

تاثیر لرزش الکترومغناطیسی همزمان با جوشکاری بر مقاومت به خوردگی روکش‌های جوشی فولاد زنگ‌نزن دوفازی

محمد رخش‌ماه^۱، رضا دهملایی^{۲*}، مهدی یگانه^۳

^۱ دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز

^{۲*} دانشیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز

^۳ دانشیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز

* نویسنده مسئول: dehmlaei@scu.ac.ir

تاریخ دریافت: ۱۴۰۴/۰۳/۱۵ تاریخ پذیرش: ۱۴۰۴/۰۶/۱۰

چکیده

در این پژوهش رفتار خوردگی روکش‌های جوشی فولاد زنگ‌نزن دوفازی ایجاد شده روی زیرلایه فولاد ساده کربنی A283 مورد مطالعه قرار گرفت. روکش جوشی با استفاده از فرایند GTAW و سیم جوش ER2209 ایجاد گردید. همزمان با جوشکاری لرزش‌های الکترومغناطیس با فرکانس‌های مختلف از ۱۰۰-۱۰ Hz بر روی نمونه اعمال گردید. مطالعات میکروسکوپی نشان داد که اعمال لرزش‌های الکترومغناطیسی و افزایش فرکانس اعمالی، باعث افزایش ریزدانگی و بیشتر شدن سهم آستنیت در ریزساختار روکش گردیده است. در این پژوهش از آزمون پلاریزاسیون سیکی ۳/۵٪ وزنی NaCl به منظور بررسی رفتار خوردگی روکش‌های جوشی استفاده شد. نتایج حاصل از آزمون خوردگی پلاریزاسیون سیکی نشان داد که نمونه بدون لرزش از مقاومت به خوردگی بالاتری در مقایسه با نمونه‌های تحت لرزش برخوردار بود که این مسئله به افزایش فاز آستنیت در اثر اعمال لرزش و افزایش مرزهای آستنیت/فریت که مکان‌های مناسبی برای رشد حفرات هستند و همچنین افزایش آستنیت ثانویه برمی گردد. به علاوه با افزایش شدت لرزش تعداد حفرات نیز افزایش پیدا کرده است.

کلیدواژه: روکش جوشی، لرزش الکترومغناطیس، ریزساختار، خوردگی، پلاریزاسیون سیکی

Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Weld Cladding under Electromagnetic Vibration-Assisted Welding

M. Rakhshmah¹, R. Dehmlaei^{2*}, M. Yeganeh³

¹MSc Student in Materials Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz

^{2*}Associate Professor, Department of Materials Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz

³Associate Professor, Department of Materials Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz

* Corresponding Author: dehmlaei@scu.ac.ir

Submission: 2025, 06, 05 Acceptance: 2025, 09, 01

Abstract

In this study, the corrosion behavior of duplex stainless steel weld cladded on an A283 low-carbon steel substrate was systematically investigated. The weld cladding was fabricated via the Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) process using ER2209 filler wire. During welding, controlled electromagnetic vibrations with frequencies ranging from 0 to 100 Hz were applied to the specimens. Microstructural characterization revealed that both the application of electromagnetic vibrations and the increase in vibration frequency promoted grain refinement and enhanced the volume fraction of austenite within the weld cladding microstructure. Electrochemical cyclic polarization tests in a 3.5 wt.% NaCl solution were conducted to assess the corrosion performance. The results demonstrated that the specimen welded without vibration exhibited superior corrosion resistance compared with those subjected to vibration. This deterioration in corrosion performance was attributed to the increased austenite fraction induced by vibration, leading to a higher density of austenite/ferrite interfaces, which act as preferential sites for pit initiation, as well as an increased presence of secondary austenite. Furthermore, a positive correlation was observed between vibration intensity and pit density, indicating that stronger electromagnetic excitation exacerbates localized corrosion susceptibility.

Keywords: Weld cladding; Electromagnetic vibration; Microstructure; Corrosion; Cyclic polarization

۱- مقدمه

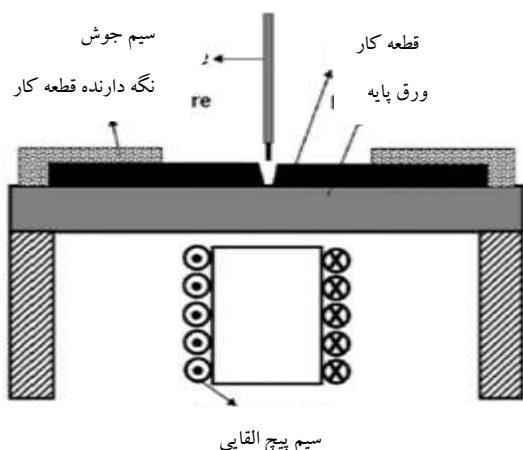
فولادها بزرگترین گروه از آلیاژهای مهندسی هستند که به تنهایی بیش از دیگر آلیاژها در صنایع مختلف استفاده می‌شوند. در این بین فولادهای ساده کربنی بیشترین استفاده را جهت ساخت تجهیزات و قطعات صنعتی و قطعات صنعتی به خود اختصاص داده‌اند. با وجود داشتن مزایای خوب نظیر قیمت ارزان، سهولت تولید، شکل‌پذیری مناسب، جوش‌پذیری خوب (بسته به درصد کربن)، استحکام مناسب و غیره استفاده از این فولادها در محیط‌های خاص نظیر محیط‌های خورنده، محیط‌های تحت سایش و فرسایش، محیط‌های تحت تنش‌های پیچیده و غیره دارای محدودیت‌هایی است. استفاده از مواد مناسب در محیط‌های خورنده، تحت سایش و فرسایش و غیره مستلزم صرف هزینه‌های بسیار بالا می‌باشد. روش‌های متعددی جهت کاهش هزینه‌ها در این نوع موارد بکار گرفته می‌شود. یکی از روش‌های مناسب استفاده از یک روکش با خواص مناسب بر روی یک زیرلایه ارزان قیمت می‌باشد. به کارگیری این روش یک روش اقتصادی و مهندسی است [۱]. اعمال روکش بر روی زیرلایه به روش‌های مختلفی نظیر آبکاری الکتریکی، پاشش حرارتی، پاشش پلاسمایی، جوشکاری و غیره می‌باشد. جوشکاری یکی از پرکاربردترین و متداول‌ترین فرایندهای ایجاد روکش بر روی مواد مختلف می‌باشد. روش‌هایی نظیر جوشکاری لیزر، جوشکاری نوردی، جوشکاری انفجاری و فرایندهای GTAW، SAW و غیره برای ایجاد روکش جوشی استفاده می‌شود [۲]. به کمک روش‌های جوشی به دلیل اتصال مناسب با زیرلایه و ایجاد ضخامت کافی و همچنین بالا بودن سرعت جوشکاری می‌توان مقاومت به خوردگی و دیگر خواص را بهبود بخشیده و طول عمر قطعه را افزایش داد [۳ و ۴]. فولادهای زنگ‌نزن به دلیل مقاومت عالی به خوردگی و خواص مکانیکی و جوش‌پذیری مناسب، گزینه‌ی بسیار مناسبی جهت ایجاد روکش بر روی فولادهای ساده کربنی هستند. فولادهای کربنی علی‌رغم اقتصادی بودنشان و کاربرد گسترده در صنایع، در برابر اکسیداسیون و خوردگی به شدت ضعف دارند به خصوص در دماهای بالا که سرعت اکسیداسیون و خوردگی بالاتر است [۶].

در بین فولادهای زنگ‌نزن، فولادهای زنگ‌نزن دوفازی به دلیل مقاومت به خوردگی عالی و استحکام بسیار خوب (برتر از فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی) بیشتر مورد توجه قرار گرفته‌اند

[۷ و ۸]. این فولادها نام خود را از ریزساختار فریتی - آستنیتی با نسبت یکسان (۵۰ درصد فریت + ۵۰ درصد آستنیت) گرفته‌اند. برقراری تعادل فاز بین آستنیت و فریت قبل و بعد از جوشکاری از اهمیت خاصی برخوردار است [۹ و ۱۰]. فولادهای زنگ‌نزن دوفازی دارای ضریب انبساط حرارتی نزدیک به فولادهای کربنی و کم آلیاژ می‌باشند، لذا به راحتی می‌توان آن‌ها را به هم متصل نموده و یا به عنوان روکش جوشی بر روی آن‌ها استفاده شود [۷]. به علاوه فولادهای زنگ‌نزن دوفازی به دلیل داشتن عناصری چون آهن، کروم، نیکل، منگنز و مولیبدن می‌تواند حاوی رسوبات ثانویه نیز باشد. تشکیل اغلب فازهای ثانویه از فریت صورت می‌گیرد. در نتیجه افزایش نسبت فریت به آستنیت و همین‌طور دور شدن از نسبت ۵۰-۵۰ فریت/آستنیت، باعث تشکیل این رسوبات و کاهش انعطاف‌پذیری و مقاومت به خوردگی تشیی و حفره‌ای می‌شود [۱۱].

ریزساختار و اندازه دانه‌های روکش جوشی نقش موثری در تعیین خواص مهندسی روکش نظیر مقاومت به خوردگی، سختی، استحکام و چقرمگی دارند. به منظور ریز کردن دانه‌ها از روش‌های مختلفی استفاده می‌شود که از جمله آن‌ها می‌توان به افزودن جوانه‌زا، تحریک خارجی و غیره اشاره کرد. در این بین تحریک خارجی به اشکال مختلفی نظیر قوس ضربانی و اعمال لرزش انجام می‌گیرد [۱۲]. از طریق ریز شدن دانه می‌توان استحکام و حتی چقرمگی را نیز بهبود بخشید. معمولاً لرزش به سه شکل الکترومغناطیس، مکانیکی و التراسونیک انجام می‌شود [۱۳]. از جمله مزایای اعمال لرزش می‌توان به آزاد شدن گازهای محبوس شده در مذاب، توزیع مجدد عناصر حل‌شده در حوضچه جوش و مقاوم شدن در برابر ترک‌های انجمادی اشاره کرد [۱۴]. اعمال لرزش اثراتی را بر روی فولادها در حین جوشکاری می‌گذارد. با این کار بازوهای دندریتی شکسته می‌شوند و باعث کاهش تنش‌های پسماند می‌شود. همچنین می‌توان گرادیان دما را افزایش داد و در نتیجه سرعت هسته‌زایی و پالایش دانه را بیشتر کرد که این امر موجب افزایش استحکام فلز جوش می‌شود [۱۵].

