

# ارزیابی الکتروشیمیایی خوردگی جوش‌های ترمیمی فولاد زنگ‌نزن PH 17-4 در محلول ۳/۵ درصد وزنی کلرید سدیم

محمد رضا توکلی شوشتری

عضو هیأت علمی گروه مواد، دانشگاه شهید چمران اهواز

m\_tavakoli@scu.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۸۹/۰۳/۰۵، تاریخ پذیرش: ۸۹/۰۵/۰۴)

## چکیده

در این تحقیق، رفتار خوردگی جوش‌های ترمیمی فولاد PH 17-4 در محلول ۳/۵٪ کلرید سدیم، با اندازه‌گیری‌های الکتروشیمیایی مطالعه گردید. همچنین اثر سه عملیات حرارتی بعد از جوشکاری، آنیل انحلالی به همراه پیرسازی در دماهای ۴۸۰، ۵۵۰ و ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد بر روی مقاومت به خوردگی بررسی گردید. نتایج پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نشان داد که عملیات جوشکاری دامنه روپین شدن را در ناحیه جوش با افزایش پتانسیل حفره‌دار شدن بهبود داد. در مقابل ناحیه متأثر از حرارت بیشترین دانسیته جریان روپین شدن و کمترین مقاومت به خوردگی حفره‌ای را دارا بود. با اعمال عملیات حرارتی بعد از جوشکاری، ناحیه متأثر از حرارت از بین رفت و ناحیه روپین شدن فلز جوش با افزایش پتانسیل حفره‌دار شدن بهبود یافت. همچنین نتایج خوردگی گالوانیک نشان داد که عملیات حرارتی بعد از جوشکاری مقاومت به خوردگی گالوانیک را بهبود می‌بخشد.

## واژه‌های کلیدی:

فولاد زنگ‌نزن PH 17-4، عملیات حرارتی بعد از جوشکاری، خوردگی گالوانیک، پلاریزاسیون پتانسیودینامیک.

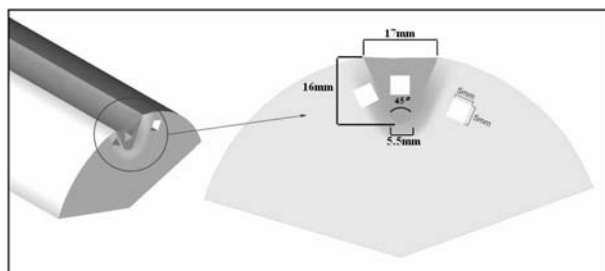
## ۱- مقدمه

گسترده دارد [۵-۹]. عملیات حرارتی پیرسازی در محدوده دمایی ۴۸۰-۶۲۰ درجه سانتی‌گراد به دنبال آنیل انحلالی و سرد کردن تا دمای اتاق، به دلیل تشکیل فاز نانومتری غنی از مس، منجر به رسوب سختی و افزایش در استحکام می‌گردد [۲ و ۴]. ضرورت استفاده از فولادهای زنگ‌نزن رسوب سختی‌شونده PH 17-4 و همچنین گران‌تر بودن ساخت این فولادها از سایر فولادهای زنگ‌نزن [۶]، باعث شده است تا در صورت معیوب بودن قطعه، هزینه جایگزینی کاملاً مشابه، مقرون به صرفه نباشد.

فولاد PH 17-4 یک فولاد زنگ‌نزن رسوب سختی‌شونده بسیار رایج از نوع مارتنزیتی است و دارای ترکیبی از استحکام بالا و مقاومت به خوردگی خوب می‌باشد [۷-۱]. مقاومت به خوردگی آن در بسیاری از محیط‌ها بهتر از هر نوع فولاد زنگ‌نزن رسوب سختی‌شونده و در مقایسه با نوع ۳۰۴ می‌باشد. به همین دلیل در بسیاری از شرایط کاری خورنده در صنایع نفت و پتروشیمی، هوافضا، هسته‌ای و در صنایع دریایی کاربرد

جدول (۱): ترکیب شیمیایی آلیاژ PH 17-4 و سیم جوش مورد استفاده.

عنصر	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V,Nb
آلیاژ	۰/۰۱	۰/۸۶	۱۵/۷۴	۳/۹۶	۰/۰۶	۲/۷۴	۰/۳
سیم جوش	۰/۰۳۲	۰/۵۴	۱۶/۲	۴/۵۹	۰/۶۸	۳/۹	۰/۲۷



شکل (۱): طراحی شماتیک ابعاد شیار ایجاد شده جهت انجام عملیات جوشکاری ترمیمی و نیز استخراج نمونه از مناطق جوش، ناحیه متأثر از حرارت و فلز پایه جهت آزمون‌های خوردگی.

نوع فولاد در شرایط جوش نتابیده و عملیات حرارتی بعد از جوشکاری در محلول ۳/۵٪ کلرید سدیم، پرداخته شود.

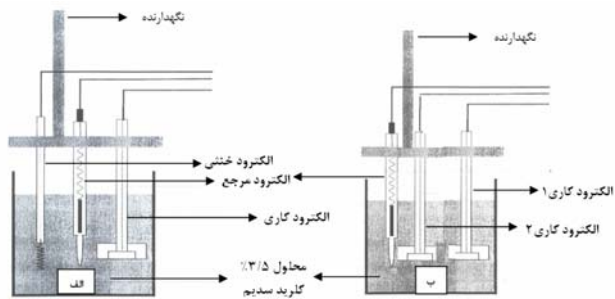
## ۲- روش تحقیق

برای انجام آزمایشات از یک قطعه فولاد استوانه‌ای شکل به قطر ۹۳ mm و طول ۴۰۰ mm از جنس فولاد زنگ‌نزن PH 17-4 استفاده شد. آنالیز ترکیب شیمیایی این آلیاژ بر حسب درصد وزنی در جدول (۱) آمده است که با ASTM A705 (Grade 630)، استاندارد برای فولاد زنگ‌نزن رسوب سختی‌شونده آهنگری شده، مطابقت دارد [۱۵].

