8- اندازه دانه های ماکروسکوپی برای نمونه هایی با کیفیت سطحی قابل قبول.

شماره نمونه	درصد ZrO_2	درصد TiO_2	طول دانه (میکرومتر)	عرض دانه (میکرومتر)	نسبت اندازه دانه ها	تصاویر ماکروسکوپی
۴	-	-	۷۵	۴۵	۱/۷	
۷	۱۰	-	۵۰	۴۵	۱/۱	
۱۱	۹۰	-	۱۵۰	۸۰	۱/۹	
۱۶	-	۹۰	۴۵	۳۰	۱/۵	
۱۷	۵۰	۵۰	۶۰	۵۰	۱/۲	
۱۸	۷۰	۳۰	۱۰۵	۵۰	۲/۱	
۱۹	۶۰	۴۰	۱۲۰	۴۵	۲/۶	
۲۰	۸۰	۲۰	۵۰	۳۵	۱/۴	
۲۱	۶۵	۳۵	۱۱۰	۳۵	۳/۱	

با توجه به نتایج جدول (8) مشخص می گردد که اندازه طول و عرض دانه های ماکروسکوپی مرتبط نوع فلاکس مصرفی و تاثیر فلاکس ها بر جریان های طولی و عرضی حوضچه مذاب می باشد [19-22]. آنچه که مشخص است فلاکس ZrO_2 با تقویت جریان های طولی (و عرضی) انبساطی [7,8 و 20]. در مذاب حوضچه توانسته بیشترین طول و عرض دانه های ماکروسکوپی را ایجاد کند، در مقابل حضور فلاکس TiO_2 با تقویت جریان های عرضی انقباضی [10,7 و 21]. در مذاب

ماکروسکوپی مربوط به نمونه شماره 11 ($\text{ZrO}_2\%90$) با 80 میکرومتر و کمترین عرض دانه های ماکروسکوپی مربوط به نمونه شماره 16 ($\text{TiO}_2\%90$) با 30 میکرومتر می باشد، بیشترین نسبت اندازه طول دانه به عرض دانه ماکروسکوپی مربوط به نمونه شماره 21 ($\text{TiO}_2\%35$ و $\text{ZrO}_2\%65$) با نسبت 3/1 و کمترین نسبت اندازه طول دانه به عرض دانه ماکروسکوپی نیز مربوط به نمونه شماره 7 ($\text{ZrO}_2\%10$) با نسبت 1/1 می باشد.

حوضچه باعث ایجاد کمترین طول و عرض دانه‌های
ماکروسکوپی گردیده است.

جدول 9- مقادیر سختی نمونه هایی با کیفیت سطحی قابل قبول.

شماره نمونه	سختی جوش (HV0.1)
۴	۵۰۰
۷	۵۵۰
۱۱	۴۱۰
۱۶	۹۵۰
۱۷	۵۰۵
۱۸	۵۰۰
۱۹	۴۴۰
۲۰	۵۹۰
۲۱	۴۵۰

نتایج آزمون سختی مقطع جوش نمونه های مختلف (نمونه‌هایی با کیفیت سطحی قابل قبول) در جدول (9) ارائه شده است همچنین شکل (2) نمودار سختی نمونه های مذکور را نشان می‌دهد.

همانطور که از نتایج جدول (9) و شکل (2) مشخص است، بیشترین مقدار سختی مربوط به نمونه شماره 16 با مقدار 950 ویکرز می باشد. همچنین کمترین مقدار سختی مربوط به نمونه شماره 11 با مقدار 410 ویکرز می باشد. با مقایسه نتایج آزمون سختی (جدول (9) و شکل (2)) با نتایج حاصل از اندازه دانه های ماکروسکوپی جدول (8) مشخص می گردد که تغییرات سختی مرتبط با اندازه دانه ها می باشد [19-22]. بررسی مجدد نتایج اندازه دانه های ماکروسکوپی (جدول 8) مشخص می نماید که کمترین اندازه طولی و عرضی دانه های ماکروسکوپی (مرز دانه های بیشتر) مربوط نمونه شماره 16 می باشد. لذا مشاهده می گردد که بیشترین سختی مربوط به این نمونه است، در مقابل بیشترین اندازه طولی و عرضی دانه های ماکروسکوپی مربوط به نمونه شماره 11 می باشد (مرزدانه های کمتر) لذا کمترین میزان سختی مربوط به این نمونه است.

4- نتیجه گیری

در تحقیق فوق اثر نوع و مقدار فلاکس فعال کننده سطحی بر پروفیل جوش، پیچیدگی زاویه‌ای و سختی ناشی از جوشکاری A-TIG فولاد زنگ نزن دوفازی AISI 2205 بررسی و نتایج ذیل حاصل گردید:

- کمترین عرض گرده مربوط به نمونه 17 (50% ZrO₂) و 50% TiO₂) با 6 میلی متر و بیشترین عمق نفوذ مربوط به نمونه شماره 11 (90% ZrO₂) با 10 میلی متر بود.
- بیشترین میزان عمق نفوذ در کل نمونه های دارای فلاکس سطحی مربوط به نمونه شماره 11 (90% ZrO₂) با 175% (75/1 برابر) افزایش نسبت به نمونه 4 بود.
- بیشترین میزان پیچیدگی زاویه ای مربوط به نمونه 4 (بدون فلاکس سطحی) با مقدار 5 درجه و کمترین میزان پیچیدگی زاویه ای مربوط به نمونه های 17 تا 21 (با مخلوط فلاکس های سطحی ZrO₂ و TiO₂) با مقدار 1 درجه می باشد.
- میزان پیچیدگی زاویه ای نمونه های فلاکس دار سطحی ZrO₂، TiO₂ و 225% کمتر از نمونه شماره 4 (بدون فلاکس سطحی) بودند.
- بیشترین طول دانه های ماکروسکوپی مربوط به نمونه شماره 11 (90% ZrO₂) با 150 میکرومتر و کمترین طول دانه های ماکروسکوپی مربوط به نمونه شماره 16 (90% TiO₂) با 45 میکرومتر بود.
- بیشترین عرض دانه های ماکروسکوپی مربوط به نمونه شماره 11 (90% ZrO₂) با 80 میکرومتر و کمترین عرض دانه های ماکروسکوپی مربوط به نمونه شماره 16 (90% TiO₂) با عدد 30 میکرومتر بود.
- بیشترین مقدار سختی نمونه ها مربوط به نمونه شماره 16 (90% TiO₂) با مقدار 950 ویکرز و کمترین مقدار سختی مربوط به نمونه شماره 11 (90% ZrO₂) با مقدار

TiO₂ با استفاده از شبکه عصبی مصنوعی، مجله مهندسی

مکانیک مدرس، شماره 7، صفحه 16-24.

[10] I.Varol, C.Lippold, WA. Baeslack, 2014, Welding of Duplex Stainless Steels, Key Engineering Materials, 69-70.

[11] T.S.Chern, K.H.Tseng, H.L.Tsai, 2011, Study of the Characteristics of Duplex Stainless Steel Activated Tungsten Inert Gas Welds. Materials Design, 32 (1), 255-263.

[12] H.Fujii, T.Sato, S.P.Lu, K.Nogi, 2008, Development of an Advanced A-TIG (A-TIG) Welding Method by Control of Marangoni Convection. Materials Science Engineering, A, 495, 296-303

[13] D.S.Howse, W. Lucas, 2000, Investigation into Arc Constriction by Active Fluxes for Tungsten Inert Gas Welding, Science and Technology of Welding and Joining, 5 (3), 189-193.

[14] H.Y.Huang, 2009, Effects of Shielding Gas Composition and Activating Flux on GTAW Weldments, Materials Design, 30 (7), 2404-2409.

[15] H.Y.Huang, S.W.Shyu, K.H.Tseng, C.P.Chou, 2005, Evaluation of TIG Flux Welding on the Characteristics of Stainless Steel, Science and Technology of Welding and Joining, 10 (5), 566-573.

[16] S.Leconte, P. Paillard, P. Chapelle, G. Henrion, J. Saindrenan, 2006, Effect of Oxide Fluxes on Activation Mechanisms of Tungsten Inert Gas Process. Science and Technology of Welding and Joining, 11 (4), 389-397.

[17] Y.L.Xu, Z.B. Dong, Y.H. Wei, C.L. Yang, 2007, Marangoni Convection and Weld Shape Variation in A-TIG Welding Process, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 48(2), 178-186.

[18] S. Leconte, P. Paillard, and J. Saindrenan, 2006 و Weld Shape Variation and Electrode Oxidation Behavior under Ar-(Ar-CO₂) Double Shielded GTA Welding Science and Technology of Welding and Joining, 11(6), 43-47.

[19] B. Bonnefois, L. Coudreuse, and J. Charles, 2004, An Improved Theoretical Model for A-TIG Welding Based on Surface Phase Transition and Reversed Marangoni Flow, Welding Journal, 18, 208-212.

[20] E. Ahmadi, A. R. Ebrahimi, R. Azari Khosroshahi, 2013, Welding of 304L Stainless Steel with Activated Tungsten Inert Gas Process (A-TIG), International Journal of ISSI, 10(1) 27-33.

[21] M. Zuber, V. Chaudhri, V. K. Suri, and S. B. Patil, 2014, Effect of Flux Coated Gas Tungsten Arc Welding on 304L, IACSIT International Journal of Engineering and Technology, 6(3), 177-181

[22] A. Singh, V. Dey, R. Rai, 2017, Techniques to Improve Weld Penetration in TIG Welding (A review), Materials Today, vol. 4(2), 1252-1259.

410 ویکرز بود.

- نتایج کلیه آزمون ها مشخص می نماید که فلاکس های فعال کننده سطحی ZrO₂ و TiO₂ با ایجاد تغییرات بر جریان های طولی و عرضی مذاب در حوضچه جوش بر عمق نفوذ، عرض گرده، میزان پیچیدگی زاویه ای، اندازه طول و عرض دانه های ماکروسکوپی و سختی فلز جوش تاثیر می گذارند.

منابع

[1] J. Lippold, 2015, Welding of Duplex Stainless Steel Using Response Surface Methodology, 2014, Materials Characterization, 1, 66-84.

[2] A. Berthier, 2012, TIG and A-TIG Welding Experimental Investigations and Comparison with Simulation Part 1 – Identification of Marangoni Effect, Science and Technology of Welding and Joining, 17(8), 609 – 615.

[3] W.Lucas, D.Howse, 1996. Activating Flux – Increasing the Performance and Productivity of the TIG and Plasma Processes. Welding Materials, 64 (1), 11-17.

[4] K.D.Ramkumar, P.S.Goutham, V.S.Radhakrishna, A.Tiwari, S.Anirudh, 2016, Studies on the Structure-Property Relationships and Corrosion Behavior of the Activated Flux TIG Welding of UNS S32750. Journal of Manufacturing Process, 23:231-41.

[5] Y. Zou, R. Ueji, H. Fujii, 2014, Mechanical Properties of Advanced Active-TIG Welded Duplex Stainless Steel and Ferrite Steel, Materials Science and Engineering A, 620(3), 140-148

[6] K.H. Tseng, C. Y. Hsu, 2011, Performance of Activated TIG Process in Austenitic Stainless Steel Welds, Journal of Materials Processing Technology, 211, 503-512.

[7] S. Leconte, P. Paillard, P. Chapelle, G. Henrion and J. Saindrenan, 2006, Effect of Oxide Fluxes on Activation Mechanisms of Tungsten Inert Gas Process, Science and Technology of Welding and Joining, 11 (4), 389-400

[8] T.K .Pal., Maity.U.K, 2011, "Effect of Nano Size TiO₂ Particle on Mechanical Properties of AWS11018M Type Electrode", Materials Science and Applications, 2(9).PP.1285-292.

[9] آقاخانی محمد، نیکزاد آرش، 1393، مدل سازی ارتفاع جوش در فرایند جوشکاری TIG با در حضور نانو ذرات

بررسی تجربی شکل پذیری ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده بسیار نازک فولاد IF با روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی

مهدی صفری*، حامد دیلمی عضدی

گروه دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اراک، اراک، ایران

(دریافت مقاله: 1399/06/01؛ پذیرش مقاله: 1399/07/23)

چکیده

در این مقاله بررسی تجربی شکل پذیری ورق‌های بسیار نازک جوشکاری شده با روش اصطکاکی اغتشاشی از جنس فولاد IF با ضخامت 0/7 میلیمتر انجام می‌شود. ابتدا ورق‌ها توسط فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی و مطابق با آزمایش‌های تعیین شده بر اساس روش طراحی آزمایشات تاگوچی به یکدیگر متصل می‌گردند. پارامترهای مورد بررسی در فرآیند جوشکاری شامل سرعت دورانی و سرعت پیشروی ابزار می‌باشند. سپس ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده بر اساس تست ارتفاع گنبد تا مرحله ایجاد عیب شکل دهی گردیده و ارتفاع گنبد برای هر آزمایش اندازه گیری می‌شود. بنابراین اثر پارامترهای فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر شکل پذیری ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده بسیار نازک IF برآورد می‌شود. نتایج نشان می‌دهند که با افزایش سرعت دورانی، ارتفاع گنبد در فرآیند شکل دهی کاهش می‌یابد در حالیکه با افزایش سرعت پیشروی، شکل پذیری ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده با روش اصطکاکی اغتشاشی بهبود می‌یابد. همچنین نتایج بهینه سازی بر مبنای روش نسبت سیگنال به نویز نشان می‌دهند که سرعت دورانی ابزار بیشترین تاثیر را بر ارتفاع گنبد ورق ترکیبی جوشکاری شده دارد.

کلمات کلیدی: شکل پذیری، ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده، فولاد IF، فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی.

Experimental study of formability of friction stir welded ultra-thin sheets of IF steel

M. Safari*, H. Deilami Azodi

Department of Mechanical Engineering, Arak University of Technology, Arak, Iran.

(Received 22 August July 2020 ; Accepted 14 October 2020)

Abstract

In this paper, the experimental investigation of formability of friction stir welded ultra-thin sheets of IF steel is investigated experimentally. First, the sheets are joined by friction stir welding process based on the tests determined according to the Taguchi design of experiments. The investigated parameters in the welding process are as tool rotational and traverse speeds. Then, the tailor welded blanks are formed based on dome height test up to the defect stage and the dome height is measured for each test. Therefore, the effects of friction stir welding process parameters on formability of friction stir welded ultra-thin sheets of IF steel are evaluated. The results show that by increasing the rotational speed, the dome height in forming process decreases, while with increasing the traverse speed, the formability

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: m.safari@arakut.ac.ir

of tailor welded blanks by friction stir welding process improves. Also, the results of optimization based on signal to noise ratio method show that the tool rotational speed has the greatest effect on the dome height of tailor welded blank.

Keywords: Rotary frictional welding, Tube sections, Aluminum-copper joints.

1- مقدمه

سرعت دورانی 400 دور بر دقیقه و سرعت پیشروی 100 میلیمتر بر دقیقه ایجاد نمود. توجه به این نکته ضروری است که در اکثر تحقیقات انجام شده در زمینه جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی فولادها، ضخامت حداقل ورق‌های جوشکاری شده در حدود 1/2 تا 1/8 میلیمتر بوده است. این در حالی است که در بسیاری از صنایع از جمله خودروسازی، ورق‌هایی با ضخامت‌های کمتر از یک میلیمتر مورد استفاده قرار می‌گیرند و لازم است که این ورق‌های نازک به یکدیگر جوش داده شوند. از طرف دیگر، مطالعه شکل پذیری ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده همواره در سالهای اخیر از موضوعات مورد علاقه پژوهشگران بوده است. اهمیت این موضوع به دلیل وجود نواحی با خواص متفاوت در ورق ترکیبی جوشکاری شده و اثر متفاوت آن‌ها بر میزان شکل‌پذیری اینگونه ورق‌ها می‌باشد. در طی سالیان گذشته تحقیقاتی در زمینه شکل دهی ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده انجام شده است. چوی و همکاران [4] به بررسی حرکت خط جوش ورق‌های ترکیبی دایره‌ای و مستطیلی پرداختند. نتایج آن‌ها نشان دهنده جابجایی کمتر خط جوش و همچنین چروکیدگی کمتر در نمونه‌های دایره‌ای نسبت به مستطیلی بود. هئو و همکاران [5] به بررسی اثر کنترل نیروی ورق‌گیر در فرایند کشش عمیق ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده با لیزر بر حرکت خط جوش ورق‌های ترکیبی پرداختند. نتایج آن‌ها نشان داد که کنترل حرکت خط جوش با اعمال نیروی غیریکنواخت ورق‌گیر به قسمتهای مختلف ورق امکان‌پذیر است. عباسی و همکاران [6] به بررسی پدیده چروکیدگی در دیواره ظروف تولیدشده از ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده توسط فرایند کشش عمیق پرداختند. نتایج آن‌ها نشان داد که امواج چروکیدگی، تنها در ناحیه نازک ورق ترکیبی به وجود می‌آیند. همچنین صفدریان و همکاران [7] در یک مطالعه تجربی و به کمک شبیه‌سازی‌های عددی

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی نوعی فرآیند جوشکاری حالت جامد بوده که در آن از یک ابزار مصرف‌نشدنی از جنس سخت تر از فلز مورد جوشکاری، که دارای حرکت همزمان دورانی و خطی است استفاده می‌شود. از مهمترین مزایای جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی در مقایسه با فرآیندهای جوشکاری حالت مذاب می‌توان به اعوجاج و تنش پسماند کمتر و همچنین دمای پایین تر اشاره نمود که منجر به کاهش شیب حرارتی در ناحیه مذاب و در نتیجه بهبود خواص مکانیکی و کیفیت جوش می‌شود [1].

در طی سالهای اخیر مطالعات بسیار زیادی بر روی فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای آلومینیوم انجام شده است. این در حالیست که استفاده از این فرآیند برای آلیاژهای با استحکام بالاتر از آلومینیوم و به خصوص فولادها، به دلیل استحکام و سختی بالا و نیاز به ابزاری با گرما سختی زیاد و همچنین هزینه بالای ساخت ابزار با محدودیت همراه است. برخی تحقیقات در زمینه جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی فولادها در سال‌های اخیر با موفقیت انجام شده‌اند.

به عنوان مثال لاکاشمیناریان و بالاسوبرامانیا [2] خواص میکروسکوپی، سختی، استحکام کششی و مقاومت به ضربه اتصالات ایجاد شده توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر روی فولاد زنگ نزن فریتی 409M به ضخامت 4 میلیمتر را بررسی نمودند نتایج آن‌ها نشان دهنده تبدیل دانه‌های فریتی فاز اصلی به دانه‌هایی با ساختاری دوگانه فریتی و مارتنزیتی در اثر خنک کاری سریع ناحیه جوش بود. لی و همکاران [3] به بررسی فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی ورق‌های فولادی زنگ‌نزن آستنیتی بدون نیکل، با نیتروژن زیاد و با ضخامت 2/4 میلیمتر پرداختند. نتایج آن‌ها نشان داد که برای جوشکاری این فولادها می‌توان اتصالاتی با کیفیت بالا و خواص مطلوب در

اتساع سنبه کروی بررسی نمودند. در آن تحقیق اثر پارامترهای فرآیند و دما بر شکل پذیری بررسی گردید. کلاهگر و همکاران [14] به بررسی شکل پذیری ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی و با نسبت ضخامت های مختلف پرداختند. نتایج آنها نشان داد که نسبت شکل دهی در ورقهای ترکیبی ماشینکاری شده می تواند تا $2/8$ برابر ورق‌های یکپارچه برسد. همچنین ثابت گردید که افزایش نسبت ضخامت در ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده باعث کاهش شکل پذیری می‌گردد. حبیبی و همکاران [15] شکل پذیری ورقهای ترکیبی جوشکاری شده با روش اصطکاکی اغتشاشی را بررسی نمودند. ورقهای ترکیبی جوشکاری شده از ورقهای فولادی کم کربن با نسبت ضخامت های مختلف تولید شدند. نتایج آنها نشان داد که جوشکاری باعث کاهش شکل پذیری ورقهای ترکیبی جوشکاری شده شده و این کاهش شکل پذیری با افزایش نسبت ضخامت ورقهای پایه شدت می یابد. طیبی و همکاران [16] به بررسی شکل پذیری اتصالات غیر همجنس حاصل از جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای آلومینیوم 6061 و 5083 در فرآیند شکل دهی تدریجی تک نقطه ای به صورت تجربی و عددی پرداختند. ورقهای آلومینیومی 6061، 5083 و ورق ترکیبی حاصل از جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای آلومینیوم 6061 و 5083 توسط فرآیند شکل دهی نقطه ای تدریجی فرم دهی شدند. نتایج آنها نشان داد که شکل پذیری ورق ترکیبی حاصل از جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی خیلی متفاوت از شکل پذیری ورقهای پایه نیست. نمونه جوشکاری شده با فرآیند اصطکاکی اغتشاشی از محل آلیاژ آلومینیوم و دور از ناحیه جوشکاری شده شکست خورد. مویدی و همکاران [17] به بررسی اثرات جهت گیری جوش بر شکل پذیری ورقهای فولادی جوشکاری شده نازک به صورت تجربی و عددی پرداختند. به منظور بررسی شکل پذیری از نمودارهای حد شکل دهی استفاده گردید. نتایج آنها نشان داد که برای شرایط شکل دهی با مود کششی، ورقهای ترکیبی جوشکاری شده با جهت خط جوش عمود بر جهت کشش بهترین شکل‌پذیری را ارائه می نمایند در حالی که برای شرایط

نشان دادند که ناهمسانگردی مواد، اثر مهمی بر شکل پذیری ورق‌های ترکیبی دارد و مدل معیار حداکثر نیروی پانچ، بهترین دقت برای پیش بینی ارتفاع کشش را دارا می باشد. فضلی و همکاران [8] با استفاده از روشهای المان محدود، اثر شکل اولیه مناسب و بهینه ورق‌های جوشکاری شده جهت کمینه کردن حرکت خط جوش ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده در فرآیند کشش عمیق را بررسی نمودند. آن‌ها با تعریف مسیرهای مختلف در فرآیند کشش عمیق نتیجه گرفتند که بهینه‌سازی شکل ورق باعث حرکت کمتر خط جوش و افزایش شکل‌پذیری ورق‌های ترکیبی شده است. سونگ و همکاران [9] با انجام آزمایش های تجربی به بررسی اثر نسبت ضخامت در ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده بر شکل پذیری آن‌ها پرداختند. نتایج آن‌ها نشان داد که با کاهش نسبت ضخامت‌ها، پارگی به تعویق خواهد افتاد و عمق کشش افزایش می یابد. دیاز و همکاران [10] تأثیر نیروی ورقگیر بر نسبت کشش ورق ترکیبی جوشکاری شده را در فرآیند کشش عمیق بررسی قرار دادند و نیروی ورقگیر مناسب را به دست آوردند. کشاروانی و همکاران [11] شکل پذیری ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی را با در نظر گرفتن پارامترهای بهینه فرآیند برای آلیاژهای آلومینیوم 5754 و 5052 با ضخامت 2 میلیمتر و با استفاده از نسبت حد کشش بررسی نمودند. نتایج نشان داد که نسبت حد کشش در نمونه های جوشکاری شده نزدیک به نمونه‌های بدون جوش است که نشان دهنده کیفیت خوب جوش است. پارننه و همکاران [12] شکل پذیری نمونه های جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی را برای اتصالات غیر همجنس آلیاژهای آلومینیوم 5182 و 6061 با ضخامت 1 میلیمتر به وسیله نمودارهای FLC در تست ناکازیمما بررسی نمودند. نتایج آنها نشان داد که شکل پذیری ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده قابل مقایسه با نمونه های بدون جوش است و مشاهده گردید که شکل پذیری ورقهای ترکیبی جوشکاری شده وابسته به جهت خط جوش می باشد. انتظار می رود همکاران [13] شکل‌پذیری ورق‌های جوشکاری شده AA70705 با روش اصطکاکی اغتشاشی را به صورت تجربی و با استفاده از تست

اغتشاشی، با توجه به محدودیت سرعت‌های دورانی و پیشروی دستگاه فرز مورد استفاده بوده است. با توجه به این محدودیت‌ها، سه سرعت دورانی 800، 1000 و 1200 دور بر دقیقه و سه سرعت پیشروی 8، 12 و 20 میلیمتر بر دقیقه انتخاب شدند. به منظور بررسی شکل پذیری ورق ترکیبی جوشکاری شده پس از جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، قالب آزمون ارتفاع گنبد مورد استفاده قرار می‌گیرد. در شکل (2) قالب آزمون ارتفاع گنبد مورد استفاده در این تحقیق نشان داده شده است. همچنین در شکل (3) نمونه‌هایی از ورق‌های ترکیبی شکل‌دهی شده در قالب آزمون ارتفاع گنبد و پارگی‌های ایجاد شده بر روی آن‌ها نشان داده شده‌اند. در تحلیل مسائل مهندسی به ویژه در انجام آزمایش‌های تجربی و روش‌های شبیه‌سازی عددی که در آن‌ها پاسخ مسئله تحت تأثیر متغیرهای مختلف ورودی است، بهره‌گیری از روش‌های آماری آزمایش‌ها کمک شایانی به طراحی، مدل‌سازی و تحلیل و بهینه‌سازی دقیق این فرآیندها می‌نماید. طراحی آزمایش‌ها یکی از مناسب‌ترین روش‌ها برای محققین در بهبود و اصلاح و صرفه‌جویی در وقت و هزینه‌های آزمایش‌ها و تشخیص دقت و رفع عیوب آن‌ها می‌باشد [18].

تبیین دقت آزمایش، مدل ریاضی حاکم بر آزمایش، ارائه نمودارهای برهم‌کنش متغیرهای ورودی، بهینه‌سازی آزمایش و کسب اطمینان از دقت مدل منطبق شده بر آزمایش‌ها از مزایای مهم روش تاگوچی است. همچنین این روش این قابلیت را دارد که رابطه بین ورودی‌ها و خروجی‌های یک آزمایش را مدل‌سازی کند و به صورت یک معادله ریاضی رگرسیون خطی ارائه نماید. در این تحقیق از روش تاگوچی که یکی از روش‌های کارآمد، قوی و مناسب طراحی آزمایش‌ها می‌باشد استفاده شده است. به منظور تشکیل ماتریس آزمایش‌ها، فاکتورهای ورودی شامل سرعت دورانی با سه سطح 800، 1000 و 1200 دور بر دقیقه و سرعت پیشروی به سه سطح 8، 12 و 20 میلیمتر بر دقیقه در نظر گرفته می‌شود و بر اساس روش طراحی آزمایشات تاگوچی جدول (2) که شامل شرایط انجام هر آزمایش می‌باشد ایجاد می‌گردد.

شکل‌دهی کرنش صفحه ای زاویه خط جوش صفر درجه بهترین نتیجه را ارائه می‌نماید. همچنین برای شرایط کشش دو محوری نیز مشخص گردید جهت خط جوش اثر مهمی بر شکل پذیری ندارد. در این پژوهش به بررسی شکل پذیری ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده پرداخته می‌شود. به منظور اتصال از روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی استفاده می‌شود و همچنین به منظور بررسی شکل پذیری ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده نیز از تست ارتفاع گنبد استفاده می‌شود. مهمترین نوآوری این پژوهش، بررسی جامع و آماری در رابطه با اثر مهمترین پارامترهای جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی شامل سرعت دورانی و سرعت پیشروی ابزار بر میزان شکل پذیری ورق ترکیبی جوشکاری شده یا به عبارتی ارتفاع گنبد می‌باشد.

2- کار تجربی

در این تحقیق ورق‌هایی از جنس فولاد IF با ضخامت 0/7 میلیمتر و ابعاد 60×120 میلیمتر جهت تولید ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده مورد استفاده قرار می‌گیرند. همچنین ابزاری از جنس کاربید تنگستن گرید K20 جهت اتصال به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی استفاده می‌شود. در شکل (1) تصویر فیکسچر و ابزار مورد استفاده جهت انجام فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی نشان داده شده است.

نکته قابل توجه این است که به دلیل ایجاد اعوجاج و تنش پسماند ناشی از اتصال لب به لب ورق‌ها با استفاده از روش‌های جوشکاری ذوبی، در این تحقیق روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی برای اتصال این ورق‌ها مورد استفاده قرار گرفته است. همچنین در جدول (1) ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی فولاد IF مورد استفاده در این پژوهش ارائه شده است. به منظور بررسی اثر سرعت دورانی و پیشروی ابزار بر استحکام اتصالات جوشکاری شده و در نهایت شکل پذیری ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده، ابتدا با استفاده از ترکیبات مختلف سرعت‌های دورانی و پیشروی مختلف جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی انجام می‌گردد. به منظور تعیین حدود بالا و پایین سرعت دورانی و پیشروی ابزار در جوشکاری اصطکاکی



شکل 1- تصویر فیکسچر و ابزار مورد استفاده جهت انجام فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی

جدول 1- ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی فولاد IF

ترکیب شیمیایی (wt%)						خواص مکانیکی				
C	Ti	N	S	Al	Nb	Fe	(MPa) تنش نهایی	(MPa) تنش تسلیم	(%) درصد ازدیاد طول	(HV) سختی
0.002	0.424	0.003	0.005	0.0465	0.0029	Rem	311	186	47	89.2

دوم پارامترهای سرعت دورانی و سرعت پیشروی و همچنین برهم کنش آنها به دلیل اینکه مقدار P-value آنها بیش از 0/05 بوده است و اثر معناداری بر شکل پذیری ورق ترکیبی جوشکاری شده نداشته اند در جدول آنالیز واریانس نشان داده نشده اند. تحلیل رگرسیون به منظور یافتن رابطه بین پارامترهای فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی و شکل پذیری ورق های ترکیبی جوشکاری شده در تست ارتفاع گنبد مورد استفاده قرار می گیرد. معادله (1) که ارتباط بین پارامترهای فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی و ارتفاع گنبد را نشان می دهد از تحلیل های رگرسیون خطی بدست آمده است. این معادله در زیر نشان داده می شود.

$$Dome\ height = 16.345 - 0.006004 * Rotational\ speed + 0.0842\ Feed\ rate \quad (1)$$

نتایج تحلیل واریانس برای تحلیل رگرسیون نشان می دهند که مدل تخمینی رگرسیون در سطح اطمینان 0/05 معنی دار می باشد. با در نظر گرفتن مقادیر $R-sq = 98.57\%$ و $R-sq(adj) = 98.09\%$ و همچنین پراکندگی مناسب تحلیل باقیمانده ها با توجه به شکل (5) می توان گفت که مدلسازی صورت گرفته از دقت بسیار خوب و مناسبی برخوردار است. در مبحث طراحی آزمایش ها یکی از مواردی که دقت مدل حاکم بر آزمایش را مشخص می کند مقدار $R-sq$ مدل می باشد. هرچه مقدار این

3- نتایج و بحث

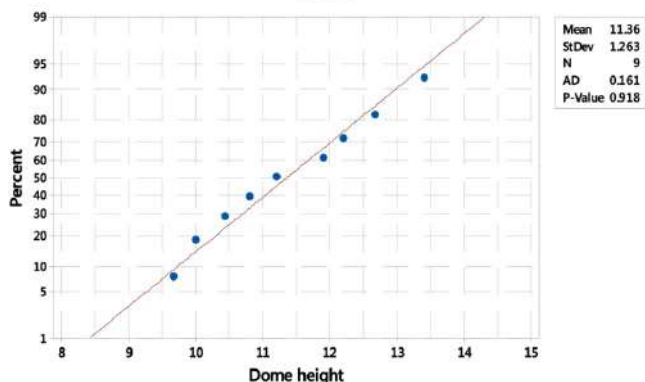
تحلیل واریانس پرکاربردترین نوع تحلیل برای برآورد اثر پارامترها بر روی خروجی فرآیند است. با توجه به شکل های (4) و (5) که مربوط به نمودار احتمال نرمال مقادیر باقیمانده و نمودار مقادیر باقیمانده در برابر مقادیر برآزش شده و تایید آنها می باشند در جدول (3) به بررسی اثر پارامترهای فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر شکل پذیری ورق های ترکیبی جوشکاری شده در تست ارتفاع گنبد پرداخته می شود.

نتایج تحلیل واریانس در جدول (3) نشان داده شده اند. در این جدول DF درجات آزادی، Seq SS مجموع مربعات متوالی، Adj SS مجموع مربعات تنظیم شده و Adj MS میانگین مربعات تنظیم شده می باشند. در این تحقیق سطح اطمینان برابر با 95 درصد در نظر گرفته شده است. بنابراین مقادیر P-value کمتر از 0/05 نشان دهنده آن است که پارامتر متناظر تاثیر معنا داری بر ارتفاع گنبد ورق های ترکیبی جوشکاری شده دارد.

همانطور که در جدول (3) مشاهده می شود هر دو پارامتر سرعت دورانی و سرعت پیشروی دارای اثرات معناداری بر شکل پذیری ورق ترکیبی جوشکاری شده در آزمون ارتفاع گنبد دارند. به عبارتی با تغییر مقادیر آنها، تغییرات محسوسی در ارتفاع ورق های ترکیبی جوشکاری لازم به ذکر است که توان

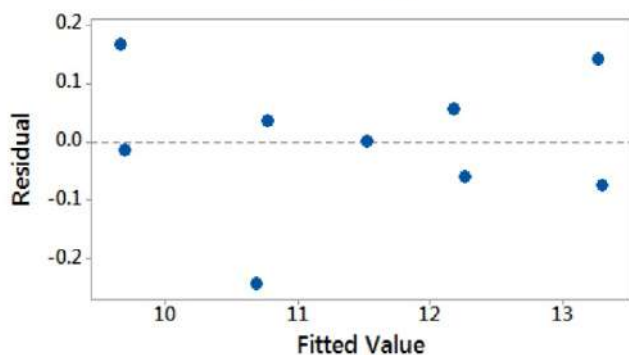
ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده با سرعت های دورانی بیشتر در ارتفاع کمتری دچار پارگی شده و شکل پذیری کمتری دارند [19]. همچنین از شکل (6) مشاهده می شود با افزایش سرعت پیشروی در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی ارتفاع ورق ترکیبی جوشکاری شده در تست ارتفاع گنبد و یا به عبارتی شکل پذیری آن افزایش می یابد. دلیل این موضوع اینست که با افزایش سرعت پیشروی ابزار، نرخ سرد شدن افزایش می یابد که مانع نرم شدگی در ناحیه متأثر از حرارت می شود و به دنبال آن استحکام اتصال ایجاد شده پس از فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی افزایش می یابد. بنابراین شکل پذیری ورق ترکیبی جوشکاری شده در تست ارتفاع گنبد افزایش می یابد [19]. همچنین در شکل (7)، تاثیر همزمان پارامترهای سرعت دورانی و سرعت پیشروی بر ارتفاع گنبد در تست ارتفاع گنبد ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده نشان داده شده است.

Probability Plot of Dome height
Normal



شکل 4- نمودار احتمال نرمال مقادیر باقیمانده در تحلیل آماری تست ارتفاع گنبد ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده

Versus Fits



شکل 5- نمودار مقادیر باقیمانده در برابر مقادیر برازش شده در تحلیل آماری تست ارتفاع گنبد ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده

مولفه به عدد 1 و یا 100 درصد نزدیک باشد، دقت انطباق مدل بالاتر و پیش بینی مدل آماری رگرسیون منطبق شده بر داده‌ها دقیق تر خواهد بود. با توجه به صحت مدل‌سازی انجام شده می توان به بررسی اثر پارامترهای فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر شکل پذیری ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده در تست ارتفاع گنبد پرداخت. در شکل (6) اثر سرعت دورانی و سرعت پیشروی در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر ارتفاع شکل دهی شده در تست ارتفاع گنبد ورق‌های ترکیبی جوشکاری شده نشان داده شده است.



شکل 2- قالب آزمون ارتفاع گنبد مورد استفاده در این تحقیق



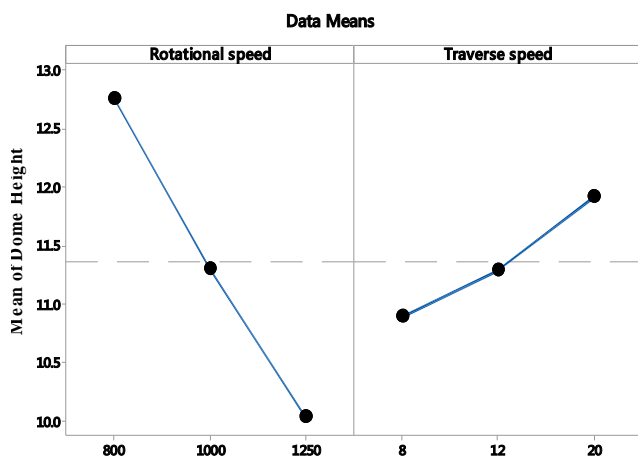
شکل 3- نمونه هایی از ورق‌های ترکیبی شکل دهی شده در قالب آزمون ارتفاع گنبد و پارگی های ایجاد شده بر روی آنها

همانطور که از شکل (6) مشخص است با افزایش سرعت دورانی در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی ارتفاع ورق ترکیبی جوشکاری شده در تست ارتفاع گنبد و یا به عبارتی شکل پذیری آن کاهش می یابد. دلیل این موضوع این است که با افزایش سرعت دورانی ابزار در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی حرارت ایجاد شده در محل اتصال بیشتر شده و به دنبال آن نرم شوندگی در محل اتصال و کاهش استحکام جوش ایجاد شده اتفاق می افتد. بنابراین در تست ارتفاع گنبد،

جدول 2- طراحی آزمایش ها به روش تاگوچی و ارتفاع گنبد های به دست آمده بر حسب میلی متر

شماره نمونه	ارتفاع گنبد (میلی متر)	سرعت پیشروی (میلی متر بر دقیقه)	سرعت دورانی ابزار (دور بر دقیقه)
۱	۹/۶۶۹	۸	۱۲۵۰
۲	۱۰/۸	۸	۱۰۰۰
۳	۱۲/۲	۸	۸۰۰
۴	۱۰	۱۲	۱۲۵۰
۵	۱۱/۲	۱۲	۱۰۰۰
۶	۱۲/۶۷	۱۲	۸۰۰
۷	۱۰/۴۴	۲۰	۱۲۵۰
۸	۱۱/۹	۲۰	۱۰۰۰
۹	۱۳/۴	۲۰	۸۰۰

از جدول (4) نتیجه گرفته می شود که پارامتر سرعت دورانی ابزار در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بیشترین تاثیر و پارامتر سرعت پیشروی ابزار در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی کمترین تاثیر را بر ارتفاع گنبد ورق ترکیبی جوشکاری شده در تست ارتفاع گنبد و در مجموع بر شکل پذیری ورق های ترکیبی جوشکاری شده دارد.



شکل 6- تاثیر سرعت دورانی و سرعت پیشروی در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر ارتفاع شکل دهی شده در تست ارتفاع گنبد ورق های ترکیبی جوشکاری شده

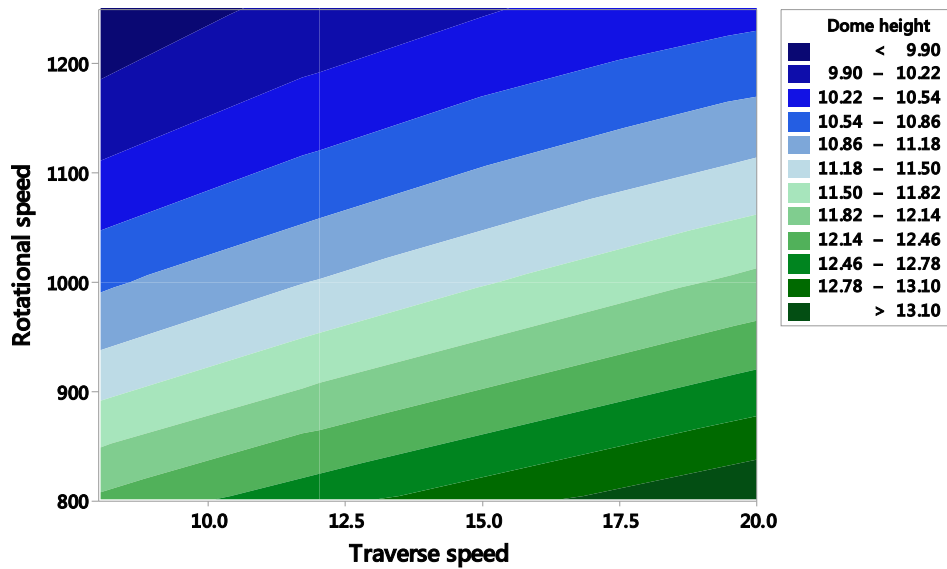
همانطور که از شکل (7) مشاهده می شود با افزایش سرعت پیشروی و کاهش سرعت دورانی شکل پذیری ورق های ترکیبی جوشکاری شده در تست ارتفاع گنبد بیشتر می شود.

شرایط بهینه با استفاده از روش نسبت سیگنال به نویز بدست می آید. اساس این روش یافتن شرایطی است که در آن اثر سیگنال ها (فاکتورهای قابل کنترل) در مقایسه با اثرات نویزها (فاکتورهای غیر قابل کنترل) بیشترین باشد. نوع مسئله بهینه سازی برای زاویه خمش، زاویه خمش بزرگ تر می باشد. برای این نوع از مسائل پارامتر نسبت سیگنال به نویز که با η نشان داده می شود برای بیشترین ارتفاع گنبد از معادله (2) بدست می آید:

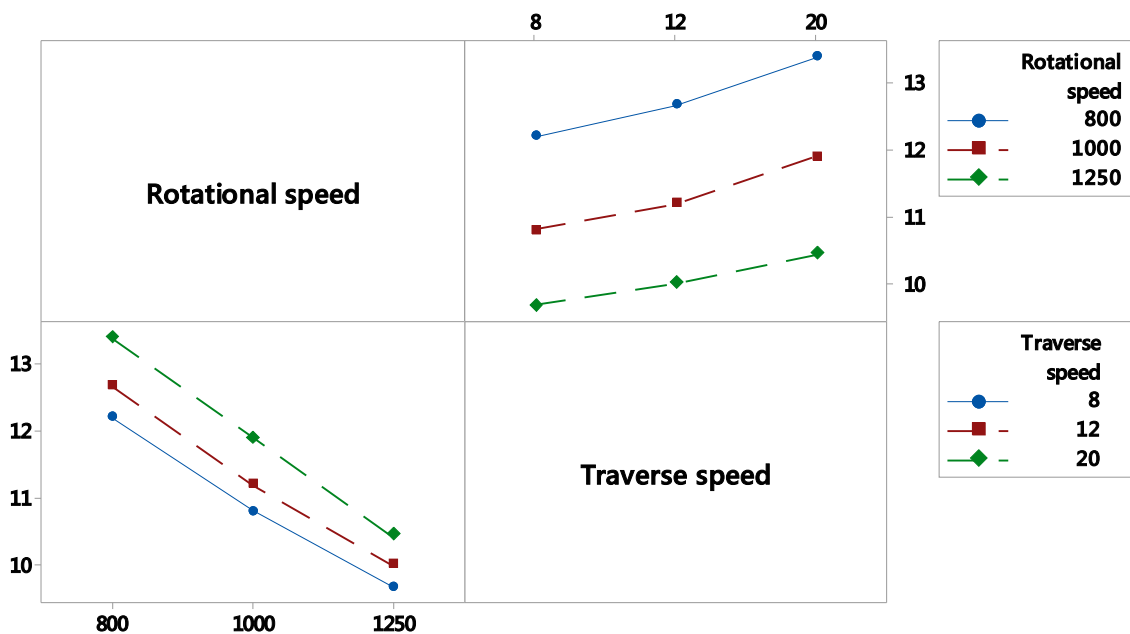
$$\eta = -10 \times \log_{10} \left(\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{1}{y_i^2} \right) \quad (2)$$

در معادله (2)، y_i مقادیر خروجی و n تعداد تکرارها می باشند. برای هر تکرار بدست می آید و سپس برای هر مقدار پارامتر با تعیین میانگین، مقدار η مربوط بدست می آید. مقادیر η برای ارتفاع گنبد در جدول (4) نشان داده شده اند. مقادیر بزرگ تر η نشان دهنده شرایط بهینه هستند.

Contour Plot of Dome height vs Rotational speed, Traverse speed



Interaction Plot for Means
Data Means



شکل 7- تاثیر همزمان پارامترهای سرعت دورانی و سرعت پیشروی بر ارتفاع گنبد در تست ارتفاع گنبد ورق‌های ترکیبی جوشکاری

4- نتیجه گیری

در این پژوهش به بررسی شکل پذیری ورق‌های ترکیبی بسیار نازک جوشکاری شده با روش اصطکاکی اغتشاشی پرداخته شد. ورق‌های مورد بررسی، فولاد IF با ضخامت 0/7 میلیمتر بودند. بدین منظور تاثیر مهمترین پارامترهای فرایند جوشکاری

همانطور که در جدول (4) دیده می شود، پارامتر سرعت دورانی ابزار بیشترین مقدار η (2/72) را دارد. ترکیب بهینه برای دستیابی به بیشترین زاویه خمش در جدول (5) ارائه شده است. موثرترین سطح هر فاکتور بر زاویه خمش در این جدول آورده شده است.

جدول 3- تحلیل واریانس برای ارتفاع گنبد ورقهای ترکیبی جوشکاری شده

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
رگرسیون	۲	۱۲/۵۸۳۱	۱۲/۵۸۳۱	۶/۲۹۱۵	۲۰۶/۳۴	۰/۰۰۰
سرعت دورانی	۱	۱۰/۹۹۴۰	۱۰/۹۹۴۰	۱۰/۹۹۴۰	۳۶۰/۵۶	۰/۰۰۰
سرعت پیشروی	۱	۱/۵۸۹۱	۱/۵۸۹۱	۱/۵۸۹۱	۵۲/۱۱	۰/۰۰۰
خطای باقی مانده	۶	۰/۱۸۳۰	۰/۱۸۳۰	۰/۰۳۰۵		
مجموع	۸	۱۲/۷۶۶۰				

جدول 4- مقادیر η برای ارتفاع گنبد ورق ترکیبی جوشکاری شده

سطح	سرعت دورانی ابزار در فرآیند جوشکاری	سرعت پیشروی ابزار در فرآیند جوشکاری
۱	۱۲/۷۶	۱۰/۸۹
۲	۱۱/۳۰	۱۱/۲۹
۳	۱۰/۰۴	۱۱/۹۱
Eta	۲/۷۲	۱/۰۲

جدول 5- ترکیب پارامترهای بهینه جهت دستیابی به حداکثر زاویه خمش ورق ترکیبی ماشینکاری شده

سطح	سرعت دورانی ابزار در فرآیند جوشکاری	سرعت پیشروی ابزار در فرآیند جوشکاری
شماره سطح	۳	۱
مقدار فاکتور	۸۰۰	۲۰

سرعت پیشروی ابزار بر میزان شکل پذیری ورقهای ترکیبی جوشکاری شده از روش طراحی آزمایش های تاگوچی استفاده شد. نتایج حاصل از این پژوهش نشان دادند که با افزایش سرعت دورانی در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی ارتفاع ورق ترکیبی جوشکاری شده در تست ارتفاع گنبد و یا به

اصطکاکی اغتشاشی شامل سرعت دورانی و سرعت پیشروی ابزار بر میزان شکل پذیری ورقهای ترکیبی جوشکاری شده بررسی گردید. میزان شکل پذیری ورقهای ترکیبی جوشکاری شده نیز توسط آزمون ارتفاع گنبد تعیین گردید. به منظور بررسی جامع و دقیق تر اثر پارامترهای سرعت دورانی و

movements in the deep drawing of tailor-welded blanks", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 113, pp. 686-691, 2001.

[6] Abbasi, M., Ketabchi, M., Labudde, T., Prahl, U., Bleck, W., "New attempt to wrinkling behavior analysis of tailor welded blanks during the deep drawing process", *Materials & Design*, Vol. 40, pp. 407-414, 2012.

[7] Safdarian Korouyeh, R., Moslemi Naein, H., Liaghat, G.H., "Forming limit diagram prediction of tailor-welded blank using experimental and numerical methods", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 21, pp. 2053-2061, 2012.

[8] Fazli, A., "Optimum tailor-welded blank design using deformation path length of boundary nodes", *International Journal of Automotive Engineering*, Vol. 3, pp. 435-445, 2013.

[9] Song, Y., Hua, L., "Influences of thickness ratio of base sheets on formability of tailor welded blanks", Vol. 81, pp. 730-735, 2014.

[10] Dias, J.S., Chuvaz, T.C., Cindra Fonseca, M.D.P., "Evaluation of residual stresses and mechanical properties of IF steel welded joints by laser and plasma processes", *Materials Research*, Vol. 19, pp. 721-727, 2016.

[11] Kesharwani, R. K., Panda, S. K., Pal, S. K., "Experimental Investigations on Formability of Aluminum Tailor Friction Stir Welded Blanks in Deep Drawing Process", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 24, pp. 1038-1049, 20125.

[12] Parente, M., Safdarian, R., Abel, D., Loureiro, A., Vilaca, P., Natal, R. M., "A study on the formability of aluminum tailor welded blanks produced by friction stir welding", *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 83, pp. 2129-2141, 2016.

[13] Entesari, S., Abdollah-Zadeh, A., Habibi, N., Mehri, A., "Experimental and numerical investigations into the failure mechanisms of friction stir welded AA7075-T6 thin sheets", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 29, pp. 74-84, 2017.

[14] Kolahgar, S., Ghaffarpour, M., Habibi, N., Kokabi, A. H., Akbarzadeh, A., "Formability of Friction Stir-Welded Blanks with Different Thickness Ratios", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 47, pp. 2177-2187, 2016.

[15] Habibi, M., Hashemi, R., Fallah Tafti, M., Assempour, A., "Experimental investigation of mechanical properties, formability and forming limit diagrams for tailor-welded blanks produced by friction stir welding", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 31, pp. 310-323, 2018.

[16] Tayebi, P., Fazli, A., Asadi, P., Soltanpour, M., "Formability analysis of dissimilar friction stir welded AA 6061 and AA 5083 blanks by SPIF process", *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, Vol. 25, pp. 50-68, 2019.

[17] Moayedi, H., Darabi, R., Ghabussi, A., Habibi, M., Foong, L. K., "Weld orientation effects on the

عبارتی شکل پذیری آن کاهش می یابد. دلیل این موضوع این است که با افزایش سرعت دورانی ابزار در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی حرارت ایجاد شده در محل اتصال بیشتر می شود و به دنبال آن نرم شوندگی در محل اتصال و کاهش استحکام جوش ایجاد شده اتفاق می افتد. همچنین نتیجه گرفته شد که با افزایش سرعت پیشروی در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی ارتفاع ورق ترکیبی جوشکاری شده در تست ارتفاع گنبد و یا به عبارتی شکل پذیری آن افزایش می یابد. دلیل این موضوع این است که با افزایش سرعت پیشروی ابزار، نرخ سرد شدن افزایش می یابد که این مانع نرم شدگی در ناحیه متاثر از حرارت می شود و به دنبال آن استحکام اتصال ایجاد شده پس از فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی افزایش می یابد. همچنین نتایج بهینه سازی بر مبنای روش نسبت سیگنال به نویز نشان دادند که پارامتر سرعت دورانی ابزار در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بیشترین تاثیر را بر ارتفاع گنبد ورق ترکیبی جوشکاری شده در تست ارتفاع گنبد و در مجموع بر شکل پذیری ورق های ترکیبی جوشکاری شده دارد.

منابع

- [1] صفری، م.، مستعان، ح. و بختیاری آ.، "بهینه سازی متغیرهای فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با هدف دستیابی به استحکام شکست بیشینه"، نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال 2، شماره 2، ص ص 32 – 48، 1395.
- [2] Lakshminarayanan, A K., Balasubramanian, V., "An assessment of microstructure, hardness, tensile and impact strength of friction stir welded ferritic stainless steel joints", *Materials & Design*, Vol. 31, pp. 4592-4600, 2010.
- [3] Li, H.B., Jiang, Z.H., Feng, H., Zhang, S.C., Li, L., Han, P.D., Misra, R.D.K., Li, J.Z., "Microstructure, mechanical and corrosion properties of friction stir welded high nitrogen nickel-free austenitic stainless steel", *Materials & Design*, Vol. 84, pp. 291-299, 2015.
- [4] Choi, Y., Heo, Y., Kim, H.Y., Seo, D., "Investigations of weldline movements for the deep drawing process of tailor welded blanks", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 108, pp. 1-7, 2000.
- [5] Heo, Y.M., Wang, S.H., Kim, H.Y., Seo, D.G., "The effect of the drawbead dimensions on the weld-line

[19] Alinaghian, I., Ranjbar, H., Beheshtizad, M. A., "Forming Limit Investigation of AA6061 Friction Stir Welded Blank in a Single Point Incremental Forming Process: RSM Approach", Transactions of the Indian Institute of Metals, Vol. 70, pp. 2303–2318, 2017.

formability of tailor welded thin steel sheets", Thin-Walled Structures, Vol. 149, pp. 106669, 2020.

[18] Montgomery, D.C., "Design and Analysis of Experiments": Second Edition. 2008, New York: John Wiley & Sons.

مدل سازی دما در جوشکاری اصطکاکی - اختلاطی فولاد زنگ نزن دوفازی به وسیله روش های لاگرانژ چند متغیره، برونمایی خطی و رگرسیون خطی چند گانه

محمد یوسفیه^{1*}، امین جباری²

1- استادیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران

2- دکتری، دانشگاه آزاد اسلامی واحد علوم و تحقیقات تهران، ایران

(دریافت مقاله: 1399/07/06؛ پذیرش مقاله: 1399/08/24)

چکیده

در این مطالعه دما در جوشکاری اصطکاکی - اختلاطی فولاد زنگ نزن دوفازی مورد بررسی قرار گرفته است. ابتدا تخمین دما در دامنه تعریف دمای اندازه گیری شده در فواصل مختلف از مرکز منطقه اختلاط به وسیله تابع درونیاب لاگرانژ چند متغیره، مدل سازی و تخمین زده شده است. سپس از دو روش برونمایی خطی و روش رگرسیون خطی چندگانه برای تخمین دما در خارج از بازه و در مرکز منطقه اختلاط استفاده شده است. برآورد دما براساس سه پارامتر سرعت دورانی ابزار، سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط جوش صورت گرفته است. در روش اول با تعمیم روش لاگرانژ تک متغیره، تابع دمای چند متغیره لاگرانژ برحسب پارامترهای فوق تعمیم داده شد. سپس دما در مرکز منطقه اختلاط جوش با استفاده از روش برونمایی خطی بدست آمد. در روش دوم ابتدا به منظور بررسی تاثیر متغیرهای موجود در مدل رگرسیون از مقایسه دو مدل کامل و مدل کاهش یافته بر مبنای مجموع مربعات خطاها استفاده شد. سپس با تحلیل معادلات رگرسیون چندگانه حاکم بر متغیر خروجی، یک تابع رگرسیون خطی چندگانه معرفی شد. از آنجا که دمای مرکز منطقه اختلاط به وسیله ترموکوپل قابل اندازه گیری نیست، بنابراین در حالت کلی بهترین منحنی برازش برای تخمین تابع هنگامی است که مدل سازی بر مبنای پارامترهایی باشند که تابع خطا را کمینه کنند. برای پیاده سازی روش رگرسیون خطی چندگانه تابع خطا به صورت حداقل کردن مجموع مربعات خطا معرفی شد و مشتق خطا نسبت به پارامترهای سرعت دورانی ابزار، سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط محاسبه گردید. بنابراین روش رگرسیون خطی چندگانه به عنوان روش اساسی و به عنوان معیار با سایر روش ها در نظر گرفته شد. با توجه به نتایج بدست آمده از پیش بینی دما در مرکز منطقه اختلاط، اختلاف دما در هر سه روش نسبت به هم مطلوب و قابل اغماض می باشند. حداکثر اختلاف دمای روش رگرسیون خطی چندگانه با روش لاگرانژ چند متغیره در تمامی گره ها $18/8^{\circ}\text{C}$ و با روش برونمایی خطی $26/36^{\circ}\text{C}$ مشخص شد. بنابراین روش درونیابی لاگرانژ چند متغیره اختلاف کمتری نسبت به روش برونمایی خطی در مرکز منطقه اختلاط دارد و از دقت بیشتری نیز برخوردار است.

کلمات کلیدی: فولاد زنگ نزن دوفازی، جوشکاری اصطکاکی - اختلاطی، درونیابی لاگرانژ چند متغیره، برونمایی خطی، رگرسیون خطی چندگانه.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: m.yousefieh@semnan.ac.ir

Modeling of temperature in friction stir welding of duplex stainless steel using multivariate lagrangian methods, linear extrapolation and multiple linear regression

M. Yousefieh^{1*}, A. Jabbari²

1- Department of Metallurgy and Materials Engineering, Semnan University, Semnan, Iran

2- Islamic Azad University, Science and Research Branch, Tehran, Iran

(Received 27 September 2020 ; Accepted 14 November 2020)

Abstract

In this study, the temperature in friction stir welding of duplex stainless steel has been investigated. At first, temperature estimation was modeled and estimated at different distances from the center of the stir zone by the multivariate Lagrangian function. Then, the linear extrapolation method and multiple linear regression method were used to estimate the temperature outside the range and center of the stir zone. Temperature estimation is based on three parameters rotational speed, welding speed and distance from the center of stir zone. In the first method, by generalizing the multivariate Lagrangian method, the multivariate Lagrangian temperature function was generalized according to the above parameters. In the second method, in order to investigate the effect of the variables in the regression model, a comparison of two complete models and a reduced model based on the sum of squares errors was used. Then, by analyzing the multiple regression equations governing the output variable, a multiple linear regression function was introduced. Since the temperature of the stir zone is not measurable by the thermocouple, so in general the best fit curve for estimating the function is when the modeling is based on parameters that minimize the error function. To implement the multiple linear regression method, the error function was introduced to minimize the sum of the error squares and the error derivative was calculated in relation to the parameters of tool rotation speed, welding speed and distance from the center of the stir zone. Therefore, multiple linear regression method was considered as the basic method and as a criterion with other methods. According to the results obtained from the prediction in the center of the stir zone, the temperature difference in all three methods is desirable and negligible. The maximum temperature difference of multiple linear regression method with multivariate Lagrangian method in all nodes was 18.8 °C and multiple linear regression method with linear extrapolation method was 26.36 °C. Therefore, the multivariate Lagrangian interpolation method is less different than the linear extrapolation method in the center of the stir zone and is more accurate.

Keywords: Duplex stainless steel, Friction stir welding, Multivariate lagrangian interpolation, Linear extrapolation, Multiple linear regression.

1- مقدمه

مناسب برای اتصال فولادهای زنگ نزن دوفازی مورد استفاده قرار گیرد [5 و 6]. دمای ناشی از جوشکاری اصطکاکی - اختلاطی نقش مهمی در تحولات ریزساختاری در مناطق مختلف دارد. از طرفی اندازه گیری و کنترل دما به خصوص در منطقه اختلاط یکی از چالش های موجود در جوشکاری اصطکاکی - اختلاطی محسوب می شود. درونیابی روشی است که با کمک اطلاعات محدود می توان تابعی معرفی کرد که منحنی آن از تمام نقاط عبور کند. هدف از روش های درونیابی، معرفی تابعی است که علاوه بر توجیه نمونه های گسسته، منجر به یک سری اطلاعات جدید منطبق بر واقعیت شود. از این رو در بسیاری از پیش بینی ها، برآوردها، تقریب ها و آزمایش ها می توان از روش های درونیابی بهره جست. از جمله

فولادهای زنگ نزن دوفازی آلیاژی بر پایه آهن و شامل 50% فریت (α) و 50% آستنیت (γ) می باشند، بنابراین ویژگی های مفید هر دو نوع فولاد زنگ نزن آستنیتی و فریتی نظیر شکل پذیری مناسب، استحکام کششی و خستگی بالا، مقاومت مناسب در برابر خوردگی و تافنس خوب حتی در دماهای پایین را دارا هستند. خواص اشاره شده فوق هنگامی در فولادهای زنگ نزن دوفازی به دست می آید که نسبت فریت به آستنیت نزدیک به 50:50 بوده و سایر فازهای مضر نظیر رسوبات نیتريد کروم (Cr_2N) و سیگما (σ) وجود نداشته باشند [1-4]. جوشکاری اصطکاکی - اختلاطی یکی از روش های جوشکاری حالت جامد است که می تواند به عنوان یک گزینه

سرعت‌های جوشکاری متفاوت مطابق جدول (2) تحت جوشکاری اصطکاکی - اختلاطی قرار گرفتند. زاویه ابزار با قطعه کار در حین جوشکاری در تمامی نمونه‌ها سه درجه در نظر گرفته شده است. برای اندازه‌گیری دما در فواصل مختلف (5، 9 و 13 میلیمتر) از خط مرکزی جوش (مرکز منطقه اختلاط) در حین جوشکاری از ترموکوپل سه کاناله استفاده شد. سیم‌های ترموکوپل از زیر پشت بند و از طریق سوراخ‌های تعبیه شده در فاصله‌های مشخص از خط مرکزی جوش در قطعه کار قرار داده شدند. ترموکوپل مورد استفاده دارای این قابلیت بود که دما را در هر ثانیه برای سه نقطه اندازه‌گیری کند. نحوه قرار گرفتن سیم‌های ترموکوپل به صورت شماتیک در شکل (1) آورده شده است.