روش‌های متفاوتی برای ریز دانه کردن و رسیدن به ریز ساختار محوری جوش وجود دارد که معمولاً با مشکلاتی همراهند.



شکل ۱. شماتیک دستگاه لرزش الکترومغناطیس.

به عنوان مثال اضافه کردن فلزی و غیرفلزی با نقطه ذوب بالا که می‌توانند به عنوان جواهرات عمل کنند مانند مولیبدن، زیرکونیوم، سیلیسیوم و غیره. اما این عامل می‌تواند باعث تغییر در ترکیب شیمیایی شود و همیشه پیشنهاد نمی‌شود. در این شرایط استفاده از لرزش می‌تواند یک راه حل کلیدی برای ریزدانه کردن و تغییر ساختار جوش از ستونی به محوری باشد [۱۶]. در این پژوهش، تاثیر اعمال همزدن لرزش الکترومغناطیسی با فرکانس‌های مختلف (۱۰-۱۰۰ Hz) بر روی ریزساختار و رفتار سایشی و فرسایشی روکش جوشی ایجاد شده با فرایند GTAW مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته است.

۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از ورق فولاد ساده کربنی A283 گرید C با ضخامت ۱۵ میلی‌متر به عنوان زیرلایه و سیم جوش ER2209 برای ایجاد روکش استفاده گردید. ترکیب شیمیایی زیرلایه و سیم جوش به کمک آزمون کوانتومتری در جدول ۱ نشان داده شده است. عملیات روکش دهی توسط فرایند جوشکاری قوس تنگستن - گاز (GTAW) با قطبیت منفی توسط دستگاه پارس میگ، شدت جریان ۱۰۵ آمپر، اختلاف پتانسیل ۱۴ ولت، تحت حفاظت گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹٪ و دبی جریان ۱۵ (لیتر بر دقیقه) در ۳ پاس به منظور کاهش رقت، صورت پذیرفت. الکتروود تنگستنی مورد استفاده در فرایند روکش دهی از نوع توریم دار با قطر ۲/۴ میلی‌متر بود.

همچنین میزان هم پوشانی نیز بین ۴۰-۳۰ درصد در نظر گرفته شد پارامترهای مربوط به فرایند GTAW در جدول ۲ نشان داده شده است اعمال لرزش الکترومغناطیسی همزمان با جوشکاری در فرکانس‌های ۱۰۰-۰ هرتز توسط سیم پیچ مسی که در زیر کار تعبیه شده بود اعمال گردید شکل ۱.

به منظور مطالعه ریزساختار، ابتدا نمونه‌هایی با ابعاد ۱۰×۱۰×۱۰ میلیمتر مکعب از قطعات جوشکاری شده جدا گردید. سطح همه نمونه‌ها توسط سنباده‌های ۶۰-۳۰۰۰ کاملاً پرداخت شدند و سپس توسط نمد مخصوص و پودر آلومینای ۰/۰۵ میکرون به خوبی پولیش گردیدند. حکاکی نمونه‌ها توسط محلول اگزالیک اسید ۱۰ درصد و به مدت ۱۰ ثانیه انجام گردید. سپس ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری الکترونی روبشی (SEM) مطالعه گردید. به منظور تعیین درصد فازهای فریت و آستنیت روکش ایجاد شده، از روش مغناطیسی یا همان استفاده از دستگاه فریت اسکوپ ساخت شرکت Fischer در شرکت ماشین سازی تاشا استفاده گردید.

در این روش به منظور تعیین میزان فریت در ریزساختار میدان مغناطیسی به سطح قطعه مورد نظر القاء می‌شود. با توجه به اینکه قدرت میدان القاء شده با میزان فاز فرومغناطیس موجود در آلیاژ مرتبط است، لذا میزان فریت در ساختار تعیین می‌شود. دستگاه مورد استفاده در این پژوهش میزان فاز فریت در ریزساختار را بر حسب درصد فریت نشان می‌دهد.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فلز پرکننده و زیرلایه بر اساس درصد وزنی

فلز پرکننده	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu
پرکننده	۰/۰۳	۱/۵۱	۰/۰۳	۰/۰۳	۰/۰۹	۲۲/۹۵	۸/۵۹	۳/۰۲	۰/۱۵	۰/۷۵
زیرلایه	۰/۱۶۷	۰/۴۷۹	۰/۰۹	۰/۰۲۲	۰/۱۷۲	-	-	-	-	-

جدول ۲. پارامترهای فرایند جوشکاری استفاده شده در طی روکش کاری

نمونه	فرکانس لرزش (Hz)	شماره پاس	سرعت جوشکاری (mm/s)	حرارت ورودی (kJ/mm)	میانگین حرارت ورودی (kJ/mm)
۱	۰	۱	۰/۸۰	۱/۱۰	۰/۹۲
		۲	۰/۹۱	۰/۹۵	
		۳	۰/۹۸	۰/۹۰	
۲	۲۰	۱	۰/۹۱	۰/۹۷	۰/۸۵
		۲	۰/۹۸	۰/۹	
		۳	۱/۲۴	۰/۷۱	
۳	۵۰	۱	۰/۹۶	۰/۹۲	۰/۸۶
		۲	۱/۰۲	۰/۸۶	
		۳	۱/۱	۰/۸	
۴	۱۰۰	۱	۰/۸۹	۰/۹۹	۰/۸۸
		۲	۱/۰۱	۰/۸۷	
		۳	۱/۱	۰/۸	

۲-۱- آزمون خوردگی

ابتدا نمونه‌های با ابعاد $10 \times 10 \times 10$ میلی‌متر از قطعات روکش کاری شده به کمک دستگاه مینی سنگ جدا گردید. به منظور برقراری اتصال، یک شیار در کناره نمونه‌ها ایجاد گردید و سیم مسی در آن تعبیه شد.

سپس نمونه‌ها توسط چسب اپوکسی مانت سرد شدند و پس از آن سطح نمونه‌ها به کمک سنباده ۶۰ تا ۳۰۰۰ سنباده‌زنی شدند. در نهایت سطحی به ابعاد 5×5 میلی‌متر روی سطح نمونه‌ها در نظر گرفته و اطراف آن به منظور ارزیابی خوردگی توسط لاک پوشش داده شد. برای ارزیابی خوردگی روکش از آزمون پلاریزاسیون سیکلی یا استفاده از دستگاه پتانسیواستات radstat1 استفاده شد. به علاوه، از نرم‌افزار ivium به منظور محاسبه پتانسیل و چگالی جریان خوردگی زیرلایه و روکش مورد استفاده قرار گرفت. در این آزمون از الکترود مرجع کالومل $Ag/AgCl-3 M$ و الکترود پلاتینی به عنوان الکترود کمکی، قطعه روکش کاری شده به عنوان الکترود کار و محلول سدیم کلراید ۳/۵٪ وزنی به عنوان محلول خورنده استفاده شد.

مدت زمان نگهداری در محلول به منظور پایدار شدن پتانسیل مدار باز^۱ برای روکش‌های ایجاد شده با لرزش‌های مختلف، ۳۰ دقیقه بود. به منظور ارزیابی رفتار خوردگی روکش‌های ایجاد شده با سیم‌جوش ER 2209 از آزمون پلاریزاسیون سیکلی در محدوده پتانسیل انتخابی (۰/۳- تا اولت) نسبت به پتانسیل مدار باز با نرخ روبش ۰/۰۰۲ ولت بر ثانیه استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

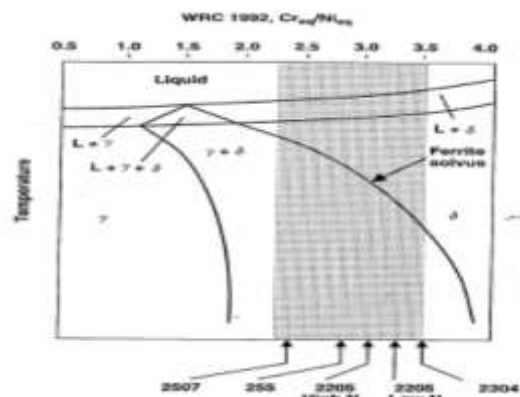
۳-۱- ریزساختار روکش و زیرلایه

تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد A283 گرید C به عنوان زیرلایه در شکل ۲ نشان داده شده است.

همان‌گونه که در شکل دیده می‌شود، ریزساختار این فولاد شامل مناطق سفید رنگ که نشان‌دهنده فاز فریت و مناطق سیاه رنگ که بیانگر ساختار پرلیتی می‌باشد. فولاد A283 به دلیل دارا بودن حدوداً ۰/۱ درصد کربن، تقریباً ۰/۴ درصد منگنز و عدم وجود عناصر آلیاژی زیاد جزء فولادهای ساده کربنی بوده که در شرایط آنیل دارای ریزساختار فریتی-پرلیتی می‌باشد.

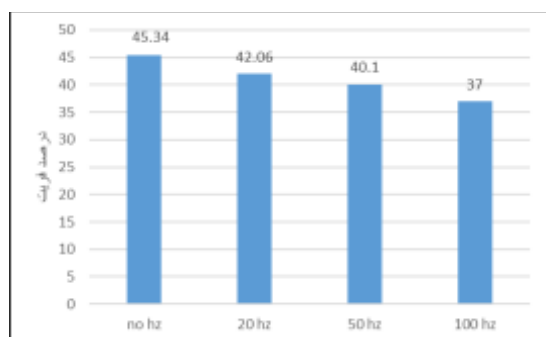
¹open circuit potential (OCP)

مقادیر $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1.75$ ، فاز اولیه انجمادی به دلیل نفوذ زیاد عناصر Cr و Mo در فاز فریت به صورت کاملاً فریتی رخ می‌دهد [۱۹].

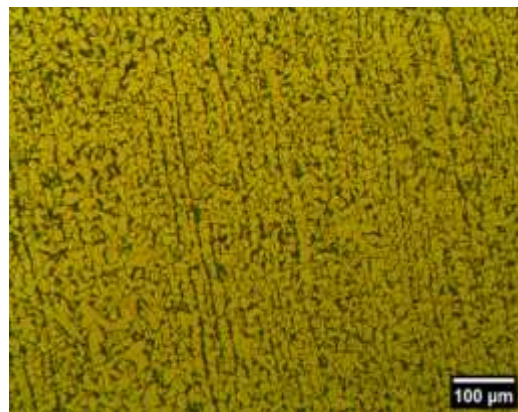


شکل ۳. نمودار فازی شبه دوتایی برای ترکیبات فولادهای زنگ‌نزن دوفازی [۱۰].

