

بررسی تاثیر زمان انجماد همدم و غلظت کلرید سدیم بر مقاومت به خوردگی حفره‌ای اتصال TLP فولاد زنگ‌زن دوپلکس ۲۲۰۵

افشین بابانژاد^۱، مسعود مصالایی^{۲*}

^۱ دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، ایران

^۲ دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، ایران

* نویسنده مسئول: mosal@yazd.ac.ir

تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۰۵/۰۲ تاریخ پذیرش: ۱۳۹۹/۰۵/۱۳

چکیده:

در تحقیق حاضر، اتصال فاز مایع نافذ گذرای مجموعه ۲۲۰۵DSS/BNi۶/۲۲۰۵DSS بررسی و تاثیر تکمیل انجماد همدم بر رفتار پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نمونه اتصالی در محلول کلرید سدیم با غلظت‌های مختلف مورد تحلیل و ارزیابی قرار گرفت. نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نشان داد که عدم تکمیل انجماد همدم در منطقه اتصال باعث افت شدید پتانسیل خوردگی حفره‌ای از ۱/۱۷۱ ولت (نسبت با الکتروود مرجع Ag/AgCl) در فولاد پایه به ۰/۳۷۳ ولت در نمونه اتصالی در محیط کلرید سدیم ۰/۱ مولار می‌شود. با انتخاب صحیح پارامترهای اتصال‌دهی و تکمیل انجماد همدم، پتانسیل خوردگی حفره‌ای اتصال از ۰/۳۷۳ ولت قبل از تکمیل انجماد همدم به ۱/۱۸۰ ولت بعد از تکمیل انجماد همدم افزایش یافته که آن نزدیک پتانسیل فولاد پایه می‌باشد. افزایش پتانسیل خوردگی حفره‌ای اتصال بعد از تکمیل انجماد همدم، ناشی از حذف مناطق غنی از کروم و مولیبدن از منطقه اتصال و توزیع یکنواخت‌تر این عناصر در منطقه اتصال بود. بررسی تاثیر غلظت کلرید سدیم بر رفتار پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نمونه‌های اتصالی دلالت بر کاهش شدید پتانسیل خوردگی حفره‌ای نمونه اتصالی (قبل از تکمیل انجماد همدم) با افزایش غلظت کلرید سدیم به ۲/۵ مولار داشته، در حالیکه بعد از تکمیل انجماد همدم، نمونه اتصالی تا غلظت ۱/۵ مولار، پتانسیل خوردگی حفره‌ای نزدیکی به فولاد پایه داشته ولی با افزایش غلظت به ۲/۵ مولار، پتانسیل خوردگی حفره‌ای آن به طور محسوسی نسبت به فولاد پایه کاهش می‌یابد. مطابق با آنالیز سطوح خوردگی، وقوع حفره پایدار خوردگی در مرکز منطقه اتصال موجب کاهش پتانسیل خوردگی حفره‌ای نمونه اتصالی بعد از تکمیل انجماد همدم در غلظت بالاتر از ۱/۵ مولار می‌گردد. همچنین نتایج سطوح خوردگی آشکار نمود که با افزایش غلظت کلرید سدیم، شدت و وسعت خوردگی حفره‌ای در نمونه اتصالی قبل از تکمیل انجماد همدم بیشتر شده که آن می‌تواند ناشی از کاهش پتانسیل خوردگی حفره‌ای با افزایش غلظت کلرید سدیم باشد.

کلیدواژه: فولاد ۲۲۰۵، اتصال فاز مایع نافذ گذرا، انجماد همدم، پتانسیل خوردگی حفره‌ای، غلظت

Effect of Isothermal Solidification and Chloride Concentration on Pitting Corrosion Resistance of TLP Bonded 2205 Duplex Stainless Steel

A. Babanezhad¹, M. Mosallae^{2*}

¹. PhD Student, Department of Metallurg, Faculty of Mine and Metallurgy Engineering, Yazd University, Yazd, Iran

². Associated Professor, Department of Metallurg, Faculty of Mine and Metallurgy Engineering, Yazd University, Yazd, Iran

* Corresponding Author: mosal@yazd.ac.ir

Submission: 2019, 07, 24 Acceptance: 2020, 08, 03

Abstract

In the present study, the effect of completion of isothermal solidification (IS) and NaCl concentration on potentiodynamic polarization behavior (PDP) of transient liquid phase bonded (TLP) 2205 duplex stainless steel (DSS) was investigated. The PDP results indicated that the pitting potential was decreased from 1.171V_{Ag/AgCl} in the as-received base metal to 0.373V_{Ag/AgCl} in the TLP bonded specimen before completing the IS in 0.1M NaCl test solution. By completion of the IS, the pitting potential of TLP bonded specimen increased to 1.180V_{Ag/AgCl} which was similar to that of the as-received base metal (1.171V_{Ag/AgCl}). This improve of pitting potential was strongly related to the uniform distribution of Cr and Mo across the bonding zone due to removing (Mo, Cr)-rich secondary phases from the bonding zone after completion of the IS. Before completion of the IS, the pitting potential of TLP bonded specimen decreased significantly with the increasing chloride concentration, while after it, the pitting potential was almost equal to that of the as-received base metal until 1.5M NaCl, but with increasing to 2.5M NaCl, the stable pitting attack occurred in the bonding zone and therefore, the pitting potential was decreased in the TLP bonded specimen. Furthermore, with increasing chloride concentration from 0.1 to 2.5M, the pitting corrosion was extended in the bonding zone before completing the isothermal solidification, which could be due to decreasing the pitting potential of TLP bonded specimen with increasing the NaCl concentration.

Keywords: 2205 DSS, TLP, Isothermal Solidification, Pitting potential, Concentration

۱- مقدمه

فولادهای زنگ‌نزن دوپلکس (DSSs) به دلیل دارا بودن ترکیب مناسبی از خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی بالا، به طور گسترده‌ای در صنایع مختلف از قبیل شیمیایی، دریایی، نیروگاهی، نفت و گاز و غیره مورد استفاده قرار می‌گیرند. این خواص ویژه در DSSs ناشی از حضور متوازن فازهای فریت و آستنیت و همچنین عدم تشکیل فازهای ناخواسته مانند سیگما، چلی، کاربیدها و نیتريد ها می‌باشد. DSSs به دلیل کروم، مولیبدن و نیتروژن بالا از مقاومت به خوردگی حفره‌ای بالایی در محیط‌های کلریدی برخوردار هستند [۱-۳].

جوشکاری و اتصال‌دهی DSSs از فرآیندهای مهم در راستای توسعه و گسترش کاربردهای آنها در صنایع مختلف می‌باشد. فرآیند جوشکاری ذوبی یکی از مهمترین و رایج‌ترین فرآیندهای اتصال‌دهی این گروه از فولادها بوده و مطالعات گسترده‌ای در زمینه بهینه‌سازی خواص جوش انجام شده است [۳-۵]. مطالعات انجام شده حاکی از تاثیر بسیار زیاد گرمای ورودی جوشکاری بر اجزای تشکیل دهنده ناحیه جوش دارد. گرمای ورودی کم باعث تشکیل ترکیبات نیتريد کروم و در مقابل گرمای ورودی زیاد موجب راسب شدن رسوبات ناخواسته مانند سیگما در ناحیه جوش شده که هر دو حالت نامطلوب و موجب افت خواص جوش می‌شود. همچنین سیکل حرارتی موضعی و شدید همراه با قوس الکتریکی موجب بهم خوردن توازن فازی و کاهش خواص جوش می‌گردد [۵-۷].

فرآیند اتصال‌دهی توسط فاز مایع نافذ گذرا (TLP) به دلیل خصوصیات منحصر به فرد آن در کنترل دقیق سیکل حرارتی اعمالی و گرمای ورودی، از جمله فرآیندهای کارآمد برای اتصال‌دهی DSSs می‌باشد. در فرآیند TLP، یک لایه واسط حاوی عنصر یا عناصر کاهنده نقطه ذوب (MPD) مانند بور

(B)، فسفر (P) بین سطوح تماس از فلز پایه واقع و مجموعه تا دمای پیونددهی حرارت دهی شده که باعث ذوب لایه واسط و انحلال بخش‌هایی از فلز پایه در آن می‌شود. نفوذ درهم مذاب و فلز پایه مجاور موجب کاهش غلظت MPD در مذاب و در نتیجه افزایش دمای انجماد مذاب و شروع انجماد آن از فصل مشترک فلز پایه/ منطقه مذاب به طرف مرکز اتصال می‌شود. تکمیل انجماد همدم مهمترین مرحله در فرآیند اتصال‌دهی TLP بوده و عدم تکمیل آن در منطقه اتصال باعث تشکیل ترکیبات نامطلوب در منطقه اتصال شده که نقش مخربی بر خواص مکانیکی و خوردگی اتصال دارند [۸-۱۰].

