

بررسی رفتار خوردگی اتصال جوش زیر پودری فولادهای A131/A و A131/AH32 در آب دریای شبیه‌سازی شده

عبدالرضا مصطفی‌نژاد^{۱*}، مهدی ایرانمنش^۲، آرمان زارع بیدکی^۳

^۱ دانشجوی دکتری مهندسی دریا، دانشکده مهندسی دریا، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران

^۲ دکتری، دانشیار دانشکده مهندسی دریا، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران

^۳ دکتری، استادیار، گروه مهندسی خوردگی و حفاظت از مواد، پردیس بندرعباس، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران

* نویسنده مسئول: mostafanejad@aut.ac.ir

تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۰۱/۲۵ تاریخ پذیرش: ۱۳۹۸/۰۶/۲۰

چکیده

در تحقیق حاضر رفتار خوردگی دو نوع فولاد ASTM A131/AH32 و ASTM A131/A و همچنین نواحی مختلف جوش زیرپودری آنها در محیط آب دریای شبیه‌سازی شده مورد مطالعه قرار گرفته است. برای این منظور از بررسی‌های الکتروشیمیایی شامل اندازه‌گیری تغییرات پتانسیل مدار باز با زمان، آزمون‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی و طیف‌نگاری امپدانس الکتروشیمیایی و بررسی‌های میکروسکوپی استفاده شده است. نتایج نشان می‌دهد که جوشکاری بر رفتار خوردگی این فولادها تأثیرگذار بوده و نرخ خوردگی این دو فولاد و نواحی مختلف جوش آنها در آب دریا با هم متفاوت می‌باشد. فولاد نوع A و ناحیه حرارت دیده آن بیشترین مقدار نرخ خوردگی را داشته ($20 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) و ناحیه ذوبی جوش کمترین مقدار نرخ خوردگی ($10/9 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) را دارا می‌باشد. اختلاف نرخ خوردگی مناطق مختلف ناشی از تفاوت در میزان عناصر آلیاژی موجود در این نواحی، به ویژه محتوای کربن و همچنین ساختار میکروسکوپی مناطق می‌باشد. اختلاف پتانسیل بین دو فولاد پایه بسیار کم بوده ولی اختلاف پتانسیل ناحیه حرارت دیده فولاد نوع A با ناحیه ذوبی جوش حدود ۳۵ میلی ولت بوده و در نتیجه شرایط برای خوردگی گالوانیکی بین این دو ناحیه در آب دریا فراهم می‌باشد.

کلمات کلیدی: فولاد کم کربن، جوش زیرپودری، آب دریای شبیه‌سازی شده، خوردگی، طیف‌نگاری امپدانس الکتروشیمیایی.

Investigation of Corrosion Behavior of Submerged Arc Welded A131/A and A131/AH32 Steels in Simulated Seawater

A. Mostafanejad ^{1*}, M. Iranmanesh ², A. Zare Bidaki ³

¹ Ph.D. Student of Ocean Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran.

² Associate Professor, Department of Ocean Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran

³ Assistant Professor, Corrosion Engineering and Material Protection Group, Bandar Abbas Campus, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran

* Corresponding Author: mostafanejad@aut.ac.ir

Submission: 2019, 04, 14 Acceptance: 2019, 09, 11

Abstract

Corrosion behavior of submerged arc welded joint of ASTM A131/A and A131/AH32 steels in simulated seawater were investigated via electrochemical impedance spectroscopy (EIS) and Potentiodynamic polarization tests as well as microscopic studies. Results showed that difference in composition, especially carbon content, and microstructure has an effective role on the corrosion behavior of different welding zones. Steel grade A131/A and its heat-affected zone demonstrated the highest corrosion rate while the fusion zone showed the lowest corrosion rate. Potential differences of about 35 mV were observed between the heat-affected zone of steel grade A131/A and fusion zone that makes the weld susceptible to galvanic corrosion.

Keywords: Low carbon steel; SAW; simulated seawater; corrosion; EIS.

۱ - مقدمه

میزان خوردگی فولادهای کم کربن کم آلیاژ در محیطهای دریایی زیاد بوده ولی به دلایل اقتصادی از این نوع فولادها در ساخت سازههای دریایی و بدنه شناورها به طور گسترده استفاده می شود [۱-۲]. این فولادها در سری استاندارد AISI از شماره C-1008 تا C-1025 قرار گرفته و عناصر آلیاژی و کربن موجود در آنها کم می باشد (میزان کربن از ۰/۰۸ تا ۰/۲۵ درصد وزنی و عناصر آلیاژی مهم دیگر شامل منگنز از ۰/۲۵ تا ۱/۶، فسفر حداکثر ۰/۴، سولفور و سیلیکون حداکثر ۰/۵ درصد وزنی می باشد) [۳]. از میان این فولادها، دو فولاد استحکام معمولی نوع ASTM A131/A (A) و ASTM A131/AH32 (AH32) در شرایط نورد گرم تهیه شده در ساخت بدنه شناورها و سازهها کاربرد بیشتری داشته و در قسمت های مختلف سازه، این دو فولاد در مجاورت یکدیگر به هم متصل (جوش) می شوند [۴]. اتصال این فولادها در کاربردهای دریایی عمدتاً به روش جوشکاری زیر پودری می باشد [۵]. مطالعات نشان داده اند که رفتار خوردگی این فولادها با توجه به میزان عناصر آلیاژی و کربن موجود در آنها متغیر و متفاوت می باشد [۶ و ۷]. ژیا گو با آزمون های میدانی و الکتروشیمیایی در محیط های آبی حاوی یون کلر نشان داد که با افزایش میزان کربن در این فولادها نرخ خوردگی افزایش می یابد [۸]. پلشیوتسو نشان داد که افزایش محتوای کربن از ۰/۰۴ تا ۰/۲۱ درصد وزنی در فولادهای کم کربن باعث افزایش نرخ خوردگی آنها تا دو برابر می شود [۹]. مطالعات سان بر روی فولاد کم کربن بدنه شناورها نشان می دهد که با افزایش محتوای کربن، ساختار میکروسکوپی تغییر و میزان فریت کاهش می یابد و در نتیجه نسبت سطح کاتد به آنود افزایش یافته، بطوریکه میزان خوردگی با افزایش کربن از ۰/۰۵ تا ۰/۱۳ درصد وزنی از ۰/۳ به ۰/۹ میلی متر در سال افزایش می یابد [۱۰]. علاوه بر کربن، تغییرات جزئی در عناصر آلیاژی دیگر مانند مس، کروم، نیکل و منگنز نیز سبب تغییر در نرخ خوردگی فولادهای کم کربن کم آلیاژ متناسب با نوع محیط خورنده می شود [۱۱-۱۳]. بررسی های کیم نشان می دهد که با افزایش میزان منگنز در این فولادها، مقاومت به خوردگی افزایش می یابد [۱۱]. بر اساس مطالعات شو افزودن عناصر مس و کرم سبب کاهش نرخ خوردگی این فولادها در محیط ۳/۵ درصد وزنی آب نمک می گردد [۱۲]. بهبود مقاومت به خوردگی فولاد در حضور عناصر آلیاژی مس، کرم، نیکل و کلسیم و در نتیجه تشکیل یک لایه نازک حل نشدنی در مرحله اول خوردگی در مطالعات یون سوک [۱۳] نشان داده شده است. خوردگی در