شکل ۴ میزان فریت در ریزساختار روکش‌ها ایجاد شده را نشان می‌دهد. همان‌گونه که دیده می‌شود، مقدار فریت در ریزساختار با افزایش شدت لرزش روند نزولی داشته و به تبع آن بر میزان فاز آستنیت افزوده شده است. علت بیشتر بودن مقدار فریت در روکش بدون لرزش این است که به دلیل سرعت بالا سرد شدن روکش در طی جوشکاری فرصت کافی برای انجام استحاله تبدیل فریت به آستنیت ایجاد نشده است. اعمال لرزش الکترومغناطیس و افزایش فرکانس لرزش اعمالی اضافه بر ایجاد ریز دانگی در ساختار فلز جوش (روکش) باعث تغییر در سهم آستنیت و فریت درون روکش و نیز تغییر در مورفولوژی آستنیت تشکیل شده گردیده است.



شکل ۴. مقادیر فاز فریت در ریزساختار روکش‌ها بدون لرزش و تحت لرزش.



شکل ۵. ریزساختار فلز پایه.

همچنین می‌توان اشاره کرد که درصد فاز پرلیت در مقایسه با فاز فریت بسیار کمتر است، زیرا که در فولادهای ساده کربنی هر چه مقدار کربن از ترکیب نقطه یوتکتوئید دورتر باشد، میزان تشکیل پرلیت کاهش می‌یابد [۱۷]. سیم جوش ER2209 به دلیل دارا بودن میزان کروم و نیکل بالا در ترکیب شیمیایی خود، به عنوان عامل ایجاد کننده روکش بر روی فولاد A283 انتخاب گردید. با توجه به ترکیب شیمیایی این سیم جوش انتظار می‌رود که روکش مورد نظر از مقاومت به خوردگی بالایی برخوردار باشد. زیرا حضور عناصر آلیاژی کروم و نیکل به میزان زیاد موجب بهبود مقاومت به خوردگی حفره‌ای می‌شود. به منظور درک بهتر از حالت انجماد روکش ایجاد شده با سیم جوش ER2209 از نمودار شبه دوتایی Fe-Cr-Ni استفاده شد [۱۸]. مقادیر کروم معادل و نیکل معادل به کمک روابط (۱) و (۲) محاسبه گردید.

با توجه به معادلات ۱ و ۲، سیم جوش ER2209 دارای نسبت Cr_{eq}/Ni_{eq} برابر با ۲/۰۲ می‌باشد، که با توجه به نمودار شبه دوتایی Fe-Cr-Ni حالت انجمادی در ضمن روکش‌دهی به صورت فریت (F) $(\delta \rightarrow \delta + \gamma)$ می‌باشد.

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

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35\%C + 20\%N + 0.25(\%Cu) \quad (2)$$

شکل ۳ فاز اولیه انجمادی در فولادهای زنگ‌نزن دوفازی تابع ترکیب شیمیایی فلزات پایه و پرکننده و میزان (Cr_{eq}/Ni_{eq}) و سرعت سرد شدن می‌باشد. بررسی‌ها نشان داده است که از

شده با سیم جوش ER2209 بدون لرزش و پس از اعمال لرزش در شکل ۵ و ۶ نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود ریزساختار روکش‌ها متشکل از دو فاز فریت و فاز آستنیت (با مورفولوژی مختلف) می‌باشد.

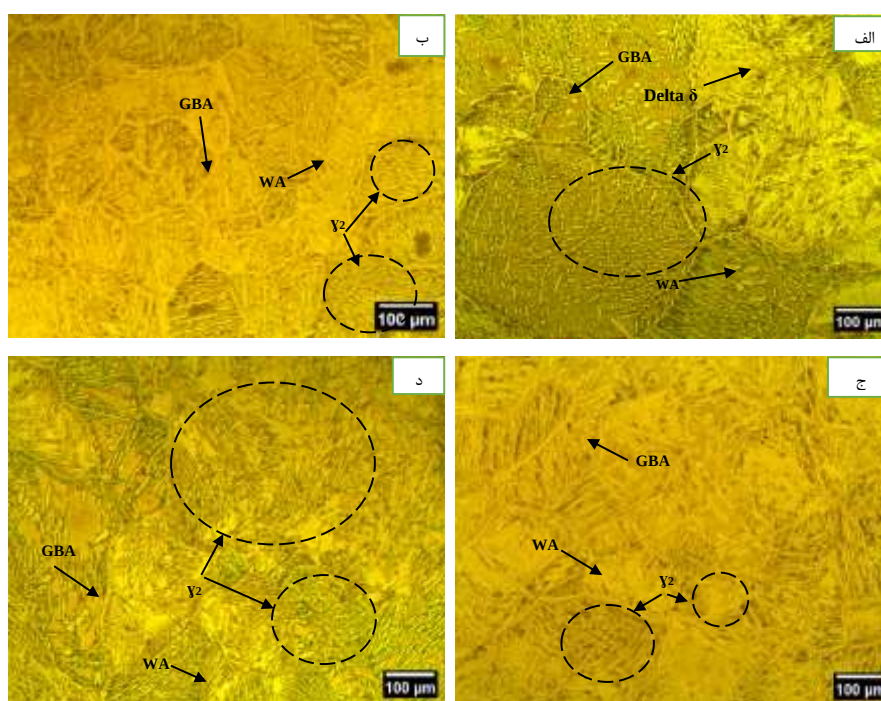
همچنین با افزایش فرکانس لرزش ریزساختار ظریف‌تر و اندازه دانه‌ها ریزتر شده است. اساساً اعمال لرزش در ضمن عملیات جوشکاری به دو صورت می‌تواند بر ریزساختار فلز جوش تاثیرگذار باشد و باعث ریزشدن ساختار ناحیه جوش گردد.

در واقع اعمال لرزش الکترومغناطیس با ایجاد تلاطم و جریان همرفتی در مذاب باعث شکست نوک دندریت‌ها و احیانا جداشدن دانه‌های نیمه ذوب شده به درون حوضچه جوش و پایداری آنها (به دلیل کاهش دمای حوضچه در اثر لرزش) باعث ایجاد مراکز جوانه‌زنی غیر همگن بسیار زیادی در حوضچه جوش گردیده که پس از انجماد باعث ریزدانه‌گی ساختار فلز جوش (روکش) گردیده است جدول ۳.

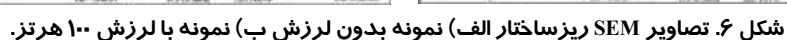
تصویر میکروسکوپ نوری و الکترونی از روکش‌های ایجاد

جدول ۳. میانگین اندازه دانه در نمونه‌های روکش کاری شده

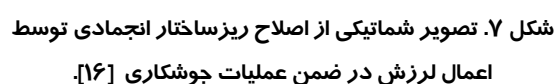
میانگین اندازه دانه (میکرومتر)	نمونه
۲۹۷/۸۳	بدون ویبره
۲۲۸/۷۹	۲۰ هرتز
۱۹۴/۸۳	۵۰ هرتز
۱۷۵/۳۸	۱۰۰ هرتز



شکل ۵. ریز ساختار روکش ۲۲۰۹ تحت لرزش‌های مختلف. الف) تصویر بدون لرزش، ب) فرکانس ۲۰ هرتز، ج) فرکانس ۵۰ هرتز، د) فرکانس ۱۰۰ هرتز.



اولاً، شکسته شدن نوک دندریت‌ها در ضمن انجماد و ورود آنها به حوضچه جوش که موجب افزایش مراکز جوانه‌زنی ناهمگن در فلز مذاب و جوانه‌زنی بیشتر می‌شود شکل ۷.



در طی سرد شدن استحاله فریت به آستنیت با مورفولوژی های

چون نفوذ در آستنیت درون دانه‌ای به صورت شبکه‌ای است، با آستنیت مرزدانه‌ای و ویدمنشتاتن که به صورت مرزدانه‌ای هستند تفاوت دارد. لذا زمانی که نرخ سرد شدن به اندازه کافی باشد در ناحیه ذوبی رسوب می‌کند [۲۱]. همچنین از آنجایی که نفوذ مرز دانه بسیار سریعتر از نفوذ شبکه رخ می‌دهد، رشد آستنیت درون‌دانه‌ای در مقایسه با فازهای GBA و WA محدودتر است.

از طرفی کاهش دمای سرد شدن فریت باعث پس زده شدن و خروج عناصر آستنیت‌زا کربن و نیتروژن مازاد بر حلالیت از فریت گردیده که تجمع این عناصر می‌تواند به جوانه‌زنی و رشد آستنیت بوئیه آستنیت درون دانه‌ای کمک کند. تشکیل آستنیت ثانویه می‌تواند به صورت تبدیل فریت دلتا به فاز سیگما و آستنیت ثانویه نوع ۳ انجام شود و هم بدون تشکیل فاز سیگما و با تبدیل فاز فریت دلتا به آستنیت ثانویه نوع ۲. با توجه به تصاویر SEM و عدم حضور فاز سیگما در ریزساختار نمونه با و بدون لرزش، آستنیت ثانویه تشکیل شده از نوع ۲ (درون‌دانه‌ای) می‌باشد. آستنیت ثانویه عمدتاً در جوشهای چند پاسه و دارای سیکل‌های حرارتی متعدد تشکیل می‌شود. ایجاد سیکل‌های حرارتی متعدد موجب تغییراتی در ریزساختار روکش‌ها می‌شود. از جمله این تغییرات می‌توان به حل شدن رسوبات نیتریدی اشاره کرد که باعث رسوب آستنیت ثانویه نوع ۲ می‌شود [۲۵]. آستنیت ثانویه نسبت به آستنیت اولیه نیتروژن کمتری دارد که این مسئله می‌تواند منجر به تضعیف مقاومت به خوردگی شود [۲۶].