در این پژوهش ابتدا روش لاگرانژ تک متغیره به حالت لاگرانژ سه متغیره بسط داده می‌شود. برآورد دما براساس متغیرهای مستقل سرعت دورانی ابزار، سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط صورت می‌گیرد. سپس تابع درونیاب لاگرانژ سه متغیره برای برآورد متغیر وابسته دما معرفی می‌شود. در ادامه از روش برونابی خطی برای تخمین تابع دما در نقطه‌ای بیرون از دامنه تعریف (مرکز منطقه اختلاط) استفاده می‌شود. علت استفاده از روش برونابی خطی، یکنوایی (صعودی یا نزولی) داده‌های جدول اندازه‌گیری نسبت به متغیر دما می‌باشند. به عبارت دیگر داده‌ها از نوع هموار (smooth) می‌باشند و در دسته داده‌های نویزی یا سینوسی قرار نمی‌گیرند. نهایتاً از روش رگرسیون خطی چندگانه برای تخمین دما در خارج از بازه و در مرکز منطقه اختلاط استفاده می‌شود. بدین منظور ابتدا در سطح خطای 5 درصد معنی دار بودن همزمان چند متغیر مستقل با مقایسه دو مدل کامل (F) و مدل کاهش‌یافته (R) بدست می‌آید. سپس بر مبنای مدل کامل یا کاهش‌یافته بر اساس رد یا پذیرش فرض H_0 ، یک مدل رگرسیون خطی چند گانه معرفی گردد. مهمترین هدف در این پژوهش برآورد دما در مرکز منطقه اختلاط است که به وسیله ترموکوپل قابل اندازه‌گیری نیست. بنابراین با بکارگیری روش‌های عددی مانند روش درونیابی لاگرانژ و برونابی خطی و همچنین روش‌های آماری مانند روش رگرسیون خطی چندگانه دما در نقطه $y=0$ mm تخمین زده می‌شود.

روش‌هایی که به کمک توابع چند جمله‌ای درونیابی می‌شوند، می‌توان به روش Sauer اشاره کرد که روش درونیابی تک متغیره را به چند متغیره تعمیم می‌دهد [7 و 8]. کیم و همکاران دو مدل تحلیل رگرسیون خطی و غیرخطی برای فرآیند جوشکاری قوسی فلز - گاز پیشنهاد دادند و عوامل تاثیرگذار در تخمین کیفیت مطلوب جوش را شدت جریان و ولتاژ معرفی کرده‌اند [9 و 10]. Gülerüz ارتباط بین پارامترهای جوشکاری اصطکاکی - اختلاطی و سختی را در اتصال فولادهای فریتی مدلسازی و بهینه‌سازی کرده است [11]. آقاجانی و همکاران نحوه جریان و اختلاط مواد را در جوشکاری اصطکاکی - اختلاطی مدل‌سازی کرده‌اند [12].

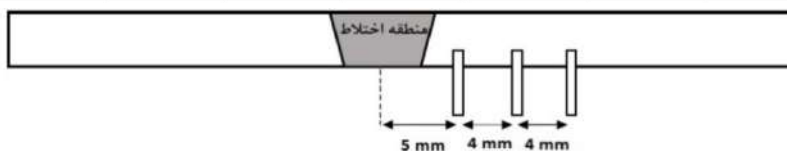
Chen و همکاران با تجزیه و تحلیل حرارتی - مکانیکی سه بعدی بر پایه روش دینامیک سیالات محاسباتی به بررسی فرآیند جوشکاری اصطکاکی - اختلاطی پرداخته‌اند [13]. آنها فصل مشترک ابزار و قطعه کار را از منظر تکنیکی با استفاده از روش دینامیک مش بررسی کرده‌اند. Xiao و همکاران یک روش بدون شبکه برای تجزیه و تحلیل انتقال حرارت گذرا در طول فرآیند جوشکاری اصطکاکی - اختلاطی توسعه دادند. آنها یک مدل منبع حرارتی مبتنی بر اصطکاک چسبنده برای توصیف تولید حرارت بکار گرفتند، سپس از یک تقریب برای تعیین معادله حاکم بر انتقال حرارت استفاده کرده‌اند [14]. در این پژوهش تابع دمای لاگرانژ چند متغیره برحسب پارامترهای سرعت دورانی ابزار، سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط در جوشکاری اصطکاکی - اختلاطی فولادهای زنگ‌نزن دوفازی تعمیم داده شده است. سپس برآورد دما با استفاده از روش‌های برونابی و رگرسیون خطی چندگانه در مرکز منطقه اختلاط جوش فولادهای دوفازی صورت گرفته است. همچنین برای بررسی معنی دار بودن همزمان ضرایب رگرسیون و تاثیر متغیرهای مستقل موجود در آن، مدل‌های کامل و کاهش‌یافته با یکدیگر مقایسه می‌شوند.

2- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از فولاد زنگ‌نزن دو فازی (UNS S32205) با ترکیب شیمیایی موجود در جدول (1) استفاده شده است. نمونه‌ها با سرعت‌های دورانی ابزار مختلف و همچنین

جدول 1 - ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن دوفازی (UNS S32205) مورد استفاده در این تحقیق (درصد وزنی)

S	P	N	Mo	Ni	Cr	Mn	Si	C
۰/۰۰۱	۰/۰۳	۰/۱۲	۳/۵۵	۵/۰۱	۲۲/۵۶	۱/۱۷	۰/۵	۰/۰۲



شکل 1- نحوه قرار گرفتن سیم های ترموکوپل در نمونه ها

جدول 2 - دمای اندازه گیری شده در فواصل مختلف از مرکز منطقه اختلاط

سرعت دورانی ابزار (rpm)	سرعت جوشکاری ($\frac{mm}{min}$)	دمای اندازه گیری شده (°C)		
		۵ mm	۹ mm	۱۳ mm
۲۰۰	۴۰	۱۰۲۰	۹۰۰	۷۷۶
۲۰۰	۸۰	۹۲۰	۸۱۳	۷۰۷
۲۰۰	۱۲۰	۸۳۰	۷۱۹	۵۸۸
۴۰۰	۴۰	۱۱۱۵	۱۰۰۲	۹۰۶
۴۰۰	۸۰	۱۰۱۷	۸۹۹	۷۸۶
۴۰۰	۱۲۰	۹۲۵	۸۰۹	۶۸۸
۶۰۰	۴۰	۱۲۴۰	۱۱۴۰	۱۰۶۰
۶۰۰	۸۰	۱۱۵۸	۱۰۷۱	۹۹۶
۶۰۰	۱۲۰	۱۰۱۴	۸۸۸	۷۴۷

که در آن ضرایب مجهول در $p(x)$ ، (x_1, \dots, x_m) یک m تایی از متغیرهای مستقل $e_i = (e_1(i), \dots, e_m(i))$ یک بردار صحیح منفی است، که هر درایه آن بر اساس رابطه (3) می تواند عددی بین صفر تا n باشد:

$$e_i \cdot 1 = \sum_{j=1}^m e_j(i) \leq n \quad (3)$$

فرض کنید تابع دما $T(w_i, V_j, y_k)$ در $(m+1)$ نقطه مجزا برای سرعت دورانی ابزار، $(n+1)$ نقطه برای سرعت جوشکاری و در $(p+1)$ فاصله از مرکز منطقه اختلاط تعریف شده باشد. $L_j(w)$ تابع چندجمله ای لاگرانژ سرعت دورانی ابزار، $L_j(V)$ تابع چندجمله ای لاگرانژ سرعت جوشکاری و $L_j(y)$ تابع چندجمله ای لاگرانژ فاصله از مرکز منطقه اختلاط می باشد، که در روابط (4) الی (6) آورده شده است.

$$L_j(\omega) = \frac{(\omega - \omega_0)(\omega - \omega_1) \dots (\omega - \omega_{j-1})(\omega - \omega_{j+1}) \dots (\omega - \omega_m)}{(\omega_i - \omega_0)(\omega_i - \omega_1) \dots (\omega_i - \omega_{j-1})(\omega_i - \omega_{j+1}) \dots (\omega_i - \omega_m)} \quad (4)$$

3- نتایج و بحث

3-1- روش درون یابی چند متغیره لاگرانژ

یکی از روش های مهم در تعیین چند جمله ای درونیاب، روش لاگرانژ است. فرض کنید $n+1$ نقطه متمایز $(x_0, f_0), \dots, (x_n, f_n)$ داده شده باشند، آنگاه چند جمله ای درونیاب به صورت

$$l_i(x) = \prod_{\substack{j=0 \\ j \neq i}}^n \frac{x - x_j}{x_i - x_j}$$

است. اگر $F = f(x_1, \dots, x_m)$ یک تابع m متغیره باشد آنگاه F را حداکثر از درجه n گویند هرگاه از مجموعه جملاتی به شکل $x_1^{n_1} x_2^{n_2} \dots x_m^{n_m}$ تشکیل شده باشد بطوری که در رابطه (1) صدق کند:

$$n_1 + n_2 + \dots + n_m \leq n, \quad n_1, n_2, \dots, n_m \in \mathbf{N} \cup \{0\} \quad (1)$$

بعبارت دیگر چند جمله ای درونیاب $p(x)$ باید بر اساس رابطه (2) باشد:

$$p(x) = \sum_{i=0}^n \sum_{j=0}^{n-i} a_{ij} X^e_i \quad (2)$$

جوشکاری 40 mm/min در جدول (3) آورده شده است. با توجه به خاصیت روش های درونیابی، تابع درونیاب از تمامی نقاط جدولی عبور می کند. بنابراین در شرایط یکسان مقدار دمای تخمین زده شده با روش لاگرانژ چند متغیره برای هر 27 نقطه جدولی با داده های جدول (2) دقیقاً برابر است. به عبارت دیگر خطا در گره ها صفر می باشند. برای مثال دما به روش لاگرانژ در گره ای با سرعت دورانی ابزار 400 rpm و سرعت جوشکاری 80 mm/min در فاصله 5 mm از مرکز جوش برابر 1017 °C می باشد که با داده متناظر آن جدول دقیقاً یکسان است. بنابراین برای بررسی رفتار تابع درونیاب لاگرانژ سه متغیره در نقاط دیگری از دامنه تعریف به غیر از گره ها دما تخمین زده شده است (جدول (3)).

3-2- روش برونابی

از آنجایی که مرکز منطقه اختلاط جوش ($y = 0$) متعلق به دامنه تعریف نقاط درونیابی شده نمی باشد، بنابراین بهتر است برای برآورد دما در خارج از دامنه تعریف از روش های دیگر مانند برونابی و رگرسیون خطی چندگانه استفاده کرد.

فرض کنید $\bar{y} \notin [y_0, y_n]$ ، به عبارت دیگر نقطه \bar{y} خارج از فاصله مرکز منطقه اختلاط قرار داشته باشد. برای بدست آوردن چندجمله ای درونیاب گذرنده از نقاط $[y_k, T_k]$ و $[y_{k+1}, T_{k+1}]$ از روش تفاضلات تقسیم شده نیوتون بر اساس روابط (11) و (12) استفاده شد:

$$T = T_k + (y - y_k) f[y_k, y_{k+1}] \quad (11)$$

$$T = T_k + \frac{(y - y_k)}{y_{k+1} - y_k} (T_{k+1} - T_k) \quad (12)$$

از لحاظ هندسی رابطه (12) نشان دهنده خط گذرنده از نقاط $[y_k, T_k]$ و $[y_{k+1}, T_{k+1}]$ می باشد. برای برآورد دما، در نقطه $\bar{y} < y_0$ با قرار دادن $k = 0$ در رابطه (13)، رابطه (14) بدست آمده است.

$$T = T_0 + \frac{(y - y_0)}{y_1 - y_0} (T_1 - T_0) \quad (13)$$

و در حالتی $\bar{y} > y_n$ باشد، با قرار دادن $k = n - 1$ در رابطه (13)، رابطه (14) حاصل می شود.

$$L_j(V) = \frac{(V - V_0)(V - V_1) \dots (V - V_{j-1})(V - V_{j+1}) \dots (V - V_n)}{(V_j - V_0)(V_j - V_1) \dots (V_j - V_{j-1})(V_j - V_{j+1}) \dots (V_j - V_n)} \quad (5)$$

$$L_j(y) = \frac{(y - y_0)(y - y_1) \dots (y - y_{j-1})(y - y_{j+1}) \dots (y - y_n)}{(y_j - y_0)(y_j - y_1) \dots (y_j - y_{j-1})(y_j - y_{j+1}) \dots (y_j - y_n)} \quad (6)$$

تابع دما بر حسب متغیرهای مستقل سرعت دورانی ابزار، سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط در نظر گرفته شده است. سرعت های دورانی ابزار $\omega_0, \omega_1, \omega_2$ به ترتیب 200، 400 و 600 بر حسب rpm سرعت های جوشکاری V_0, V_1, V_2 به ترتیب 40، 80 و 120 بر حسب mm/min و دماهای اندازه گیری شده از مرکز منطقه اختلاط در فواصل y_0, y_1, y_2 به ترتیب با مختصات 5، 9 و 13 بر حسب mm می باشند، که در جدول (2) آورده شده است. برای محاسبه تابع درونیاب ابتدا $L(\omega_i), L(v_j), L(y_k)$ بر مبنای دماهای اندازه گیری شده بر اساس روابط (7) الی (9) بدست آمده است.

$$L(\omega_0) = \frac{(\omega - 400)(\omega - 600)}{(200 - 400)(200 - 600)}, L(\omega_1) = \frac{(\omega - 200)(\omega - 600)}{(400 - 200)(400 - 600)}, L(\omega_2) = \frac{(\omega - 200)(\omega - 400)}{(600 - 200)(600 - 400)} \quad (7)$$

$$L(v_0) = \frac{(v - 80)(v - 120)}{(40 - 80)(40 - 120)}, L(v_1) = \frac{(v - 40)(v - 120)}{(80 - 40)(80 - 120)}, L(v_2) = \frac{(v - 40)(v - 80)}{(120 - 40)(120 - 80)} \quad (8)$$

$$L(y_0) = \frac{(y - 9)(y - 13)}{(5 - 9)(5 - 13)}, L(y_1) = \frac{(y - 5)(y - 13)}{(9 - 5)(9 - 13)}, L(y_2) = \frac{(y - 5)(y - 9)}{(13 - 5)(13 - 9)} \quad (9)$$

پس از به دست آوردن چند جمله ای های لاگرانژ $L(\omega_i), L(v_j), L(y_k)$ دما (در فاصله 5 تا 13 میلیمتر) بر حسب تابع درونیاب چند متغیره به صورت رابطه (10) بدست آمده است.

$$T(w, v, y) = \sum_{i=0}^m \sum_{j=0}^n \sum_{k=0}^p L(\omega_i) L(v_j) L(y_k) T(\omega_i, v_j, y_k) \quad (10)$$

تابع دما در رابطه (10) به صورت مجموع حاصل ضرب چندجمله ای های لاگرانژ سرعت دورانی ابزار، سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط در دمای متناظر آن نقطه می باشد. به عنوان مثال دمای پیش بینی شده در فواصل 5، 8 و 11 میلیمتر از مرکز منطقه اختلاط بر اساس رابطه (10) برای گره ای با سرعت دورانی ابزار 300 rpm و سرعت

جدول 3- مقایسه دمای پیش بینی شده و اندازه گیری شده در فواصل مختلف

سرعت دورانی (rpm)	سرعت جوشکاری ($\frac{mm}{min}$)	دما از مرکز منطقه اختلاط در فواصل مختلف ($^{\circ}C$)					
		5 mm		8 mm		11 mm	
		پیش بینی شده با تابع لاگرانژ	اندازه گیری شده	پیش بینی شده با تابع لاگرانژ	اندازه گیری شده	پیش بینی شده با تابع لاگرانژ	اندازه گیری شده
300	40	1063/7	1071	974/99	963	891/15	882

جدول 4 - دمای برآورد شده به روش برونیابی خطی در مرکز منطقه اختلاط

سرعت دورانی ابزار (rpm)	سرعت جوشکاری ($\frac{mm}{min}$)	دمای برآورد شده در مرکز منطقه اختلاط ($^{\circ}C$)
200	40	1170
200	80	1053/75
200	120	968/75
400	40	1256/25
400	80	1164/5
400	120	1070
600	40	1365
600	80	1266/75
600	120	1171/5

در برخی موارد به جای بررسی صحت معنی داری ضرایب رگرسیون به طور جداگانه ($H_0: b_k = 0, H_1: b_k \neq 0$) و می توان از مدل های تاثیر متغیرهای مستقل موجود در آن، می توان از مدل های کامل و کاهش یافته استفاده کرد. مدل کامل شامل کلیه متغیرهای مستقل و وابسته است. متغیرهای مستقل شامل سرعت دورانی ابزار (ω) بر حسب rpm، سرعت جوشکاری (v) بر حسب mm/min، فاصله از مرکز منطقه اختلاط (y) بر حسب mm و متغیر وابسته دما (T) بر حسب ($^{\circ}C$) در نظر گرفته شده است. بنابراین مدل کامل به صورت ترکیب خطی از متغیرهای مستقل و مقدار ثابت (β_0) به صورت $T_F = b_0 + b_1\omega + b_2v + b_3y$ می باشد. در مدل کاهش یافته با فرض صفر بودن همزمان متغیرهای سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط (ضرایب β_2, β_3)، متغیر دما به صورت یک ترکیب خطی از $T_R = \beta_0 + \beta_1\omega$ خواهد بود. فرض H_0 یعنی متغیرهای سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط تاثیری در ساخت معادله رگرسیون چندگانه ندارند در حالیکه فرض H_1 بیانگر این موضوع است که حداقل یکی از

$$T = T_{n-1} + \frac{(y - y_{n-1})}{y_n - y_{n-1}} (T_n - T_{n-1}) \quad (14)$$

بنابراین از روابط (13) و (14) می توان برای برونیابی نقاط خارج از بازه درونیاب استفاده نمود. نتایج آورده شده در جدول (4) با استفاده از رابطه (13) حاصل شده است. بیشترین دما در مرکز منطقه اختلاط $1365^{\circ}C$ با سرعت دورانی ابزار 600 rpm و سرعت جوشکاری 40 mm/min و کمترین دمای بدست آمده $968/75^{\circ}C$ با سرعت دورانی ابزار 200 rpm و سرعت جوشکاری 120 mm/min می باشد.

3-3- روش رگرسیون خطی چند گانه

روش رگرسیون خطی چندگانه، یک روش برای تحلیل رابطه یک متغیر وابسته و چند متغیر مستقل می باشد. هدف از اجرای این روش بکارگیری متغیرهای مستقل برای پیش بینی متغیر وابسته است. به یک ترکیب خطی از متغیرهای مستقل که بهترین پیشگویی را از متغیر وابسته انجام دهند، معادله رگرسیون یا مدل رگرسیونی گفته می شود.

جدول 5- نتایج آنالیز واریانس برای دمای نمونه جوشکاری شده بر اساس فرآیند مدل کامل

مدل کامل	مجموع مربعات	درجه آزادی	میانگین مربعات	توزیع F	Sig.
رگرسیون	۶۶۱۷۹۴/۸۳۳	۳	۲۲۰۵۹۸/۲۷۸	۲۶۹/۸۹۵	۴/۶۲۷۲E-۱۸
باقی مانده	۱۸۷۹۹/۰۱۹	۲۳	۸۱۷/۳۴۹	-----	-----
جمع کل	۶۸۰۵۹۳/۸۵۲	۲۶	-----	-----	-----

جدول 6- نتایج آنالیز واریانس برای دمای نمونه جوشکاری شده بر اساس فرآیند کاهش یافته

مدل کامل	مجموع مربعات	درجه آزادی	میانگین مربعات	توزیع F	Sig.
رگرسیون	۲۳۱۴۲۶/۷۲۲	۱	۲۳۱۴۲۶/۷۲۲	۱۲/۸۸۱	۰,۰۰۱۴۱۱
باقی مانده	۴۴۹۱۶۷/۱۳۰	۲۵	۱۷۹۶۶/۶۸۵	-----	-----
جمع کل	۶۸۵۹۳/۸۵۲	۲۶	-----	-----	-----

بنابراین آماره آزمون F^* باید از رابطه (16) محاسبه شود.

$$F^* = \frac{\frac{SSE(R) - SSE(F)}{df(R) - df(F)}}{\frac{SSE(F)}{df(F)}} \quad (16)$$

با توجه به آنالیز واریانس درجه آزادی SSE معادل n-p است. p تعداد پارامترهای موجود (تعداد متغیرها و مقادیر ثابت) در مدل رگرسیون است. بنابراین تفاوت درجه آزادی SSE(F) و SSE(R) برابر تعداد پارامترهایی است که در فرضیه صفر برابر صفر در نظر گرفته شده است و قاعده تصمیم گیری بر مبنای برقراری یکی از دو شرط (الف) و (ب) به صورت زیر می باشد:

الف) اگر $F^* \leq F(a, df(R) - df(F), df(F))$ باشد

پذیرفته و H_1 رد می شود.

ب) اگر $F^* > F(a, df(R) - df(F), df(F))$ باشد H_0

رد شده و H_1 پذیرفته می شود.

برای بررسی پذیرش یا رد آزمون H_0 از آنالیز واریانس برای مدل های کامل و کاهش یافته استفاده شد که نتایج آن در

جدول (5) و (6) آورده شده است.

بنا به نتایج جدول (5) SSE(R) (مجموع مربعات خطا مدل

کامل) برابر 18799/019 و درجه آزادی مدل کامل ($df(F)$)

برابر 23 به دست آمده است.

متغیرهای سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط در معادله رگرسیون نقش دارند. بطور خلاصه فرض H_0 و H_1 به صورت رابطه (15) خواهد بود.

$$\begin{cases} H_0 : b_2 = b_3 = 0 \\ H_1 : \exists j \quad b_j \neq 0 \end{cases} \quad (15)$$

برای مقایسه دو مدل کامل (F) و مدل کاهش یافته (R)، از مجموع مربعات خطاهای (SSE) دو مدل استفاده شده است. از طرفی در مدل کامل به علت بیشتر بودن تعداد متغیرها، خطای بدست آمده بیشتر از خطای مدل کاهش یافته نیست. بعبارت دیگر همواره $SSE(F) \leq SSE(R)$ برقرار است. برای بررسی تاثیر متغیرهای مستقل یکی از دو حالت زیر رخ خواهد داد:

حالت اول) اگر مجموع مربعات خطای مدل کامل SSE(F) خیلی کوچکتر از خطای مدل کاهش یافته SSE(R) نباشد، بدین معنی است که متغیرهای اضافی در مدل کامل، به کاهش خطای مدل کاهش یافته SSE(R) کمکی نمی کند که باعث بهبود مدل گردد.

حالت دوم) اگر SSE(F) خیلی کوچکتر از SSE(R) باشد، در این صورت وجود متغیرهای سرعت جوشکاری (v) و فاصله از مرکز منطقه اختلاط (y) در مدل کامل به کاهش خطا و تقریب رگرسیونی بهتر کمک کرده و موجب بهبود مدل می شوند.

جدول 7- دمای برآورد شده به روش تابع رگرسیون خطی چندگانه

سرعت دورانی (rpm)	سرعت جوشکاری ($\frac{mm}{min}$)	دما برآورد شده در فواصل مختلف از مرکز منطقه اختلاط ($^{\circ}C$)		
		5mm	9mm	13mm
200	40	1021/4	911/07	800/80
200	80	912/95	802/67	692/40
200	120	804/55	694/27	584
400	40	1134/8	1024/5	914/20
400	80	1026/4	916/07	805/80
400	120	917/95	807/67	697/40
600	40	1248/2	1137/9	1027/6
600	80	1139/8	1029/5	919/20
600	120	1031/4	921/07	810/80

$$T(w, v, y) = (b_0 + b_1 w + b_2 v + b_3 y) \quad (19)$$

حال برای رسیدن به تابعی بر حسب مجموع مقدار مربعات خطاها، رابطه (20) تعریف می شود.

$$S = \sum_{i=1}^n e_i^2 = \sum_{i=1}^n (b_0 + b_1 w + b_2 v + b_3 y - T_i)^2 \quad (20)$$

شرط لازم برای پیدا کردن S_{\min} آن است که $\partial S / \partial \beta_j = 0, j=0,1,2,3$ باشد. با پیاده سازی این شرط یک دستگاه 4 معادله و 4 مجهول به صورت رابطه (21) معرفی می شود.

$$\begin{aligned} \frac{\partial S}{\partial b_0} = 0 &\Rightarrow b_0 \sum_{i=1}^{27} 1 + b_1 \sum_{i=1}^{27} w_i + b_2 \sum_{i=1}^{27} v_i + b_3 \sum_{i=1}^{27} y_i = \sum_{i=1}^{27} T_i \\ \frac{\partial S}{\partial b_1} = 0 &\Rightarrow b_0 \sum_{i=1}^{27} w_i + b_1 \sum_{i=1}^{27} w_i^2 + b_2 \sum_{i=1}^{27} w_i v_i + b_3 \sum_{i=1}^{27} w_i y_i = \sum_{i=1}^{27} T_i w_i \\ \frac{\partial S}{\partial b_2} = 0 &\Rightarrow b_0 \sum_{i=1}^{27} v_i + b_1 \sum_{i=1}^{27} w_i v_i + b_2 \sum_{i=1}^{27} v_i^2 + b_3 \sum_{i=1}^{27} v_i y_i = \sum_{i=1}^{27} T_i v_i \\ \frac{\partial S}{\partial b_3} = 0 &\Rightarrow b_0 \sum_{i=1}^{27} y_i + b_1 \sum_{i=1}^{27} w_i y_i + b_2 \sum_{i=1}^{27} v_i y_i + b_3 \sum_{i=1}^{27} y_i^2 = \sum_{i=1}^{27} T_i y_i \end{aligned} \quad (21)$$

پس از حل دستگاه (رابطه (21)) مقادیر $\beta_0=11.54.199$ ، $\beta_1=0.567$ ، $\beta_2=2.710$ ، $\beta_3=27.569$ معین شد.

بطور مشابه جدول آنالیز واریانس برای مدل کاهش یافته به صورت جدول (6) می باشد که با حضور تنها یک متغیر مستقل سرعت دورانی ابزار (ω) بر حسب rpm، مجدد اجرا شده است. با توجه به جدول (6)، $SSE(R)$ (مجموع مربعات مدل کاهش یافته) برابر $449167/130$ ، درجه آزادی $df(R)$ مدل کاهش یافته برابر 25 است.

پس از محاسبه مجموع مربعات مدل کامل و کاهش یافته در جداول (5) و (6)، آماره آزمون F^0 به صورت رابطه (17) قابل محاسبه است.

$$F^* = \frac{\frac{SSE(R) - SSE(F)}{df(R) - df(F)}}{\frac{SSE(F)}{df(F)}} = \frac{449167.130 - 18799.019}{25 - 23} \div \frac{18799.019}{23} = 263.4960129037 \quad (17)$$

$$F^* = 263.496 > F(0.05, 2, 23) = 3/4221 \quad (18)$$

از آنجا که در رابطه (18)، $F^0 > F(0.05, 2, 23)$ ، شرط (ب) در قاعده تصمیم گیری برقرار شده است. بنابراین فرضیه H_0 رد و فرضیه H_1 مورد پذیرش قرار می گیرد تا مدل رگرسیون دما به صورت ترکیبی از متغیرهای مستقل سرعت دورانی ابزار، سرعت جوشکاری، فاصله از مرکز اختلاط و مقدار ثابت (β_0) به صورت رابطه (19) معرفی گردد.

جدول 8 - دمای برآورد شده با استفاده از روش رگرسیون خطی چندگانه در مرکز منطقه اختلاط

سرعت دورانی ابزار (rpm)	سرعت جوشکاری ($\frac{mm}{min}$)	دمای برآورد شده در مرکز منطقه اختلاط ($^{\circ}C$)
200	40	1159/2
200	80	1050/8
200	120	942/39
400	40	1272/6
400	80	1164/2
400	120	1055/8
600	40	1386/0
600	80	1277/6
600	120	1169/2

جوشکاری شده با سرعت دورانی ابزار 200 rpm و سرعت جوشکاری 120 mm/min است.

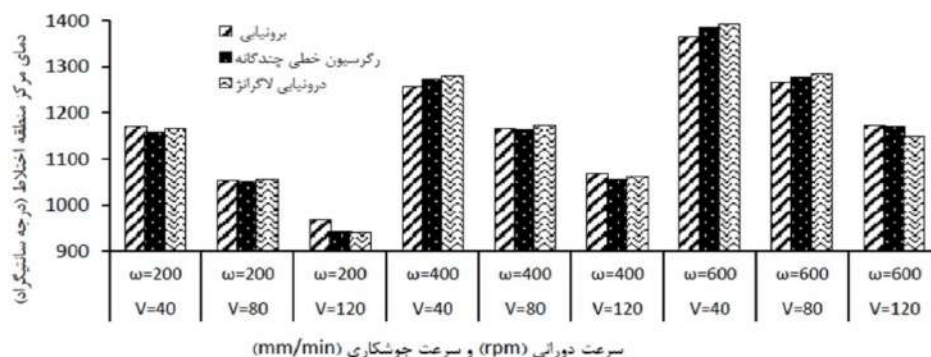
شکل (2) دمای برآورد شده در مرکز منطقه اختلاط را به کمک روش های لاگرانژ، برون یابی خطی و رگرسیون چندگانه نشان می دهد. همانطور که در شکل (2) مشاهده می شود توابع برآورد کننده دما در روش های برون یابی خطی، درونیابی لاگرانژ سه متغیره و روش رگرسیون چندگانه خطی نسبت به متغیر سرعت دورانی ابزار تابعی صعودی (افزایشی) می باشند، زیرا با افزایش (کاهش) متغیر سرعت دورانی ابزار و با فرض ثابت ماندن متغیرهای سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط، دما افزایش (کاهش) می یابد. بطور مشابه توابع برآورد کننده دما در هر سه روش نسبت به متغیرهای سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط تابعی نزولی (کاهشی) است. از آنجا که مبنای روش های رگرسیونی بر پایه حداقل کردن مجموع مربعات خطاها است، بنابراین این روش می تواند به عنوان معیاری مناسب برای دقت و ارزیابی سایر روش ها از جمله روش های برون یابی خطی و روش لاگرانژ سه متغیره در نظر گرفته شود که در جدول (9) این مقایسه صورت گرفته شده است.

جدول (9) اختلاف دمای برآورد شده در روش رگرسیون خطی چندگانه با روش های برون یابی خطی و روش لاگرانژ سه

بنابراین معادله رگرسیون دما بر حسب سرعت دورانی ابزار بر حسب rpm سرعت جوشکاری بر حسب mm/min و فاصله از مرکز منطقه اختلاط بر حسب mm رابطه (22) بدست آمد.

$$T(w,v,y) = (1154.199 + 0.567w - 2.710v - 27.569y) \quad (22)$$

با توجه به رابطه (22)، تابع دما نسبت به متغیر مستقل سرعت دورانی ابزار یک تابع صعودی در دامنه تعریف است. همچنین تابع دما نسبت به متغیر مستقل سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط یک تابع نزولی در دامنه تعریف می باشد. در جدول (7) دماهای برآورد شده بر اساس رابطه (22) در فواصل مختلف از مرکز منطقه اختلاط با استفاده از تابع رگرسیون خطی چندگانه آورده شده است. حال برای به دست آوردن دمای برآورد شده در مرکز منطقه اختلاط بر اساس روش رگرسیون خطی چندگانه، y را در رابطه (22) برابر صفر قرار می دهیم. دماهای به دست آمده در جدول (8) آورده شده است. با توجه به نتایج بدست آمده در جدول (8)، بیشترین دما در مرکز منطقه اختلاط در سرعت دورانی ابزار 600 rpm و سرعت جوشکاری 40 mm/min برابر $1386^{\circ}C$ بدست آمده است. همچنین حداقل دما به روش رگرسیون خطی چندگانه $942/39^{\circ}C$ بدست آمده است، که این دما برای نمونه



شکل 2- مقایسه دمای برآورد شده به کمک روش های لاگرانژ، برون یابی خطی و رگرسیون چندگانه

جدول 9- مقایسه خطای دمای برآورد شده روش رگرسیون خطی چندگانه با روش های دیگر در مرکز منطقه اختلاط

سرعت دورانی ابزار (rpm)	سرعت جوشکاری (mm/min)	اختلاف دمای برآورد شده برون یابی خطی در مرکز منطقه اختلاط با روش رگرسیون خطی (°C)	درصد خطای دمای برآورد شده برون یابی خطی در مرکز منطقه اختلاط با روش رگرسیون خطی	اختلاف دمای برآورد شده لاگرانژ در مرکز منطقه اختلاط با روش رگرسیون خطی (°C)	درصد خطای دمای برآورد شده لاگرانژ در مرکز منطقه اختلاط با روش رگرسیون خطی
200	40	10/8	0/93	5/17	0/44
200	80	2/95	0/28	4/35	0/41
200	120	26/36	2/79	1/77	0/18
400	40	16/35	1/28	7/55	0/59
400	80	0/3	0/025	7/33	0/62
400	120	14/2	1/34	7/16	0/67
600	40	2/1	1/51	7/12	0/51
600	80	10/85	0/84	6/02	0/47
600	120	2/3	0/19	18/8	1/60

همچنین کمترین اختلاف دما در روش لاگرانژ سه متغیره با روش رگرسیون چندگانه $1/77^{\circ}\text{C}$ در نمونه جوشکاری شده با سرعت دورانی ابزار 200 rpm و سرعت جوشکاری 120 mm/min است.

4- جمع بندی

در این پژوهش سه روش برای برآورد دمای منطقه اختلاط در جوشکاری اصطکاکی-اختلاطی فولادهای زنگ نزن دوفازی معرفی شد. متغیرهای مستقل شامل سرعت دورانی ابزار، سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط و متغیر وابسته دما در نظر گرفته شدند. از آنجا که مدل برآورد برای تخمین دما دارای سه متغیر مستقل و یک متغیر وابسته بود، روش درونیابی لاگرانژ از حالت تک متغیره به حالت سه متغیره تعمیم داده شد و تابع

متغیره را نشان می دهد. با توجه به نتایج بدست آمده در جدول (9)، حداکثر اختلاف دما در روش برون یابی خطی با روش رگرسیون چندگانه $26/36^{\circ}\text{C}$ در نمونه جوشکاری شده با سرعت دورانی ابزار 200 rpm و سرعت جوشکاری 120mm/min است. همچنین کمترین اختلاف دما در روش برون یابی خطی با روش رگرسیون چندگانه $0/3^{\circ}\text{C}$ در نمونه جوشکاری شده با سرعت دورانی ابزار 400 rpm و سرعت جوشکاری 80 mm/min می باشد. همچنین در جدول (9)، نتایج اختلاف دمای روش رگرسیون خطی چند گانه و روش لاگرانژ سه متغیره آورده شده است. حداکثر اختلاف دما در روش لاگرانژ سه متغیره با روش رگرسیون چندگانه $18/8^{\circ}\text{C}$ در نمونه جوشکاری شده با سرعت دورانی ابزار 600rpm و سرعت جوشکاری 120mm/min می باشد.

در روش برون‌یابی خطی با روش رگرسیون خطی چندگانه $26/36^{\circ}\text{C}$ بود که مربوط به نمونه جوشکاری شده با سرعت دورانی ابزار 200 rpm و سرعت جوشکاری 120mm/min است. نهایتاً حداکثر اختلاف دما در روش لاگرانژ سه متغیره با روش رگرسیون خطی چندگانه $18/8^{\circ}\text{C}$ مشخص شد که مربوط به نمونه جوشکاری شده با سرعت دورانی ابزار 600rpm و سرعت جوشکاری 120mm/min می باشد. بطور خلاصه، بهترین برازش منحنی در روش رگرسیون خطی چندگانه صورت گرفته است، زیرا در این روش شرط حداقل کردن مجموع مربعات خطا از مشاهدات (گره ها) لحاظ شده است. این در حالی است که این معیار در روش های برون‌یابی خطی و روش درونیابی لاگرانژ لحاظ نمی شود. از طرفی دمای مرکز منطقه اختلاط با ترموکوپل قابل اندازه گیری نیست، بنابراین روش رگرسیون خطی چند گانه به عنوان روش مبنا معرفی شده است. برای اینکه مشخص گردد که استفاده از تابع درونیاب لاگرانژ چند متغیره برای برآورد دما در نقاط بیرون از دامنه (در مرکز منطقه اختلاط) معتبر است یا خیر، تابع درونیاب لاگرانژ چند متغیره با روش رگرسیون خطی چندگانه مقایسه شد.

حداکثر اختلاف دمای روش رگرسیون خطی چندگانه با روش لاگرانژ چند متغیره در تمامی نقاط در مرکز منطقه اختلاط جوش تقریباً کمتر از 19°C محاسبه شده است. بنابراین استفاده از این روش برای نقاط خارج از دامنه نیز بلا مانع است. با توجه به نتایج بدست آمده روش لاگرانژ اختلاف کمتری نسبت به روش برون یابی خطی در مرکز منطقه اختلاط دارد و از دقت بیشتری برخوردار است.

تقدیر و تشکر

نتایج این مقاله حاصل از طرح پژوهشی درون دانشگاهی (شماره 17306) در دانشگاه سمنان با عنوان "تخمین دمای منطقه اختلاط در جوشکاری اصطکاکی-اختلاطی فولاد زنگ نزن دوفازی" می باشد که مورد حمایت معاونت پژوهشی و فناوری دانشگاه سمنان قرار گرفته است. بدین وسیله نویسندگان از همکاری و مساعدت های مادی و معنوی دانشگاه سمنان کمال تشکر و قدردانی را دارند.

دما به صورت مجموع حاصلضرب چندجمله ای های لاگرانژ سرعت دورانی ابزار، سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط در دمای متناظر آن نقطه معرفی شد. عبارت دیگر از لحاظ هندسی دامنه تعریف تابع لاگرانژ سه متغیره، مکعبی به اضلاع $\omega \in [200,600]$ ، $n \in [40,120]$ و $y \in [5,13]$ در نظر گرفته شد. همچنین از روش های برون‌یابی برای تخمین تابع دما در نقطه ای در خارج از دامنه تعریف استفاده شد. علت استفاده از روش برون‌یابی خطی در این پژوهش، عدم تعلق نقطه صفر به بازه 5mm تا 13mm بود. عبارت دیگر $y \in [5,13] \neq (y=0)$. بنابراین در صورت استفاده از تابع درونیاب در خارج از دامنه باید با احتیاط بیشتری عمل کرد و مقدار برآورد شده را با روش هایی مانند رگرسیون که بر مبنای حداقل کردن فاصله نقاط مشاهده شده از منحنی هستند مجدد بررسی کرد و چنانچه اختلاف از منظر متخصصین قابل اغماض بود، به آن استناد کرد. در روش سوم ابتدا معنی دار بودن همزمان چند ضریب رگرسیون با مقایسه دو مدل کامل و مدل کاهش یافته بدست آمد. مدل کامل شامل کلیه متغیرهای مستقل و متغیر وابسته در نظر گرفته شد. مدل کامل رگرسیون دما به صورت $T_F = b_0 + b_1w + b_2v + b_3y$ و مدل کاهش یافته با فرض صفر بودن همزمان متغیرهای سرعت جوشکاری و فاصله از مرکز منطقه اختلاط به صورت $T_R = b_0 + b_1w$ معرفی شد. نتایج بدست آمده حاکی از آن بود که هر سه متغیر مستقل نقش اساسی در ساختن معادله رگرسیونی داشته و نمی توان ضرایب β_2, β_3 را صفر در نظر گرفت. پس از رد شدن H_0 ، مدل کامل رگرسیون مورد تایید قرار گرفت. در ادامه با استفاده از روش حداقل نمودن مجموع مربعات خطا برای هر متغیر مستقل، یک دستگاه 4×4 معرفی و سپس دستگاه معادلات خطی حل شده و ضرایب $\beta_0, \beta_1, \beta_2, \beta_3$ برای برآورد دما و معرفی تابع رگرسیونی خطی چندگانه مشخص شد. با توجه به نتایج بدست آمده در هر سه روش، بیشترین دما در مرکز منطقه اختلاط در حالتی است که سرعت دورانی ابزار 600 rpm و سرعت جوشکاری 40 mm/min و کمترین دما در منطقه اختلاط زمانی است که سرعت دورانی ابزار 200rpm و سرعت جوشکاری 120mm/min است. همچنین بیشترین اختلاف دما

منابع

- [7] T. Sauer, "Computational aspects of multivariate polynomial interpolation", *Advances in Computational Mathematics*, 3, 219-237, 1995.
- [8] T. Sauer, Y. Xu, "On multivariate Lagrange interpolation", *Mathematics of Computation*, 64, 1147-1170, 1995.
- [9] I.S. Kim, K.J. Son, Y.S. Yang, P.K.D.V. Yaragada, "Sensitivity analysis for process parameters in GMA welding processes using a factorial design method", *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43, 763-769, 2003.
- [10] I.S. Kim, Y.J. Jeong, I.J. Son, I.J. Kim, J.Y. Kim, I.K. Kim, P.K. Yaragada, "Sensitivity analysis for process parameters influencing weld quality in robotic GMA welding process", *Journal of Materials Processing Technology*, 140, 676-681, 2003.
- [11] G. Güleriyüz, "Relationship between FSW parameters and hardness of the ferritic steel joints: Modeling and optimization", *Vacuum*, 178, 109449, 2020.
- [13] H. Aghajani Derazkola, A. Eyvazian, A. Simchi, "Modeling and experimental validation of material flow during FSW of polycarbonate", *Materials Today Communications*, 22, 100796, 2020.
- [14] G. Chen, G. Wang, Q. Shi, Y. Zhao, Y. Hao, S. Zhang, "Three-dimensional thermal-mechanical analysis of retractable pin tool friction stir welding process", *Journal of Manufacturing Processes*, 41, 1-9, 2019.
- [15] Y. Xiao, H. Zhan, Y. Gu, Q. Li, "Modeling heat transfer during friction stir welding using a meshless particle method", *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 104, 288-300, 2017.
- [1] M. Yousefieh, M. Shamanian, A. Saatchi, "Optimization of the pulsed current gas tungsten arc welding (PCGTAW) parameters for corrosion resistance of super duplex stainless steel (UNS S32760) welds using the Taguchi method", *Journal of Alloys and Compounds*, 509, 782-788, 2011.
- [2] P.S. Gowthaman, S. Jeyakumar, B.A. Saravanan, "Machinability and tool wear mechanism of Duplex stainless steel – A review", *Materials Today: Proceedings*, 26, 1423-1429, 2020.
- [3] M. Yousefieh, M. Shamanian, A. Saatchi, "Optimization of experimental conditions of the pulsed current GTA welding parameters for mechanical properties of SDSS UNS S32760 welds based on the Taguchi design method", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 21, 1978-1988, 2012.
- [4] سید محمد اهل سرمدی، مرتضی شمعیان، مسعود عطاپور، حسین ادريس، امیر بهجت، "بررسی رفتار خوردگی فلز پایه و مقاطع جوش ذوبی فولاد سوپر دو فازی UNS S32750"، *نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران*، سال سوم، شماره 1، صفحات 21-28، 1396.
- [5] S. Emami, T. Saeid, "A comparative study on the microstructure development of friction stir welded 304 austenitic, 430 ferritic, and 2205 duplex stainless steels", *Materials Chemistry and Physics*, 237, 121833, 2019.
- [6] S. Emami, T. Saeid, R.A. Khosroshahi, "Microstructural evolution of friction stir welded SAF 2205 duplex stainless steel", *Journal of Alloys and Compounds*, 739, 678-689, 2018.

تأثیر دمای اتصال دهی بر خصوصیات اتصال TLP مجموعه AISI 2205/BNi-3/AISI 2205

سید علیرضا بهشتی بافقی و مسعود مصلائی پور*

دانشکده معدن و متالورژی، دانشگاه یزد

(دریافت مقاله: 1399/07/07؛ پذیرش مقاله: 1399/09/30)

چکیده

در تحقیق حاضر از فرآیند اتصال دهی فاز مایع گذرا برای اتصال دهی فولاد زنگ نزن دوفازی AISI 2205 با لایه‌ی واسط آمورف BNi-3 استفاده شد. بر اساس بررسی‌های تجربی و تحلیلی اولیه، پارامترهای دما و زمان پیونددهی تعیین گردید. به منظور بررسی تأثیر دمای پیونددهی بر تغییرات ریزساختاری موضع اتصال، پیونددهی در گستره‌ی دمایی $1050-1200^{\circ}\text{C}$ به مدت 20 min انجام شد. مطالعات ریزساختاری و فازی انجام شده حاکی از تکمیل انجام هم‌دما و تشکیل محلول جامد یکدست نیکل در موضع مرکزی اتصال (منطقه‌ی متأثر از نفوذ) گردید. نفوذ درهم بین منطقه‌ی اتصال و فلز پایه‌ی اطراف، موجب تشکیل ترکیبات برآیدی و نیتزیدی در فلز پایه‌ی اطراف موضع اتصال بود که با افزایش دما از 1050°C به 1200°C مقدار ترکیبات بین‌فلزی مذکور به طور چشمگیری کاهش یافت (کاهش کسر سطحی رسوبات مذکور از 85% به 40%). ارزیابی استحکام برشی نمونه‌ها نشان داد که علی‌رغم تکمیل انجام هم‌دما در تمامی نمونه‌ها، استحکام برشی نمونه‌های اتصال داده شده به شدت متأثر از مقدار و مورفولوژی ترکیبات بین‌فلزی تشکیل شده در منطقه‌ی متأثر از نفوذ می‌باشد. با افزایش دمای پیونددهی به 1200°C و کاهش کسر سطحی ترکیبات بین‌فلزی تا 40% در منطقه متأثر از نفوذ، استحکام برشی نمونه‌های اتصال داده شده از 450 MPa در نمونه‌ی TLP شده در دمای 1050°C تا حدود 85% استحکام برشی فولاد پایه افزایش یافت.

کلمات کلیدی: اتصال فاز مایع گذرا، منطقه متأثر از نفوذ، AISI 2205، بوراید کروم، ریزساختار.

The effect of bonding temperature on the characteristics of TLP bonded joints in AISI 2205/BNi-3/AISI 2205 assembly

S. A. Beheshti Bafqi, M. Mosallae Pour

Department of Materials Engineering, Yazd university

(Received 28 September 2020 ; Accepted 20 December 2020)

Abstract

In the present study, the transient liquid phase bonding of AISI 2205 dual phase stainless steel with amorphous BNi-3 interlayer was carried out. Based on the initial experimental and analytical studies, the parameters of temperature and bonding time were determined. In order to investigate the effect of bonding temperature on the microstructural changes of the joint, bonding was performed in the temperature range of $1050-1200^{\circ}\text{C}$ for 20 min. The microstructural and phase analyses indicated the completion of isothermal solidification and the formation of a uniform Ni-solid solution in the bonding zone centerline. The interdiffusion between the bonding zone and the adjacent base metal resulted in the

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

formation of boride and nitride intermetallic compounds in the base metal adjacent to the bonding zone, which the area fraction of this intermetallics significantly decreased with increasing bonding temperature from 1050°C to 1200°C (reduction of the intermetallic area fraction from 85% to 40%). Evaluation of shear strength of samples showed that despite the completion of isothermal solidification in all samples and shear strength of bonded samples significantly depends of amount and morphology of intermetallic compounds on the transient liquid phase bonding shear strength. By increasing the bonding temperature to 1200°C and reducing the area fraction of intermetallic compounds up to 40% of the shear strength of the samples increased from 450 MPa of TLP bonded specimen of 1050°C to about 85% of base metal shear strength.

Keywords: Transient liquid phase bonding, Diffusion affected zone, AISI 2205, Cr-Boride, Microstructure.

1- مقدمه

مشابه [7]. یورتیسک و همکاران گزارش نمودند که استفاده از فرایندهای جوشکاری قوسی از قبیل GMAW، HPAW و PAW در فولاد AISI 2205 موجب برهم خوردن تعادل فازی در موضع اتصالدهی می شود. بنابراین گرادیان شدید حرارتی، گرم و سرد شدن بسیار سریع و موضعی و انجماد غیرتعادلی فلز جوش در فرایندهای جوشکاری ذوبی موجب تغییرات شدید ریزساختاری منطقه‌ی جوش ایجاد شده توسط فرایندهای جوشکاری قوسی می شود که این تغییرات افت خصوصیات ناحیه‌ی جوش قوسی را به همراه دارد [8].

از طرفی هرچند فرایندهای جوشکاری حالت جامد از قبیل جوشکاری نفوذی قابلیت ایجاد اتصالاتی بسیار کارآمد را دارا می باشند [9]، ولی مشکلات زیاد انجام این فرآیند، از قبیل مدت زمان بالای جوشکاری، نیاز به کیفیت بالای سطوح تماس و ... موجب محدودیت‌هایی در استفاده‌ی صنعتی از فرآیند جوشکاری حالت جامد می شود [10].

کنترل دقیق چرخه حرارتی و عدم نیاز به اعمال فشار زیاد و غیره، فرآیند اتصالدهی فاز مایع گذار (TLP) را به عنوان یک فرآیند با قابلیت بالا برای اتصالدهی فولادهای دوفازی مطرح نموده است. همچنین نظر به امکان انجماد هم‌دم‌ها حین این فرآیند موجب عدم تشکیل فازهای غیرتعادلی به دلیل جدایش حین سرد شدن و انجماد غیرتعادلی می گردد. بنابراین می توان انتظار داشت با انتخاب صحیح پارامترهای اتصالدهی TLP بتوان اتصالی مشابه با فلز پایه (از نظر ساختاری و خواص شیمیایی و مکانیکی) ایجاد نمود [11 و 12].

فولاد AISI 2205 یک فولاد زنگ‌نزن دوفازی آستنیتی - فریتی ($\delta + \gamma$) است که مجموعه‌ای از خواص هر دوفاز α و γ را با هم دارا می باشد. از مهم ترین خصوصیات این فولاد AISI 2205 می توان به استحکام بالا، مقاومت به خوردگی حرفه‌ای مطلوب بخصوص در محیط‌های کلریدی و غیره اشاره نمود [1]. این خواص منحصر به فرد، فولاد AISI 2205 را به عنوان فولادی مناسب برای کاربرد در صنایع مختلف مانند نیروگاه‌ها، صنایع نفت و گاز، کاغذسازی و ... معرفی نموده است [2].

اتصالدهی فولاد AISI 2205 در صنعت عمدتاً توسط فرایندهای جوشکاری قوسی انجام می شود، اما سیکل حرارتی شدید و موضعی همراه با این دسته از فرایندهای جوشکاری تاثیر مخربی بر توزیع یکنواخت فازهای α و γ در موضع اتصال دارد و در نتیجه افت خصوصیات ناحیه‌ی جوشکاری، مقاومت به خوردگی و استحکام را موجب می شود [3 و 4]. به عنوان مثال لی و همکاران [5]. در اتصال فولاد دوفازی DP780 با روش GMAW، رفتار تسلیم ناپیوسته اتصالات (جوش ایجاد شده) و تشکیل ناخالصی‌ها در موضع جوشکاری را گزارش نمودند. همچنین بررسی‌های چبک و همکاران [6]. در خصوص جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای فولاد دوفازی DP1000 حاکی از تشکیل فاز مارتنزیت به واسطه‌ی سردشدن سریع و ایجاد عیوبی از قبیل تخلخل و ترک در دکمه‌ی جوش و ناحیه متاثر از حرارت دکمه‌ی جوش بود که افت شدید خواص مکانیکی اتصال ایجاد شده را موجب می گردد. به طور

استفاده از لایه واسط Ni-15.2%Cr-4%B رسوبات BN در فصل مشترک فلز پایه و منطقه‌ی اتصال ایجاد شده که با افزایش زمان اتصال‌دهی مقدار فاز BN افزایش می‌یابد.

روه و لسی [17] در پژوهش اتصال‌دهی فولاد دوفازی UNS S32750 با استفاده از لایه واسط Fe-B-Si، گزارش نمودند خواص مکانیکی اتصالات ایجاد شده با افزایش دمای اتصال‌دهی از 1150°C به 1200°C بهبود می‌یابد، سختی ناحیه اتصال از حدود HV 330 به HV 250 کاهش می‌یابد و نیز استحکام برشی اتصال ایجاد شده در دمای 1200°C نسبت به دمای 1150°C، 28% افزایش یافته است.

تحقیقات انجام شده در مورد فرآیند TLP در فولادهای دوفازی بیشتر معطوف به تاثیر زمان اتصال‌دهی بر ویژگی‌های اتصال می‌باشد. با توجه به تحقیقات محدود ارائه شده در خصوص تاثیر دمای اتصال‌دهی بر اتصال TLP فولاد زنگ‌نزن دوفازی AISI 2205، در این پژوهش تغییرات ساختاری و خواص مکانیکی ایجاد شده به واسطه‌ی تغییرات دما در اتصال TLP مجموعه‌ی AISI 2205/BNi-3/AISI 2205 مورد پژوهش و تحلیل واقع شد. لازم به ذکر است با توجه به حساسیت فلز پایه به دمای پیونددهی تغییرات کسر سطحی فازهای آستنیت و فریت در فولاد AISI 2205 بر حسب تغییرات دما مورد بررسی دقیق قرار گرفت. تغییرات ساختاری ناحیه اتصال مورد آنالیزهای دقیق ریزساختاری و فازی واقع شد و شرایط مطلوب برای اتصال‌دهی مجموعه‌ی مذکور تعیین گردید.

2- روش انجام آزمایش

در این پژوهش از صفحات فولاد زنگ‌نزن دوفازی AISI 2205 با ضخامت 3 mm به عنوان فولاد پایه و لایه‌ی آمورف BNi-3 با ضخامت 25 μm به عنوان لایه واسط استفاده شد. ترکیب شیمیایی و محدوده‌ی انجمادی فولاد پایه و لایه واسط در جدول (1) ارائه شده است.

به منظور بررسی تاثیر تغییرات دما بر خصوصیات فازهای موجود در ریزساختار فلز پایه، 10 نمونه با ابعاد 15×10×3mm³ از فلز پایه برش و به مدت 30 min در دمای 925°C تا 1175°C

در فرآیند TLP یک لایه واسط با ترکیب شیمیایی هم‌خانواده با فلز پایه که حاوی عناصر کاهنده نقطه ذوب (MPD) می‌باشد، در بین سطح فلز پایه‌ی آماده‌سازی شده، واقع و این مجموعه تا دمای اتصال‌دهی حرارت داده می‌شود. با نگهداری کافی در دمای اتصال‌دهی لایه واسط ذوب شده، نفوذ در هم با فلز پایه موجب می‌شود انجماد در دمای پیونددهی (انجماد هم‌دما) رخ دهد [13].

تحقیقات محدودی در خصوص اتصال‌دهی TLP فولادهای دوفازی انجام شده است که می‌توان به موارد زیر اشاره نمود: یوان و همکاران [14] با بررسی اتصال فولاد AISI 2205 با استفاده از لایه واسط MBF-30 توسط روش اتصال‌دهی TLP گزارش نمودند که قبل از تکمیل انجماد هم‌دما سه ناحیه ریزساختاری در موضع اتصال ایجاد می‌شود که عبارتند از: ناحیه‌ی انجماد هم‌دما، ناحیه انجماد غیر هم‌دما و ناحیه‌ی متاثر از اتصال‌دهی. ناحیه‌ی انجماد غیر هم‌دما به دلیل سرد شدن مذاب باقی مانده در خط مرکزی اتصال (به زمان ناکافی برای انجماد هم‌دما) تشکیل می‌شود. ناحیه‌ی متاثر از اتصال‌دهی شامل رسوبات عنصر بور می‌باشد که حین اتصال‌دهی TLP به دلیل نفوذ عنصر بور از لایه‌ی واسط به فلز پایه‌ی مجاور ناحیه اتصال، تشکیل می‌شود.

رهی و همکاران [15] اتصال فولاد AISI 2205 با استفاده از لایه واسط Ni-7%Cr-3%Fe-4.5%Si-3.2%B به روش اتصال‌دهی TLP را مورد بررسی قرار داده و گزارش نمودند فازهای تشکیل شده در ناحیه اتصال بوراید‌های کروم و مولیبدن هستند و نیز پیشرفت انجماد هم‌دما با مجذور زمان اتصال‌دهی رابطه خطی نسبی دارد که به وسیله‌ی نفوذ عناصر کاهنده نقطه ذوب کنترل می‌شود. همچنین با بررسی میکروسکوپی ناحیه‌ی اتصال، نشان دادند افزایش دما از 1010°C تا 1080°C (و ثابت بودن زمان اتصال‌دهی) موجب کاهش مقدار ترکیبات تشکیل شده در ناحیه اتصال می‌شود.

یوان و همکاران [16] تاثیر ترکیب شیمیایی لایه واسط بر تغییرات ساختاری موضع اتصال TLP فولاد دوفازی AISI 2205 را مورد تحقیق قرار دادند. آن‌ها گزارش نمودند با

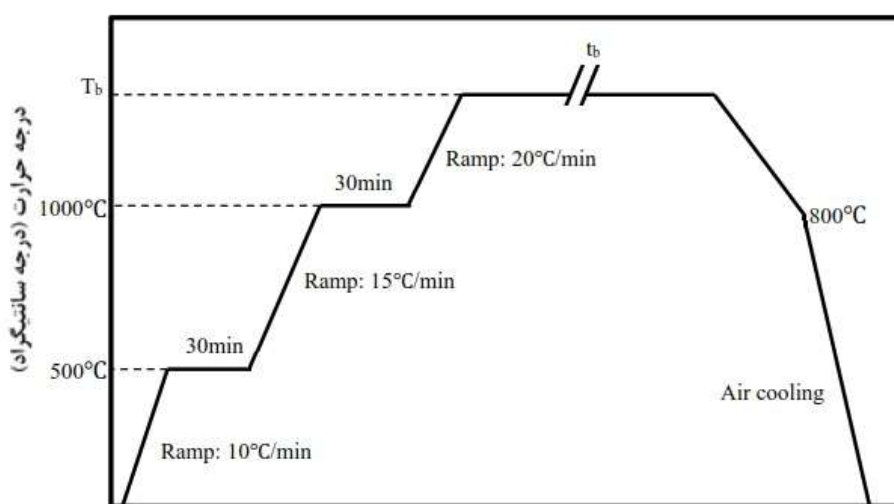
جدول 1- ترکیب شیمیایی و محدوده انجمادی فولاد AISI 2205 و لایه واسط BNi-3

ترکیب شیمیایی (wt%)									محدوده انجمادی (°C)		ماده
Cr	Ni	Mo	B	N	Si	Mn	Cu	Fe	T _S	T _L	
21.52	5.05	3.42	0	0.16	0.45	1.10	0.20	Bal.	1380	1470	AISI-2205
0	Bal.	0	3.2	0	4.5	0	0	0	982	1038	BNi-3

T_S و T_L به ترتیب دمای سالیدوس و لیکودوس می باشد

جدول 2- کمیت های استفاده شده برای محاسبه زمان تکمیل انجماد همدم

D	C ₀	C _{FM}	C _{La}	C _{aL}	W ₀	کمیت
$5.24 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$	0% at	14.6% at	13.6% at	0.3% at	12.5 μm	مقدار مورد استفاده در این پژوهش

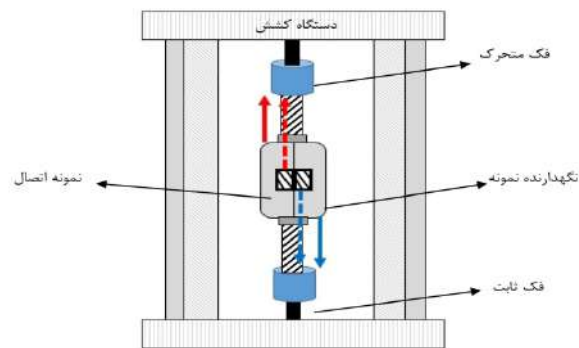


زمان اتصال دهی (دقیقه)

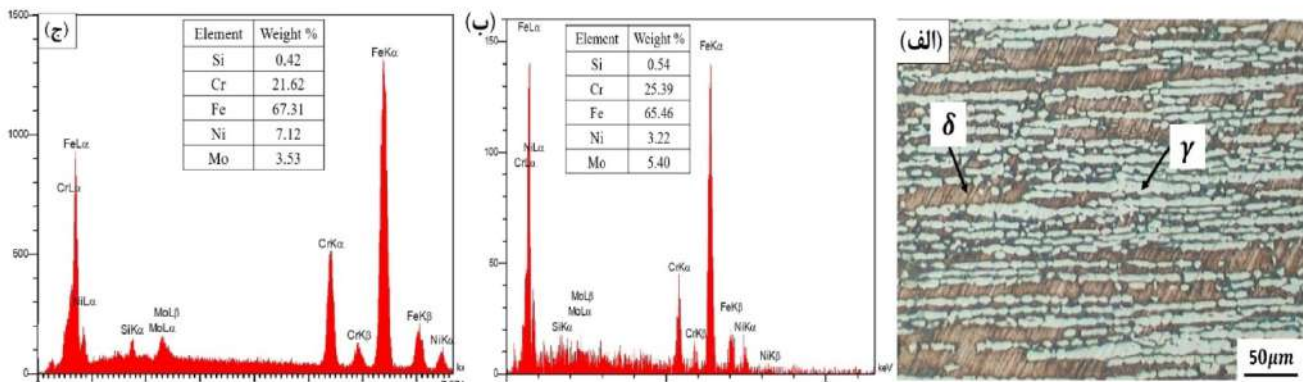
شکل 1- سیکل حرارتی فرآیند اتصال دهی TLP مورد استفاده در پژوهش حاضر.