با توجه به اینکه در این تحقیق، از جوشکاری به عنوان جوشکاری ترمیمی استفاده گردیده است، لذا شرایط عملی با فرض وجود عیب یا ترک احتمالی در قطعه شبیه‌سازی شد. ابتدا شیاری با مدول فرز به منظور از بین بردن آن عیب و با ابعادی که در شکل (۱) نشان داده شده است ایجاد و سپس جوشکاری گردید. با توجه به استاندارد ASME Section II عملیات جوشکاری به روش جوشکاری قوسی با الکتروود تنگستن با گاز

به همین دلیل، با توجه به جوش‌پذیری عالی این آلیاژ [۱]، با عملیات جوشکاری، مکان‌های معیوب و ترک خوردده ترمیم می‌شوند و با توجه به کاهش زمان توقف و رفع نیاز خرید قطعه جدید، هزینه تعمیرات کاهش می‌یابد. از طرف دیگر، فرآیندهای انجمادی مثل جوشکاری، ترکیب و ریزساختار را در ناحیه جوش تغییر می‌دهد؛ همچنین از آنجا که فولاد PH 17-4 قابلیت رسوب سختی داشته، حرارت ورودی ناشی از عملیات جوشکاری، باعث تغییرات ریزساختار در ناحیه متأثر از حرارت<sup>۱</sup> می‌گردد [۱، ۱۰ و ۱۱]. تغییرات میکروساختاری نه تنها خواص مکانیکی را تغییر می‌دهد بلکه باعث می‌گردد قسمت‌های مختلف منطقه جوش، ناحیه متأثر از حرارت و فلز پایه از نظر الکتروشیمیایی مشابه نباشند و لذا خوردگی در قطعه کاری سبب آسیب و تخریب سیستم می‌شود [۱۲، ۱۳ و ۱۴]. از طرف دیگر، فولاد زنگ‌نزن PH 17-4 جوشکاری شده معمولاً در شرایط جوش نتابیده<sup>۲</sup> مورد استفاده قرار نمی‌گیرد مگر آنکه عملیات حرارتی پس از جوش<sup>۳</sup> عملی نباشد. برای به دست آوردن خواصی نزدیک به خواص فلز پایه، عملیات حرارتی بعد از جوشکاری ضروری است که در این صورت همزمان فلز جوش، ناحیه متأثر از حرارت و فلز پایه سخت می‌گردد و همچنین تنش‌های پسماند همراه جوش کاهش می‌یابد و بنابراین بازده اتصال بالا می‌رود.

تحقیقات انجام شده بر رفتار خوردگی فولادهای زنگ‌نزن PH 17-4 مخصوصاً تأثیر عملیات جوشکاری بر روی آن بسیار کم است [۱۲]. در معدود مطالعات موجود بر رفتار خوردگی فولاد PH 17-4 جوشکاری شده که توسط نوواکی<sup>۴</sup> در محلول اسید نیتریک انجام پذیرفت، مشاهده گردید که خوردگی حفره‌ای بیشترین تخریب را در ناحیه متأثر از حرارت داشت؛ در حالی که منطقه جوش مقاومت عالی به خوردگی از خود نشان داد [۱۲]. در محیط‌های کلریدی این فولاد مستعد به خوردگی حفره‌ای است و در این تحقیق سعی شده تا با مطالعات الکتروشیمیایی به بررسی رفتار خوردگی جوش‌های ترمیمی این



شکل (۲): نحوه نصب و قرارگیری الکترودها در پیل الکتروشیمیایی مربوط به آزمون‌های: (الف) پتانسیودینامیک و (ب) آمپر متر با مقاومت صفر.

هر نمونه، حداقل ۳ بار آزمایشات تکرار شد تا دقت و صحت آن آزمایش تأیید گردد. در آخر، پتانسیل و دانسیته جریان کویل‌های گالوانیک بین ناحیه جوش- فلز پایه<sup>۸</sup>، ناحیه متأثر از حرارت- فلز پایه<sup>۹</sup> و ناحیه متأثر از حرارت- ناحیه جوش<sup>۱۰</sup> با روش آمپر متر با مقاومت صفر<sup>۱۱</sup> طی ۴۲ ساعت اندازه‌گیری شد. در طی اندازه‌گیری ۴۲ ساعت، هر ۶ ساعت به مدت ۱۰ دقیقه اطلاعات جمع‌آوری گردید. نحوه نصب و قرارگیری الکترودها در پیل الکتروشیمیایی مربوط به آزمون‌های پتانسیودینامیک و آمپر متر با مقاومت صفر در شکل (۲) آمده است.

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- پلاریزاسیون پتانسیودینامیک