شکل ۵ ب ریزساختار فلز جوش تحت لرزش (۲۰ هرتز) را نشان می‌دهد. از شکل مشاهده می‌شود که ریزساختار ناحیه ذوب تقریباً مشابه نمونه بدون لرزش بوده، که علت آن کم بودن میزان شدت لرزش اعمالی می‌باشد. همچنین شکل‌های ۵ ج-د به ترتیب ریزساختار ناحیه ذوبی تحت فرکانس لرزش (۵۰ و ۱۰۰ هرتز) را نشان می‌دهند. همان‌گونه که دیده می‌شود ریزساختار در این نمونه‌ها نسبت به نمونه‌های قبلی به دلیل فرکانس لرزش بیشتر ریزتر و ظریف‌تر شده و از دانه‌بندی درشت فریت به دانه‌های ریز فریت تغییر یافته است.

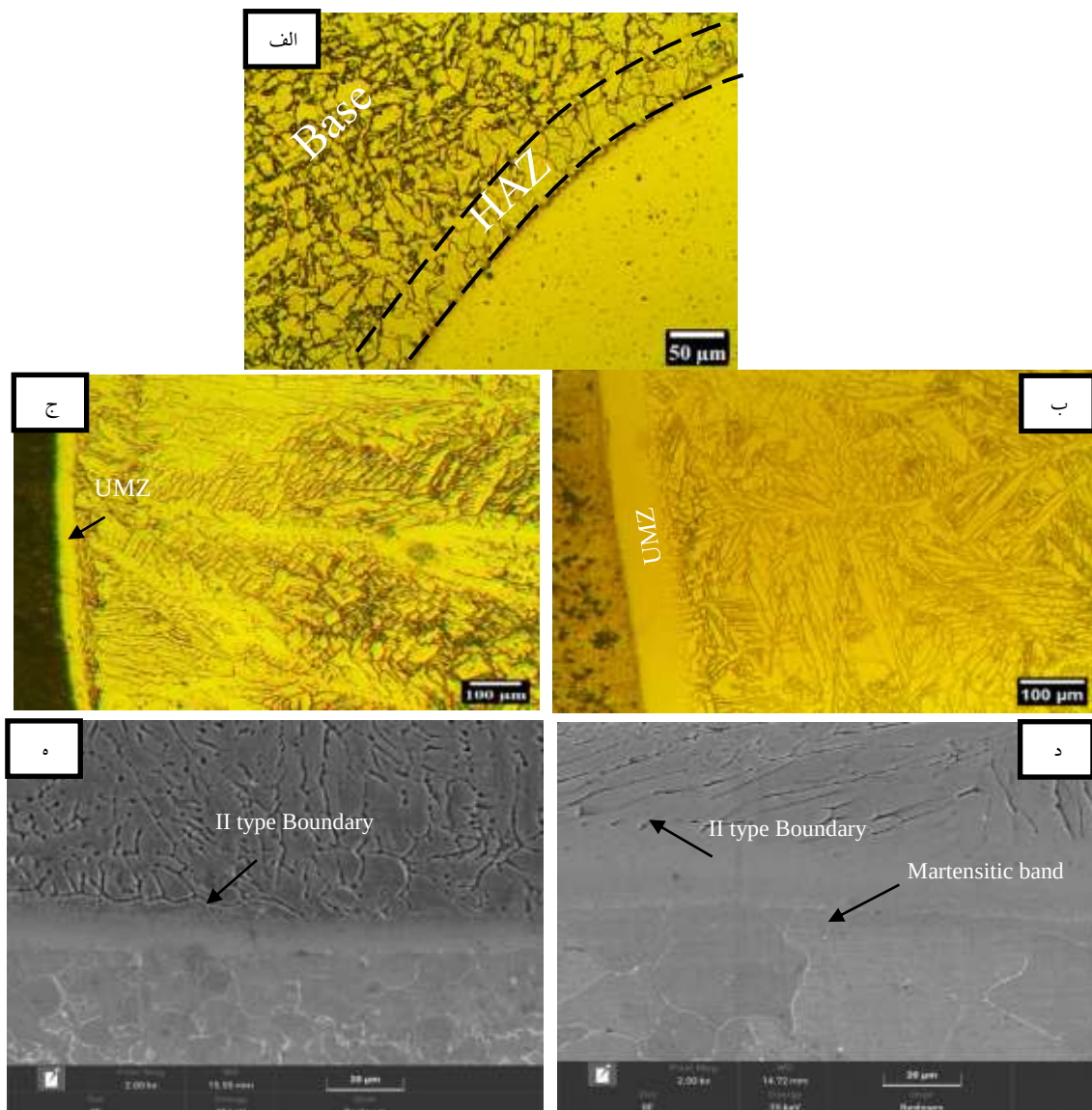
همان‌طور که در شکل ۵ قابل مشاهده است. مورفولوژی فاز آستنیت به وسیله اعمال لرزش نسبت به فلز جوش بدون لرزش

تغییر قابل توجهی از خود نشان داده است. با توجه به تصاویر میکروسکوپ نوری می‌توان گفت که میزان آستنیت ویدمن اشتاتن کاهش یافته و بر مقادیر آستنیت مرزدانه‌ای و درون دانه‌ای ثانویه افزوده شده است. این موضوع را می‌توان به عوامل مختلفی نظیر تاثیر اعمال لرزش بر اندازه دانه فریت δ ، نرخ سرد شدن و ناحیه مخلوط نشده در مرز ذوب نسبت داد. همان‌گونه که پیشتر اشاره شد، اندازه دانه در ناحیه ذوبی در ضمن اعمال لرزش هنگام عملیات جوشکاری، به دلیل شکسته شدن نوک دندریت‌ها و نرخ سرد شدن زیاد، کاهش می‌یابد، که به تبع آن میزان مرزدانه‌ها روند صعودی خواهد داشت. لذا با توجه به اینکه مرزدانه‌ها از میزان انرژی آزاد (ΔG) زیادی برخوردار می‌باشند، از این رو به عنوان مکان‌های اولیه و مناسب برای جوانه‌زنی آستنیت مرزدانه‌ای عمل کرده و موجب افزایش مقادیر آستنیت مرزدانه‌ای خواهد شد. همچنین به دلیل نرخ سرد شدن و تحت انجماد زیاد ناشی از اعمال لرزش در ضمن عملیات جوشکاری مقادیر آستنیت ثانویه درون دانه‌ای نیز به میزان قابل توجهی در ریزساختار روکش‌ها افزایش یافته است. همچنین مقادیر زیاد آستنیت موجود در فلز جوش نمونه تحت لرزش را می‌توان به میزان بیشتر Ni و مهاجرت عنصر کربن از فلز پایه به سمت فلز جوش ناشی از اختلاط تقریباً کامل ناحیه مخلوط نشده نسبت داد اما عامل اول ناشی از ریز دانه‌شدن تاثیر گذارتر است زیرا با توجه به سرعت بالا جوشکاری در حالت با و بدون لرزش، نفوذ کربن نمی‌تواند در فاصله چندان زیادی نسبت به مرز ذوب صورت گیرد. با این حال نفوذ کربن از فولادهای کربنی به فولادهای آلیاژی و فولادهای زنگ‌نزن توسط سایر محققین گزارش شده است [۲۷ و ۲۸].

۳-۲- ریزساختار فصل مشترک

در نمونه‌های روکش کاری شده در نزدیکی مرز ذوب (ناحیه متاثر از حرارت) افزایش اندازه دانه‌ها به وضوح دیده می‌شود شکل ۸ الف. این موضوع ناشی از سیکل‌های حرارتی در ضمن عملیات جوشکاری چند پاسه می‌باشد [۲۱]. ریزساختار این ناحیه متشکل از فریت چندوجهی است و بعد از آن ساختار دقیقاً مشابه فولاد زیرلایه می‌باشد. شکل ۸ ارزیابی ریزساختار ناحیه متاثر از حرارت فولاد A283 شکل‌گیری مرز نوع II (رشد غیرهم‌بافته)^۱ را نشان می‌دهد.

^۱Non-epitaxial



شکل ۸. فصل مشترک بین فلز جوش ER2209 و فلز پایه. الف) ناحیه متأثر از حرارت ب و د) نمونه بدون لرزش ج و ه) نمونه تحت لرزش ۱۰۰ هرتز.

گردیده که با مرز نوع II متفاوت بوده و در ضمن سرد شدن ناحیه ذوبی ایجاد می‌شود. ناحیه مخلوط نشده یک لایه مرزی نازک (پهنای ناحیه مخلوط نشده بستگی به شرایط سیکل حرارتی و نرخ سرد شدن داشته) در نزدیکی مرز ذوب بوده که شامل کسر حجمی کمی از فلز پایه کاملاً ذوب و انجماد یافته بوده، بدون اینکه اختلاط کاملی با سیم‌جوش داشته باشد. همچنین مرز نوع II اغلب به مکان مناسبی برای رسوب (نفوذ) کربن در صورت وقوع مهاجرت زیاد از فلز پایه تبدیل شده، که موجب می‌شود ناحیه مخلوط نشده بین خط ذوب و مرز نوع II

این مرز موازی با مرز ذوب بوده و در فاصله چند میکرومتری از آن قرار دارد. با توجه به اینکه ساختار کریستالی زیرلایه (فولاد A283) و سیم‌جوش ER2209 متفاوت می‌باشد، این امر موجب ترشدن نامناسب ناحیه ذوب در امتداد مرز ذوب شده است. همچنین زاویه تماس غیر صفر و انرژی آزاد در مرز ذوب باعث به وجود آمدن مشکل برای رشد جامد در مرز ذوب شده و از رشد هم‌بافته جلوگیری می‌کند [۲۱ و ۲۲]. به علاوه عدم همگنی بین فلز پایه و سیم‌جوش (ترکیب شیمیایی و ساختار کریستالی) منجر به ایجاد یک ناحیه مخلوط نشده مطابق با شکل ۸ ب و ج

فلز جوش از کروم می‌تواند باعث تسهیل نفوذ کربن از زیرلایه به سمت روکش جوشی شود.

مطابق با شکل ۹ شیب غلظتی کروم نسبت به نیکل و سایر عناصر بالاتر است که این مسئله می‌تواند تشکیل رسوبات کاربید کروم را نسبت به ترکیبات دیگر تسهیل کند [۲۸].

اما همانطور که از تصاویر میکروسکوپی مشخص است، در نمونه‌های تحت لرزش و نمونه بدون لرزش که در معرض حرارت بالاتری نسبت به نمونه‌های تحت لرزش است، رسوبات کاربید کروم مشاهده نشده‌اند.