500 °C و 1000 °C به ترتیب برای همدم شدن نمونه با اتمسفر کوره و جلوگیری از شوک حرارتی به نمونه ها اعمال می گردد. بعد از انجام پیونددهی TLP، نمونه های متالوگرافی از مقطع عمود بر راستای اتصال TLP توسط وایرکات برش زده شد و با سنباده های 100 تا شماره 2500 در ادامه توسط ذرات آلومینا با اندازه 2 μm پولیش شدند. از دو محلول (I) اچانت H₂SO₄-10M NaOH+50^{mL}H₂O (20^{mL}) و (II) اچانت 5% vol (5^{mL}H₂SO₄+95^{mL}H₂O) برای الکترواچ نمودن سطوح متالوگرافی استفاده شد. اچ نمودن نمونه ها به صورت الکترواچ در ولتاژ 5V و به مدت 8s در دمای 25 °C صورت پذیرفت.

با فاصله دمایی 50 °C تحت عملیات حرارت دهی واقع شدند و بعد از سرد شدن تا دمای اتاق مورد متالوگرافی کمی و ریزساختاری واقع شدند. نمونه های اتصال دهی با ابعاد 15×10×3mm³ از فلز پایه برش و بعد از سنباده زنی تا سنباده 1200 و چربی زدایی در محلول استون، مورد عملیات پیونددهی واقع گردید. پیونددهی در کوره تیوبی مقاومتی تحت اتمسفر خنثی (Ar-%99/99) در سه دمای 1050°C، 1150°C و 1200 °C به مدت 20min انجام شد. سیکل حرارتی فرآیند TLP انجام شده در این پژوهش در شکل (1) نشان داده شده است. توقف 30 دقیقه ای در دمای



شکل 2- شماتیک فیکسچر ساخته شده برای انجام آزمون استحکام برشی.



شکل 3- ریزساختار فولاد AISI 2205 (الف) تصویر میکروسکوپی نوری از فلز پایه در یافتی، آنالیز عنصری از (ب) فاز فریت و (ج) فاز آستنیت.

متالوگرافی با استفاده از نرم افزار آنالیزگر سطح MIP انجام شد و متوسط بالغ بر 50 اندازه گیری به عنوان مقدار هر اندازه گیری گزارش شد. از آزمون استحکام برشی برای ارزیابی خواص مکانیکی اتصال TLP ایجاد شده استفاده شد. نمونه های مورد نظر برای تست استحکام برشی، از نمونه های اتصال داده شده، مطابق با ابعاد نگهدارنده نمونه معادل $10 \times 10 \times 6 \text{ mm}^3$ برش زده شد. برای هر شرایط اتصال، دو نمونه مورد ارزیابی قرار گرفت. فیکسچر ساخته شده برای انجام برش کششی در شکل (2) نشان داده شده است.

3- نتایج و بحث

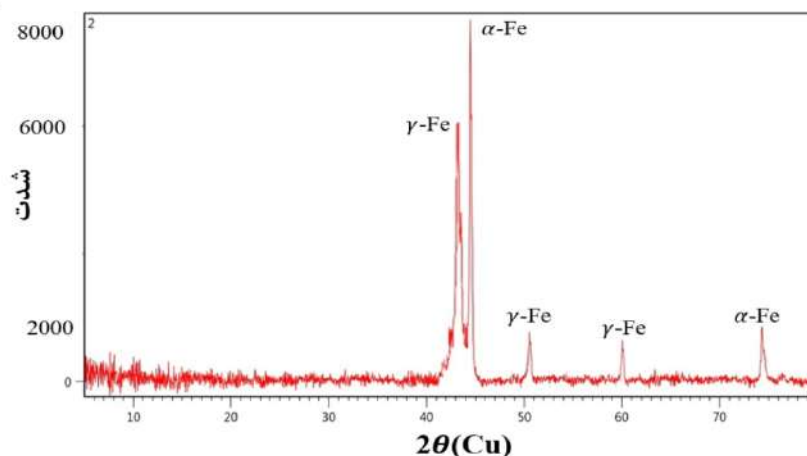
3-1- ارزیابی ریزساختاری و فازی فلز پایه و تاثیر دمای

علیات حرارتی بر آن

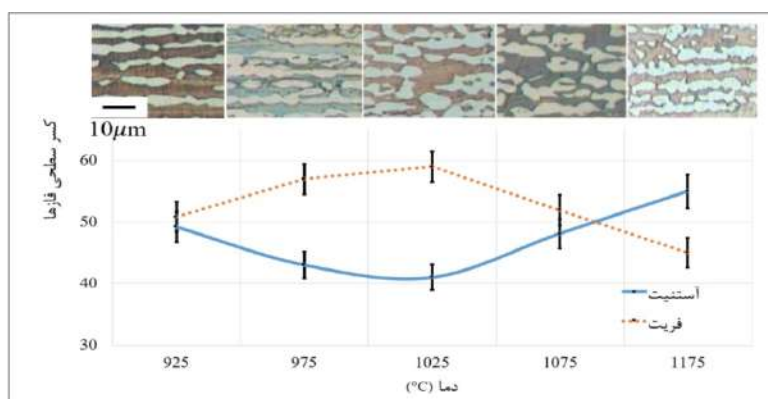
ریزساختار و آنالیز EDS فازهای تشکیل شده در فولاد پایه، در شکل (3) نشان داده شده است. همانطور که در این شکل مشاهده می شود ریزساختار فولاد AISI 2205 از دوفاز متفاوت تیره و روشن تشکیل شده است که فاز روشن به صورت جزایر

مطالعات ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری Olympus مدل PMG3، بررسی های دقیق ریزساختار و تعیین ترکیب شیمیایی فازهای تشکیل شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Philips XL30 مجهز به آنالیزگر پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) انجام شد.

شناسایی فازها در موضع اتصال توسط آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) توسط دستگاه XPert pro در گستره زاویه ای $10-80^\circ$ با نرخ $2^\circ/\text{min}$ و با استفاده از پرتو تک رنگ $\text{Cu K}\alpha$ انجام شد. نمونه های لازم برای آنالیز XRD، در راستای موازی با موضع اتصال برش زده شد و سپس به طرف ناحیه ی مورد نظر سنباده زده شد، به طوری که در سطح نمونه تنها منطقه ی مورد نظر برای آنالیز فازی واقع شود. مثلاً با سنباده زدن تا منطقه ی متاثر از نفوذ یا منطقه ی مرکزی اتصال سنباده زدن ادامه می یافت. لازم به ذکر است برای تعیین درست میزان سنباده زدن، سطوح مذکور بعد از هر مرحله سنباده زدن اچ و مورد مطالعه ریزساختاری واقع شد تا از رسیدن به منطقه مورد نظر در سطح نمونه اطمینان حاصل شود. بررسی های کمی در تصاویر



شکل 4- آنالیز XRD از فلز پایه.



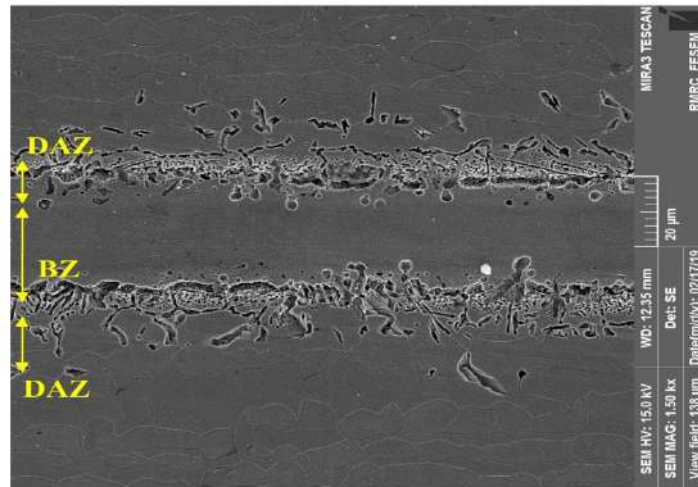
شکل 5- تغییرات کسر سطحی فازهای فریت و آستنیت در فلز پایه بر حسب دمای عملیات حرارتی.

حرارت‌دهی در دماهای بالاتر از این دما موجب تغییر روند مقادیر فازهای فریت و آستنیت شده و درصد فاز آستنیت افزایش و درصد فاز فریت کاهش می‌یابد. نکته قابل توجه، بازیابی مجدد مقدار فازهای آستنیت و فریت به حدود 50/50 در نمونه‌ی عملیات حرارتی شده در دمای $1075^{\circ}\text{C} \pm 20$ بود. به طور مشابه پترویچ [18] گزارش نمود که تعادل فازهای فریت و آستنیت در فولاد AISI 2205 در دمای 1070°C به حالت 50-50 تغییر می‌نماید. بنابراین دمای اتصال‌دهی TLP در محدوده‌ی دمای 1075°C انتخاب گردید.

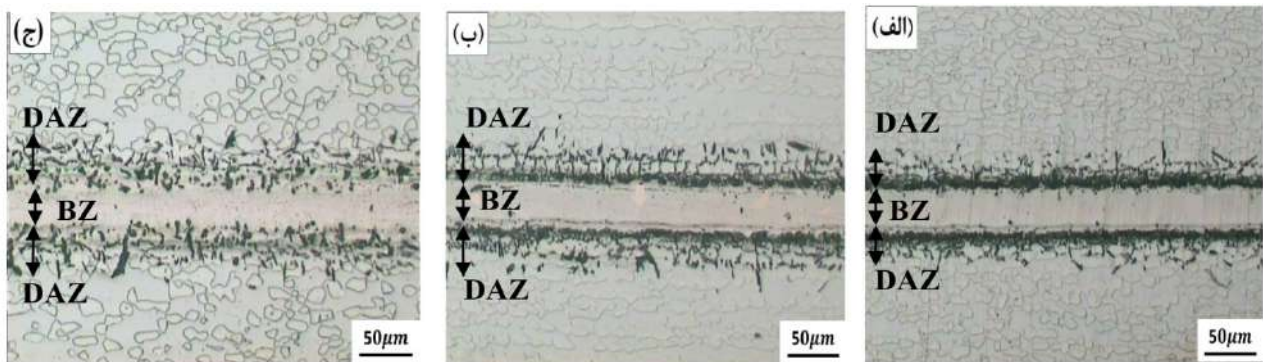
3-2- ارزیابی ریزساختاری و فازی موضع اتصال بر حسب دمای اتصال‌دهی

در شکل (6) یک ریزساختار کلی از مقطع اتصال TLP در مجموعه AISI 2205/BNi-3/AISI 2205 اتصال داده شده به

کشیده در زمینه‌ی فاز تیره واقع شده است. این نحوه‌ی واقع شدن فازها را می‌توان به پروسه‌ی نوردهی برای تولید صفحات فولادی نسبت داد. آنالیز عنصری مشخص نمود فاز تیره رنگ، غنی از عناصر فریت‌زا مانند Cr و Mo و فاز با رنگ روشن غنی از عناصر آستنیت‌زا مانند Ni می‌باشد. آنالیز XRD از فولاد پایه (شکل 4)) نشان داد که فولاد پایه از دو فاز اصلی آستنیت (γ) و فریت (δ) تشکیل شده است. بنابراین می‌توان فاز تیره را، فاز فریت و فاز روشن را، فاز آستنیت نسبت داد. اندازه‌گیری کسر سطحی فازها توسط آنالیزگر تصویری نشان داد که درصد فاز آستنیت در حدود فاز فریت ($50 \pm 2\%$) می‌باشد. تاثیر تغییرات دمایی بر ریزساختار فلز پایه در شکل (5) نشان داده شده است. همانطور که در این شکل مشخص است با افزایش دمای اتصال‌دهی تا دمای $1025 \pm 10^{\circ}\text{C}$ کسر سطحی فاز آستنیت کاهش و در مقابل کسر سطحی فاز فریت افزایش می‌یابد.



شکل 6- تصویر میکروسکوپی الکترونی از موضع اتصال ایجاد شده به مدت 20 min در دمای 1050°C و BZ و DAZ به ترتیب معرف موضع اتصال و موضع متاثر از نفوذ می‌باشند.



شکل 7- تاثیر دمای اتصال‌دهی بر ناحیه اتصال TLP ایجاد شده به مدت 20 min در دماهای الف) 1050°C، ب) 1150°C و ج) 1200°C و BZ و DAZ به ترتیب معرف موضع اتصال و موضع متاثر از نفوذ می‌باشند.

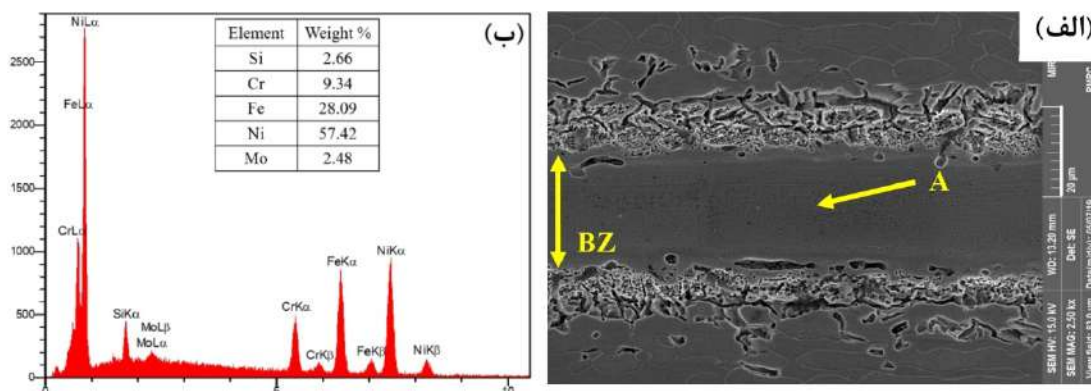
می‌گردد. اختلاف غلظت عناصر B و Si بین مذاب و فلز پایه اطراف موضع اتصال موجب پس زده شدن B و Si به فلز پایه مجاور موضع اتصال می‌شود و نفوذ این عناصر در فلز پایه می‌شود. در مقابل، عناصر Cr، Fe و Mo از فلز پایه وارد فاز مذاب که موجب کاهش تفاوت ترکیب شیمیایی بین فلز پایه و موضع اتصال می‌گردد. این نفوذ در هم بین موضع اتصال و فلز پایه موجب افزایش نقطه ذوب فاز مذاب مذکور می‌شود و در نتیجه در دمای پیونددهی انجاماد هم‌دما صورت می‌پذیرد. روابط متعددی از قبیل رابطه‌ی (1) [19] برای تخمین مدت زمان انجاماد هم‌دما (t_{IS}) مطرح شده است.

$$t_{IS} = \frac{W_{MAX}^2}{16K^2D} \quad (1)$$

که D ضریب نفوذ عنصر کاهنده نقطه ذوب (W_{MAX})، (MPD)

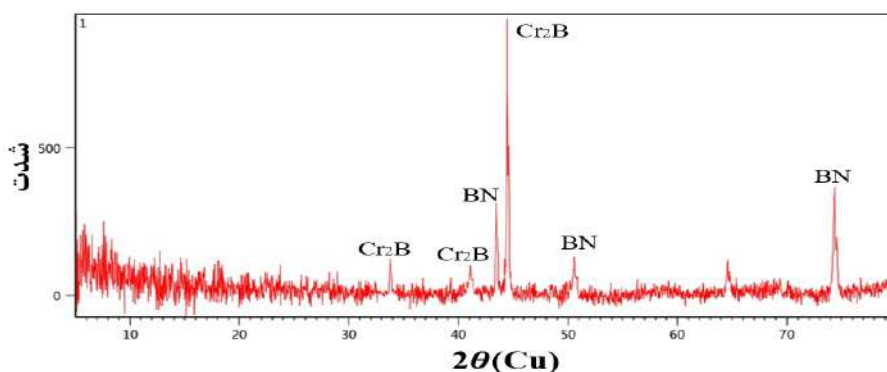
مدت 20min، ارائه شده است. همانگونه که در این شکل نشان داده شده است ناحیه‌ی اتصال از دو قسمت موضع اتصال و موضع متاثر از نفوذ تشکیل شده است.

تاثیر دمای اتصال‌دهی بر ناحیه اتصال در شکل (7) نشان داده شده است. همانطور که از قسمت‌های مختلف این شکل برداشت می‌گردد: انجاماد هم‌دما در هر سه دمای 1050 °C، 1150 °C و 1200°C تکمیل و ناحیه اتصال یکدست و یکنواخت ایجاد شده است. نتایج تجربی نشان داد با انتخاب زمان اتصال‌دهی مناسب (20min) در دمای 1050 °C زمان کافی برای نفوذ عناصر B و Si از فاز مذاب به فلز پایه اطراف فراهم می‌شود. در نتیجه نقطه ذوب فاز مذاب افزایش و فاز مذاب در دمای اتصال‌دهی انجاماد می‌یابد. افزایش دما تا دمای پیونددهی موجب تشکیل مذاب غنی از عناصر B و Si در موضع اتصال



شکل 8- بررسی ریزساختاری از موضع اتصال در نمونه اتصال داده شده در دمای 1050°C به مدت 20min. الف) ریزساختار ناحیه اتصال،

ب) آنالیز عنصری از نقطه مشخص شده در شکل الف با A



شکل 9- الگوی تفرق اشعه از ناحیه متأثر از نفوذ در نمونه اتصال داده شده در دمای 1050°C به مدت 20min.

با توجه به جدول مدت زمان محاسبه شده برای تکمیل انجماد هم‌دما در حدود 28 min بوده است. تفاوت مقدار پیش‌بینی شده (28min) و مقدار واقعی (کمتر از 20min) برای زمان تکمیل انجماد هم‌دما در پژوهش حاضر می‌تواند مربوط به تفاوت در واکنش در سیستم پیچیده واقعی و سیستم ساده‌سازی شده در مدل باشد. در فرضیات مسئله فلز پایه عنصر Fe خالص فرض شد در حالی که عناصر آلیاژی دیگر مانند Cr، N، Mo و Ni نیز در فولاد پایه وجود دارد که نفوذ عنصر B به فلز پایه را تحت تاثیر قرار می‌دهد.

مصلائی پور و همکاران گزارش کردند با افزایش دما در اتصال‌دهی TLP تا یک میزان بحرانی، سرعت نفوذ عناصر MPD در فولاد پایه، افزایش می‌یابد، ولی با افزایش بیشتر دمای اتصال موجب شروع مرحله دوم انجماد هم‌دما شده که در این مرحله نیروی محرکه‌ی نفوذ عنصر MPD، بور در زمینه غنی از Ni کاهش و سرعت انجماد هم‌دما به شدت کاهش می‌یابد [22].

بیشینه‌ی پهنای مذاب و K ثابت است که از رابطه (2) به دست می‌آید:

$$k = \left(\frac{C_{\alpha L} - C_0}{C_{L\alpha} - C_{\alpha L}} \right) \frac{\exp(-k^2)}{\sqrt{\pi}(1 + \text{erf}(k))} \quad (2)$$

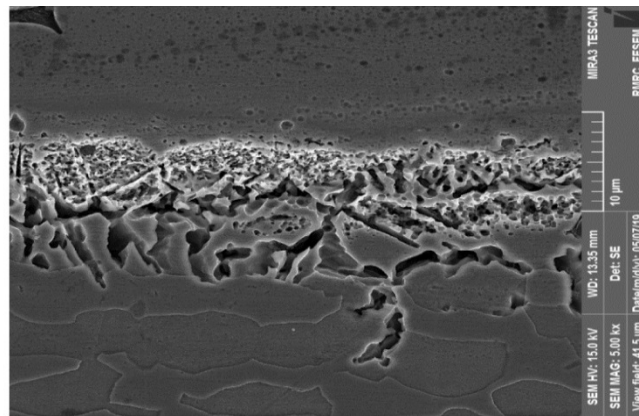
که $C_{\alpha L}$ غلظت عناصر MPD در فلز پایه حین انجماد هم‌دما، $C_{L\alpha}$ غلظت عناصر MPD در مذاب و C_0 غلظت عناصر MPD در فلز پایه می‌باشد. با ترکیب روابط (1) و (2) رابطه (3) به دست می‌آید:

$$t_{IS} = \frac{W_{Max}^2}{4D} \left(\frac{C_{L\alpha} - C_{\alpha L}}{C_{\alpha L} - C_0} \right)^2 \quad (3)$$

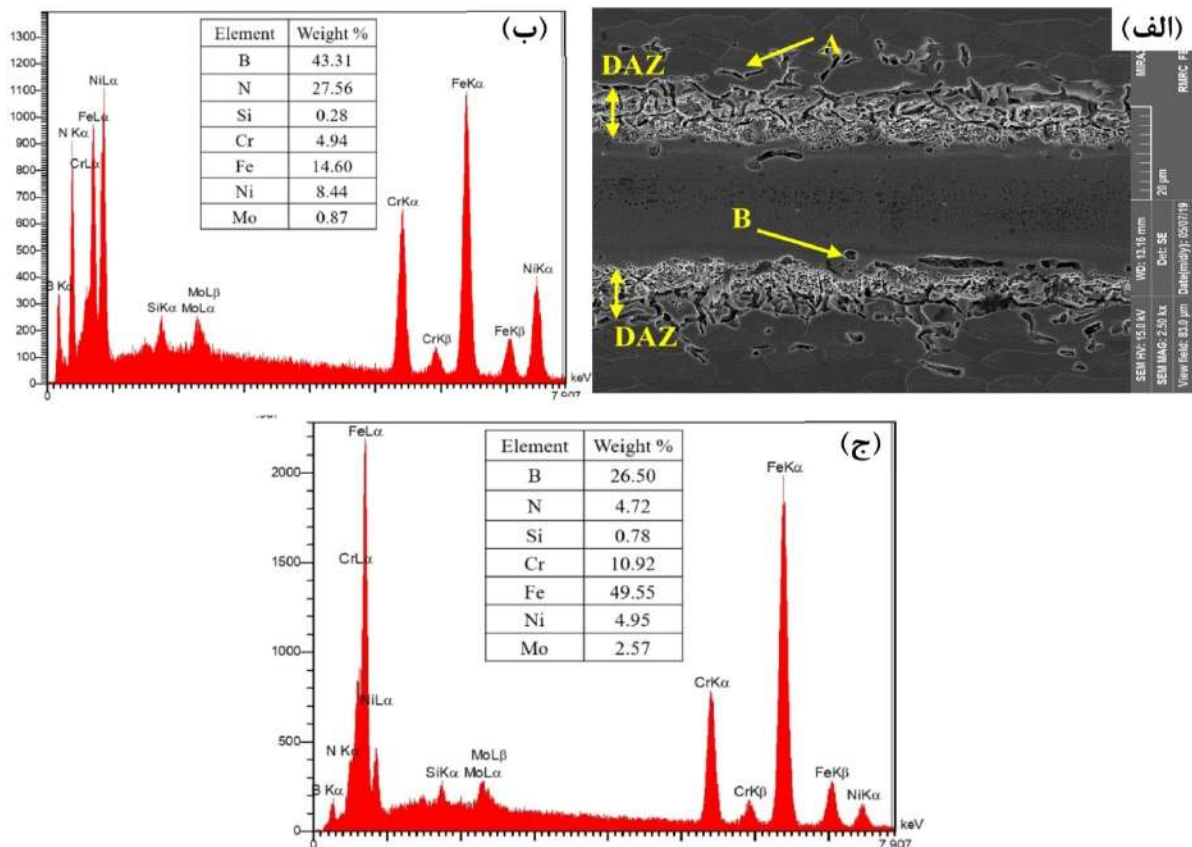
نصف بیشینه‌ی پهنای مذاب ($W_{Max}/2$) به صورت تئوری با رابطه‌ی زیر قابل محاسبه است [20]:

$$W_{Max} \cdot C_{L\alpha} = W_0 C_{FM} \quad (4)$$

که در آن C_{FM} غلظت عناصر MPD در لایه واسط و W_0 ضخامت اولیه‌ی لایه واسط می‌باشد. اطلاعات لازم جهت محاسبه‌ی t_{IS} در جدول (2) آمده است.



شکل 10- تصویر میکروسکوپی الکترونی از ناحیه متأثر از حرارت اتصال ایجاد شده در دمای 1050°C به مدت 20min.



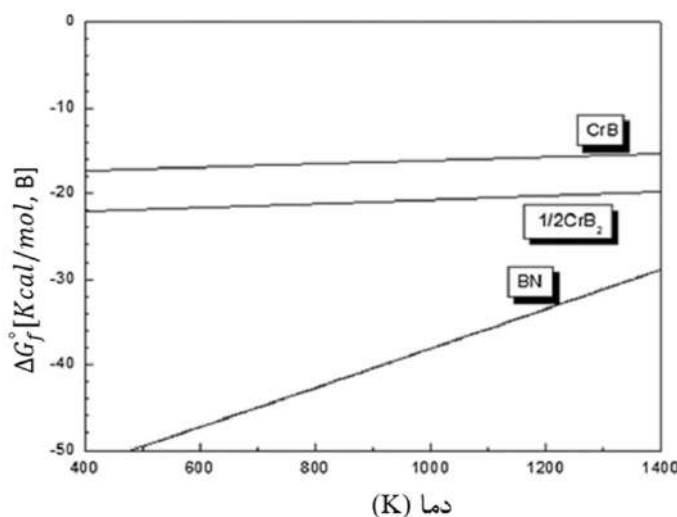
شکل 11- بررسی ریزساختاری از ناحیه متأثر از نفوذ در نمونه اتصال داده شده در دمای 1050°C به مدت 20min.

(الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی از ناحیه اتصال، (ب) طیف آنالیز عنصری از نقطه از نقطه مشخص شده در شکل الف با A و ج) B.

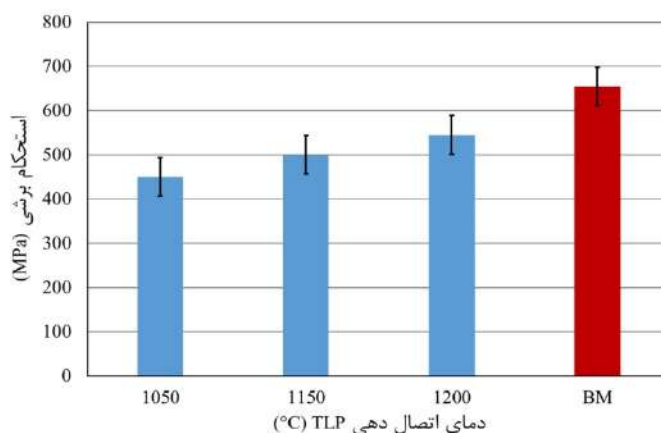
برخوردار است. به طوری که با استفاده از رابطه (4) بیشینه پهنای مذاب مقدار تقریبی $27\mu\text{m}$ به دست می‌آید که نزدیک به مقدار حقیقی آن $30\pm 2\mu\text{m}$ می‌باشد، لیکن افزایش بیشتر دمای اتصالدهی از 1150°C باعث ایجاد تغییر قابل ملاحظه‌ای در پهنای ناحیه اتصال نمی‌شود، به طوری که پهنای ناحیه اتصال در دمای 1200°C در حدود $31\pm 2\mu\text{m}$ می‌باشد. در شکل (8) مطالعات میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی

بنابراین تکمیل انجماد هم‌دما در تمامی دماهای مورد استفاده در این پژوهش حاکی از عدم شروع مرحله دوم انجماد هم‌دما دارد.

(2) با افزایش دمای اتصالدهی پهنای ناحیه اتصال از $25\pm 5\mu\text{m}$ تا $30\pm 2\mu\text{m}$ به ترتیب در نمونه‌های اتصال داده شده در دمای 1050°C و 1150°C افزایش می‌یابد. این مشاهدات با پیش‌بینی انجام شده با استفاده از رابطه (4) از هم‌خوانی خوبی



شکل 12- انرژی آزاد استاندارد تشکیل برایندها و نیتريدها [28].



شکل 13- مقایسه استحکام برشی فلز پایه و نمونه های اتصال TLP داده شده بر حسب دمای پیونددهی. BM معرف فلز پایه است.

(γ -Ni) تشکیل شده است.

3-3- ارزیابی ساختاری و فازی منطقه‌ی متأثر از نفوذ

اختلاف ترکیب شیمیایی بین فاز مذاب تشکیل شده در موضع اتصال با فولاد پایه‌ی اطراف آن (فلز مذاب غنی از B و Si و در مقابل فولاد پایه اطراف غنی از عناصر Cr و Fe) موجب فعال شدن نفوذ درهم در ناحیه‌ی اتصال می‌شود. ضریب نفوذ بالای عنصر بور در زمینه‌ی آهنی $(2/6 \times 10^{-7} \text{ m}^2/\text{s})$ [23] و نیکلی $(7/87 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s})$ [23] در مقایسه با ضریب نفوذ سیلیسیم در زمینه‌ی آهنی $(7/4 \times 10^{-7} \text{ m}^2/\text{s})$ [23] و زمینه نیکلی $(3/09 \times 10^{-14} \text{ m}^2/\text{s})$ [25] موجب خروج سریع بور از فاز مذاب و ورود به فولاد پایه اطراف می‌شود. واکنش‌پذیری بالای بور با عناصر نیتروژن [23] و کروم [26] باعث تشکیل ترکیبات

از ناحیه اتصال ایجاد شده در دمای 1050°C به مدت 20min نشان داده شده است. همانطور که در شکل (8) مشاهده می‌شود علی‌رغم عدم حضور عناصر Fe، Cr و Mo در ترکیب شیمیایی اولیه لایه واسطه، مقدار این عناصر در ناحیه اتصال به طور قابل توجهی افزایش پیدا کرده است (شکل (8-ب)). بنابراین می‌توان نتیجه گرفت در حین اتصال‌دهی TLP بخش‌هایی از فلز پایه در فاز مذاب (لایه واسطه) حل شده و عناصر آلیاژی موجود در فلز پایه (Fe، Cr و Mo) به ناحیه مذاب (لایه واسطه) وارد می‌شود. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت نیروی محرکه‌ی انجاماد هم‌دم، تغییر ترکیب شیمیایی حاصل از نفوذ درهم عناصر آلیاژی بین لایه واسطه و فولاد پایه (در دما و زمان مشخص) می‌باشد. همچنین با توجه به ترکیب شیمیایی ناحیه اتصال (شکل (8-ب)) می‌توان نتیجه گرفت ناحیه اتصال از فاز محلول جامد نیکل

3-4- ارزیابی خواص مکانیکی

بررسی تاثیر دمای اتصال دهی بر خواص مکانیکی نمونه های اتصال داده شده، دلالت بر تاثیر قابل ملاحظه ای دمای اتصال - دهی بر استحکام نمونه ها داشت. همانطور که در شکل (13) نشان داده شده است، با افزایش دمای اتصال دهی از 1050°C به 1200°C ، افزایش استحکام برشی نمونه ها به ترتیب از $450 \pm 10 \text{ MPa}$ به $550 \pm 10 \text{ MPa}$ (83 درصد استحکام برشی فولاد پایه) می گردد. توضیح آنکه تشکیل ترکیبات بین فلزی از قبیل BN و Cr_2B در ناحیه متاثر از نفوذ موجب ایجاد مراکز تمرکز تنش و ایجاد مسیری آسان برای اشاعه ترک می شود و کاهش قابل ملاحظه ای استحکام در دمای 1050°C را موجب می شود. در مقابل با افزایش دمای اتصال دهی تا 1200°C و به دنبال آن کاهش محسوس ترکیبات بین فلزی در ناحیه متاثر از نفوذ موجب افزایش چشمگیر استحکام برشی تا حدود 83% استحکام فلز پایه می شود. همانگونه که از نتایج می توان برداشت نمود هماهنگی خوبی بین مطالعات ریزساختاری و استحکام برشی نمونه ها برقرار می باشد.

4- نتیجه گیری

در پژوهش حاضر تاثیر دمای پیونددهی بر تغییرات ریزساختاری موضع اتصال مجموعه AISI 2205/BNi-3/AISI 2205 مورد مطالعه و بررسی واقع شد. از مهم ترین نتایج پژوهش می توان به موارد زیر اشاره نمود:

- افزایش دمای عملیات حرارتی تاثیر چشمگیری بر نسبت فازی آستنیت و فریت در فولاد پایه دارد، اما در دمای 1050°C تقریباً نسبت فازی 50/50 آستنیت به فریت بازیابی می شود.

- مدت زمان لازم برای تکمیل انجماد هم دما در فولاد AISI 2205 با استفاده از لایه واسط BNi-3 در دمای 1050°C در حدود 28 دقیقه تخمین زده شد، مقدار واقعی این زمان در کمتر از 20 دقیقه می باشد که اختلاف مقداری تخمینی و واقعی را می توان به فرضیات مسئله مربوط نمود.

- نفوذ عنصر بور از ناحیه اتصال به فلز پایه موجب تشکیل ترکیبات بین فلزی از جمله BN و Cr_2B در فلز پایه مجاور

بین فلزی عناصر مذکور به فرم BN و Cr_2B در فلز پایه اطراف موضع اتصال می شود که این قسمت از فلز پایه به نام منطقه متاثر از نفوذ شناخته می شود. نتایج آنالیز فازی تفرق اشعه X (شکل 9)) مویید تشکیل این فازها در ناحیه متاثر از نفوذ می باشد. مطالعات ریزساختاری ناحیه متاثر از نفوذ (شکل 10)) دلالت بر تشکیل رسوباتی با دو مورفولوژی تقریباً کروی و تقریباً سوزنی داشت. ارزیابی ترکیب شیمیایی رسوبات مذکور آشکار نمود که رسوبات کروی غنی از نیتروژن و رسوبات سوزنی غنی از کروم (شکل 11)) می باشند. بر اساس مطالعات ریزساختاری و آنالیز فازی XRD از ناحیه متاثر از نفوذ می توان برداشت نمود رسوبات کروی احتمالاً ترکیبات نیتریدی BN و رسوبات سوزنی شکل احتمالاً ترکیبات بوراید کروم Cr_2B می باشد. با افزایش دمای اتصال دهی از 1050°C به 1150°C کسر سطحی رسوبات کروی کاهش و در مقابل ترکیبات سوزنی افزایش می یابد (شکل 7-ب)). با افزایش بیشتر دمای اتصال دهی تا 1200°C مقدار ترکیبات سوزنی هر دو کاهش می یابد (شکل 7-ج)). روه و همکاران [27] گزارش نمودند در ناحیه متاثر از نفوذ اتصال TLP فولاد UNS S32750 با استفاده از لایه واسط Fe-2.3B-5.30Si در دمای 1150°C به مدت 16 min فازهای میله ای و دانه ای شکل غنی از عناصر B، Cr و N تشکیل می شود که به عنوان فازهای نیترید بور و بوراید کروم شناسایی شدند. کاهش کسر سطحی ترکیبات بین فلزی تشکیل شده در ناحیه متاثر از نفوذ با افزایش دمای پیونددهی را می توان به افزایش نرخ نفوذ و افزایش حد حلالیت عناصر آلیاژی در فلز پایه نسبت داد. به عبارت دیگر با افزایش پیونددهی، تجمع عناصر MPD و ایجاد ترکیبات بین فلزی ناخواسته در ناحیه متاثر از نفوذ کاهش می یابد. از طرفی همانگونه که از مطالعات ریزساختاری مشخص می شود با افزایش دمای اتصال دهی از 1050°C به 1200°C عمده رسوبات و ترکیبات بین فلزی سوزنی غنی از عناصر B و Cr کاهش می یابد و تغییر چندانی در رسوبات غنی از N ایجاد نمی گردد که می توان آن را به سطح انرژی کمتر رسوبات نیترید بور (شکل 12)) و در نتیجه پایداری بیشتر و دمای انحلال بالاتر این ترکیبات نسبت داد.

Materials Science and Engineering, 2002, Vol 338, pp 166-181

[11]- Zhou Y, Gale WF, North TH. Modelling of transient liquid phase bonding. *Int Mater Rev* 1995;40:181-96.

[12] MacDonald WD, Eagar TW. Transient liquid phase bonding process. *Met Sci Joining Proc Symp. TMS Fall Meet The Metal* 1992:93-100.

[13]- Cook G. O., Sorensen C. D., " Overview of Transient Liquid Phase and Partial Transient Liquid Phase Bonding", *Journal of Material Science*, 2011, Vol. 46, pp 5305-5323.

[14]- Yuan X, Kang C Y, Kim M B. Microstructure and XRD analysis of brazing joint for duplex stainless steel using a Ni-Si-B filler metal [J]. *Materials Characterization*, 2009, 60(9): 923-931.

[15]- Rhee B., Roh S., Kim D., " Transient Liquid Phase Bonding of Nitrogen Containing Duplex Stainless Steel UNS S31803 using Ni-Cr-Fe-Si-B Insert Metal", *Materials Transactions*, 2003, Vol. 44, 1014-1023.

[16]- X. Yuan, M. Kim, Y. Cho, "Microstructures, Mechanical and Chemical Properties of TLP-Bonded Joints in a Duplex Stainless Steel with Amorphous Ni-Based Insert Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, Vol. 43

[17]- Roh. S, Lee. C, Formation of Secondary Phases and Their Effect on the Mechanical Properties of Joints Formed by TLP Bonding Using Fe-B-Si Insert Metal in Duplex Stainless Steel, *Metals and Materials International*, 2018,

[18]- D. S. Petrovic, M. Pirnat, "The effect of cooling rate on the solidification and microstructure evolution in duplex stainless steel: a DSC study", *Thermal Analysis and Calorimetry*, 2012

[19]- Pouranvari. M, "Isothermal Solidification During Transient Liquid-Phase Bonding of GTD-111/Ni-Si-B/GTD-111" *MTAEC9*, 48(1) 113 (2014)

[20]- Y. Zhou, W. F. Gale, T. H. North, " Modelling of transient liquid phase bonding", *International materials reviews*, 1995, Vol23, pp 2905-2915

[21]- E. Azqadan, A. Ekrami, "Transient liquid phase bonding of dual phase steels using Fe-based, Ni-based, and pure Cu interlayers" *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, Vol30, pp 106-115

[22]- م. مصلائی، ع.ا. اکرامی، " تاثیر دمای پیونددهی بر

سیستیک انجماد همدمای اتصال دهی از طریق مایع نافذ گذرا مجموعه IN-738LC/BNi-3/IN-738LC"، هشتمین همایش

ملی دانشجویی مهندسی مواد و متالورژی ایران، ۱۳۸۷

[23]- The Japan Institute of Metals: *Metals Data Book*, (Maruzen, 1993) pp. 21-22

[24]- Yuan X. J., Kang C. Y., Kim M. B.,

موضع اتصال می شود.

- افزایش دمای اتصال دهی از 1050 °C به 1200 °C باعث کاهش درصد ترکیبات بین فلزی تشکیل شده در حدود 45 % در منطقه‌ی متاثر از نفوذ گردید.

- کاهش درصد ترکیبات بین فلزی در منطقه‌ی متاثر از نفوذ موجب بهبود استحکام برشی اتصالات می شود به طوری که با افزایش دمای اتصال دهی از 1050 °C به 1200 °C استحکام برشی اتصالات بیش از 20 % افزایش (از 450MPa به 550MPa) افزایش یافت.

منابع

[1]- ماسوری. داریوش، " مقدمه‌ای بر فولادهای زنگ‌نزن دوفازی"، *خبرنامه انجمن خوردگی ایران*، 1391، 18، 1.

[2]- Forgas A., "Ferrite Quantification Methodologies for Duplex Stainless Steel", *Journal of Aerospace Technology and Management*, 2016, Vol. 8, pp 357-362

[3]- حشمت دهکردی ابراهیم، سپهرزاد. رسول، باجقلی. محمد ابراهیم، " خوردگی قطعات جوشکاری شده"، 1393، ایران،

انجمن خوردگی ایران.

[4]- Ramazani A, Mukherjee K, Abdurakhmanov A, Prael U, Schleser M, Reisinger U, et al. Micro-macro-characterisation and modelling of mechanical properties of gas metal arc welded (GMAW) DP600 steel. *Mater Sci Eng A* 2014;589:1-14

[5]- Lee JH, Park SH, Kwon HS, Kim GS, Lee CS. Laser, tungsten inert gas, and metal active gas welding of DP780 steel comparison of hardness, tensile properties and fatigue resistance. *Mater Des* 2014;64:559-65

[6]- Chabok A, van der Aa E, De Hosson JTM, Pei YT. Mechanical behavior and failure mechanism of resistance spot welded DP1000 dual phase steel. *Mater Des* 2017;124:171-82

[7]- Yurtisik K., Tirkes S., Dykhno I., "Characterization of Duplex Stainless Steel Weld Metals Obtained by Hybrid Plasma-Gas Metal Arc Welding", *Soldag. InSp*, 2013, Vol. 18, pp 207-216

[8]- Azqadan E, Ekrami A, Transient liquid phase bonding of dual phase steels using Fe-based, Ni-based, and pure Cu interlayers, *Journal of Manufacturing Processes* 30 (2017) 106-115

[9]- Gale, W.F; Butts, D.A. *Transient liquid phase bonding*. *Sci. Technol. Weld. Join.* 2004, 9, 283-300

[10]- Chen T.H., Yang J.R., "Microstructural Characterization of Simulated Heat Affected Zone in Anitrogen-Containing 2205 Duplex Stainless Steel",

[M]. Tokyo: Maruzen, 1993: 21–22.

Superalloys”. *Journal of Material Science*, 2001, Vol. 36, pp 1539–1546

[27]- Roh S., Lee C., Rhee B., “Effects of Austenite Regeneration Heat Treatment on the TLP Bonding of Duplex Stainless steel UNS S32750 using Fe-B-Si Insert Metal”, *Materials Chemistry and Physics*, 2018, Vol. 207, pp 402-411

[28]- O. Kubaschewski, C.B. Alcock, *Metallurgical Thermochemistry*, 5th edn. (Pergmon Press, Oxford, 1979), pp. 336–356

“Microstructural Evolution and Bonding Behavior during Transient Liquid-Phase Bonding of a Duplex Stainless Steel using two Different Ni-B-Based Filler Materials”, *Metallurgical and Materials transactions A*, 2011, Vol 42

[25]- Pouranvari M., Ekrami A., Kokabi A. “Solidification and Solid-State Phenomena during TLP Bonding of IN718 Superalloy using Ni–Si–B Ternary Filler Alloy”, *Journal of Alloys Compound*, 2013, Vol. 563, pp 143–149

[26]- The japan institute of metals. metals data book

ارزیابی ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش اتصال غیرمشابه فولادهای PCGTAW API 5L X80/DSS 2205 تولید شده به روش

رضا دهملایی^{1*}، محمد سعید ریسی سارانی²، خلیل رنجبر¹

1- گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

2- دانش آموخته دوره کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

(دریافت مقاله: 1399/07/07؛ پذیرش مقاله: 1399/09/30)

چکیده

در این پژوهش، جوشکاری غیرمشابه فولادهای API 5L X80 و DSS 2205 با فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز با جریان پالسی (PCGTAW) و با استفاده از فلزهای پرکننده ER2209، ER309L و KJS-124، انجام گرفت. بررسی ریزساختاری نشان داد که ریزساختار فلزجوش ER2209 به صورت دوفازی آستنیتی- فریتی است که مقدار فریت فلز جوش در پاس ریشه تا پاس رویی از 35% تا 41% متغیر است. مشخص گردید که مد انجماد فلزجوش ER309L از نوع فریتی- آستنیتی و ریزساختار آن دارای زمینه آستنیتی به همراه فریت اسکلتی و مقدار کمتری فریت کرمی شکل روی مرزخانه است. نتایج بررسی ها به وسیله فریت اسکوپ نشان داد که مقدار فریت پاس ریشه (6%) کمتر از فریت در پاس رویه (10%) اتصال است. نتایج بررسی های میکروسکوپی نشان داد که ریزساختار فلزجوش KJS-124 شامل فریت های مرزخانه ای، ویدمن اشتاتن و سوزنی به همراه جزایر مارتنزیت- آستنیت می باشد. بررسی ها نشان داد که فصل مشترک فلزهای پایه و پرکننده پیوسته بوده و هیچ گونه ترکی مشاهده تشکیل نشده است. در فصل مشترک اتصالات ER2209/DSS 2205، ER309L/DSS 2205 و KJS-124/API 5L X80 رشد اپی تکسیال و در فصل مشترک ER2209/API 5L X80، ER309L/API 5L X80 و KJS-124/DSS 2205 ناحیه مخلوط نشده و مرز نوع II مشاهده گردید. براساس نتایج آزمون ضربه شارپی، فلزجوش حاصل از ER2209، ER309L و KJS-124 به ترتیب دارای بیشترین انرژی ضربه ای بودند. نتایج سختی سنجی نشان داد که بیشترین سختی به ترتیب مربوط به فلزجوش حاصل از KJS-124، ER2209 و ER309L می باشد.

کلمات کلیدی: فولاد کم آلیاژ استحکام بالا، فولاد زنگ نزن دوفازی، فرایند PCGTAW، رقت، ناحیه مخلوط نشده، رشد اپی تکسیال.

The evaluation of microstructure and mechanical properties of API 5L X80/DSS 2205 weld metals produced by PCGTAW

R. Dehmlaei^{1*}, M. S. Raeisi Sarani², K. Ranjbar¹

1- Department of Material Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

2- M. Sc. Graduated, Department of Material Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

(Received 28 September 2020 ; Accepted 20 December 2020)

Abstract

Dissimilar welding of API 5L X80/DSS 2205 steels was carried out using PCGTAW process. The welds were produced using three types of filler metals (ER2209, ER309L and KJS-124). The microstructural investigations showed that the microstructure of ER2209 weld metal is duplex (ferrite and austenite) and ferrite content changes from root pass (35%) to cap pass (41%). It was revealed that the solidification mode of ER309L weld metal was ferritic-austenitic mode and its microstructure has an austenitic matrix with skeletal ferrites and smaller amount of vermicular ferrites along the grain boundaries. Ferrite scope results revealed that ferrite content of root pass (6%) is less than the final pass (10%). Microscopic results showed that the microstructure of KJS-124 weld metal consists of grain-boundary, Widmanstätten and acicular ferrites with martensite-austenite islands. Epitaxial growth was detected in the interfaces of ER309L/DSS 2209, ER2209/DSS 2205 and KJS-124/API 5L X80 and unmixed zones and type II boundaries were detected in the ER2209/API 5L X80- ER309L/API 5L X80 and KJS-124/DSS 2205 interfaces. The results of impact and hardness tests revealed that ER2209, ER309L and KJS-124 weld metals have the best toughness and the KJS-124, ER2209 and ER309L filler metals got the highest hardness, respectively.

Keywords: High strength low alloy steels, Duplex stainless steels, PCGTAW process, Dilution, Unmixed zone, Epitaxial growth.

1- مقدمه

کلریدی و دریایی هستند. امروزه فولادهای زنگ نزن دوفازی نظیر DSS 2205 به دلیل خواص مکانیکی خوب و مقاومت عالی به خوردگی به ویژه SCC در محیط کلریدی جایگزین مناسبی برای فولادهای زنگ نزن آستنیتی هستند و به طور گسترده استفاده می شوند. لذا فولادهای زنگ نزن دوفازی به عنوان جایگزین جدیدی به جای فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا در نواحی بحرانی نظیر ساحل دریا و محیط های مرطوب مورد توجه هستند. از این رو، جوشکاری غیرمشابه فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا نظیر API 5L X80 و فولادهای زنگ نزن دوفازی نظیر DSS 2205 کاربرد فراوان دارد [4]. یکی از چالش های اساسی در اتصالات غیرمشابه، انتخاب فلز پرکننده مناسب می باشد. در واقع اختلاف در ترکیب شیمیایی، نقطه ذوب، ضریب هدایت حرارتی و ضریب انبساط حرارتی فلزهای پایه با هم و نیز فلزهای پایه و پرکننده می تواند ریزساختار و خواص متفاوتی را در نواحی اتصال ایجاد کند. در اتصالات غیرمشابه نظیر فولادهای زنگ نزن و فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا علاوه بر موارد فوق، پدیده های متالورژیکی مختلفی نظیر رقت فلزهای پایه در فلز جوش، ناحیه مخلوط نشده و ناحیه انتقالی وجود دارد که برای انتخاب فلز پرکننده مناسب، باید در نظر گرفته شوند [5-7]. هنگام جوشکاری با استفاده از فرایند جوشکاری قوسی تنگستن - گاز با جریان

فولادهای زنگ نزن دوفازی (DSS) نظیر DSS 2205، دارای ریزساختاری با نسبت تقریباً برابر آستنیت و فریت هستند. این نسبت باید برای دستیابی به بهترین خواص این فولادها برقرار باشد. فولادهای DSS به طور گسترده در صنایع نفت، گاز، شیمیایی و سایر محیط های صنعتی خورنده به کار می روند [1 و 2]. فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا نظیر API 5L X80، به دلیل افزودن عناصر میکرو آلیاژی و عملیات ترمومکانیکی از خواص مکانیکی مطلوبی برخوردار هستند. این فولادها در خطوط لوله انتقال نفت و گاز، تاسیسات دریایی و کشتی ها کاربرد فراوان دارند [3].

فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا در محیط های مرطوب نظیر ساحل دریا و کنار رودخانه به دلیل خوردگی محیط و خشک و تر شدن سیکلی، دچار خوردگی می شوند. خوردگی این آلیاژها اضافه بر افزایش هزینه تعمیر و نگهداری می تواند خطرات ایمنی و آلودگی های زیست محیطی ناشی از نشت نفت و گاز را به همراه داشته باشد. برای رفع این مشکلات معمولاً در این نواحی از فولادهای زنگ نزن آستنیتی نظیر 304L و 316L به عنوان جایگزین فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا استفاده می شود. فولادهای زنگ نزن آستنیتی معمولاً دارای حساسیت به ترک خوردگی تنشی (SCC) در محیط های

حرارتی فرایند است که 0/8 در نظر گرفته شد [10]. I_m با استفاده از رابطه (2) تعیین شد که در این رابطه I_p جریان پالس، I_b جریان زمینه، t_p زمان جریان پالس و t_b زمان جریان زمینه می باشد [11].

$$H.I. = \frac{V.I_m.\eta}{S} \quad (1)$$

$$I_m = \frac{I_p \times t_p + I_b \times t_b}{t_p + t_b} \quad (2)$$

بررسی های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی مجهز به سیستم تحلیل نقطه ای EDS انجام گرفت. برای آنالیز فازی تصاویر متالوگرافی از نرم افزار MIP استفاده شد. جهت تعیین میزان فریت فلز جوش پرکننده های ER309L و ER2209 از دستگاه فریت اسکوپ مدل Mp30 ساخت شرکت Fischer استفاده گردید [12]. به منظور محاسبه رقت فلز جوش، تصاویر ماکروسکوپی از مقطع جوش تهیه و با استفاده از نرم افزار Infinity Analyze مساحت قسمت های مختلف جوش محاسبه شد. با استفاده از رابطه (3) میزان رقت محاسبه گردید [13]. در این رابطه، A سطح ذوب شده DSS 2205، B سطح ذوب شده فلز پرکننده و C سطح ذوب شده API 5L X80 می باشد.

$$Dilution\% = \frac{A+C}{A+B+C} \times 100 \quad (3)$$

آزمایش ضربه بر اساس استاندارد ASTM A370 انجام گردید [14]. بدین منظور سه نمونه با ابعاد $55 \times 10 \times 10$ میلی متر از قطعات جوشکاری شده به گونه ای که فلز جوش در مرکز نمونه و شیار نمونه در وسط نمونه قرار داشت، جدا گردید. آزمایش ضربه برای هر سه نمونه انجام شد و میانگین انرژی ضربه ای حاصل به عنوان نتیجه نهایی گزارش گردید. آزمون سختی به روش ویکرز و با استفاده از بار اعمالی 30 کیلوگرم انجام گرفت.

3- نتایج و بحث

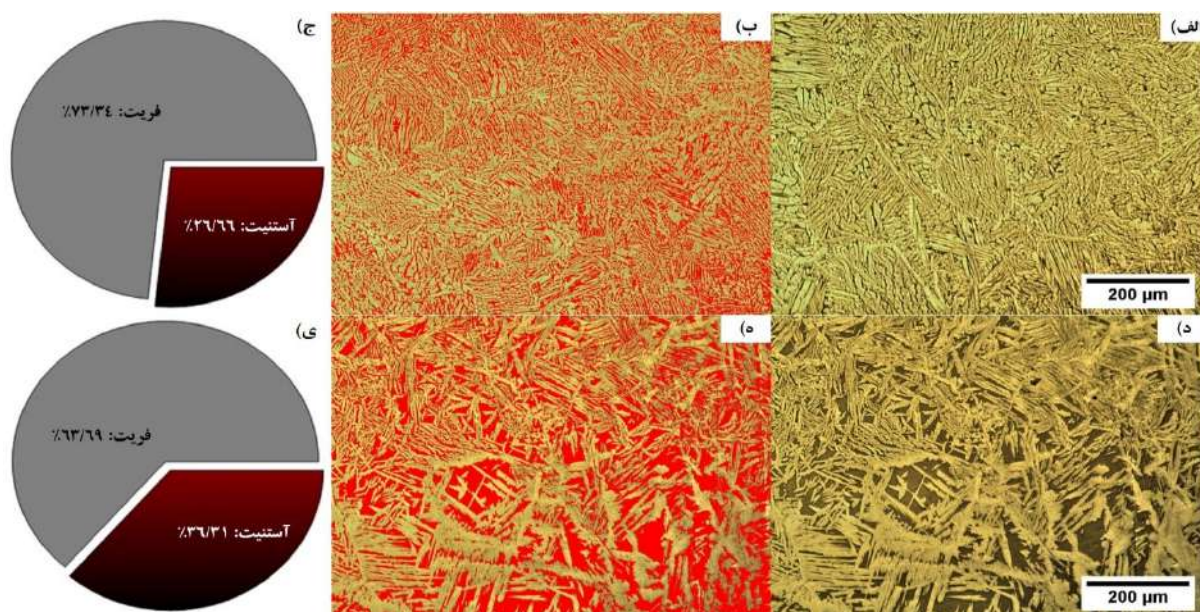
3-1- ریزساختار

در این قسمت به بررسی ریزساختار فلزات جوش و فصل مشترک فلزات پایه و جوش پرداخته شده است.

پالسی (PCGTAW) سیکلی بودن جریان جوشکاری بین یک سطح بالا و یک سطح پایین در فرکانس انتخاب شده منظم، باعث کاهش حرارت ورودی و بهبود ریزساختار و خواص اتصال می گردد. از جمله تاثیرات استفاده از جریان پالسی می توان به ریز شدن ساختار فلز جوش و کاهش عرض منطقه مخلوط نشده اشاره کرد [8 و 9]. با توجه به کاربرد گسترده فولادهای API در صنایع دریایی و به ویژه خطوط لوله انتقال نفت و گاز ایران و اهمیت جایگزینی این فولادها با فولادهای مقاوم به خوردگی در محیط های دریایی و مرطوب، در این پژوهش به بررسی جنبه های ریزساختاری و خواص مکانیکی اتصالات جوش غیرمشابه فولاد زنگ نزن دوفازی DSS 2205 به فولاد کم آلیاژ استحکام بالای API 5L X80 با استفاده از فرایند PCGTAW، و فلزات پرکننده مختلف شامل ER2209، ER309L و KJS-124 پرداخته شده است.

2- مواد و روش تحقیق

در پژوهش حاضر از فولاد DSS 2205 و فولاد کم آلیاژ استحکام بالای API 5L X80 با ضخامت 10 میلی متر به عنوان فلز پایه و از فلزهای پرکننده ER2209، ER309L و KJS-124 با قطر 2/5 میلیمتر استفاده شد. ترکیب شیمیایی فلزهای پایه بر اساس آنالیز کواتنومتری و ترکیب شیمیایی فلزهای پرکننده توسط شرکت سازنده در جدول (1) ارائه شده است. برای جوشکاری، نمونه هایی از فلزهای پایه با ابعاد 100×50 میلی متر تهیه شد و طرح اتصال به صورت جناغی یک طرفه با زاویه شیار 70 درجه و پای ریشه 1/5 میلی متر آماده گردید. جوشکاری نمونه ها با استفاده از فرایند PCGTAW انجام شد. از گاز آرگون با خلوص 99/9% با دبی 15 و 10 لیتر بر دقیقه به ترتیب به عنوان گاز محافظ و گاز پشتی برای محافظت ریشه استفاده شد. دمای بین پاسی با استفاده از ترموکوپل، 130 درجه سانتی گراد کنترل گردید. پارامترهای جوشکاری استفاده شده در جدول (2) ارائه شده است. از رابطه (1) به منظور محاسبه حرارت ورودی استفاده گردید. در این رابطه I_m جریان میانگین فرایند PCGTAW، V ولتاژ، S سرعت جوشکاری و η راندمان



شکل 1- ریزساختار فلز جوش ER2209. (الف) پاس ریشه، (ب) آنالیز فازی تصویری پاس ریشه، (ج) آنالیز فازی عددی پاس ریشه، (د) پاس آخر، (ه) آنالیز فازی تصویری پاس آخر و (و) آنالیز فازی عددی پاس آخر

الف- ریز ساختار فلز جوش

در اتصالات غیرمشابه پاس های ریشه به دلیل رقت بالاتر از توجه بیشتری برخوردارند. در شکل (1) ریزساختار پاس ریشه و پاس آخر فلز جوش ER2209 به همراه آنالیز فازی تصویری و آنالیز فازی عددی آن ها حاصل از نرم افزار MIP نشان داده شده است. مقادیر فریت بر اساس نتایج فریت اسکوپ در جدول (4) ارائه گردیده است. با توجه به اهمیت مد انجمادی و ریز ساختار فلزات جوش در فولادهای زنگ نزن برای تعیین آنها از نمودار ساختاری WRC-1992 استفاده شد. ابتدا بر اساس معادلات (3) و (4) مقادیر کرم معادل (Creq) و نیکل معادل (Ni_{eq}) فلزات پایه و جوش (جدول (3)) محاسبه گردید. نتایج حاصل به نمودار WRC-1992 انتقال داده شد. بر اساس رقت های محاسبه شده (جدول (3)) ریز ساختار نهایی فلز جوش ER2209 فریتی-آستنیتی و مد انجمادی آن فریتی (F) و برای فلز جوش ER309L ریزساختار نهایی آستنیتی-فریتی با مد انجمادی فریتی-آستنیتی (FA) بدست آمد. شکل (1) نشان می دهد که ریزساختار فلز جوش ER2209 از دو فاز فریت و آستنیت تشکیل شده است. در فلز جوش حاصل از پرکننده ER2209 انجماد به صورت فریتی رخ می دهد (جدول (3)) و با کاهش دما به زیرخط انحلال فریت، استحاله فریت به آستنیت

روی می دهد و ابتدا آستنیت در مرزخانه های فریت تشکیل می شود. این استحاله به صورت جوانه زنی و رشد صورت می گیرد لذا به شدت وابسته به پدیده نفوذ است. در اثر این استحاله مرزخانه های فریت توسط آستنیت پوشانده می شود. آستنیت اضافی یا به صورت صفحات ویدمن اشتاتن از آستنیت مرزخانه ای به طرف داخل دانه ها و یا به صورت درون دانه ای (آستنیت ثانویه) داخل دانه های فریت تشکیل می شود [5].

در جوشکاری چندپاسه، حرارت جوشکاری پاس های بعدی سبب افزایش دمای فلز جوش و تسریع در نفوذ و لذا بهبود استحاله تشکیل آستنیت می گردد. بعلاوه در اثر این افزایش دما، مقداری آستنیت ثانویه نیز در فلز جوش دوفازی تشکیل می گردد. لذا مقدار آستنیت نسبت به حالت پس از جوشکاری، افزایش و درصد فریت کاهش می یابد. تحقیقات دیگر محققان نیز نتایج مشابهی را نشان داده است [7 و 15]. از مقایسه شکل های (1-الف) و (1-د)، می توان دریافت که آستنیت تشکیل شده در پاس آخر در مقایسه با پاس ریشه، بیشتر به صورت ویدمن اشتاتن می باشد. علت این مسئله بیشتر بودن سرعت سرد شدن پاس آخر در مقایسه با پاس ریشه است. افزایش سرعت سرد شدن با توجه به ماهیت نفوذی استحاله تبدیل فریت به آستنیت سبب کاهش مقدار این استحاله می شود.

