

بررسی رفتار خوردگی تنش‌ی جوش فولاد خط لوله API-X70 در شرایط شبیه‌سازی شده خاک

رضا صادقی^۱، علی اشرفی^۲، عبدالمجید اسلامی^{۳*}، حمیدرضا گرجی^۴

^۱ دانشجوی کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

^{۲،۳} استادیار دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

^۴ کارشناسی دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

* نویسنده مسئول: m.eslami@cc.iut.ac.ir

تاریخ دریافت: ۱۳۹۶/۰۲/۱۳ تاریخ پذیرش: ۱۳۹۶/۰۵/۱۶

چکیده

در پژوهش حاضر به بررسی اثر حرارت ورودی فرآیند جوشکاری قوسی با الکترود روکش دار (SMAW) بر رفتار خوردگی تنش‌ی جوش فولاد خط لوله API-X70 پرداخته شده است. برای این منظور، آلیاژ مذکور با سه نرخ حرارت‌های ورودی کم، متوسط و بالا جوشکاری شد. ریز ساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی مورد مطالعه قرار گرفت. حساسیت به خوردگی تنش‌ی توسط آزمون کرنش با نرخ آهسته (SSRT) در شرایط پتانسیل آزاد خوردگی در محلول شبیه‌سازی شده خاک C_2 با pH نزدیک به خنثی مورد ارزیابی قرار گرفت. از میکروسکوپ الکترونی رویی جهت بررسی سطوح و مقاطع شکست نمونه‌ها استفاده گردید. خوردگی مناطق مختلف جوش با استفاده از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک بررسی شد. نتایج نشان داد که با افزایش حرارت ورودی استحکام و سختی کاهش یافته، منطقه متأثر از حرارت (HAZ) بزرگتر شده و اندازه دانه افزایش می‌یابد. نتایج آزمون SSRT نشان داد که با افزایش حرارت ورودی حساسیت به SCC کاهش می‌یابد. تصاویر SEM بدست آمده از سطوح شکست تایید کننده شکست ترد نمونه‌های تحت آزمون در محیط خورنده بود. همچنین مشاهده شد که ترک‌های ایجاد شده به صورت درون دانه‌ای رشد می‌کنند. آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نشان داد که کمترین میزان نرخ انحلال آندی مربوط به نمونه جوشکاری شده با حرارت ورودی بالاتر است. در کل نتایج به دست آمده بیانگر کاهش حساسیت به SCC با افزایش حرارت ورودی به دلیل کاهش مناطق حساس به شروع و رشد ترک SCC است.

کلمات کلیدی: جوشکاری، خط لوله، حرارت ورودی، API-X70، خوردگی تنش‌ی؛

An Investigation on Stress Corrosion Cracking Behavior of API-X70 Pipeline Steel Weldment in a Simulated Soil Solution

R. Sadeghi¹, A. Ashrafi², A. Eslami^{*3}, H. Gorji⁴

^{1,2,3,4} Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

* Corresponding Author: m.eslami@cc.iut.ac.ir

Submission: 2017, 05, 03 Acceptance: 2017, 08, 07

Abstract

In this study stress corrosion cracking behavior of X70 pipeline steel after shielded metal arc welding has been investigated. For this purpose, the alloy was welded by low, medium and high rates of heat input. Microstructures of specimens were studied using light and electron microscopes. Stress corrosion cracking susceptibility was evaluated using slow strain rate tests in C_2 simulated soil solution in free corrosion potential. Scanning electron microscopy was used to examine the fracture surfaces. Corrosion of different areas of weld was evaluated by potentiodynamic polarization test method. Results showed that by increasing heat input, tensile strength and hardness of welded metal reduces, larger heat affected zone (HAZ) is produced and the grain size is increased. Slow Strain Rate Test (SSRT) results showed that increasing the welding heat input will reduce the susceptibility to SCC. SEM images obtained from samples confirmed brittle fracture of specimens tested in the corrosive environment. It was also observed that the produced cracks might grow in transgranular mode. Potentiodynamic polarization tests showed the lowest rate of anodic dissolution for welded samples with higher heat inputs. Overall, results showed that by reducing heat input the susceptibility to SCC increases; this is due decrease in areas which are sensitive to crack growth and initiation.