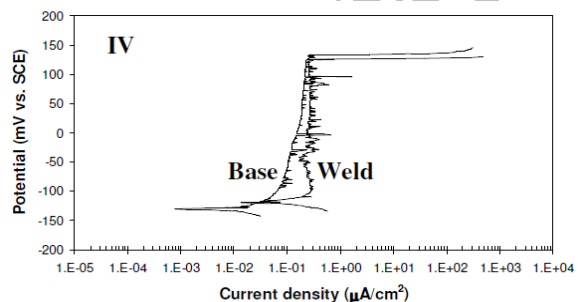
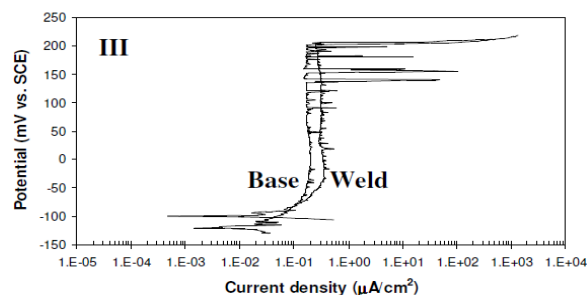
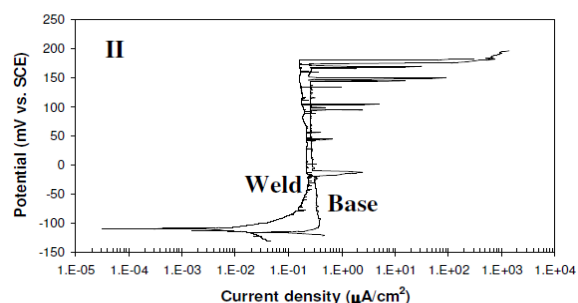
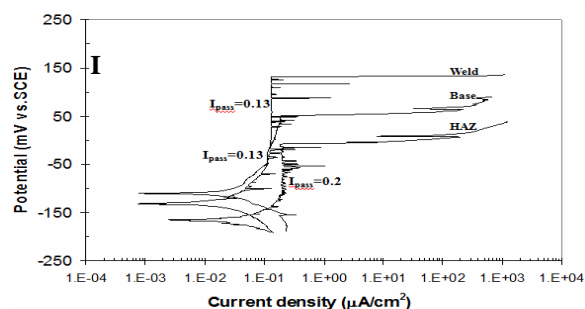
منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نمونه‌های فلز پایه، ناحیه متأثر از حرارت و فلز جوش در فولاد PH 17-4 جوشکاری ترمیمی شده (نمونه I)، در محلول ۳/۵٪ NaCl در شکل (۳-I) نشان داده شده است. مقادیر پتانسیل خوردگی بعد از یک ساعت غوطه‌وری در محلول، برای هر سه ناحیه به یک حالت پایدار رسید و از این منحنی‌ها استخراج گردید. مقادیر پتانسیل خوردگی برای نواحی جوش، فلز پایه و ناحیه متأثر از حرارت، حدود ۱۱۰-، ۱۳۰- و ۱۶۵ mV می‌باشد. این مقادیر نشان می‌دهد که پتانسیل ناحیه جوش مثبت‌تر از ناحیه متأثر از حرارت است در حالی که پتانسیل خوردگی فلز پایه بین نواحی جوش و ناحیه متأثر از حرارت قرار دارد. این مطلب مؤید آن است که ناحیه جوش نقش کاتد و ناحیه متأثر از حرارت نقش آنود را ایفا

جدول (۲): عملیات حرارتی بعد از جوشکاری استفاده شده در این تحقیق.

نمونه	شرایط عملیات حرارتی
I	آبیل انحلالی- کوئنچ در روغن- ۵۵۰ (۴ ساعت)- سرد کردن در هوا- ۶۲۰ (۴ ساعت)- سرد کردن در هوا
II	آبیل انحلالی- ۴۸۰ (یک ساعت)- سرد کردن در هوا
III	آبیل انحلالی- ۵۵۰ (۴ ساعت)- سرد کردن در هوا
IV	آبیل انحلالی- ۶۲۰ (۴ ساعت)- سرد کردن در هوا

محافظ<sup>۵</sup> و با استفاده از سیم جوش ER630 با ترکیب شیمیایی که در جدول (۱) آمده است (مطابق با استاندارد AWS A5.9-93)، انجام شد. پارامترهای جوشکاری نیز به این قرار است: جریان ۱۴۰ A، ولتاژ ۱۴ V، سرعت جوشکاری ۲۰۰ mm/min، گاز محافظ آرگون با خلوص ۹۹/۹۹٪ و با نرخ جریان ۱۲ lit/min. بعد از عملیات جوشکاری، عملیات آبیل انحلالی در دمای ۱۰۳۸ درجه سانتی‌گراد برای یک ساعت صورت گرفت و نمونه‌ها در هوا خنک شدند. سپس عملیات حرارتی بعد از جوشکاری در سه شرایط مختلف II، III و IV و بر اساس استاندارد ASTM A705 [۱۵] همانطور که در جدول (۲) آمده است، انجام گرفت. با انتخاب این دماها، محدوده‌ای از نمونه‌های پیک پیرسازی<sup>۶</sup> تا نمونه فرابیر شده<sup>۷</sup> به دست آمد [۹].

برای مطالعات خوردگی، همانگونه که در شکل شماتیک (۱) نشان داده شده است، از مناطق فلز پایه، فلز جوش و ناحیه متأثر از حرارت نمونه‌هایی با سطح مقطع ۵ × ۵ میلی‌متر مربع جدا گردید. تمامی آزمون‌های خوردگی توسط دستگاه ACM Potentiostat و هر آزمایش در ۲۵۰ cc محلول ۳/۵٪ کلرید سدیم انجام گرفت. الکتروود اشباع کالومل به عنوان الکتروود مرجع و سیم پلاتین با سطح ۲ cm<sup>۲</sup> به عنوان الکتروود خنثی انتخاب گردید. آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک با سرعت روبش آهسته ۳ mV/min تا ۲۰۰ mV پتانسیل کاتدی نسبت به پتانسیل خوردگی تا پتانسیل حفره‌دار شدن انجام گرفت. قبل از شروع تست و بعد از بستن سلول الکتروشیمیایی، هر نمونه در حدود ۶۰ دقیقه برای ایجاد شرایط پایدار، در محلول نگهداری شد. برای



شکل (۳): منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک برای نواحی فلز پایه، ناحیه متأثر از حرارت و جوش در نمونه I (نمونه جوش نتاییده) و II، III و IV در فولاد زنگ‌نزن PH 4-17، غوطه‌ور شده در محلول ۳/۵٪ کلرید سدیم سرعت روبش ۳ mV/min.