ناحیه اتصال جوشی سازه های فولادی از جمله معضلاتی است که سبب اضمحلال و تخریب سازه ها شده و این تخریب ها عمدتاً ناشی از تفاوت در ترکیب شیمیایی و ساختار میکروسکوپی نواحی مختلف جوش می باشد [۱۷-۱۴]. مطالعات آماری بر روی بدنه کشتی ها نشان می دهد که حدود ۹۰٪ خرابی در سازه آن ها، ناشی از خوردگی و اثرات آن می باشد [۱ و ۱۸]. در بسیاری از موارد این خوردگی و تخریب ها در ناحیه اتصالات جوشی به وقوع پیوسته است. به دلیل اهمیت موضوع تحقیقات متفاوتی در زمینه خوردگی ناحیه جوش فولادها در محیط های مختلف انجام شده است [۲۴-۱۹]. مطالعات ناکاکی بر روی اتصالات جوشی سازه فولادی هشت فروند کشتی، نشان داد که شدت خوردگی در نواحی اتصال جوشی زیاد بوده و بیشترین میزان خوردگی در ناحیه متأثر از حرارت می باشد و میزان خوردگی در نقاط مختلف از ۰/۴ تا ۰/۷۷ میلی متر در سال می باشد [۲۵]. موان در تحقیقات و مطالعات خود میزان خوردگی فولاد در آب دریا را از ۰/۰۴ تا ۱/۲ میلی متر در سال در نقاط مختلف کشتی برآورد کرده است [۲۶]. مطالعات ویمینگ لیو بر روی فولاد کم کربن کم آلیاژ که توسط روش های زیرپودری (SAW) و جوش برق عمودی با گاز محافظ (VEGW) جوشکاری شده بودند نشان داد که نوع روش جوشکاری به علت گرمای ورودی متفاوت در هر روش، بر روی ساختار میکروسکوپی و رفتار خوردگی ناحیه جوش تأثیر قابل توجهی داشته و در روش زیرپودری خوردگی عمدتاً در ناحیه ذوب اتفاق افتاده و میزان خوردگی عمومی زیاد می باشد، در حالی که در جوشکاری برق عمودی با گاز محافظ، خوردگی عمدتاً در ناحیه حرارت دیده اتفاق افتاده و میزان خوردگی موضعی بیشتر می باشد [۲۷]. در بررسی تأثیر میکروساختار بر خوردگی، یودا و تاکاب [۲۸] دو فولاد با ترکیب شیمیایی و عملیات حرارتی مختلف را در محلول ۵٪ آب نمک مطالعه و نشان دادند که در فولاد با سمیت لایه ای، این لایه ها به مثابه نقاط کاتدی عمل کرده و انحلال آهن را تسریع می کنند و در نتیجه افزایش یون های Fe^{2+} بین لایه های سمیت، محصولات خوردگی روی سطح محکم می شوند و در فولاد N80 که سمیت بطور همگن موجود می باشد محصولات خوردگی بدلیل عدم محکم شدن به راحتی از سطح جدا و در نتیجه رفتارهای خوردگی متفاوت می باشند.

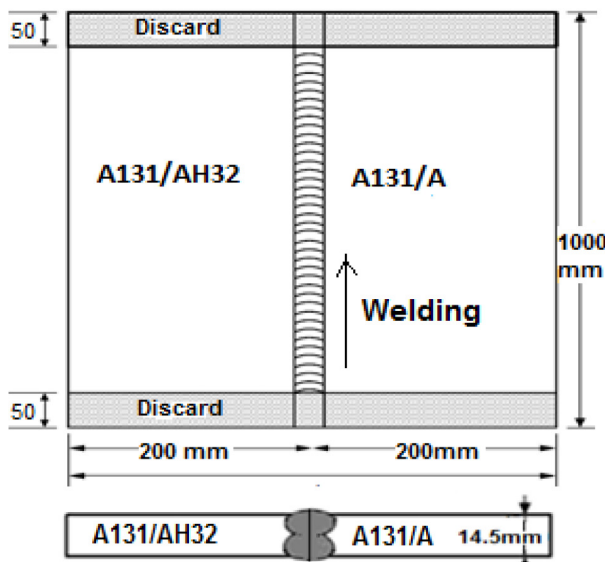
اگرچه در سال های اخیر در زمینه استحکام، خواص مکانیکی و قابلیت جوشکاری فولادهای کم کربن کم آلیاژ مطالعات زیادی انجام شده است [۲۹-۲۹] ولی در زمینه خوردگی آنها بخصوص در ناحیه جوش، مطالعات محدودتری صورت گرفته است [۲۷ و ۳۲] که با توجه

۲-۲- بررسی‌های میکروسکوپی

برای تعیین نواحی پنج‌گانه منطقه جوشکاری شده شامل دو فولاد پایه، دو ناحیه متأثر از حرارت و ناحیه جوش، از نمونه جوشکاری شده اولیه در مقطع نمونه‌هایی به ابعاد $۱۴/۵ \times ۱۴/۵ \times ۶۰$ میلی‌متر تهیه گردید. سطح نمونه‌های تهیه شده بوسیله کاغذ سمباده از شماره ۱۲۰ تا ۲۵۰۰ سنباده‌زنی و سپس در محلول نایتال ۵٪ (شامل ۵٪ اسید نیتریک و ۹۵٪ الکل اتیلیک) اچ گردید. سطح اچ شده نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری مدل Leica DM4000 M بررسی گردید. بعد از مشخص شدن نواحی مختلف جوش، نمونه‌هایی از این نواحی به صورت جداگانه جهت انجام آزمون‌های خوردگی در آب دریایی شبیه‌سازی شده تهیه شد. ساختار میکروسکوپی نواحی پنج‌گانه توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل VEGA\TESCAN-LMU مورد بررسی قرار گرفت.

۲-۳- آزمون‌های الکتروشیمیایی

بررسی‌های الکتروشیمیایی شامل اندازه‌گیری تغییرات پتانسیل مدار باز با زمان، آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی و



شکل ۱- شماتیک جوشکاری شده دو فولاد A و AH32 به یکدیگر [۴].

به این موضوع هدف از پژوهش حاضر بررسی رفتار خوردگی دو نوع فولاد A131/A و AH32 و ناحیه اتصال جوش زیرپودری آنها به یکدیگر (دو فولاد پایه، ناحیه جوش و ناحیه حرارت دیده دو فولاد) در محیط آب دریای شبیه‌سازی شده به وسیله آزمون‌های الکتروشیمیایی شامل پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی و طیف‌نگاری امپدانس الکترو شیمیایی و هم چنین بررسی‌های میکروساختاری نواحی جوش می‌باشد. در نهایت میزان خوردگی این نواحی پنج‌گانه مورد بررسی و اثر تفاوت در ترکیب شیمیایی و میکروساختار بر میزان خوردگی بررسی می‌شود.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- تهیه نمونه‌های جوشکاری شده

از دو فولاد کم کربن کم آلیاژ شامل فولاد ASTM A131/A و فولاد ASTM A131/AH32 تولید شده با روش نورد گرم و نمونه‌های اولیه به ابعاد $۱۰۰۰ \times ۲۰۰ \times ۱۴/۵$ میلی‌متر مطابق شکل ۱ براساس استاندارد موسسه رده‌بندی دریایی DNV تهیه گردید [۵]. لبه‌سازی جهت اتصال این دو نوع فولاد به یکدیگر به روش اتصال مربعی لبه‌ای با فاصله ۰ تا ۱ میلی‌متری لبه‌ها انجام شد. الکتروود جوش مصرفی بر اساس استحکام فولاد بالاتر (AH32) و براساس استاندارد AWS D1.1/ A5.17 از نوع AWS EM12 انتخاب گردید [۳۳]. برای اتصال نمونه‌ها به یکدیگر از روش جوشکاری زیر پودری که کاربرد گسترده‌ای در صنایع دریایی دارد استفاده گردیده و برای این منظور از دستگاه جوش نیمه اتوماتیک ESAB مدل LAE 1250 استفاده شد.

فرایند جوشکاری طی دو پاس یکی از رو و دیگری از پشت براساس استاندارد DNV و با پارامترهای جوش مطابق جدول ۱ انجام شد [۵]. درجه حرارت بین دو پاس جوشکاری برابر با ۱۰۰ درجه سلسیوس اندازه‌گیری و ثبت گردید. پس از جوشکاری دو نمونه فولادی به یکدیگر برای اطمینان از کیفیت جوش، آزمون‌های غیر مخرب بوسیله ذرات مغناطیسی و آلتراسونیک بر اساس استاندارد AWS D.1.1 بر روی جوش انجام گردید که نتایج هر دو آزمون سالم بودن جوش را تایید کرد [۳۳].