مطالعات انجام شده در خصوص اتصال TLP فولاد دوپلکس ۲۲۰۵ نشان می‌دهد که استفاده از لایه‌های واسط حاوی بور (Fe-Si-B، Ni-Cr-B و Ni-Si-B) باعث تشکیل ترکیب نیتريد بور (BN) در منطقه اتصال شده که تاثیر مخربی بر خواص مکانیکی و رفتار خوردگی حفره‌ای اتصال دارد [۱۰-۱۳]. X. Yuan و همکاران در بررسی رفتار خوردگی اتصال TLP فولاد دوپلکس ۲۲۰۵ با لایه واسط حاوی بور توسط آزمون غوطه وری (ASTM G48) گزارش نمودند که رسوب ترکیبات BN در منطقه اتصال باعث تشکیل سل‌های خوردگی (فولاد پایه در نقش کاتد و نیتريد بور در نقش آنود) و تشدید خوردگی حفره‌ای در منطقه اتصال می‌شود [۱۳]. به طور کلی مطالعات خوردگی اتصال TLP فولادهای زنگ‌نزن دوپلکس بسیار محدود بوده و تاکنون گزارش جامعی بر پایه رفتار الکتروشیمیایی آنها ارائه نشده است. در این راستا در تحقیق حاضر اتصال TLP فولاد زنگ‌نزن دوپلکس ۲۲۰۵ توسط لایه واسط حاوی عنصر MPD فسفر انجام و تاثیر شرایط اتصال‌دهی و غلظت محلول خوردگی کلرید سدیم بر رفتار پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نمونه‌های اتصالی مورد ارزیابی قرار گرفت.

۲- مواد و روش آزمایش

نمونه‌های مورد نظر برای اتصال‌دهی در ابعاد mm^3 $20 \times 10 \times 3$ از ورق ۲۲۰۵-DSS دریافتی برش زده شدند. سطوح تماس mm^2 20×10 توسط فرآیند سمباده زنی تا شماره ۱۲۰۰ آماده سازی و سپس در محلول استن در حمام آلتراسونیک چربی زدایی و در هوا خشک شدند. از صفحات آمورف BNi6 با ضخامت $38/1 \mu m$ به عنوان لایه واسط استفاده شده که در اندازه سطوح تماس بریده و مابین سطوح آماده شده از فولاد پایه قرار گرفت. ترکیب شیمیایی و محدوده دمای ذوب فولاد پایه و لایه واسط در جدول ۱ ارائه

جدول ۱- ترکیب شیمیایی و دماهای ذوب فولاد پایه و لایه واسط

Element wt. %	C	Cr	Ni	Mo	P	S	N	Si	Mn	Cu	Fe	T _{melting} °C
												T _s * T _l **
2205 DSS	0.02	21.15	5.00	3.22	0.02	0.0025	0.14	0.45	1.00	0.20	Bal.	1410-1465
BNi-6	0.1	-	Bal.	-	10.80	-	-	-	-	-	-	883-921

به نمونه‌ها وصل و سطحی معادل با مساحت cm^2 $0/25$ به عنوان سطح آزمون توسط لاک حرارتی جدا گردید. سطوح آزمون شامل منطقه اتصال، منطقه متاثر از نفوذ و بخش فولاد پایه مجاور بود.

به منظور بررسی تاثیر غلظت کلرید سدیم بر رفتار خوردگی حفره‌ای نمونه‌ها، آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی در غلظت‌های $0/1$ ، $0/6$ ، $1/5$ و $2/5$ مولار کلرید سدیم و در دمای محیط انجام شد. برای انجام آزمایشات خوردگی ابتدا نمونه‌ها به مدت ۱ ساعت در محلول خوردگی واقع تا پتانسیل مدار باز E_{ocp} آنها حاصل شود. سپس آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی با نرخ روبش پتانسیل $1 mV/s$ از منطقه کاتدی با پتانسیل $0/8$ - ولت آغاز و تا پتانسیل خوردگی حفره‌ای E_{pit} یا پتانسیل شکست E_b نمونه‌ها ادامه یافت.

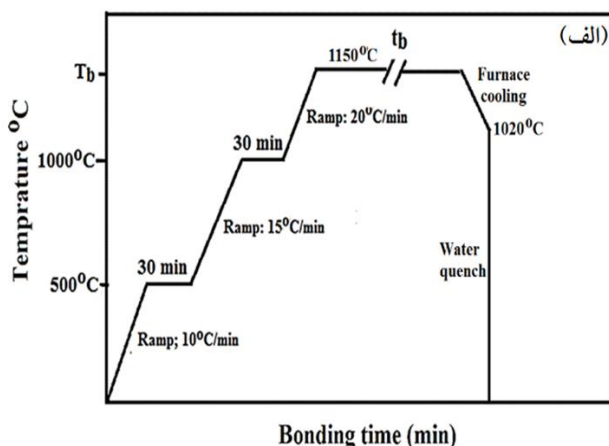
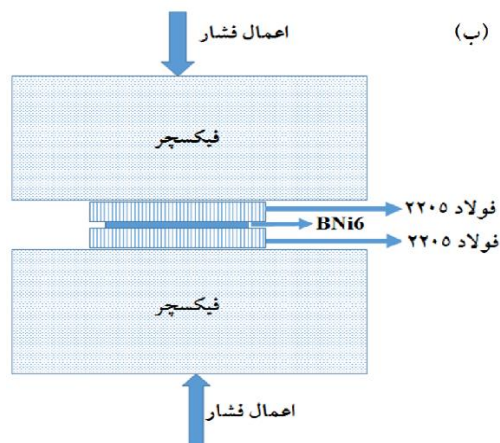
اطلاعات الکتروشیمیایی نمونه‌های اتصالی و فولاد پایه شامل پتانسیل خوردگی E_{corr} ، E_{pit} و جریان پسیو i_p از نمودارهای

نمونه‌های متالوگرافی از مقطع عمود بر اتصال برش زده شده و بعد از آماده سازی مطابق با شرایط استاندارد متالوگرافی توسط اجانت محلول هیدروکسید سدیم ۱۰ نرمال در پتانسیل ۵V در دمای $25^\circ C$ به مدت ۱۵ ثانیه الکترواچ گردیدند. از میکروسکوپ SEM مدل ZEISS و آنالیزگر EDS برای بررسی‌های ریزساختاری و آنالیز ترکیب شیمیایی اجزای مختلف استفاده شد.

رفتار پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نمونه‌های اتصالی و فولاد پایه توسط دستگاه پتانسیواستات مدل به پژوه BHB-2080 و سیستم سه تایی الکتروود شامل الکتروود مرجع (Ag/AgCl)، الکتروود کمکی (پلاتین) و الکتروود کار (نمونه‌های مورد آزمایش) ارزیابی شد. برای تهیه الکتروود کار سطح مقطع نمونه‌های اتصالی و فولاد پایه تا شماره ۱۲۰۰ سمباده زنی و در محلول استن چربی زدایی آلتراسونیک شدند. سپس یک سیم مسی جهت ایجاد اتصال الکتریکی توسط چسب کربنی

بعد از آزمون خوردگی، بررسی مورفولوژی سطح خوردگی و آنالیز شیمیایی آنها توسط میکروسکوپ SEM مجهز به آنالیزگر EDS انجام شد.

پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی تعیین و ارزیابی گردیدند. در تحقیق حاضر، E_{pit} معادل با پتانسیلی در نظر گرفته شد که در آن پتانسیل دانسیته جریان پسیو i_p از میزان $100 \mu A/cm^2$ عبور کند [۱۶].