اگرچه شرط شیب غلظتی و غنی تر بودن روکش جوشی از کروم مطابق با شکل آنالیز خطی وجود دارد اما به علت سرعت سرد شدن بالا در جوشکاری نفوذ کربن چندان صورت نگرفته یا به عبارتی اتمهای کربن زمان کافی برای نفوذ در مسافت‌های زیاد را نداشته است در نتیجه رسوبات کاربید کروم مشاهده نشده‌اند. یکی از فرایندهای مناسب برای حذف ناحیه مخلوط نشده اعمال لرزش در ضمن عملیات جوشکاری می‌باشد.

در اثر اعمال لرزش حوضچه جوش شروع به تلاطم و مخلوط شدن می‌کند که می‌تواند نوع ریزساختار انجمادی را نیز تحت تاثیر قرار دهد.

همان‌گونه که در شکل ۸ ج دیده می‌شود، با افزایش شدت لرزش به دلیل افزایش تلاطم در حوضچه جوش، جریان سیال و انتقال حرارت ناحیه مخلوط نشده محدود شده و می‌توان گفت که فرایند همگن شدن عناصر بر خلاف جوشکاری بدون لرزش با سرعت بیشتری انجام شده است [۳۰].

از این رو اثر اعمال لرزش الکترومغناطیسی ناحیه مخلوط نشده حذف گردیده و یا به حداقل رسیده است.

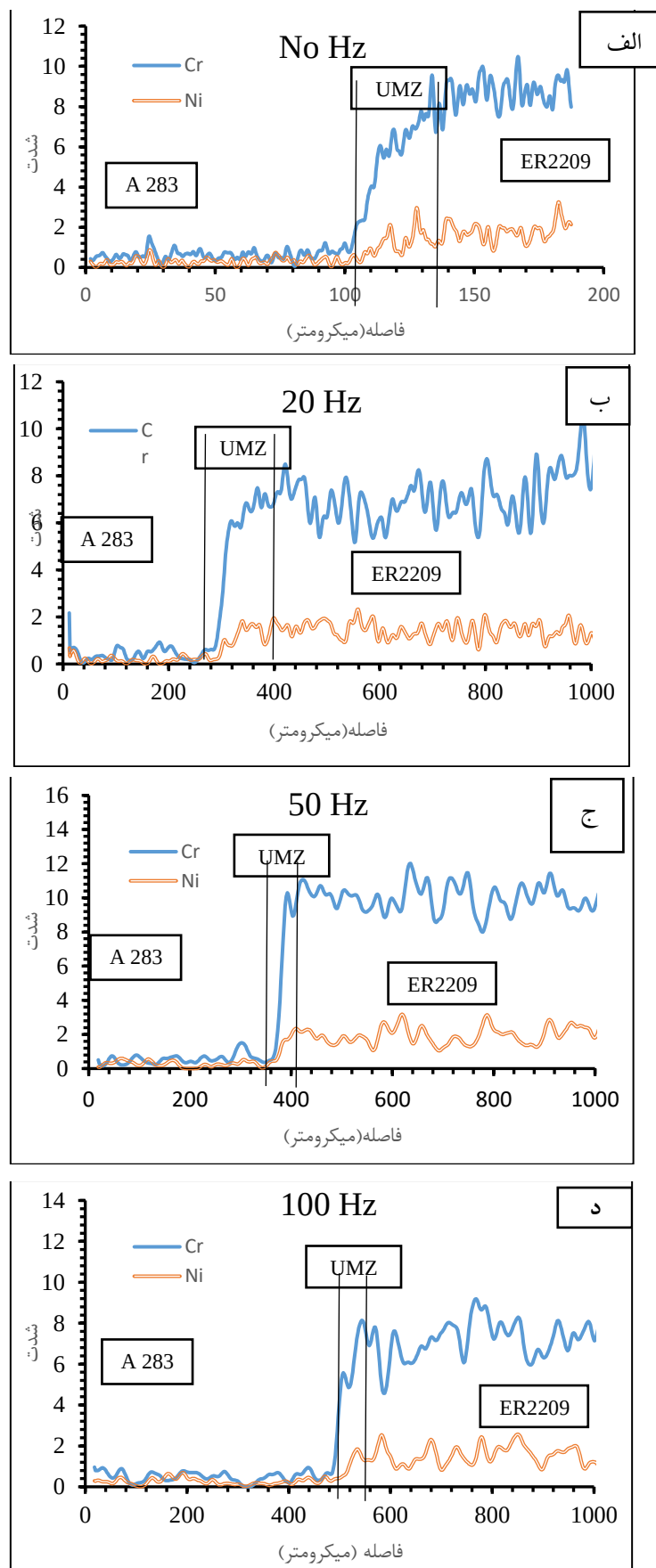
دارای ریزساختار مارتنزیتی باشد [۱۱، ۱۹ و ۲۲]. در حالت جوشکاری بدون لرزش انتقال حرارت در ناحیه ذوب برای کاهش ناحیه مخلوط نشده کافی نبوده و همواره یک لایه مرزی در جلوی جبهه انجماد وجود خواهد داشت. به علاوه با توجه به نرخ سرد شدن زیاد در فرایند جوشکاری امکان نفوذ کامل عناصر آلیاژی وجود نداشته و موجب تجمع آنها در مرز ذوب و تشکیل ناحیه مخلوط نشده خواهد شد شکل ۸ ب [۲۹].

همانطور که در شکل ۹ نیز مشخص است شیب غلظتی کروم نسبت به نیکل در تمامی نمونه‌ها با شیب تندتری از سمت روکش به زیرلایه کاهش پیدا کرده است که این مسئله میتواند نفوذ کروم به سمت زیرلایه را نسبت به نیکل بیشتر کند.

همچنین در نمونه بدون لرزش در نزدیکی مرز ذوب، میزان عناصر Cr و Ni بر خلاف نمونه‌های تحت لرزش که با شیب تندتری از روکش جوش به سمت زیرلایه کاهش پیدا کرده‌اند، به تدریج کاهش یافته است.

این موضوع نشان دهنده عدم اختلاط کامل در مرز ذوب بین فلز پایه و روکش جوشی در نمونه بدون لرزش است. در صورتی که در نمونه‌های تحت لرزش، میزان این عناصر در نزدیکی مرز با شیب تندتری کاهش پیدا کرده است. همچنین نفوذ کربن به سمت روکش به دلیل تمایل زیاد کربن به تشکیل رسوبات کاربیدی می‌تواند منجر به تشکیل کاربید کروم در نزدیک مرز ذوب نیز بشود. این شرایط زمانی محقق می‌شود که زمان کافی جهت نفوذ زیاد کربن به سمت روکش و تشکیل رسوب کاربید کروم وجود داشته باشد.

به طور کلی شیب غلظت، سیکل‌های حرارتی به وجود آمده حین جوشکاری به ویژه جوش چند پاسه و همچنین غنی تر بودن



شکل ۹. آنالیز خطی قصل مشترک روکش و زیرلایه نمونه‌ها. الف) بدون، ب) ۲۰ هرتز، ج) ۵۰ هرتز، د) ۱۰۰ هرتز.