جدول 1- ترکیب شیمیایی فلزهای پایه و پرکننده (درصد وزنی)

عنصر (%Wt.)	Fe	Ni	Cr	Mn	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Si	C	N	S	P
DSS 2205	مانده	۵/۸	۲۲	۲	۳	۰	-	-	-	۰/۷۹	۰/۰۳	۰/۱۴	۰/۰۲	۰/۰۳
API 5L X80	مانده	۰/۲۵	۰/۰۲	۱/۸	۰/۲۹	۰/۰۰۹	۰/۰۰۳	۰/۰۳	۰/۰۱	۰/۲۵	۰/۰۷	۰/۰۰۴	۰/۰۰۴	۰/۰۰۷
ER2209	مانده	۷/۱۵	۲۳/۵	۱/۸۳	۳/۶۵	۰/۶۵	-	-	-	-	۰/۰۳	۰/۱۴	۰/۱۴	۰/۰۳
ER309L	مانده	۱۳	۲۴	۱/۷۵	۰/۷۵	۰/۷۵	-	-	-	۰/۹	۰/۰۳	-	-	۰/۰۳
KJS-124	مانده	-	-	۲	۰/۴	-	-	-	-	۰/۳۵	۰/۰۷	-	-	۰/۰۳

جدول 2- پارامترهای جوشکاری

فلز پرکننده	سرعت (mm/s)	جریان پالس، (A)	جریان زمینه، (A)	زمان جریان پالس، (S)	زمان جریان زمینه، (S)	ولتاژ، (V)	حرارت ورودی، (KJ/mm)
ER2209	0/643	۱۴۰	۷۰	۰/۱	۰/۱	۱۵	۱/۹۶
ER309L	0/633	۱۴۰	۷۰	۰/۱	۰/۱	۱۵	۱/۹۹
KJS-124	0/580	۱۴۰	۷۰	۰/۱	۰/۱	۱۵	۲/۱۷

شکل نیز در ساختار وجود دارد. همچنین نتایج فریت اسکوپ در جدول (4) و آنالیز فازی توسط نرم افزار MIP در شکل های (2-ج) و (2-سی) نشان دهنده بیشتر بودن درصد فریت در پاس آخر می باشد. با توجه به وابستگی شدید استحاله فریت به آستنیت به زمان (به دلیل نفوذی بودن استحاله) و بیشتر بودن سرعت سرد شدن پاس آخر، از میزان این استحاله کاسته می شود و ساختار نهایی فریت بیشتری دارد. همچنین بازگرم شدن پاس ریشه و فعال شدن مجدد پدیده نفوذ، سبب تجزیه بخشی از فریت موجود در ساختار و تبدیل به آستنیت ثانویه می گردد و از میزان درصد فریت پاس ریشه حین جوشکاری پاس های بعدی کاسته می شود که چنین شرایطی برای پاس آخر وجود ندارد. اختلاف در نتایج آنالیز فازی تصویر شکل های (1) و (2) و نتایج فریت اسکوپ (جدول (4)) می تواند ناشی از خطای دستگاهی باشد. ریزساختار فلز جوش پاس ریشه و پاس آخر حاصل از فلز پرکننده KJS-124 در شکل (3) نشان داده شده است. با توجه به تصاویر، ریزساختار فلزهای جوش شامل فریت سوزنی، مرز دانه ای و ویدمن اشتاتن همراه با جزایر مارتزیت-آستنیت (M-A) می باشد. در فلز جوش KJS-124، ساختار پس از انجماد فریت دلتا است و در طی سرد شدن به

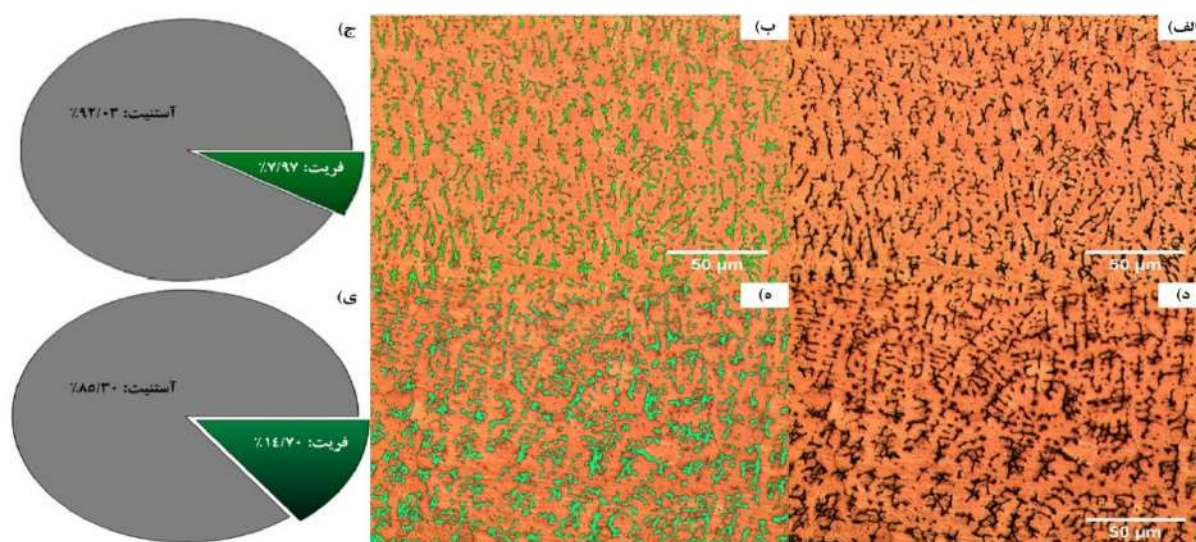
از طرف دیگر به دلیل عدم بازگرمایش پاس آخر، آستنیت ثانویه کمتری تشکیل می گردد. بنابراین انتظار می رود که پاس آخر در مقایسه با پاس ریشه درصد فریت بالاتری داشته باشد که این مسئله با نتایج حاصل از فریت اسکویی (جدول (4)) و آنالیز فازی (شکل های (1-ج) و (1-سی)) با استفاده از نرم افزار MIP همخوانی دارد. تصویر ریزساختار پاس ریشه و پاس آخر فلز جوش ER309L و آنالیز فازی توسط نرم افزار MIP، در شکل (2) نمایش داده شده است. با توجه به جدول (3)، حالت انجمادی فلز جوش ER309L، FA به دست آمد. در مد انجمادی FA، انجماد اولیه با فاز فریت دلتا شروع می شود و ساختار نهایی آستینیتی است و همراه با مقداری فریت دلتا است که در مرزهای بین دندریت ها و یا سلول ها ایجاد شده اند که علت آن جدایش عناصر پایدارکننده فریت در این نواحی است. مورفولوژی فریت در این مد انجمادی اسکلتی است. با توجه به شکل (2-الف)، ساختار پاس ریشه فلز جوش دارای زمینه آستینیتی و فریت اسکلتی است. بنابراین به نظر می رسد که پیش بینی مد انجمادی FA برای این فلز جوش صحیح باشد. با مقایسه شکل (2-الف) و (2-د) مشخص است که در پاس آخر علاوه بر مورفولوژی فریت اسکلتی، فریت کرمی

جدول 3- کروم و نیکل معادل فلزهای پایه و پرکننده (درصد وزنی) و رقت فلز جوش

درصد رقت		WRC-1992		فلزهای پایه و پرکننده
پاس رویی (آخر)	پاس ریشه	نیکل معادل	کروم معادل	
-	-	۹/۶۵	۲۵	DSS 2205
-	-	۲/۵	۰/۳۲	API 5L X80
۲۲	۳۰	۱۱/۲	۲۷/۱۵	ER2209
۲۱	۳۲	۱۴/۱۱	۲۴/۷۵	ER309L
۱۹	۳۳	۲/۵۴	۰/۴	KJS-124

جدول 4- نتایج حاصل از فریت اسکوپ

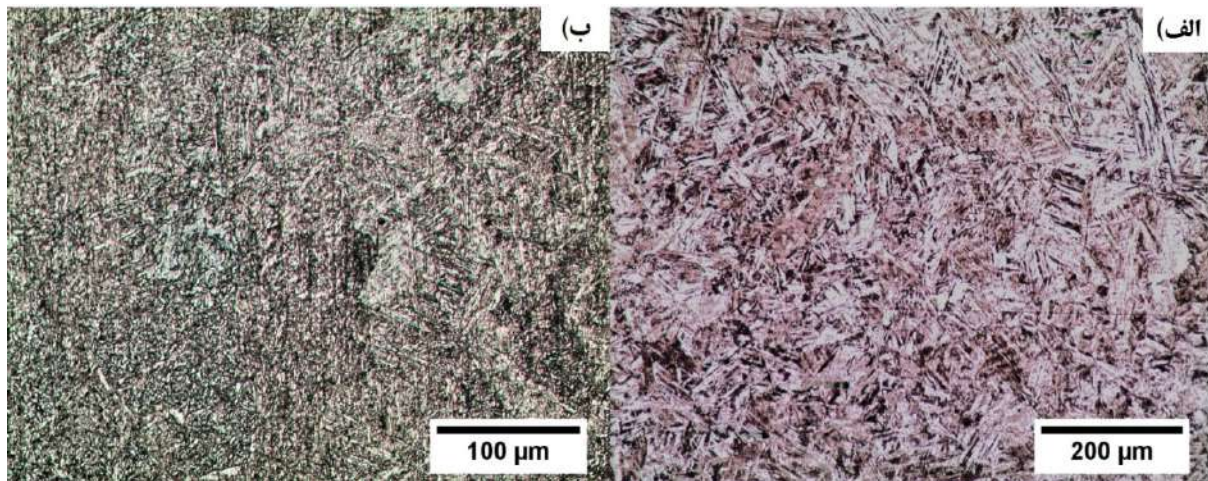
شماره نمونه	درصد فریت پاس ریشه	درصد فریت پاس آخر
ER2209	۳۵	۴۱
ER309L	۶	۱۰



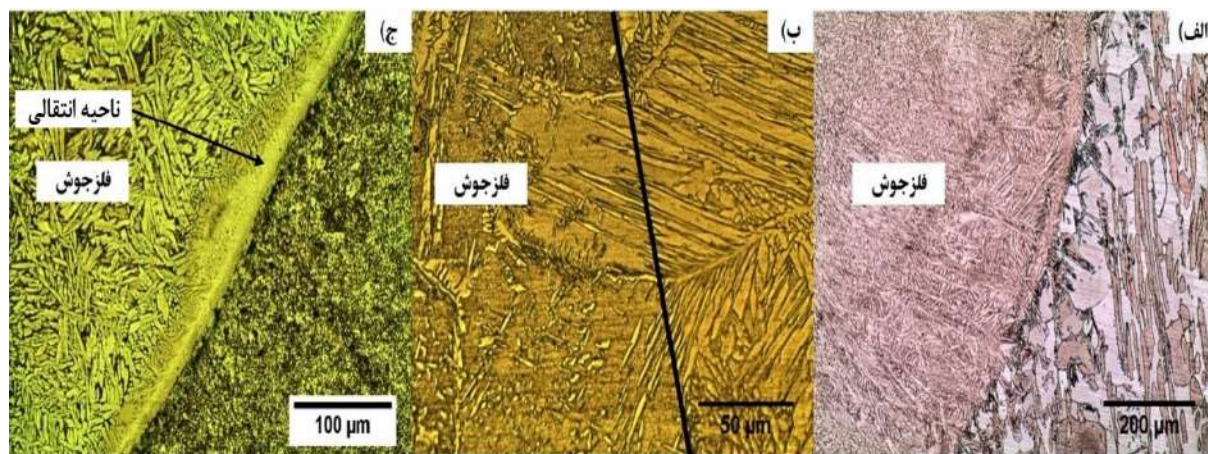
شکل 2- ریزساختار فلز جوش ER309L. الف) پاس ریشه، ب) آنالیز فازی تصویری پاس ریشه، ج) آنالیز فازی عددی پاس ریشه، د) پاس آخر، ه) آنالیز فازی تصویری پاس آخر و ی) آنالیز فازی عددی پاس آخر

از این رو فقط بخشی از آن به مارترزیت استحاله می یابد و بخشی دیگر به عنوان آستنیت استحاله نیافته باقی می ماند. با این مکانیزم جزایر غنی از کربن شامل MA در دماهای پایین و بین فریت های سوزنی تشکیل می گردد [16 و 17]. میزان کروم و نیکل معادل فلزهای پایه و پرکننده، براساس دیاگرام WRC-1992 محاسبه شده و در جدول (3) ارائه شده است. میزان رقت فلزجوش با استفاده از تصویر ماکروسکوپی و با کمک نرم افزار Infinity Analyze تعیین شد. سپس با توجه به ترکیب شیمیایی موجود در جدول (1) و میزان رقت فلزهای پایه، ترکیب شیمیایی فلزجوش محاسبه گردید. با استفاده از دیاگرام شفلر و WRC-1992 درصد فریت پاس ریشه، مد انجمادی و ریزساختار فلز جوش پیش بینی گردید که

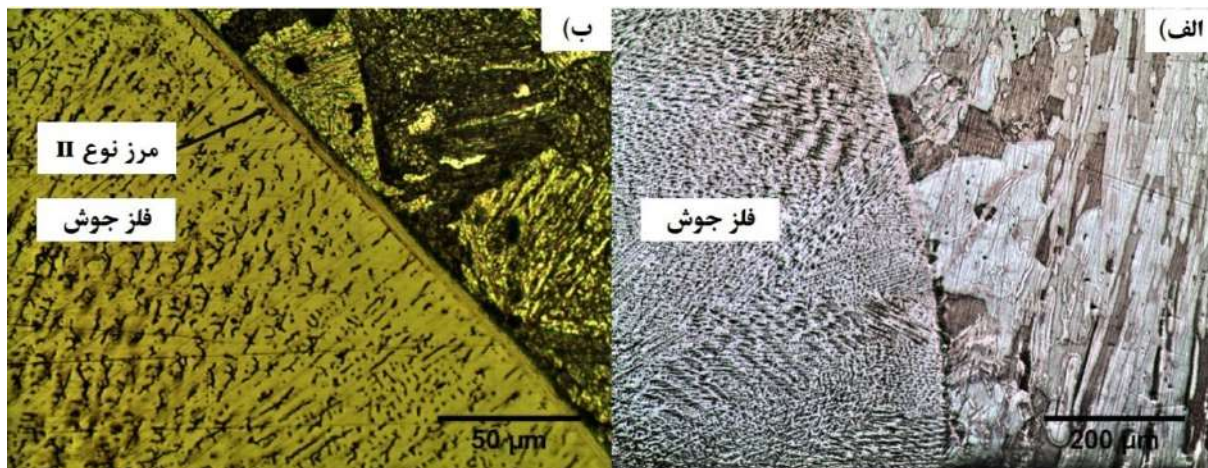
طور کامل به آستنیت تبدیل می گردد. با سرد شدن آستنیت، فریت در مرزدانه جوانه می زند و به سمت درون دانه رشد می کند. با کاهش دما و قابلیت تحرک جبهه رشد صفحات فریت مرزدانه ای، فریت ویدمن اشتاتن تشکیل می شود. با کاهش بیشتر دما، سرعت رشد فریت ویدمن اشتاتن به درون دانه نیز کاهش می یابد و جوانه های جدید فریت در جلوی آن تشکیل می شود که منجر به ایجاد فریت سوزنی می گردد. در مراحل انتهایی تبدیلی آستنیت به فریت سوزنی کربن مازاد بر حلالیت فریت پس زده می شود و باعث افزایش کربن در آستنیت استحاله نیافته (باقی مانده) می گردد. از طرفی آستنیت به دلیل جدایش ایجاد شده غنی از کربن و عناصر پایدار کننده نظیر نیکل و منگنز است.



شکل 3- ریزساختار فلز جوش KJS-124. الف) پاس ریشه و ب) پاس آخر



شکل 4- فصل مشترک فلز جوش ER2209 با فلزهای پایه الف) DSS 2205، ب) DSS 2205 با بزرگنمایی بیشتر و ج) API 5L X80

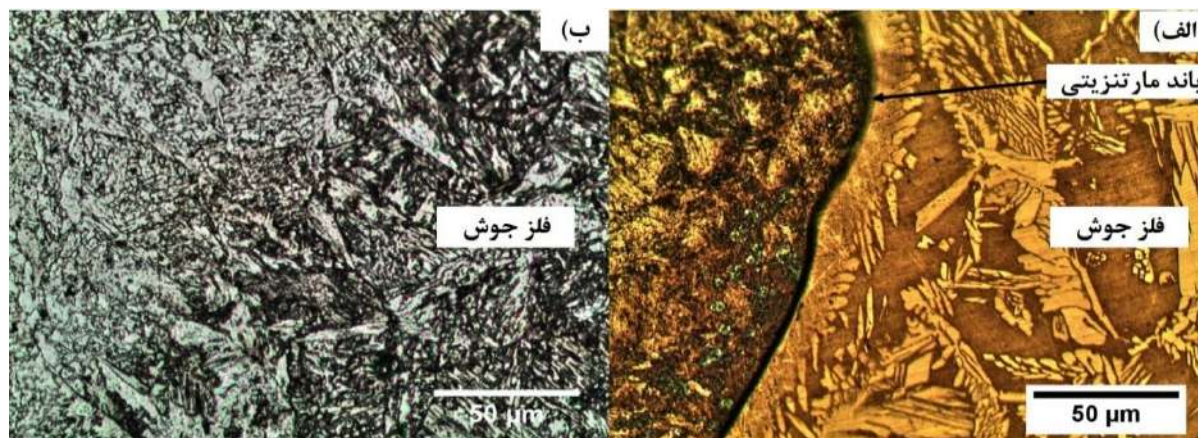


شکل 5- فصل مشترک فلز جوش ER309L با فلزهای پایه الف) DSS 2205 و ب) API 5L X80

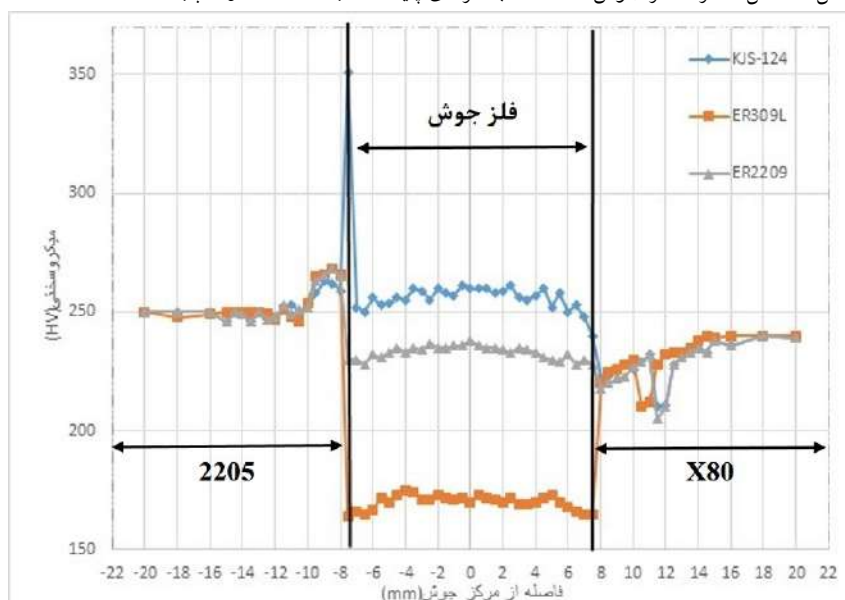
ب- فصل مشترک فلز جوش با فلزهای پایه

فصل مشترک فلز جوش ER2209 با فلزهای پایه در شکل (4) نمایش داده شده است. شکل (4-الف) و (4-ب) مربوط به

نتایج آن در جدول (3) ارائه شده است. برای بررسی پیش بینی انجام شده، درصد فاز فریت با استفاده از دستگاه فریت اسکوپ تعیین گردید که نتایج آن در جدول (4) آورده شده است.



شکل 6- فصل مشترک فلز جوش KJS-124 با فلزهای پایه الف) ER2205 و ب) API 5L X80



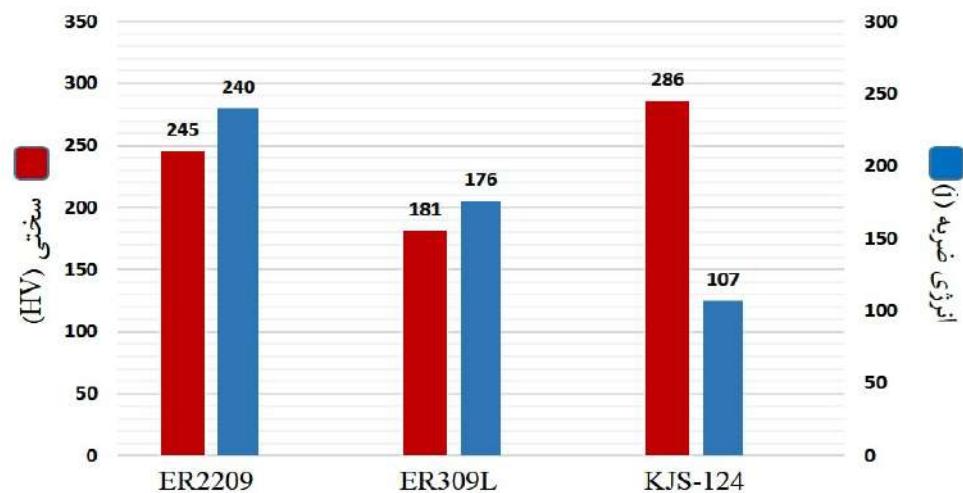
شکل 7- پروفیل سختی نواحی مختلف اتصال

دلیل تفاوت ترکیب شیمیایی و ساختار کریستالی رشد اپی تکسیال متوقف می گردد و فلز جوش به صورت ناهمگن روی فلز پایه جوانه زنی می کند. در ادامه و با سرد شدن فلز جوش و ناحیه متأثر از حرارت فلز پایه، در محدوده دمایی که هردو دارای ساختار آستنیتی هستند، فصل مشترک به صورت FCC-FCC با عدم انطباق قابل توجه می باشد که انرژی بالایی دارد و متحرک است. این مرز به دلیل گرادیان دمایی، شیب ترکیبی و انرژی کرنشی ناشی از تفاوت پارامتر شبکه کریستالی، فاصله کوتاهی را به سمت داخل فلز جوش طی می کند و با کاهش دما و یا استحاله فلز پایه به ساختار غیر FCC متوقف می شود [18 و 19].

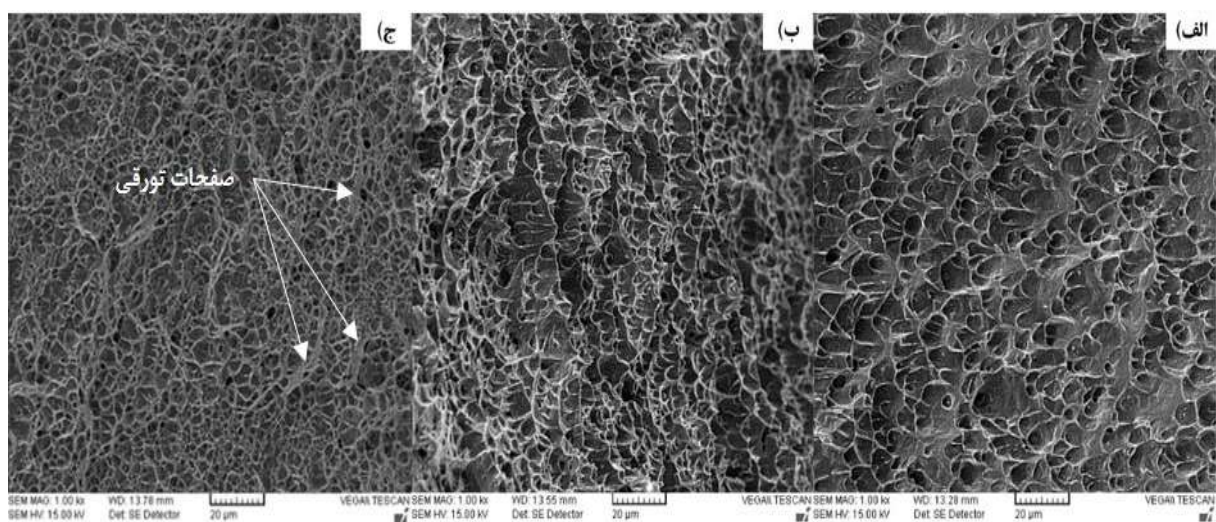
در شکل (4-ج) همچنین یک ناحیه انتقالی بین فلز جوش و فلز

ریزساختار فصل مشترک فلز جوش با فولاد DSS 2205 می باشد. از شکل مشاهده می شود که فصل مشترک بین فلز جوش و فولاد DSS 2205 کاملاً پیوسته و فاقد هرگونه ترک می باشد. به دلیل نزدیکی ترکیب شیمیایی فلز جوش و پایه و تشابه ساختار کریستالی، رشد اپی-تکسیال در این ناحیه به وضوح دیده می شود.

در فصل مشترک فلز جوش با فولاد API 5L X80 رشد اپی تکسیال مشاهده نمی شود که دلیل آن، تفاوت ترکیب شیمیایی و ساختار کریستالی فلز جوش و فلز پایه می باشد. پدیده دیگری که در این فصل مشترک دیده می شود، تشکیل مرز نوع II می باشد که در مجاورت مرز ذوب است. مکانیزم تشکیل مرز نوع II به این صورت است که در هنگام انجماد به



شکل 8- نتایج آزمون ضربه و سختی



شکل 9. تصاویر میکروسکوپی الکترونی سطوح شکست فلزات جوش. الف) ER2209، ب) ER309L و ج) KJS-124

آستنیتی با فولاد DSS 2205 از پیوستگی خوبی برخوردار است و رشد رقابتی در ساختار فلزجوش در مجاورت فصل مشترک دیده می شود. در فصل مشترک فلز جوش آستنیتی و فلز پایه API 5L X80 به دلیل تفاوت ترکیب شیمیایی بزرگ، رشد اپی تکسیال متوقف شده است و فلزجوش به صورت غیرهمگن روی فلز پایه جوانه زنی کرده است. در این فصل مشترک نیز به دلیل ایجاد فصل مشترک FCC-FCC در بازه ای از دما، مرز نوع II به وجود آمده است و ناحیه تشکیل مرز نوع II در فصل مشترک دیده می شود.

فصل مشترک فلز جوش KJS-124 با فلزهای پایه در شکل (6) نمایش داده شده است. از شکل مشاهده می شود که فصل

پایه دیده می شود. در جوش های غیرمشابه معمولاً این ناحیه انتقالی بین فلزجوش کاملاً مخلوط شده و فلز پایه تشکیل می گردد. اگر تفاوت ترکیب شیمیایی بین فلز پرکننده و فلز پایه بزرگ نباشد، این ناحیه انتقالی غیرقابل تشخیص است، بویژه اگر ناحیه انتقالی و ناحیه ذوب ترکیب شده دارای ریزساختار مشابه باشند. هنگامی که تفاوت ترکیب شیمیایی بزرگ است ناحیه انتقالی قابل تشخیص است. بنابراین با توجه به تفاوت ترکیب شیمیایی فلز جوش ER2209 و فلز پایه این ناحیه به وضوح مشاهده می گردد. فصل مشترک فلزجوش ER309L با فلزهای پایه در شکل (5-الف) و (5-ب) نشان داده شده است. در شکل (5-الف) مشخص است که فصل مشترک فلزجوش

یک عنصر حل شونده بین نشین می تواند تاثیر زیادی بر افزایش سختی و استحکام داشته باشد.

نتایج آزمون ضربه شاری برای فلزجوش نمونه های مختلف در شکل (8) نشان می دهد که فلز جوش ER2209 دارای بیشترین مقدار انرژی ضربه (بهترین چقرمگی شکست) می باشد. پس از آن، بیشترین انرژی ضربه به ترتیب مربوط به فلزات جوش ER309L و KJS-124 می باشد. بیشتر بودن انرژی ضربه فلزجوش ER2209 ناشی از پیچیدگی فصل مشترک فریت-آستنیت در ساختار دوفازی آن است. پیچیدگی فصل مشترک به دلیل افزایش مانع در مسیر اشاعه ترک باعث بهبود چقرمگی و افزایش انرژی ضربه ای می شود. فلزجوش ER309L به دلیل وجود مقداری فریت دلتا در زمینه آستنیتی خود، انرژی ضربه قابل قبولی را نشان می دهد. فلزجوش KJS-124 به دلیل وجود فاز مارتنزیت و جزایر M-A در ریزساختار انرژی ضربه کمتری را در مقایسه با سایر فلزهای جوش از خود نشان می دهد.

تصویر سطوح شکست نمونه های ضربه مختلف در شکل (9) نمایش داده شده است. در سطح شکست فلزات جوش ER2209 و ER309L تعداد زیادی دیمپل های سهمی شکل نسبتا درشت دیده می شود که نشان از حالت شکست نرم فلزات جوش آنها می باشد. شکل (9-الف) مربوط به سطح شکست فلز جوش ER2209 دارای تعداد دیمپل های بیشتر و بزرگتری می باشد که نشان از نرم تر بودن شکست آن دارد. در مقابل سطح شکست فلز جوش KJS-124 دارای دیمپل های به مراتب کمتری و ریزتری بوده است و بعضی سطوح شکست تورقی نیز در آن مشاهده می شود که تمایل به شکست نرم در آن را کاهش و تمایل به شکست ترد را افزایش داده است. این وضعیت می تواند به حضور جزایر M-A و فاز مارتنزیت در ریزساختار فلزجوش آن مرتبط باشد.

4- نتیجه گیری

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

مشترک فلز جوش با هر دو فلز پایه از پیوستگی خوبی برخوردار است و فاقد هر گونه ترک و ناپیوستگی است. با توجه به شکل (6-الف)، در فصل مشترک فلزجوش با فولاد DSS 2205 به دلیل تفاوت ترکیب شیمیایی بزرگ، رشد اپی تکسیال متوقف می شود و فلزجوش به صورت غیرهمگن روی فلز پایه جوانه زنی می کند. به دلیل امکان ایجاد فصل مشترک FCC-FCC در محدوده ای از دما و برخی مناطق فصل مشترک، مرز نوع II ایجاد شده است و ناحیه تشکیل مرز نوع II دیده می شود. علاوه بر این یک بانده مارتنزیتی در مرز ذوب دیده می شود. تشکیل این بانده مارتنزیتی میتواند ناشی از ذوب شدن فلز جوش و سرد شدن سریع آن در در کناره خط ذوب پس از انجماد حوضچه جوش باشد. تغییرات ریزسختی در کناره های جوش در فصل مشترک فلز جوش با فلز پایه DSS 2205 نیز وجود نوار نازک مارتنزیتی را تایید می کند (شکل (7)). وجود لایه نازک مارتنزیتی در فصل مشترک توسط دیگر محققان نیز گزارش گردیده است [7]. شکل (6-ب) نشان می دهد که فصل مشترک فلزجوش با فلز پایه API 5L X80 پیوسته می باشد و در این فصل مشترک به دلیل نزدیکی ترکیب شیمیایی و نقطه ذوب فلز پایه و جوش رشد اپی تکسیال روی داده است. با توجه به رشد دانه در ناحیه متأثر از حرارت در مجاورت مرز ذوب، دانه های درشت در فلزجوش، به دلیل رشد اپی تکسیال، ایجاد شده است.

3-2- خواص مکانیکی

در شکل (8) نتایج آزمون های سختی سنجی و ضربه گزارش گردیده است. از شکل مشاهده می شود که فلز جوش KJS-124 بالاترین سختی را دارد. علت این مسئله حضور فریت سوزنی به همراه جزایر M-A در ریزساختار میکروسکوپی آن می باشد که موجب افزایش سختی فلزجوش شده است. سختی فلزجوش ER2209 بیش از فلز جوش ER309L می باشد. ماهیت دوفازی ساختار فلزجوش ER2209 به همراه وجود مقداری نیتروژن در ترکیب شیمیایی سبب افزایش سختی نسبت به فلزجوش آستنیتی ER309L شده است. نیتروژن به عنوان

- [3] H. Aydin, and T.W. Nelson, "Microstructure and mechanical properties of hard zone in friction stir welded X80 pipeline steel relative to different heat input", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 586, pp.313-322, 2013.
- [4] J. Wang, M.X. Lu, L. Zhang, W. Chang, L.N. Xu, and L.H. Hu, , "Effect of welding process on the microstructure and properties of dissimilar weld joints between low alloy steel and duplex stainless steel", *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, Vol. 19, No. 6, pp.518-524, 2012.
- [5] J. C. Lipold, D. J. Kotecki, "welding metallurgy and weldability of stainless steels", John Wiley & Sons, 2005.
- [6] S. Wang, Q. Ma, and Y. Li, "Characterization of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welded joint between 2205 duplex stainless steel and 16MnR", *Materials & Design*, Vol. 32, No. 2, pp. 831-837, 2011.
- [7] B. I. Mendoza, Z. C. Maldonado, H. A. Albiter, and P. E. Robles. "Dissimilar welding of super duplex stainless steel/HSLA steel for offshore applications joined by GTAW", *Journal of Engineering*, Vol. 2, No. 7, pp. 520-528, 2010.
- [8] M. Yousefieh, M. Shamanian, A.R. Arghavan, "Analysis of Design of Experiments Methodology for Optimization of Pulsed Current GTAW Process Parameters for Ultimate Tensile Strength of UNS S32760 Welds", *Journal of Metallography, Microstructure and Analysis*, Vol. 1, No. 2, pp. 85-91, 2012.
- [9] S. Kou, "Welding metallurgy", John Wiley & Sons, 2003.
- [10] م. جولا، س.ر. علوی زارع و ر. دهملایی، "تاثیر حرارت ورودی بر ریزساختار فلز جوش اتصال غیرمشابه فولاد زنگنزن AISI316 و فولاد مقاوم به حرارت A387-Gr.91"، اولین همایش منطقه ای مهندسی جوش و بازرسی فنی خوزستان، 1395.
- [11] M. Jula, R. Dehmlaei, and S.R. Alavi Zaree, "Statistical Approach to the Corrosion Behavior of Dissimilar Welds of A387-Gr91/AISI316 Steels with PCGTAW Process", *Journal of Advanced Materials and Processing*, Vol. 5, No. 1, pp. 3-12, 2017.
- [12] American Welding Society, "Standard Procedures for Calibrating Magnetic Instruments to Measure the Delta Ferrite Content of Austenitic and Duplex Ferritic-Austenitic Stainless Steel Weld Metal", AWS A4.2M, 2006.
- [13] R.W. Messler, "Principles of Welding", John Wiley & Sons, 1999.
- [14] American Society for Testing and Materials, "Standard
- مشخص گردید که فلزجوش ER2209 دارای ریزساختار دوفازی آستنیت-فریت است که آستنیت در مرزدانه های فریت و به صورت صفحات ویدمن اشتاتن درون دانه های آن وجود دارد. فلزجوش ER309L دارای ریزساختار با زمینه آستنیتی همراه با فریت دلتای اسکلتی و فلزجوش KJS-124 دارای ریزساختار با فریت مرزدانه ای، ویدمن اشتاتن و سوزنی همراه با جزایر M-A می باشد.
 - در فصل مشترک های ER2209/DSS2205، ER309L/DSS 2205 و KJS-124/API 5L X80 اپی تکسیال و در فصل مشترک ER2209/API 5L X80 و ER309L/API 5L X80 و KJS-124/DSS 2205 یک ناحیه انتقالی به همراه مرز نوع II مشاهده شد. مشخص گردید که در فصل مشترک KJS-124/DSS 2205 یک باند مارتنزیتی تشکیل گردیده است.
 - نتایج نشان داد که میزان فریت در پاس ریشه فلزهای جوش ER2209 و ER309L، به دلیل تفاوت در رقت و بازگرمایش ناشی از پاس های بعدی جوشکاری، کمتر از پاس نهایی می باشد.
 - بیشترین مقدارسختی معادل 286 ویکرز برای فلز جوش KJS-124 و کمترین مقدار سختی معادل 181 ویکرز برای فلزجوش ER309L به دست آمد.
 - بیشترین انرژی ضربه ای به ترتیب برای فلزهای جوش ER2209، ER309L و KJS-124 به میزان 240، 176 و 107 ژول به دست آمد. بررسی سطح شکست نمونه های ضربه نشان داد که حالت شکست فلزجوش ER2209 و ER309L نرم و KJS-124 مایل به ترد می باشد.

منابع

- [1] Ramkumar, K. Devendranath, D. Mishra, G. Thiruvengatam, S. P. Sudharsan, T. H. Mohan, V. Saxena, R. Pandey, and N. Arivazhagan. "Investigations on the microstructure and mechanical properties of multi-pass PCGTA welding of super-duplex stainless steel. "Bulletin of Materials Science", Vol. 38, No. 4, pp. 837-846, 2015.
- [2] C. Farrar, "The alloy tree: a guide to low-alloy steels, stainless steels and nickel-base alloys", Elsevier, 2004.

- [17] F. Sheykh Jaber, and A.H. Kokabi. "Influence of nickel and manganese on microstructure and mechanical properties of shielded metal arc-welded API-X80 steel", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 21, No. 7, pp. 1447-1454, 2012.
- [18] J.C. Lippold, "Welding metallurgy and weldability", John Wiley & Sons, 2014.
- [19] س.ح. میرکریمی، خ. رنجبر، ر. دهملائی، "ارزیابی منطقه انتقالی در اتصال غیر همجنس فولاد کم آلیاژ فریتی A387-Gr.11 به فولاد زنگ نزن آستنیتی 316"، اولین کنفرانس بین‌المللی نفت، گاز، پتروشیمی و نیروگاهی، 1391.
- Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products", ASTM A370, 2008.
- [15] E. J. Barnhouse, and J. C. Lippold. "Microstructure/property relationships in dissimilar welds between duplex stainless steels and carbon steels", *WELDING JOURNAL*, Vol. 77, pp. 477-s_487-s, 1998.
- [16] ا. پارسایی راد، ص. معینی فر، م. عزیزیه و ر. پوریامنش، "بهبود خواص مکانیکی و ریز ساختاری فلز جوش فولاد API-X 70 جوشکاری شده به روش زیرپودری با استفاده از عملیات حرارتی"، اولین کنفرانس بین‌المللی نفت، گاز، پتروشیمی و نیروگاهی، 1391.

ارزیابی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال نفوذی تیتانیم و فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI 304

سیده زهرا انوری^{1*}، سعید دانش پور²، صفورا عشاقی³

1- استادیار، گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه پیام نور، تهران.

2- فارغ التحصیل کارشناسی ارشد مهندسی مواد (جوشکاری)، موسسه دانش پژوهان پیشرو، اصفهان.

3- عضو هیات علمی موسسه دانش پژوهان پیشرو، اصفهان.

(دریافت مقاله: 1399/06/27؛ پذیرش مقاله: 1399/08/17)

چکیده

در این پژوهش به بررسی اتصال نفوذی بین تیتانیم و فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI 304 با استفاده از میان لایه نقره پرداخته شد. به منظور انجام این پژوهش، نمونه های تهیه شده پس از آماده سازی سطحی درون فیکسچر قرار گرفتند و در دماهای 750، 800 و 850 درجه سانتی گراد در سیکل های زمانی 30، 60 و 90 دقیقه درون کوره قرار گرفتند. ریزساختار منطقه ای اتصال و تغییرات فازی فصل مشترک اتصال با استفاده از میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی و پراش پرتوی ایکس بررسی شد. سپس با استفاده از دستگاه سختی سنجی، سختی نمونه های اتصال اندازه گیری شد و در آخر استحکام برشی نمونه ها اندازه گیری شد. بررسی تصاویر میکروسکوپ نوری بیانگر نفوذ نقره در تیتانیم و نفوذ جزئی نقره در فولاد زنگ نزن بود. از طرفی افزایش دما سبب افزایش ناحیه ای نفوذی و همچنین بزرگ شدن اندازه ی دانه در نمونه ها شد. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه شده از نمونه ها نیز نفوذ نقره در تیتانیم و نفوذ جزئی آن در فولاد زنگ نزن را تایید کردند. نتایج آزمون آنالیز فازی بر روی نمونه ها نشان داد افزایش دما به 800 درجه سانتی گراد باعث تشکیل ترکیبات بین فلزی Ag_3Fe_2 و $TiAg$ می شود که وجود ترکیب بین فلزی $TiAg$ باعث افزایش سختی در نمونه ها می شود به همین دلیل نمونه در 800 درجه سانتی گراد بیشترین سختی را در منطقه ای اتصال تحت آزمایش سختی سنجی نشان داد. بررسی مقاومت برشی نمونه ها نشان داد افزایش دما باعث افزایش مقاومت برشی نمونه ها می شود و با افزایش دما از 850 درجه به دلیل تشکیل ترکیبات بین فلزی ترد و شکننده مقاومت برشی کاهش می یابد.

کلمات کلیدی: تیتانیم، فولاد زنگ نزن، اتصال نفوذی، میان لایه.

Microstructure and mechanical properties evaluation of diffusion bonded joints of titanium to AISI 304 austenitic stainless steel

S. Z. Anvari^{1*}, S. Daneshpour², S. Oshaghi³

1- Department of Mechanical Engineering, Payame Noor University (PNU)

2- M. Sc Graduated, Daneshpajooan Institute of Higher Education, Isfahan, Iran

3- Daneshpajooan Institute of Higher Education, Isfahan, Iran

(Received 17 September 2020 ; Accepted 7 November 2020)

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: szaanvari@gmail.com

Abstract

In this study, diffusion bonding between titanium and AISI 304 austenitic stainless steel by Ag interlayer was investigated. In order to carry out this research, samples prepared after surface preparation were placed inside the fixture and placed at the temperatures of 750, 800 and 850 °C in the 30, 60 and 90 min in the furnace under argon protective gas. The phase transformation and microstructure of diffusion bonding interfaces of the joints were studied using optical microscopy, scanning electron microscopy and x-ray diffraction. Then, the hardness of the samples was measured using a hardness test apparatus. Finally, the samples were tested after being placed in the shear strength test holder using a pressure test device and the shear strength of the samples was measured. Examination of optical microscopic images shows the diffusion of silver in titanium and the partial diffusion of silver in stainless steel. On the other hand, increasing the temperature increases the diffusion region as well as increasing the grain size in the specimens. SEM images from the samples also confirmed the diffusion of silver in titanium and partially diffusion into stainless steel. The results of the XRD test on the samples showed that the temperature rise to 800 °C leads to the formation of TiAg and Ag₃Fe₂ intermetallic compounds, which the existence of TiAg intermetallic compound increases the hardness of the sample. For this reason, the sample at 800 °C showed the highest hardness. The shear strength of the samples showed that the increase in temperature increased the shear strength of the samples and decreased the shear strength by increasing the temperature above 850 °C due to the formation of brittle intermetallic compounds.

Keywords: Titanium, Stainless steel, Diffusion bonding, Interlayer.

1- مقدمه

این فرایند پارامترهای قابل توجه فشار، زمان، دما و خواص متالورژیکی است. امروزه جوشکاری نفوذی کاربردهای فراوانی در صنایع هوا-فضا و انرژی اتمی دارد [9 و 10]. در زمینه انرژی اتمی، جوشکاری نفوذی در ساخت اجزای راکتورها استفاده می‌شود. یکی از اولین محصولات جوشکاری نفوذی ساخت المنت‌های سوختی برای اولین راکتور تجاری آب فشرده شده است [11].

اتصال غیر مشابه فولاد زنگ نزن به روش‌های حالت جامد بررسی شده است [12]. همچنین تحقیقات ارزشمندی در خصوص اتصال نفوذی تیتانیم و فولاد زنگ نزن صورت گرفته است [13-19]. بررسی‌های اولیه بر روی اتصال نفوذی تیتانیم و فولاد زنگ نزن نشان می‌دهد که ترکیبات بین فلزی بر پایه Fe، Cr و Ni تشکیل می‌شود. هنگامی که آلیاژهای تیتانیم به طور مستقیم به فولاد زنگ نزن پیوند داده می‌شوند، بسیاری از ترکیبات بین فلزی TiFe و TiFe₂ در اتصال جوش ایجاد می‌شود، زیرا حلالیت Ti در Fe بسیار کم است. همچنین از آنجایی که تیتانیم عنصر کاربیدزای قوی است، TiC نیز تشکیل می‌شود. از طرف دیگر تشکیل TiFe، TiFe₂، TiC سبب شکنندگی اتصال جوش می‌شوند و از طرفی به دلیل تفاوت عمده ضریب انبساط و انتقال حرارت بین آلیاژ Ti و فولاد،

تیتانیم و آلیاژهای آن یکی از بهترین مواد مهندسی برای کاربرد در صنعت به شمار می‌آیند [1 و 2]. تیتانیم و آلیاژهای آن به دلیل تشکیل فیلم اکسیدی پایدار، فوق العاده چسبنده و محافظ دارای مقاومت به خوردگی بالایی هستند [3]. به علاوه این آلیاژها دارای استحکام ویژه بالا، مقاومت فرسایشی خوب و دانسیته پایینی هستند. بنابراین به طور گسترده در صنایع هوا-فضا و صنایع شیمیایی مورد استفاده قرار می‌گیرند [4]. اتصال تیتانیم و فولاد به دلیل خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی خوب مورد توجه قرار گرفته است. اتصال تیتانیم و فولاد زنگ نزن در صنعت هسته‌ای کاربرد دارد [5]. از اتصال فولاد به تیتانیم در کاربردهای پزشکی نیز استفاده می‌شود [6]. استفاده از فرایندهای جوشکاری متداول این دو آلیاژ همراه با جدایش میکروساختار و ترکیب شیمیایی، تمرکز تنش و تشکیل ترکیبات بین فلزی است [7 و 8]. ایجاد اتصال بین فولاد و تیتانیم با استفاده از روش‌های ذوبی با مشکلاتی نظیر تشکیل فازهای مضر مانند FeTi و TiC همراه است [6]. بنابراین یکی از روش‌های پیشنهادی برای اتصال تیتانیم و فولاد اتصال نفوذی است [5]. اتصال نفوذی فرایند جوشکاری در حالت جامد است که در دمای بیشتر از نصف نقطه ذوب مواد انجام می‌شود. در

ریزساختاری، تصاویر میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌ها تهیه شد و با استفاده از دستگاه XRD آنالیز فازی با هدف مشخص شدن فازهای موجود بر روی نمونه‌ها انجام شد. سپس سختی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه سختی سنجی اندازه گیری شد. سرانجام نمونه‌ها به منظور بررسی مقاومت برشی با استفاده از دستگاه تست فشار مورد آزمایش استحکام برشی قرار گرفتند.

2- مواد و روش انجام آزمایش

مواد اولیه مورد استفاده در این پژوهش مفتول فولاد زنگ نزن 304 و مفتول تیتانیم گرید 5 بود. مفتول فولاد و تیتانیم به صورت استوانه‌هایی با قطر 4 میلی‌متر و ارتفاع 7 میلی‌متر توسط دستگاه وایرکات برش داده شدند. ترکیب شیمیایی فولاد و تیتانیم مورد استفاده و همچنین ترکیب شیمیایی استاندارد آن‌ها در جدول (1) و (2) آورده شده است. از نقره خالص با درصد خلوص 98% که به میزان 84 درصد نورد سرد شده بود و با ضخامت 0/2 میلی‌متر به عنوان لایه میانی اتصال استفاده شد. به منظور ایجاد اتصال، نمونه‌ها به صورتی که در شکل (1) نشان داده شده است روی یکدیگر قرار گرفتند و در فیکسچر (شکل (2)) قرار داده شدند. فیکسچر استفاده شده از پروفیل آهنی در ابعاد 3×3 سانتی‌متر ساخته شد که یک پیچ فولادی جهت نگه‌داری نمونه‌ها و برقراری فشار بر روی آن تعبیه شده است.

فشار ثابت اعمالی با استفاده از یک گشتاورسنج بر روی نمونه‌ها اعمال گردید. نمونه‌ها در کوره‌ی الکتریکی با قابلیت عملیات حرارتی تحت گاز خنثی آرگون در دماها و زمان‌های مختلف نگهداری شدند. شرایط انجام تست و کد اختصاص داده شده به نمونه‌ها در جدول (3) آورده شده است. همچنین در تمامی اتصال‌ها فشار اعمالی 3 MPa انتخاب شد.

به منظور تعیین فازها و درصد آنها از روش پراش پرتو اشعه‌ی ایکس به وسیله‌ی دستگاه XRD مدل فیلیپس استفاده شد و با استفاده از نرم افزار دستگاه XRD فازهای موجود با استفاده از عناصر اولیه تعیین شد. بررسی‌های ریز ساختاری با استفاده از

تنش داخلی ایجاد می‌شود که منجر به ایجاد ترک می‌شود [5]. در زمینه اتصال نفوذی تیتانیم و فولاد تحقیقات فراوانی انجام شده است که می‌توان به جوشکاری نفوذی این فلز به فولادهای مختلف با لایه‌های میانی متفاوت از جمله نیکل، نقره، مس و لایه‌های میانی ترکیبی اشاره کرد [20]. قوش و همکارانش [5] به بررسی اتصال تیتانیم و فولادزنگ نزن آستینیتی 304 بدون میان لایه در دمای 950 - 850 درجه سانتی‌گراد تحت فشار 2 MPa پرداختند. نتایج تحقیقات آن‌ها نشان داد که در اثر فرایند اتصال در ناحیه نفوذی در مجاور فولاد فاز σ و در مجاور تیتانیم محلول جامد β -Ti حاوی Fe, Cr و Ni تشکیل شده است. همچنین در منطقه واکنش فازهای FeTi و Fe_2Ti تشکیل شده است. در بررسی دیگری کاندو و همکارانش [16] اتصال نفوذی بین تیتانیم خالص تجاری و فولاد زنگ نزن 304 با استفاده از میان لایه مس را مورد بررسی قرار دادند. بالاترین استحکام اتصال در دمای 900 درجه سانتی‌گراد به دست آمد. همچنین نتایج نشان داد که افزایش دمای اتصال باعث کاهش استحکام اتصال می‌شود. در تحقیقی الریفی و همکارانش [17] اتصال نفوذی تیتانیم به فولاد با استفاده از آلیاژ پایه مس به عنوان میان لایه را مورد بررسی قرار دادند. نتایج نشان داد که پیوند اتصالات در دمای پائین‌تر از 800 درجه سانتی‌گراد حتی به مدت 180 دقیقه امکان پذیر نیست. با این حال اتصالات در دمای 850 درجه سانتی‌گراد در هر مدت زمانی به طور موفقیت آمیز انجام گرفت. از طرفی استفاده از میان لایه مس باعث می‌شود از نفوذ و انتقال اتمی بین Ti و Fe و Cl به طور مؤثر جلوگیری شود و بنابراین ترکیبات بین فلزی Fe-Ti و Ti-C شکل نمی‌گیرند. هی و همکارانش [15] اتصال تیتانیم و فولاد زنگ نزن با میان لایه نیکل را بررسی و بهترین اتصال را در دمای 850 درجه سانتی‌گراد گزارش کردند.

در پژوهش حاضر به بررسی اتصال نفوذی بین فولاد زنگ نزن 304 و تیتانیم گرید 5 با میان لایه‌ی نقره با هدف دستیابی به اتصال ایده آل با بیشترین استحکام ممکن است. برای این منظور نمونه‌های تهیه شده در دماها و زمان‌های مشخص درون کوره تحت گاز محافظ آرگون قرار گرفتند و برای بررسی‌های

جدول 1-آنالیز ترکیب شیمیایی فولاد 304

عنصر	Fe	Cr	Ni	C
نمونه استفاده شده (%wt.)	مابقی	۱۸/۳۵	۸/۹	۰/۰۶
نمونه استاندارد (%wt.)	مابقی	۱۹	۹	۰/۰۸

جدول 2-آنالیز ترکیب شیمیایی تیتانیوم گرید 5

عنصر	Ti	Al	V
نمونه استفاده شده (%wt.)	۹۳/۴۳	۴/۲۳	۲/۱۳
نمونه استاندارد (%wt.)	مابقی	۵/۵۰	۳/۵۰

جدول 3-شرایط انجام تست و کد اختصاص داده شده به نمونه ها

کد نمونه	دمای اتصال	زمان اتصال (دقیقه)
750T60M	۷۵۰°C	۶۰
750T90M	۷۵۰°C	۹۰
750T120M	۷۵۰°C	۱۲۰
800T60M	۸۰۰°C	۶۰
800T90M	۸۰۰°C	۹۰
800T120M	۸۰۰°C	۱۲۰
850T60M	۸۵۰°C	۶۰
850T90M	۸۵۰°C	۹۰
850T120M	۸۵۰°C	۱۲۰

مدل H25KS مورد آزمایش قرار گرفتند و میزان استحکام برشی هر یک از نمونه‌ها اندازه گیری شد. در شکل (3) تصویر شماتیک نگهدارنده‌ی آزمون استحکام برشی آورده شده است. همچنین در شکل (4) نحوه‌ی قرارگیری نمونه‌ها در نگهدارنده‌ی آزمون استحکام برشی نشان داده شده است.

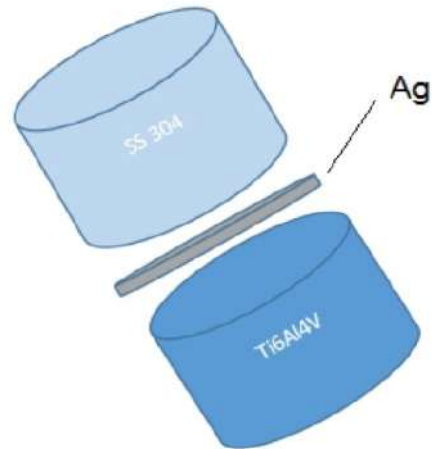
3-نتایج و بحث

3-1- نحوه اتصال و بررسی‌های ریزساختاری و فازی

در بررسی نمونه‌های اتصال یافته مشخص شد که در زمان کمتر

میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل FEI ESEM QUANTA 200 انجام شد. آنالیز عنصری فازهای مختلف، توسط آشکارساز EDAX مدل EDS Silicon Drift 2017 انجام شد. به منظور بررسی سختی نمونه‌های اتصال یافته، از دستگاه میکروسختی سنجی به روش ویکرز با نیروی 0/1 کیلوگرم با زمان نشست 10 ثانیه بر روی نمونه‌ها استفاده شد. جهت به دست آوردن استحکام برشی قطعات جوشکاری شده نمونه‌ها از نگهدارنده‌ای از جنس آهن استفاده شد. نمونه‌ها پس از قرار گرفتن در نگهدارنده، با استفاده از دستگاه تست فشار هانسفیلد

از 60 دقیقه برای هیچ کدام از دماها و در دمای کمتر از 750 درجه سانتی گراد به دلیل دمای ناکافی جهت کامل شدن نفوذ، برای هیچ یک از زمانها اتصالی صورت نگرفت. به طور کلی می توان گفت برای انجام این آزمایش محدودیت هایی از نظر دما، زمان و فشار وجود دارد. اگر دما به بیش از 850 درجه سانتی گراد افزایش یابد، میان لایه نقره به نقطه ی ذوب خود نزدیک می شود و شروع به تغییر حالت می کند. در این صورت فشار به صورت خودکار کاهش می یابد. زمانی که فشار از 2 MPa کمتر می شود، هیچ نقطه ی اتصالی میان فلز پایه و میان لایه اتفاق نمی افتد. از طرف دیگر اگر فشار بیشتر از 5 MPa شود تغییر فرم پلاستیک اتفاق می افتد. اگر زمان انجام آزمایش کمتر از 60 دقیقه باشد به دلیل زمان ناکافی برای انجام واکنش های نفوذ، فرایند اتصال اتفاق نمی افتد. از طرف دیگر اگر زمان انجام آزمایش از 120 دقیقه بیشتر شد اتصال قوی اتفاق نمی افتد که دلیل آن را می توان به تغییر شکل پلاستیک نمونه ها و همچنین تشکیل ترکیبات ترد بین فلزی ارتباط داد. با توجه به ظاهر نمونه های اتصال یافته در نمونه های با کد 850T60M و 800T60M، 750T90M، 750T60M اتصال قوی برقرار شد. بنابراین در ادامه خواص اتصال این نمونه ها مورد ارزیابی قرار گرفت.



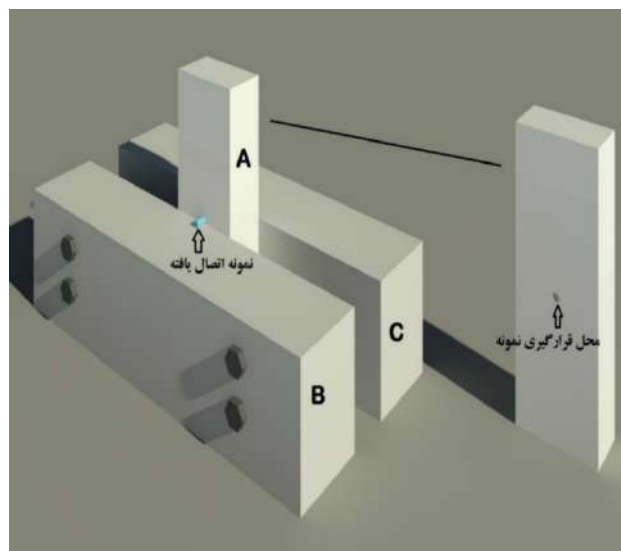
شکل 1- تصویر شماتیک قرار گرفتن نمونه های اتصال بر روی یکدیگر



شکل 2- نحوه قرارگیری نمونه ها در فیکسچر



شکل 4- نحوه ی قرارگیری نمونه ها در نگهدارنده ی آزمون استحکام برشی



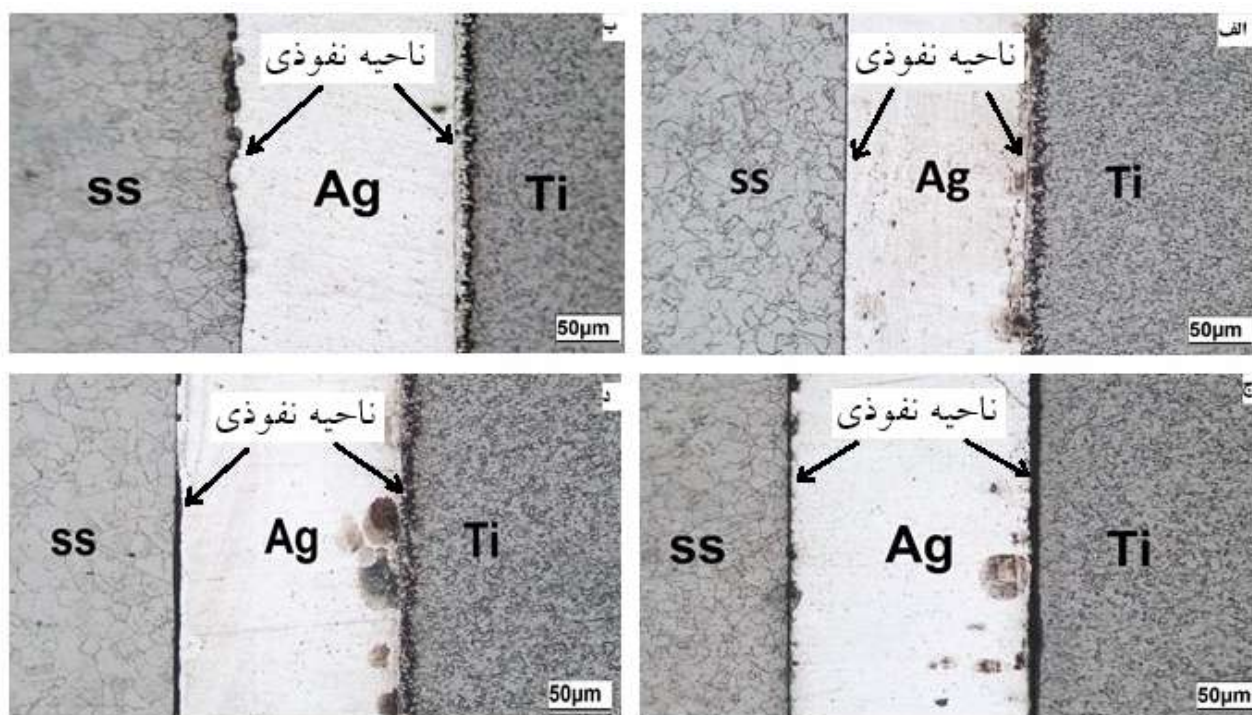
شکل 3- تصویر شماتیک نگهدارنده ی آزمون استحکام برشی

جدول 4-اندازه دانه نمونه های اتصال یافته

نمونه	750T60M	750T90M	800T60M	850T60m
اندازه دانه تیتانیوم (μm)	۱۲/۳	۱۳/۷	۱۵/۸	۱۸/۸

جدول 5-استحکام برشی نمونه های اتصال یافته

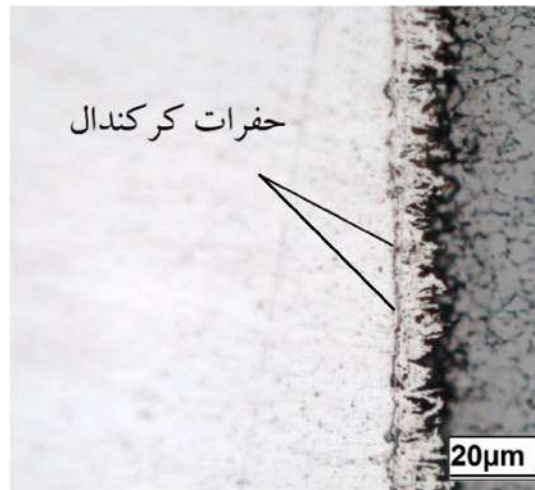
کد نمونه	750T60M	750T90M	800T60M	850T60M
استحکام برشی (MPa)	۵۶	۳۲	۱۰۱	۱۶۰



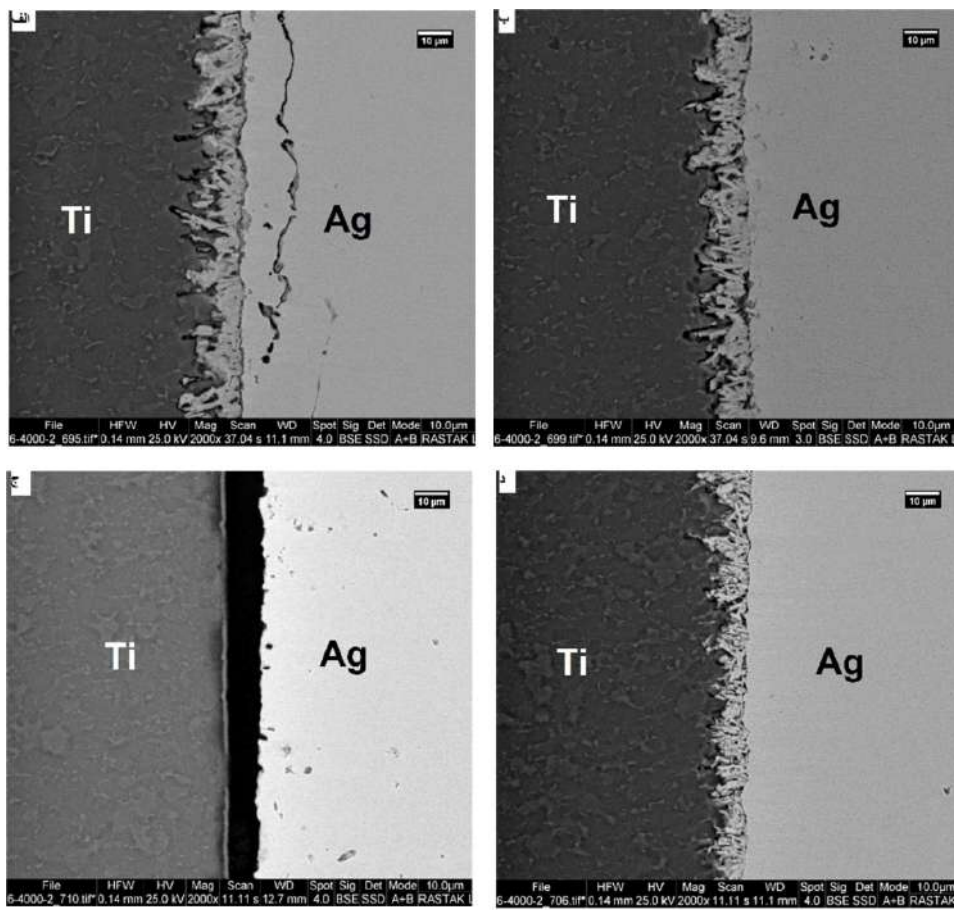
شکل 5-تصاویر میکروسکوپی نوری (الف) 750T60M، (ب) 750T90M، (ج) 800T60M و (د) 850T60M

که این افزایش برای نمونه های تیتانیوم محسوس تر می باشد. به منظور بررسی دقیق تر، میانگین اندازه ی دانه ی تیتانیوم در نمونه های اتصال یافته با استفاده از نرم افزار Image J اندازه گیری شد و نتایج در جدول (4) آورده شده است. با توجه به جدول، افزایش دما و زمان باعث افزایش اندازه ی دانه در نمونه های اتصال یافته شده است که دلیل این افزایش را می توان به احاطه شدن دانه های کوچک توسط دانه های بزرگ تر در نتیجه ی افزایش دما و زمان اتصال نسبت داد. همان گونه که آتاسای و همکارانش [21] در پژوهش خود که در آن اتصال نفوذی بین تیتانیوم خالص تجاری و فولاد کم کربن

در تصاویر تهیه شده با استفاده از میکروسکوپ نوری (شکل (5)) اتصال و نفوذ مناسب در اتصال نقره- تیتانیوم به وضوح قابل مشاهده است. همانگونه که از تصاویر میکروسکوپی نوری مشخص شده است با افزایش دما، طول ناحیه ی نفوذی افزایش یافته که علت آن افزایش نفوذ اتم ها با افزایش دماست. در تحقیقاتی که تاکنون در زمینه جوشکاری نفوذی انجام شده است با افزایش دمای فرآیند جوشکاری طول ناحیه ی نفوذی افزایش یافته است. با توجه به تصاویر، مشاهده می شود که با افزایش دما و زمان اتصال اندازه ی دانه در نمونه ها تا حدودی افزایش یافته است.