شکل ۱- الف) شماتیک سیکل حرارتی اعمالی و ب) سیستم اتصال برای ایجاد اتصال TLP مجموعه فولاد ۲۲۰۵/BNi6/فولاد ۲۲۰۵

مرکزی اتصال می‌شود. فاز تشکیل شده در منطقه انجماد همدم نیز، فاز محلول جامد آستنیت (P3) می‌باشد.

نتایج آنالیز توزیع خطی عناصر در راستای منطقه اتصال و فولاد پایه مجاور بعد از تکمیل انجماد همدم در شکل ۲-و ارائه شده است. نتایج آنالیز، نشانگر پدیده نفوذ درهم عناصر آلیاژی در طول فرایند اتصال بوده که باعث ایجاد شیب غلظتی از عناصر آلیاژی در راستای فصل مشترک اتصال/ فولاد پایه می‌شود. نتایج آنالیز شیمیایی EDS از منطقه اتصال آشکار می‌کند که بعد از تکمیل انجماد همدم، فاز محلول جامد آستنیت به طور یکدست در منطقه اتصال تشکیل می‌شود (شکل ۲-ی). X. Yuan و همکاران نیز در بررسی اتصال TLP فولاد دوپلکس با لایه واسط نیکلی حاوی بور، تشکیل ترکیبات یوتکتیکی بر پایه بوراید در منطقه انجماد غیر همدم و همچنین تشکیل فاز محلول جامد آستنیتی در منطقه انجماد همدم را گزارش نمودند [۱۱-۱۳].

۳- نتایج و بحث

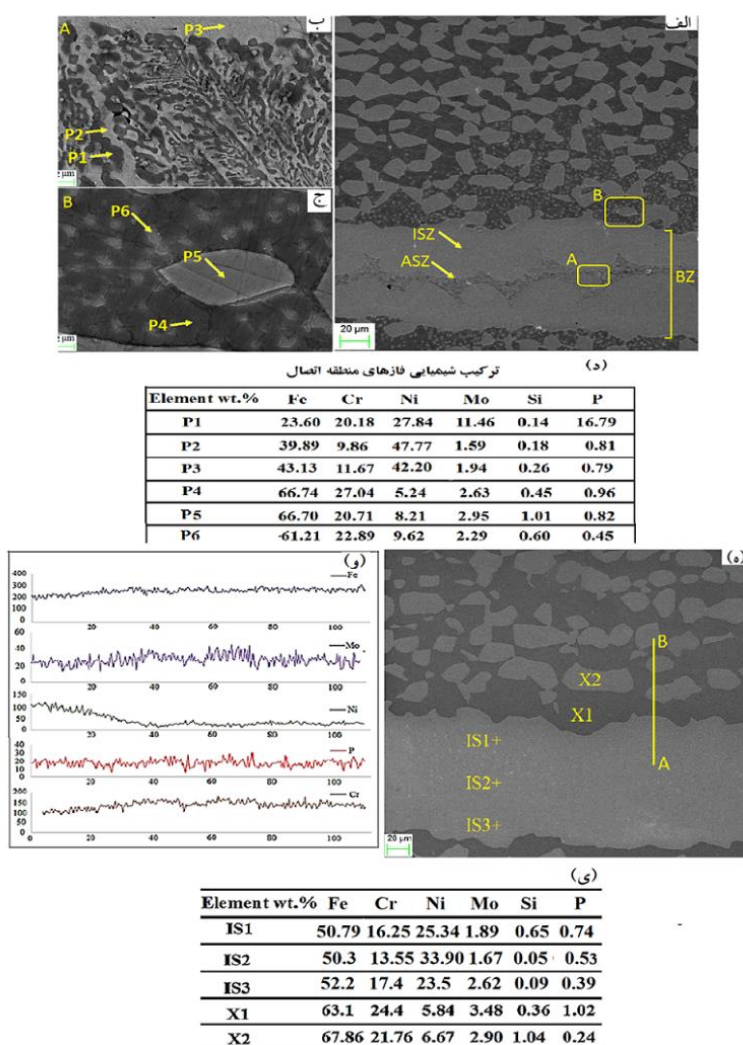
۳-۱- مطالعه ریزساختاری اتصال

تاثیر مدت زمان اتصال‌دهی بر ریزساختار اتصال TLP مجموعه ۲۲۰۵DSS/BNi6/۲۲۰۵DSS در شکل ۲ نشان داده شده است. مطالعات ریزساختاری دلالت بر تکمیل انجماد همدم بعد از مدت زمان اتصال ۴h در دمای پیونددهی $1150^{\circ}C$ دارد (شکل ۲). بر خلاف توسعه فاز یکدست در موضع اتصال بعد از تکمیل انجماد همدم (شکل ۲-ه)، سرد کردن نمونه‌ها قبل از تکمیل انجماد همدم باعث تشکیل ترکیبات بین فلزی و یوتکتیکی در خط مرکزی اتصال می‌شود (شکل ۲-الف). مطالعات SEM-EDS نشان می‌دهد که انجماد غیر همدمای مذاب باقی‌مانده مطابق استحال $L \rightarrow \gamma + (Mo, Cr)\text{-rich}$ باعث تشکیل فاز آستنیت (P1) و فازهای فسفیدی غنی از مولیبدن و کروم (P2) در خط

۲-۳- ارزیابی رفتار پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی

تاثیر شرایط پیونددهی و غلظت کلرید سدیم بر رفتار پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی فولاد پایه و نمونه‌های اتصالی در شکل ۳ نشان داده شده است. اطلاعات الکتروشیمیایی نمونه‌ها از قبیل پتانسیل خوردگی حفره‌ای E_{pit} ، دامنه پسیواسیون ΔE_{pit} ($E_{pit} - E_{corr}$) و شدت جریان پسیو i_p از نمودارهای پلاریزاسیون تعیین و در جدول ۲ ارائه شده است. مطابق با مراجع، با افزایش E_{pit} و ΔE_{pit} و همچنین کاهش i_p ،

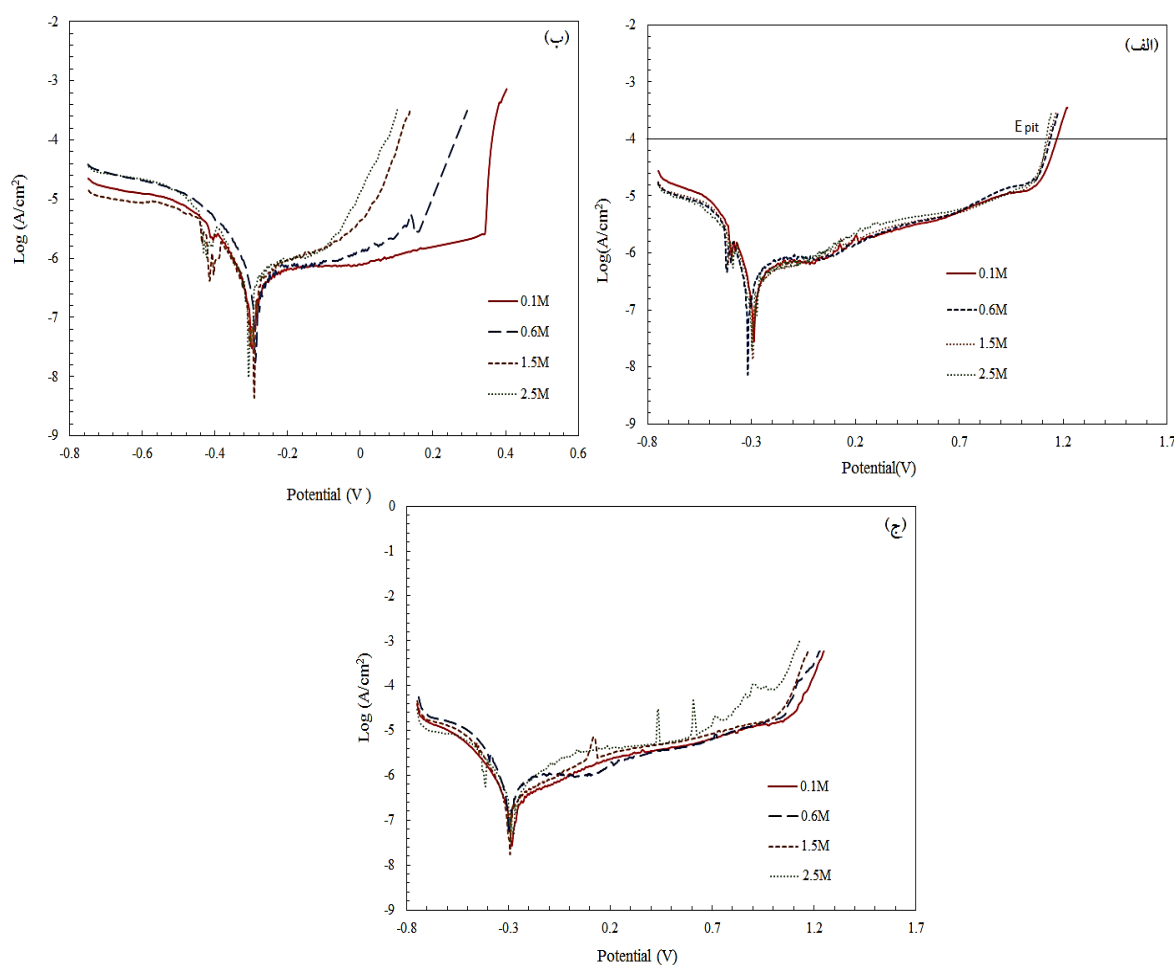
مقاومت به خوردگی حفره‌ای افزایش می‌یابد [۱۹، ۱۶، ۴]. E_{pit} به پتانسیلی اطلاق می‌گردد که در آن لایه پسیو تشکیل شده بر روی سطح به دلیل وقوع خوردگی حفره‌ای تخریب می‌شود. اگر تخریب لایه پسیو به شکست لایه پسیو مرتبط بوده و ناشی از وقوع خوردگی حفره‌ای پایدار نباشد، به آن پتانسیل، پتانسیل شکست E_b یا پتانسیل ترانس پسیو اطلاق می‌شود [۱۹]. مطابق با شکل ۳-الف، E_{pit} معادل با پتانسیل مربوط به دانسیته جریان پسیو i_p $100 \mu A/cm^2$ تعیین شد [۱۶].