جدول ۱- پارامترهای جوش و مواد جوشکاری [۵]

Pass (Run)	Welding Process	Filler Material		Flux material	Welding Current (A)	Voltage (V)	Time of Welding min.	Welding Speed (Cm/min)	Welding heat input (KJ/Cm ⁻¹)
		Class	Dia. (mm)						
1	SAW	AWS EM12	4	EN760/ ISO 14174	650	33	2	50	25.48
2	SAW	AWS EM12	4	EN760/ISO 14174	840	33	2	50	32.9

پلاریزاسیون و محاسبه دانسیته جریان خوردگی (I_{corr} , A/Cm²) از روش برون یابی تافل استفاده شد. بدین منظور از قسمت های خطی دوشاخه آندی و کاتدی در نمودارهای پلاریزاسیون استفاده و مقادیر (E_{corr}) و (i_{cor}) بطور مستقیم از تلاقی این دو شاخه استخراج گردید. نرخ خوردگی (C.R) نیز بر حسب میلی متر در سال از رابطه ۱ تعیین گردید [۳۵].

$$C.R_{mm/y} = 0.00327 \times (a \times i_{corr}) / (n \times D) \quad (1)$$

در این رابطه a، وزن اتمی برحسب گرم و برای آهن (فولاد) مقدار آن ۵۵/۸ گرم، n تعداد الکترون های شرکت کننده در واکنش که برای آهن (فولاد) مقدار آن ۲ و D، دانسیته برحسب گرم بر سانتی متر مکعب که برای آهن (فولاد) مقدار آن ۷/۸۶ می باشد. نتایج گزارش شده متوسط مقادیر سه آزمون بر روی هر نمونه می باشد.

۳- بحث و تحلیل

۳-۱- بررسی های میکروسکوپی

تصویر میکروسکوپی ناحیه اتصال جوش پس از اچ شدن در شکل ۲ نشان داده شده است. ناحیه اتصال به پنج ناحیه شامل فلز پایه A، فلز پایه AH32، ناحیه جوش، ناحیه متاثر از حرارت فولاد A و ناحیه متاثر از حرارت فولاد AH32 تقسیم می شود. ساختار میکروسکوپی نواحی پنج گانه در تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (SEM) از این نواحی در شکل ۳ نشان داده شده است. تفاوت میکرو ساختاری نواحی مختلف می تواند منجر به رفتارهای مختلف الکتروشیمیایی و در نتیجه رفتارهای متفاوت خوردگی در نواحی پنج گانه گردد. ترکیب متوسط شیمیایی دو فولاد پایه و ناحیه جوش به شرح جدول ۳ می باشد.

جدول ۲- ترکیب شیمیایی آب دریای شبیه سازی شده (گرم / لیتر) بر اساس استاندارد ASTM D1141-98 [۳۴]

NaCl	MgCl ₂	Na ₂ SO ₄	CaCl ₂	KCl	NaHCO ₃	KBr	H ₃ BO ₃	SrCl ₂	NaF
24.53	5.2	4.09	1.16	0.695	0.201	0.101	0.027	0.025	0.003

جدول ۳- ترکیب شیمیایی آلیاژی فولادهای پایه و الکترو جوش [۲،۳۳]

Grade	%C	%Si	%Mn	%S	%Cr	%M	%Ni	%Cu	%Nb	%V	Fe
A	0.21	0.50	0.55	0.035	-	-	-	-	-	-	Balance
AH32	0.18	0.50	0.90-1.60	0.035	0.20	0.08	0.40	0.35	0.02	0.05	Balance
Fusion	0.07-0.15	0.10	0.8-1.25	0.025	0.1		0.15	<0.3	-	-	Balance

طیف نگاری امپدانس الکتروشیمیایی با روش سه الکترودی شامل قطعه کار بعنوان الکترو دکاری، الکترو د نقره / کلرید نقره (Ag/AgCl) بعنوان الکترو د مرجع و الکترو د پلاتین بعنوان الکترو د شمارنده بوسیله دستگاه پتانسیو استات مدل AUTOLAB PGSTAT302N مجهز به آنالیزگر پاسخ فرکانس انجام گردید. به هر کدام از نمونه های تهیه شده از نواحی مختلف جوش، یک سیم رسانا متصل شده و سپس این نمونه ها بوسیله کاغذ سمباده از شماره ۱۸۰ تا ۱۵۰۰ صیقل و در ادامه با آب دیونیزه، شستشو و سپس بوسیله استون کاملاً چربی زدایی و خشک گردید. در تمامی نمونه ها سطحی به مساحت یک سانتی متر مربع جدا و بقیه سطح نمونه توسط بیزوکس پوشانده شد. الکترو لیت مورد استفاده جهت انجام بررسی های الکتروشیمیایی، آب دریای شبیه سازی شده می باشد که بر اساس استاندارد ASTM D1141-98 با استفاده آب مقطر و با ترکیب شیمیایی خریداری شده از شرکت مرک مطابق جدول ۲ تهیه گردید [۳۴]. بلافاصله پس از غوطه وری هر نمونه درون آب دریای شبیه سازی شده، پتانسیل مدار باز نمونه ها بمدت ۳۰ دقیقه نسبت به زمان ثبت گردید. پس از ۳۰ دقیقه غوطه وری و رسیدن به پتانسیل پایدار، آزمون طیف نگاری امپدانس الکترو شیمیایی در محدود فرکانس ۰/۰۱ هرتز تا ۱۰۰ کیلوهرتز و دامنه نوسان ۱۰ میلی ولت انجام شد. جهت تعیین مدار معادل الکتریکی و تطبیق نتایج آزمون EIS از نرم افزار (Zview2) استفاده گردید.

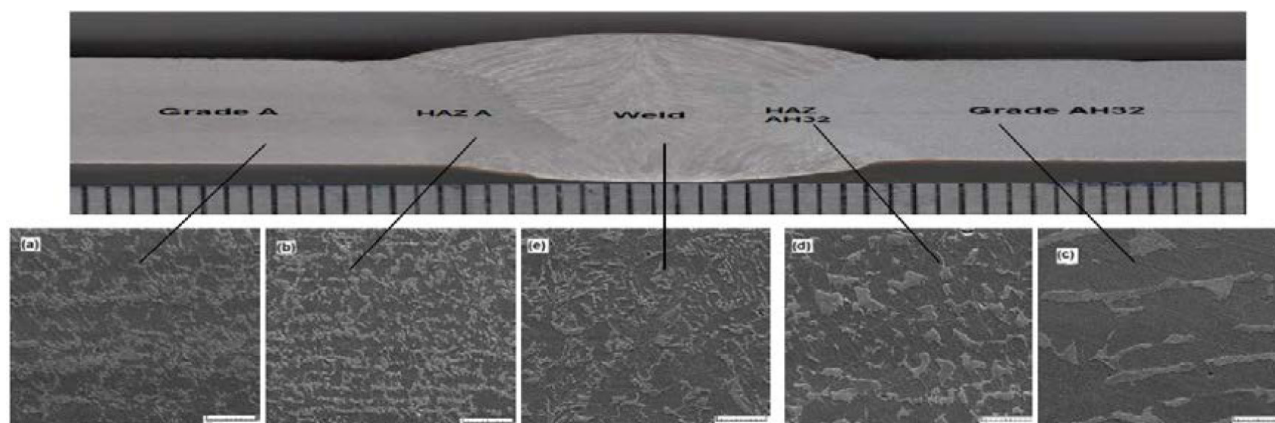
آزمون پلاریزاسیون پتانسیو دینامیکی، ۱۵ دقیقه پس از آزمون طیف نگاری امپدانس الکترو شیمیایی در محدوده پتانسیل ۲۵۰ میلی ولت کمتر از پتانسیل مدار باز تا ۳۵۰ میلی ولت بالاتر از پتانسیل مدار باز با نرخ روبش پتانسیل ۰/۵ میلی ولت بر ثانیه بر روی نمونه ها انجام شد. تمامی آزمون های الکتروشیمیایی در محیط آزمایشگاه و در درجه حرارت ۲۵ درجه سانتیگراد انجام گرفت. جهت تعیین پارامترهای الکتروشیمیایی آزمون

حرارت دیده فولاد AH32 در مقایسه با فولاد AH32 نسبت به افزایش نرخ خوردگی ناحیه حرارت دیده فولاد نوع A نسب به فولاد پایه A بیشتر مورد انتظار می باشد. درصد فاز پرلیت موجود در فولاد A در قیاس با فولاد AH32 بیشتر می باشد.