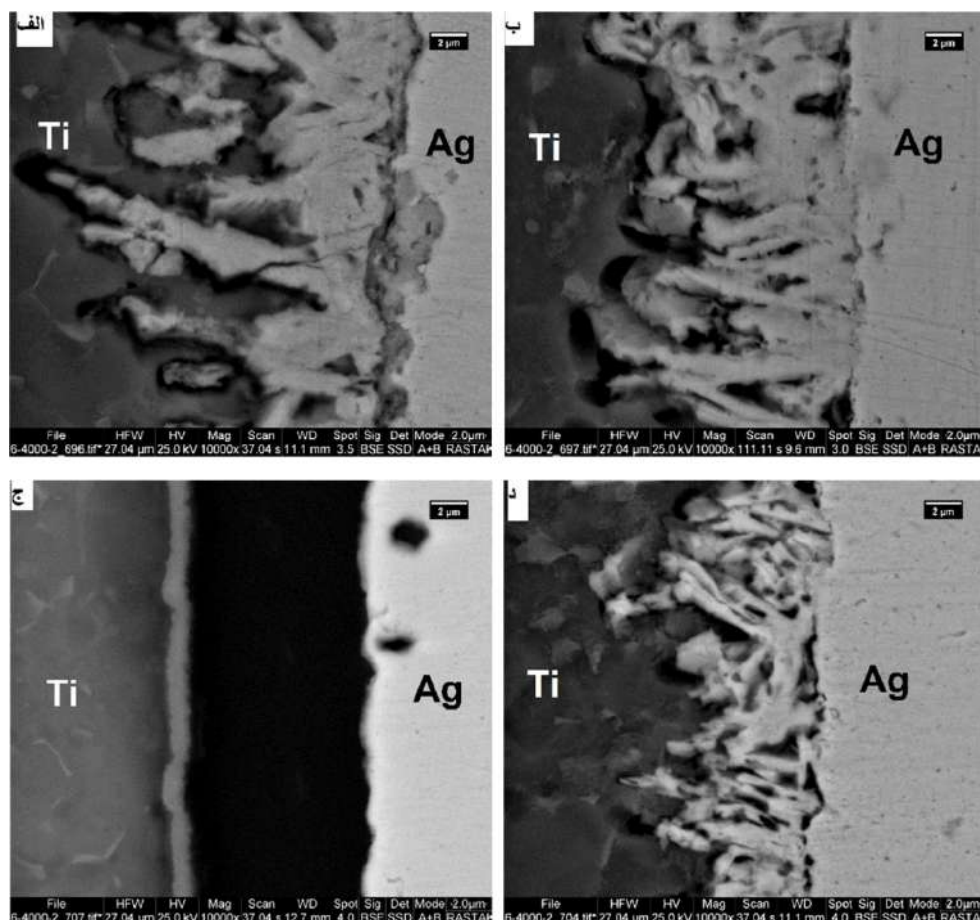
شکل 6- حفرات کرکندال تشکیل شده در لایه نقره در نمونه 750T90M



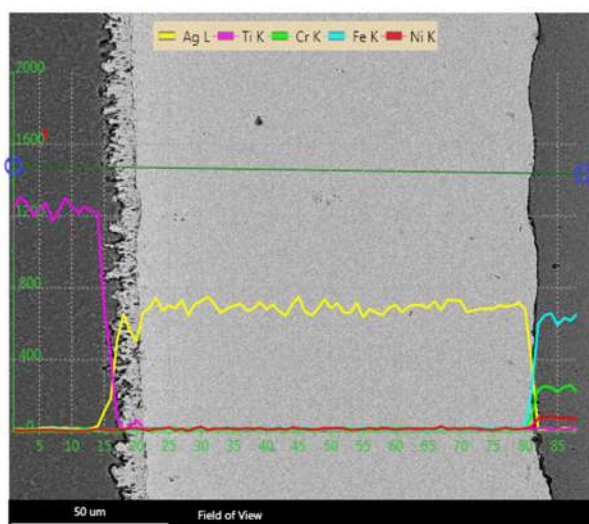
شکل 7- تصاویر میکروسکوپی الکترونی نمونه های (الف) 750T60M، (ب) 750T90M، (ج) 800T60M و (د) 850T60M

از حد اندازه‌ی دانه مطلوب نیست و می‌تواند آثار مخربی بر روی نمونه داشته باشد. در پژوهشی ولمورگان و همکارانش [22] اتصال نفوذی فولاد و تیتانیوم را بدون استفاده از میان لایه در محدوده دمای 650 تا 800 درجه سانتی‌گراد در

با میان لایه نقره را بررسی کردند به این نتیجه دست یافتند. آن‌ها پس از مشاهده تصاویر میکروسکوپی نمونه‌ها بعد از اتصال دریافتند که اندازه دانه در نمونه‌های اتصال یافته با افزایش دما و زمان اتصال افزایش می‌یابد. لازم به ذکر است رشد بیش



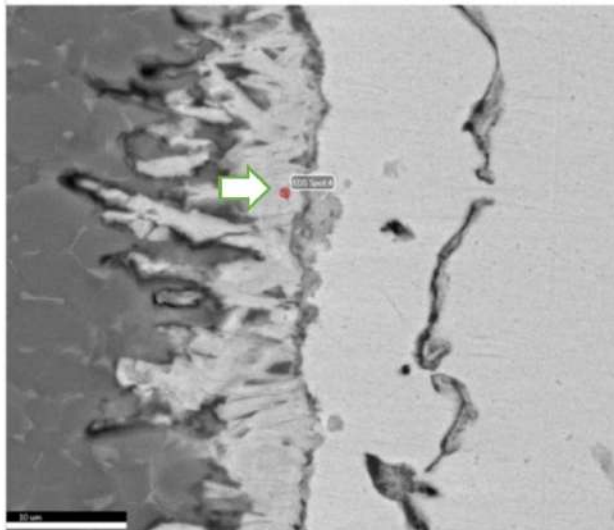
شکل 8- تصاویر میکروسکوپی الکترونی نمونه‌های الف) 750T60M، ب) 750T90M، ج) 800T60M و د) 850T60M با بزرگنمایی 10000 برابر



شکل 9- آزمون EDS نمونه ی 750T90M

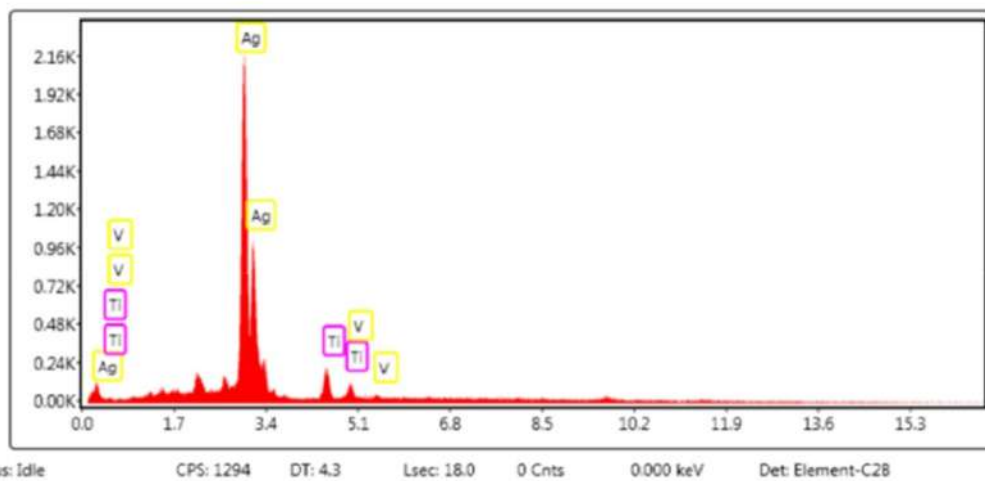
به منظور بررسی بیش تر ناحیه ی اتصال از نمونه‌ها تصاویر میکروسکوپ الکترونی تهیه شد. شکل (7) تصاویر میکروسکوپی الکترونی رویشی نمونه‌ها را نشان می‌دهد.

زمان 30 دقیقه مورد بررسی قرار دادند آن‌ها نیز پس از بررسی تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌ها دریافتند با افزایش دما، اندازه ی ذرات تیتانیوم افزایش می‌یابد. در شکل (6) حفراتی در نمونه 750T90M مشاهده می‌شود با مقایسه شکل، موقعیت و اندازه این حفرات با مراجع [23-25] این حفرات را می‌توان به عنوان حفرات ناشی از اثر کرکندال تلقی کرد. بر اساس اثر کرکندال فلزاتی که نقطه ذوب کمتری دارند، ضریب نفوذ بیشتری خواهند داشت و بالعکس. بر این اساس فلزی که نقطه ذوب کمتری دارد به داخل فلزی که نقطه ذوب بالاتری دارد نفوذ می‌کند و به دلیل این نفوذ، جاهای خالی در سمت فلز با نقطه ذوب کمتر افزایش می‌یابد. این جاهای خالی تشکیل حفره می‌دهند که به این حفرات، حفرات کرکندال گفته می‌شود. وجود این حفرات در نقره موید نفوذ نقره در تیتانیوم به علت نقطه ذوب پایین تر نقره نسبت به تیتانیوم است.



eZAF Smart Quant Results

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.
AgL	87.16	75.45	1260.65
TiK	8.63	16.82	126.23
V K	4.22	7.73	57.27

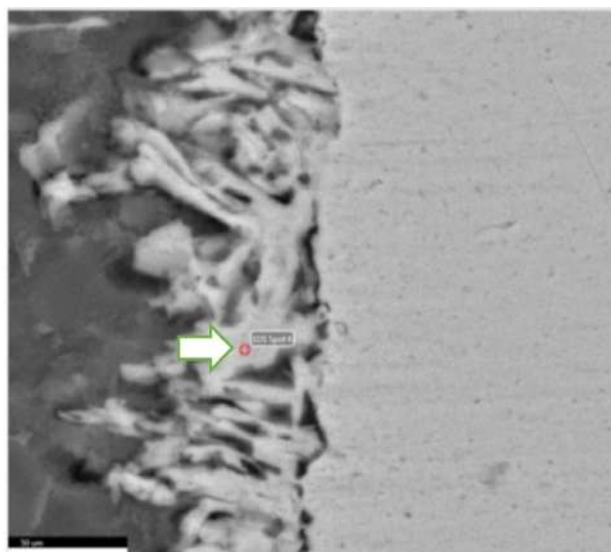


Status: Idle CPS: 1294 DT: 4.3 Lsec: 18.0 0 Cnts 0.000 keV Det: Element-C28

شکل 10- تصویر آزمون EDS نمونه 750T60M در منطقه اتصال

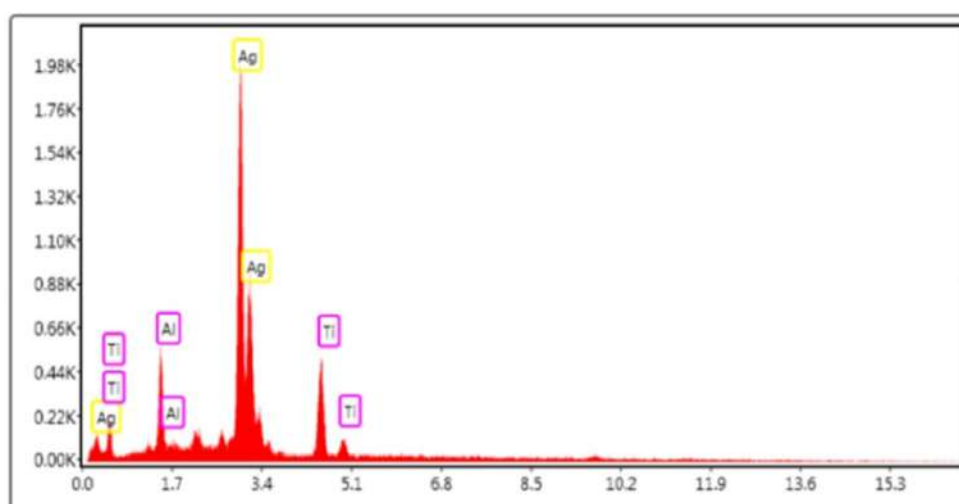
سطح اتصال نقره- تیتانیوم و نقره- فولاد نمونه 750T90M انجام شد. بر اساس نمودار حاصل از این آزمون که در شکل (9) نشان داده شده است، نقره در تیتانیوم نفوذ کرده در صورتی که در محل اتصال نقره- فولاد، نفوذ نقره بسیار جزئی بوده است. تشکیل محلول جامد هنگامی میسر است که اختلاف شعاع اتمی دو عنصر کمتر از 0/15 باشد. اگر اختلاف شعاع اتمی بیش از 0/15 باشد، تشکیل محلول جامد بسیار محدود است [26]. شعاع اتمی نقره 172 pm، آهن 156 pm و تیتانیوم 215 pm است. با توجه به شرایط تشکیل محلول جامد اختلاف ناچیز شعاع اتمی نقره و آهن (0/09)، احتمال تشکیل محلول جامد نقره در آهن قابل توجهی است. از سوی دیگر به دلیل اختلاف قابل قبول شعاع اتمی نقره و تیتانیوم (0/20)، تشکیل

در تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی، عناصری که عدد جرمی بیشتری دارند به دلیل جذب بیشتر پرتو الکترونی تصویر روشن تری نسبت به عناصر با عدد جرمی کمتر، خواهند داشت. مناطق روشن نقره و مناطق تیره تیتانیوم می باشد. با توجه به این تصاویر، اتصال قابل قبولی برای تیتانیوم و نقره وجود دارد که در منطقه‌ی اتصال هیچ گونه ترک و یا ناحیه بدون نفوذ مشاهده نمی شود. شکل (8) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی تهیه شده از منطقه‌ی نفوذ نقره در تیتانیوم با بزرگنمایی بیشتر را نشان می دهد. با توجه به تصاویر منطقه‌ی روشن نقره، منطقه‌ی تیره تیتانیوم و منطقه‌ی خاکستری ناحیه‌ی نفوذی را نشان می دهد. به منظور تایید نفوذ نقره در تیتانیوم و عدم نفوذ نقره در فولاد، آزمون طیفسنجی تفکیک انرژی پرتوی ایکس (EDS) در



eZAF Smart Quant Results

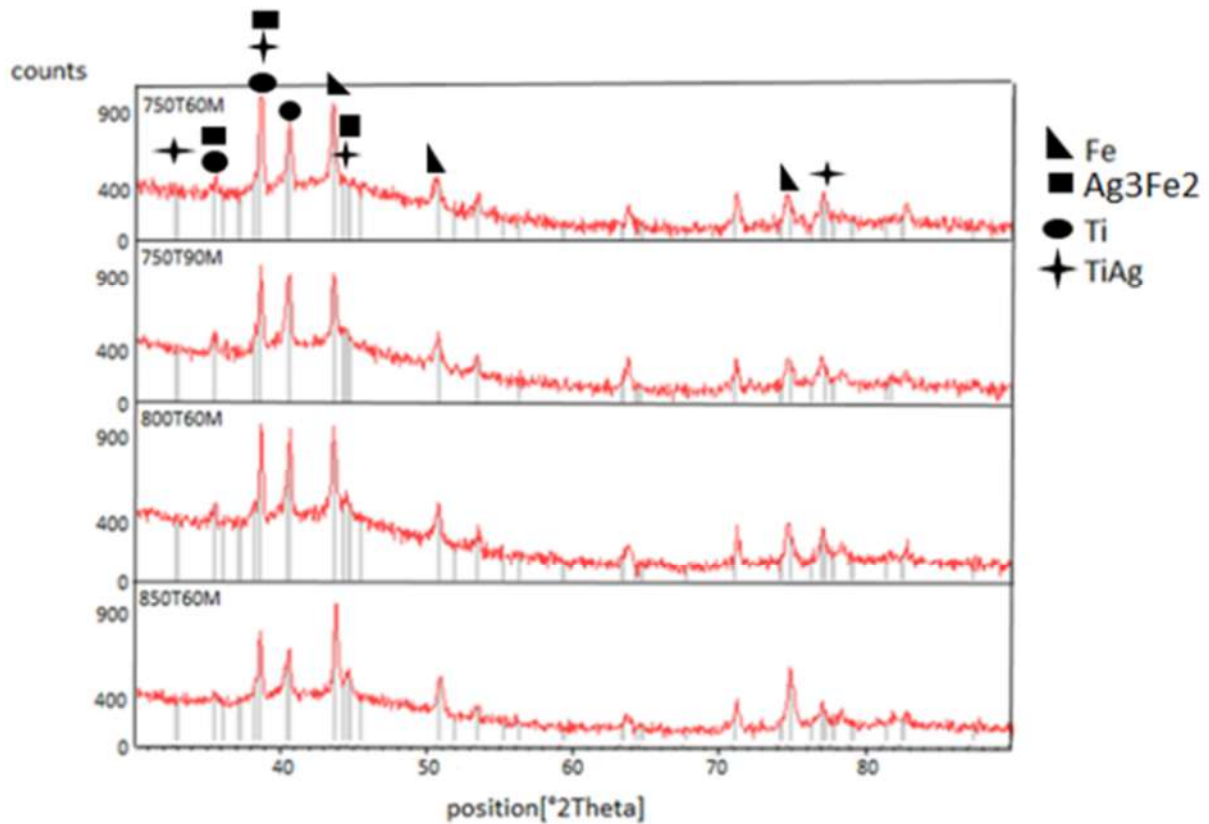
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.
AlK	11.06	28.45	203.78
AgL	71.14	45.76	1109.37
TiK	17.8	25.79	303.38



شکل 11- تصویر آزمون EDS نمونه 850T60M در منطقه ی اتصال

دماهای بالا، از سطح اتصال به سمت بیرون پیش می رود و میزان نفوذ با فاصله گرفتن از محل اتصال افزایش می یابد [21]. نتایج حاصل از پراش پرتوی ایکس نمونه های اتصال یافته در دماها و زمان های مختلف در شکل (12) نشان داده شده است. همان گونه که در شکل مشاهده می شود در دمای 750 درجه سانتی گراد و زمان 60 دقیقه فازهای موجود عبارتند از Fe و Ti. در دمای 750 درجه سانتی گراد و زمان 90 دقیقه، فازهای موجود Fe و Ti هستند با این تفاوت که شدت پیکها افزایش یافته است. با افزایش دما به 800 درجه سانتی گراد فازهای $TiAg$ و Ag_3Fe_2 تشکیل می شود و فازهای موجود Fe، Ti ، Ag_3Fe_2 و $TiAg$ هستند. با افزایش دما به 850 درجه

محلول جامد نقره در تیتانیم بسیار ناچیز خواهد بود و بیشتر به صورت ترکیبات بین فلزی تشکیل می شوند. به منظور بررسی دقیق تر نمونه ها و میزان نفوذ نقره در تیتانیم، تصاویر حاصل از آزمون EDS نمونه های 750T60M و 850T60M در فصل مشترک نقره و تیتانیم به ترتیب در شکل های (10) و (11) آورده شده است. همان گونه که مشاهده می شود با افزایش دما از 750 درجه سانتی گراد به 850 درجه سانتی گراد، درصد وزنی نقره از 85/16 به 71/14 کاهش یافته است. از طرفی درصد وزنی تیتانیم از 8/63 به 17/8 افزایش یافته است. این بدان معناست که درصد وزنی نقره در منطقه نفوذی وابسته به دما است. پس می توان بیان کرد فلز نقره در



شکل 12- الگوی پراش پرتوی ایکس نمونه های اتصال یافته

کردند که وجود ترکیب بین فلزی TiAg باعث افزایش سختی در نمونه‌ها می‌شود. در تحقیق دیگری، زارانیک و همکارانش [29] ساختار و خواص آلیاژهای تولید شده از تیتانیم و تفره به روش متالورژی پودر را مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها ترکیبات بین فلزی TiAg را دارای ساختار همگن، چگالی کم و خواص مکانیکی مطلوب دانستند. کورت و همکارانش [30] نیز از وجود ترکیبات بین فلزی در فرایند اتصال نفوذی خبر دادند. آن‌ها اتصال نفوذی فولاد فریتی با تیتانیم را بدون استفاده از میان لایه مورد بررسی قرار دادند و بیان کردند ترکیبات بین فلزی FeTi و Fe₂Ti بعد از اتصال در فصل مشترک اتصال به وجود آمدند.

3-2- خواص مکانیکی

پروفیل میکروسختی تهیه شده از نمونه‌ها در شکل (13) ارایه شده است. همان گونه که انتظار می‌رفت سختی در فصل مشترک تفره- تیتانیم در همه نمونه‌ها نسبت به بقیه قسمت‌های

ساختی‌گرا، شدت برخی از پیک‌ها کاهش یافته است دلیل آن را می‌توان به کاهش درصد وزنی تفره در دماهای بالا در سطح اتصال نسبت داد. لازم به ذکر است در نرم افزار X'Pert مرجع فازهای Fe, Ti, Ag₃Fe₂ و TiAg به ترتیب 23298، 11198، 491287 و 60560 است. کاندو و همکارانش [27] در پژوهش خود که در آن اتصال نفوذی بین تیتانیم خالص و فولاد زنگ نزن 304 با استفاده از میان لایه مس را بررسی کردند گزارش دادند که فازهای تشکیل شده و میزان ترکیبات بین فلزی در فصل مشترک با افزایش دمای فرآیند، افزایش می‌یابد.

قوش و همکارانش [5] در تحقیقی اتصال نفوذی فولاد با تیتانیم را بدون استفاده از میان لایه مورد بررسی قرار دادند آن‌ها نیز در پژوهش خود دریافتند که افزایش دما سبب تشکیل فازهای جدید در منطقه‌ی اتصال می‌شود. با توجه به تحقیقاتی که تاکنون پیرامون ویژگی‌های ترکیب بین فلزی TiAg انجام شده است؛ چون گو و همکارانش [28] در پژوهشی ریز ساختار و خواص ترکیب بین فلزی TiAg را بررسی کردند آن‌ها بیان



شکل 13- پروفیل میکروسختی نمونه های اتصال یافته

تیتانیوم انجام داده‌اند شاهد افزایش سختی در ناحیه‌ی نفوذی بودند. آن‌ها دلیل افزایش سختی در فصل مشترک اتصال را تشکیل محلول جامد و شکل‌گیری ترکیبات بین‌فلزی در این ناحیه دانسته‌اند. این محققین در تحقیق دیگری که در آن اتصال نفوذی تنگستن و فولاد با میان‌لایه‌ی نیکل را مورد بررسی قرار دادند نیز به این نتیجه دست یافتند که سختی در منطقه‌ی اتصال به دلیل به وجود آمدن ترکیبات بین‌فلزی، بیشتر از سایر قسمت‌هاست. همچنین بیان کردند افزایش دما باعث افزایش این ترکیبات و در نتیجه افزایش سختی خواهد شد [32]. ویلموروگان و همکارانش [22] در پژوهش خود درباره‌ی اتصال نفوذی تیتانیوم و فولاد بدون استفاده از میان‌لایه دریافتند سختی در منطقه‌ی اتصال، به دلیل تشکیل ترکیبات بین‌فلزی افزایش می‌یابد. آن‌ها همچنین بیان کردند با افزایش دما از 650 به 800 درجه‌ی سانتی‌گراد سختی در منطقه‌ی اتصال افزایش می‌یابد.

3-3- استحکام برشی

استحکام برشی نمونه‌های اتصال یافته در جدول (5) آورده شده است. در این بررسی نمونه‌ی 850T60M بیش‌ترین و نمونه 750T90M کمترین میزان استحکام برشی را داشته است، از

نمونه دارای مقدار بیشینه است که علت آن حضور ترکیب بین‌فلزی TiAg در فصل مشترک است و نمونه‌ی 800T60M دارای بیش‌ترین مقدار سختی در فصل مشترک نقره-تیتانیوم است. برای همه نمونه‌ها با فاصله گرفتن از فصل مشترک میزان سختی در دو طرف فصل مشترک کاهش می‌یابد و کمترین سختی مربوط به نقره است. به عبارت دیگر ضعیف‌ترین بخش اتصال مربوط به نقره می‌باشد. در ناحیه‌ی نفوذی در فصل مشترک تیتانیوم نقره نمونه‌ی 850T60M علی‌رغم دارا بودن فاز TiAg دارای سختی در محدوده 500 تا 550 ویکرز است که این مقدار کمتر از سختی نمونه 800T60M در همین ناحیه (حدود 650 ویکرز) است. دلیل این امر را می‌توان رشد بیش از اندازه دانه‌های آن در اثر افزایش دما دانست. به طور کلی می‌توان گفت سختی با افزایش دما، به دلیل تشکیل ترکیبات بین‌فلزی افزایش می‌یابد. اما افزایش بیش از حد دما موجب رشد دانه و در نتیجه‌ی آن کاهش سختی می‌شود. در سمت مقابل سختی در فصل مشترک نقره- فولاد افزایش نیافته است ولی سختی نسبت به نقره اندکی بیشتر است که می‌توان دلیل آن را تشکیل مقدار اندک ترکیب بین‌فلزی Fe_3Ag_2 دانست. ژانگ و همکارانش [31] در تحقیقی که درباره‌ی ارزیابی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال نفوذی فولاد و تنگستن با میان‌لایه

سلطانی و همکارانش [33] پیرامون اتصال نفوذی بین فولاد و تیتانیم با میان لایه‌ی ترکیبی AgCuZn، پس از بررسی استحکام برشی نمونه‌های اتصال، دریافتند که محدوده استحکام نمونه‌ها بین 48 تا 85 مگاپاسکال می‌باشد. و افزایش دما از 860 درجه‌ی سانتی‌گراد و زمان‌های بیشتر از 30 دقیقه را با کاهش استحکام برشی توأم می‌دانند. ویلموروگان و همکارانش [22] در پژوهش خود که درباره‌ی اتصال نفوذی تیتانیم و فولاد دریافتند استحکام برشی نمونه‌های اتصال یافته، با افزایش دما افزایش می‌یابد.

4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش به بررسی اتصال تیتانیم و فولاد زنگ نزن 304 با استفاده از روش اتصال نفوذی و میان لایه نقره پرداخته شد. مهم نتایج به دست آمده عبارتست از:

1. در بین نمونه‌های جوشکاری شده نمونه‌های اتصال یافته در شرایط $60\text{min}-750^\circ\text{C}$ ، $90\text{min}-750^\circ\text{C}$ ، $60\text{min}-800^\circ\text{C}$ ، $60\text{min}-850^\circ\text{C}$ دارای اتصال بهتری نسبت به بقیه نمونه‌ها بودند.
2. بر اساس بررسی‌های ریز ساختاری، با افزایش دما و زمان، میزان منطقه‌ی نفوذی افزایش یافته است. ولی افزایش دما با رشد دانه‌ها همراه است.
3. نتایج آزمون SEM بیانگر نفوذ نقره در تیتانیم و نفوذ جزئی نقره در فولاد است.
4. به دلیل نقطه‌ی ذوب پایین‌تر نقره نسبت به تیتانیم و نفوذ نقره در آن، در میان لایه نقره حفرات کرکندال مشاهده شده است.
5. بر اساس نتایج آزمون EDS، با افزایش دما از 750 به 850 درجه‌ی سانتی‌گراد، در نقطه‌ی مشابه در ناحیه‌ی نفوذی درصد وزنی نقره کاهش و درصد وزنی تیتانیم افزایش یافت. به عبارت دیگر، درصد وزنی نقره در ناحیه‌ی نفوذی وابسته به دماست.
6. فازها و ترکیبات تشکیل شده در دمای 750 درجه سانتی‌گراد Fe و Ti است و با افزایش دما به 800 درجه‌ی سانتی‌گراد

سوی دیگر شکست در همه‌ی نمونه‌ها از سمت اتصال فولاد-نقره بوده است. با توجه به جدول، دما و زمان اتصال بر روی استحکام برشی نمونه‌های اتصال یافته تاثیر دارد به این ترتیب که در دمای 750 درجه‌ی سانتی‌گراد و زمان 60 دقیقه استحکام برشی نمونه 56 مگاپاسکال است و هنگامی که در همین دما زمان اتصال به 90 دقیقه افزایش می‌یابد استحکام برشی نمونه به 32 مگاپاسکال کاهش می‌یابد. از طرف دیگر نتایج آزمون، افزایش استحکام برشی نمونه‌ها را با افزایش دمای اتصال نشان می‌دهد. بیش‌ترین استحکام برشی مربوط به دمای 850 درجه‌ی سانتی‌گراد و زمان 60 دقیقه است. در حالی که کمترین استحکام برشی مربوط به دمای 750 درجه و زمان 90 دقیقه است. از این رو می‌توان نتیجه گرفت استحکام برشی با افزایش دما به دلیل تشکیل ترکیب بین‌فلزی TiAg افزایش می‌یابد. همچنین زمان‌های بیشتر از 60 دقیقه استحکام برشی نمونه‌ها را به دلیل بزرگ شدن بیش از حد اندازه دانه و همچنین تغییر شکل پلاستیک ناحیه‌ی اتصال کاهش می‌دهد. ژانگ و همکارانش [31] نیز در پژوهش خود با افزایش دما ابتدا شاهد افزایش استحکام و سپس کاهش آن بود. وی دلیل این کاهش استحکام برشی را تغییر شکل پلاستیک در منطقه‌ی اتصال عنوان کرده است. همچنین دلیل استحکام پایین نمونه‌های اتصال یافته در دماهای کم را عدم نفوذ کامل در یکدیگر بیان کرده است. کورت و همکارانش [30] نیز در تحقیق خود که در آن اتصال نفوذی بین تیتانیم گرید 5 و فولاد زنگ نزن فریتی بدون استفاده از میان لایه را مورد بررسی قرار دادند به این نتیجه دست یافتند که استحکام برشی نمونه‌ها با افزایش دما تا 850 درجه‌ی سانتی‌گراد افزایش یافت. در تحقیق دنگ و همکارانش [19] در زمینه‌ی اتصال نفوذی فولاد و تیتانیم، استحکام نمونه‌ها را در سه دمای 825، 850 و 875 درجه‌ی سانتی‌گراد مورد آزمایش قرار دادند. نتایج نشان داد استحکام در دمای 850 درجه‌ی سانتی‌گراد از سایر نمونه‌ها بیش‌تر است. به عبارت دیگر استحکام تا دمای 850 درجه‌ی سانتی‌گراد با افزایش دما افزایش می‌یابد و در دماهای بیش‌تر از 850 درجه سانتی‌گراد استحکام نمونه‌ها کاهش می‌یابد. در پژوهش

[9] Anon., Diffusion welding, Welding Hand book, chapter 52, section 38, 6th edition, 1971.

[10] Duarte L.I., Ramos A.S., Vieira M.F., Viana F., Vieira M.T., Kocak M., "Solid-state diffusion bonding of gamma-TiAl alloys using Ti/Al thin films as interlayers", *Intermetallics*, Vol.14, pp.1151-1156, 2006.

[11] Lee H.S., Diffusion bonding of metal alloys in aerospace and other applications: Welding and Joining of Aerospace Materials, Wood head Publishing Limited, UK, p. 320, 2012.

[12] عبدالوند ر، عطاپور م، شمعانیان م، علافچیان ع، "امکان پذیری اتصال فاز مایع گذرای فولاد زنگ نزن دو فازی UNS S32750 به فولاد آستنیتی "AISI 304"، نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال سوم، شماره 1، پاییز و زمستان 1396، صفحه 8-1.

[13] Bhanumurthy K., Kale G.B., "Reactive diffusion between titanium and stainless steel", *J. Mater. Sci. Lett.*, Vol.12, pp. 1879, 1993.

[14] Changqing X, Zangpeng J., "The evaluation of microstructure and diffusion paths in the titanium-steel explosion weld interface during heat treatment", *J. Less Common Mater.* 162 (1990) 315-322.

[15] He P., Zhang J., Zhou R., Li X., "Diffusion Bonding Technology of a Titanium Alloy to a Stainless Steel Web With an Ni Interlayer", *Materials Characterization*, Vol.43, pp. 287-292, 1999.

[16] Kunda S., Ghosh M., Laik A., Bhanumurthy K., Kale, G., Chatterjee, S., "Diffusion bonding of commercially pure titanium to 304 stainless steel using copper interlayer", *Materials Science Engineering A*, Vol. 407, pp. 154-160, 2005.

[17] Elrefaey A., Tillaman, W., "Solid state diffusion bonding of titanium to steel using a copper base alloy as interlayer", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, pp. 2746-2752, 2009.

[18] Cooke K.O., Richardson A., Khan T.I., Muhammad Ali Shar, High-Temperature Diffusion Bonding of Ti-6Al-4V and Super-Duplex Stainless Steel Using a Cu Interlayer Embedded with Alumina Nanoparticles, *J. Manuf. Mater. Process.*, Vol. 4, pp. 3-14, 2020.

[19] Deng, Y., Sheng, G., Xu, C., "Evaluation of the microstructure and mechanical properties of diffusion bonded joints of titanium to stainless steel with a pure silver interlayer", *Materials and Design*, Vol. 46, pp. 84-87, 2013.

[20] Zhang Y., Chen Y. K., Zhou J. P., Sun D.Q., Li H.M., "Laser Welding of TC4 Ti Alloy and 304 Stainless Steel with Different Joining Modes", *International Journal of Metallurgy and Metal Physics*, Vol. 5, pp.1-7, 2020.

[21] Atasay E., Kahraman N., "Diffusion bonding of commercially pure titanium to low carbon steel using a silver interlayer", *Materials characterization*, Vol. 59, pp. 1481-1490, 2008.

[22] Velmurugan, C., Senthikumar, V., Sarala, S., Arivarasan, J., "Low temperature diffusion bonding of Ti-6Al-4V and duplex stainless steel", *Journal of*

علاوه بر فازهای Ti, Fe, TiAg فازهای Fe_3Ag_2 نیز تشکیل شدند. در واقع با افزایش دما میزان این ترکیبات بین فلزی افزایش یافته است.

7. بیشترین میزان سختی در فصل مشترک نقره- تیتانیم است که علت آن تشکیل ترکیبات بین فلزی در این منطقه است و بیشترین سختی متعلق به نمونه ی 800T60M است.

8. دما و زمان اتصال بر روی استحکام برشی نمونه های اتصال یافته تاثیر دارد. استحکام برشی با افزایش دما افزایش می یابد. همچنین زمان های بیشتر از 60 دقیقه استحکام برشی نمونه ها را کاهش می دهد. استحکام برشی نمونه ی 850T60M مقدار بیشینه است.

منابع

[1] Kahraman N., Gulenc B., Findik F., "Corrosion and mechanical-microstructural aspects of dissimilar joints of Ti6Al4V and Al plates", *Int J Impact Eng*, Vol. 34, pp. 1423-32, 2007.

[2] Barreda J.L., Santamaria F., Azpiroz X., Irisarri A.M., Varona J.M., "Electron beam welded high thickness Ti6Al4V plates using filler metal of similar and different composition to the base plate", *Vacuum* Vo. 62. pp. 143-150, 2001.

[3] Evren A., Nizamettin K., "Diffusion bonding of commercially pure titanium to low carbon steel using a silver interlayer", *Materials Characterization*, Vol. 59, pp.1481-1490, 2008.

[4] Balasubramanian, M., "Development of processing windows for diffusion bonding of Ti - 6Al - 4V titanium alloy and 304 stainless steel with silver as intermediate layer", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 25, pp. 2932-2938, 2015.

[5] Ghosh, M., Bhanumurthy, K., Kale, G., Krishnan, J., Chatterjee, S., "Diffusion bonding of titanium to 304 stainless steel", *Journal of nuclear materials*, Vol. 322, pp. 235-241, 2003.

[6] ثابت ح، عبدی ف، قنبری حقیقی م، "اتصال فولاد زنگ نزن 316 L به

تیتانیم خالص تجاری با لایه واسط مس خالص"، نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال ششم، شماره 1، بهار و تابستان 1399، صفحه 95-81.

[7] He P., Zhang J., Zhou R., Li X., "Diffusion bonding technology of a titanium alloy to a stainless steel web with an Ni interlayer", *Mater. Charact.* 43 (1999), 288.

[8] Aleman B., Gutierrez I., Urcola J.J., "Interface microstructures in diffusion bonding of titanium alloys to stainless and low alloy steel", *Mater. Sci. Technol.* 9, (1993) 633.

Applied Surface Science, Vol. 257, pp. 10692-10698, 2011.

[29] Szaraniec, B., Goryczka, T., "Structure and properties of Ti-Ag alloys produced by powder metallurgy", Journal of Alloys and compounds, Vol. 709, pp. 462-472, 2017.

[30] Kurt, B., Orhan, N., Evin, E., Calik, A., "Diffusion bonding between Ti-6Al-4V alloy and ferritic stainless steel" Materials Letters, Vol. 61, pp. 1747-1750, 2007.

[31] Zhong Z., Hinoki, T., Nozawa, T., Park, Y., Kohyama, A., "Microstructure and mechanical properties of diffusion bonded joints between tungsten and F82H steel using a titanium interlayer", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 489, pp. 545-551, 2010.

[32] Zhong Z., Jung H., Hinoki T., Kohyama A., "Effect of joining temperature on the microstructure and strength of tungsten/ferritic steel joints diffusion bonded with a nickel interlayer", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 120, pp. 1805-1810, 2010.

[33] Soltani Tashi R., Akbari Mousavi S.A.A., Mazar Atabaki, M., "Diffusion brazing of Ti-6Al-4V and austenitic stainless steel using silver-based interlayer", Materials and Design, Vol. 54, pp. 161-167, 2014.

Materials Processing Technology, Vol. 234, pp. 272-279, 2016.

[23] Kundu S., Chatterjee S., "Characterization of diffusion bonded joint between titanium and 304 stainless steel using a Ni Interlayer", Materials characterization, Vol. 59, pp.631-637, 2008.

[24] Kundu S., Chatterjee S., "Diffusion bonding between commercially pure titanium and micro-duplex stainless steel", Materials Science and Engineering A, Vol. 480, pp.316-322, 2008.

[25] Sabetghadam H., Zarei Hanzaki A., Araee A., "Diffusion bonding of 410 stainless steel to copper using anickel interlayer", Materials characterization, Vol. 61, pp.626-634, 2010.

[26] Sidney H. Avner, Introduction to physical metallurgy, McGRAW-HILL Book Company, 1974.

[27] Kundu, S., Ghosh, M., Chatterjee, S., "Diffusion bonding of commercially pure titanium and 17-4 precipitation hardening stainless steel", Materials Science and Engineering A, Vol. 428, pp. 18-23, 2006.

[28] Guo, C., Chen, B., "Microstructure and tribological properties of TiAg intermetallic compound coating",

ارزیابی رفتار خوردگی اتصال غیرمشابه آلیاژ اینکونل 617 به فولاد کم آلیاژ A387-Gr.11

زهرا شهریاری، ایمان کیوان راد، خلیل الله قیصری، خلیل رنجبر، رضا دهملائی، سید روح الله موسوی

گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران
(دریافت مقاله: 1399/08/06؛ پذیرش مقاله: 1399/10/08)

چکیده

در این پژوهش، آلیاژ اینکونل 617 به فولاد کم آلیاژ A387-Gr.11 توسط سیم جوش ER309L به روش جوشکاری قوسی تحت پوشش گاز محافظ با الکتروود تنگستن اتصال داده شد. در ابتدا رفتار خوردگی آلیاژ اینکونل 617، فولاد کم آلیاژ A387-Gr.11 و فلز جوش اتصال غیرهمجنس این دو توسط آزمون پلاریزاسیون تافل و طیف‌نگاری امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) در محیط اسیدی (H_2SO_4)، خنثی (NaCl) و ترکیبی (H_2SO_4+NaCl) در دمای محیط بررسی شد. نتایج حاصل از آزمون‌های پلاریزاسیون و EIS برای فلزات پایه و فلز جوش در هر سه محلول خورنده نشان داد که میزان مقاومت به خوردگی به ترتیب از آلیاژ اینکونل 617 به فلز جوش و از فلز جوش به فولاد کم آلیاژ کاهش می‌یابد. مقایسه منحنی‌های پلاریزاسیون فلزات پایه و فلز جوش نشان داد که حساسیت به خوردگی گالوانیکی بین زوج گالوانیکی آلیاژ اینکونل 617 / فلز جوش در محلول الکتروولیت 1 M NaCl وجود دارد. رفتار خوردگی گالوانیک این زوج با استفاده از روش تئوری پتانسیل ترکیبی و روش نوین الکتروشیمیایی ارزیابی شد. نتایج حاصل از آن‌ها نشان داد که در زوج گالوانیکی آلیاژ 617 / فلز جوش، فلز جوش به عنوان آند زوج عمل کرده و دچار خوردگی می‌شود، به نحوی که سرعت خوردگی آن از $0/22 \mu A/cm^2$ قبل از اتصال به از $1 \mu A/cm^2$ پس از اتصال افزایش می‌یابد.

کلمات کلیدی: آلیاژ اینکونل 617، فولاد A387-Gr.11، جوشکاری GTAW، آزمون پلاریزاسیون تافل، طیف‌نگاری امپدانس، روش نوین الکتروشیمیایی.

Corrosion behavior of dissimilar welded joint between Inconel 617 alloy and A387-Gr.11 low-alloy steel

Z. Shahryari, I. Keivanrad, K. Gheisari*, K. Ranjbar, R. Dehmolaie,
S. R. Mousavi

Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran
University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

(Received 27 October 2020 ; Accepted 28 December 2020)

Abstract

In this study, Inconel 617 alloy was welded to A387-Gr.11 low-alloy steel using ER309L filler metal via gas tungsten arc welding (GTAW). First, the corrosion behavior of Inconel 617, A387-Gr, and the weld metal was evaluated by the Tafel polarization test and electrochemical impedance spectroscopy (EIS) in acidic (H_2SO_4), neutral (NaCl), and combined ($H_2SO_4 + NaCl$) solution at ambient temperature. The results of polarization and EIS measurements in all corrosive solutions indicate that the corrosion resistance decreases from 617 alloy to weld metal and from weld metal to low-alloy steel, respectively. The Comparison of the polarization curves of the base metals and the weld metal showed

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: khgheisari@scu.ac.ir

susceptibility to galvanic corrosion between Inconel 617 / weld metal in 1M NaCl solution. The behavior of galvanic corrosion of this pair was evaluated using the mixed potential theory and the electrochemical noise measurement. The results showed that in a galvanic couple of alloy 617 / weld metal, the weld metal acts as anode and corrodes in such a way that its corrosion rate increases from $0.22 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ before joining to $1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ after joining.

Keywords: Inconel 617 alloy, A387-Gr.11 steel, GTAW, Tafel polarization; Impedance spectroscopy, Electrochemical noise analysis.

1- مقدمه

بخش‌های آندی و کاتدی، خوردگی گالوانیک در زوج AZ91D و فولاد ساده کربنی افزایش می‌یابد. علاوه بر این، محصولات خوردگی که روی سطح آند و کاتد تشکیل می‌شوند، قادرند در فرآیند خوردگی گالوانیک تأثیرگذار باشند. تیسای و همکارش [7] اثر دما و نسبت سطح آند/کاتد را روی زوج فولاد زنگ نزن و نیکل بررسی کردند. گزارش آن‌ها نشان داد که با افزایش دما شدت خوردگی گالوانیک افزایش می‌یابد. آلیاژ اینکونل 617 یک آلیاژ پایه نیکل با خواص منحصر بفرد است. از خواص آن می‌توان به استحکام دمایی بالا، مقاومت خزشی و همچنین مقاومت خوردگی و اکسیداسیون بالا اشاره کرد. در این آلیاژ، کروم و آلومینیوم نقش اساسی را در مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون ایفا می‌کنند. اما بدلیل وجود مقدار زیادی نیکل و آلیاژهای دیگر، این فولاد جزء فولادهای گران قیمت می‌باشد [8 و 9]. فولاد A387-Gr.11 یک فولاد فرتیتی کم آلیاژ بوده که عناصر آلیاژی اصلی آن کروم و مولیبدن می‌باشد. این فولاد در مصارف شیمیایی و پتروشیمی مورد استفاده قرار می‌گیرد. مزیت اصلی این فولاد کم آلیاژ که سبب پرکاربرد شدن آن نیز شده است، استحکام عالی در دماهای پایین است [10 و 11]. طی دهه‌های گذشته، جوشکاری غیرمشابه فولادهای فرتیتی کم آلیاژ به آلیاژهای آستنیتی پایه نیکل و پایه آهن، به صورت گسترده‌ای در صنایع بکار گرفته شده است. براساس گزارشاتی که تاکنون ارائه گشته، این اتصال به دلیل اختلاف زیاد ترکیب شیمیایی و خواص فیزیکی و مکانیکی فولادهای مذکور، یکی از نقاطی می‌باشد که درگیر مشکلات بسیاری است و بخش عظیمی از تخریب‌ها در این منطقه رخ می‌دهد. از این رو انتخاب فلز پرکننده مناسب و تنظیم صحیح پارامترهای جوشکاری در این گونه اتصالات سبب به حداقل رسیدن مشکلات ایجاد شده

در سال‌های اخیر، اتصال و روکش کاری فلزات غیرمشابه به منظور استفاده از آن‌ها در دستگاه‌ها و وسایل گوناگون توجه قابل ملاحظه‌ای را به خود جلب کرده است. اما اتصال فلزات غیرمشابه به دلیل تفاوت در خصوصیات فیزیکی، مکانیکی و متالورژیکی فلزات مادر نسبت به اتصال فلزات مشابه همواره با چالش‌هایی همراه بوده است که از جمله آن‌ها می‌توان به خوردگی گالوانیک اشاره کرد [2 و 1].

خوردگی گالوانیک به عنوان معمول‌ترین نوع خوردگی بین دو یا چند فلز غیرمشابه که در ارتباط الکتریکی با یکدیگر هستند بروز می‌یابد [3]. نیروی محرکه خوردگی گالوانیک، اختلاف پتانسیل بین دو یا چند فلز یا آلیاژی است که به صورت الکتریکی در یک محلول هادی تشکیل زوج می‌دهند و با تولید جریان سبب حرکت الکترون بین بخش آندی و کاتدی می‌گردد. این جریان ناشی از اختلاف پتانسیل خوردگی بین دو جزئی است که در تماس با یکدیگر قرار گرفته‌اند. تحت این شرایط، فلز فعال با پتانسیل منفی‌تر به عنوان آند عمل کرده و با شدید شدن نرخ خوردگی خود، از جزء کاتدی در مقابل خوردگی محافظت نسبی می‌نماید [4 و 5]. گستره خوردگی گالوانیک علاوه بر بزرگی اختلاف پتانسیل بین فلزات غیرمشابه، به عوامل دیگری چون نسبت سطح آند/کاتد، مقاومت محلول، دما، پایداری لایه‌های پسیو، میزان اکسیژن و خصوصیات پلاریزاسیونی فلزات و آلیاژهای درگیر در زوج گالوانیک وابسته است. سانگ و همکاران [6] در تحقیقی عوامل هندسی تأثیرگذار در خوردگی گالوانیک را با به کار بستن آزمایش‌های تجربی و یک مدل رایانه‌ای مورد بررسی قرار دادند. نتایج آن‌ها نشان داد با کاهش نسبت سطح آند/کاتد، افزایش فاصله بین

از آزمون‌های پلاریزاسیون تافل و طیف نگاری امپدانس الکتروشیمیایی به صورت مجزا در محیط‌های اسیدی (H_2SO_4)، خنثی (NaCl) و ترکیبی (H_2SO_4+NaCl) مورد بررسی قرار گرفت. سپس با توجه به نتایج حاصل از آن‌ها و با توجه به قوانین ایجاد زوج گالوانیک در محل‌های اتصال، امکان تشکیل زوج گالوانیک در محیط‌های مذکور مورد بررسی قرار گرفت. در آخر با استفاده از روش نوین الکتروشیمیایی، رفتار خوردگی زوج گالوانیک شناسایی شده بررسی گردید.

2- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، سوپرآلیاژ اینکونل 617 نورد شده در شرایط آنیل محلولی و فولاد کم‌آلیاژ فریتی A387-Gr.11 به صورت نورد شده و در شرایط نرماله و بازیخت شده به شکل ورق‌هایی با ابعاد $100 \times 36 \times 10 \text{ mm}^3$ توسط روش جوشکاری قوسی تنگستن با گاز محافظ (GTAW, DG-TIG PSQ400 AC/DC, Gaam Electric Co. Iran) و با استفاده از جریان با قطبیت منفی در 4 پاس (یک پاس نفوذی و 3 پاس پرکننده) به یکدیگر متصل شدند. فلز پرکننده ER309L با قطر $2/4$ میلیمتر به منظور جوشکاری غیرمشابه اتصال مورد نظر انتخاب گردید. ترکیب شیمیایی فلزات پایه و فلز پرکننده در جدول (1) ارائه شده است. طرح اتصال جناقی یک طرفه با زاویه پخ 70° درجه، عرض ریشه جوش $1/5$ میلیمتر و ارتفاع وجه ریشه $1/5$ میلیمتر برای جوشکاری انتخاب گردید. برای به حداقل رساندن تنش‌های حرارتی، نمونه‌ها در دمای 423 K پیشگرم شدند و دمای بین پاسی 523 K در طول فرآیند جوشکاری انتخاب شد. پارامترهای جوشکاری در جدول (2) گزارش شده است. سطح فلز جوش و فلزات پایه توسط سنباده‌های کاربید سیلسیم از شماره 180 تا 3000 سنباده‌زنی شدند و سپس با استفاده از خمیر الماسه $0/5$ میکرونی پولیش گردیدند. آشکارسازی ریزساختار فولاد A387-Gr.11 با غوطه‌وری نمونه به مدت 5 ثانیه در محلول نایتال 2% و برای فلز جوش و آلیاژ 617 با غوطه‌وری نمونه‌ها به مدت 15 ثانیه در محلول ماربل صورت پذیرفت. رفتار خوردگی نمونه‌ها با اندازه‌گیری پتانسیل مدار باز، پلاریزاسیون تافل و طیف نگار امپدانس الکتروشیمیایی برای هر

ناشی از این اتصالات می‌گردد. رنجبر و همکاران [12] از فلزات پرکننده ERNiCrMoCo-1، ERNiCr3 و ER309L به منظور اتصال سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل 617 و فولاد کم‌آلیاژ A387-Gr.11 استفاده کردند. براساس نتایج آن‌ها هر یک از این فلزات پرکننده سبب ایجاد ریزساختارهای مختلف و در نتیجه خواص مکانیکی متفاوتی خواهد شد. امروزه از روش‌های مختلفی به منظور بررسی پارامترهای مختلف بر رفتار و ویژگی‌های خوردگی فلزات در یک زوج گالوانیک، استفاده می‌شود. دهشان و همکاران [13] با استفاده از اندازه‌گیری میزان پتانسیل مدار باز در زوج‌های مختلف به ارزیابی رفتار خوردگی گالوانیک سیستم‌های مختلف پرداخته‌اند. استفاده از روش‌های پلاریزاسیون سیکلی، طیفنگاری امپدانس الکتروشیمیایی و همچنین روش نوین الکتروشیمیایی که اخیراً به عنوان ابزاری جهت ثبت نوسانات جریان و پتانسیل برای الکترودهای خورده شده در طول واکنش‌های خوردگی می‌باشد، به منظور ارزیابی خوردگی گالوانیک مورد استفاده قرار گرفته است [7 و 14]. علیرغم اهمیت آلیاژ اینکونل 617 و فولاد A387-Gr.11 در صنایع مختلف و با توجه به اثرگذاری پارامترهای جوشکاری بر خواص اتصالات گالوانیک، بخصوص خواص خوردگی آن‌ها، تاکنون گزارشی مبنی بر بررسی خواص خوردگی دو فلز مذکور در محل اتصال گزارش نشده است. از این رو در این تحقیق، آلیاژ پایه نیکل 617 و فولاد کم‌آلیاژ A387-Gr.11 به عنوان فولادهای پایه در نظر گرفته شده‌اند که توسط فلز پرکننده ER309L با جوشکاری قوسی تنگستن با گاز محافظ به یکدیگر متصل شدند. بر مبنای پژوهش صورت گرفته توسط تعدادی از نویسندگان مقاله حاضر [12]، تغییرات ریزساختاری گسترده‌ای در منطقه متأثر از حرارت جوش این فولادها بعد از فرآیند جوشکاری ایجاد می‌گردد. به همین دلیل، بررسی خوردگی گالوانیک در نواحی اتصال آلیاژ 617 با فلز جوش و فلز جوش با فولاد A387-Gr.11، با توجه به کاربردهای متفاوت این فولادها در محیط‌های اسیدی، خنثی و ترکیبی از این دو، ضروری به نظر می‌رسد. به منظور رسیدن به اهداف این تحقیق، ابتدا رفتار خوردگی فلزات پایه و فلز جوش با استفاده

جوش را نشان می‌دهد. تصویر ریزساختار میکروسکوپ نوری (OM) فلز پایه آلیاژ اینکونل 617 در شکل (1-الف) آمده است. با توجه به شکل، یک زمینه آستنیتی به شکل دانه‌های کم و بیش هم محور مشاهده می‌شود. در این تصویر، دوقلوبی‌های آنیلینگ نیز مشاهده می‌شود که در طی فرآیند عملیات حرارتی آنیل پس از تغییر شکل پلاستیک این آلیاژ ایجاد شده است. با توجه به تمایز کم سطوح دوقلوبی‌ها، به نظر می‌رسد که سطوح آن‌ها از نوع کم انرژی است. بر اساس پژوهش‌های صورت گرفته، مرزهای دوقلوبی‌ها، اثر قابل توجهی بر استحکام سوپرآلیاژهای پایه نیکل، در عین حفظ انعطاف‌پذیری آن‌ها می‌گذارد، به نحوی که به عنوان یکی از سازوکارهای استحکام‌بخشی در این سوپرآلیاژها مطرح گردیده است [15].

گرچه تصویر میکروسکوپ نوری ریزساختار تک فازی از آلیاژ اینکونل 617 را نشان می‌دهد، اما ارزیابی‌های صورت گرفته به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، جزئیات ریزساختاری بیشتری را به دلیل قدرت تفکیک بالاتر خود به نمایش می‌گذارد. تصویر ریزساختار الکترونی شکل (1-ب)، رسوبات ریز و پراکنده نیتریدی و کاربیدی غنی از کروم و مولیبدن را به ترتیب در مرز دانه و درون دانه‌ها نشان می‌دهد. ریزآنالیز شیمیایی صورت گرفته نشان داده است که رسوبات درشت‌تر درون دانه‌ای از نوع رسوب‌های کربونیتریدهای تیتانیوم ($Ti(C,N)$) است. برعکس، رسوبات ریزتر درون دانه‌ای، کاربیدهای غنی از مولیبدن و کروم ($Mo-Cr(c)$) و یا کاربید کروم ($Cr_{23}C_6$) و مولیبدن (Mo_6C) است. جزئیات ریزآنالیز شیمیایی این رسوبات، در پژوهش منتشر شده پیشین برخی از محققین حاضر آمده است [12].

مطابق شکل (1-ج)، فولاد A387-Gr.11 ریزساختاری کاملاً متفاوت را به نمایش می‌گذارد. این ریزساختار، معرف ساختار دو فاز فریتی - پرلیتی است که مناطق روشن در آن معرف فاز فریت و مناطق تیره معرف فاز پرلیت بسیار ظریف است. از آنجا که فاصله بین لایه‌ای در پرلیت ظریف ایجاد شده، بسیار کمتر از حد تفکیک میکروسکوپ نوری است، این مناطق به صورت توده‌هایی تیره مشاهده شده است. علاوه بر آن، آثاری

یک از نمونه‌ها با ابعاد $1 \times 1 \text{ cm}^2$ تحت شرایط یکسان در دمای محیط ($\approx 298 \text{ K}$) و در سه محلول 1 M NaCl ، $1 \text{ M H}_2\text{SO}_4$ و $1 \text{ M NaCl} + \text{H}_2\text{SO}_4$ انجام شد. انجام آزمون‌های الکتروشیمیایی توسط یک دستگاه پتانسیواستات/گالوانواستات الکتروشیمیایی (Auto Lab, AUT 84091) حاوی یک سل الکتروشیمیایی سه الکترودی صورت پذیرفت. در سل الکتروشیمیایی، از فلزات پایه و فلزجوش به عنوان الکتروود کار، الکتروود پلاتینی به عنوان الکتروود شمارنده و الکتروود $Ag/AgCl$ به عنوان الکتروود مرجع استفاده شد. اندازه‌گیری پلاریزاسیون تافل در محدوده -300 mV تا $+300 \text{ mV}$ نسبت به پتانسیل مدار باز و با نرخ روبش 1 mV/s انجام شد. طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی برای هر نمونه در پتانسیل مدار باز و با بکارگیری دامنه -10 mV تا $+10 \text{ mV}$ نسبت به پتانسیل مدار باز و در بازه بسامدی $0/10 \text{ Hz}$ تا 104 Hz انجام گردید.

به منظور بررسی داده‌های حاصل از آزمون پلاریزاسیون از نرم‌افزار NOVA 1.10 و به منظور تحلیل منحنی‌های حاصل از آزمون EIS از نرم‌افزار ZView استفاده شد. آزمون نویز الکتروشیمیایی نیز توسط دستگاه پتانسیواستات/گالوانواستات به منظور بررسی خوردگی گالوانیک بین فلز جوش و آلیاژ اینکونل 617 انجام شد. در این آزمایش از نسبت‌های مساوی سطح استفاده شد و نمونه‌ها قبل از انجام آزمایش تا سنباده 1200 سنباده‌زنی شدند. این آزمایش مانند آزمون‌های قبل براساس سل سه الکتروودی بنا شده است با این تفاوت که در آن الکتروود شمارنده به بیرون از سل منتقل شده، آلیاژ 617 به عنوان الکتروود کار و فلزجوش به زمین وصل می‌شود. در این حالت نوسانات پتانسیل (EG) و سیگنال‌های جریان (iG) که به دلیل واکنش‌های الکتروشیمیایی انجام شده بر سطح نمونه‌ها ایجاد می‌گردد، هر $0/5$ ثانیه یک بار و به مدت 4 ساعت اندازه‌گیری و ثبت شد.