حرارتی پس از جوشکاری، اختلاف پتانسیل حفره‌دار شدن و اختلاف پتانسیل خوردگی بین ناحیه جوش و فلز پایه را کاهش داده است. با توجه به مقادیر پتانسیل خوردگی، در تمام

می‌کند. این می‌تواند مربوط به بی‌نقص بودن و بهبود فیلم رویین اکسید کرم تشکیل شده ( $Cr_2O_3$ ) بر روی سطح فلز جوش در مقایسه با ناحیه متأثر از حرارت و حتی فلز پایه باشد. در مقابل، ناحیه متأثر از حرارت کمترین پتانسیل خوردگی (در حدود ۳۵ mV کمتر از فلز پایه) را داراست. از طرف دیگر، عملیات جوشکاری باعث تغییرات میکروساختار در نواحی متأثر از حرارت و فلز جوش می‌گردد و اثری در ناحیه فلز پایه ندارد. میکروساختار ناحیه جوش شامل تیغه‌های مارتنزیت تمپر نشده و مقداری دلتا فریت می‌باشد [۱۰ و ۱۱]. در حالی که ناحیه متأثر از حرارت ساختار کاملاً متفاوتی دارد و یک طیف از مارتنزیت تمپر نشده درشت دانه، ریزدانه تا مارتنزیت فرایپر شده به همراه میزان زیادی دلتا فریت می‌باشد [۱۰ و ۱۱]. پس تغییرات زیاد میکروساختاری در این ناحیه، به خصوصیات رویین شدن آن آسیب رسانده است. به علاوه، نرخ خوردگی محاسبه شده به وسیله برون‌یابی تافل در شکل (I-۳) نشان می‌دهد که نواحی فلز پایه و جوش مقادیر کم و بیش مشابهی دارند در حالی که نرخ خوردگی ناحیه متأثر از حرارت، چندین برابر این نواحی است. نتیجه دیگری که از این منحنی‌ها می‌توان به دست آورد، مقادیر پتانسیل حفره‌دار شدن (پتانسیل شکست فیلم رویین) است که نشان می‌دهد پتانسیل حفره‌دار شدن ناحیه متأثر از حرارت، فلز پایه و جوش به ترتیب در حدود -۷، +۵۰ و +۱۳۰ mV vs. SCE می‌باشد. پس مقاومت به خوردگی حفره‌ای در ناحیه متأثر از حرارت در مقایسه با نواحی دیگر کمتر است. در حالی که عملیات جوشکاری دامنه رویین شدن را در ناحیه جوش به شدت افزایش می‌دهد، دامنه رویین شدن را در ناحیه متأثر از حرارت همانطور که ملاحظه می‌گردد کاهش داده است.

منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک با سرعت روبش آهسته ۳ mV/min برای نمونه‌های فلز پایه و ناحیه جوش در نمونه‌های II، III و IV در شکل (۳) آمده است. به طور کلی، همه عملیات حرارتی‌های پیرسازی انجام شده، پتانسیل خوردگی و پارامترهای حفره‌دار شدن را بهبود بخشیده‌اند. به علاوه، عملیات

در ناحیه فلز پایه و هم در ناحیه جوش، در نمونه III دیده می‌شود. مقایسه نمونه جوش نتابیده و نمونه‌های عملیات حرارتی پس از جوشکاری نشان می‌دهد که مقاومت به حفره‌دار شدن به علت عملیات حرارتی پیرسازی بهبود می‌یابد که در نمونه III بیشترین است. پس با توجه به اندازه‌گیری‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک، نمونه III یعنی نمونه پیرسازی شده در ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد، مقاومت به خوردگی بهینه را از لحاظ پتانسیل خوردگی، پتانسیل حفره‌دار شدن و دامنه بالاتر پتانسیل روین شدن داراست. از طرف دیگر، نمونه IV، نمونه پیرسازی شده در ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد، کمترین مقاومت به خوردگی را دارد.

### ۳-۲- مطالعات خوردگی گالوانیک

پتانسیل و دانسیته جریان کوپل‌های گالوانیک بین ناحیه جوش- فلز پایه، ناحیه متأثر از حرارت- فلز پایه و ناحیه متأثر از حرارت- ناحیه جوش با روش آمپرمتر با مقاومت صفر طی ۴۲ ساعت اندازه‌گیری شد. در طی اندازه‌گیری ۴۲ ساعت، هر ۶ ساعت به مدت ۱۰ دقیقه اطلاعات جمع‌آوری گردید و مقادیر میانگین اطلاعات محاسبه و در شکل (۴) نشان داده شده است.

همانطور که دیده می‌شود، بعد از زمان فلاش<sup>۱۲</sup> اولیه (زمان لحظه اولیه کمتر از ۶ ساعت که در آن، کاهش ناگهانی در جریان رخ می‌دهد)، دانسیته جریان خیلی کمتر برای کوپل‌های فلز پایه- جوش و ناحیه متأثر از حرارت- فلز پایه به وجود آمده است. تا ۱۸ ساعت، کوپل ناحیه متأثر از حرارت- فلز پایه کمترین مقدار را نشان می‌دهد (شکل ۴- الف). مقادیر پتانسیل گالوانیک برای کوپل فلز پایه- جوش از حدود ۱۸۵- به ۶۲ mV افزایش می‌یابد (شکل ۴- ب). کاهش جریان گالوانیک و همزمان افزایش پتانسیل کوپل، نشان از بی‌نقص بودن و بهبود روین شدن در هر دو الکتروود می‌باشد. به بیان دیگر ضخیم شدن لایه روین شدن در اثر پلاریزاسیون آنند در هر دو کوپل رخ داده است. به علاوه، در حالی که دانسیته جریان کوپل ناحیه متأثر از حرارت- فلز پایه تقریباً در حدود ۱ تا ۲ nA/Cm<sup>2</sup> ثابت می‌ماند، در کوپل فلز پایه- جوش به تدریج تا

نمونه‌های II، III و IV فلز پایه به عنوان آنند و ناحیه جوش به عنوان کاتد عمل می‌کنند.