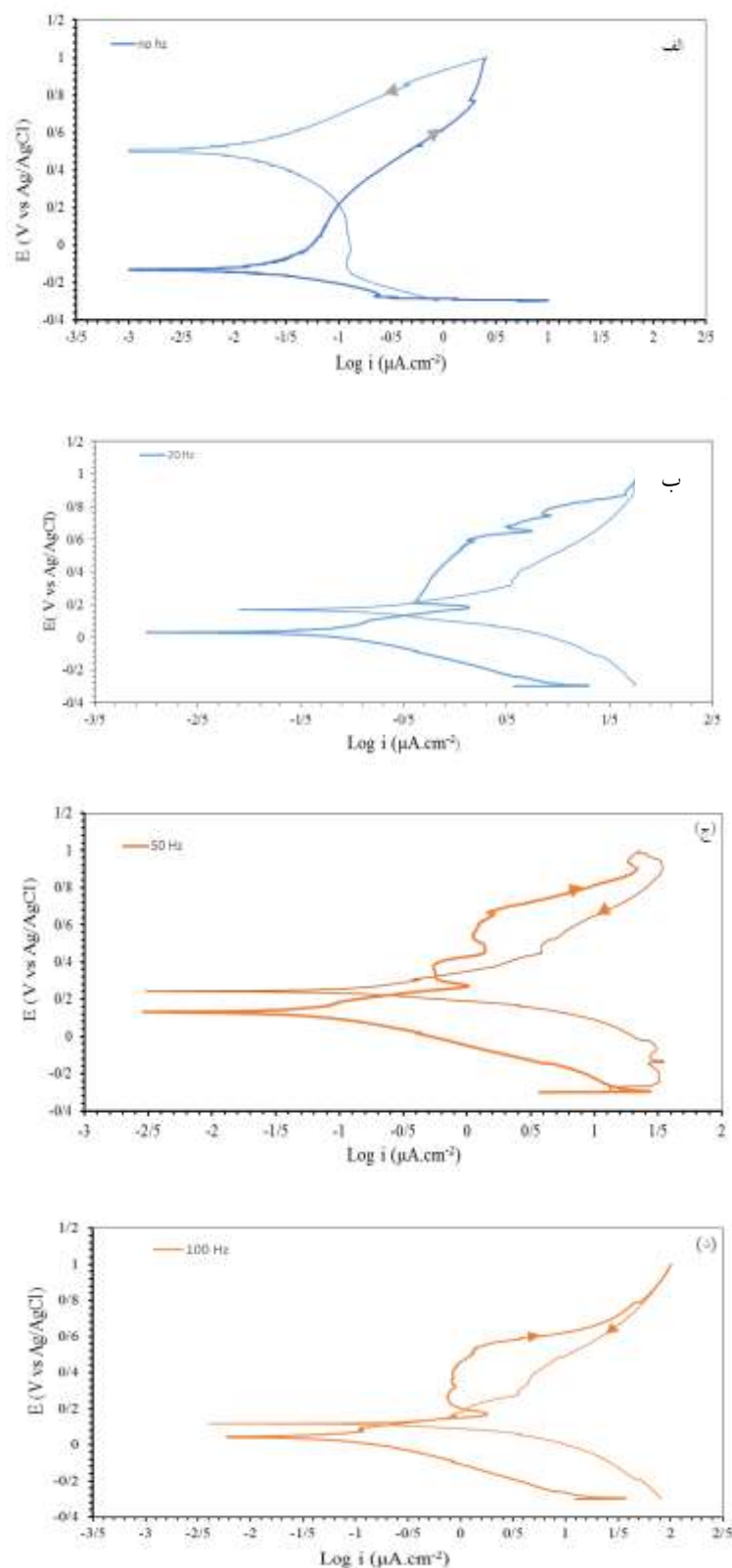
۳-۳. آزمون خوردگی پلاریزاسیون سیکی

به منظور ارزیابی تأثیر اعمال لرزش الکترومغناطیسی با فرکانس‌های متفاوت در ضمن عملیات روکش‌کاری بر مقاومت به خوردگی روکش‌ها از آزمون خوردگی پتانسیودینامیک استفاده شد. بدین منظور آزمون خوردگی پتانسیودینامیک در محلول خورنده NaCl ۳/۵٪ صورت پذیرفت. منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک مربوط به روکش‌های مختلف در شکل ۱۰ نشان داده شده است. همچنین پارامترهای خوردگی حاصل از آزمون پلاریزاسیون سیکی در جدول ۴ ارائه شده است. همان‌گونه که دیده می‌شود، روکش ایجاد شده بدون اعمال لرزش از ICorr پایین‌تری در مقایسه با سایر روکش‌ها ایجاد شده با فرکانس لرزش مختلف برخوردار می‌باشد. به عبارت دیگر، افزایش فرکانس لرزش در ضمن عملیات روکش‌کاری موجب شده که مقاومت به خوردگی روکش‌ها با افت همراه باشد. این تفاوت در مقاومت به خوردگی روکش‌های ایجاد شده با فرکانس لرزش مختلف را می‌تواند به دلایل مختلفی از جمله ترکیب شیمیایی، مورفولوژی، اندازه و توزیع فازهای مختلف در ریزساختار نسبت داد. دلایل که می‌توان برای مقاومت بهتر روکش ایجاد شده بدون اعمال لرزش نسبت به روکش‌های تحت لرزش اشاره کرد، عبارتند از: (۱) نسبت آستنیت/ فریت نزدیک به ۵۰-۵۰

بوده، که می‌تواند از انحلال ترجیحی فاز فریت به دلیل اتصال گالوانیکی بین این دو فاز جلوگیری کند و (۲) میزان فصل مشترک δ/γ کمتر که به عنوان مکان‌های ترجیحی برای آغاز خوردگی می‌باشد. همان‌گونه که قبلاً اشاره شد، اعمال لرزش در ضمن عملیات روکش‌کاری موجب به هم خوردن تعادل بین فازهای آستنیت و فریت و همین‌طور افزایش آستنیت ثانویه شده (بخش ریزساختاری)، یا به عبارت دیگر اعمال لرزش باعث افزایش میزان فاز آستنیت (کاتد) و کاهش میزان فریت (آند) شده است [۳۱-۳۳]. در این شرایط نسبت آند به کاتد کاهش یافته، که این امر باعث افزایش نرخ خوردگی ناشی از اتصال گالوانیک شده است. همچنین اعمال لرزش در ضمن عملیات روکش‌کاری باعث شکسته شدن نوک دندریت‌ها و پخش شدن آنها در ناحیه می‌شود. لذا این نوک دندریت‌ها خود به عنوان جوانه‌زنی ناهمگن عمل کرده و باعث ریز دانه شدن ساختار ناحیه ذوبی و در نتیجه افزایش مرزدانه‌ها خواهد شد. از این‌رو، با توجه به اینکه مرزدانه‌ها به عنوان مکان‌های ترجیحی برای شروع خوردگی به حساب می‌آیند، بنابراین افزایش مساحت آنها در ریزساختار موجب کاهش مقاومت به خوردگی روکش‌های تحت لرزش شده است [۳۳]. در ادامه رشد این حفرات به وجود آمده در مرز دانه به درون فاز فریت ادامه پیدا می‌کند که محل ترجیحی رشد حفرات است [۳۴].

جدول ۴. نتایج آزمون خوردگی پلاریزاسیون سیکی روکش‌های ایجاد شده با فرکانس لرزش مختلف

نمونه	پتانسیل خوردگی (V)	جریان خوردگی (μA)	چگالی جریان خوردگی ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	پتانسیل رویین شدن مجدد (E_{rep})(V)	پتانسیل حفره دار شدن (E_{pit})(V)	ضریب تافل کاتدی (V/dec)	ضریب تافل آندی (V/dec)
بدون لرزش	-۰/۱۳۴	۰/۰۰۵	۰/۰۲۱	-	-	۰/۱	۰/۱۷
۲۰ هرتز	۰/۰۳	۰/۰۱۳	۰/۰۵۲	۰/۱۷	۰/۵۸	۰/۱۶	۰/۱
۵۰ هرتز	۰/۱۳۲	۰/۰۱۸	۰/۰۷۳	۰/۲۴۲	۰/۶۵۶	۰/۱۷	۰/۰۸
۱۰۰ هرتز	۰/۰۴۴	۰/۰۲۴	۰/۰۹۶	۰/۱۱۸	۰/۵۳۶	۰/۱۳	۰/۱



شکل ۱۰. تاثیر فرکانس لرزش الکترومغناطیسی مختلف بر رفتار خوردگی روکش‌های ایجاد شده (الف) بدون لرزش (ب) ۲۰ هرتز، (ج) ۵۰ هرتز، (د) ۱۰۰ هرتز.

ECorr ارزیابی کرد. در صورتی که Erep دارای مقادیر نجیب‌تر از ECorr باشد، انتشار حفرات فعال کاهش یافته یا متوقف می‌شود

. با توجه به شکل ۹ میتوان دریافت که با افزایش فرکانس لرزش، مقادیر Erep به ECorr نزدیک‌تر و یا پایین‌تر از آن خواهد بود. در پتانسیل‌های بین پتانسیل باز حفاظتی و پتانسیل خوردگی، فیلم غیرفعال پایدار است و هیچ خوردگی حفره‌ای شروع یا رشد نخواهد کرد. همچنین در این منطقه خوردگی شیاری، شروع و انتشار ترک صورت نخواهد گرفت، لذا به این ناحیه، ناحیه غیرفعال کامل گفته می‌شود. در صورتی که Erep پایین‌تر از ECorr و قرار داشته باشد، بازیابی حفره‌ها (باز حفاظتی) به طور کامل انجام نشده و حفرات از پیش ساخته شده به رشد و تکثیر خود ادامه می‌دهند [۳۲ و ۳۳].

بنابراین با توجه به شکل ۱۰ می‌توان دریافت که روکش ایجاد شده بدون لرزش به دلیل داشتن حلقه هیستریزیس منفی در مقایسه با سایر روکش‌ها که دارای حلقه هیستریزیس مثبت هستند، از مقاومت به خوردگی حفره‌ای بالاتر برخوردار می‌باشد. دلیل این مسئله همان‌طور که پیشتر اشاره شده، حضور مقادیر فازهای فریت و آستنیت نزدیک به هم، میزان مرزدانه کمتر و همچنین رسوبات کمتر آستنیت ثانویه در روکش ایجاد شده بدون اعمال لرزش الکترومغناطیس می‌باشد. رسوب آستنیت ثانویه می‌تواند به اندازه نیتريد کروم مقاومت به خوردگی را تضعیف کند [۱۰].

لازم به ذکر است علاوه بر درصد فازهای آستنیت و فریت عوامل دیگری نظیر تشکیل رسوبات ثانویه (فازهای سیگما، چی، نیتريد کروم، کاربید کروم و غیره) در مقاومت به خوردگی فولادهای زنگ‌زن دوفازی تاثیر دارند. حضور فازهای سیگما که غنی از کروم هستند موجب می‌شود زمینه تهی از کروم شود و مقاومت به خوردگی را کاهش دهد. با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی رسوبات ثانویه در نمونه‌های تحت لرزش و حتی بدون لرزش که در معرض حرارت ورودی بیشتری و سرعت سرد شدن کمتری در مقایسه با نمونه‌های تحت لرزش هستند، مشاهده نشد. این عامل میتواند ناشی از سرعت سرد شدن بالا جوشکاری و عدم زمان کافی برای تشکیل این رسوبات که وابسته به نفوذ و تابع زمان هستند باشد. یونگ‌ها [۱۲] و همکاران نیز در پژوهشی با بررسی تاثیر درصدهای

علاوه بر موارد گفته شده، از نمودار پلاریزاسیون سیکی برای ارزیابی دقیق‌تر مقاومت به خوردگی حفره‌ای استفاده می‌شود. مقادیر پتانسیل خوردگی حفره‌ای (E_{pit}) در نمودارهای پلاریزاسیون سیکی روکش‌های ایجاد شده با شدت لرزش مختلف اندازه‌گیری شد. در تمامی نمودارها مقادیر E_{pit} برابر پتانسیل شکست لایه محافظ بوده از این رو با کاهش پتانسیل خوردگی به سمت پتانسیل‌های منفی، چگالی جریان در اسکن معکوس می‌تواند کمتر یا بیشتر از چگالی جریان در اسکن رو به جلو باشد (به ترتیب حلقه هیستریزیس منفی و مثبت). لذا اسکن تا زمانی ادامه می‌یابد که منحنی معکوس از منحنی قطبش رو به جلو عبور کند. پتانسیلی که در آن منحنی آند به کمترین میزان خود رسیده و به منحنی کاتد انتقال یافته را پتانسیل باز حفاظتی^۱ (E_{rep}) نامیده می‌شود [۳۵].

به عبارت دیگر پتانسیل باز حفاظتی، پتانسیلی است که در آن سرعت رشد حفرات متوقف می‌شود. همچنین تفاوت E_{pit} - Erep نشان‌دهنده میزان خوردگی موضعی است. اگر چگالی جریان در منحنی معکوس بیشتر از چگالی جریان در منحنی رویش رو به جلو باشد (حلقه هیستریزیس مثبت)، نشان‌دهنده خوردگی حفره‌ای خواهد بود. در واقع خوردگی حفره‌ای، شکل اصلی خوردگی در این شرایط است [۳۲ و ۳۳].