شکل ۲- الف) تصویر SEM (الکترون‌های ثانویه) از سطح مقطع نمونه اتصال داده شده در دمای $1150^{\circ}C$ بعد از مدت زمان ۱ ساعت (قبل از تکمیل انجماد همدم)، ب) منطقه A در شکل ۲-الف، ج) منطقه B در شکل ۲-الف، د) آنالیز Spot EDS از فازهای مشخص شده در شکل (۲-ب و ج)، ه) تصویر SEM (الکترون‌های ثانویه) از سطح مقطع نمونه اتصال داده شده در دمای $1150^{\circ}C$ بعد از مدت زمان ۴ ساعت، و) آنالیز توزیع خطی از منطقه اتصال در راستای خط AB و ی) آنالیز Spot EDS از فازهای مشخص شده در شکل (۲-ه). ISZ، ASZ و BZ به ترتیب معرف منطقه اتصال، منطقه انجماد همدم و منطقه انجماد غیر همدم می‌باشد.

خوردگی حفره‌ای و رفتار محافظتی بالایی در محیط خوردگی کلرید سدیم داشته و با افزایش غلظت محلول خوردگی از 0.1 M به 2.5 M این رفتار کاهش محسوسی ندارد. این نتایج در تطابق با مورفولوژی سطوح خوردگی فولاد پایه بعد از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی بوده که دلالت بر عدم وقوع خوردگی حفره‌ای در فولاد پایه در محلول‌های خوردگی داشت (شکل ۴). تصویر SEM مد الکترون برگشتی از سطوح فولاد پایه بعد از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی در محلول‌های 0.1 M و 2.5 M در شکل ۴ ارائه شده است. همانگونه که از این شکل برداشت می‌شود سطوح فولاد پایه عاری از حفرات خوردگی بوده و تنها حفرات بسیار کوچکی با ابعاد کمتر از $2\mu\text{m}$ در بزرگمایی بالا قابل مشاهده می‌باشد.

شکل ۳-الف نشان می‌دهد که فولاد پایه در تمام محلول‌های خوردگی دارای رفتار پلاریزاسیون مشابهی بوده و دامنه پسیواسیون آن با افزایش غلظت محلول خوردگی تغییر محسوسی نمی‌کند. مطابق با جدول ۲، E_{corr} فولاد پایه در دامنه $-0.288\text{ V}_{\text{Ag/AgCl}}$ تا $-0.317\text{ V}_{\text{Ag/AgCl}}$ واقع شده و با افزایش غلظت محلول خوردگی، تغییرات منظمی از خود نشان نمی‌دهد. همچنین با افزایش غلظت محلول خوردگی از 0.1 M به 2.5 M ، E_{pit} و ΔE_{pit} فولاد پایه به طور تدریجی کاهش یافته و دانسیته جریان پسیو i_p آن نیز اندکی افزایش می‌یابد. لازم به ذکر است با توجه به افزایش i_p با پتانسیل اعمالی، i_p به صورت میانگین دانسیته جریان از پتانسیل پسیو اولیه E_{pp} تا E_{pit} محاسبه شده است. ارزیابی نتایج پلاریزاسیون فولاد پایه به طور کلی نشان می‌دهد که فولاد پایه پتانسیل



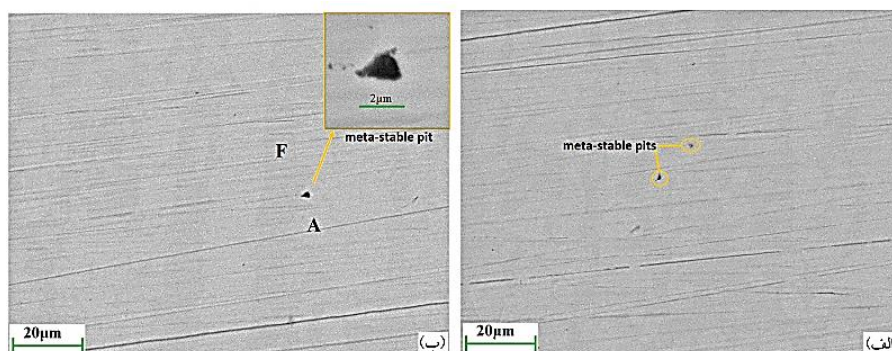
شکل ۳- تاثیر غلظت کلرید سدیم بر نمودارهای پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی (الف) فولاد پایه، (ب) نمونه اتصال داده شده قبل از تکمیل انجماد همدم و (ج) نمونه اتصال داده شده بعد از تکمیل انجماد همدم.

جدول ۲- اطلاعات الکتروشیمیایی استخراجی نمودارهای پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی فولاد پایه و نمونه‌های اتصال قبل و بعد از تکمیل انجماد همدا در محلول خوردگی با غلظت‌های ۰/۱M تا ۲/۵ M کلرید سدیم

نمونه	غلظت خورنده (مول)	پتانسیل خوردگی (ولت)	پتانسیل خوردگی حفره‌ای (ولت)	محدوده پسیو (ولت)	i_p جریان پسیو (μm)
فولاد پایه	۰/۱	-۰/۲۸۸	+۱/۱۷۱	+۱/۴۵۹	۳/۲۱
	۰/۶	-۰/۳۱۷	+۱/۱۳۷	+۱/۴۵۴	۳/۴۱
	۱/۵	-۰/۲۹۵	+۱/۱۲۷	+۱/۴۲۲	۳/۱۱
	۲/۵	-۰/۲۹۷	+۱/۱۱۷	+۱/۴۱۴	۳/۴۳
نمونه اتصالی قبل از تکمیل انجماد همدا	۰/۱	-۰/۲۹۶	+۰/۳۶۲	+۰/۶۵۸	۱/۰۲
	۰/۶	-۰/۲۸۹	+۰/۲۸۵	+۰/۵۷۴	۱/۷۶
	۱/۵	-۰/۲۹۲	+۰/۱۰۷	+۰/۳۹۹	۲/۶۷
	۲/۵	-۰/۲۹۸	+۰/۰۸۳	+۰/۳۸۱	۳/۳۶
نمونه اتصالی بعد از تکمیل انجماد همدا	۰/۱	-۰/۲۸۳	+۱/۱۸۰	+۱/۴۶۳	۳/۸۲
	۰/۶	-۰/۲۹۵	+۱/۱۱۵	+۱/۴۱۰	۳/۸۵
	۱/۵	-۰/۲۹۰	+۱/۱۰۴	+۱/۳۹۴	۴/۱۶
	۲/۵	-۰/۲۸۸	+۰/۸۹۵	+۱/۱۸۳	۷/۸۲