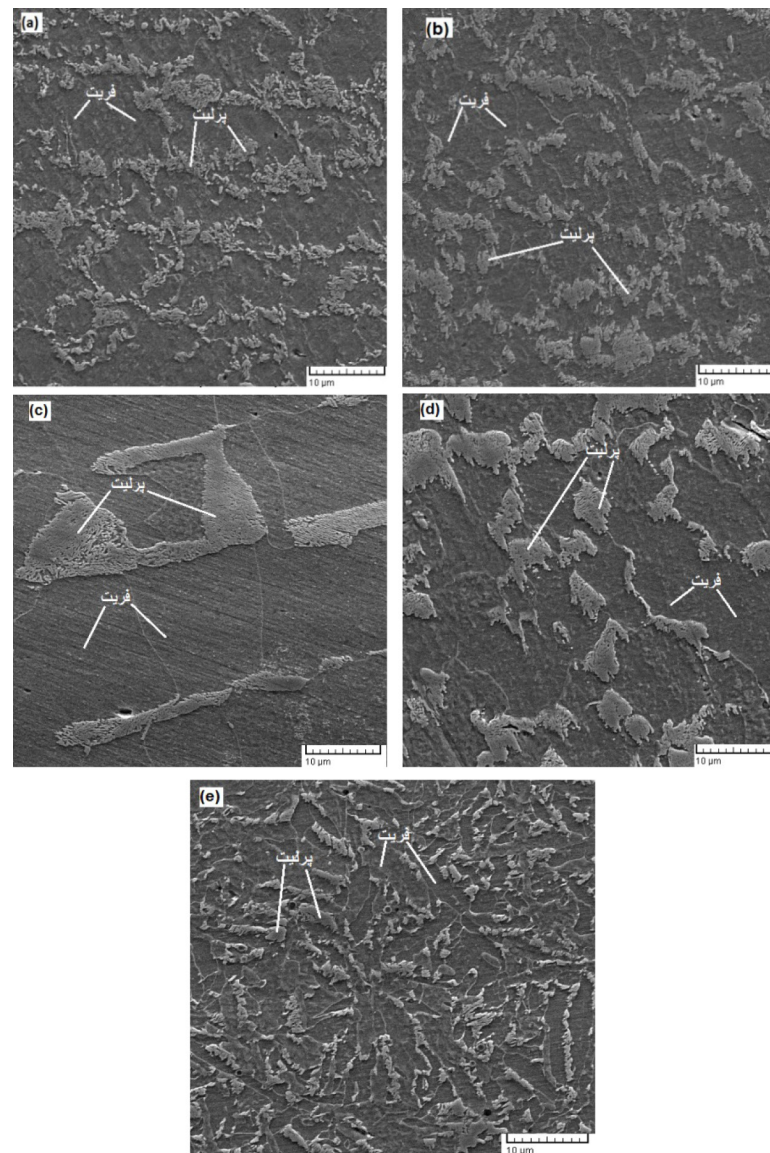
۳-۲- آزمون های الکتروشیمیایی

نمودار تغییرات پتانسیل مدار باز نمونه ها (فولاد A، فولاد AH32 HAZ A، HAZ AH32، و ناحیه ذوبی (weld)) نسبت به زمان در شکل ۴ نشان داده شده است. مقادیر پتانسیل پس از ۳۰ دقیقه غوطه وری در جدول ۴ آورده شده است. همان طور که مشاهده می گردد، پس از غوطه وری پتانسیل نمونه ها به تدریج کاهش یافته و به سمت پتانسیل های منفی تر (فعال تر) حرکت می کند و پس از گذشت تقریباً پانزده دقیقه، تغییرات پتانسیل نمونه ها نسبت به زمان کم شده و حالت پایدار پتانسیل حاصل می شود. دلیل کاهش پتانسیل مدار باز با گذشت زمان را می توان به حل شدن تدریجی لایه نازک اکسید تشکیل شده در مجاورت هوا بر روی سطح قبل از غوطه وری مربوط دانست [۳۸-۳۹]. همانگونه که در جدول ۴ مشاهده می شود ناحیه جوش دارای کمترین پتانسیل مدار باز ($-695 \text{ mV}_{\text{vs Ag/AgCl}}$) و ناحیه متأثر از حرارت فولاد نوع A دارای بالاترین پتانسیل ($-660 \text{ mV}_{\text{vs Ag/AgCl}}$) می باشد، در نتیجه در زمان غوطه وری در آب دریا امکان تشکیل پیل های گالوانیکی با اختلاف پتانسیل ۳۵ میلی ولت بین این دو ناحیه وجود دارد که متعاقباً در آن، ناحیه جوش به عنوان آند خورده شده و ناحیه حرارت دیده فولاد A نقش کاتد را ایفا کرده و محافظت می گردد. با توجه به این که مساحت ناحیه حرارت دیده نسبت به مساحت فلز پایه قابل صرف نظر کردن بوده و از آنجایی که هر چه

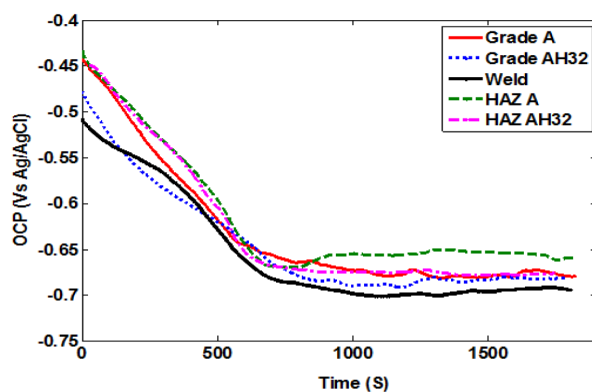
همان گونه که در تصاویر شکل ۳ مشاهده می شود، ساختار زمینه هر دو فولاد پایه، ریز ساختار معمولی فریتی - پرلیتی است که زمینه تاریک مرتبط با ریزساختار فریت و زمینه روشن ریزساختار پرلیت می باشد. با توجه به درصد کربن موجود در این دو فولاد (جدول ۳) این دو فولاد جزء فولادهای کم کربن محسوب می شوند. تولید این نوع فولادها که شامل عملیات نرماله کردن است منجر به ایجاد ساختار فریتی - پرلیتی در زمینه می گردد. فولاد نوع A دارای فازهای ساختاری فریت و پرلیت سوزنی شکل بوده (شکل ۳- a) و فولاد AH32 دارای ساختار عمدتاً فریتی است که در آن فاز پرلیت به شکل نواری موجود می باشد (شکل ۳- c). بعلاوه عملیات نهایی نورد، پرلیت ها در زمینه فولاد AH32 کشیده شده اند. اندازه دانه های پرلیت در فولاد AH32 در مقایسه با فولاد A و ناحیه جوش درشت تر بوده ولی میزان آن کمتر می باشد. به علت سیکل حرارتی ناشی از جوشکاری، ناحیه حرارت دیده ای به ضخامت متوسط ۲/۵ میلیمتر بین ناحیه ذوبی جوش و فولادهای پایه تشکیل شده است (شکل ۲). ضخامت ناحیه حرارت دیده متناسب با حرارت ورودی ناشی از جوش می باشد، با افزایش حرارت ورودی ضخامت این ناحیه بیشتر می شود. فاز پرلیت موجود در ناحیه حرارت دیده هر دو نوع فولاد در مقایسه با فولادهای پایه از اندازه ریزتر و توزیع یکنواخت تر برخوردار می باشد. میزان فاز پرلیت رابطه مستقیم با کربن موجود در فولاد دارد [۱۰]. بدلیل وجود ساختار لایه ای فریت و سمنیت در پرلیت، افزایش پرلیت سبب کاهش مقاومت به خوردگی در فولاد می شود [۳۶]. فریت بعنوان فازی که شامل آهن خالص بوده و هیچ گونه کربن محلولی در آن وجود ندارد شناخته می شود [۳۷]. افزایش فاز پرلیت در ناحیه حرارت دیده فولاد AH32 نسبت به ناحیه حرارت دیده فولاد نوع A بیشتر می باشد و به همین دلیل بالاتر بودن نرخ خوردگی ناحیه



شکل ۲ - تصویر میکروسکوپی مقطع اتصال جوش زیرپودری فولاد ASTM A131/AH32 و ASTM A131/A.