3- نتایج و بحث

3-1- ارزیابی ریزساختار

شکل (1) تصاویر ریزساختاری به دست آمده از فلزات پایه و فلز

از حرارت جوش این اتصال، در پژوهش پیشین محققین مورد ارزیابی گسترده قرار گرفته است [12].

3-2- رفتار خوردگی

3-2-1- رفتار پلاریزاسیون تافل و طیف نگاری امپدانس

الکتروشیمیایی در محیط‌های متفاوت

الف- محیط اسیدی ($1M H_2SO_4$)

شکل (2) منحنی‌های پلاریزاسیون تافل، نایکوئیست، بد و مدار معادل متناسب با فلزات پایه و فلز جوش را در محلول $1M H_2SO_4$ با $pH = 1 \pm 2$ نشان می‌دهد. مطابق با منحنی‌های پلاریزاسیون برای هر سه نمونه (شکل (2-الف)) مشخص است که آلیاژ اینکونل 617 نسبت به فولاد A387-Gr.11 و فلز جوش دارای پتانسیل خوردگی بالاتر ($-0/4V$) و جریان خوردگی بسیار کمتر ($1/516 \mu A/cm^2$) نسبت به فولاد کم‌آلیاژ و فلز جوش می‌باشد. مشخصات خوردگی منحنی‌های مذکور شامل چگالی جریان خودگی (i_{corr})، شیب خطوط تافل آندی و کاتدی (Ba, Bc)، پتانسیل خوردگی (E_{corr}) و مقاومت خوردگی (Rp) در جدول (3) آورده شده است. مقاومت خوردگی به کمک رابطه استرن-گری مطابق رابطه (1) محاسبه شده است [5].

$$i_{corr} = \frac{B}{R_{corr}} = \frac{b_{ox} b_{red}}{2.3R_{corr}(b_{ox} + b_{red})} \quad (1)$$

همانگونه که مشاهده می‌گردد، شاخه کاتدی فلزات پایه و فلز جوش کم و بیش مشابه یکدیگر و متاثر از پلاریزاسیون اکتیواسیون می‌باشد؛ این در حالی است که رفتار متفاوتی در شاخه آندی مشاهده می‌گردد. برخلاف فولاد کم‌آلیاژ، آلیاژ اینکونل 617 و فلز جوش بترتیب رفتارهای رویین و شبه رویین اندکی را نشان می‌دهد. این رفتار می‌تواند نشان از تشکیل لایه محافظ با میزان فشردگی و چسبندگی متفاوت بر سطح فلزات مورد نظر باشد. با توجه به نتایج جدول (3)، میزان مقاومت به خوردگی از $5/33 k\Omega/cm^2$ برای آلیاژ اینکونل 617 به $0/77 k\Omega/cm^2$ برای فولاد کم‌آلیاژ کاهش یافته است. این تفاوت‌ها به خوبی با در نظر گرفتن ترکیب شیمیایی فلزات پایه و فلز

از کشیدگی فازهای پرلیتی در ریزساختار نیز مشاهده می‌شود که به جوانه‌زنی ترجیحی آن در مناطق پر انرژی به جا مانده از فرآیند نورد جهت تولید ورق نسبت داده می‌شود. همچنین، با توجه به انجام عملیات نرماله و تمپر پس از نورد ورق، احتمال حضور مقادیر کمی فاز بینیت در ریزساختار نیز وجود دارد.

در مجموع، با مقایسه ریزساختار سوپرآلیاژ پایه نیکل و فولاد کم آلیاژ استفاده شده در این پژوهش، تفاوت‌های برجسته زیر مشاهده می‌شود:

(الف) ریزساختار سوپرآلیاژ، یک زمینه آستنیتی با ساختار کریستالی FCC را شامل می‌شود که رسوبات درون دانه‌ای و مرزدانه در آن توزیع شده است. بر عکس، در فولاد کم‌آلیاژ، یک زمینه فریتی با ساختار کریستالی BCC تشکیل شده که درون آن، مناطق پرلیتی به صورت کم و بیش نامتوازن، توزیع شده است.

(ب) ریزساختار سوپرآلیاژ، نسبتاً درشت دانه با اندازه متوسط دانه‌هایی در حدود 100 میکرومتر است؛ در صورتی که ریزساختار فولاد کم‌آلیاژ بسیار ریزدانه با اندازه متوسط دانه‌های فریتی در حدود 10 میکرومتر است.

تقابل این دو ریزساختار با فلز پرکننده ER309L، ریزساختار انجمادی کاملاً متفاوتی را ایجاد کرده که در شکل (1-د) بصورت دندریتی با شاخه‌های جانبی مشاهده می‌شود. عمده ساختار فلز جوش به صورت تمام آستنیتی منجمد گردیده است؛ اما همان‌گونه که مشخص است، در بعضی مناطق، حالت انجمادی آستنیت/ فریت (A/F) قابل مشاهده می‌باشد. با توجه به ترکیب شیمیایی متفاوت آلیاژ اینکونل 617، فولاد کم آلیاژ A387-Gr.11 و فلز پرکننده ER309L، یک جفت اتصال گالوانیک آلیاژ اینکونل 617/ فلز جوش و فلز جوش/ آلیاژ A387-Gr.11 ایجاد گردیده است که هم از نظر ترکیب شیمیایی و هم اجزای ریزساختاری (نوع فازها و مورفولوژی آن‌ها)، کاملاً متفاوت است. از آنجا که هدف اصلی این پژوهش، ارزیابی رفتار خوردگی تک تک آلیاژها و اتصال بین آن‌ها است، در ادامه رفتار خوردگی آن‌ها مورد ارزیابی قرار می‌گیرد. لازم به ذکر است که جزئیات بیشتر ریزساختاری، خصوصاً منطقه متاثر

جدول 1- ترکیب شیمیایی فلزات پایه و فلز پرکننده (درصد وزنی)

Fe	Nb	Ti	Al	Mo	Ni	Co	Cr	Cu	Mn	Si	C	ترکیب (درصد وزنی)
۱/۳۵	۰/۰۷	۰/۳۲	۰/۶۸	۸/۵۵	بقیه	۱۱/۸۷	۲۱/۸۴	۰/۱۲	۰/۰۶	۰/۱۱	۰/۰۶	آلیاژ اینکونل ۶۱۷
بقیه	-	-	-	۰/۵	-	-	۱/۲۰	-	۰/۵۴	۰/۶۱	۰/۱۳	فولاد A387-Gr.11
بقیه	-	-	-	۰/۷۵	۱۳	-	۲۳/۵	۰/۷۵	۱/۵	۱	۰/۰۴	فلز پرکننده

جدول 2- پارامترهای جوشکاری مورد استفاده در اتصال

شماره پاس	جریان جوشکاری (A)	ولتاژ جوشکاری (V)	سرعت جوشکاری (mm/s)	حرارت ورودی (kJ/mm)
۱	۱۴۰	۱۷/۹	۱/۶۴	۱/۰۷
۲	۱۳۵	۱۸/۸	۱/۴۱	۱/۲۶
۳	۱۴۰	۱۹/۱	۱/۱۹	۱/۵۸
۴	۱۴۵	۱۹/۳	۱/۳۱	۱/۴۴

غیریکنواخت را ایجاد کرده و فرآیند انتقال جرم ناهمگن است.

امپدانس CPE، به کمک رابطه زیر قابل محاسبه است [16]:

$$Z_{CPE} = 1 / CPE (j\omega)^n \quad (2)$$

در این رابطه، $j = -1$ ، ω بسامد زاویه‌ای ($\omega = 2\pi f$)، n توان ($0 < n < 1$) و CPE به عنوان عنصر فاز ثابت (معرف تقریبی ظرفیت خازن) تعریف شده است. مطابق با منحنی‌های نایکوئیست، دیاگرام امپدانس و در نتیجه مدار معادل برای هر دو آلیاژ 617 و فلز پرکننده در محلول $1M H_2SO_4$ رفتار یکسانی نشان داده است؛ به نحوی که منحنی‌های امپدانس دارای دو ثابت زمانی است که شامل یک حلقه خازنی بزرگ در فرکانس‌های بالا و یک حلقه القایی در فرکانس‌های کم می‌باشد (شکل 2-ب) و (2-د)). حلقه خازنی در فرکانس بالا به ظرفیت لایه دوگانه الکتریکی نسبت داده می‌شود که به صورت موازی با مقاومت انتقال بار می‌باشد و نشان دهنده تبادلات الکترونی در عرض لایه دوگانه می‌باشد. از طرفی، حلقه القایی در فرکانس‌های کم، ناشی از جذب گونه‌های واسطه موجود در محلول (H^+ و SO_4^{2-}) می‌باشد که سبب تغییر پتانسیل سطح فلز به مقادیر منفی می‌گردد [16]. تعدادی از محققین، حلقه خازنی در فرکانس بالا را به تشکیل لایه اکسیدی یا محصولات خوردگی جذب شده بر سطح الکتروود براساس انتقال بار حاصل از فرآیند خوردگی نسبت داده‌اند. همچنین حلقه القایی در فرکانس کم را ناشی از به سطح نشستن یون‌های موجود در محلول و یا پایداری محصولات میانی جذب شده حین وقوع واکنش خوردگی روی سطح الکتروود

تشریح است. فلز پایه اینکونل 617 دارای حدود 21 درصد کروم، 8 درصد مولیبدن و مقادیر کمی آلومینیوم می‌باشد، حضور این عناصر زمینه را جهت تشکیل لایه محافظ اکسیدی و رسوبات غنی از کروم و مولیبدن و نیتريد تیتانیوم و کربونیتريد تیتانیوم فراهم آورده است [12]. فلز پرکننده نیز دارای مقدار کروم تقریباً 23 درصد میباشد؛ در حالی که فلز پایه کم آلیاژ عاری از این عناصر بوده و تنها مقادیر ناچیزی از عناصر کروم و مولیبدن در آن یافت می‌گردد (جدول 1). این امر سبب بهبود مقاومت به خوردگی فلز پایه اینکونل 617 و تا حدودی فلز جوش به دلیل احتمال تشکیل لایه محافظ نسبت به فولاد کم آلیاژ شده است.

شکل 2-ب) و 2-ج) نتایج آزمون امپدانس، شامل منحنی‌های نایکوئیست و بد را در پتانسیل مدار باز نمایش می‌دهد. منحنی‌های EIS شبیه‌سازی شده با کمترین انحراف بین مقادیر اندازه‌گیری شده و داده‌های شبیه‌سازی شده به دست آمد. دو مدار معادل الکتریکی با دو ثابت زمانی برای شبیه‌سازی دیاگرام‌های امپدانس در نظر گرفته شد (شکل 2-د)). مدار معادل‌های نشان داده شده متشکل از مقاومت الکتروولت (R_s)، عنصر فاز ثابت (CPE)، مقاومت محصولات خوردگی (R_f)، مقاومت انتقال بار (R_{ct})، مقاومت القاگر (R_L) و القاگر (L) می‌باشند. جدول 4) بزرگی عناصر موجود در مدار معادل الکتریکی را برای نمونه‌ها در سه محیط نشان داده است. لازم به ذکر است که از عنصر فاز ثابت زمانی استفاده می‌شود که توزیع غیریکنواخت گونه‌های شیمیایی بر سطح فلز، سطحی

جدول 3- نتایج حاصل از آزمون پلاریزاسیون برای فلزات پایه و فلزجوش در سه محیط اسیدی، خنثی و ترکیبی.

محیط	نمونه	B_c (mv/dec)	B_a (mv/dec)	E_{corr} (mv)	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	R_{corr} ($k\Omega/cm^2$)
1 M H_2SO_4	A 387-GR. 11	۷۲/۲۶	۶۱/۵۴	-۵۲۷/۳۶	۱۸/۸۵	۰/۷۷
	Inconel 617	۳۹/۶۳	۳۵/۰۶	-۴۳۳/۵۴	۱/۵۱۶	۵/۳۳
	فلز جوش	۲۵/۴۶	۲۹/۱۸	-۵۰۲/۵۴	۴/۱۹۶	۱/۴۱
1 M NaCl	A 387-GR. 11	۵۱/۹۸	۳۰/۱۵	-۶۷۶/۹۷	۱,۳۴	۶/۱۸
	Inconel 617	۶۸/۱۳	۵۸/۹۵	-۳۱۴/۲۱	$۷/۹۹ \times 10^{-3}$	$۱/۷۲ \times 10^{-3}$
	فلز جوش	۴۴/۰۳	۵۷/۲۴	-۶۳۱/۳۳	$۲۲۱/۸۶ \times 10^{-3}$	۴۸/۷۲
1 M NaCl+ H_2SO_4	A 387-GR. 11	۵۳/۸	۳۷/۷۶	-۵۳۸/۳۶	۴/۵۲	۲/۰۹۸
	Inconel 617	۵۴/۷۸	۵۰/۸۴	-۲۲۳/۷۸	$۲۴۵/۳۵ \times 10^{-3}$	۴۶/۶۷۴
	فلز جوش	۶۱/۸۶	۳۶/۱۸	-۴۲۲/۵۹	۱/۱۷	۸/۴۶۹

جدول 4- نتایج حاصل از آزمون EIS فلزات پایه و فلزجوش در سه محیط اسیدی، خنثی و ترکیبی.

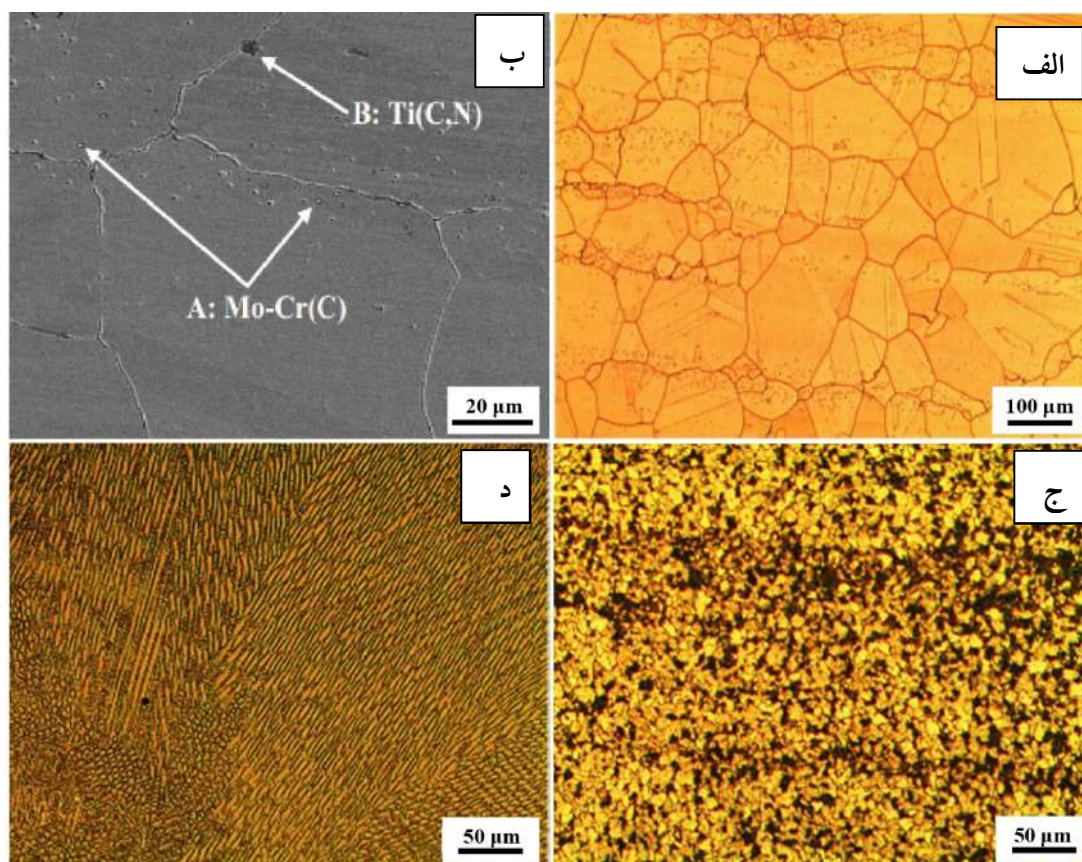
محیط	نمونه	R_s ($\Omega.cm^2$)	R_{film} ($\Omega.cm^2$)	R_{ct} ($\Omega.cm^2$)	R_L ($\Omega.cm^2$)	L ($H.cm^2$)
1 M H_2SO_4	A 387-GR. 11	۲	۴/۲۲۸	۶۸/۵۴	-	-
	Inconel 617	۷	-	۱۴۷۵	۸۷۷۳	۱۵۱۸۵
	فلز جوش	۱۰	-	۷۹۷/۵	۵۱۱۹	۲۵۱۲۶
1 M NaCl	A 387-GR. 11	۳۰	۳۴۰	۱۴۶۰	-	-
	Inconel 617	۱۰۰	۱۴۴۵۶	۷۳۳۵۶۲	-	-
	فلز جوش	۱۱۰	۵۶۷۸	۱۹۰۶۱	-	-
1 M NaCl+ H_2SO_4	A 387-GR. 11	۷۰	۴۴۰	۱۵۴۷	-	-
	Inconel 617	۷۸	۳۷۸۵	۶۶۵۹	-	-
	فلز جوش	۷۲	۲۴۵۸	۳۵۷۸	-	-

مولیدن، آلومینیوم و تیتانیوم باشد که مقاومت به خوردگی را برای این آلیاژ نسبت به فلز جوش بیشتر می‌نماید. وجود این عناصر زمینه را برای تشکیل رسوبات محافظ اکسیدی پایدار بر سطح فراهم می‌آورد که اجازه نفوذ گونه‌های خوردنده را به سطح فلز نخواهد داد [22].

از این رو، تشکیل این لایه‌های محافظ منجر به جلوگیری از انجام واکنش‌های کاتدی و آندی شده و به کاهش سرعت خوردگی آلیاژ می‌انجامد.

علی‌رغم تشکیل حلقه القایی برای فلز پایه 617 و فلزجوش، اما فلز پایه A387-GR. 11 رفتاری به نسبت متفاوت با دو فلز دیگر نشان داده است. براساس منحنی نایکوئیست و مدار معادل حاصله (شکل 2-د)، منحنی مورد نظر حاوی دو ثابت زمانی

دانسته‌اند [17-19]. ولوز و همکاران [20] شکل‌گیری حلقه القایی در فرکانس‌های کم در محلول اسیدی را ناشی از جذب گونه‌ها و یا تجزیه آن‌ها گزارش دادند. در تحقیقی دیگر، اکافور و همکاران [21]، حلقه القایی را به جذب یون‌های هیدروژن بر سطح معرفی کردند. همچنین بیان کردند که حلقه القایی ایجاد شده به میزان جذب و واجذب هیدروژن، پتانسیل خوردگی، زمان غوطه‌وری نمونه در محلول و طبیعت ماده از نظر زبری و غیریکنواختی سطح بکار رفته وابسته است. براساس نتایج حاصل از جدول (4)، آلیاژ 617 دارای حلقه خازنی بزرگتری نسبت به فلز جوش می‌باشد. میزان مقاومت به انتقال بار برای آلیاژ 617 ($1475\Omega.cm^2$) تقریباً دو برابر فلز جوش می‌باشد. این تفاوت می‌تواند به دلیل وجود مقادیر بالاتری از کروم،

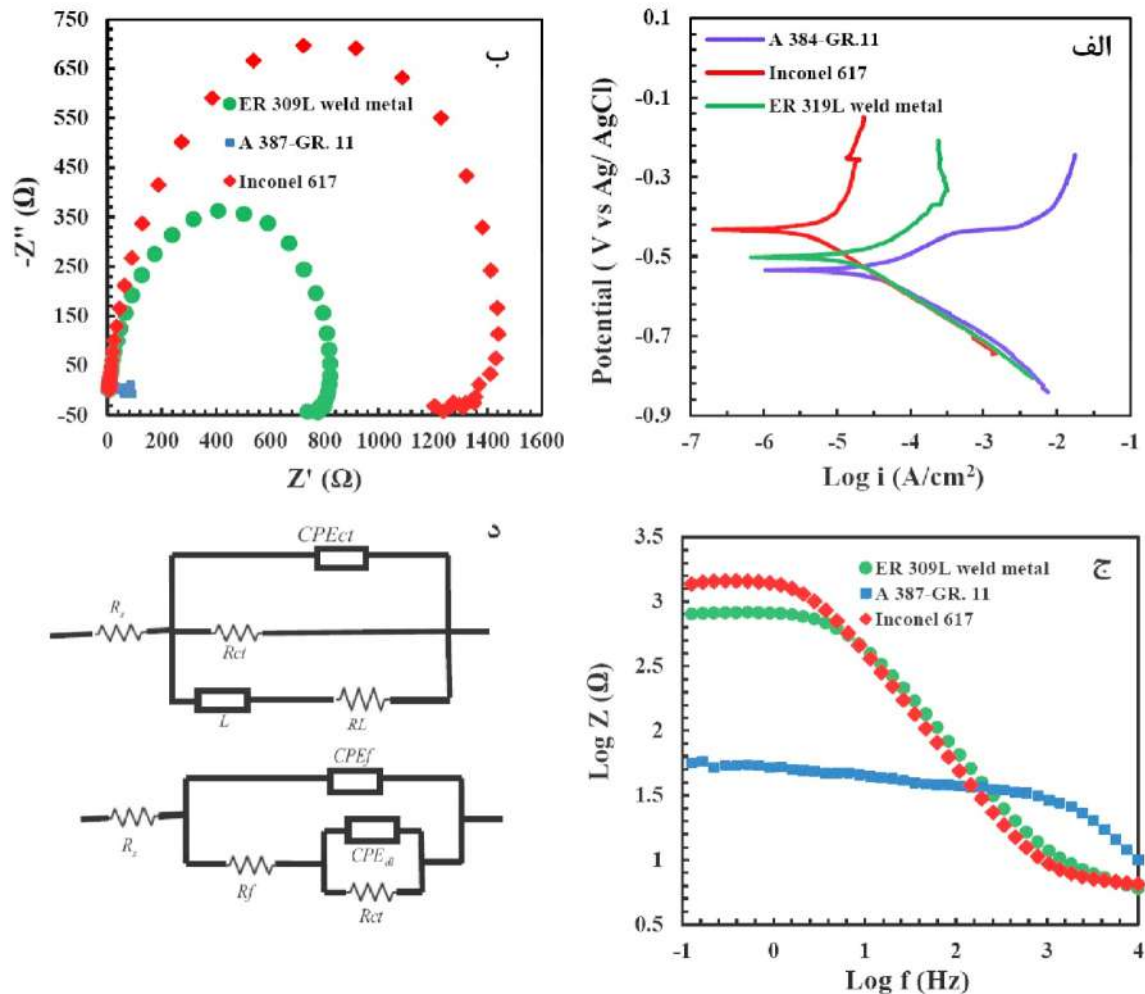


شکل 1- تصاویر میکروسکوپی نوری (الف) و الکترونی روبشی (ب) از ریزساختار آلیاژ اینکونل 617. در تصویر ب، A رسوب بین دانه‌ای و B رسوبات درون دانه‌ای می‌باشد. تصاویر میکروسکوپ نوری از فولاد A387-Gr.11 (ج) و فلزجوش (د).

است که در فرکانس بالا این ثابت زمانی متعلق به تشکیل یک لایه اکسیدی حاوی کروم بر سطح می‌باشد که براساس نتایج جدول (4) میزان مقاومت این لایه $4/228 \Omega.cm^2$ است. بنابراین، می‌توان به این نتیجه رسید که لایه تشکیل شده بر سطح از فشردگی کافی برخوردار نبوده و نمی‌تواند نقش لایه محافظ نفوذناپذیر را ایفا نماید. این نتیجه با مقایسه میزان مقاومت لایه دوگانه (R_{ct}) این فولاد، با آلیاژ 617 و فلزجوش قابل توجهی است. همانگونه که مشاهده می‌شود، میزان R_{ct} برای فولاد کم آلیاژ ($68/54 \Omega.cm^2$) نسبت به آلیاژ 617 و فلزجوش بسیار کمتر است. کاهش میزان مقاومت به انتقال بار می‌تواند ناشی از کمبود وجود عناصر کروم و مولیبدن در این فولاد باشد که تشکیل لایه‌های محافظ فشرده و پایدار را کاهش می‌دهد. براساس منحنی‌های بد (شکل 2-ج)، میزان بالاتر امپدانس در فرکانس پایین ($\log |z| 0/1Hz$) برای آلیاژ اینکونل 617

ب- محیط با pH خنثی (1M NaCl)

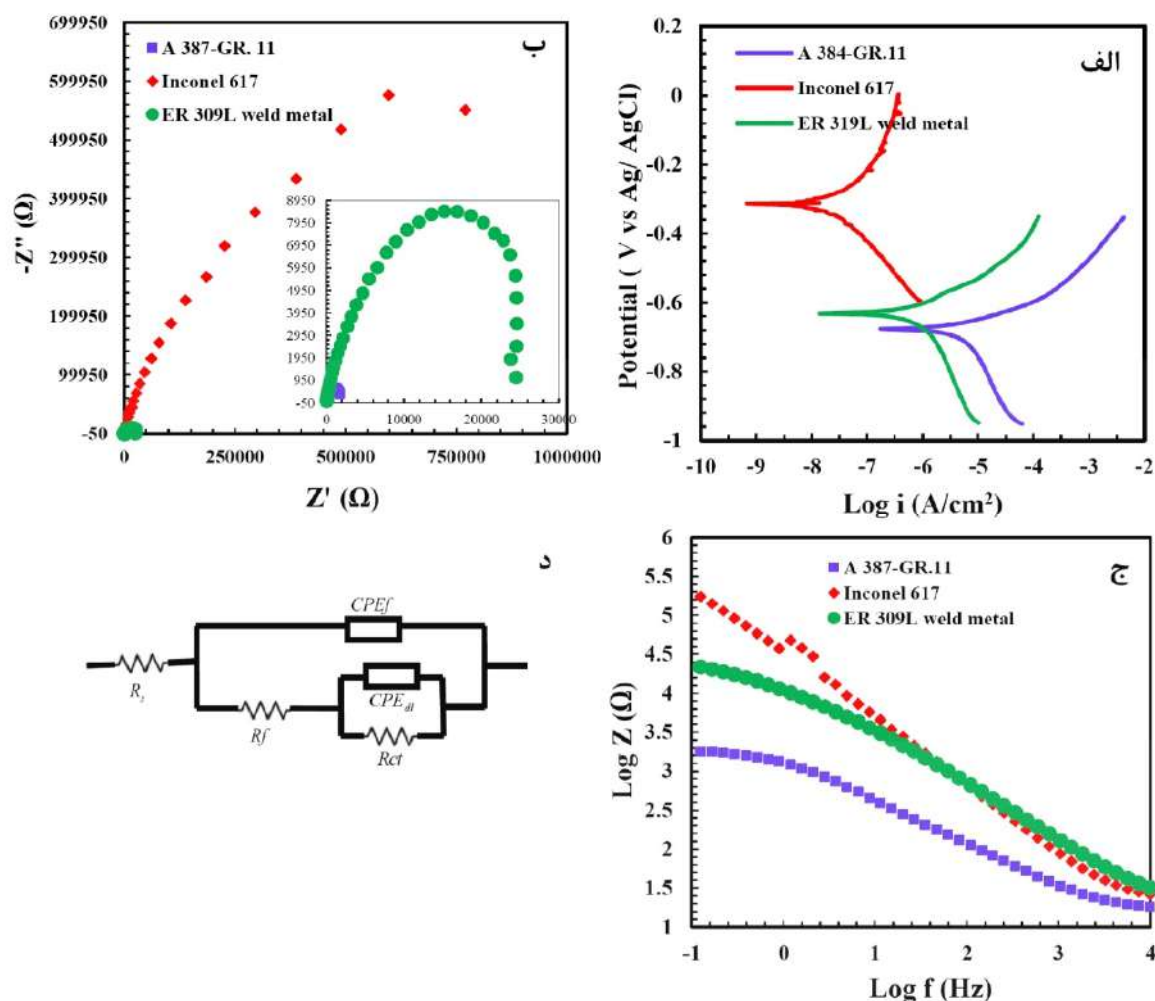
نتایج حاصل از آزمون پلاریزاسیون و EIS برای فلزات پایه و فلزجوش در محلول سدیم کلرید در شکل (3) آورده شده است. با مقایسه منحنی‌های پلاریزاسیون و داده‌های حاصل از جدول (3) برای هر سه نمونه (شکل 3-الف)، مشخص است که آلیاژ اینکونل 617 دارای پتانسیل خوردگی بالاتر و رفتاری



شکل 2- منحنی‌های پلاریزاسیون (الف) نایکوئیست (ب) بد (ج) و مدار معادل (د) برای فلزات پایه و فلزجوش در محلول 1M H₂SO₄.

کم‌آلیاژ و فلزجوش رفتار کم و بیش یکسانی را نشان می‌دهد. نمونه‌های مورد نظر کم و بیش تحت تاثیر پلاریزاسیون اکتیواسیون می‌باشند. گرچه شیب تافل شاخه کاتدی برای هر سه نمونه افزایش داشته است، اما همچنان از رفتار پلاریزاسیون غلظتی ایده‌آل فاصله دارد. همچنین رفتار روئینگی بر سطح فلز پایه کم‌آلیاژ و فلزجوش مورد نظر بعد از اتصال ایجاد نشده است که نمی‌تواند بخوبی شرایط را برای عدم نفوذ عناصر خورنده موجود در محلول جهت رسیدن به سطح مورد نظر دشوار گرداند. همانگونه که از منحنی‌های پلاریزاسیون بدست آمده مشخص است، شاخه‌آندی برای فولاد کم‌آلیاژ و فلزجوش از همان ابتدا وارد منطقه بازفعال گردیده است و این موجب انطباق پتانسیل خوردگی (E_{con})، پتانسیل اولیه غیر فعال شدن (E_{pp}) و پتانسیل شکست (E_b) شده است.

نجیب‌ترنسیت به فولاد کم‌آلیاژ و فلزجوش می‌باشد. این رفتار نشان‌دهنده سرعت خوردگی کمتر ($221/86 \times 10^{-3} \mu A/cm^2$) و مقاومت به خوردگی بالاتر ($1/72 \times 103 k\Omega/cm^2$) این آلیاژ نسبت به دو فلز دیگر می‌باشد. این عملکرد را میتوان به دلیل وجود عناصری مانند کروم و مولیبدن در ترکیب شیمیایی آلیاژ دانست که منجر به تشکیل لایه‌های اکسیدی پایدار به دلیل وجود تیتانیوم در ترکیب آن می‌شود. از طرفی، وجود درصد بالای نیکل در ساختار، قابلیت حفاظت از خوردگی آلیاژ مورد نظر را در محلول‌های حاوی کلر افزایش می‌دهد. پتی و همکاران [23] گزارش دادند که برای آلیاژهای پایه نیکل، مقاومت در برابر اکسیداسیون تحت تاثیر عناصری مانند کروم، مولیبدن، تیتانیوم، آلومینیوم و تانتالیوم میباشد. علیرغم عملکرد نجیب آلیاژ 617 اما منحنی‌های پلاریزاسیون برای فولاد پایه



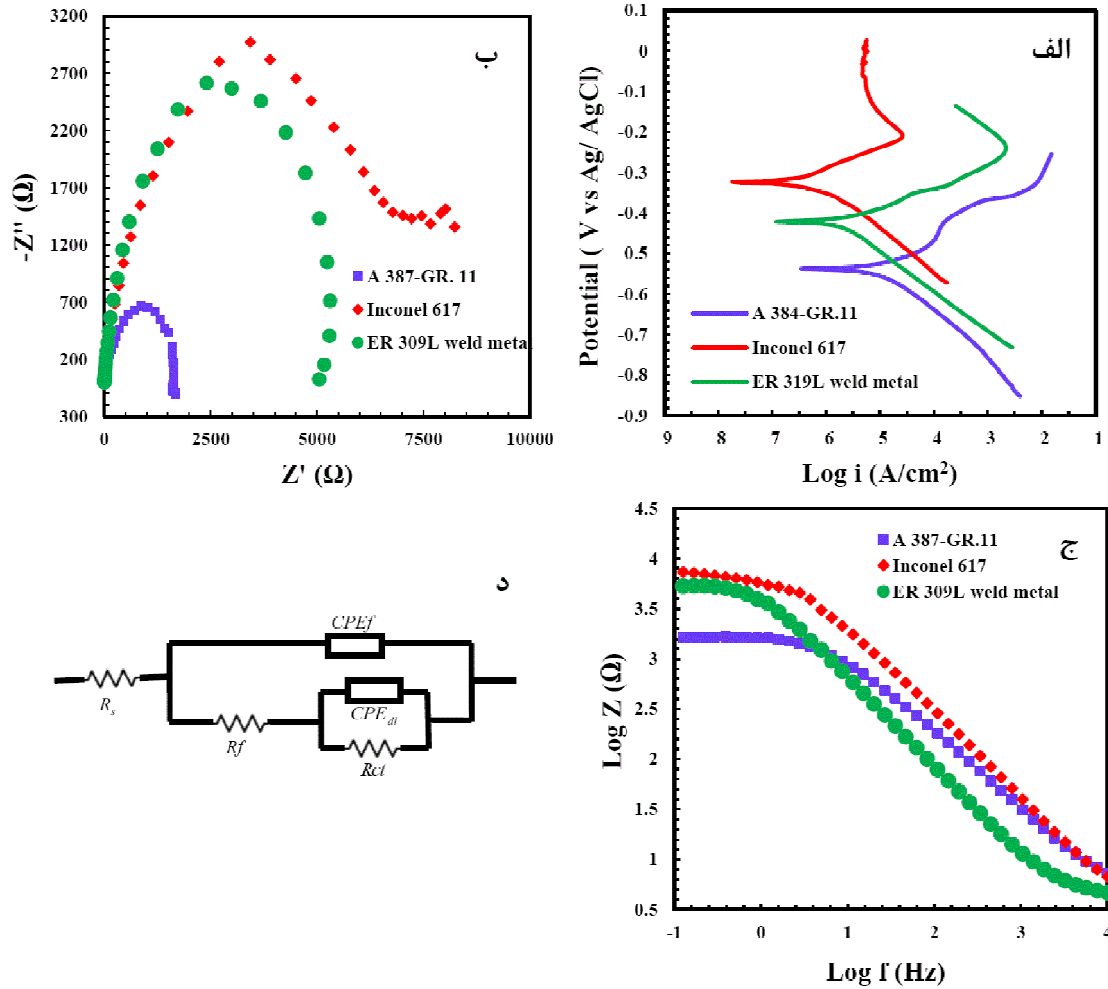
شکل 3- منحنی‌های پلاریزاسیون تافل (الف)، نایکوئیست (ب)، بد (ج) و مدار معادل (د) برای فلزات پایه و فلزجوش در محلول 1M NaCl.

فلزجوش در محلول سدیم کلرید نشان می‌دهد. بر این اساس منحنی‌های نایکوئیست، هر سه نمونه دارای دو ثابت زمانی می‌باشد (شکل 3-ب) و (3-ج)). ثابت زمانی در فرکانس بالا مربوط به تشکیل لایه‌ای از محصولات خوردگی بر سطح و ثابت زمانی در فرکانس پایین مربوط به لایه دو گانه الکتریکی است. نتایج حاصل از منحنی‌های EIS گزارش شده در جدول (4) توسط مدار معادل نشان داده شده در شکل (3-د) بدست آمده‌اند. همانگونه که از منحنی‌های نایکوئیست مشخص است، بزرگی امپدانس در فرکانس پایین که توسط قطر نیم‌دایره‌ها تعیین می‌گردد؛ در آلیاژ اینکونل 617 نسبت به فولاد کم‌آلیاژ و فلزجوش به مراتب بزرگتر است.

این بزرگی قطر نیم‌دایره نشان‌دهنده افزایش مقاومت انتقال بار از $1460\Omega\text{cm}^2$ برای فولاد کم‌آلیاژ به $733562\Omega\text{cm}^2$

وجود چنین رفتاری در شاخه آندی منحنی پلاریزاسیون، نشان از عدم تشکیل لایه روپین در محلول الکترولیت است و این عامل منجر به انتقال شاخه آندی و کاتدی برای هر دو نمونه به سمت چگالی جریان‌های بیشتر و در نتیجه مقاومت به خوردگی کمتر آن‌ها می‌گردد. این در حالی است که شاخه آندی برای آلیاژ اینکونل رفتار شبه روپینی را نشان می‌دهد. این رفتار می‌تواند به دلیل وجود یون‌های کلر در محلول الکترولیت باشد که منجر به عدم تشکیل لایه محافظ پایدار ناشی از محصولات خوردگی می‌گردد. علت این پدیده به دلیل اثر یون‌های کلر در ممانعت از روپینگی و فعالیت آن‌ها در جلوگیری از تشکیل پوسته‌های محافظتی بر روی سطوح است [24 و 25].

نتایج حاصل از آزمون امپدانس نتایج کم و بیش یکسانی را با نتایج حاصل از آزمون پلاریزاسیون برای رفتار فلزات پایه و



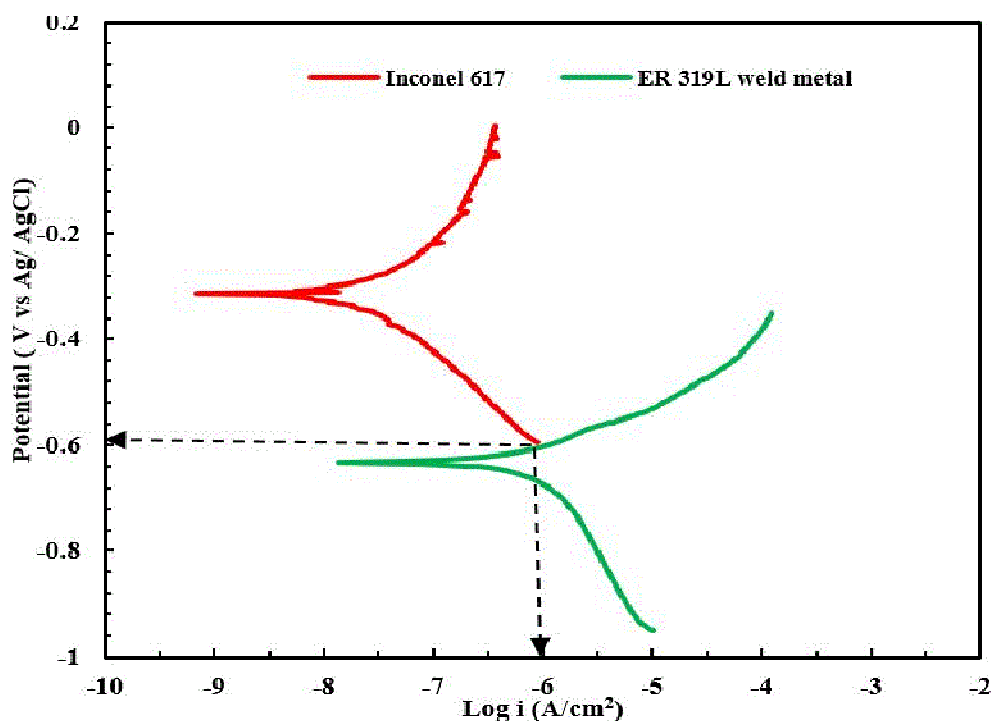
شکل 4- منحنی‌های پلاریزاسیون تافل (الف)، نایکوئیست (ب)، بد (ج) و مدار معادل (د) برای فلزات پایه و فلزجوش در محلول 1 M NaCl+1M H₂SO₄

متفاوت است.

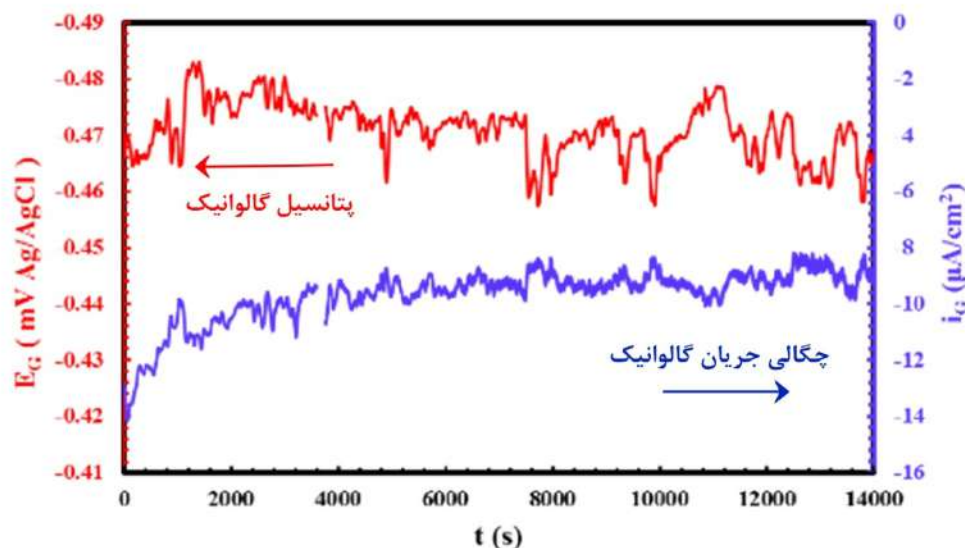
ج - محیط ترکیبی (1M NaCl+1M H₂SO₄)

مشابه دو محلول پیش، مقاومت به خوردگی آلیاژ اینکونل 617 نسبت به فلز پایه کم‌آلیاژ و فلزجوش در محلول حاوی 1 M NaCl+1M H₂SO₄ بالاتر است. این افزایش مقاومت به خوردگی براساس منحنی‌های پلاریزاسیون و مقایسه نمودارهای امپدانس قابل مشاهده است (شکل (4-الف) تا (4-ب)). مطابق با منحنی‌های پلاریزاسیون، آلیاژ اینکونل دارای پتانسیل خوردگی بالاتر (-323/78mV) می‌باشد که نسبت به دو فلز دیگر رفتار نجیب‌تری را نشان می‌دهد. همچنین براساس شیب شاخه آندی مشخص است که در این محلول، آلیاژ مورد نظر رفتار شبه رویین از خود نشان داده است که نسبت به فلزجوش و فولاد

آلیاژ اینکونل 617 است. افزایش مقاومت به انتقال بار می‌تواند نشان‌دهنده میزان مقاومت در برابر انتقال الکترون‌هایی باشد که از سطح الکتروود عبور می‌کنند. با افزایش مقاومت به انتقال الکترون‌ها از عرض لایه دوگانه، سرعت واکنش کاتدی کمتر و در نتیجه سرعت واکنش آندی نیز کاهش می‌یابد. در نتیجه میتوان گفت خوردگی کمتر اتفاق می‌افتد و مقاومت به خوردگی و در نتیجه سرعت خوردگی به ترتیب با روند افزایشی و کاهش همراه هستند [26]. مطابق با نتایج جدول (3و4)، بزرگی مقاومت به خوردگی در محلول 1 M H₂SO₄ نسبت به محلول 1 M NaCl دارای مقادیر کمتری میباشد. براساس گزارش ویسلی و همکاران [27]، حساسیت به خوردگی فعال در حضور آنیون‌های مختلف، ناشی از مکانیزم‌های مختلف شکل‌گیری فیلم اکسیدی برای آلیاژهای مختلف در محلول‌های



شکل 5- منحنی‌های پلاریزاسیون مربوط به آلیاژ 617 و فلزجوش در محلول 1M NaCl. پتانسیل خوردگی گالوانیک (E_G) و جریان خوردگی گالوانیک (i_G) براساس تئوری پتانسیل ترکیبی بدست آمده است.

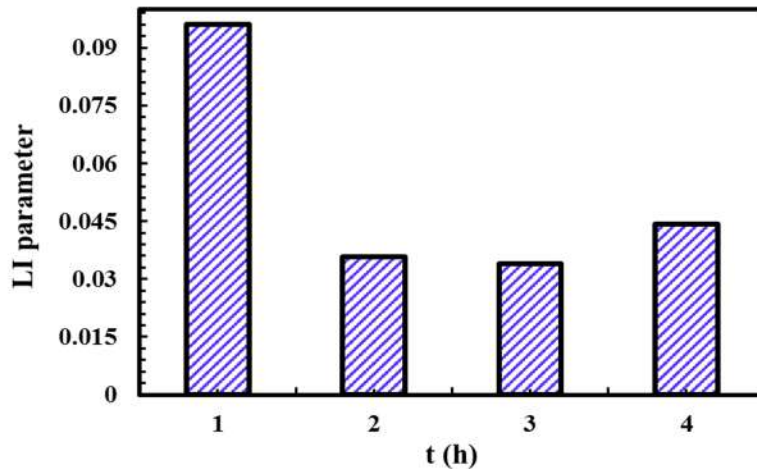


شکل 6- تغییرات چگالی جریان و پتانسیل گالوانیک زوج گالوانیک آلیاژ اینکونل 617 - فلز جوش.

کم آلیاژ پایداری بیشتری از محصولات خوردگی را در حضور یون کلر در محلول مورد نظر نشان داده است. بر این اساس می‌توان به این نتیجه رسید که آلیاژ اینکونل با تشکیل یک لایه محافظ به نسبت پایدارتر از دو فلز دیگر، جلوی نفوذ آنیون‌های خورنده موجود در محلول را برای رسیدن به آلیاژ خواهد گرفت و از این نظر منجر به چگالی جریان خوردگی کمتر

($245/35 \times 10^{-3} \mu\text{A}/\text{cm}^2$) و مقاومت به خوردگی بیشتر ($46/674 \text{ k}\Omega/\text{cm}^2$) می‌گردد (جدول (3)). این نتایج با نتایج حاصل از آزمون امپدانس الکتروشیمیایی همخوانی دارد. مطابق با منحنی‌های نایکوئیست و بد، قطر نیم‌دایره خازنی برای آلیاژ اینکونل 617 بزرگتر از دو فلز دیگر است که در نتیجه آن، میزان امپدانس در فرکانس پایینین ($\log |Z| 0/1\text{Hz}$) که

میزان امپدانس در فرکانس پایینین ($\log |Z| 0/1\text{Hz}$) که



شکل 7- نتایج شاخص تمرکز موضعی زوج گالوانیک آلیاژ اینکونل 617-فلزجوش.

نداشته است. بلکه تا حدودی منجر به افزایش میزان مقاومت به خوردگی برای هر سه نمونه گشته که می‌تواند به دلیل جذب کلر بر سطح به جای یون‌های سولفات و هیدروژنی باشد که به منفی‌تر کردن پتانسیل خوردگی نمونه و افزایش خوردگی آن می‌انجامد [16].

3-2-2- رفتار خوردگی گالوانیک

یکی از دغدغه‌های مهم در اتصالات غیرمشابه، ایجاد یک زوج گالوانیک بین آن‌ها می‌باشد. براساس تحقیقاتی که تاکنون به منظور پیشبینی وقوع خوردگی گالوانیک گزارش شده است؛ یکی از معیارها، وجود حداقل اختلاف پتانسیل 100-130 میلی‌ولت بین پتانسیل خوردگی آند و کاتد ($E_C - E_A$) می‌باشد که منجر به وقوع خوردگی گالوانیک بین دو جفت بعد از اتصال می‌گردد [15، 30 و 31]. هر چه اختلاف در پتانسیل خوردگی اجزا بیشتر باشد، تمایل به ایجاد خوردگی گالوانیک بیشتر می‌گردد [32]. در این پژوهش، با مقایسه منحنی‌های پلاریزاسیون فلزات پایه و فلزجوش و مقدار پتانسیل‌های خوردگی گزارش شده در جدول (3) برای هر نمونه، میزان پتانسیل خوردگی برای آلیاژ اینکونل 617 در محلول $NaCl$ 1M، $314/21mV$ و برای فلزجوش $631/33mV$ بدست آمد. با توجه به بزرگی اختلاف پتانسیل خوردگی بین این دو فلز ($317/12mV$)، احتمال خوردگی گالوانیک بین زوج گالوانیکی آلیاژ اینکونل 617 / فلزجوش در محلول $1 M NaCl$

نشان‌دهنده مقدار مقاومت به خوردگی می‌باشد، از فولاد پایه کم‌آلیاژ با مقدار $3/2\Omega.cm^2$ به $3/9\Omega.cm^2$ برای آلیاژ اینکونل 617 افزایش داشته است. مطابق با داده‌های جدول (4)، لایه اکسیدی تشکیل شده بر سطح آلیاژ اینکونل همانگونه که قبلاً اشاره گردید متراکم‌تر بوده و مقاومت به نفوذ یون‌های خوردنده موجود در محلول ($3785\Omega.cm^2$) از درون آن بیشتر است و در نتیجه مقاومت به انتقال الکترون‌ها در عرض لایه دوگانه نیز افزایش داشته است ($6659\Omega.cm^2$).

هانگ و همکاران [28]، حضور غلظت‌های بالایی از سدیم کلرید را در محلول اسیدی H_2SO_4 به عنوان منبعی برای ایجاد تاول بر سطح فلز گزارش دادند و به این نتیجه رسیدند که حضور یون‌های کلر در محلول اسیدی سبب کاهش مقاومت به خوردگی به ویژه در فولادهای حاوی ترک می‌باشد. هوو و همکاران [29]، افزایش غلظت یون کلر را مسبب خوردگی حفره‌ای و افزایش عمق حفره بر سطح معرفی کردند. در این پژوهش با مقایسه مقادیر مقاومت به خوردگی‌ها برای هر سه نمونه در سه محلول بررسی شده، می‌توان به این نتیجه رسید که علیرغم برخی مطالعات که حضور یون کلر و افزایش غلظت آن در محلول‌های اسیدی را عاملی جهت افزایش سرعت خوردگی و در نتیجه کاهش مقاومت به خوردگی آن معرفی نمودند؛ اما در تحقیق حاضر با توجه به یکسان بودن ترکیب آنیون‌های افزوده شده در محلول، حضور یون‌های کلر تاثیر مخربی بر کاهش مقاومت به خوردگی نسبت به محلول اسیدسولفوریک

وجود دارد.

گالوانیک (i_G) و پتانسیل گالوانیک (E_G) به طور پیوسته به صورت تابعی از زمان غوطه‌وری اندازه‌گیری می‌شود. یکی از مزیت‌های استفاده از این روش، امکان تعیین آند در زوج گالوانیک از طریق علامت جریان در هر دوره از زمان غوطه‌وری است. علاوه بر آن، مقاومت ماده در برابر خوردگی حفره‌ای با توجه به تغییرات جریان و پتانسیل گالوانیک قابل تشخیص است [15 و 34]. تغییرات چگالی جریان گالوانیک و پتانسیل گالوانیک برای زوج گالوانیکی آلیاژ اینکونل 617 / فلز جوش در محلول 1 M NaCl و دمای محیط پس از 4 ساعت غوطه‌وری در شکل (6) ارائه شده است. در مدت انجام آزمون، چگالی جریان گالوانیک دارای علامت منفی بوده است؛ این نشان می‌دهد که فلز جوش در کل زمان انجام آزمون آند و آلیاژ اینکونل 617 کاتد می‌باشد. در این حالت الکترون‌ها از فلز جوش (آند) به سمت آلیاژ اینکونل 617 (کاتد) ریزش داشته‌اند و می‌توان گفت فلز جوش در حال خورده شدن است. براساس شکل (6)، حضور پتانسیل با دامنه کم و سیگنال پایین جریان می‌تواند نشانه‌ای از خوردگی یکنواخت این فلز در زوج ایجاد شده باشد. یافته‌های حاصل با نتایج حاصل از آزمون پلاریزاسیون (شکل 5)) همخوانی دارد. در برخی تحقیقات نوسانات اولیه در منحنی‌های پتانسیل و دانسیته جریان گالوانیک را غالباً به دلیل تماس اولیه نمونه با محلول بیان کردند که نتایج حاصل از آنها قابل استناد نمی‌باشد [31]. روند تغییرات سیگنال‌های پتانسیل و جریان می‌تواند نشان‌دهنده افزایش میزان مقاومت به خوردگی در طول 4 ساعت زمان غوطه‌وری ناشی از تشکیل تدریجی یک لایه محافظ بر سطح فلز جوش باشد. تعدادی از محققین نوسانات و نحوه تغییرات جریان گالوانیک را به عنوان منبعی جهت تشخیص جوانه‌زنی حفرات پایدار یا شبه‌پایدار معرفی کردند [30 و 35]. یکی از پارامترهای را که می‌توان از آنالیز آماری داده‌های حاصل از آزمون نویز الکتروشیمیایی بدست آورد، شاخص تمرکز موضعی (LI) است. این شاخص آماری از نظر کیفی، معرف نوسانات مشاهده شده در منحنی چگالی جریان نسبت به مقدار میانگین است که از رابطه زیر تخمین زده می‌شود [30]:

جهت بررسی خوردگی گالوانیک بین دو جفت مذکور از روش‌های مختلفی استفاده می‌گردد. یکی از این روش‌ها استفاده از منحنی‌های پلاریزاسیون و براساس تئوری پتانسیل ترکیبی می‌باشد [33 و 34]. به منظور یافتن مقادیر کمی پتانسیل خوردگی (E_{couple}) و جریان خوردگی گالوانیک (i_{couple})، منحنی‌های پلاریزاسیون بخش آندی و بخش کاتدی جفت گالوانیک باید با یکدیگر برخورد داشته باشند. مقادیر پتانسیل جریان جفت گالوانیک از برخورد شاخه آندی فلز جوش با پتانسیل کمتر و شاخه کاتدی آلیاژ اینکونل 617 با پتانسیل نجیبتر حاصل می‌گردد که در شکل (5) نشان داده شده است. براساس نمودار حاصله، مقادیر تقریبی E_{couple} و i_{couple} بترتیب 0/6- ولت و 1 میکروآمپر بر سانتیمترمربع به دست آمد. با مراجعه به جدول (3)، E_{couple} مقداری بین پتانسیل خوردگی کاتد و آند بدست آمده است؛ در حالی که i_{couple} محاسبه شده مقداری بیشتر از میزان چگالی جریان خوردگی نسبت به هر یک از اجزای کاتد و آند قبل از اتصال آن دو است. اما پس از اتصال، سرعت خوردگی برای فلز جوش (آند) افزایش و برای آلیاژ 617 (کاتد) کاهش می‌یابد. سرعت خوردگی جزء آندی پس از اتصال گالوانیک i_{couple} است؛ اما نمیتوان مقدار دقیقی از اندازه کاهش یافته سرعت خوردگی جزء کاتدی بر مبنای تئوری پتانسیل ترکیبی ارائه داد. میزان افزایش نسبی سرعت خوردگی جزء آندی بعد از ایجاد کوپل متناسب با نسبت $i_{\text{couple}}/i_{\text{corr}}$ است، که چگالی جریان خوردگی آند در حالت غیرکوپل می‌باشد. این نسبت متناسب با حالتی است که خوردگی گالوانیک می‌تواند رخ دهد. گزارشات نشان می‌دهد هنگامیکه $i_{\text{couple}}/i_{\text{corr}}$ مقداری کمتر از 5 داشته باشد، خوردگی گالوانیک به طور جدی رخ نخواهد داد [15، 30 و 33]. در این پژوهش این نسبت معادل با 4/5 می‌باشد که این موضوع می‌تواند نشان‌دهنده وقوع نسبی خوردگی گالوانیک و حساسیت دو فلز در جفت گالوانیک باشد.

به منظور بررسی رفتار خوردگی گالوانیک این زوج از روش نویز الکتروشیمیایی نیز استفاده شد. در این روش چگالی جریان

و بوسیله روش GTAW تهیه گردید، بررسی شد. براساس نتایج حاصل از آزمون پلاریزاسیون و EIS، میزان مقاومت به خوردگی آلیاژ 617 و فلزجوش در هر سه محیط اسیدی (H_2SO_4)، خنثی (NaCl) و ترکیبی (H_2SO_4+NaCl) نسبت به فولاد کم آلیاژ به دلیل وجود مقادیر بالایی از کروم و تشکیل لایه محافظ بر سطح بالاتر بوده است. نتایج آزمون پلاریزاسیون، حساسیت به خوردگی گالوانیک را بین زوج گالوانیک آلیاژ اینکونل 617/ فلزجوش در محلول 1 M NaCl تایید نمود. نتایج حاصل از تئوری پتانسیل ترکیبی و نویز الکتروشیمیایی نشان داد که در زوج گالوانیکی آلیاژ 617/ فلزجوش، فلزجوش به عنوان آند زوج عمل می کند و سرعت خوردگی آن پس از اتصال از $0/22 \mu A/cm^2$ به $1 \mu A/cm^2$ افزایش یافته است.

تشکر و قدردانی

نویسندگان مقاله از دانشگاه شهید چمران اهواز که زمینه حمایت از این پژوهش را طی قرارداد پژوهشی SCU.EM98.222 فراهم آوردند سپاسگزارند.

منابع

- [1] V. Satyanarayana, G.M. Reddy, T. Mohandas, Dissimilar metal friction welding of austenitic-ferritic stainless steels, *Journal of Materials Processing Technology*, 160 (2005) 128-137.
- [2] M. Verbrugge, Galvanic corrosion over a semi-infinite, planar surface, *Corrosion science*, 48 (2006) 3489-3512.
- [3] P.J. Høl, A. Mølster, N.R. Gjerdet, Should the galvanic combination of titanium and stainless steel surgical implants be avoided?, *Injury*, 39 (2008) 161-169.
- [4] Z. Yin, M. Yan, Z. Bai, W. Zhao, W. Zhou, Galvanic corrosion associated with SM 80SS steel and Ni-based alloy G3 couples in NaCl solution, *Electrochimica Acta*, 53 (2008) 6285-6292.
- [5] A. AlHaza, M. El-Sayed, H.S. Abdo, Galvanic corrosion in 3.5 wt.% NaCl solutions of magnesium alloy AZ31 coupled with Ni after different bonding periods of time, *Int. J. Electrochem. Sci*, 10 (2015) 5420-5433.
- [6] J.X. Jia, G. Song, A. Atrens, Influence of geometry on galvanic corrosion of AZ91D coupled to steel, *Corrosion Science*, 48 (2006) 2133-2153.
- [7] W.-T. Tsai, J.-R. Chen, Galvanic corrosion between the constituent phases in duplex stainless steel, *Corrosion Science*, 49 (2007) 3659-3668.

$$LI = \frac{S_i}{i_{rms}} \quad (3)$$

در این رابطه، $i\sigma$ انحراف معیار (توصیف گر میزان پراکندگی داده ها نسبت به مقدار متوسط) و i_{rms} مجذور میانگین مربعات چگالی جریان است که به ترتیب با استفاده از روابط زیر محاسبه می گردند [36]:

$$S_i = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{j=1}^n (i_j - \bar{i})^2} \quad (4)$$

$$i_{rms} = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{j=1}^n i_j^2} \quad (5)$$

که \bar{i} مقدار میانگین جریان است. شاخص تمرکز موضعی در محدوده 0 تا 1 قرار می گیرد. بر مبنای مقدار این شاخص، نوع خوردگی را میتوان به صورت زیر توصیف نمود [37 و 38]:

$$0/01 < LI < 0/01 = \text{خوردگی یکنواخت}$$

$$0/01 < LI < 0/1 = \text{خوردگی ترکیبی}$$

$$0/1 < LI < 1 = \text{خوردگی موضعی}$$

مطابق با دسته بندی بالا، مادامیکه این شاخص مقادیر بیشتر از 0/1 را دارد، فرآیند خوردگی با خوردگی موضعی کنترل می گردد و در مقادیر کمتر از 0/01، نشان دهنده فرایند خوردگی یکنواخت است. این شاخص آماری از روی داده های حاصل از اندازه گیری های نویز الکتروشیمیایی بر روی زوج گالوانیک آلیاژ اینکونل 617 / فلزجوش در محلول 1 M NaCl برای 4 ساعت غوطه وری اندازه گیری شد که در شکل (7) نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می شود، مقادیر LI در محدوده 0/01-0/1 قرار گرفته است که نشان دهنده این است که خوردگی یکنواخت و موضعی به طور همزمان رخ می دهد. بیشترین میزان LI مربوط به ساعت اول غوطه وری نمونه در محلول می باشد که احتمالاً به تغییرات ناگهانی سیگنال های الکتروشیمیایی در طول این ساعت نسبت داده می شود.