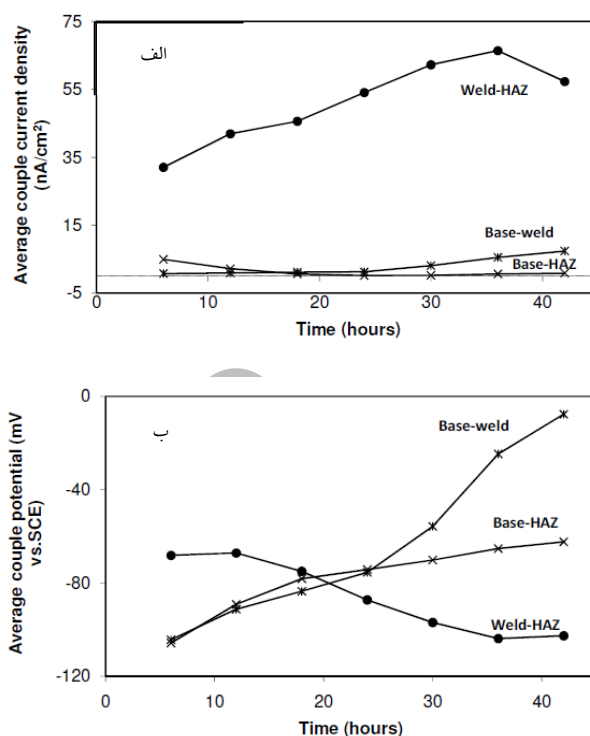
اختلاف پتانسیل خوردگی بین فلز پایه و ناحیه جوش در نمونه III، بیشترین مقدار را دارد که حدود ۲۰ mV است در حالی که این مقدار بعد از یک ساعت غوطه‌وری در نمونه II حدود ۸ mV می‌باشد. از طرفی این اختلاف پتانسیل خوردگی (به عنوان نیرو محرکه ترمودینامیکی برای وقوع خوردگی گالوانیک) بیشتر به نظر می‌آید بدان معنا باشد که طی یک ساعت غوطه‌وری، جریان گالوانیک در کوپل فلز پایه- جوش در نمونه III در مقایسه با کوپل‌های فلز پایه- جوش در دو نمونه دیگر بیشترین مقدار است. بنابراین می‌توان گفت که عملیات حرارتی پس از جوشکاری به طور قابل ملاحظه‌ای، اختلاف پتانسیل خوردگی بین کوپل‌های گالوانیک را در مقایسه با نمونه جوش نتابیده از ۵۵ mV در این نمونه به حداقل ۸ mV در نمونه II کاهش می‌دهد. این به علت مشابهت ساختاری دو ناحیه فلز پایه و جوش در اثر عملیات حرارتی پس از جوشکاری می‌باشد. به علاوه، عملیات حرارتی پیرسازی در ۴۸۰ و ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد، پتانسیل خوردگی ناحیه فلز پایه را در مقایسه با ناحیه فلز پایه در نمونه جوش نتابیده از ۱۳۰ mV- به ترتیب به ۱۱۸- و ۱۲۰ mV- افزایش می‌دهد. اما در دمای ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد پتانسیل خوردگی همچنان بدون تغییر باقی می‌ماند. در مقابل، مقایسه مقادیر پتانسیل خوردگی در نواحی جوش نشان می‌دهد که پیرسازی در دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد، پتانسیل خوردگی را از ۱۱۰- به ۱۰۰ mV- بهبود بخشیده و پیرسازی در دمای ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد این مقدار را به ۱۱۸ mV- کاهش داده و بعد از پیرسازی در دمای ۴۸۰ درجه سانتی‌گراد بدون تغییر باقی می‌ماند. مقایسه مقادیر پتانسیل حفره‌دار شدن نشان می‌دهد که با افزایش دمای پیرسازی از ۴۸۰ به ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد، پتانسیل حفره‌دار شدن در نواحی فلز پایه و جوش به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. اما افزایش دمای پیرسازی به ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد، این مقدار را در این نواحی به مقدار خیلی کمی کاهش می‌دهد. بنابراین بیشترین مقاومت به حفره‌دار شدن هم

باید به این نکته توجه داشت که در اندازه‌گیری آمپر متر با مقاومت صفر سطح مقطع نواحی فلز پایه، ناحیه متأثر از حرارت و فلز جوش با هم مساوی است. در عمل هنگامی که یک قطعه فولاد زنگ‌نزن PH 17-4 جوشکاری می‌شود، سطح مقطع نواحی جوش و مخصوصاً ناحیه متأثر از حرارت خیلی کمتر از فلز پایه است. از آنجایی که ناحیه متأثر از حرارت به عنوان آند در کوپل‌های گالوانیک عمل می‌کند، به علت اثر کینتیک بزرگتر نسبت سطح مقطع آند به کاتد جریان گالوانیک در ناحیه متأثر از حرارت خیلی بیشتر از مقدار به دست آمده توسط روش آمپر متر با مقاومت صفر می‌باشد. پس در ابتدا ناحیه متأثر از حرارت خورده می‌شود و بعد از آن، کوپل گالوانیک دیگر بین ناحیه جوش به عنوان کاتد و فلز پایه به عنوان آند شکل می‌گیرد.