شکل ۳ - تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (SEM) از مناطق پنج‌گانه جوش زیرپودری فولاد ASTM A 131/A و ASTM A 131/AH32: (a) فولاد (A)، ناحیه متأثر از حرارت (AH32)، (c) فولاد (A)، (d) فولاد (AH32)، ناحیه متأثر از حرارت فولاد (AH32)، (e) ناحیه ذوبی.



شکل ۴ - نمودار تغییرات پتانسیل مدار باز نمونه‌ها (فولاد A، فولاد AH32، HAZ A، HAZ AH32 و ناحیه ذوبی (weld)) در آب دریای شبیه‌سازی شده به مدت ۳۰ دقیقه غوطه‌وری.

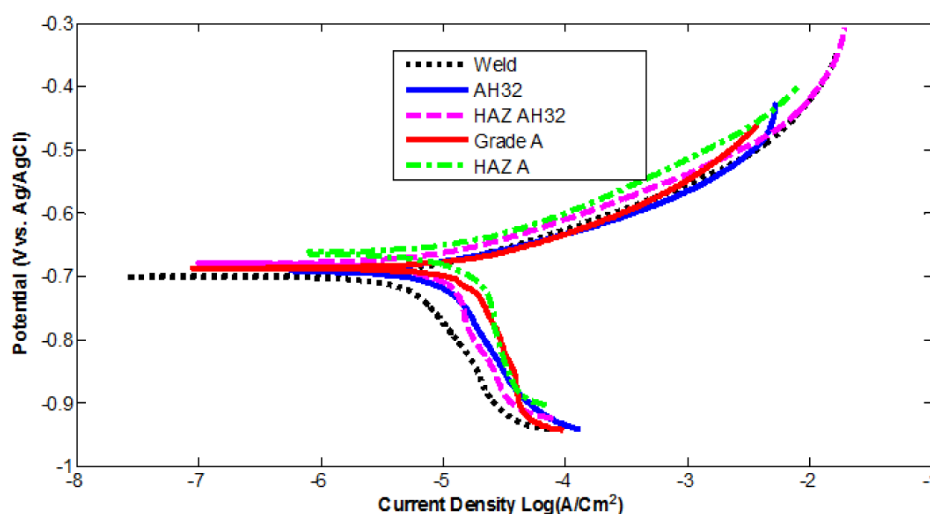
نسبت سطح آند به کاتد کوچک‌تر باشد، میزان خوردگی گالوانیک کمتر می‌گردد بنابراین نجیب‌تر بودن ناحیه حرارت دیده در فولاد نوع A نسبت به فلز پایه‌اش از لحاظ خوردگی مطلوب می‌باشد. از سوی دیگر در فولاد نوع AH32 اختلاف پتانسیل بین ناحیه حرارت دیده و فلز پایه بسیار کم می‌باشد که در نتیجه آن احتمال بروز خوردگی گالوانیک به حداقل می‌رسد. ناحیه ذوبی با دارا بودن کمترین پتانسیل (E_{OCP}) در بین تمامی نمونه‌ها (نواحی پنج‌گانه جوش) محتمل‌ترین ناحیه در شروع فرایند خوردگی می‌باشد.

جدول ۴ - پتانسیل نمونه‌ها (فولاد A، فولاد AH32، HAZ A، HAZ AH32 و ناحیه ذوبی (weld)) پس از ۳۰ دقیقه غوطه‌وری در آب دریایی شبیه‌سازی شده

Zone	OCP mV _{vs Ag/AgCL} (after 30 min. immersion)
BM (A)	-678
BM (AH32)	-683
Weld	-695
HAZ A	-660
HAZ AH32	-675

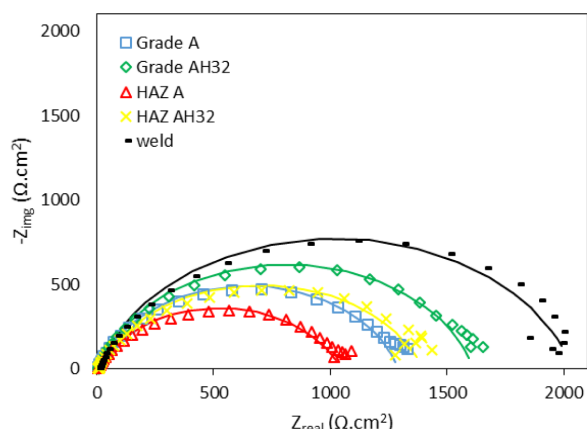
مداوم نمونه با افزایش پتانسیل، روی داده است. با توجه به جدول ۵ بیشترین مقاومت به خوردگی مربوط به جوش با دانسیته جریان خوردگی برابر با $10/9 \mu A/cm^2$ و کمترین مقاومت به خوردگی را در بین نمونه‌ها، ناحیه حرارت دیده فولاد A با دانسیته جریان خوردگی برابر با $20 \mu A/cm^2$ می‌باشد. با توجه به مطالب فوق‌الذکر، ناحیه حرارت دیده فولاد A با اینکه کمترین مقاومت به خوردگی را دارا می‌باشد اما نسبت به دیگر نواحی به دلیل مثبت‌تر بودن پتانسیل خوردگی به‌عنوان کاتد عمل خواهد کرد. منحنی پلاریزاسیون ناحیه جوش نسبت به سایر مناطق پائین‌تر بوده و دلیل آن پتانسیل خوردگی منفی‌تر این ناحیه می‌باشد. منحنی پلاریزاسیون ناحیه حرارت دیده فولاد نوع A بالاتر از بقیه بوده که نشان دهنده پتانسیل خوردگی مثبت‌تر آن می‌باشد. مقاومت به خوردگی فولاد AH32 نسبت به فولاد A در آب دریای شبیه‌سازی شده بیشتر بوده به‌طوری که نرخ خوردگی این فولاد نسبت به فولاد A به میزان $0/06 mm/y$ کمتر می‌باشد. دلیل این امر می‌تواند ناشی از تفاوت در ریزساختار این دو نوع فولاد باشد. از آنجایی که فاز پرلیت به دلیل متشکل بودن از دولایه سمیتیت و فریت، دارای پتانسیل مثبت‌تری نسبت به زمینه می‌باشد، این لایه‌ها به‌عنوان مکان‌های کاتدی موجب تسریع انحلال آهن گشته و در نتیجه نرخ خوردگی افزایش می‌یابد. همانگونه که از شکل ۳ مشاهده می‌گردد فولاد AH32 دارای فاز پرلیت کمتری نسبت به فولاد نوع A در ریزساختار می‌باشد، از این رو دارای دانسیته جریان خوردگی کمتری ($i_{corr} = 16/8 \mu A/cm^2$) نسبت به فولاد نوع ($i_{corr} = 20/14 \mu A/cm^2$) می‌باشد.

منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نواحی جوش و فولادهای پایه در شکل ۵ نشان داده شده است. نتایج به دست آمده از منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک شامل پتانسیل خوردگی (E_{corr}) و دانسیته جریان خوردگی (i_{corr}) که با روش برونیایی تافل به دست آمده در جدول ۵ ارائه شده است. با توجه به نتایج به دست آمده از منحنی‌های تافل، پتانسیل‌های خوردگی به دست آمده از منحنی‌های پلاریزاسیون مشابه با نتایج اندازه‌گیری آزمون‌های پتانسیل مدار باز نمونه‌ها می‌باشد. بر اساس شکل منحنی‌های کاتدی و آندی در نمونه‌های مختلف، می‌توان دریافت که رفتار الکتروشیمیایی تمامی نمونه‌ها یکسان می‌باشد. با توجه به شاخه آندی، رفتار تمامی نمونه‌ها (نواحی پنج گانه) در آزمون‌های پلاریزاسیون رفتاری فعال می‌باشد، یعنی با افزایش پتانسیل، شدت جریان خوردگی در شاخه آندی همواره افزایش می‌یابد و این نشان دهنده عدم تشکیل لایه پسیو بر روی سطح نمونه‌ها می‌باشد. بنابراین هیچ کدام از نمونه‌ها رفتار رویین از خود نشان نداده و حمله خوردگی یکنواخت و حل شدن

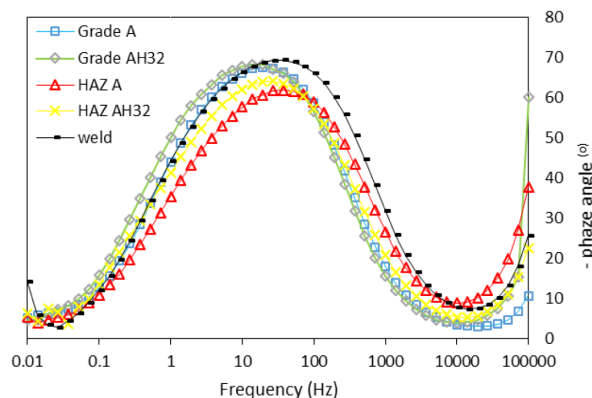


شکل ۵ - نمودارهای پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نمونه‌ها (مناطق پنج گانه جوش زیرپودری فولادهای ASTM A131/A و ASTM A131/AH32) در آب دریای شبیه‌سازی شده.

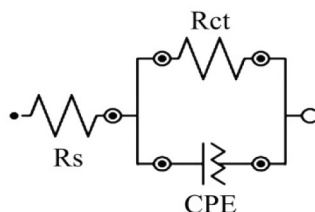
مقاومتی سطح فلز در حال خوردگی با استفاده از مدار معادل رندلز (شکل ۸) قابل پردازش است. در این مدار، R_s مقاومت محلول، R_{ct} مقاومت انتقال بار، CPE المان فاز ثابت می باشد. با توجه به اینکه لایه دوگانه تشکیل شده روی سطح الکتروده به صورت یک خازن غیر ایدال عمل می کند به جای استفاده از C به عنوان ظرفیت خازن ایدال، از المان CPE استفاده شده است.



شکل ۶ - نمودارهای نایکوئیست نمونه ها (فولاد A، فولاد A، HAZ A، HAZ AH32 و ناحیه ذوبی (weld)) در آب دریای شبیه سازی شده.



شکل ۷ - نمودارهای باد - فاز نمونه ها (فولاد A، فولاد A، HAZ A، HAZ AH32 و ناحیه ذوبی (weld)) در آب دریای شبیه سازی شده.



شکل ۸ - مدار معادل الکتریکی استفاده شده برای انطباق داده های امپدانس.

جدول ۵ - نتایج خوردگی حاصل از آزمون های پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی مناطق پنج گانه جوش زیرپودری فولادهای ASTM A131/A و ASTM A131/AH32 در آب دریای شبیه سازی شده

Zone	E_{corr} (V _{Ag/AgCl})	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	C.R (mm/y)
BM (A)	-678	19.9	0.231
HAZ A	-660	20.14	0.234
BM (AH32)	-683	14.74	0.171
HAZ AH32	-675	16.8	0.195
Weld	-695	10.9	0.127

نمودارهای نایکوئیست و باد - فاز حاصل از آزمون طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی برای نمونه های فولاد A، فولاد AH32، ناحیه حرارت دیده فولاد A، ناحیه حرارت دیده فولاد AH32 و ناحیه ذوبی (weld) در آب دریای شبیه سازی شده در شکل های ۶ و ۷ به ترتیب نشان داده شده است. یکسان بودن شکل منحنی های نایکوئیست برای نمونه ها بیانگر رفتار الکتروشیمیایی یکسان در آنها می باشد. نمودار نایکوئیست برای تمامی نمونه ها دارای یک حلقه بوده که این حلقه نشان دهنده مقاومت پلاریزاسیون نمونه ها می باشد. بزرگ ترین حلقه دارای بیشترین مقاومت پلاریزاسیون و در نتیجه بیشترین مقاومت به خوردگی را دارا می باشد. همان طور که مشاهده می شود قطر حلقه تشکیل شده برای ناحیه ذوبی (weld) از قطر حلقه بقیه نمونه ها بیشتر می باشد که نشان دهنده مقاومت بیشتر این ناحیه به خوردگی می باشد. علاوه بر بررسی کیفی فوق در مسئله مکانیزم خوردگی، با استفاده از نمودارهای باد - فاز نیز می توان مقایسه ای به لحاظ مقدار خوردگی با توجه به محل قرارگیری قله نمودار باد - فاز داشت، بدین صورت که هرچه مقدار فرکانس متناظر با ماکزیمم زاویه فازی، کوچک تر باشد (نمودار به سمت چپ جابجایی داشته باشد) مقاومت به خوردگی کمتر خواهد بود. بر این اساس ناحیه حرارت دیده فولاد A، دارای کمترین مقاومت به خوردگی در بین نمونه ها می باشد.

جهت شبیه سازی پاسخ فرکانس نمونه ها با توجه به وجود یک نیم دایره در نمودار نایکوئیست و یک قله در نمودار باد - فاز (شکل های ۶ و ۷) این اطمینان حاصل می شود که رفتار خازنی

مقادیر پارامترهای نمودار معادل مربوط به نواحی مختلف جوش در جدول ۵ آورده شده است. همانگونه که مشاهده می شود نتایج آزمون EIS با نتایج حاصل از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی مطابقت داشته به طوریکه منطقه ذوبی دارای بالاترین مقاومت انتقال بار (۲۰۳۶ اهم) و کمترین ظرفیت خازنی لایه دوگانه (۱۲۰ میکرو فاراد) و در نتیجه بیشترین مقاومت به خوردگی را دارا می باشد.

در فولاد نوع A، نرخ خوردگی ۰/۲۳۱ میلی متر در سال، در فولاد نوع AH32، ۰/۱۹۵ میلی متر در سال و در ناحیه ذوبی ۰/۱۲۷ میلی متر در سال می باشد به طوری که فولاد نوع A بیشترین نرخ خوردگی و ناحیه جوش کمترین نرخ خوردگی را دارا می باشد. در فولاد نوع A میزان کربن ۰/۲۱ درصد وزنی و در فولاد نوع AH32 محتوای کربن ۰/۱۸ درصد وزنی و در ناحیه ذوبی کمتر از ۰/۱۵ درصد وزنی می باشد.