مطابق با مراجع [۲۱-۱۹]، این حفرات با ابعاد بسیار کوچک، می‌تواند مربوط به حفرات ناپایدار خوردگی (Meta-stable) بوده که بعد از جوانه زنی، دیگر قابلیت رشد نداشته و دوباره پسیو می‌شوند. B. Deng و همکاران [۲۱] نیز جوانه زنی حفرات ناپایدار خوردگی در سطح فولاد دوپلکس ۲۲۰۵ را بعد از آزمون خوردگی حفره‌ای در محیط کلرید سدیم گزارش نمودند. T. Huang و همکاران [۲۲] در بررسی خوردگی حفره‌ای فولاد دو پلکس ۲۲۰۵ در غلظت‌های مختلف کلرید سدیم در دمای محیط، خوردگی حفره‌ای

پایدار در سطح فولاد دوپلکس مشاهده نکرده و افزایش دانسیته جریان پسیو در محدوده پتانسیل (۱/۲۰V - ۱/۰۰V) را به پتانسیل ترانس پسیو لایه پسیو مربوط دانستند. A Kocijan و همکاران [۲۳] نیز کاهش ۱۰۰ mV در پتانسیل شکست لایه پسیو از ۱/۱۰V به ۱/۰۰V را با افزایش غلظت محلول خوردگی از ۰/۱ wt.% به ۳/۵ wt.% کلرید سدیم مشاهده نموده که آن را ناشی از کاهش پایداری لایه پسیو با جذب بیشتر یون Cl^- دانستند.



شکل ۴- الف) تصویر SEM الکترون‌های برگشتی از سطح فولاد پایه بعد از آزمون پلاریزاسیون در محلول الف) ۰/۱ مولار و ب) ۲/۵ مولار. A و F نشانگر فاز آستنیت و فریت در فولاد پایه می‌باشد.

ناپایدار خوردگی داخل فاز آستنیت و همچنین در فصل مشترک آستنیت/ فریت را گزارش نموده و آن را ناشی از عدد معادل مقاومت به خوردگی حفره‌ای PREN کمتر فاز آستنیت در مقایسه با فاز فریت دانستند. PREN یک رابطه تئوری برای ارزیابی مقاومت به خوردگی حفره‌ای فولادهای زنگ نزن بوده و از رابطه I محاسبه می‌شود [۲۴].

رابطه $PREN = \% Cr + 3.3 \% Mo + 16 \% N$ مطابق با مراجع هر چه PREN برای فازی بیشتر باشد، مقاومت به خوردگی حفره‌ای آن بالاتر است [۲۴-۲۶]. نتایج PREN فازهای فریت (F) و آستنیت (A) در فولاد پایه در جدول ۳ ارائه شده است. همانطور که مشاهده می‌شود فاز آستنیت عدد PREN کمتری نسبت به فاز فریت داشته و بنابراین حفرات ناپایدار خوردگی به صورت ترجیحی داخل فاز آستنیت جوانه زده‌اند. در محاسبه PREN میزان نیتروژن در فاز فریت معادل با حد حلالیت آن در فاز فریت (۰/۰۵ درصد وزنی) و میزان نیتروژن در آستنیت برابر با باقی مانده آن در فولاد پایه (۰/۰۹ درصد وزنی) لحاظ شده است.

با افزایش غلظت یون Cl^- ، دسترسی لایه پسیو به اکسیژن کاهش یافته که در آن حالت نرخ رشد لایه پسیو کمتر از نرخ انحلال فلز شده و در نتیجه پایداری لایه پسیو در برابر عامل خوردنده کاهش می‌یابد. آنها گزارش نمودند که لایه پسیو در فولاد دوپلکس ۲۲۰۵ از اکسیدهای دو عنصر اصلی آهن و کروم تشکیل شده و با افزایش غلظت عامل خوردگی (کلرید سدیم) میزان کروم لایه پسیو افزایش و میزان آهن و نیکل آن کاهش می‌یابد. این موضوع ناشی از انحلال ترجیحی آهن و نیکل از طریق لایه پسیو با افزایش غلظت یون کلرید بوده که موجب افزایش نرخ انحلال فلز از طریق لایه پسیو در مقایسه با نرخ رشد لایه پسیو و در نتیجه کاهش مقاومت لایه پسیو می‌شود [۲۳].

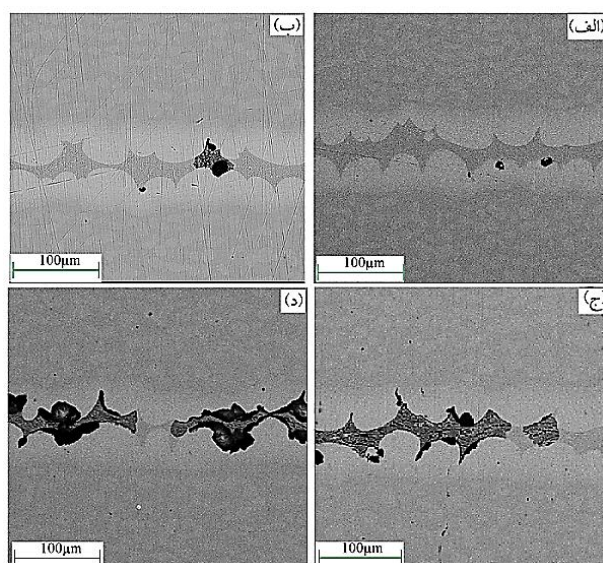
بررسی‌های آنالیز EDS از سطح فولاد پایه خورده شده در محلول ۲/۵ M مولار حاکی از ایجاد حفره ناپایدار خوردگی در داخل فاز آستنیت بود (جدول ۳). این مشاهده در تطابق با نتایج B. Deng و همکاران [۲۱] بوده که در بررسی خوردگی حفره‌ای فولاد دوپلکس ۲۲۰۵، تشکیل حفره‌های

جدول ۳- آنالیز ترکیب شیمیایی و عدد معادل مقاومت به خوردگی PREN حفره‌ای فازهای فولاد پایه

عناصر (درصد وزنی)	آهن	کروم	نیکل	مولیدن	سیلیسیم	PREN
آستنیت	مانده	۲۰/۷۵	۷/۹۰	۲/۸۰	۰/۳۵	۳۱/۴۳
فریت	مانده	۲۵/۲۰	۳/۷۱	۳/۱۰	۰/۵۰	۳۸/۲۴

نمودار پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نمونه اتصالی در حالت عدم تکمیل انجماد همدم در شکل ۳-ب ارائه شده است. نتایج خوردگی حفره‌ای در جدول ۲ نشان می‌دهد که E_{pit} و ΔE_{pit} نمونه مذکور به طور قابل ملاحظه‌ای کمتر از مقادیر فولاد پایه بوده و با افزایش غلظت محلول خوردگی، این اختلاف افزایش چشمگیری یافته است. مطابق با جدول ۲، E_{pit} فولاد پایه از $+1/11V_{Ag/AgCl}$ در محلول ۰/۱ M به $+0/373V_{Ag/AgCl}$ در نمونه اتصالی مذکور کاهش یافته و این کاهش در محلول ۲/۵ M شدیدتر و از $+1/11V_{Ag/AgCl}$ به در مقایسه با فولاد پایه می‌شود. این نتایج در تطابق با مشاهدات سطوح خوردگی نمونه اتصالی بعد از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی بود (شکل ۵). تصویر SEM مد