اگر چه جریان گالوانیک اندازه‌گیری شده توسط روش آمپر متر با مقاومت صفر خیلی بالا نیست اما با تولید چنین جریانی، تشکیل حفره پایدار در ناحیه متأثر از حرارت می‌تواند بعد از زمان‌های طولانی‌تر پیش‌بینی شود. اما برای از بین بردن اثر مخرب ناحیه متأثر از حرارت عملیات حرارتی پیش‌بینی شده است که در ادامه اثر عملیات حرارتی بعد از جوشکاری بر روی رفتار خوردگی مناطق مختلف بررسی گردیده است.

مقادیر میانگین دانسیته جریان و پتانسیل کوپل برای هر ۱۰ دقیقه و به فواصل هر ۶ ساعت محاسبه و در شکل (۵) نشان داده شده است.

با توجه به نتایج گالوانیک نمونه جوش نتابیده، می‌توان دریافت که عملیات حرارتی پس از جوشکاری باعث کاهش جریان گالوانیک بین ناحیه فلز پایه و جوش شده است. همچنین با از بین رفتن ناحیه متأثر از حرارت ناشی از عملیات حرارتی پس از جوشکاری، خطرناک‌ترین کوپل یعنی ناحیه جوش - ناحیه متأثر از حرارت از بین رفت. میانگین ۱۰ دقیقه اول یعنی همان زمان فلاش، زمان لحظه اولیه در کمتر از ۶ ساعت که جریان به ناگهان کاهش می‌یابد، در شکل نشان داده نشده است.



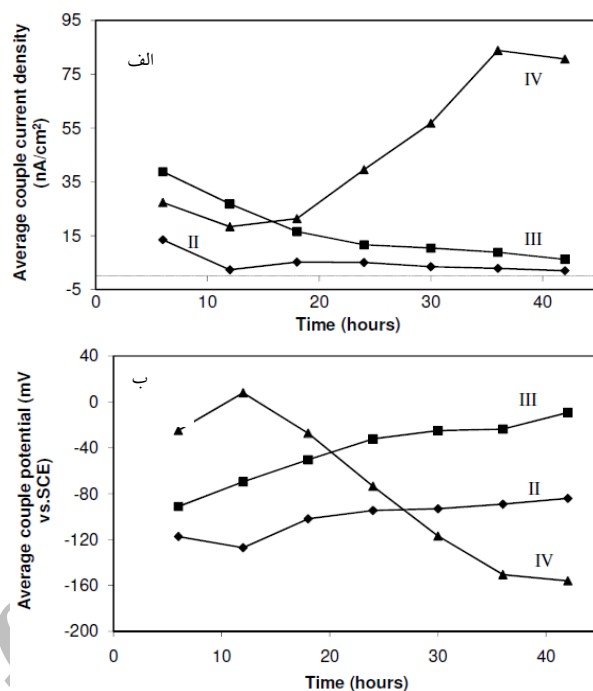
شکل (۴): (الف) دانسیته جریان گالوانیک میانگین و (ب) پتانسیل کوپل میانگین در سه کوپل گالوانیک ایجاد شده در نمونه جوش نتابیده طی ۴۲ ساعت غوطه‌وری در محلول ۳/۵٪ کلرید سدیم اندازه‌گیری شده به روش آمپر متر با مقاومت صفر.

$7 \text{ nA/Cm}^2$  افزایش می‌یابد. این بدان معناست که اگر چه نیرو محرکه یعنی اختلاف پتانسیل خوردگی بعد از یک ساعت در کوپل فلز پایه - جوش کمتر از این مقدار در کوپل ناحیه متأثر از حرارت - فلز پایه است، اما بعد از ۴۲ ساعت اختلاف پتانسیل خوردگی در کوپل فلز پایه - جوش بیشتر از کوپل ناحیه متأثر از حرارت - فلز پایه می‌گردد.

به طور خلاصه از نتایج خوردگی گالوانیک به دست آمده با روش آمپر متر با مقاومت صفر می‌توان دریافت که دانسیته جریان‌های کمی تا ده‌ها  $\text{nA/Cm}^2$  حاصل شد.

همچنین می‌توان نتیجه گرفت که کوپل ناحیه جوش - ناحیه متأثر از حرارت بیشترین نیرو محرکه را برای وقوع خوردگی گالوانیک و در نتیجه بالاترین خطر را در میان سه کوپل گالوانیک داراست.