4- نتیجه گیری

در این مقاله، رفتار خوردگی اتصال غیرمشابه آلیاژ اینکونل 617 به فولاد کم آلیاژ A387-Gr.11 که توسط سیم جوش ER309L

- corrosion of superalloys, *Superalloys*, 85 (1984) 651-687.
- [24] Z. Ahmad, Principles of corrosion engineering and corrosion control, Elsevier, 2006.
- [25] M. Saadawy, Kinetics of pitting dissolution of austenitic stainless steel 304 in sodium chloride solution, *ISRN Corrosion*, 2012 (2012).
- [26] X. Liu, Y. Shao, Y. Zhang, G. Meng, T. Zhang, F. Wang, Using high-temperature mechanochemistry treatment to modify iron oxide and improve the corrosion performance of epoxy coating-I. High-temperature ball milling treatment, *Corrosion Science*, 90 (2015) 451-462.
- [27] W.R. Osório, L.C. Peixoto, L.R. Garcia, A. Garcia, Corrosion behavior of hypoeutectic Al-Cu alloys in H₂SO₄ and NaCl solutions, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 22 (2009) 241-246.
- [28] C.A. Huang, C.K. Lin, Y.H. Yeh, Corrosion behavior of Cr/Cu-coated Mg alloy (AZ91D) in 0.1 M H₂SO₄ with different concentrations of NaCl, *Corrosion science*, 52 (2010) 1326-1332.
- [29] J. Ho, G. Yu, Pitting corrosion of inconel 600 in chloride and thiosulfate anion solutions at low temperature, *Corrosion*, 48 (1992) 147-158.
- [30] E. Blasco-Tamarit, A. Igual-Muñoz, J.G. Antón, Effect of temperature on the galvanic corrosion of a high alloyed austenitic stainless steel in its welded and non-welded condition in LiBr solutions, *Corrosion Science*, 49 (2007) 4472-4490.
- [31] R. Sánchez-Tovar, M.-T. Montañés, J. Garcia-Anton, The effect of temperature on the galvanic corrosion of the copper/AISI 304 pair in LiBr solutions under hydrodynamic conditions, *Corrosion science*, 52 (2010) 722-733.
- [32] A. AlHazzaa, E.-S.M. Sherif, H.S. Abdo, Galvanic corrosion in 3.5 wt.% NaCl solutions of magnesium alloy AZ31 coupled with Ni after different bonding periods of time, *Int. J. Electrochem. Sci*, 10 (2015) 5420-5433.
- [33] H. Arslan, H. Çelikkan, N. Örnek, O. Ozan, A.E. Ersoy, M.L. Aksu, Galvanic corrosion of titanium-based dental implant materials, *Journal of Applied Electrochemistry*, 38 (2008) 853-859.
- [34] R. Sánchez Tovar, M.T. Montañés Sanjuan, J. Garcia-Anton, A. Guenbour, Galvanic corrosion of the base AISI 316l/micro-plasma arc welded AISI 316l in polluted phosphoric acid media at different temperatures, *International Journal of Electrochemical Science*, 6 (2011) 3656-3670.
- [35] Z. Shahriyari, K. Gheisari, Galvanic corrosion susceptibility between X53CrMnNiN219 and X45CrSi93 stainless steels in chloride solution using electrochemical measurements, *Anti-Corrosion Methods and Materials*, (2018).
- [36] F. Mansfeld, Z. Sun, Localization index obtained from electrochemical noise analysis, *Corrosion*, 55 (1999) 915-918.
- [37] F. Mansfeld, H. Xiao, Electrochemical noise
- [8] W. Ren, R. Swindeman, A review on current status of alloys 617 and 230 for Gen IV nuclear reactor internals and heat exchangers, *Journal of pressure vessel technology*, 131 (2009).
- [9] L. Tan, X. Ren, K. Sridharan, T. Allen, Corrosion behavior of Ni-base alloys for advanced high temperature water-cooled nuclear plants, *Corrosion Science*, 50 (2008) 3056-3062.
- [10] R. Klueh, Chromium-molybdenum steels for fusion reactor first walls—a review, *Nuclear Engineering and Design*, 72 (1982) 329-344.
- [11] R. Klueh, M. Tanaka, Steels for fusion reactor applications, *JOM*, 37 (1985) 16-23.
- [12] K. Ranjbar, R. Dehmlolaei, M. Amra, I. Keivanrad, Microstructure and properties of a dissimilar weld between alloy 617 and A387 steel using different filler metals, *Welding in the World*, 62 (2018) 1121-1136.
- [13] M. El-Dahshan, A.S. El Din, H. Haggag, Galvanic corrosion in the systems titanium/316 L stainless steel/Al brass in Arabian Gulf water, *Desalination*, 142 (2002) 161-169.
- [14] E. Blasco-Tamarit, A. Igual-Muñoz, J. García-Antón, Galvanic corrosion of high alloyed austenitic stainless steel welds in LiBr systems, *Corrosion science*, 49 (2007) 4452-4471.
- [15] Y. Gao, Y. Ding, J. Chen, J. Xu, Y. Ma, X. Wang, Effect of twin boundaries on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 767 (2019) 138361 (1-10)
- [16] S. Umoren, Y. Li, F. Wang, Synergistic effect of iodide ion and polyacrylic acid on corrosion inhibition of iron in H₂SO₄ investigated by electrochemical techniques, *Corrosion Science*, 52 (2010) 2422-2429.
- [17] S. Abd El Rehim, M.A. Ibrahim, K. Khalid, The inhibition of 4-(2'-amino-5'-methylphenylazo) antipyrine on corrosion of mild steel in HCl solution, *Materials Chemistry and Physics*, 70 (2001) 268-273.
- [18] A. Aytaç, Cu (II), Co (II) and Ni (II) complexes of-Br and-OCH₂CH₃ substituted Schiff bases as corrosion inhibitors for aluminium in acidic media, *Journal of materials science*, 45 (2010) 6812-6818.
- [19] I. Langmuir, The constitution and fundamental properties of solids and liquids. Part I. Solids, *Journal of the American chemical society*, 38 (1916) 2221-2295.
- [20] M. Veloz, I. Gonzalez, Electrochemical study of carbon steel corrosion in buffered acetic acid solutions with chlorides and H₂S, *Electrochimica acta*, 48 (2002) 135-144.
- [21] P.C. Okafor, Y. Zheng, Synergistic inhibition behaviour of methylbenzyl quaternary imidazoline derivative and iodide ions on mild steel in H₂SO₄ solutions, *Corrosion Science*, 51 (2009) 850-859.
- [22] K. Mo, G. Lovicu, H.-M. Tung, X. Chen, J.F. Stubbins, High temperature aging and corrosion study on alloy 617 and alloy 230, *Journal of engineering for gas turbines and power*, 133 (2011).
- [23] F. Pettit, G. Meier, M. Gell, C. Kartovich, R. Bricknel, W. Kent, J. Radovich, Oxidation and hot

[38]J.J. Perdomo, P.M. Singh, Electrochemical noise (ECN) measurements as a corrosion monitoring tool: a review, Corrosion reviews, 20 (2002) 359-378.

analysis of iron exposed to NaCl solutions of different corrosivity, Journal of the Electrochemical Society, 140 (1993) 2205.

اتصال مواد مرکب پایه گرماسخت به روش جوشکاری فراصوتی به کمک لایه واسط هم‌پخت شده

علیرضا جباری راد، داود اکبری* و محمد گلزار

گروه مهندسی ساخت و تولید، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تربیت مدرس

(دریافت مقاله: 1398/01/20؛ پذیرش مقاله: 1399/10/22)

چکیده

در این مقاله، جوشکاری فراصوتی مواد مرکب زمینه پلیمری از نوع گرماسخت تقویت شده با الیاف شیشه به کمک هم‌پخت کردن با یک لایه پلیمر گرمانرم بررسی شده است. نتایج نشان می‌دهند که هم‌پخت کردن باعث ایجاد اتصالاتی مناسب بین زمینه گرماسخت و لایه گرمانرم در زمان پخت نمونه می‌شود و در نتیجه اتصالاتی با کیفیت مناسب ایجاد می‌نماید. ابعاد جوش ایجاد شده در نمونه‌ها، با اختلاف زیادی بزرگ‌تر از ابعاد هورن جوشکاری خواهد بود که این به دلیل حرکت بخش اتصالاتی گرمانرم به طرفین اتصال در حین جوشکاری است که این مسأله به طور کلی استحکام اتصال را تا حدی بالاتر برده است. طراحی آزمایش با سه پارامتر اصلی زمان، نیرو و دامنه انجام و مقادیر بهینه در اتصال پیش‌بینی گردید. نتایج نشان می‌دهند که پارامتر نیرو در این اتصالات پارامتری غیرتأثیرگذار بوده است و در جوش‌هایی با زمان بالاتر، رزین گرماسخت شروع به تخریب گرمایی کرده است. نتایج آزمون‌های استحکامی نشان می‌دهند که مکانیزم شکست در نمونه‌ها غالباً جدایش بین زمینه گرماسخت و الیاف بوده است و می‌توان با به‌کارگیری پارامترهای بهینه شده، به استحکام برشی در حدود $28/2$ مگاپاسکال دست یافت که در مقایسه با سایر روش‌های اتصال، نتیجه مطلوبی می‌باشد.

کلمات کلیدی: جوشکاری فراصوتی، گرماسخت، هم‌پخت.

Ultrasonic welding of thermoset matrix composites reinforced with glass fibers using a co-cured retaining layer

A. JabariRad, D. Akbari*, M. Golzar

Manufacturing Engineering Department, Faculty of Mechanical Engineering,
Tarbiat Modares University, Tehran

(Received 9 April 2019 ; Accepted 11 January 2020)

Abstract

In this paper, ultrasonic welding of glass fiber reinforced thermoset, co-cured with a thermoplastic has been studied. Co-curing process forms a connection between the thermoset and the thermoplastic while curing the composite. Considering that the calculated stress should not be related to the dimensions of the sample, a horn with a tip dimension smaller than the standard overlap was used. The results show that the actual weld dimensions are bigger than the intended weld dimensions. This has happened due to the movement of the melted thermoplastic to the sideways during the welding. The design of experiment has been done using response surface central composite, and a quadratic equation based on the lap shear strength of the welds containing three principle parameters time, force and amplitude was suggested, as well as predicting the optimum values. The equation shows that the force is an insignificant factor. In

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: daakbari@modares.ac.ir

the samples with a higher time value the thermosetting resin started to degrade. The dominant failure mode of the specimens is segregation between the thermoset and fibers. The results show that the optimum parameters can result in a lap shear strength of 28.2 MPa, which is a very decent value compared to other methods of joining.

Keywords: Ultrasonic welding, Thermoset, Co-curing.

1- مقدمه

مواد مرکب با زمینه گرماسخت به دلیل استحکام مناسب و خواص ویژه و همچنین سادگی ساخت و شکل‌دهی اولیه، در تولید تجهیزات مختلف گسترش زیادی پیدا کرده‌اند. با این حال مزیت رقابتی این مواد با اضافه شدن هزینه‌های مونتاژ، که در سازه‌های فضایی هنوز حدود 50% هزینه‌های ساخت را تحمیل می‌کند، تا حد زیادی کاهش می‌یابد [1]. معمولاً، اتصال کامپوزیت‌های زمینه گرماسخت محدود به اتصالات مکانیکی و چسبی یا ترکیبی از هر دو می‌باشد. هم‌جوشی مواد مختلف نیازمند توسعه روش‌های جدید اتصال است تا بتوان بر نقاط ضعف اتصال مکانیکی و چسبی فائق آمد [2]. نقطه ضعف بزرگ اتصال مکانیکی ایجاد سوراخ در قطعه است که منجر به تمرکز تنش و ضعیف شدن سازه‌های نازک کامپوزیتی می‌شود. برای کاهش تمرکز تنش تعداد لایه‌ها و در نتیجه وزن قطعه (موضعی) زیاد می‌شود که به شدت قابلیت کم وزن بودن سازه کامپوزیتی را از بین می‌برد. علاوه بر آن، اتصال مکانیکی با صرف هزینه و وقت زیاد جهت سوراخکاری و آماده‌سازی همراه است و وزن اتصال دهنده‌ها را هم به سازه اضافه می‌کند. اتصال چسبی نیز اگرچه نیازمند سوراخکاری نیست، نیازمند آماده‌سازی سطح دشوار و شدید، دما و فشار و همچنین زمان پخت بالا است، که منجر به افزایش چشمگیر هزینه‌ها می‌شود [3]. به علاوه، عوامل حین ساخت سازه‌های چسبی مثل آماده‌سازی سطح، برنامه پخت یا مقدار رطوبت موجود در چسب می‌تواند به شدت روی پایداری بلندمدت اتصالات چسبی کامپوزیت تأثیر گذارد. جوشکاری یک روش کارآمد برای اتصال انواع مواد است که در حال حاضر با توسعه روش‌های جوشکاری برای کامپوزیت‌های با زمینه گرمانرم، قادر به ایجاد اتصال در مدت زمان نسبی کم و با کارایی مشابه

یا بهتر از اتصال چسبی و مکانیکی می‌باشد [4]. اتصال جوشی براساس ذوب یا نرم شدن پلیمر گرمانرم با افزایش دما است که موجب افزایش قابلیت حرکت زنجیره‌های مولکولی و هم‌جوشی آن‌ها در سطح اتصال می‌گردد [4]. روش‌های متعدد اتصال جوشی برای اتصال کامپوزیت‌های زمینه گرمانرم که بر اساس روش‌های مختلف گرم کردن مانند استفاده از صفحات داغ، فشار گاز داغ، مقاومتی، فراصوتی، میکروویو، لیزر، القایی و اصطکاکی اغتشاشی، توسعه یافته است [5 و 6]. با این حال تمامی اتصال جوشی براساس اصلی است که برای کامپوزیت‌های زمینه گرماسخت ممکن نیست چون به دلیل ساختار مولکولی اتصال عرضی، ذوب یا خمیری نمی‌شوند. به همین دلیل جوشکاری سازه‌های کامپوزیت گرماسخت با وجود مزایای فراوان این‌گونه اتصال، به ندرت در پژوهش‌های مختلف مورد توجه بوده است. برای ایجاد قابلیت جوشکاری در سازه‌های کامپوزیتی با زمینه گرماسخت، دان و همکاران [7] روشی را ثبت کردند که طبق آن می‌توان کامپوزیت گرماسخت را به یک کامپوزیت گرماسخت همپخت شده با یک فیلم نازک گرمانرم به روش مقاومتی جوشکاری نمود.

در زمینه جوشکاری پلیمرهای گرماسخت پژوهش‌های بسیار محدودی انجام شده است که البته در بیشتر این پژوهش‌ها روش جوشکاری روشی به غیر از فراصوتی بوده است. مک نایت و همکاران [8] با تمرکز بر روی یکی از نقاط ضعف این نوع اتصال یعنی تخریب گرمایی، اپوکسی هم‌پخت شده با ورق نازک پلیسولفون را به روش مقاومتی جوشکاری کردند و به این نتیجه رسیده‌اند که تخریب گرمایی استحکام برشی را به صورت نمایی کاهش می‌دهد. پتن و همکاران [9] با جوشکاری به روش پرس داغ بر روی قطعات منحنی و واقعی بالگرد که از جنس اپوکسی که با یک لایه نازک PVDF هم‌پخت شده‌اند به

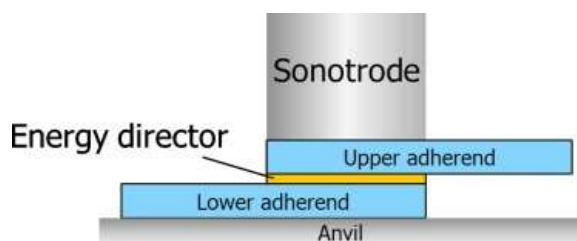
می‌تواند در پایداری اتصال تأثیر به‌سزایی داشته باشد. با وجود کاربرد فراوان مواد کامپوزیتی با زمینه گرماسخت، در عمده پژوهش‌های پیشین انجام مطالعه بر روی پارامترها و شناخت تأثیر آن‌ها روی استحکام جوش، تنها بر روی نمونه‌های تماماً گرمانرم انجام گرفته است. از این رو یکی از اهداف این مقاله، انجام بررسی کامل پارامترهای جوشکاری فراصوتی در نمونه‌هایی است که بیشتر درصد حجمی آن‌ها از رزین‌های گرماسخت تشکیل شده است. لذا در این مقاله، روش جوشکاری فراصوتی جهت ایجاد یک اتصال مطلوب در نمونه‌های کامپوزیت با زمینه گرماسخت توسعه داده شده است. پس از تهیه نمونه‌های هم‌پخت شده، جهت داشتن یک شناخت کلی از پارامترهای جوشکاری فراصوتی، آزمایش‌های اولیه‌ای بر اساس روش طراحی آزمایش پاسخ سطح-مرکب مرکزی طراحی و اجرا شد. با فرض اینکه تنش به دست آمده از یک سطح جوش داده شده مستقل از ابعاد مقطع جوش است، جوشکاری این نمونه‌ها، با هورنی با مقطع مؤثر 9 در 25 میلی‌متر انجام شد و استحکام اتصالات به دست آمده با استفاده از آزمون‌های مکانیکی اندازه‌گیری و ارزیابی شد.

2- جوشکاری فراصوتی

سیستم‌های جوش فراصوتی به‌طور کلی شامل منبع تولید فرکانس، ترانسدیوسر، تقویت‌کننده و هورن و همچنین یک بستر یا بدنه می‌باشند. منبع تولید فرکانس، فرکانس ورودی را تبدیل به فرکانس فراصوتی (معمولاً بین 15 تا 60 کیلوهرتز) با ولتاژ بالا می‌کند. این جریان فرکانس بالا، در یک ترانسدیوسر فراصوتی که عموماً از نوع پیزوالکتریک است، موجب ارتعاش مکانیکی می‌شود که دامنه آن بوسیله بوستر یا تقویت‌کننده تقویت و از طریق یک بخش به نام هورن به قطعه کار منتقل می‌شود.

مجموعه ترانسدیوسر و بوستر و هورن معمولاً از جنس تیتانیوم یا آلومینیم ساخته می‌شود و پیزوالکتریک‌های صنعتی نیز از جنس تیتانیت زیرکونیت سرب ساخته می‌شود. اتصال بوستر به بدنه دستگاه از محلی تحت عنوان گره انجام می‌گیرد. در این

این نتیجه رسیده‌اند که استحکام این روش از استحکام اتصال چسبی بیشتر است و همچنین اعلام کرده‌اند که بین گرمانرم و گرماسخت شبیه-شبکه نفوذ پلیمری تشکیل شده است. هو [10] معادله‌ای ریاضی جهت پیش‌بینی استحکام نمونه‌های پیش‌آغشته اپوکسی که با ورق نازک پلی‌سولفون هم‌پخت شده‌اند و به روش پرس داغ جوشکاری شده‌اند پیشنهاد و به روش عملی صحت‌گذاری کرده است. هو [11] همچنین مقایسه‌ای بین نمونه‌های جوش داده شده و چسبانده شده انجام داده است و به این نتیجه رسیده است که استحکام نمونه‌های جوش داده شده در دماهای مختلف و همچنین شرایط محیطی نامناسب بیشتر است. شیلر و بیر [12] نمونه‌های اپوکسی هم‌پخت شده با PEI و PES را به روش القایی جوشکاری کرده و اولاً نتیجه گرفته‌اند هرچه دمای تحمل اپوکسی بیشتر باشد استحکام بالاتری را می‌توان از اتصال انتظار داشت و ثانیاً بین ضخامت 50، 125 و 250 میکرونی برای لایه نازک گرمانرم، 250 را ضخامت مناسب تشخیص داده‌اند. ویلگاس و رویو [13] با تمرکز بر تخریب گرمایی گرماسخت، نمونه‌های اپوکسی هم‌پخت شده با PEEK را به روش فراصوتی جوشکاری کرده‌اند و اعلام کرده‌اند که اپوکسی به هیچ‌عنوان دچار تخریب گرمایی نشده است و شکست از ناحیه هم‌پخت شده اتفاق افتاده است. ویلگاس و مورلکم [14] با هدف اتصال PEEK به گرمانرم، ابتدا گرماسخت را با PEI هم‌پخت نمودند و به این نتیجه رسیده‌اند که بین گرماسخت و PEI یک فاز میانی تشکیل شده است. سپس جهت هم‌پخت کردن خود PEEK به گرماسخت اقدام کرده‌اند که پس از شکست در چندین مرحله با استفاده از اعمال UV-O3 موفق به این کار شده‌اند. اندازه‌گیری ضخامت لایه گرمانرم در قبل و بعد جوش نشان داده است که این ضخامت به یک سوم کاهش یافته است. در هر دو حالت شکست اتصال از داخل گرماسخت اتفاق افتاده است و به همین دلیل استحکام هر دو حالت هم نزدیک به هم بوده است. نکته حائز اهمیت، گزارش ارائه شده مبنی بر از بین رفتن استحکام اتصال حاصل از هم‌پخت PEEK به گرماسخت (با استفاده از UV-O3) پس از سه ماه است. یعنی گذشت زمان

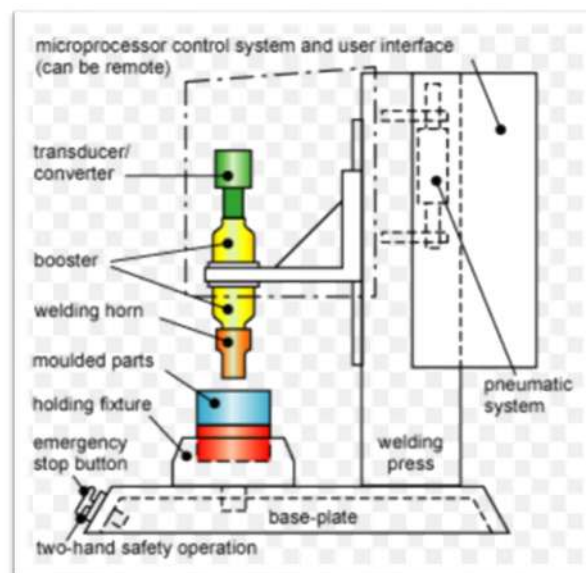


شکل 2- مراحل جوشکاری فراصوتی گرمانرمها [20]

3- فعالیت‌های تجربی

مواد پلیمری گرماسخت، به دلیل ذات ترد شوندگی در اثر حرارت، به صورت معمول قابل جوشکاری نیستند. لکن روش‌هایی وجود دارد که می‌توان قابلیت جوشکاری در این مواد ایجاد نمود. یکی از راه‌های ایجاد این قابلیت، استفاده از واسط پلیمری گرمانرم است. مواد پلیمری گرمانرم به دلیل ذات روان شوندگی و خمیری شدن در اثر حرارت، داخل الیاف و حفره‌های ماده کامپوزیتی نفوذ می‌کند و واسط ایجاد اتصال می‌گردند. در اینجا مسأله اصلی اتصال این لایه واسطه به دو سطح درگیر در اتصال است. یکی از روش‌های اتصال لایه گرمانرم به زمینه گرماسخت، روش همپخت کردن لایه‌ها است. در این روش یک لایه نازک ترموپلاستیک در هنگام پخت روی کامپوزیت قرار می‌گیرد و همزمان با پخته شدن، به لایه سطحی ترموست نفوذ می‌کند. نمونه‌های جوشکاری شده در این پژوهش، لمینت اپوکسی از نوع DGEBA، تقویت شده با الیاف شیشه بافته شده 200 گرم بر متر مربع انتخاب شدند که پس از لایه چینی دستی، یک لایه گرمانرم نازک روی آن‌ها قرار داده شده است و سپس عملیات پخت روی آنها صورت گرفته است. در واقع این عملیات بایستی بادقت زیاد و به منظور حصول اطمینان از اتصال صحیح این لایه کنترل گردد. جوشکاری فراصوتی توسط دستگاه 2600 وات ساخت شرکت مکس‌واید تایوان انجام شد. فرکانس این دستگاه 15 کیلوهرتز و دارای سیلندر نیوماتیک با قطر 63 میلی‌متر می‌باشد که هر بار فشار باد حدود 300 نیوتن نیرو را حاصل می‌کند. هورنی از جنس آلومینیوم 7075-T6 با سطح مقطع مؤثر 9 در 25 میلی‌متر برای اتصال قطعات مورد استفاده قرار گرفته است. تصویر دستگاه در شکل (3) نشان داده شده است. پس از انجام

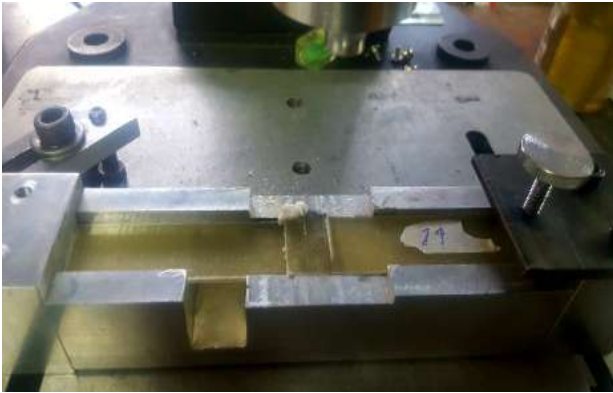
محل، ارتعاش تقریباً صفر است و باعث کمترین هدررفت انرژی و ایجاد ارتعاشات ناخواسته در سیستم می‌گردد. شماتیک دستگاه جوش فراصوتی قابل استفاده در جوشکاری پلاستیک‌ها در شکل (1) نشان داده شده است.



شکل 1- شمای دستگاه جوش فراصوتی گرمانرمها [19]

انتقال ارتعاش مجموعه محرک به دو قطعه تحت جوش که روی هم و با نیروی استاتیکی مشخص قرار گرفته‌اند، موجب تغییر شکل‌های شدید پلاستیک موضعی در قطعات می‌شود و آن‌ها را داغ می‌کند. علاوه بر تغییر شکل پلاستیک، اصطکاک ایجاد شده بین دو قطعه در سطح مشترک هم تولید گرما می‌کند که سهم کمتری در فرآیند جوشکاری دارد. با گرم شدن دو قطعه تحت نیروی استاتیکی، دما در فصل مشترک دو قطعه بالا رفته و ذوب موضعی در آن منطقه اتفاق می‌افتد. با انتخاب صحیح پارامترها دو قطعه داخل هم فرو می‌رود و یکی می‌شوند. در مرحله بعد زمان استراحتی برای آن‌ها در نظر گرفته می‌شود که در این مرحله ارتعاش وجود ندارد ولی نیروی استاتیکی هنوز در حال اعمال است. در این حالت منطقه ذوب شده سرد و سفت می‌شود و اتصال جوشی در سطح مشترک نمونه‌ها ایجاد می‌گردد. جوشکاری فراصوتی گاه‌ها در محل اتصال با استفاده از هدایت کننده انرژی صورت می‌گیرد. شماتیک اتصال پلیمر گرمانرم با استفاده از روش جوشکاری فراصوتی در شکل (2) نشان داده شده است.

مقاله سه پارامتر اصلی فرآیند جوشکاری فراصوتی شامل زمان اعمال ارتعاش، دامنه ارتعاش در حالت آزاد و نیروی استاتیکی اعمالی در زمان جوشکاری هستند.



شکل 5- یک نمونه جوشکاری شده درون فیکسچر

بر اساس مطالعات انجام شده در پیشینه پژوهش، این سه پارامتر مهمترین پارامترهایی تأثیرگذار بر روی کیفیت نهایی جوش معرفی شده‌اند [15 و 16]. با این حال عموم پژوهش‌ها محدود به مواد با زمینه گرمانرم است و در برخی پژوهش‌ها، نیروی استاتیکی غیرتأثیرگذار اعلام شده است [17 و 18]. زمان استراحت در تمامی آزمایش‌ها برابر 0/9 ثانیه در نظر گرفته شده است. طراحی و تحلیل آزمایش‌ها در این تحقیق، توسط نرم افزار دیزاین اکسپرت نسخه 11 و به روش پاسخ سطح، مرکب مرکزی انجام شده است.

4- نتایج و بحث

نمونه‌ها با استفاده از پارامترهای عنوان شده در بخش طراحی آزمایش جوشکاری و سپس براساس ابعاد هندسی استاندارد بریده و تحت آزمون قرار گرفت. براساس تعداد پارامترهای در نظر گرفته شده و سطوح تغییرات آن‌ها در روش مورد استفاده در این مقاله، تعداد 18 آزمایش در مرحله طراحی آزمون لحاظ شد و جوشکاری بر روی آن‌ها انجام و آزمون استحکام برشی بر روی آنها صورت گرفت. نتایج آزمایشات در جدول (1) نشان داده شده است. در این جدول مشخصات پارامتری هر یک از نمونه آزمون‌ها علاوه نتایج حاصل از تست برشی نمونه‌ها به تفکیک و برای هر 18 آزمایش ذکر شده است.

جوشکاری بر روی نمونه‌ها، آزمون‌های مقاومت مکانیکی توسط دستگاه استاتی 20 ساخت شرکت سنتام انجام شد.



شکل 3- بدنه تغذیه دستگاه جوشکاری فراصوتی 2600 وات ساخت شرکت مکس‌واید

جهت جوشکاری فراصوتی و ایجاد نمونه آزمون‌ها، طبق استاندارد ASTM D5868 به ابعاد 25 در 101 میلی‌متر توسط اره نواری بریده شدند که نمونه‌ای از آن‌ها در شکل (4) نشان داده شده است.



شکل 4- یک نمونه آماده شده جهت جوشکاری فراصوتی

ضخامت نمونه‌ها $2/3 \pm 0/1$ میلی‌متر اندازه‌گیری شده است. برای ثابت نگه داشتن نمونه‌ها در حین جوشکاری و جلوگیری از جابجایی و ارتعاش ناخواسته، فیکسچر جوشکاری طراحی و استفاده شد. نحوه قرارگیری نمونه‌ها درون فیکسچر در شکل (5) نشان داده شده است. پارامترهای مورد مطالعه در این

جدول 1- طراحی آزمایش و نتایج بررسی پارامترهای جوشکاری فراصوتی به روش کامپوزیت مرکزی پاسخ سطح

نتیجه ۱	نتیجه ۱	نتیجه ۲	نتیجه ۳	نتیجه ۴	نتیجه ۵
استحکام برشی با سطح مقطع ۲۵ در ۲۵ میلی متر	استحکام برشی با سطح مقطع ۹ در ۲۵ میلی متر	زمان: C	نیرو: B	دامنه: A	آزمایش
مگاپاسکال	مگاپاسکال	ثانیه	نیوتن	میکرون	
8.2	22.9	1	900	58	1
8.1	22.6	1	900	66	2
8.9	24.8	1.5	900	62	3
7.2	20	2	900	58	4
8.6	23.8	2	900	66	5
10.6	29.5	1	1350	62	6
12.2	33.9	1.5	1350	58	7
8.6	23.9	1.5	1350	62	8
8.9	24.6	1.5	1350	62	9
9.2	25.6	1.5	1350	62	10
9	25	1.5	1350	62	11
8.3	23	1.5	1350	66	12
9.3	25.8	2	1350	62	13
8.3	23	1	1800	58	14
9.9	27.5	1	1800	66	15
10	27.8	1.5	1800	62	16
6	16.7	2	1800	58	17
5.2	14.4	2	1800	66	18

پارامترهای مربوط به آن که توسط نرم افزار پیش بینی شده است. دامنه 61/468 میکرون، نیرو 1489 نیوتن، زمان 1 ثانیه و استحکام قابل انتظار 28/2 مگاپاسکال است. این اعداد همچنین نشان دهنده این هستند که کران های مورد استفاده برای زمان مناسب نبوده اند و احتمالاً مقدار بهینه زمان، کمتر از یک ثانیه است. یکی از نکات مهم قابل استناد از نتایج آزمایشات انجام شده این است که همانگونه که در معادله (1) دیده می شود، ضرایب جملاتی که دارای فاکتور نیرو هستند، بسیار کوچک می باشند. این بدان معنی است که فاکتور نیرو بر خلاف دو فاکتور زمان و دامنه، عاملی غیر تأثیرگذار بر استحکام اتصال مورد بررسی است. تصاویر نحوه شکست 4 نمونه در شکل (7) نشان داده شده است. در نمونه شماره 1 بیشتر سطح روی هم رفتگی قطعات، در محدوده جوش خورده قرار گرفته است. زمان و دامنه و نیروی کم موجب شده حرکت مذاب در برگیرنده تمام سطح رو هم رفتگی نشود. در نمونه شماره 7 بالاترین استحکام حاصل شده است که تمام سطح درگیر بوده است. نمونه شماره 11 که نقطه مرکزی طراحی آزمایش مرکب مرکزی است نیز نشان دهنده درگیری تمام سطح است.

در ستون نتایج، نتیجه استحکام برشی اتصال با توجه به مقطع جوش با فرض مقطع هورن مورد استفاده ذکر شده است. برای بررسی بیشتر نتایج حاصل از جوشکاری با روش ذکر شده، مقطع شکست نمونه ها به صورت چشمی بررسی شد. بررسی نوع شکست در این اتصال ها دو نکته مهم را نشان می دهد. اول اینکه شکست در بیشتر نمونه ها از نوع جدایش گرماسخت از الیاف بوده است و دوم اینکه جریان یافتن گرمانرم مذاب به طرفین حین جوشکاری عملاً سطح جوش داده شده (25 در 9 میلی متر) را به تمام سطح رو هم رفتگی (25 در 25 میلی متر) تسری داده است. این نکته باعث شد که در جدول یک، یک ستون افزوده شود و تنش را بر اساس سطح 25 در 25 میلی متری هم محاسبه شود. مدل پیشنهادی برای برآزش و تحلیل منایج، یک مدل درجه 2 می باشد که بر اساس معادله (1) بیان شده است.

$$LSS = -206.922 + 5.67923 \times A + 0.0573187 \times F + 36.7918 \times T - 9.02778e^{-5} \times A \times F - 0.16875 \times A \times T - 0.00983333 \times F \times T - 0.0438244 \times A^2 - 1.408e^{-5} \times F^2 - 6.00476 \times T^2 \quad (1)$$

در این معادله LSS استحکام برشی، A دامنه ارتعاش، T زمان ارتعاش و F نیروی استاتیکی هستند. استحکام بیشینه و

در نمونه شماره 18 که به عنوان نمونه‌ای از جوش‌های 2 ثانیه‌ای است، به وضوح تخریب گرمایی رزین گرماسخت دیده می‌شود. شکست در تمام سطح جوش خورده طبق استاندارد ASTM D5573 از نوع برش الیاف سبک (جدایی رزین از الیاف) بوده است. بر اساس نتایج آزمایشات، پیش‌بینی می‌شود دامنه ارتعاش 61/468 میکرون، نیرو 1489 نیوتن و زمان 1 ثانیه، استحکام 28/2 مگاپاسکال را که بهترین استحکام در نمونه‌های مورد نظر در این پژوهش می‌باشد را نتیجه بدهد.

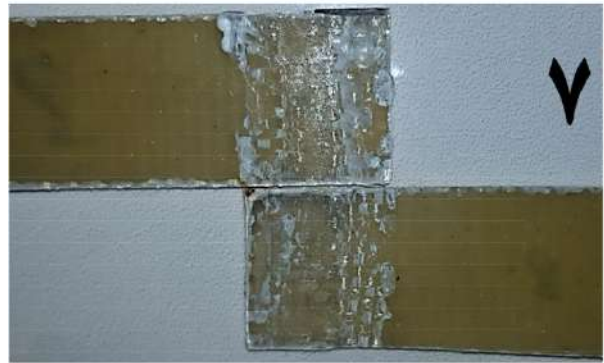
نتایج در مجموع نشان دهنده اتصال نسبی مناسب لایه ترموپلاست در مرحله همپخت سازی به لایه‌های ترموست سطحی است. از این رو همپخت سازی به عنوان روش مناسبی در ایجاد اتصال اولیه مورد پذیرش می‌باشد. مکانیزم جداشدن الیاف از زمینه گرماسخت، مؤید اتصال مناسب لایه گرمانرم است. لذا می‌توان با روش پیشنهادی اتصال مناسبی را پیشنهاد نمود. از طرفی سطح جوش خورده به طور قابل ملاحظه‌ای از سطح اولیه پیش‌بینی شده بزرگتر شده است. این موضوع به دلیل نفوذ لایه نازک ترموپلاستیک به اطراف ناحیه جوشکاری در حین عملیات جوشکاری التراسونیک می‌باشد.

5- جمع‌بندی و نتیجه‌گیری

در این مقاله، جوشکاری فراصوتی مواد مرکب با زمینه گرماسخت تقویت شده با الیاف شیشه به کمک هم‌پخت کردن با یک لایه پلیمر گرمانرم بررسی شد. در این راستا از یک ماده گرمانرم به عنوان لایه واسط برای هم‌پخت کردن و افزایش قابلیت جوشکاری نمونه‌ها استفاده شده است. با بررسی‌های انجام شده بر روی نمونه‌ها شامل جوشکاری نمونه‌ها با پارامترهای مختلف و انجام آزمون استحکام مکانیکی، نتایج به دست آمده به صورت زیر جمع‌بندی می‌شود:

- در نمونه‌های جوشکاری فراصوتی مورد توجه در این مقاله، زمان 2 ثانیه (و بیشتر) موجب تخریب گرمایی زمینه اپوکسی می‌شود.

- شکست اتصال‌ها طبق استاندارد ای‌اس‌تی‌ام دی 5573 از نوع برش الیاف سبک (جدایی رزین از الیاف) بوده است، یعنی



شکل 6- تصاویر نحوه شکست نمونه‌های 1 و 7 و 11 و 18

Bonding techniques for high performance thermoplastic compositions, to University of Delaware 1997.

[8] S. H. McKnight, B. K. Fink, V. Monnard, P. E. Bourban, J. E. Manson, D. A. Eckel, Jr., AND J. W. Gillespie, Jr., Processing and characterization of welded bonds between thermoset and thermoplastic composites, A. R. Lab, ed., 2001.

[9] M. H. R. Paton, A. Beehag, P. Falzon A Breakthrough in assembly of aircraft composite structures, in 25th Congress of International Council of the Aeronautical Sciences, Hamburg, Germany 2006.

[10] M. Hou, Fusion Bonding of Carbon Fiber Reinforced Epoxy Laminates, Advanced Materials Research, Vol. 626, pp. 250-254, 2013.

[11] M. Hou, Thermoplastic Adhesive for Thermosetting Composites, Materials Science Forum, Vol. 706-709, pp. 2968-2973, 2012.

[12] O. Schieler, U. Beier, Induction Welding of Hybrid Thermoplastic-thermoset Composite Parts, 2015.

[13] P. V. R. Irene Fernandez Villegas, high-temperature hybrid welding of thermoplastic (cf/peek) to thermoset (cf/epoxy) composites, in 20th International Conference on Composite Materials, Copenhagen, 2015.

[14] I. F. Villegas, R. van Moorleghem, Ultrasonic welding of carbon/epoxy and carbon/PEEK composites through a PEI thermoplastic coupling layer, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 109, pp. 75-83, 2018.

[15] B. Harras, K. C. Cole, T. Vu-Khanh, Optimization of the Ultrasonic Welding of PEEK-Carbon Composites, Journal of Reinforced Plastics and Composites, Vol. 15, No. 2, pp. 174-182, 1996.

[16] R. Nikoi, M. M. Sheikhi, N. Arab, Experimental Analysis of Effects of Ultrasonic Welding on Weld Strength of Polypropylene Composite Samples, 2015.

[17] S.-J. Liu, I.-T. Chang, Optimizing the Weld Strength of Ultrasonically Welded Nylon Composites, Journal of Composite Materials, Vol. 36, No. 5, pp. 611-624, 2002.

[18] S. J. Liu, I. T. Chang, S. W. Hung, Factors affecting the joint strength of ultrasonically welded polypropylene composites, Polymer Composites, Vol. 22, No. 1, pp. 132-141, 2001.

[19] TWI (2019). Schematic of ultrasonic welding machine. [image] Available at: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/ultrasonic-welding-of-injection-moulded-components-part-1-process-and-equipment-061> [Accessed 9 Mar. 2019].

[20] G. Palardy, H. Shi, A. Levy, S. L. Corre, I.F. Villegas, A study on amplitude transmission in ultrasonic welding of thermoplastic composites, Composites Part A, Volume 113, October 2018, Pages 339-349.

اتصال از جوش شکسته نمی‌شود و از لایه اول لمینت شکسته شده است. از آنجایی که انتظار می‌رود جوش از ماده پایه قویتر باشد، این مسأله نشان دهنده مناسب بودن لایه واسط جهت جوشکاری این نوع ماده مرکب است.

- براساس نتایج، دامنه‌ی 61/468 میکرون، نیروی 1489 نیوتن و زمان 1 ثانیه، بهترین استحکام را در حدود 28/2 مگاپاسکال نتیجه می‌دهد.

- نفوذ مذاب گرم‌انرم به طرفین در حین انجام جوشکاری التراسونیک، موجب افزایش سطح جوش خورددهبه طور قابل ملاحظه ای شده است. این افزایش سطح تا کنون در هیچ پژوهشی گزارش نشده است.

- پارامترهای زمان و دامنه در استحکام نهایی اتصال تأثیرگذار هستند و پارامتر نیرو براساس پژوهش انجام شده و در نمونه‌های مورد نظر در این مقاله غیرتأثیرگذار است.

منابع

[1] T. Löbel, D. Holztüter, M. Sinapius, C. Hühne, A hybrid bondline concept for bonded composite joints, International Journal of Adhesion and Adhesives, Vol. 68, pp. 229-238, 2016.

[2] F. Haddadi, F. Abu-Farha, Microstructural and mechanical performance of aluminium to steel high power ultrasonic spot welding, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 225, pp. 262-274, 2015.

[3] B. A. Hou M, Yuan Q, Welding techniques for polymer or polymer composite components, to ADVANCED COMPOSITE STRUCTURES AUSTRALIA Pty Ltd 2002.

[4] C. Ageorges, L. Ye, M. Hou, Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: a review, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 32, No. 6, pp. 839-857, 2001.

[5] A. Yousefpour, M. Hojjati, J.-P. Immarigeon, Fusion Bonding/Welding of Thermoplastic Composites, Journal of Thermoplastic Composite Materials, Vol. 17, No. 4, pp. 303-341, 2004.

[6] R. H. Rizzolo, D. F. Walczyk, Ultrasonic consolidation of thermoplastic composite prepreg for automated fiber placement, Journal of Thermoplastic Composite Materials, Vol. 29, No. 11, pp. 1480-1497, 2015.

[7] J. S. H. M. Roderic C. DonJohn W. Gillespie,

ارزیابی رفتار خستگی آلیاژ ریختگی و فرآوری شده فوق ریزدانه آلیاژ AI-7075 با استفاده از فناوری اصطکاکی اغتشاشی

عبدالرسول سلطانی پور¹، عبدالرضا سلطانی پور^{2*}، خسرو فرمنش³

1- دانشگاه صنعتی مالک اشتر - دانشکده مهندسی مواد

2- دانشگاه صنعتی مالک اشتر - مجتمع دانشگاهی مکانیک

3- دانشگاه صنعتی مالک اشتر - مجتمع دانشگاهی هوا دریا

(دریافت مقاله: 1399/09/30؛ پذیرش مقاله: 1399/11/11)

چکیده

این مقاله نتایج تجربی ارزیابی‌های ساختاری و خواص مکانیکی بویژه خستگی ساختار فوق ریزدانه آلیاژ ریختگی AI-7075 که از طریق فرآوری اصطکاکی اغتشاشی اصلاح شده است را ارائه می‌نماید. ارزیابی ساختار به انضمام اندازه دانه آلیاژ ریختگی و مناطق مختلف فرآوری شده به ترتیب با استفاده از میکروسکوپ نوری و الگوی پراش اشعه ایکس صورت گرفت. آزمایشات کشش تک محوره و خستگی خمشی بر روی هر دو شرایط ریختگی و پس از عملیات فرآوری در دمای محیط انجام گردید. خواص خستگی با دستگاه آزمایش کاملاً معکوس خمشی مورد ارزیابی قرار گرفت. خواص مکانیکی به واسطه حذف حفرات و توزیع یکنواخت ساختار فوق ریزدانه در سراسر زمینه بطور قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته است. سطح شکست به‌منظور درک تغییر رفتار شکست از شبه شکست ورقه‌ورقه‌شدگی به شکست تورفتگی با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی و مطالعه قرار گرفت. ساختار فوق ریزدانه منتج شده از عملیات فرآوری اصطکاکی اغتشاشی به دلیل حذف عیوب ریختگی موجب افزایش قابل ملاحظه خواص کششی و خستگی شده است.

کلمات کلیدی: AI-7075 ریختگی، فرآوری اصطکاکی اغتشاشی، تبلور مجدد سریع، ساختار فوق ریزدانه، سطوح شکست.

Evaluation of fatigue behavior of cast and ultra-fine processed Al-7075 by using friction stir technique

A. Soltanipour¹, A. Soltanipour^{2*}, K. Farmanesh³

1-Department of Materials Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Iran

2-Faculty of Mechanics, Malek Ashtar University of Technology, Iran

3-Faculty of Naval Aviation, Malek Ashtar University of Technology, Iran

(Received 20 December 2020 ; Accepted 30 January 2020)

Abstract

This paper presents experimental results on the fatigue properties of the modified microstructure of cast Al-alloy 7075 via friction stir processing (FSP). The microstructural behavior was investigated by using optical microscope. The grain size of cast FSP-ed at different locations was investigated via x-ray diffraction analysis. Uniaxial tensile and bending fatigue tests were carried out at room temperature on both cast and after FSP conditions. Fatigue properties were

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: a.r.soltanipour@gmail.com

investigated using a fully reversible bending testing machine. Significance enhancement of mechanical properties was attributes to the elimination of porosities as well as uniform distribution of ultra-fine grains throughout the matrix. A fractographic study was done to understand the fracture behavior being changed from quasi-cleavage fracture to dimple fracture. The resultant ultra-fine grain structure causes significant increasing in tensile and fatigue properties.

Keywords: Cast Al-7075, Friction stir processing, Rapid recrystallization, Ultra-fine grain structure, Fractography.

1- مقدمه

آلیاژهای تجاری به ویژه آلیاژهای سبک را فراهم سازد. در این فرآیند حالت جامد، ابزار چرخشی وارد حجم ورق می‌شود و باعث تغییر شکل پلاستیکی شدید ماده زمینه زیر ابزار غیر مصرفی می‌گردد که به اصلاح ریزساختاری منتج می‌گردد. بدیهی است که پالایش دانه در ناحیه جوش اصطکاکی اغتشاشی به واسطه تبلور مجدد دینامیکی رخ می‌دهد [2]. اساساً می‌توان فرآوری اصطکاکی اغتشاشی را به‌عنوان فناوری اصلاح سطحی در نظر گرفت. فرآوری FSP به برخی از آلیاژهای آلومینیوم ریختگی اعمال شده است و تغییر شکل پلاستیکی ناشی از این فناوری باعث حذف عیوب ریختگی شده است [2و6]. تاجیری و همکاران [2] اثر فرآوری اصطکاکی اغتشاشی بر روی رفتار خستگی و بافت آلیاژ آلومینیوم ریختگی A356-T6 بر روی نمونه‌های به ضخامت 5mm تحت شرایط نرخ کرنش کم (سرعت چرخش ابزار 500r.p.m) و نرخ کرنش زیاد (سرعت چرخش ابزار 1000r.p.m) را مورد بررسی و مطالعه قرار دادند. آن‌ها نتیجه گرفتند که حضور عیوب بزرگ در آغاز مکان‌های شروع ترک باعث پایین بودن استحکام خستگی آلیاژ آلومینیوم ریختگی می‌گردند که می‌توان آن را به حاکم بودن مقاومت ضعیف‌تر شروع ترک نسبت داد. نتایج حاصل از این پژوهش اشاره به حذف عیوب ریختگی توسط فرآوری FSP و افزایش استحکام‌های خستگی نمونه‌های FSP شده نسبت به نمونه‌های ریختگی دارد. شوکلا و همکاران [5] وابستگی خواص خستگی آلیاژ Al-5024 فوق ریزدانه شده توسط فرآوری اصطکاکی اغتشاشی به اندازه دانه را مورد بررسی و مطالعه قرار دادند. نتایج آنها نشان می‌دهد که FSP می‌تواند به‌عنوان مسیری مؤثر جهت دستیابی به ریزساختار فوق ریزدانه پایدار استفاده شود.

امروزه کاربرد آلیاژهای آلومینیوم ریختگی به واسطه کاهش وزن، قابلیت ساخت نزدیک به شکل نهایی نسبت به آلیاژهای آلومینیوم کار شده و قابلیت سادگی فرآوری بر روی آن‌ها در صنایع حمل و نقل به ویژه اتومبیل‌سازی و هوافضا افزایش یافته است [1 و 2]. آلیاژهای فرآوری شده از استحکام تسلیم و نهایی بالا و همچنین چکش‌خواری مناسب برخوردار هستند. در هر نوع محصولات ریختگی، عیوبی همچون حفرات و فیلم‌های اکسیدی به انضمام ذرات ثانویه بر خواص مکانیکی به ویژه استحکام نهایی و عمر خستگی تأثیرات قابل ملاحظه‌ای دارند [3]. بهبود خواص کششی که از طریق مکانیزم‌های استحکام‌دهی محلول جامد، رسوبات و ریزدانگی ایجاد می‌شود، موجب افزایش خواص خستگی مواد می‌گردد [4 و 5]. روش‌های تغییر شکل پلاستیکی شدید به مانند اکستروژن تحت قالب زاویه‌دار، پیچش تحت فشار شدید، نورد تجمعی و آهنگری چند محوری تکنیک‌های مؤثری جهت دستیابی به ریزساختارهای فوق ریزدانه در قطعات حجیم هستند. جهت استفاده از آلیاژهای ریختگی در قطعات مکانیکی، اطمینان لازم در خصوص بازدهی خستگی آن‌ها، الزامی است. سازه‌های مهندسی در حین سرویس‌دهی تحت بارگذاری سیکلی قرار دارند. ترک‌ها می‌توانند از نواحی تمرکز تنش شروع شوند و تا مرحله شکست تحت بارهای سیکلی رشد نمایند. تغییرات در طراحی به گونه‌ای که بتوان تمرکز تنش را کاهش داد و همچنین اعمال تنش‌های باقی‌مانده فشاری جزء طریقه‌هایی هستند که در بهبود خواص خستگی از آن‌ها استفاده می‌شود [5]. فرآوری اصطکاکی اغتشاشی (FSP) فناوری جدیدی است که می‌تواند موجبات ریزدانگی و همگن‌سازی در بسیاری

جدول 1- ترکیب شیمیایی فلزات پایه و فلز پرکننده (درصد وزنی)

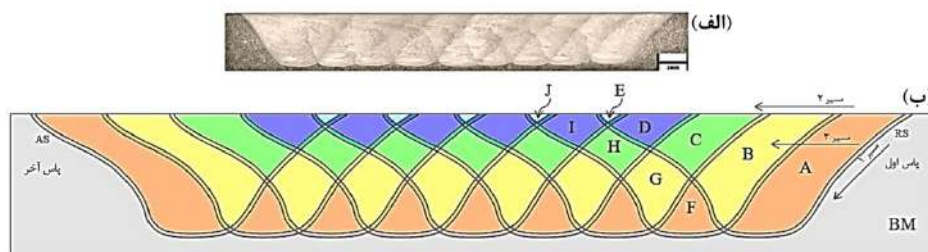
نام عنصر	Al	Zn	Mg	Cu	Si	Cr	Fe	Ti	Pb	Sn	Ni	Mn
درصد	Base	۵/۹۹	۲/۴۸	۲/۱	۰/۲	۰/۱۹	۰/۱۴	۰/۰۹	۰/۰۳	۰/۰۳	۰/۰۳	۰/۰۳

مضر بر خواص خستگی را دارد. لی و همکاران [10] در پژوهش خود بر روی رفتار شکست خستگی آلیاژهای ریختگی Al-Si-Mg نتیجه گرفتند که افزایش چکش خواری زمینه موجب افزایش مقاومت به رشد ترک آلیاژ می‌شود. جانا و همکاران [1] اثر فرآوری اصطکاکی اغتشاشی چند پاسه را بر روی رفتار خستگی آلیاژ آلومینیوم ریختگی دقیق Al-7Si-0.6Mg به ضخامت تقریبی 3/3 mm مورد بررسی و مطالعه قرار دادند. نتایج آن‌ها نشان می‌دهد که شروع ترک در آلیاژ ریختگی از حفرات بوده است، در حالی که در نمونه فرآوری شده سطح مشترک ذره و زمینه مسئولیت جوانه زنی ترک را داشته که به افزایش 5 برابری طول عمر خستگی آلیاژ فرآوری شده نسبت به ریختگی منتج شده است. سون سینور و همکاران [11] اثر تغییرات میزان حفره را بر روی استحکام خستگی آلیاژهای ریختگی آلومینیوم مورد مطالعه قرار دادند. آن‌ها مشاهده کردند که همیشه افزایش میزان حفره موجب کاهش استحکام خستگی می‌گردد. کمبود اطلاعات در خصوص ارتباط خواص مکانیکی بویژه رفتار خستگی با تحول ساختاری ناشی از تبلور مجدد سریع حاصل از اعمال سیال خنک کننده در حین فرآوری FSP چند پاسه با همپوشانی 50% آلیاژ ریختگی AI-7075 موجب ارائه مقاله حاضر گردید. خواص خستگی ضعیف آلیاژ ریختگی AI-7075 که به طور وسیعی در سازه‌های هوایی کاربرد دارد به واسطه ساختار درشت ریختگی و عیوب ریختگی است. انتظار می‌رود این مشکل با پالایش ریزساختاری و همگن سازی از طریق فرآوری اصطکاکی اغتشاشی برطرف شود.

2- روش تحقیق

ترکیب شیمیایی ورق آلیاژ ریختگی AI-7075 که عملیات همگن سازی تحت دمای 474°C به مدت 2 ساعت و سپس کوئنچ در آب 25°C و عملیات پیرسازی مصنوعی تحت دمای 125°C به مدت 20 ساعت بر روی آن صورت گرفته است، در

در این پژوهش مشخص گردید که در سطوح تنش‌های مختلف، ریزساختارهای فوق ریزدانه‌تر از خواص خستگی بهتری برخوردار هستند. نی و همکاران [7] افزایش استحکام خستگی پر چرخه آلیاژ ریختگی Mg-9Al-1Zn فرآوری شده اصطکاکی اغتشاشی را مورد بررسی و مطالعه قرار دادند. هدف از این تحقیق درک مکانیزم افزایش خواص خستگی نمونه فرآوری شده AZ91 بوده است. فرآوری اصطکاکی اغتشاشی به واسطه قابلیت ایجاد ریزدانگی، حذف شبکه رسوب درشت دانه $Mg_{17}Al_{12}$ ، حذف حفرات ریختگی و رسوب ذرات ریز $Mg_{17}Al_{12}$ باعث افزایش قابل ملاحظه استحکام خستگی نمونه‌های فرآوری شده (95 MPa) نسبت به نمونه‌های ریختگی (45 MPa) شده است. کاپور و همکاران [3]، اثر فرآوری اصطکاکی اغتشاشی تک پاسه را بر روی خواص کششی و خستگی آلیاژ ریختگی آلومینیوم A206-T4 به ضخامت 8/6mm را مورد بررسی و مطالعه قرار دادند. نتایج حاصله نشان می‌دهد که فرآوری FSP موجب حذف حفرات، ریز شدن دانه‌ها، شکستن ذرات بین فلزی و کاهش اندازه آن‌ها می‌گردد و نهایتاً به بهبود استحکام نهایی کششی، چکش خواری، طول عمر کلی خستگی و زمان شروع ترک می‌گردد. جانا و همکاران [8] اثر نسبت تنشی ($R=0$ و $R=-1$) بر رفتار خستگی آلیاژ آلومینیوم ریختگی AI-7Si-0.6Mg فرآوری شده اصطکاکی اغتشاشی را مورد بررسی و مطالعه قرار دادند. در نسبت تنشی $R=0$ ، فرآوری FSP موجب افزایش 15 برابری طول عمر خستگی آلیاژ فوق الذکر نسبت به حالت ریختگی در سطوح تنش مشابه شده است. این افزایش به تفاوت میزان محصور شدن ترک، بهبود چکش خواری و توزیع ذرات ریز شده Si نمونه‌های فرآوری شده در مقایسه با ریختگی نسبت داده شده است. نتایج پژوهش کوپر [9] نشان دهنده اثر معکوس عیوب ریختگی بر خواص خستگی آلیاژ ریختگی AI-Si-Mg است. عیوبی همچون حفرات بیشترین اثر



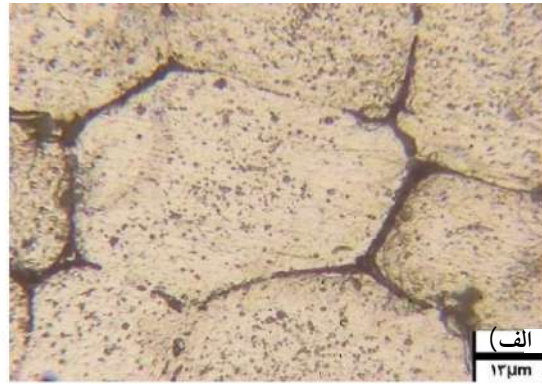
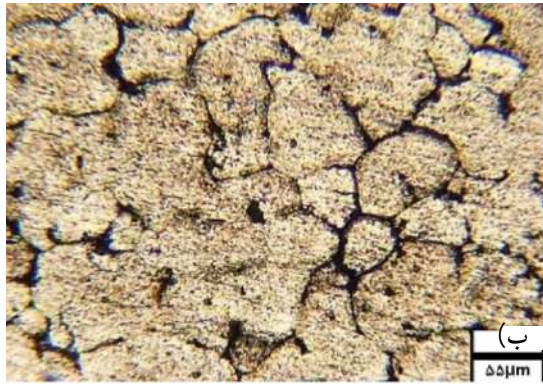
شکل 1- پیمایش 9 پاسه در جهت عمود بر مسیر ابزار با: 50% همپوشانی، اعمال محلول خنک کننده، سرعت چرخشی و پیشروی ابزار به ترتیب 180rpm و 16 mm/min (الف) درشت نگار و (ب) شماتیک.

جدول 2- میزان فرآوری نواحی مختلف آلیاژ ریختگی Al-7075 توسط پاس های بعدی در همپوشانی 50%، سرعت چرخشی و پیشروی ابزار به ترتیب 180 rpm و 16 mm/min با اعمال محلول خنک کننده.

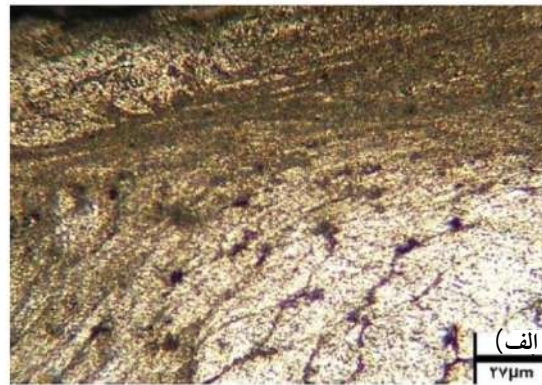
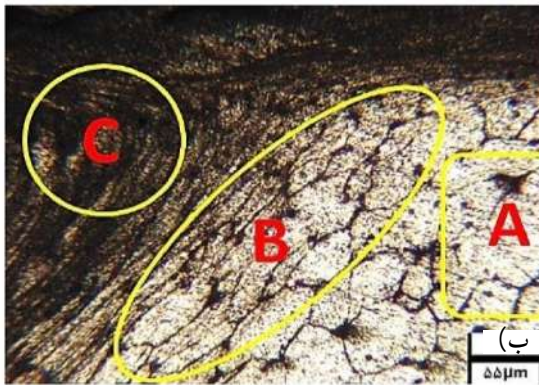
نواحی	فرآوری شده توسط پاس (های)	تعداد مراحل انجام شده	همپوشانی نسبت به سطح هر پاس (%)
A	۱	۱	۴۳
B	۱ و ۲	۲	۳۲
C	۱ و ۲، ۳	۳	۱۶/۵
D	۱، ۲، ۳ و ۴	۴	۸
E	۱، ۲، ۳، ۴ و ۵	۵	۰/۵
F	۲	۱	۱۱
G	۲ و ۳	۲	۱۵/۵
H	۲، ۳ و ۴	۳	۸/۵
I	۲، ۳، ۴ و ۵	۴	۷/۵
J	۲، ۳، ۴، ۵ و ۶	۵	۰/۵

ضخامت 12 mm انجام گردید. این همپوشانی براساس انتقال عرضی مرکز پین به میزان 50% اندازه قاعده مخروط ناقص پین که برابر با 7 mm می باشد، صورت گرفت. به منظور بررسی حذف حفرات ریختگی، ورق های آلیاژ آلومینیوم ریختگی قبل و بعد از عملیات فرآوری اصطکاکی اغتشاشی مورد آزمایش غیر مخرب رادیوگرافی (اشعه X) قرار گرفتند. نوارهای مختلف عرضی عمود بر مسیر فرآوری شده برش داده شدند و سپس عملیات ماشینکاری و پولیش بر روی آنها صورت گرفت. جهت بررسی های ساختاری نمونه های پولیش شده با 20% حجمی از محلول ترکیبی HF به میزان 3mL HCL به میزان 9mL و HNO_3 به میزان 6mL و آب مقطر به میزان 150mL

جدول (1) ارائه شده است. جهت حصول ساختار فوق ریزدانه و همچنین به منظور جلوگیری نمودن از رشد غیر عادی دانه ها، عملیات فرآوری اصطکاکی اغتشاشی بر روی ورق همگن سازی شده در ابعاد $12 \times 150 \times 300$ mm با اعمال محلول خنک کننده ترکیبی آب، متانول، یخ خشک و مایع نیتروژن با دمای $15^\circ C$ - بلافاصله در پشت ابزار و به صورت گردشی در ورق پشت بند مسی جهت سرد نمودن مواد فرآوری شده صورت گرفت. فرآوری اصطکاکی اغتشاشی در سرعت چرخشی 180r.p.m، سرعت پیشروی 16mm/min، زاویه انحراف ابزار 2° و عمق فروروی شانه ابزار به میزان 0/2mm با همپوشانی 50% بر روی ورق ریختگی همگن سازی شده به



شکل 2- ساختار فلز پایه آلیاژ آلومینیوم ریختگی عملیات حرارتی شده در بزرگنمایی‌های مختلف: الف) 50x، ب) 200x.