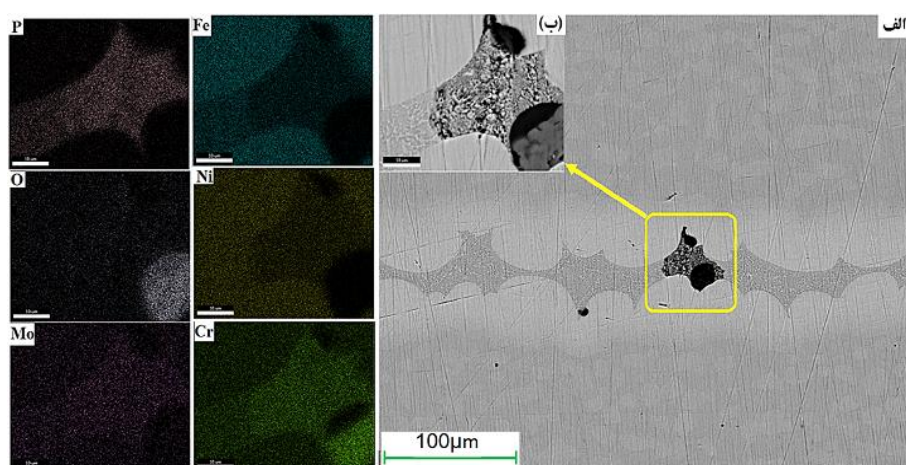
نمودار پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نمونه اتصالی در حالت عدم تکمیل انجماد همدم در شکل ۳-ب ارائه شده است. نتایج خوردگی حفره‌ای در جدول ۲ نشان می‌دهد که E_{pit} و ΔE_{pit} نمونه مذکور به طور قابل ملاحظه‌ای کمتر از مقادیر فولاد پایه بوده و با افزایش غلظت محلول خوردگی، این اختلاف افزایش چشمگیری یافته است. مطابق با جدول ۲، E_{pit} فولاد پایه از $+1/11V_{Ag/AgCl}$ در محلول ۰/۱ M به $+0/373V_{Ag/AgCl}$ در نمونه اتصالی مذکور کاهش یافته و این کاهش در محلول ۲/۵ M شدیدتر و از $+1/11V_{Ag/AgCl}$ به در مقایسه با فولاد پایه می‌شود. این نتایج در تطابق با مشاهدات سطوح خوردگی نمونه اتصالی بعد از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی بود (شکل ۵). تصویر SEM مد



شکل ۵- تصویر SEM (الکترون‌های برگشتی) از سطح نمونه اتصالی قبل از تکمیل انجماد همدم بعد از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی در محلول الف (۰/۱ M ، ب) ۰/۶ M ، ج) ۱/۵ M و د) ۲/۵ M

کروم و اکسیژن در حفره خوردگی داشته که آن می‌تواند نشانگر تشکیل اکسید کروم در لایه پسیو حین فرآیند خوردگی آن باشد. همچنین، توزیع ناهمگن عناصر کروم و مولیبدن بین مناطق انجماد همدم و غیر همدم به طور مشخص از نتایج شکل ۶ قابل برداشت بوده که آن را می‌توان عامل اصلی وقوع خوردگی حفره‌ای در منطقه اتصال متصور شد.

بررسی شکل ۵ نشان می‌دهد که خوردگی حفره‌ای داخل منطقه اتصال اتفاق افتاده و با افزایش غلظت محلول خوردگی، شدت آن افزایش یافته است. بررسی دقیق موضع خوردگی مشخص می‌کند که حفرات خوردگی در فصل مشترک منطقه انجماد غیر همدم/ همدم ایجاد شده‌اند. آنالیز توزیع عنصری از موضع خوردگی حفره‌ای در محلول ۰/۶ M (شکل ۶)، دلالت بر میزان بالای

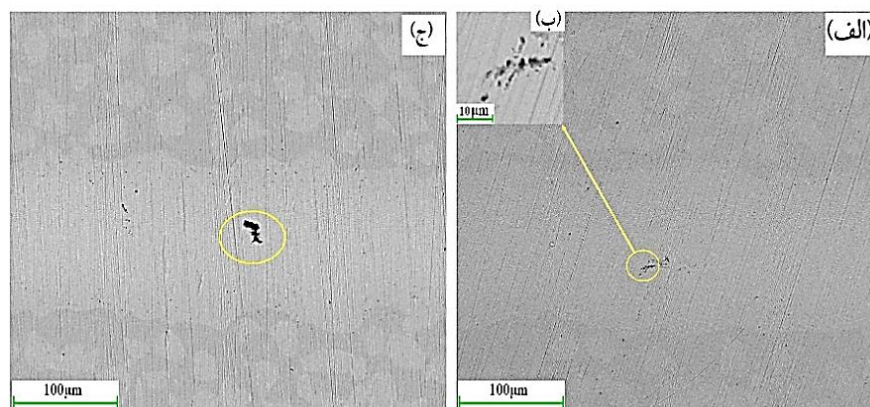


شکل ۶- الف: تصویر SEM (الکترون‌های برگشتی) از مورفولوژی خوردگی حفره‌ای در نمونه اتصالی خورده شده در محلول M ۰/۶ قبل از تکمیل انجماد همدم ، ب: تصویر بزرگ شده از حفره خوردگی و ج: آنالیز توزیع عنصری (map) از منطقه خوردگی حفره‌ای.

انجماد همدم $V_{Ag/AgCl} + 0.107$ در محلول $M 1/5$ بوده که با از تکمیل انجماد همدم در حدود $1V$ افزایش یافته و به $V_{Ag/AgCl} + 1.104$ می‌رسد. این میزان پتانسیل ($V_{Ag/AgCl} + 1.104$) بسیار نزدیک به E_{pit} فولاد پایه ($V_{Ag/AgCl} + 1.127$) بوده که نشان از تشابه رفتار خوردگی حفره‌ای فولاد پایه و نمونه اتصالی دارد. با افزایش غلظت محلول خوردگی به $2.5M$ ، علیرغم افزایش E_{pit} نمونه اتصالی از $V_{Ag/AgCl} + 0.83$ قبل از تکمیل انجماد همدم به $V_{Ag/AgCl} + 0.895$ بعد از تکمیل انجماد همدم، نوسانات ناپایداری در جریان پسیو اتفاق یافته که آن باعث افزایش i_p از $4.16 \mu A/cm^2$ در محلول $M 0.1$ به $7.82 \mu A/cm^2$ در محلول $M 2.5$ می‌شود. افزایش i_p در منطقه آندی نشانگر کاهش پایداری لایه پسیو در برابر عامل خورنده و حاکی از افزایش نرخ انحلال آن می‌باشد [۱۹]. به عبارت دیگر، غلظت بالاتر از $M 1/5$ را می‌توان به عنوان حد بحرانی غلظت برای نمونه اتصالی بعد از تکمیل انجماد همدم در نظر گرفت به طوریکه با افزایش غلظت به بیشتر از آن، پتانسیل خوردگی حفره‌ای و رفتار محافظتی نمونه اتصالی به طور محسوسی کاهش می‌یابد. این نتایج در تطابق با مشاهدات سطوح خوردگی نمونه اتصالی بعد از تکمیل انجماد همدم بود (شکل ۷). تصویر SEM مد الکترون برگشتی از سطوح خوردگی نمونه اتصالی بعد از تکمیل انجماد همدم در محلول خوردگی $M 1/5$ و $M 2.5$ در شکل ۷ ارائه شده است.

به عبارتی دیگر، تجمع کروم و مولیبدن در منطقه انجماد غیر همدم باعث عملکردی کاتدی این منطقه و حضور کمتر مولیبدن و کروم در منطقه انجماد همدم باعث عملکردی آندی آن شده که در حضور عامل خوردگی، سل‌های خوردگی در فصل مشترک تشکیل و خوردگی حفره‌ای در آن تشدید می‌شود.