۱۵۵ mV - کاهش می‌یابد و به طور همزمان، جریان گالوانیک (که حتی در آغاز کمتر از کوپل III است) تا ۱۲ ساعت کاهش می‌یابد و بعد از آن به سرعت افزایش می‌یابد تا بعد از ۴۲ ساعت تقریباً به حالت پایدار حدود  $80 \text{ nA/cm}^2$  می‌رسد. کاهش در پتانسیل کوپل و همزمان افزایش در دانسیته جریان گالوانیک بعد از ۴۲ ساعت غوطه‌وری، نشانه‌ای از دی‌پلاریزاسیون آند (فلز پایه) می‌باشد. این مشاهدات آشکارا نشان می‌دهد که کیفیت و مرغوبیت فیلم روئین در آند (فلز پایه) در نمونه IV در مقایسه با II و III کمتر است. نیرو محرکه کوپل (اختلاف پتانسیل خوردگی) در II، III و IV تا ۱۲ ساعت اول کاهش می‌یابد؛ اما در IV بعد از ۱۲ ساعت افزایش پیدا می‌کند که نشان می‌دهد بهبودی در کاهش جریان خوردگی گالوانیک در مقایسه با نمونه جوش نتابیده حاصل نشده است. پس‌پس‌سازی در  $620^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد بیشترین نیرو محرکه برای وقوع خوردگی گالوانیک را ایجاد کرده و بیشترین خطر را در میان سه کوپل عملیات حرارتی دارد. این بدان معناست که در ریزساختار بین فلز پایه و فلز جوش در نمونه IV، نمونه پیر شده در  $620^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد، نسبت به نمونه‌های دیگر اختلافاتی وجود دارد که می‌تواند مربوط به عواملی باشد که در نمونه‌های پیر شده در  $550^\circ\text{C}$  و  $480^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد مشاهده نگردیده است و یا اثر آن کمتر است. این عوامل شامل کسر حجمی فریت، مورفولوژی و توزیع رسوبات غنی از مس و همچنین میزان آستنیت برگشتی می‌باشد [۵]. از مقایسه اشکال (۴) و (۵) می‌توان دریافت که جریان گالوانیک در نمونه IV از خطرناک‌ترین کوپل در نمونه جوش نتابیده یعنی کوپل ناحیه جوش - ناحیه متأثر از حرارت نیز بیشتر است اما به دلیل اثر کینتیکی بزرگتر در عمل در کوپل ناحیه جوش - ناحیه متأثر از حرارت، نگران‌کننده نیست. پس می‌توان به جرأت ادعا کرد که عملیات حرارتی پس از جوشکاری جریان‌های گالوانیک را نیز در عمل کاهش و مقاومت به خوردگی گالوانیک را افزایش می‌دهد. اما مهم‌ترین نکته‌ای که در خوردگی گالوانیک و از نتایج تست آمپرتر با مقاومت صفر به دست آمد، این است که دانسیته جریان‌های گالوانیک در



شکل (۵): (الف) دانسیته جریان گالوانیک میانگین و (ب): پتانسیل کوپل میانگین در سه کوپل گالوانیک ایجاد شده در نمونه‌های II، III و IV طی ۴۲ ساعت غوطه‌وری در محلول ۳/۵٪ کلرید سدیم اندازه‌گیری شده به روش آمپرتر با مقاومت صفر، مقادیر میانگین اطلاعات برای اندازه‌گیری‌های ۱۰ دقیقه انجام گرفت.

همانطور که در شکل (۵-الف) آشکار است، بعد از ۴۲ ساعت دانسیته جریان کمتری در نمونه‌های II و III مشاهده می‌گردد. جریان گالوانیک کوپل بین فلز پایه و ناحیه جوش در II و III، به تدریج کاهش می‌یابد و تقریباً به حالت پایدار حدود  $2 \text{ nA/cm}^2$  در نمونه II و  $6 \text{ nA/cm}^2$  در III می‌رسد. حتی می‌توان پیش‌بینی کرد که بعد از ۴۲ ساعت نیز این مقادیر کمتر و کمتر شوند. از طرف دیگر، پتانسیل کوپل گالوانیک در شکل (۵-ب) نشان‌دهنده افزایش پتانسیل کوپل در II از  $-117 \text{ mV}$  به  $-85 \text{ mV}$  و در III از  $-90 \text{ mV}$  به  $-10 \text{ mV}$  می‌باشد.

افزایش در پتانسیل کوپل و همزمان کاهش دانسیته جریان گالوانیک نشان‌دهنده بهبود روئین شدن ناشی از پوشش بهتر و ضخیم شدن فیلم روئین می‌باشد. در مقابل، پتانسیل کوپل در IV در ابتدا افزایش یافته و سپس بعد از ۱۲ ساعت، از ۷ به

کاتد را ایفا می‌کند، از کوپل‌های دیگر بیشتر است. مهمترین مزیت عملیات حرارتی پس از جوشکاری، حذف ناحیه متأثر از حرارت بود که باعث گردید خطرناک‌ترین کوپل به لحاظ کینتیکی از بین رود.

۳- اندازه‌گیری پلاریزاسیون پتانسیودینامیک با نرخ رویش آهسته نشان داد که همه عملیات حرارتی‌های بعد از جوشکاری مخصوصاً پیرسازی در ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد، روین شدن ناحیه جوش را با افزایش پتانسیل حفزه‌دار شدن بهبود داد. مقایسه مقادیر پتانسیل خوردگی نیز مشخص کرد که در همه شرایط عملیات حرارتی، نواحی فلز پایه و جوش به ترتیب نقش آند و کاتد را بازی می‌کنند.

۴- نتایج اندازه‌گیری ۴۲ ساعت خوردگی گالوانیک اندازه‌گیری شده به روش آمپر متر با مقاومت صفر، نشان داد که عملیات حرارتی پس از جوشکاری، مقاوت به خوردگی گالوانیک را بهبود می‌بخشد. پیرسازی در ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد بیشترین خطر را در میان سه کوپل عملیات حرارتی با بیشترین دانسته جریان گالوانیک در حدود  $80 \text{ nA/cm}^2$  دارد؛ اما در عمل، به علت اثر کینتیکی کمتر، نگران‌کننده نیست.

## ۵- مراجع

- [1] SAA. Akbari Mousavi and A. R. Sufizadeh, "Metallurgical Investigations of Pulsed Nd:YAG Laser Welding of AISI 321 and AISI 630 Stainless Steels", Mater Des., Vol. 30, No. 8, pp. 7-3150, 2009.
- [2] C. N. Hsiao, C. S. Chiou and J. R. Yong, "Aging Reactions in a 17-4 PH Stainless Steel", Mater Chem. Phys., Vol. 74, pp. 132-42, 2002.
- [3] W. Jun, Z. Hong, L. Cong, Q. Shao-Yu and S. Bao-Luo, "The Effect of Microstructural Evolution on Hardening Behavior of Type 17-4 PH Stainless Steel in Long-Term Aging at 350°C", Mater Charact, Vol. 57, pp. 80-274, 2006.
- [4] J. D. Bressan, D. P. Daros, A. Sokolowski, R. A. Mesquita and C. A. Barbosa, "Influence of Hardness on the Wear Resistance of 17-4 PH Stainless Steel Evaluated by the Pin-on-Disc Testing", J. Mater. Process. Technol., Vol. 205, pp. 353-359, 2008.
- [5] J. Hung Wu and C. Kung Lin, "Influence of High Temperature Exposure on the Mechanical Behavior and Microstructure of 17-4 PH Stainless Steel", Mater. Sci. Eng., Vol. 38, pp. 965-971, 2003.