شکل 3- ناحیه انتقال ریزساختاری ورق آلیاژ آلومینیوم ریختگی به ناحیه اغتشاش فرآوری FSP در سطح ورق در بزرگنمایی‌های مختلف: الف) 50x، ب) 100x، A: فلز پایه آلیاژ آلومینیوم ریختگی، B) ناحیه انتقال، C) ناحیه اغتشاش.

شرایط تنش معکوس استفاده می‌گردد [12]، لذا در این بررسی از دستگاه چرخشی - خمشی با اعمال بارگذاری چهار نقطه‌ای استفاده شد. آزمایشات خستگی براساس استاندارد ISO 1143 بر روی نمونه‌های پالیش شده با کمترین قطر مقطع برابر با 3mm تحت تنش کاملاً معکوس ($R=1$)، فرکانس 60Hz و تنش‌های اعمالی متفاوت انجام گردید. به منظور درک تغییر رفتار شکست، سطوح شکست نمونه‌های کشش و خستگی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد بررسی و مطالعه قرار گرفتند.

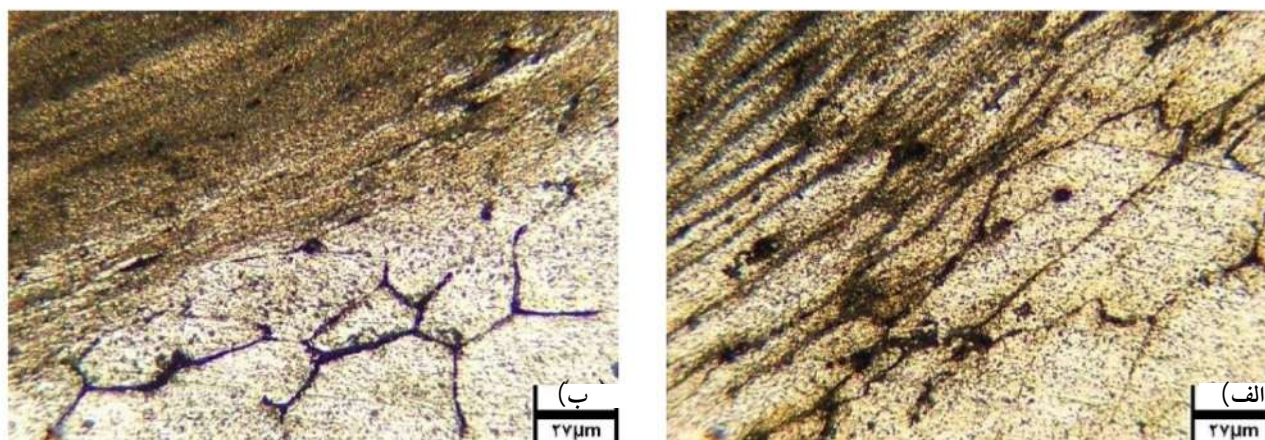
3- نتایج و بحث

3-1- بررسی تحول ساختاری

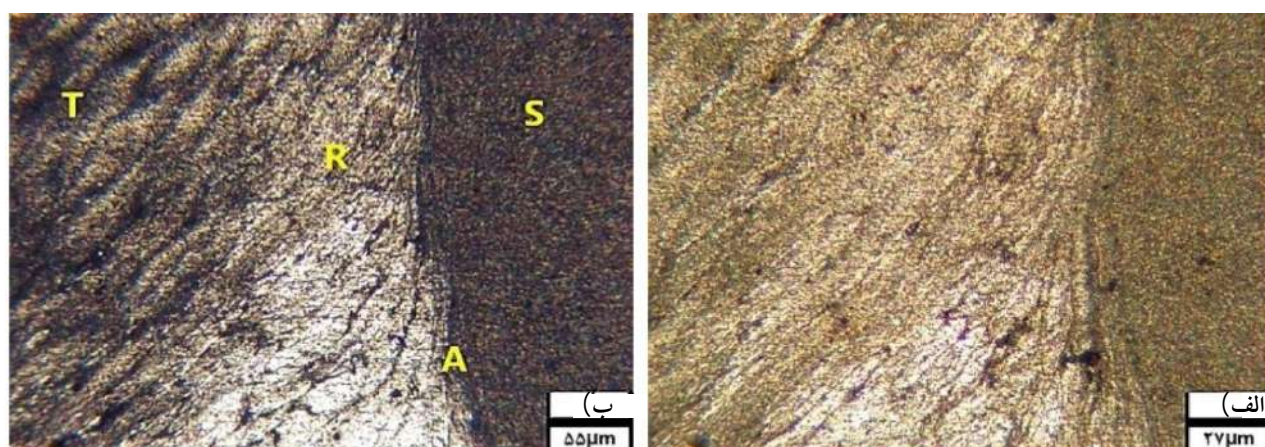
درشت نگار فرآوری اصطکاکی اغتشاشی پیمایش 9 پاسه با 50% همپوشانی با اعمال سیستم خنک‌کنندگی که بر روی ورق ریختگی آلیاژ آلومینیوم 7075 تا عمق 9/5 mm انجام شده است،

9mL و HNO_3 به میزان 6 mL و آب مقطر به میزان 150 mL و 80% حجمی متانول در مدت زمان متوسط 10 دقیقه تحت اعمال یک ولت الکترواچ شدند.

به منظور بررسی رفتار سیلان ماده و ساختار فوق ریزدانه ورق آلیاژ ریختگی آلومینیوم فرآوری شده، از میکروسکوپ نوری (OM) استفاده شد. محاسبه میانگین اندازه دانه نمونه بعد از عملیات فرآوری، توسط آزمون پرتو اشعه ایکس بر مبنای زوایای 5 تا 120 درجه، در مدت زمان دو ساعت انجام گردید. آزمون‌های کشش و خستگی کاملاً معکوس خمشی به ترتیب جهت بررسی خواص کششی و رفتار خستگی نمونه‌های ریختگی و نمونه‌های مقطع عرضی فرآوری شده صورت گرفت. بواسطه اینکه از یک طرف حداقل پراکندگی در آزمایشات خستگی با دستگاه‌های چرخشی - خمشی می‌باشد و از طرف دیگر معمولاً جهت بررسی تأثیر متغیرهای متالورژیکی، بر بازدهی خستگی، از نمونه‌های صاف و پولیش شده تحت



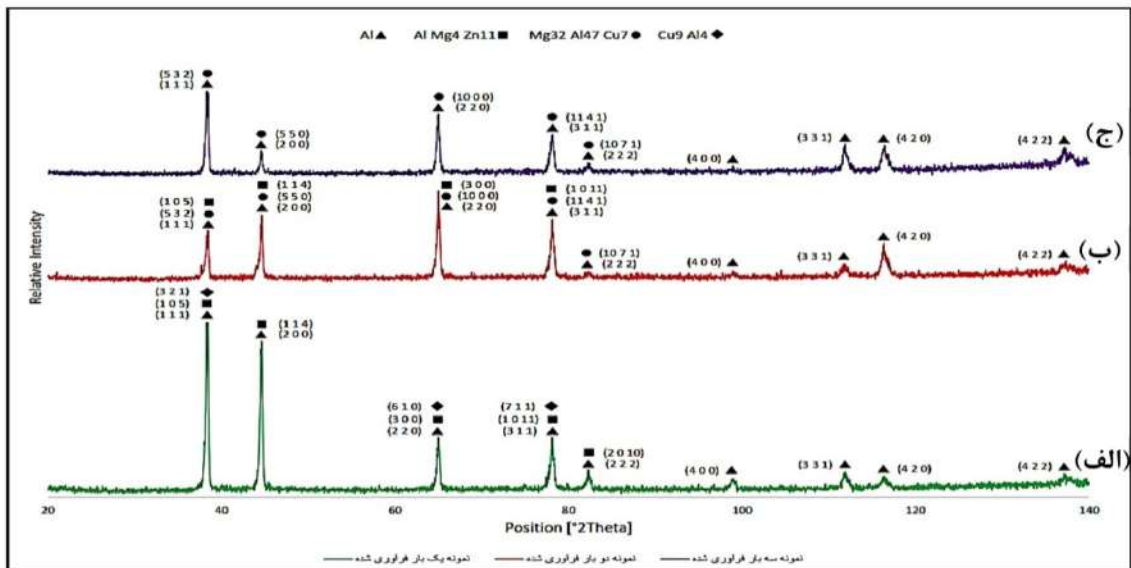
شکل 4- ناحیه انتقال ریزساختاری ورق آلیاژ آلومینیوم ریختگی به ناحیه اغتشاش فرآوری FSP در قسمت‌های میانی و انحنای کف قسمت پسرو پاس اول در بزرگنمایی 100X، الف) میانی ورق، ب) انحنای کف قسمت پسرو.



شکل 5- فصل مشترک ریزساختاری پاس‌های اول و دوم ورق آلیاژ آلومینیوم ریختگی فرآوری شده FSP. در بزرگنمایی‌های مختلف: الف) 50X، ب) 100X.

میزان فرآوری نواحی مختلف توسط پاس‌های بعدی را می‌توان در جدول (2) مشاهده نمود. خصوصیات فرآوری سایر مناطق مشابه نواحی F, G, H, I, J می‌باشد. همانطور که مشاهده می‌گردد، هر پاس طرف پیشرو ناحیه اغتشاش، پاس قبلی را همپوشانی می‌کند. بدین معنی که وقتی ابزار به صورت عرضی به سمت طرف پیشرو انتقال می‌یابد، بخشی از مواد که قبلاً فرآوری شده است، در حین پاس‌های بعدی، تحت فرآوری اضافی قرار می‌گیرند. این مشاهدات تأیید کننده نظرات جونس و همکاران [15] نیز می‌باشد. ریزساختار آلیاژ آلومینیوم ریختگی عملیات حرارتی شده 7075 که به عنوان فلز پایه در این تحقیق استفاده شده است را می‌توان در شکل (2) بزرگنمایی‌های مختلف مشاهده نمود.

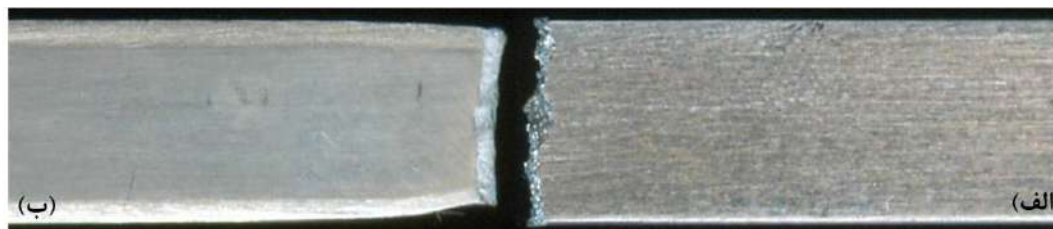
به انضمام شماتیک آن در شکل (1) نشان داده شده است. همانطور که در درشت‌نگار شکل (1) نشان داده شده است، اطراف سطح فرآوری شده در برگرنده طرف پیشرو و پسرو می‌باشد. نزدیک به سطح بالایی ورق، ناحیه اغتشاش پهن است که به واسطه تغییر شکل زیاد و گرمای اصطکاک حاصل از تماس سطح ورق با شانه ابزار در حین فرآوری اصطکاک است. عدم حضور عیوب در ناحیه اغتشاش، دلالت بر این دارد که با توجه به پارامترهای اعمال شده، گرمای ورودی یا زمان لازم در دمای بالا به میزان کافی بوده است تا دمای ماده به صورت موضعی به گونه‌ای افزایش یابد که قابلیت ایجاد تغییر شکل پلاستیکی جهت جریان مواد در اطراف پین به طور کامل فراهم گردد [13 و 14].



شکل 6- الگوی پراش پرتو اشعه X برای مناطق یکبار، دو بار و سه بار فرآوری شده اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ Al-7075 ریختگی: الف) یکبار فرآوری شده، ب) دو بار فرآوری شده و ج) سه بار فرآوری شده.

جدول 3- خواص کششی مقطع عرضی آلیاژ AL7075 ریختگی و فرآوری شده توسط FSP.

E (%)	σ_F (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	σ_Y (20%) (MPa)	مشخصه
۲/۳	۲۴۱	۲۴۱	۱۰۳	ریختگی BM
۵/۴	۳۰۹	۳۸۰	۳۱۸	فرآوری شده FSP-ed



شکل 7- ظاهر شکست نمونه‌های آزمون کشش، الف) آلیاژ آلومینیوم ریختگی 7075 °C عملیات حرارتی شده و ب) فرآوری شده 50% همپوشانی FSP.

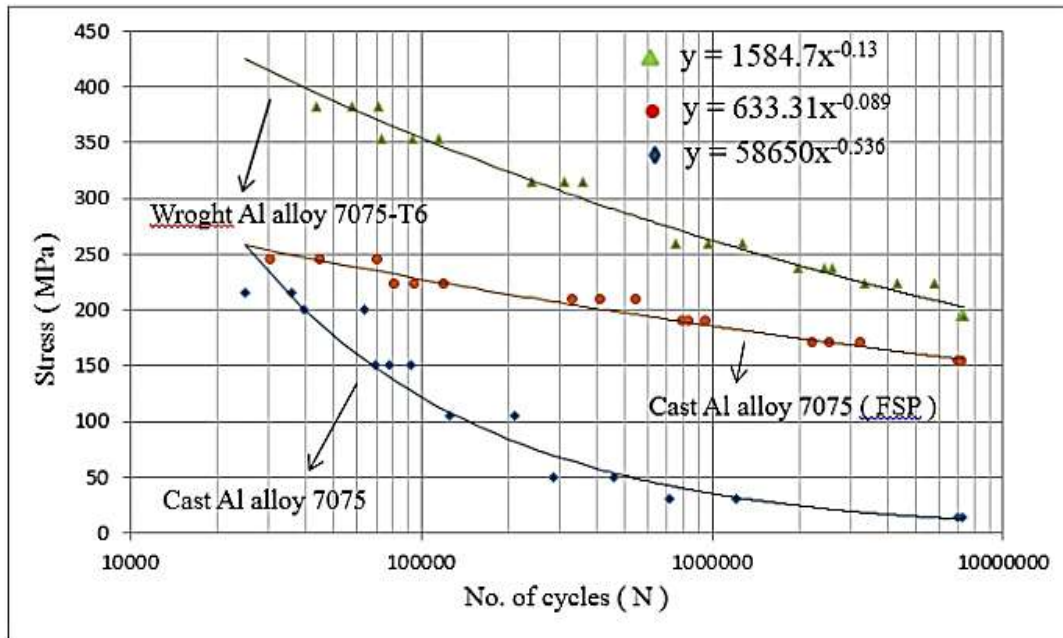
واسطه دو امکان ذیل باشد:

- ساختارهای فوق ریزدانه بدست آمده در حین سیکل‌های حرارتی ایجاد شده به وسیله پاس بعدی، دارای پایداری عالی هستند. به علاوه به واسطه نرخ سریع سرد شدن، سیکل‌های حرارتی اضافی برای مدت زمان کوتاهی از بین می‌روند و به دماهای حداکثری پایین تری می‌رسند و موجب می‌گردند تا زمان برای دمایی که بتواند ساختارهای فوق ریزدانه فرآوری شده قبلی را متأثر گرداند، کافی نباشد.

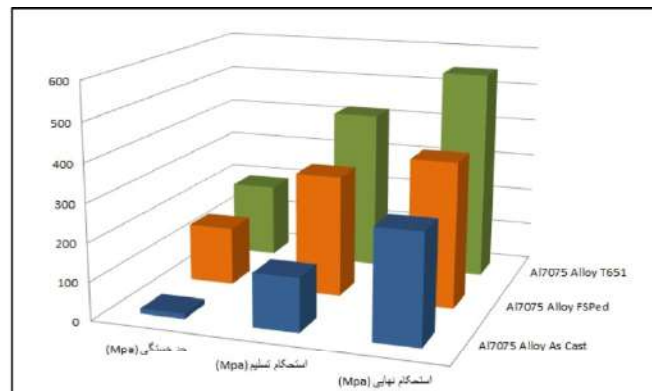
- به واسطه سریع سرد کردن، مناطق متأثر از عملیات

میانگین اندازه دانه‌ها در حدود $60 \mu\text{m}$ می‌باشد. همچنین می‌توان رسوباتی را در زمینه آلیاژ آلومینیوم ریختگی عملیات حرارتی شده، مشاهده نمود.

در بررسی‌های ریزساختاری آلیاژ آلومینیوم ریختگی فرآوری شده، تفاوت قابل ملاحظه مرزی بین فلز پایه و پاس‌های مختلف همپوشانی شده یافت نشد، بدین معنی که مناطق متأثر از عملیات ترمومکانیکی و متأثر از حرارت در هیچ یک از نواحی ورق آلیاژ آلومینیوم ریختگی فرآوری شده قابل تشخیص نبودند که می‌تواند براساس نظریه سو و همکاران [16] به



شکل 8- مقایسه رفتار خستگی آلیاژهای Al-7075 ریختگی، ریختگی فرآوری شده FSP و کار شده T6.

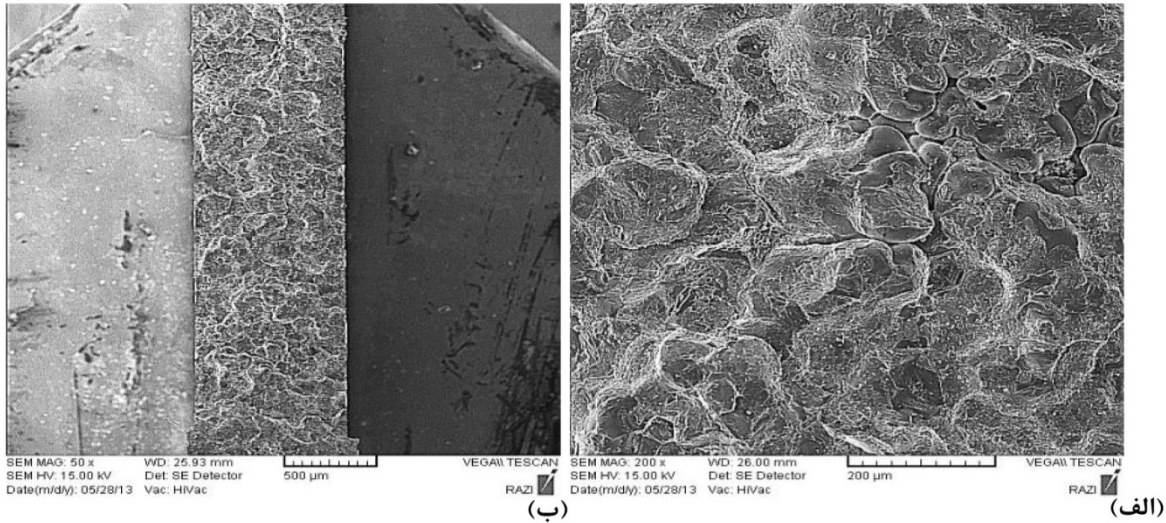


	استحکام خستگی (MPa)	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام نهایی (MPa)	نسبت حد خستگی (استحکام نهایی / استحکام خستگی)
Al7075 Alloy As Cast	14	140	285	0.0491
Al7075 Alloy FSPed	153	318	380	0.4026
Al7075 Alloy T6	195	421	550	0.3545

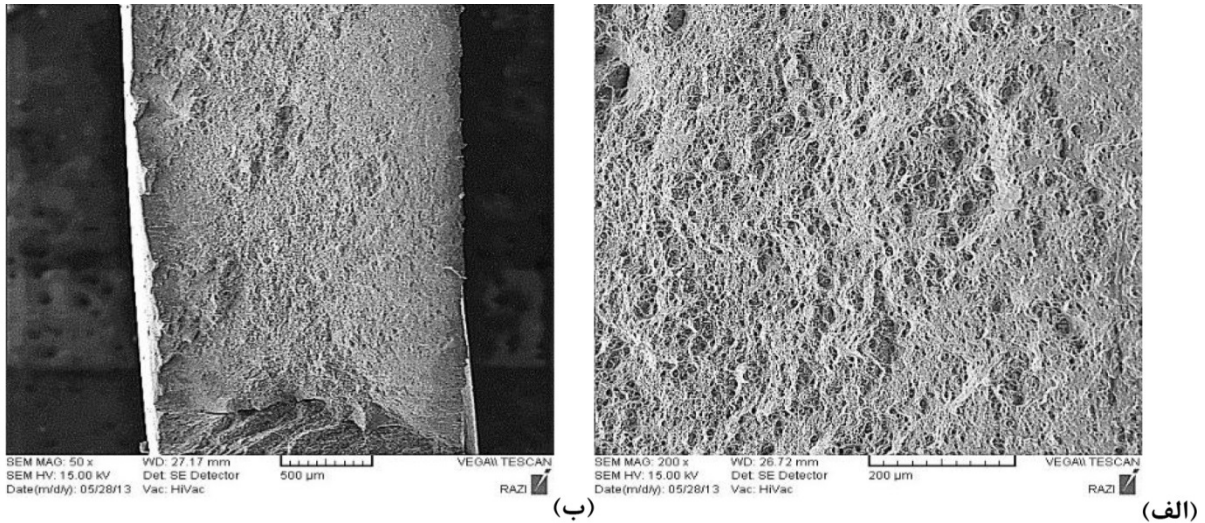
شکل 9- خواص خستگی و کششی آلیاژهای Al-7075 ریختگی، فرآوری شده (FRP) و کار شده T6.

در تصایر ریزساختاری به عنوان ناحیه انتقال در نظر گرفته شده اند. ساختار ناحیه انتقالی بین فلز پایه آلیاژ آلومینیوم ریختگی عملیات حرارتی شده و منطقه اغتشاش پاس اول در سطح منطقه فرآوری شده در شکل (3) نشان داده شده است. در منطقه A در سمت راست شکل (3)، ریزساختار آلیاژ

ترمو مکانیکی و متأثر از حرارت به قدری کوچک شوند که قابل تشخیص نباشند و موجب شوند تا مناطق مرزی مشخص در نواحی انتقال آشکار نگردد. بنابراین با توجه به اینکه در این تحقیق از محلول خنک کننده استفاده شده است، نواحی متأثر از عملیات ترمو مکانیکی و متأثر از حرارت، قابل تشخیص نبوده و



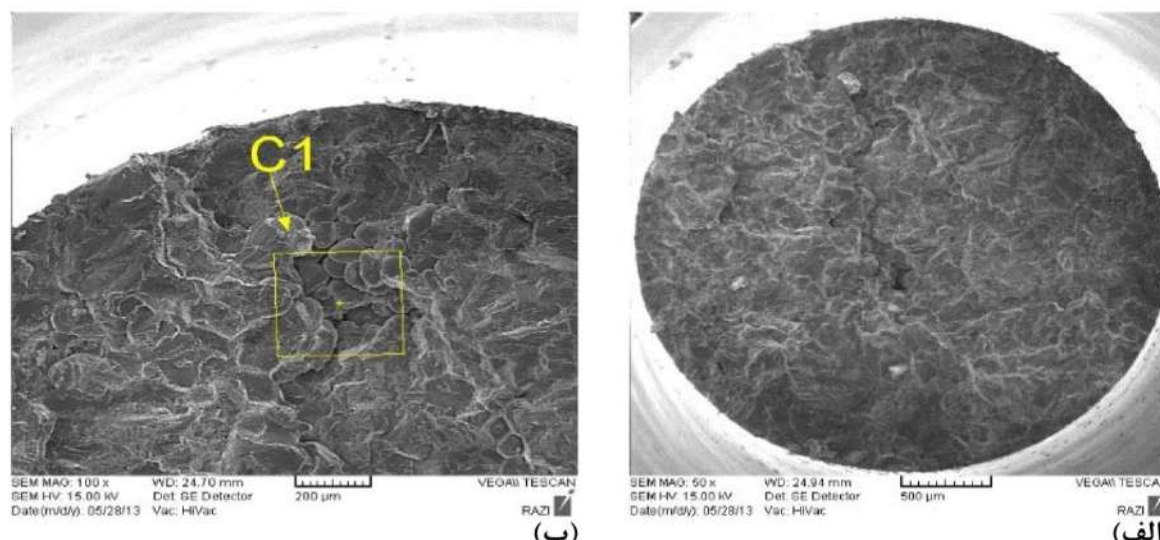
شکل 10- ماکروگراف‌های SEM سطح شکست آزمایش کشش عرضی نمونه ریختگی آلیاژ آلومینیوم 7075،
(الف) عدم حضور لبه های برشی و (ب) حضور چاک‌های تیره (حفرات انقباضی).



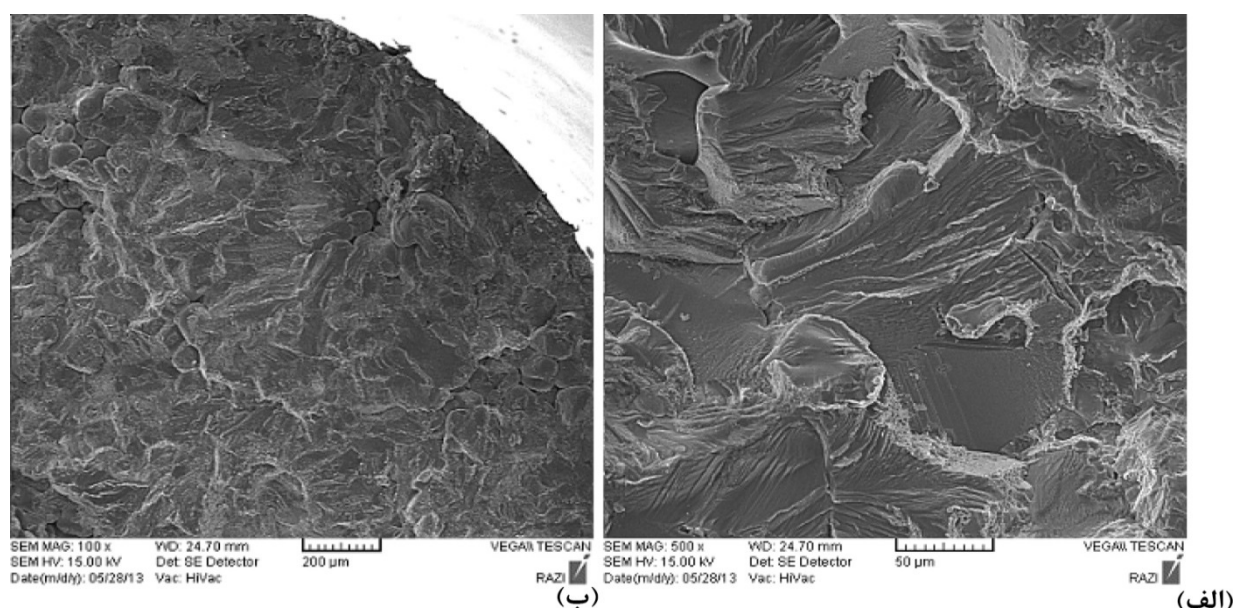
شکل 11- ماکروگراف SEM نمونه کشش عرضی آلیاژ ریختگی 7075 قرآوری شده اغتشاشی اصطکاکی، (الف) حضور لبه های برشی، (ب) حضور تورفتگی‌های نسبتاً کوچک.

ریزساختار منطقه B که به عنوان ناحیه انتقال شناخته می‌شود را نیز می‌توان فی بین نواحی فلز پایه (منطقه A) و ناحیه اغتشاشی (منطقه C) مشاهده نمود. این ناحیه (B) هم دم و هم تغییر شکل را در حین فرآوری FSP تجربه کرده است. ناحیه انتقال (منطقه B) دستخوش تغییر شکل پلاستیکی شدید شده است، ولیکن به واسطه اینکه گرمای اصطکاکی در این منطقه به اندازه کافی نبوده است، ساختار ریزدانه و تبلور مجدد یافته به مانند منطقه C، ایجاد نشده است. ریزساختارهای ناحیه انتقال در قسمت های میانی و انحناهای کف قسمت پسرو پاس اول

ریختگی عملیات حرارتی شده AI-7075 که دارای دانه‌های درشت ریختگی می‌باشد را می‌توان مشاهده نمود. در منطقه C سمت چپ همین شکل ناحیه اغتشاش که متشکل از نوارهای کشیده شده ناشی از چرخش سیلان ماده در اطراف پین می‌باشد نشان داده شده است. این ناحیه (C) تغییر شکل پلاستیکی شدید و دمای بالای ناشی از اصطکاک را تجربه نموده است که به موجب آن‌ها پالایش دانه و تبلور مجدد دینامیکی در این منطقه رخ داده است و منجر به ریز شدن دانه‌ها در این ناحیه گردیده است.



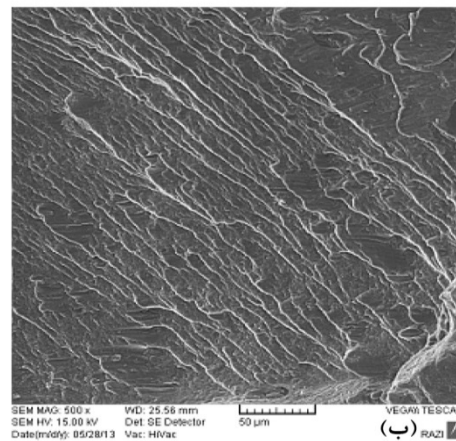
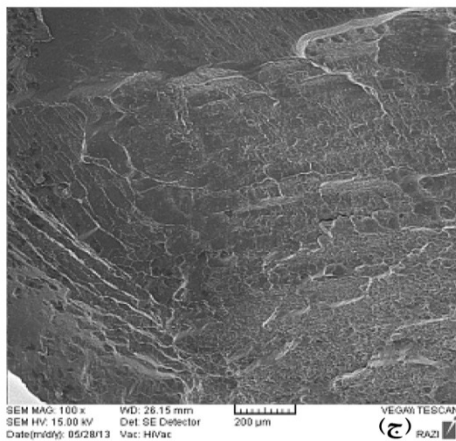
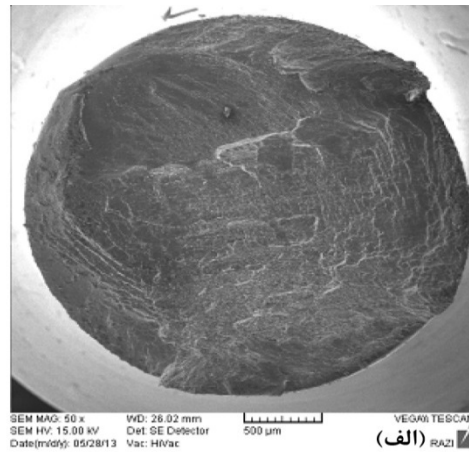
شکل 12- ماکروگرافهای SEM سطح شکست نمونه خستگی آلیاژ آلومینیوم ریختگی 7075 تحت تنش اعمالی 22MPa، (الف) نمای کلی سطح شکست و (ب) قبه های گرد مرتبط با حفره انقباضی.



شکل 13- ماکروگرافهای SEM سطح شکست نمونه خستگی آلیاژ آلومینیوم ریختگی 7075 تحت تنش اعمالی 22MPa، (الف) محل های جوانه زنی ترک خستگی در دندریت انقباضی و (ب) پخها با تیغه های دارای شاخه های متعدد.

پاس اول، ناحیه انتقال سمت پسر و پاس اول و ناحیه انتقال پاس دوم به ترتیب در شکل (5-الف) به صورت نواحی R, A, S مشخص شده اند. ناحیه فرآوری شده پاس اول که توسط پاس دوم مجدداً تحت فرآوری قرار گرفته است را می توان در قسمت T که در سمت چپ بالای شکل (5-الف) می باشد، مشاهده نمود. اثرات چرخش پین در سیلان ماده اطراف پین به صورت باندهای ساختاری کشیده شده در منطقه

ورق فرآوری شده در شکل (4) نشان داده شده است. با در نظر گرفتن نتایج ساتو و همکاران [17]، عدم تشکیل دانه های ریز در این منطقه می تواند بواسطه کم بودن کرنش نسبت به ناحیه مرکزی منطقه اغتشاش باشد که به تبلور مجدد در ناحیه انتقالی منتج نمی شود. شکل (5) ریزساختار فصل مشترک پاس اول و پاس همپوشانی دوم را در موقعیت 9 mm از سطح نشان می دهد. مناطق همزنی



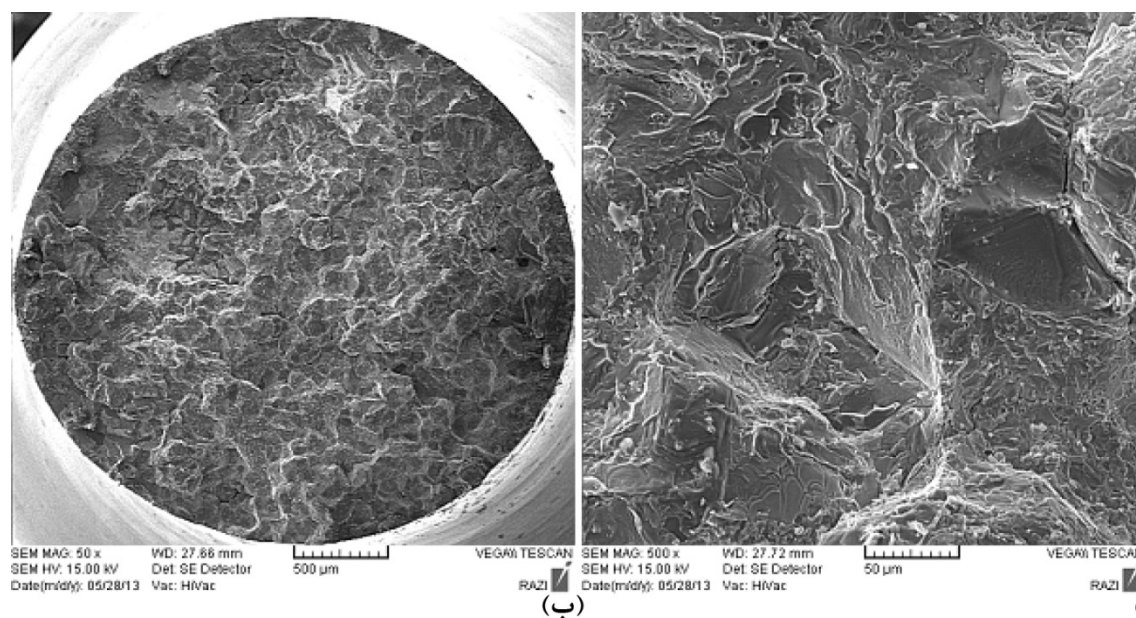
شکل 14- ماکروگراف SEM سطح شکست نمونه خستگی آلیاژ آلومینیوم ریختگی فرآوری شده FSP تحت تنش اعمالی 170MPa (الف) حضور علائم چرخ‌دنده‌ای (منطقه رشد ترک) در موقعیت‌های ساعت 4 و 10، (ب) حضور خطوط توقفی مرتبط با دوره‌های رشد ترک و (ج) انحراف مسیر رشد ترک در ناحیه بارگذاری زیاد.

ماده‌ای که به طور کامل درآمیخته و فرآوری شده است، زمان خیلی کوتاهی را در دمای بالا تجربه نماید و باعث شود تا علاوه بر اینکه دانه‌های ریز ناشی از تبلور مجدد سریع در منطقه اغتشاش شکل بگیرند، از رشد دانه‌ها نیز جلوگیری شود و ساختار فوق ریزدانه در این منطقه، باقی بماند. نتایج حاصله در این پژوهش در خصوص تشکیل ساختار فوق ریزدانه در دمای نسبتاً کم و عدم توزیع یکنواخت ریزساختارهای فرآوری شده در ناحیه اغتشاش به ترتیب تأیید کننده نظرات وون [14] و سو [16] می باشد. از طرفی با در نظر گرفتن نظرات سایر محققین [13 و 14] می توان انتظار داشت که با توجه به اعمال محلول خنک کننده در پشت و زیر ابزار، ناحیه فرآوری شده در این تحقیق، نیز می تواند تحت تبلور مجدد دینامیکی مستمر قرار گرفته باشد.

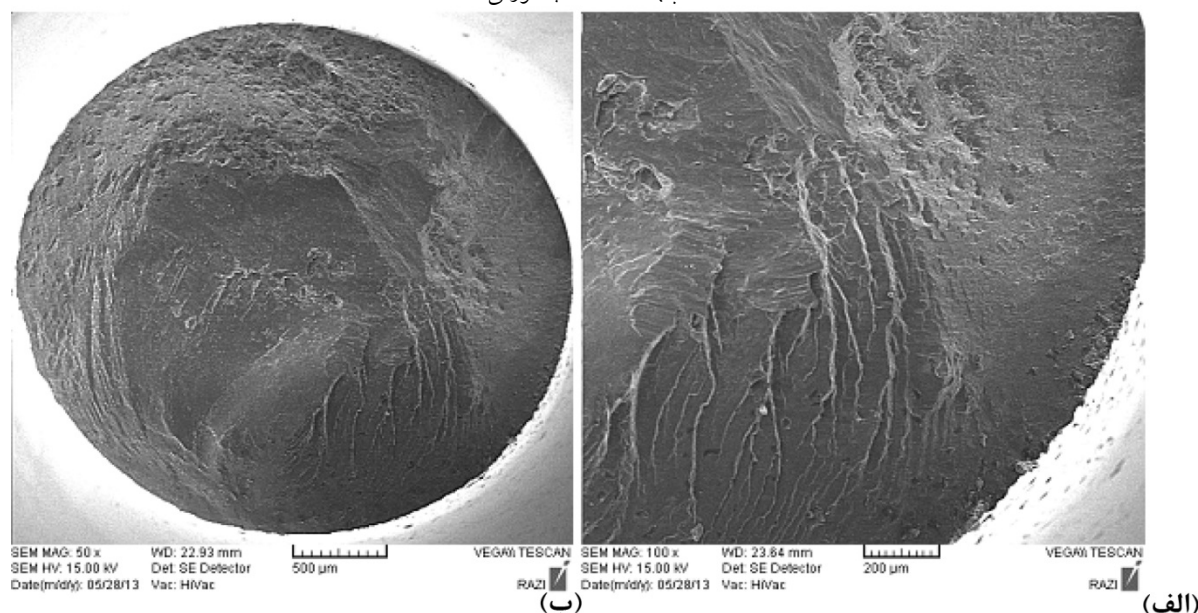
T نشان داده شده است. عدم توزیع یکنواخت ریزساختارهای فرآوری شده نیز مشاهده می گردد.

3-2- الگوی پراش اشعه X

الگوی پراش پرتو اشعه X برای مناطق یکبار، دو بار و سه بار فرآوری شده اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ آلومینیوم ریختگی 7075 در شکل (6) نشان داده شده است. اندازه‌های دانه استخراج شده از آنالیز فوق (ویلیام سون هال) برای مناطق یکبار، دو بار و سه بار فرآوری شده به ترتیب برابر با، 74nm، 38 nm و 31nm است که تأیید کننده ایجاد ساختار فوق ریزدانه در ورق آلیاژ آلومینیوم ریختگی فرآوری شده توسط FSP است. انجام عملیات فرآوری FSP با کمترین سرعت چرخش ابزار (180rpm) به انضمام نرخ سرد شدن بالا موجب گردید تا



شکل 15- ماکروگراف سطح شکست (SEM) نمونه خستگی آلیاژ Al-7075 ریختگی تحت تنش اعمالی (238MPa: الف) سطح ناهموار با حفرات و ترکها، صفحات شبه تورقی. (ب)



شکل 16- ماکروگراف سطح شکست (SEM) خستگی آلیاژ Al-7075 فرآوری شده (FSP) تحت تنش اعمالی 238MPa (الف) سطح نسبتاً صاف عاری از حفرات و ریز ترکها و (ب) ایجاد انشعابهای شاخه‌ای بواسطه افزایش میزان بارگذاری.

3-3- خواص مکانیکی

3-3-1- خواص کششی

اغتشاشی شده افزایش قابل ملاحظه در تنش تسلیم، استحکام نهایی و درصد ازدیاد طول را نشان می دهد. استحکام تسلیم به میزان تقریبی 300% استحکام نهایی به میزان 158% و ازدیاد طول به میزان 235% نسبت به نمونه ریختگی عملیات حرارتی شده افزایش یافته است. شکل (7) ظاهر نمونه های شکسته شده آزمایش کشش را برای آلیاژ آلومینیوم ریختگی

خواص کششی نمونه های آلیاژ Al-7075 ریختگی و فرآوری شده اصطکاکی اغتشاشی در مقطع عرضی (مقطع عمود بر جهت فرآوری) در جدول (3) نشان داده شده است. در مقایسه مقطع فرآوری شده با نمونه ریختگی، نمونه فرآوری اصطکاکی

بازیابی فرآیند ترمومکانیکال آلیاژ ریختگی AI-7075 منتج شده است، باشد،

(2) حذف حفرات آلیاژ آلومینیوم ریختگی و همگن سازی ریزساختار همراه با ایجاد ساختار دانه های هم محور باعث شده است تا انرژی پلاستیکی بصورت یکنواخت در درون ورق فرآوری شده توزیع شود و از بوجود آمدن مکان های تمرکز تنش در درون ماده جلوگیری کند،

(3) با در نظر گرفتن این نکته که بیشتر طول عمر خستگی صرف شروع ترک می شود، لذا فوق ریزدانه می تواند باعث شود تا علاوه بر اینکه زمان بیشتری صرف شروع ترک در پشت مرز دانه ها شود، انباشتگی نابعی ها در پشت مرز دانه ها نیز افزایش یابد و موجب افزایش استحکام خستگی گردد. بنابراین می توان انتظار داشت که با انجام عملیات FSP بر روی ورق های آلیاژ آلومینیوم ریختگی، موجبات افزایش خواص کششی و خستگی این آلیاژ فراهم شود.

بر اساس نظریه ما و همکاران [18]، مبنی بر اینکه ساختار فرآوری شده ریزدانه دارای تنش تسلیم فشاری بالاتری نسبت به نمونه ریختگی است، مقاومت اینگونه ساختارها در برابر شروع ترک خستگی افزایش می یابد. نتایج حاصله از این پژوهش مبنی بر افزایش قابل ملاحظه خواص خستگی نمونه ریختگی فرآوری شده در تطابق با نتایج مرجع فوق الذکر است.

3-4- بررسی سطوح شکست

3-4-1- نمونه های کشش

مقاطع سطح شکست نمونه های کشش عرضی آلیاژ AI-7075 ریختگی و فرآوری شده اصطکاکی اغتشاشی، در شکل (10) نشان داده شده است. همانطور که در شکل (10-الف) مشاهده می گردد، عدم حضور لبه های برشی در کناره های سطح شکست نمونه ریختگی، نشان دهنده فقدان داکتیلیته در آلیاژ آلومینیوم ریختگی می باشد. شکل (10-ب) حفرات متعددی که به چاک های تیره شباهت دارند را نشان می دهد. این چاک ها نشان دهنده توزیع حفرات انقباضی در نمونه ریختگی هستند.

عملیات حرارتی شده و آلیاژ آلومینیوم ریختگی فرآوری شده را نشان می دهد. همانطور که مشاهده می گردد برای آلیاژ آلومینیوم ریختگی عملیات حرارتی شده گلوبی شدن رخ نداده است، در صورتی که برای نمونه فرآوری اصطکاکی اغتشاشی شده گلوبی شدن به طور واضح مشخص است که نشان دهنده بهبود رفتار مومسان خوب آن می باشد.

با در نظر گرفتن نتایج آزمایشات غیر مخرب رادیوگرافی و ریزساختاری آلیاژ آلومینیوم ریختگی و فرآوری شده، افزایش قابل ملاحظه در خواص کششی می تواند به دلیل حذف حفرات ناشی از ریختگی و همگن سازی ریزساختاری توسط فرآوری اصطکاکی اغتشاشی همپوشانی باشد. بنابراین براساس رابطه هال-پیچ مبنی بر افزایش استحکام تسلیم با کاهش اندازه دانه می توان از طریق فرآوری اصطکاکی اغتشاشی موجبات پالایش ریزساختاری و افزایش خواص مکانیکی به ویژه کششی را فراهم نمود. این نتایج نظرات ما و همکاران [18] را نیز تأیید می کند.

3-3-2- خواص خستگی

استحکام خستگی آلیاژهای آلومینیوم ریختگی و فرآوری شده اصطکاکی اغتشاشی 7075 به انضمام کار شده 7075-T6 نسبت به زمان و نسبت به خواص کششی در اشکال (8 و 9) ارائه شده است. استحکام های خستگی در زمان طول عمر 10^7 سیکل برای آلیاژهای آلومینیوم ریختگی، ریختگی فرآوری شده و کار شده به ترتیب برابر با 14MPa، 153MPa و 195MPa می باشد و نسبت خستگی (استحکام خستگی به استحکام کششی) آلیاژهای فوق به ترتیب برابر با 0/0491، 0/4026 و 0/3545 است.

استحکام خستگی و نسبت حد خستگی آلیاژ آلومینیوم ریختگی 7075 فرآوری شده نسبت به آلیاژ ریختگی 7075 به ترتیب به میزان تقریبی 10/92 برابر و 8/19 برابر افزایش یافته است. این افزایش قابل ملاحظه می تواند بواسطه فاکتورهایی همچون:

(1) ایجاد شدن ساختار فوق ریزدانه ناشی از تغییر شکل پلاستیکی شدید همراه با تبلور مجدد سریع که از مکانیزم

ناحیه حفره انقباضی محتوی قسمت های پهن و گرد دندریت می باشد. سطح شکست نمونه کشش عرضی نمونه های فرآوری شده در شکل (11) نشان داده شده است. حضور لبه های برشی در کناره های سطح شکست و همچنین حضور علائمی مشابه با تورفتگی های نسبتاً کوچک دلالت بر رفتار نرم نمونه فرآوری شده دارد.

3-4-2- نمونه های خستگی

تصویر کلی سطح شکست نمونه خستگی آلیاژ آلومینیوم ریختگی 7075 تحت تنش اعمالی 22 MPa با طول عمر 2/500/000 سیکل که دارای حفرات انقباضی می باشد، در شکل (12- الف) نشان داده شده است. قبه های گرد درون مستطیل شکل (12- ب) مرتبط با حفره انقباضی می باشند که نشان دهنده بازوهای دندریتی ثانویه نیز هستند. سطح شکست با شبکه دندریتی که دارای حفرات انقباضی است، پر شده است. این شبکه قابلیت مقاومت در برابر رشد ترک خستگی تحت تنش اعمالی 22 MPa را نداشته و موجب گردیده تا تحت این تنش، نمونه خستگی پس از گذراندن 2/500/000 سیکل شکسته شود. حفرات انقباضی به عنوان انفصال های متعارف قطعات ریختگی شناخته می شوند و محل آغاز ترک نیز محسوب می شوند. شکل (13- الف) محل های جوانه زنی ترک در دندریت انقباضی را نشان می دهد. در این شکل دندریت ها در درون حفره انقباضی نمایان هستند. در شکل (13- ب) پخهایی مشاهده می گردد که تیغ های آن ها دارای شاخه های متعددی هستند که نمایانگر رفتار شکست ترد خستگی می باشند. سطح شکست ناهموار همراه با سطوح ورقه ورقه شدگی به وضوح مشخص می باشد. برخی ترک ها و حفرات ریختگی که منابع آغاز ترک خستگی هستند، به طور واضح قابل رؤیت هستند. عیوب ریختگی همچون حفرات مکان های مناسب برای آغاز و رشد ترک هستند. مسیر ترک عموماً ناهموار و ناصاف است که ترک مسیر عیوب را دنبال می کند.

همانطور که در شکل (14) مشاهده می گردد، بواسطه انجام

آزمایش خستگی انجام شده یعنی خمش معکوس سیکلی، ترک ها در موقعیت های مختلفی که در دو طرف نمونه قرار دارند، شروع شده اند، زیرا در این موقعیت ها در حین خمش معکوس سیکلی، بیشترین تنش های کششی شکل گرفته اند. در شکل (14- الف) در موقعیت های ساعت 4 و 10 علائم چرخ دنده ای که حاکی از منطقه شروع ترک می باشد مشاهده می گردد. در حین آزمایش خمش معکوس سیکلی، بیشترین تنش های کششی در این موقعیت ها شکل گرفته است. مرکز تصویر شکل (14- الف) که نسبت به نواحی دیگر، ناهموارتر است نشان دهنده ناحیه بارگذاری زیاد نهایی است. در این ناحیه ترک به طول بحرانی رسیده است و موجب شده تا سطح مقطع باقیمانده قابلیت تحمل بار اعمالی را نداشته باشد.

در شکل (14- ب) سطح شکست دارای خطوط توقفی است که این نوارها منعکس کننده دوره های رشد هستند. در شکل (14- ج) در ناحیه بارگذاری زیاد مسیر رشد ترک نشان داده شده است که مسیر آن تقریباً بصورت زیگزاگ است. به نظر می رسد تغییرات ریزساختاری (یعنی فوق ریزدانه گی) ناشی از تغییر شکل پلاستیکی شدید بر مسیر ترک اثر گذاشته است و موجب انحراف مسیر رشد ترک گردیده است.

سطوح شکست نمونه های ریختگی فرآوری شده FSP مشخصه های شکست تو رفتگی (حفره ای) را نشان می دهند. سطح شکست نسبتاً صاف همراه با تو رفتگی های کوچک که عاری از ترک ها و حفرات هستند، در نمونه های فرآوری شده FSP مشاهده می گردد. در نمونه های فرآوری شده، منبع ترک از سطوح زیرین است. ریزساختار همگن موجب می گردد تا انرژی پلاستیکی بصورت همگن توزیع شود. از آنجایی که فرآیند ترمومکانیکال موجب همگن سازی ریزساختار می گردد، لذا انرژی پلاستیکی بصورت یکنواخت در درون ماده توزیع شده و از بوجود آمدن مکان های تمرکز تنش در درون ماده جلوگیری می کند. این امر موجب می گردد تا استحکام و طول عمر خستگی ماده تحت فرآوری ترمومکانیکال افزایش یابد. سطوح شکست آلیاژهای Al-7075 ریختگی و فرآوری شده اصطکاکی اغتشاشی تحت تنش اعمالی یکسان 238MPa

تبلور مجدد سریع موجب شده است تا اندازه دانه آلیاژ Al-7075 ریختگی از $60\mu\text{m}$ به اندازه متوسط 75 nm کاهش یابد. حذف حفرات (عیوب) و ایجاد ساختار فوق ریزدانه در ورق فرآوری شده FSP موجب افزایش استحکام تسلیم به میزان 300%، استحکام نهایی به میزان 158% و ازدیاد طول به میزان 235% نسبت به آلیاژ Al-7075 ریختگی شده است.

بررسی سطوح شکست نشان می دهد که افزایش استحکام های خستگی در نمونه های FSP در سطوح مختلف تنش می تواند به واسطه مقاومت های بالاتر در برابر شروع ترک که از حذف عیوب ریختگی منتج شده است، باشد.

حذف عیوب ریختگی (حفره ها) و ایجاد ساختار فوق ریزدانه در ورق Al-7075 ریختگی فرآوری شده، موجب افزایش 11 برابری استحکام خستگی (در طول عمر 107 سیکل) و 8 برابری نسبت حد خستگی شده است.

منابع

- [1] T. Löbel, D. Holzhüter, M. Sinapius, C. Hühne, A hybrid bondline concept for bonded composite joints, *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Vol. 68, pp. 229-238, 2016.
- [2] F. Haddadi, F. Abu-Farha, Microstructural and mechanical performance of aluminium to steel high power ultrasonic spot welding, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 225, pp. 262-274, 2015.
- [3] B. A. Hou M, Yuan Q, *Welding techniques for polymer or polymer composite components, to ADVANCED COMPOSITE STRUCTURES AUSTRALIA Pty Ltd* 2002.
- [4] C. Ageorges, L. Ye, M. Hou, Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: a review, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 32, No. 6, pp. 839-857, 2001.
- [5] A. Yousefpour, M. Hojjati, J.-P. Immarigeon, Fusion Bonding/Welding of Thermoplastic Composites, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Vol. 17, No. 4, pp. 303-341, 2004.
- [6] R. H. Rizzolo, D. F. Walczyk, Ultrasonic consolidation of thermoplastic composite prepreg for automated fiber placement, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Vol. 29, No. 11, pp. 1480-1497, 2015.
- [7] J. S. H. M. Roderic C. DonJohn W. Gillespie, *Bonding techniques for high performance thermoplastic compositions, to University of Delaware* 1997.
- [8] S. H. McKnight, B. K. Fink, V. Monnard, P. E.

که به ترتیب به طول عمرهای خستگی 36/000 سیکل و 80/000 سیکل منتج شده اند، در بزرگنمایی های مختلف مورد مطالعه و بررسی قرار گرفتند. همانطور که در شکل (15-الف) و (15-ب) مشاهده می گردد، سطح شکست آلیاژ آلومینیوم ریختگی ناهموار بوده و دارای ترک، حفرات و صفحات شبه تورقی که حاکی از رفتار شکست ترد می باشد، است. در نمونه های ریختگی، جوانه زنی ترک با عیوب ریختگی مرتبط می باشد. در ریزساختار، ترک مسیر عیوب را پیموده است و موجب گردیده تا مسیر ترک ناهموار و ناصاف باشد. سطح شکست نمونه خستگی فرآوری شده آلیاژ آلومینیوم ریختگی 7075 فرآوری شده FSP نسبتاً صاف، مسطح و عاری از حفرات و ریزترک ها است شکل (16-الف). بوجود آمدن انشعاب های شاخه ای شکل (16-ب) در قسمت های میانی سطح شکست موجب افزایش سرعت رشد ترک و کاهش طول عمر خستگی شده است. این انشعاب ها بواسطه کاهش مقاومت ماده در برابر رشد ترک تحت تنش اعمالی 238MPa می باشد که به کاهش قابلیت بارگیری ماده فرآوری شده، منتج شده است. نتایج بررسی های سطح شکست آلیاژ آلومینیوم ریختگی فرآوری شده تأییدکننده نتایج آزمایشات خستگی بوده و در تطابق با نتایج گزارش شده توسط سایر محققین [1، 3، 7 و 19] است.

4- نتیجه گیری

فرآوری FSP به واسطه قابلیت قابل ملاحظه ریزدانه گی و حذف حفرات ریختگی باعث بهبود خواص خستگی شده است. از اینرو، FSP سبک شکست را از شبه ورقه ورقه شدگی به شکست تو رفتگی تغییر داده است و باعث افزایش قابل ملاحظه خواص کششی و خستگی می گردد.

ترکیب FSP با اعمال سیستم خنک کنندگی با ورودی 15°C - و خروجی 10°C محلول خنک کننده می تواند علاوه بر حذف حفرات آلیاژ Al-7075 ریختگی، نقش مؤثری را در ایجاد ساختار فوق ریزدانه در سطح مقطع ورق مورد نظر فرآوری، ایفا نماید.

- [15] B. Harras, K. C. Cole, T. Vu-Khanh, Optimization of the Ultrasonic Welding of PEEK-Carbon Composites, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 15, No. 2, pp. 174-182, 1996.
- [16] R. Nikoi, M. M. Sheikhi, N. Arab, Experimental Analysis of Effects of Ultrasonic Welding on Weld Strength of Polypropylene Composite Samples, 2015.
- [17] S.-J. Liu, I.-T. Chang, Optimizing the Weld Strength of Ultrasonically Welded Nylon Composites, *Journal of Composite Materials*, Vol. 36, No. 5, pp. 611-624, 2002.
- [18] S. J. Liu, I. T. Chang, S. W. Hung, Factors affecting the joint strength of ultrasonically welded polypropylene composites, *Polymer Composites*, Vol. 22, No. 1, pp. 132-141, 2001.
- [19] TWI (2019). Schematic of ultrasonic welding machine. [image] Available at: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/ultrasonic-welding-of-injection-moulded-components-part-1-process-and-equipment-061> [Accessed 9 Mar. 2019].
- [20] G. Palardy, H. Shi, A. Levy, S. L. Corre, I.F. Villegas, A study on amplitude transmission in ultrasonic welding of thermoplastic composites, *Composites Part A*, Volume 113, October 2018, Pages 339-349.
- Bourban, J. E. Manson, D. A. Eckel, Jr., AND J. W. Gillespie, Jr., processing and characterization of welded bonds between thermoset and thermoplastic composites, A. R. Lab, ed., 2001.
- [9] M. H. R. Paton, A. Beehag, P. Falzon a breakthrough in assembly of aircraft composite structures, in 25th Congress of International Council of the Aeronautical Sciences, Hamburg, Germany 2006.
- [10] M. Hou, Fusion Bonding of Carbon Fiber Reinforced Epoxy Laminates, *Advanced Materials Research*, Vol. 626, pp. 250-254, 2013.
- [11] M. Hou, Thermoplastic Adhesive for Thermosetting Composites, *Materials Science Forum*, Vol. 706-709, pp. 2968-2973, 2012.
- [12] O. Schieler, U. Beier, Induction Welding of Hybrid Thermoplastic-thermoset Composite Parts, 2015.
- [13] P. V. R. Irene Fernandez Villegas, high-temperature hybrid welding of thermoplastic (cf/peek) to thermoset (cf/epoxy) composites, in 20th International Conference on Composite Materials, Copenhagen, 2015.
- [14] I. F. Villegas, R. van Moorlehem, Ultrasonic welding of carbon/epoxy and carbon/PEEK composites through a PEI thermoplastic coupling layer, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 109, pp. 75-83, 2018.



Contents

Fabrication of synchronized hammer peening with pulsed laser welding and its effect on 6061 aluminum alloy weld	1
H. Ebrahimzadeh, H. Farhangi	
Welding challenges facing advanced automotive steels in resistance spot welding process: A review	13
R. Ashiri, M. Shamanian, H. R. Salimijazi, Y. Park, M. R. Salmani	
Effect of rotary friction welding variables on mechanical and physical properties of aluminum-copper tube joints	29
Y. Ghorbani Amir, A. Zolriasatein, H. Torabian	
The effect of activated flux type on the weld profile and angular distortion of A-TIG welding of the AISI 2205 duplex stainless steel	41
A. Lori Amini, H. Sabet, M. Ghanbari Haghighi	
Experimental study of formability of friction stir welded ultra-thin sheets of IF steel	53
M. Safari, H. Deilami Azodi	
Modeling of temperature in friction stir welding of duplex stainless steel using multivariate lagrangian methods, linear extrapolation and multiple linear regression	65
M. Yousefieh, A. Jabbari	
The effect of bonding temperature on the characteristics of TLP bonded joints in AISI 2205/BNi-3/AISI 2205 assembly	77
S. A. Beheshti Bafqi, M. Mosallae	
The evaluation of microstructure and mechanical properties of API 5L X80/DSS 2205 weld metals produced by PCGTAW	91
R. Dehmlaei, M. S. Raeisi Sarani, K. Ranjbar	
Microstructure and mechanical properties evaluation of diffusion bonded joints of titanium to AISI 304 austenitic stainless steel	103
S. Z. Anvari, S. Daneshpour, S. Oshaghi	
Corrosion behavior of dissimilar welded joint between Inconel 617 alloy and A387-Gr.11 low-alloy steel	119
Z. Shahryari, I. Keivanrad, K. Gheisari, K. Ranjbar, R. Dehmlaei, S. R. Mousavi	
Ultrasonic welding of thermoset matrix composites reinforced with glass fibers using a co-cured retaining layer	137
A. JabariRad, D. Akbari, M. Golzar	
Evaluation of fatigue behavior of cast and ultra-fine processed Al-7075 by using friction stir technique	145
A. Soltanipour, A. Soltanipour, K. Farmanesh	



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

Dr. M. R. Forouzan
Isfahan University of Technology

Dr. M. Goodarzi
Iran University of Science and Technology

Dr. 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
Eng. J. Kangazian

Publications Office

4th floor- Shams Building- Shams Abadi Ave.- Isfahan- Iran
Tel: (+9831) 32231744 - 32231750 Fax:(+9831) 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**

- **Fabrication of synchronized hammer peening with pulsed laser welding and its...**
H. Ebrahimzadeh, H. Farhangi
- **Welding challenges facing advanced automotive steels in resistance spot ...**
R. Ashiri, M. Shamanian, H. R. Salimijazi, Y. Park, M. R. Salmani
- **Effect of rotary friction welding variables on mechanical and physical ...**
Y. Ghorbani Amir, A. Zolriasatein, H. Torabian
- **The effect of activated flux type on the weld profile and angular distortion...**
A. Lori Amini, H. Sabet, M. Ghanbari Haghighi
- **Experimental study of formability of friction stir welded ultra-thin sheets of IF steel**
M. Safari, H. Deilami Azodi
- **Modeling of temperature in friction stir welding of duplex stainless steel using ...**
M. Yousefieh, A. Jabbari
- **The effect of bonding temperature on the characteristics of TLP bonded joints...**
S. A. Beheshti Bafqi, M. Mosallae Pour
- **The evaluation of microstructure and mechanical properties of API 5L X80/DSS ...**
R. Dehmlaei, M. S. Raeisi Sarani, K. Ranjbar
- **Microstructure and mechanical properties evaluation of diffusion bonded joints of ...**
S. Z. Anvari, S. Daneshpour, S. Oshaghi
- **Corrosion behavior of dissimilar welded joint between Inconel 617 alloy and...**
Z. Shahryari, I. Keivanrad, K. Gheisari, K. Ranjbar, R. Dehmlaei, S. R. Mousavi
- **Ultrasonic welding of thermoset matrix composites reinforced with glass fibers...**
A. JabariRad, D. Akbari, M. Golzar
- **Evaluation of fatigue behavior of cast and ultra-fine processed Al-7075 by using ...**
A. Soltanipour, A. Soltanipour, K. Farmanesh