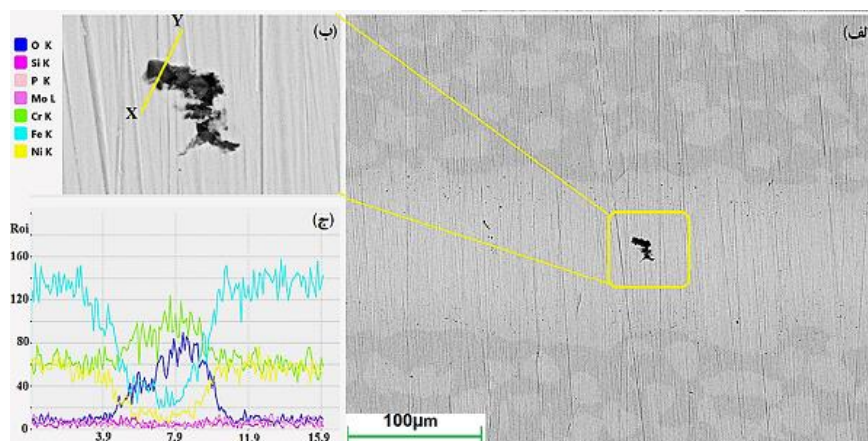
نمودارهای پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نمونه اتصالی بعد از تکمیل انجماد همدم در شکل ۳-ج ارائه شده است. نتایج شکل ۳ به طور مشخص دلالت بر افزایش پتانسیل خوردگی حفره‌ای نمونه اتصالی و دامنه پسیواسیون آن بعد از تکمیل انجماد همدم دارد. همانطور که مشخص است بعد از تکمیل انجماد همدم، رفتار خوردگی نمونه اتصالی متفاوت از حالت قبل از تکمیل انجماد همدم شده و رفتار آن به فولاد پایه بسیار نزدیک شده است. شکل ۳ همچنین نشان می‌دهد که تا غلظت $M 1/5$ ، نمونه اتصالی رفتار پلاریزاسیون مشابهی با رفتار فولاد پایه داشته ولی با افزایش غلظت به $M 2.5$ ، جریان پسیو در منطقه آندی به طور محسوسی افزایش یافته که باعث تغییر رفتار آن در غلظت $M 2.5$ نسبت به فولاد پایه می‌شود. نتایج الکتروشیمیایی در جدول ۲ آشکار می‌سازد که E_{pit} و ΔE_{pit} نمونه اتصالی بعد از تکمیل انجماد همدم به طور چشمگیری نسبت به حالت بدون تکمیل انجماد همدم افزایش می‌یابد. به عنوان مثال E_{pit} نمونه اتصالی قبل از تکمیل



شکل ۷- تصویر SEM (الکترون‌های برگشتی) از سطوح خوردگی نمونه اتصالی بعد از تکمیل انجماد همدم در محلول‌های خوردگی (الف) $M 1/5$ و (ب) $M 2.5$.

M ۲/۵ (شکل ۷-ب)، رفتار خوردگی نمونه اتصالی تغییر کرده و حفرات خوردگی پایداری در داخل منطقه اتصال تشکیل شده‌اند. توزیع خطی عناصر آلیاژی در موضع حفره خوردگی در محلول M ۲/۵ (شکل ۸) حضور کروم و اکسیژن بالا را داخل حفره خوردگی آشکار می‌نماید.

همانطور که از شکل ۷-الف برداشت می‌شود در محلول خوردگی M ۱/۵، خوردگی حفره‌ای پایداری در نمونه اتصالی حادث نشده و تنها حفرات ناپایدار خوردگی با ابعاد بسیار کوچک ($\sim 2\mu\text{m}$) در مرکز منطقه اتصال قابل مشاهده می‌باشند. از سوی دیگر با افزایش غلظت محلول خوردگی به



شکل ۸- الف) تصویر SEM (الکترون‌های برگشتی) از سطح نمونه اتصالی بعد از تکمیل انجماد همدم بعد از آزمون خوردگی در محلول M ۲/۵، ب) حفره خوردگی در منطقه اتصال و ج) آنالیز توزیع خطی عناصر از حفره خوردگی

در جدول ۴ بوده که نشان می‌دهد فاز آستنیت تشکیل شده در منطقه اتصال، PREN کمتری نسبت به فازهای فریت و آستنیت در فولاد پایه دارد.

وقوع حفره خوردگی داخل منطقه اتصال می‌تواند ناشی از مقاومت به خوردگی کمتر فاز آستنیتی منطقه اتصال نسبت به فازهای فولاد پایه باشد. این موضوع در تایید با نتایج PREN

جدول ۴: عدد معادل مقاومت به خوردگی حفره‌ای PREN فاز آستنیت در منطقه اتصال و مقایسه آن با فازهای آستنیت و فریت موجود در فولاد پایه مجاور با منطقه اتصال در نمونه اتصالی بعد از تکمیل انجماد همدم

فاز	آستنیت منطقه اتصال	آستنیت فولاد پایه	فریت فولاد پایه
PREN	۲۳/۹۶	۳۲/۷۷	۳۶/۱۸

آلیاژی در منطقه اتصال بوده که در نمودار توزیع خطی عناصر آلیاژی در شکل ۸-ب کاملاً مشهود می‌باشد. بنابراین چنین به نظر می‌رسد که مقاومت به خوردگی کمتر ناحیه مرکزی در منطقه اتصال باعث وقوع حفره خوردگی به صورت ترجیحی در آن منطقه شده‌است. به طور کلی وقوع خوردگی حفره‌ای در منطقه اتصال در محلول خوردگی M ۲/۵ را می‌توان به کاهش پایداری لایه پسیو با افزایش غلظت محلول خوردگی مرتبط دانست. همانطور که قبلاً ذکر شد

لازم به ذکر است PREN فاز آستنیت در منطقه اتصال بر مبنای متوسط ترکیب شیمیایی آن در منطقه اتصال محاسبه شده است. PREN مناطق IS1، IS2 و IS3 در شکل ۲-ه به ترتیب برابر با ۲۳/۹۲، ۲۰/۵۰ و ۲۷/۴۸ بوده که متوسط آن ۲۳/۹۶ در جدول ۴ مبنای مقایسه قرار گرفته شده است. همانطور که از نتایج PREN مشخص است نواحی مرکزی منطقه اتصال (IS2) PREN کمتری نسبت به نواحی مجاور آن (IS1 و IS3) داشته که آن ناشی از نحوه توزیع عناصر

در آن می‌شود. به طور کلی از نتایج خوردگی نمونه اتصالی بعد از تکمیل انجماد همدم چنین برداشت می‌شود که تکمیل انجماد همدم تاثیر قابل ملاحظه‌ای بر رفتار پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نمونه اتصالی داشته و باعث افزایش چشمگیر پتانسیل خوردگی حفره‌ای و بهبود رفتار محافظتی لایه پسیو در محلول خوردگی کلرید سدیم می‌شود. این رفتار تا غلظت ۱/۵M از محلول خوردگی ادامه داشته ولی در غلظت ۲/۵M به طور محسوسی افت می‌کند.

افزایش غلظت کلرید سدیم در محلول خوردگی باعث جذب بیشتر یون کلرید در لایه پسیو و در نتیجه کاهش دسترسی لایه پسیو به اکسیژن می‌شود [۲۳]. عدم دسترسی به اکسیژن باعث نازک‌تر و ناپایدار شدن لایه پسیو شده که آن باعث تسهیل تخریب لایه پسیو می‌شود. با توجه به اینکه منطقه اتصال، PREN کمتری نسبت فولاد پایه دارد، لایه پسیو تشکیل شده در منطقه اتصال از پایداری کمتری نسبت به لایه پسیو در فولاد پایه برخوردار بوده که آن باعث تخریب ترجیحی لایه پسیو از منطقه اتصال و وقوع خوردگی حفره‌ای

نتیجه‌گیری

- اتصال TLP فولاد دوپلکس ۲۲۰۵ با لایه واسط نیکل - فسفر باعث تشکیل ترکیبات یوتکتیکی غنی از مولیدن، کروم و فسفر در مرکز منطقه اتصال قبل از تکمیل انجماد همدم شده که تاثیر مخربی بر رفتار خوردگی حفره‌ای اتصال دارد.
- با تکمیل انجماد همدم و تشکیل فاز آستنیتی یکدست در منطقه اتصال، پتانسیل خوردگی حفره‌ای و رفتار محافظتی نمونه اتصالی به طور چشمگیری افزایش و به رفتار فولاد پایه نزدیک می‌شود.
- فصل مشترک مناطق انجماد همدم/ غیر همدم محل‌های مستعد به خوردگی حفره‌ای قبل از تکمیل انجماد همدم بوده که آن ناشی از توزیع ناهمگن عناصر آلیاژی کروم و مولیدن در منطقه اتصال می‌باشد.
- منطقه اتصال بعد از تکمیل انجماد همدم عدد معادل مقاومت به خوردگی حفره‌ای (۲۳/۹۶) پایین‌تری نسبت به فولاد پایه (۳۲/۷۷ فاز آستنیت و ۳۶/۱۸ فاز فریت) داشته که آن توجیه‌کننده وقوع ترجیحی حفرات خوردگی در منطقه اتصال در غلظت‌های بالای کلرید سدیم می‌باشد.
- با افزایش غلظت محلول خوردگی از ۰/۱ M به ۲/۵ M، پتانسیل حفره‌ای نمونه اتصالی به پتانسیل خوردگی آن نزدیک‌تر شده که حاکی از روند تغییر رفتار الکتروشیمیایی نمونه اتصالی از حالت پسیو به اکتیو می‌باشد.