کوپل‌های تشکیل شده بین فلز پایه و ناحیه جوش در همه نمونه‌ها، بسیار کم و در محدوده چند ده  $\text{nA/cm}^2$  می‌باشد و این نشان از عملیات جوشکاری ترمیمی مطلوب و با کیفیت و همچنین انتخاب مناسب سیم جوش و همین‌طور عملیات حرارتی‌های بعد از جوشکاری است. عملیات حرارتی پس از جوشکاری در ۴۸۰ و ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد مقاوت به خوردگی مشابه و بهینه‌ای دارند هر چند از لحاظ پلاریزاسیون پتانسیودینامیک، دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد بهتر است و اندازه‌گیری‌های سختی نیز نشان از ترد بودن دمای ۴۸۰ درجه سانتی‌گراد می‌دهد. عملیات حرارتی پس از جوشکاری در ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد، نه تنها سختی کمتری را نشان می‌دهد بلکه مقاوت به خوردگی کمتری را نیز داراست و بنابراین پیشنهاد نمی‌شود. این موضوع با نتایج تنها تحقیق در دسترس انجام شده توسط نوواکی در تناقض است [۱۲]؛ هر چند که روش جوشکاری، روش اندازه‌گیری و محیط خوردگی مورد مطالعه، با تحقیق حاضر تفاوت دارد.

## ۴- نتیجه‌گیری

هدف از انجام این پژوهش، بررسی خوردگی فولاد زنگ‌نزن رسوب سختی‌شونده PH 17-4 ترمیم شده به روش جوشکاری، در محلول ۳/۵٪ کلرید سدیم و با استفاده از اندازه‌گیری‌های الکتروشیمیایی بود؛ نتایج در زیر خلاصه شده است:

۱- از لحاظ خصوصیات خوردگی، جوش ترمیمی فولاد زنگ‌نزن PH 17-4 با استفاده از سیم جوش ER 630 و روش جوشکاری توضیح داده شده، رضایت‌بخش است. دانسته جریان‌های بسیار کم در همه اندازه‌گیری‌ها در محدوده چند ده  $\text{nA/cm}^2$  نشان از پایداری روین شدن و روش جوشکاری مطلوب و قابل قبول می‌باشد.

۲- اندازه‌گیری‌های پتانسیل خوردگی در نمونه جوش نتابیده از مناطق فلز پایه، ناحیه متأثر از حرارت و جوش نشان داد که احتمال تشکیل کوپل گالوانیک ناحیه جوش - ناحیه متأثر از حرارت که ناحیه متأثر از حرارت نقش آند و ناحیه جوش نقش



## ۶- پی‌نوشت

- 1- Heat Affected Zone (HAZ)
- 2- As-Welded
- 3- Post Weld Heat Treatment (PWHT)
- 4- J. Nowacki
- 5- Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)
- 6- Peak-Aged
- 7- Over-Aged
- 8- Base-Weld
- 9- Base-HAZ
- 10- HAZ-Weld
- 11- Zero Resistance Ammeter (ZRA)
- 12- Time Flushing

- [6] M. Murayama, Y. Katayama and K. Hono, "Microstructural Evolution in a 17-4 PH Stainless Steel after Aging at 400°C", Metall. Mater. Trans. A., Vol. 30A, pp. 345-353, 1999.
- [7] W. C. Chiang, C. C. Pu, B. L. Yu and J. K. Wu, "Hydrogen Susceptibility of 17-4 PH Stainless Steel", Mater. Lett., Vol. 57, pp. 2485-2488, 2003.
- [8] A. U. Malik, N. A. Siddiqi and I. N. Andijani, "Corrosion Behavior of some Highly Alloyed Stainless Steels in Seawater", Desalination, Vol. 97, pp. 189-197, 1994.
- [9] L. W. Tsay, W. C. Lee, R. K. Shiue and J. K. Wu, "Notch Tensile Properties of Laser-Surface-Annealed 17-4 PH Stainless Steel in Hydrogen-Related Environments", Corr. Sci., Vol. 44, 2101-2118, 2002.
- [10] Welding, Brazing and Soldering, ASM Handbook Vol. 6: 10th edn, pp. 482-490, ASM international, Materials Park, OH, USA, 1993.
- [11] J. C. Lippold and D. J. Kotecki, Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel, John Wiley & Sons, 2005.
- [12] J. Nowacki, "Weldability of 17-4 PH Stainless Steel in Centrifugal Compressor Impeller Applications", J. Mater Process Technol., Vol. 578, pp. 8-157, 2004.
- [13] C. Garcia, F. Martin, P. de Tiedra, Y. Blanco and M. Lopez, "Pitting Corrosion of Welded Joints of Austenitic Stainless Steels Studied by Using an Electrochemical Minicell", Corr Sci., Vol. 50, pp. 94-1184, 2008.
- [14] C.T. Kwok, S. L. Fong, F.T. Cheng and H. C. Man, "Pitting and Galvanic Corrosion Behavior of Laser-Welded Stainless Steels", J. Mater Process Technol., Vol. 176, pp. 78-168, 2006.
- [15] Annual Book of ASTM Standards, ASTM A 705: Standard Specification for Age-Hardening Stainless Steel Forgings, 1996.

Archive of SID