اما در صورتی که چگالی جریان به سمت مقادیر کمتر (حلقه هیستریزیس منفی) حرکت کند، حفرات به محض تشکیل شدن، لایه پسیو آنها را پوشش داده و از رشد زیاد آنها جلوگیری می‌کند. به طور کلی دو دلیل می‌تواند باعث افزایش چگالی جریان (هیستریزیس مثبت) زودتر از تکامل اکسیژن (هیستریزیس منفی) شود. اولین دلیل این است که اگر سطح اکسید ایده‌آل نباشد، یک سری عیوب بر روی بر روی فیلم تشکیل می‌شود و موجب می‌شود فیلم غیرفعال روی ناحیه غیرفعال پایدار نباشد. در پتانسیل کمتر از پتانسیل تکامل اکسیژن، عیوب سطحی فعال خواهند شد و شروع به انتشار می‌کنند که می‌تواند چگالی جریان را افزایش دهد.

دلیل دوم می‌تواند شکسته شدن لایه اکسیدی و وقوع خوردگی حفره‌ای در حضور یون‌های تهاجمی باشد در نتیجه در غیاب یون‌های تهاجمی، فیلم غیرفعال بر روی پتانسیل الکتروکاتود O_2 پایدار خواهد بود [۳۵]. به علاوه مقاومت به خوردگی حفره‌ای را نیز می‌توان بر اساس اندازه‌گیری Erep نسبت به

^۱repassivation

مختلف فاز فریت و آستنیت (۴۴، ۴۸، ۵۰، ۵۹ و ۶۳ درصد فریت) در فولاد زنگ‌نزن ۲۲۰۵ به این نتیجه رسیدند که با افزایش درصد فریت از ۴۴ درصد تا ۵۹ درصد مقاومت به خوردگی حفره‌ای افزایش یافته به طوری که بالاترین مقاومت به خوردگی در ۵۹ درصد فریت مشاهده شد و بعد از آن با افزایش درصد فریت مقاومت به خوردگی حفره‌ای کاهش یافته است. یعنی در یک محدوده مشخص با افزایش درصد فریت به طوری که از نسبت ۵۰-۵۰ چندان فاصله نگیرد، می‌توان شاهد افزایش نسبی مقاومت به خوردگی شد اما در مقادیر دورتر از این نسبت افت مقاومت به خوردگی رخ خواهد داد. با افزایش بیش از اندازه فاز فریت با توجه به اینکه فریت مکان مناسبی برای تشکیل و پایداری رسوبات نیتریدی است، مقاومت به خوردگی کاهش پیدا می‌کند.

۳-۴- ارزیابی تصاویر پس از آزمون خوردگی

سطوح روکش‌های ایجاد شده با فرکانس لرزش مختلف (۰، ۲۰، ۵۰، ۵۰، ۱۰۰ هرتز) پس از آزمون خوردگی در شکل ۱۱ ارائه شده است. همان‌طور که در شکل مشخص است، میزان خوردگی حفره‌ای مشابه به نتایج جدول ۴ با افزایش فرکانس لرزش روند صعودی از خود نشان می‌دهد و اندازه حفرات بزرگ‌تر شده است.

شکل ۱۱ الف نشان دهنده سطح روکش بدون لرزش پس از آزمون خوردگی بوده، که دارای حفرات ریز و پراکنده (کمترین میزان خوردگی حفره‌ای) می‌باشد. اما با افزایش فرکانس لرزش در ضمن عملیات روکش‌کاری، خوردگی حفره‌ای و شکل‌گیری حفرات بر روی سطوح روکش‌ها روند صعودی از خود نشان داده است.

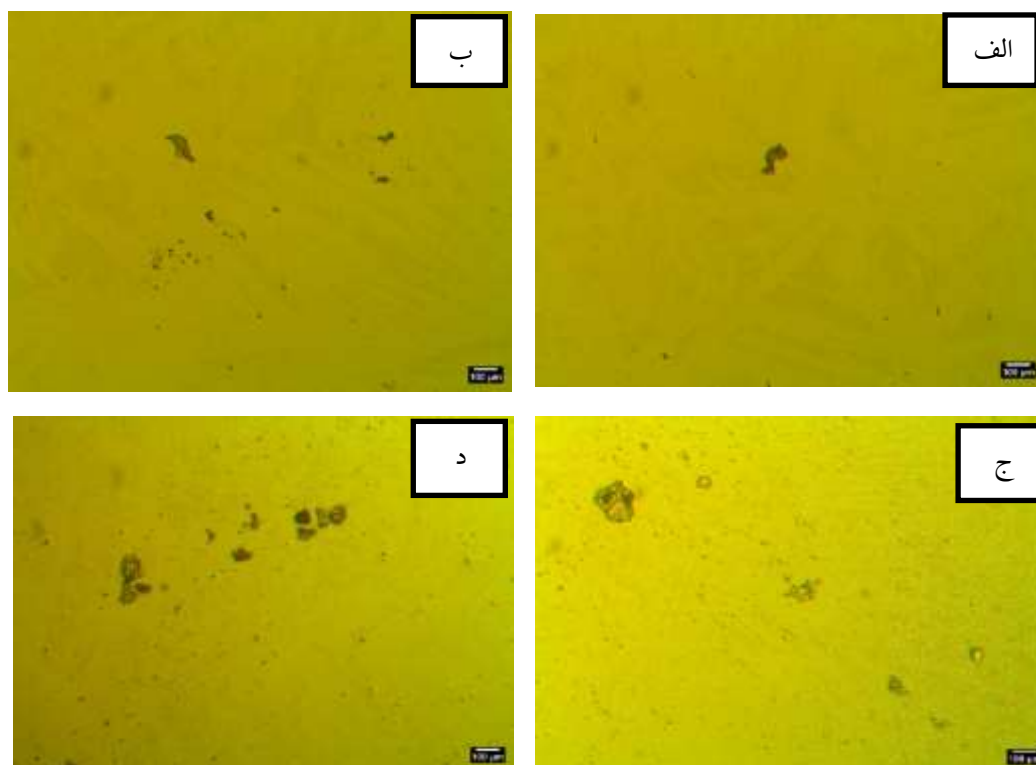
به گونه‌ای که بیشترین میزان خوردگی حفره‌ای و اندازه حفرات شکل گرفته بر روی سطح روکش ایجاد شده با فرکانس لرزش ۱۰۰ هرتز می‌باشد شکل ۱۰ ی. همچنین لازم به ذکر است که

با افزایش فرکانس لرزش اندازه حفرات شکل گرفته بر روی سطوح روکش‌ها نیز بزرگتر شده است. دلیل این مسئله را همان‌گونه که پیشتر اشاره کردیم، می‌توان به تغییرات ریزساختاری (کاهش نسبت فاز فریت به آستنیت) و افزایش مساحت مرزدهانه‌ها ناشی از اعمال لرزش در ضمن عملیات روکش‌دهی نسبت داد.

به عبارت دیگر افزایش مساحت مرزدهانه‌ها در ریزساختار با توجه به اینکه مرزدهانه‌ها به عنوان مکان‌های ترجیحی برای خوردگی موضعی به شمار می‌روند، از این رو میزان خوردگی حفره‌ای با افزایش شدت لرزش افزایش یافته است. این مرزهای دانه با انرژی بالا، مناطق واکنش شیمیایی بالایی را نشان می‌دهند و به عنوان مناطق آسیب‌پذیر در برابر خوردگی حفره‌ای عمل می‌کنند [۳۶].

در واقع، ریزدانه‌گی در جوش، مکان‌های خوردگی حفره‌ای که همان مرزدهانه آستنیت و فریت هستند را افزایش می‌دهد و منجر به کاهش سطح کاتدی می‌شود که با کاهش چگالی جریان آندی مطابقت دارد. علاوه بر این، با توجه به ادبیات، نشان داده شده است که وجود یون کلرید در الکترولیت باعث تجزیه شیمیایی لایه‌های اکسید غیرفعال تشکیل شده روی فولادهای زنگ‌نزن می‌شود [۳۶ و ۳۷].

همچنین با افزایش فاز آستنیت در زمینه نسبت فاز آستنیت به فریت (کاتد به آنود) افزایش یافته و لذا با توجه به اینکه مقاومت به خوردگی فاز فریت نسبت به فاز آستنیت در محیط‌های کلریدی کمتر بوده، از این رو خوردگی موضعی (حفره‌ای) با سرعت بیشتری ایجاد می‌شود. بنابراین می‌توان گفت در طول آزمایش غوطه‌وری، فازی که حل می‌شود فاز فریت است و علاوه بر این موضوع می‌توان گفت که خوردگی حفره‌ای بیشتر در فاز فریت مجاور فاز آستنیت رخ داده و حفره تشکیل شده در فاز فریت منتشر می‌شود [۳۴ و ۳۸].



شکل ۱۱. تصویر میکروسکوپ نوری از سطوح روکش‌های ایجاد شده با سیم‌جوش ER2209 پس از آزمون خوردگی پلاریزاسیون سیکی (الف) بدون لرزش، (ب) ۲۰ هرتز، (ج) ۵۰ هرتز، (د) ۱۰۰ هرتز.

۴- نتیجه‌گیری

- اعمال روکش جوشی فولاد زنگ‌نزن دوفازی روی فولاد ساده کربنی A283 بدون اعمال لرزش و با اعمال لرزش الکترومغناطیس با فرکانس‌های لرزش مختلف با موفقیت انجام گردید.
- اعمال لرزش باعث ریزدانه‌گی و افزایش سهم آستنیت در ساختار فلز جوش گردید. همچنین اضافه بر افزایش سهم آستنیت در ریزساختار روکش، مورفولوژی آستنیت نیز تغییرات زیادی را نشان داد. مشخص گردید که با اعمال لرزش و افزایش فرکانس اعمالی سهم آستنیت مرزدهانه‌ای و ثانویه افزایش یافته است.
- نتایج حاصل از آزمون خوردگی پولاریزاسیون نشان داد که نمونه بدون لرزش از مقاومت به خوردگی بالاتری در مقایسه با نمونه‌های تحت لرزش برخوردار بود که دلیل آن نزدیکتر بودن این نمونه به نسبت ۵۰-۵۰ آستنیت/ فریت می‌باشد. همچنین در اثر اعمال لرزش و افزایش آن، اندازه حفرات تشکیل شده نسبت به نمونه بدون لرزش افزایش یافته است.

تشکر و قدردانی

با نهایت سپاس و قدردانی، نویسندگان بر خود لازم می‌دانند از دانشگاه شهید چمران اهواز که بستر علمی و پژوهشی لازم را برای انجام این پژوهش فراهم نمودند، صمیمانه تشکر نمایند.