یکی از دلایل کمتر بودن نرخ خوردگی ناحیه جوش نسبت به نواحی دیگر کمتر بودن محتوای کربن آن (۰/۱۵٪ <C) می باشد. بررسی ها نشان می دهد که تغییر در میزان عناصر آلیاژی موجود در فولاد سبب تغییر در رفتار خوردگی آن ها می شود که از میان آن ها، کربن نقش مهمی دارد [۶-۱۰]. با افزایش کربن در محدوده ۰/۰۵٪ الی ۰/۸٪ میزان نرخ خوردگی افزایش می یابد [۹]. دلیل این مسئله را می توان به افزایش فاز پرلیت با افزایش درصد کربن مربوط دانست. در ساختار پرلیت دو فاز آهن آلفا و سمنتیت در کنار یکدیگر قرار دارند که در آن سمنتیت نقش کاتد و فریت نقش آنود را دارد، لذا با افزایش میزان فاز پرلیت، پیل های گالوانیکی بیشتری بر روی سطح ایجاد شده و نرخ خوردگی افزایش می یابد [۱۰].

حضور مقادیر کم از عناصر کرم و مس در فولادهای کم آلیاژ نقش مهمی بر نرخ فولاد در آب نمک دارد [۱۲]. حضور عناصر کرم، مس، نیکل و کلسیم در محصولات خوردگی فولاد نقش حفاظتی محصول خوردگی را افزایش و میزان انحلال آندی آن را کاهش می دهد [۱۲-۱۳]. یکی دیگر از عناصر موثر بر نرخ خوردگی فولاد، منگنز می باشد. بررسی ها نشان داده اند که حضور منگنز در فولاد

باعث بهبود مقاومت به خوردگی می گردد [۱۱]. همانگونه که از جدول ۳ مشاهده می گردد میزان منگنز موجود در فولاد AH32 و ناحیه جوش تقریباً ۲ برابر فولاد نوع A می باشد. لذا با توجه به جدول ۳ و شکل ۳، بهتر بودن مقاومت به خوردگی ناحیه ذوبی و فولاد AH32 نسبت به فولاد A و منطقه متاثر از حرارت آن را می توان به حضور عناصر مس، کرم، نیکل و نیز کمتر بودن کسر فاز پرلیت در ریزساختار آنها نسبت به زمینه و منطقه متاثر از حرارت فولاد نوع A دانست. بنابراین بالاتر بودن مقاومت به خوردگی منطقه جوش و فلز پایه AH32 به حضور عناصری از قبیل نیکل، کرم، مس و همچنین میزان فاز پرلیت در این نواحی مرتبط می باشد. از سوی دیگر کمتر بودن نرخ خوردگی فولاد پایه نسبت به ناحیه حرارت دیده همان فولاد می باشد. بررسی مطالعات خوردگی نشان می دهد که تنش های اعمالی (چه بصورت تنش های خارجی و چه ناشی از تنش های پسماند حرارتی) بر ماهیت و نرخ خوردگی فلزات در محیط های خورنده تاثیر گذار می باشد [۴۱-۴۰]، افزایش خوردگی ناحیه حرارت دیده این دو فولاد در قیاس با خود فولادهای پایه می تواند با تنش های پسماند حرارتی ایجاد شده در فرآیند جوشکاری مرتبط باشد. مطالعات قبلی نشان داده است که ناحیه حرارت دیده ناشی از جوش در قیاس با خود فولاد پایه از نرخ خوردگی بیشتری برخوردار بوده و با افزایش حرارت ورودی میزان خوردگی این ناحیه نیز افزایش می یابد [۴۲]. همانگونه که در تصاویر SEM از مقطع نمونه ها (شکل ۳-a، ۳-b، ۳-c و ۳-d) مشاهده می شود فاز پرلیت در ناحیه حرارت دیده هر دو فولاد نسبت به فلز پایه خودشان بیشتر و همچنین دارای ساختار ریزتر و با توزیع یکنواخت تر می باشد. با افزایش میزان فاز پرلیت، پیل های گالوانیکی بیشتری بر روی سطح ایجاد شده و در نتیجه نرخ خوردگی افزایش و چسبندگی محصولات خوردگی برروس سطح کاهش می یابد [۱۰]. تاثیر عوامل فوق الذکر، سبب افزایش نرخ خوردگی نواحی حرارت دیده در دو فولاد A و AH32 در قیاس با خود فولادهای پایه می شود.

جدول ۶ - پارامترهای نمودار معادل نواحی پنجگانه جوش زیرپودری فولاد ASTM A131/A و ASTM A131/AH32

Zone	R_s $\Omega \text{ Cm}^2$	R_{ct} $\Omega \text{ Cm}^2$	CPE		C_{dl} μF
			CPE-T	CPE-P	
BM (A)	7.1	1274	2.6851×10^{-4}	0.81295	210
BM (AH32)	7.2	1623	2.915×10^{-4}	0.81295	245
Weld	5.7	2036	1.5385×10^{-4}	0.82738	120
HAZ A	6.6	1047	2.514×10^{-4}	0.77049	168
HAZ AH32	7.6	1387	2.5712×10^{-4}	0.78873	195

نتیجه‌گیری

- ۱- نرخ خوردگی نواحی پنج‌گانه جوش زیرپودری فولاد ASTM A131/A و ASTM A131/AH32 شامل دو فولاد پایه، دو ناحیه متأثر از حرارت و ناحیه جوش در آب دریایی شبیه‌سازی شده متفاوت می‌باشد. فولاد نوع A و ناحیه متأثر از حرارت جوش این فولاد (HAZ A) با مقادیر خوردگی به ترتیب ۰/۲۳۱ و ۰/۲۳۴ میلی متر در سال بیشترین نرخ خوردگی را داشته و ناحیه ذوبی جوش (weld) با ۰/۱۲۷ میلی متر در سال دارای کمترین نرخ خوردگی می‌باشد.
- ۲- ناحیه متأثر از حرارت جوش هر دو فولاد A و AH32 نسبت به خود فولادهای پایه از مقاومت به خوردگی کمتری برخوردار می‌باشد.
- ۳- پتانسیل خوردگی فولاد A با ۶۷۸- میلی ولت و فولاد AH32 با ۶۸۳- میلی ولت به هم نزدیک بوده ولی ناحیه متأثر از حرارت فولاد نوع A با پتانسیل ۶۶۰- میلی ولت دارای بالاترین مقدار و ناحیه ذوبی جوش با ۶۹۵- میلی ولت دارای کمترین مقدار پتانسیل می‌باشد و لذا در زمان غوطه‌وری در آب دریا امکان تشکیل پیل‌های گالوانیکی با اختلاف پتانسیل ۳۵ میلی ولت بین این دو ناحیه وجود داشته که در آن ناحیه جوش به عنوان آند خورده شده و ناحیه حرارت دیده فولاد A نقش کاتد را ایفا کرده و محافظت می‌شود.
- ۴- دلیل اختلاف میزان خوردگی دو فولاد A و AH32 و ناحیه ذوبی جوش آنها عمدتاً وابسته به عناصر آلیاژی موجود در آنها بخصوص محتوای کربن می‌باشد.
- ۵- اختلاف نرخ خوردگی ناحیه متأثر از حرارت دو فولاد A و AH32 با خود فولادهای پایه عمدتاً وابسته به اختلاف ساختار میکروسکوپی و همچنین تنشهای پسماند این نواحی در اثر سیکل حرارتی ناشی از جوشکاری می‌باشد.