مراجع

- [1] Jiakun Sun¹, Xiaolei Li, Yangting Sun¹, Yiming Jiang¹, Jin Li¹, A Study on the Pitting Initiation of Duplex Stainless Steel (DSS 2205) Welded Joints Using SEM-EDS, SKPFM and Electrochemistry Methods, Int. J. Electrochem. Sci., Vol. 13, 2018, Pp. 11607 – 11619.
- [2] J M.A. García-Rentería^a, V.H. López-Morelos^b, J. González-Sánchez^c, R. García-Hernández^b, L. Dzib-Pérez^c, F.F. Curiel-López^a, Effect of electromagnetic interaction during fusion welding of AISI2205 duplex stainless steel on the corrosion resistance, Applied Surface Science, Vol. 396, 2017, Pp. 1187-1200.
- [3] Ziyang Zhang, Zhiyu Wang, Yiming Jiang, Hua Tan, Dong Han, Yanjun Guo, Jin Li, Effect of post-weld heat treatment on microstructure evolution and pitting corrosion behavior of UNS S31803 duplex stainless steel welds, Corrosion Science, Vol. 62, 2012, Pp. 42–50.
- [4] Prabhu Paulraj, Rajnish Garg, Effect of welding parameters on pitting behavior of GTAW of DSS and super DSS weldments, Engineering Science and Technology, an International Journal, Vol. 19, 2016, Pp. 1076–1083.
- [5] H. Liu, X. Jin, Electrochemical Corrosion Behavior of the Laser Continuous Heat Treatment Welded Joints of 2205 Duplex Stainless Steel, Journal of Wuhan University of Technology, Vol.26 No.6, 2011, Pp. 1140-1147.

- [6] Yuanyuan Yang, Yanjun Guo, Yuanyuan Liu, Jin Li and Yiming Jiang, The Microstructure and Pitting Resistance of 2002 Lean Duplex Stainless Steel after the Simulated Welding Thermal Cycle Process, *Materials* 2018, Vol.12(1), 70; doi:10.3390/ma12010070.
- [7] García Rentería Marco Arturo, López Morelos Víctor Hugo, García Hernández Rafael, edolla Becerril Egberto, González Sánchez Jorge Antonio, Electrochemical Characterization of AISI 2205 Duplex Stainless Steel Welded Joints with Electromagnetic Interaction, *Procedia Materials Science*, Vol. 8, 2015, Pp. 950 – 958.
- [8] E. Norouzi, M. Atapour, M. Shamanian, A. Allafchian, Effect of bonding temperature on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V to AISI 304 transient liquid phase bonded joint, *Materials and Design*, Vol. 99, 2016, Pp. 543–551.
- [9] M. Arafin, M. Medraj, D. Turner, P. Bocher, Effect of alloying elements on the isothermal solidification during TLP bonding of SS 410 and SS 321 using a BNi-2 interlayer, *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 106, 2007, Pp. 109-119.
- [10] T. Khan, M. Kabir, R. Bulpett, Effect of transient liquid-phase bonding variables on the properties of a micro-duplex stainless steel, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 372, 2004, Pp. 290-295.
- [11] X. Yuan, M.B. Kim, C.Y. Kang, Characterization of transient-liquid-phase-bonded joints in a duplex stainless steel with a Ni–Cr–B insert alloy, *Materials Characterization*, Vol. 60, 2009, Pp. 1289-1297.
- [12] X. Yuan, C.Y. Kang, M.B. Kim, Microstructure and XRD analysis of brazing joint for duplex stainless steel using a Ni–Si–B filler metal, *Materials Characterization*, Vol. 60, 2009, Pp. 923-931.
- [13] X. Yuan, M.B. Kim, Y.H. Cho, C.Y. Kang, 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*, Vol. 43, 2012, Pp. 1989-2001.
- [14] Kai Wang Chan and Sie Chin Tjong, Effect of Secondary Phase Precipitation on the Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steels, *Materials*, Vol. 7, 2014, Pp. 5268-5304; doi:10.3390/ma7075268.
- [15] Jagesvar Verma, Ravindra Vasantrao Taiwade, Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments—A review, *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 25, 2017, Pp. 134–152.
- [16] Zhiqiang Zhang, Hongyang Jing, Lianyong Xu, Yongdian Han, Lei Zhao, Jianli Zhang, Influence of microstructure and elemental partitioning on pitting corrosion resistance of duplex stainless steel welding joints, *Applied Surface Science*, Vol. 394, 2017, Pp. 297-314.
- [17] Yanze Yang, Zhiyu Wang, Hua Tan, Jufeng Hong, Yiming Jiang, Laizhu Jiang, Jin Li, Effect of a brief post-weld heat treatment on the microstructure evolution and pitting corrosion of laser beam welded UNS S31803 duplex stainless steel, *Corrosion Science*, Vol. 65, 2012, Pp. 472–480.
- [18] M. Islam, N. Sato, Y. Tomota, Effects of Process Parameters on Ferrite Grain Size of Commercially Pure Iron, *Journal of Scientific Research*, Vol. 3, 2011, Pp. 311-319.
- [19] S. Esmailzadeh, M. Aliofkhazraei, and H. Sarlak, Interpretation of Cyclic Potentiodynamic Polarization Test Results for Study of Corrosion Behavior of Metals: A Review1, ISSN 2070-2051, *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, 2018, Vol. 54, No. 5, Pp. 976–989.
- [20] N.J. Laycock, M.H. Moayed, and R.C. Newman, Metastable Pitting and the Critical Pitting Temperature, *J. Electrochem. Soc.*, 1998, Vol. 145(8), Pp 2622–2628.
- [21] Bo Deng, Yiming Jiang, Jia Gong, Cheng Zhong, Juan Gao, Jin Li, Critical pitting and repassivation temperatures for duplex stainless steel in chloride solutions, *Electrochimica Acta*, Vol. 53, 2008, Pp. 5220–5225.
- [22] Tian-Sheng Huang, Wen-Ta Tsai, Szu-Jung Pan & Keh-Chin Chang (2018) Pitting corrosion behavior of 2101 duplex stainless steel in chloride solutions, *Corrosion Engineering, Science and Technology*, Vol. 53:sup1, Pp. 9-15, DOI: 10.1080/1478422X.2017.1394020.
- [23] Aleksandra Kocijan, rtomir Donik, Monika Jenko, The Corrosion Behaviour of The Duplex stainless steel in Chloride Solutions studied by XPS, Mtaec9, *Materiali in Tehnologije*, Vol. 43(4), 2009, Pp. 195-199.
- [24] Jagesvar Verma and Ravindra V. Taiwade, Effect of Austenitic and Austeno-Ferritic Electrodes on 2205 Duplex and 316L Austenitic Stainless Steel Dissimilar Welds, *JMEPEG*, Vol. 25, 2016, Pp. 4706-4717. DOI: 10.1007/s11665-016-2329-4.
- [25] H. Luo, X.G. Li, C.F. Dong, K. Xiao, Effect of solution treatment on pitting behavior of 2205 duplex stainless steel, *Arabian Journal of Chemistry*, Vol. 10, 2017, Pp. S90–S94.
- [26] Luca Pezzato, Mattia Lago, Katya Brunelli, Marco Breda, and Irene Calliari, Effect of the Heat Treatment on the Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steels, *JMEPEG*, Vol. 27, 2018, Pp. 3859–3868. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3408-5>.