مراجع

- [1] N. Venkateswara Rao, G. Madhusudhan Reddy, S. Nagarjuna, Weld overlay cladding of high strength low alloy steel with austenitic stainless steel - Structure and properties, *Materials & Design*, Vol. 32, No. 4, 2011, pp. 2496-2506
- [2] G.R. Argade, S. Shukla, K. Liu, R.S. Mishra, Friction stir lap welding of stainless steel and plain carbon steel to enhance corrosion properties, *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 259, 2018, pp. 259-269
- [3] P. Ganesh, A. Moitra, P. Tiwari, S. Sathyanarayanan, H. Kumar, S.K. Rai, R. Kaul, C.P. Paul, R.C. Prasad, L.M. Kukreja, Fracture behavior of laser-clad joint of Stellite 21 on AISI 316L stainless steel, *Mater. Sci. Eng.*, Vol. 527, 2010, No. 16-17, pp. 3748-3756
- [4] D.M. Cho, J.S. Park, S.G. Hong, S.J. Kim, Corrosion behaviors according to the welding process of superduplex stainless steel welded tubes: Gas tungsten arc welding vs. laser beam welding, *Corros. Sci.*, Vol. 216, 2023, pp. 111108
- [5] M. Kumar Saha, S. Das, Gas Metal Arc Weld Cladding and its Anti-Corrosive Performance- A Brief Review, *Athens J. Technology Eng.*, Vol. 5, No. 2, 2018, pp. 155-174.
- [6] C.-L. Wang, H.-D. Guo, J. Fang, S.-X. Yu, X.-Q. Yue, Q.-H. Hu, C.-W. Liu, J.-X. Zhang, R. Zhang, X.-S. Xu, Y. Hua, Y.-X. Li, The role of Cr content on the corrosion resistance of carbon steel and low-Cr steels in the CO₂-saturated brine, *Pet. Sci.*, Vol. 20, No. 2, 2023, pp. 1155-1168
- [7] Z.L. Jiang, X.Y. Chen, H. Huang, X.Y. Liu, Grain refinement of Cr25Ni5Mo1.5 duplex stainless steel by heat treatment, *Materials-Science-and-Engineering-A*, Vol. 363, No. 1-2, 2003, pp. 263-267.
- [8] Y.-H. Park, Z.-H. Lee, The effect of nitrogen and heat treatment on the microstructure and tensile properties of 25Cr-7Ni-1.5Mo-3W-xN duplex stainless steel castings, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 297, No. 1-2, 2001, pp. 78-84.
- [9] A.K. Maurya, S.M. Pandey, R. Chhibber, D. Fydrych, C. Pandey, Corrosion performance of super duplex stainless steel and pipeline steel dissimilar welded joints: a comprehensive investigation for marine structures, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, Vol. 135, No. 1-2, 2024, pp. 1009-1033
- [10] D.J.C. Lippold, D.J. Kotecki, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, John Wiley & SONS, INC, 2nd Ed., 2005
- [11] P. Mendoza, B.I., Maldonado, Z.C., Albitar, H.A., and Robles, Dissimilar welding of superduplex stainless steel/HSLA steel for offshore applications joined by GTAW, *Engineering*, Vol. 2, 2010, pp. 520-528.
- [12] S. Kou, *WELDING METALLURGY*, 3rd ed., John Wiley & Sons, 2nd Ed., 2003.
- [13] Y. Cui, C.L. Xu, Q. Han, Effect of ultrasonic vibration on unmixed zone formation, *Scr. Mater.*, Vol. 55, No. 11, 2006, pp. 975-978
- [14] T. Watanabe, M. Shiroki, A. Yanagisawa, T. Sasaki, Journal of Materials Processing Technology Improvement of mechanical properties of ferritic stainless steel weld metal by ultrasonic vibration, *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 210, No. 12, 2010, pp. 1646-1651
- [15] C.C. Hsieh, C.H. Lai, W. Wu, Effect of vibration on microstructures and mechanical properties of 304 stainless steel GTA welds, *Met. Mater. Int.*, Vol. 19, No.4, 2013, pp. 835-844
- [16] J. Wang, Y. Chen, A Pathway to Grain Structure Control of Gas Tungsten Arc Welded Duplex Stainless Steel Through Ultrasonic Vibration, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 52, No. 6, 2021, pp. 2667-2675.
- [17] Z. Dong, Predicting weld solidification cracks in multipass welds of SUS310 stainless steel, *Comput. Mater. Sci.*, Vol. 38, No. 2, 2006, pp. 459-466
- [18] Y. Yoo, Y. Choi, J. Kim, Y. Park, Effects of Ce, La and Ba addition on the electrochemical behavior of super duplex stainless steels, *Corros. Sci.*, Vol. 52, No. 4, 2010, pp. 1123-1129
- [19] H. Sieurin, R. Sandstr, Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 444, No. 1-2, 2007, pp. 271-276.
- [20] S. Shim, Y. Park, S. Kim, C. Song, Effects of Rare Earth Metal Addition on the Cavitation Erosion-Corrosion Resistance of Super Duplex Stainless Steels, *Met. Mater. Int.*, Vol. 8, No. 3, 2002, pp. 3-9
- [21] K.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L. Lai, Recent developments in stainless steels, *Materials-Science-and-Engineering-R-Reports*, Vol. 65, No. 4-6, 2009, pp. 39-104
- [22] R. Badji, M. Bouabdallah, B. Bacroix, C. Kahloun, B. Belkessa, H. Maza, Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds, *Mater. Charact.*, Vol. 59, No. 4-6, 2007, pp. 3-9.
- [23] S. Kumar, N.S. Madugula, R. Kumar, N. Kumar, J. Giri, M. Kanan, An extensive analysis of GTAW process and its influence on the microstructure and mechanical properties of SDSS 2507, *J. Mater. Res. Technol.*, Vol. 33, 2024, pp. 8675-8686
- [24] Y. Park, S. Kim, I. Lee, C. Song, Effects of Rare Earth Metals Addition and Aging Treatment on the Corrosion Resistance and Mechanical Properties of Super Duplex Stainless Steels, *Met. Mater. Int.*, Vol. 8, No. 3, 2002, pp. 309-318
- [25] X. Wu, Z. Song, B. Wang, M. Wu, Q. Nai, L. Yao, H. Feng, W. Zheng, Morphologies of secondary austenite in 2507 duplex stainless steel after heat treatment, *J. Iron Steel Res. Int.*, Vol. 29, No. 6, 2022, pp. 994-1003

- [26] H. Wang, A. Wang, C. Li, X. Yu, J. Xie, C. Liu, Effect of Secondary-Phase Precipitation on Mechanical Properties and Corrosion Resistance of 00Cr27Ni7Mo5N Hyper-Duplex Stainless Steel during Solution Treatment, *Materials*, Vol. 15, No. 21, 2022, pp. 7533
- [27] M. Matsushita, H. Ogiyama, T. Suko, S. Matsuda, Study on solid-phase welding of duplex stainless steel with carbon steel based on superplasticity and consideration of the cyclic fatigue fracture behavior, *Mater. Chem. Phys.*, Vol. 114, No. 2-3, 2009, pp. 599–603
- [28] S. Wang, Q. Ma, Y. Li, Characterization of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welded joint between 2205 duplex stainless steel and 16MnR, *Mater. Des.*, Vol. 32, No. 2, 2011, pp. 831–837
- [29] A. Putz, M. Althuber, A. Zelić, E.M. Westin, T. Willidal, N. Enzinger, Methods for the measurement of ferrite content in multipass duplex stainless steel welds, *Weld. World*, Vol. 63, No. 4, 2019, pp. 1075–1086.
- [30] A.R. Akisanya, U. Obi, N.C. Renton, Effect of ageing on phase evolution and mechanical properties of a high tungsten super-duplex stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 535, 2012, pp. 281–289
- [31] A. Eghlimi, M. Shamanian, K. Raeissi, Effect of current type on microstructure and corrosion resistance of super duplex stainless steel claddings produced by the gas tungsten arc welding process, *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 244, 2014, pp. 45–51.
- [32] P.B. Srinivasan, V. Muthupandi, W. Dietzel, V. Sivan, Microstructure and Corrosion Behavior of Shielded Metal Arc-Welded Dissimilar Joints Comprising Duplex Stainless Steel and Low Alloy Steel, *J. Mater. Eng. Perform.*, Vol. 15, No. 12, 2006, pp. 758–764
- [33] W.Z. Baosong LI, Electrochemical and Corrosion Behavior of 2205 Duplex Stainless Steel in Simulated Concrete Pore Solution, *Int. J. Electrochem. Sci.*, Vol. 12, No. 9, 2017, pp. 8432–8446
- [34] J.M. Heon-Young Ha, Min-Ho Jang, Tae-Ho Lee, Interpretation of the relation between ferrite fraction and pitting corrosion resistance of commercial 2205 duplex stainless steel, *Corros. Sci.* Vol. 89, 2014, pp. 154–162
- [35] H.S. Esmailzadeh, S., M. Aliofkhazraei, Interpretation of Cyclic Potentiodynamic Polarization Test Results for Study of Corrosion Behavior of Metals: A Review, *Prot. Met. Phys. Chem. Surfaces*, Vol. 54, No. 5, 2018, pp. 976–989
- [36] M.E. M. Atapour, H. Sarlak, Pitting corrosion susceptibility of friction stir welded lean duplex stainless steel joints, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, Vol. 83, No. 5-8, 2016, pp. 721–728
- [۳۷] م. مصلاهی، ا.بابانژاد، تاثیر تکمیل انجماد همدم و غلظت کلرید سدیم بر مقاومت به خوردگی حفره‌ای اتصال TLP فولاد زنگ‌نزن دوپلکس ۲۲۰۵، علوم و مهندسی خوردگی، جلد ۹، شماره ۳۴، ۱۳۹۸، صفحات ۸۵–۹۸
- [۳۸] ا.علیزاده، ه. تنکابنی‌بندی، ر. مظفری‌نیا، م. رضایی، س. مسروری، بررسی تاثیر نفوذ هیدروژن بر روی ریزساختار و رفتار خوردگی فولاد زنگ‌نزن سوپر دوفازی UNS S32750 و اتصال جوش آن در محیط سدیم کلرید ۳/۵ درصد وزنی در لوله‌های انتقال هیدروژن پیل سوختی، علوم و مهندسی خوردگی، جلد ۸، شماره ۲۸، ۱۳۹۷، صفحات ۸۳–۹۴