مراجع

- [1] RE. Melechers, Corrosion uncertainty modeling for steel structures, J Constr Steel Res., Vol. 52, No. 1, 1999, Pp. 3-19.
- [2] Rules for the classification of steel ships, new buildings materials & welding, part 2- chapter 2, metallic materials (DNV), 2011, Pp.09-20.
- [3] [AISI] American Iron and Steel Institute, 2010 Feb.
- [4] ASTM A131/A131M. Standard specification for structural steel for ships. Book of standard volume: 01.04.
- [5] Rules for the classification of steel ships, materials & welding, part 2- chapter 3, welding, DNV, 2011, Pp. 24-28.
- [6] Baroung Hou, Yantao Li, Yanxui Li, Jinglei Zhang, Effect of alloy elements on the anti-corrosion properties of low alloy steel, Bull Mater Sci., Vol. 23, No. 3, 2000, Pp.189-192.
- [7] David V. Edmonds, Robert C. Cochrane, The effect of alloying on the resistance of carbon steel for oilfield applications to CO₂ corrosion, Mater Res., Vol. 8, No. 4, 2005, Pp.377-385.
- [8] Guo Jia, Yang Shangwu, Shang Cheng, Wang Ying, He Xinlai, Influence of carbon content and microstructure on corrosion behavior of low alloy steels in a Cl-containing environment, Corros Sci., Vol. 51, 2009, Pp. 242-251.
- [9] Pleshivtsev VG, Filippov GA, Yu AP, Livanova OV, Effect of carbon content and stressed state on the corrosion rate of pipe steel in the heating system, Metallurgist, Vol. 53, No. 7, 2009, Pp. 502-505.
- [10] Sun Feilong, Li Xiaogang, Cheng Xuequn, Effects of carbon content and microstructure on corrosion property of new developed steels in acidic salt solutions, Acta Metall Sin. (Engl Lett.), Vol. 27, No. 1, 2014, Pp. 115-123.
- [11] Kim Min Jun, Gu Kim Jung, Effect of manganese on the corrosion behavior of low carbon steel in 10 wt.% sulfuric acid, Int J Electrochem Sci., Vol. 10, 2015, Pp. 6872-6885.

- [12] Qiufa Xu, Wenting Lv, Kewei Gao, Xiaolu Pang, Corrosion behavior of Cr and Cu containing low alloys steels in solution. NACE Int Corros conf & Expo. Paper no. 7265, 2016, Pp. 1-14.
- [13] Choi YS, Shim JJ, Kim JG, Effects of Cr, Cu, Ni and Ca on the corrosion behavior of low carbon steel in synthetic tap water, J Alloys Compd., Vol. 391, 2005, Pp. 162-169.
- [14] Chaves I.A, Melchers R.E, Pitting corrosion in pipeline steel weld zones, Corros Sci., Vol. 53, Pp. 4026-4032.
- [15] Vignal V, Richoux V, Suzon E, Thiébaud S, Tabaleiv K., The use of potentiostatic pulse testing to study the corrosion behavior of welded stainless steels in sodium chloride solution, Mater Des., Vol. 88, 2015, Pp. 186-195.
- [16] Lu Yongxin, Jing Hongyang, Han Yongdian, Fengc Zhicao, Xu Lianrong, Recommend design of filler metal to minimize carbon steel weld metal preferential corrosion in CO₂-saturated oilfield produced water, Appl Surf Sci., Vol. 389, 2016, Pp. 609-622.
- [17] Bordbar S, Alizadeh M, Hashemi S.H., Effects of microstructure alteration on corrosion behavior of welded joint in API X70 pipeline steel, Mater Des., Vol. 45, 2013, Pp. 597-604.
- [18] Emi H, Kumano A, Yamamoto N, Nakamura Y, Baba N, Shihara H., A recent study on life assessment of ships and offshore structures, Tech Bull Nippon Kaiji Kyokai, Vol. 9, 1991, Pp. 27-49.
- [19] Barker R, Hu X, Neville A., The influence of high shear and sand impingement on preferential weld corrosion of carbon steel pipework in CO₂-saturated environments, Tribol Int., Vol. 68, 2013, Pp. 17-25.
- [20] Turgoose S, Palmer J., Preferential weld corrosion of 1% Ni welds: effects of solution conductivity and corrosion inhibitors, Corros NACE Int., 2005 Jan.
- [21] P.V.Mahajanam S, W.Joosten M., Guidelines for filler-Material selection to minimize preferential weld corrosion in pipeline steels, SPE Proj Facil Constr., Vol. 6, No. 1, 2011, Pp. 5-12.
- [22] Winning I, Mcnaughtan D, Winning N., Evaluation of weld corrosion behavior and the application of corrosion inhibitors and combined scale/corrosion inhibitors, Corros NACE Int., 2004 Jan.
- [23] Queen D, Lee CM, Palmer J, Gulbrandsen E., Guidelines for the prevention, control and monitoring of preferential weld corrosion of ferrite steels in wet hydrocarbon production systems containing CO₂, SPE Int Symp on Oilfield Corros Soc of Pet Eng., 2004.
- [24] Mahajanam S, Joosten M., Selection of filler materials to minimize preferential weld corrosion in pipeline steels. SPE Int Conf on Oilfield Corros, Soc of Pet Eng., 2010.
- [25] Nakai T, Matsushita H, Yamamoto N, Arai H., Effect of corrosion on static strength of hull structural members (2nd report), J Soc Naval Archit Jpn., 2004, Pp. 221-231
- [26] Moan T., Reliability-based management of inspection, maintenance and repair of offshore structures, Struct infrastruct Eng., Vol. 1, 2005, Pp. 33-62.
- [27] Weiming Liu, Hongbo Pan, Liaosha Li, Huihong Lv, Zhaojin Wu, Fabin Cao, Jianhua ZhuKey, Corrosion behavior of the high strength low alloy steel joined by vertical electro-gas welding and submerged arc welding methods, J Manuf Processes, Vol. 25, 2017, Pp. 418-425.
- [28] Ueda M, Takabe H., Int Proceedings of NACE corrosion /99 (NACE 1999), San Antonio, TX. Paper No. 13, 1999.

- [29] Hayashi K, Araki K, Abe T., High-performance steel plates for tank and pressure vessel use-high strength steel plates with excellent weldability and superior toughness for the energy industry. JFE Tech Rep., Vol. 1, 2005, Pp. 66-73.
- [30] Jiang LZ, Zhang HQ, Hou H., Development for a 610 MPa class Q & T high strength steel plate B610E for large oil storage tanks, J Iron Steel Inst., Vol. 14, 2007, Pp. 301-305.
- [31] Deshimaru S, Takahashi K, Endo S, Hasunuma J, Sakata K, Nagahama Y., Steels for production transportation and storage of energy, JFE Tech Rep No. 2, 2004, Pp. 55-67.
- [32] Liu WM, Zhou QJ, Li LS, Wu ZJ., Effect of alloy element on corrosion behavior of the huge crude oil storage tank steel in seawater, J Alloys Compd., Vol. 598, 2014, Pp. 198-204.
- [33] American Welding Society D1.1, Standard handbook, 2000, Pp. 44-47.
- [34] ASTM D114, Standard practice for the preparation of substitute ocean water, ASTM International, West Conshohocken, Pennsylvania, 2003.
- [35] Pierre R. Roberge, Corrosion engineering principles & practice, McGraw-Hill Companies. Inc., 2008, Pp. 85-145.
- [36] Clover D, Kinsella B, Pejic B, Marco R., The influence of microstructure on the corrosion rate of various carbon steels, J Appl Electrochem, Vol. 35, No. 2, 2005, Pp. 139-149.
- [37] Ajide, Makinde, Microstructural analysis of selected corroded materials from Nigeria oil and gas industry, American J Mater Sci., Vol. 1, No. 2, 2011, Pp. 108-112.
- [38] Song S.Z., Investigative methods of corrosion electrochemistry, Chemical Industry Press, Beijing, 1988.
- [39] Caceres L, Vargas T, Herrera L., Determination of electrochemical parameters and corrosion rate for carbon steel in un-buffered sodium chloride solutions using a superposition model, Corros Sci., Vol. 49, No. 8, 2007, Pp. 3168-3184.
- [40] Harwood J., The influence of stress on corrosion, Corrosion 1950, Vol. 6, 1950, Pp. 249-59.
- [41] L.Y. Xu, Y.F. Cheng, An Experimental Investigation of Corrosion of X100 Pipeline Steel under Uniaxial Elastic Stress in a near-neutral pH solution, Corros Sci., Vol. 59, 2012, Pp. 103-109.

[۴۲] محمدعلی ترحم‌نژاد، رضا دهملائی، صادق معینی فر، بررسی تاثیر حرارت ورودی فرآیند GTAW بر خوردگی اتصالات جوش فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۲۰۵، مجله نوین مواد، جلد ۵، شماره ۱، پائیز ۱۳۹۳.