Keywords: Welding, Pipeline Steel, Heat Input, API-X70, Stress Corrosion Cracking;

۱- مقدمه

استفاده از فولادهای کم‌آلیاژ پر استحکام^۱ (HSLA) در صنایع نفت و گاز، برای ساخت لوله و مخازن نگهداری بسیار مورد توجه قرار گرفته است. خطوط لوله‌ی انتقال نفت و گاز و مخازن نگهداری معمولاً از جنس فولادهای کم‌کربن بوده و تنوع زیادی در استحکام و ریزساختار دارند. این فولادها معمولاً از استاندارد^۲ API پیروی می‌کنند. این فولادها به عنوان زیرمجموعه‌ای از فولادهای کم‌آلیاژ و پر استحکام دسته‌بندی می‌شوند. شکست یک خط لوله بسیار فاجعه‌انگیز بوده و ممکن است ضررهای اقتصادی و محیط زیستی فراوانی داشته باشد. عبور گاز همراه با رطوبت از درون لوله و شرایط خاص آن که مربوط به نوع منبع گاز است، می‌تواند سبب بروز خوردگی در درون لوله شود. در سطح بیرونی نیز در صورت تخریب پوشش و عملکرد نامطلوب حفاظت کاتدی احتمال بروز انواع خوردگی و تخریب لوله وجود دارد. یکی از انواع این نوع خوردگی، خوردگی تنش‌ی می‌باشد [۱].

خوردگی تنش‌ی نتیجه اثر همزمان تنش‌های کششی و محیط‌خورنده روی سطح فلز می‌باشد. خوردگی تنش‌ی به دو دسته‌ی کلی خوردگی تنش‌ی در pH بالا^۳ یا SCC کلاسیک و خوردگی تنش‌ی در pH نزدیک به خنثی^۴ دسته‌بندی می‌شود. شباهت‌ها و تفاوت‌هایی بین دو نوع مکانیزم خوردگی تنش‌ی در خطوط لوله وجود دارد. ترک‌ها در هر دو مکانیزم روی سطوح و در طول خطوط لوله شکل گرفته و گسترش این ترک‌ها به شکست لوله می‌انجامد. لازمه ایجاد خوردگی با pH بالا غلظت بالای محلول بی‌کربنات و pH حدود ۹ است. از ویژگی‌های این نوع خوردگی می‌توان مورفولوژی درون دانه‌ای، ترک‌های تیز و وجود کمی خوردگی جانبی در دیواره ترک‌ها را بیان نمود. اما در مقابل، عامل ایجاد خوردگی تنش‌ی در pH نزدیک به خنثی خاک مرطوب با pH در حدود ۶/۵ است. مورفولوژی ترک‌ها در این نوع از خوردگی به صورت بین‌دانه‌ای و شبه ترد است. ترک‌های بین‌دانه‌ای معمولاً پهن بوده و خوردگی جانبی محسوسی در دو سمت ترک مشاهده می‌شود [۲].

در تحقیقات گسترده محققین در مورد SCC با pH بالا مکانیزم انحلال آندی در مرزدانه به عنوان مکانیزم اصلی بیان شده است. در این حالت مرزدانه‌ها نسبت به خود دانه حساست بیشتری نسبت به انحلال آندی از خود نشان داده و ترک‌ها در این مناطق بوجود می‌آیند. اما در SCC با pH نزدیک به خنثی؛ محلول رقیق بی‌کربنات در اثر نفوذ رطوبت خاک به زیر پوشش جدا شده از سطح تشکیل می‌شود. در واقع CO₂ ناشی از فساد مواد آلی در خاک باعث ایجاد این محیط شده و به علت ممانعت پوشش جدا شده از رسیدن جریان حفاظت کاتدی به سطح لوله، افزایش غلظت و pH اتفاق نمی‌افتد.

جوشکاری رایج‌ترین فرایند مورد استفاده در ساخت و اجرای پروژه‌های خطوط لوله می‌باشد. ترک‌های خوردگی تنش‌ی با pH نزدیک به خنثی اغلب در اطراف خط جوش مشاهده شده‌اند. نرخ رشد ترک در مناطق متأثر از حرارت بیشتر از سایر مناطق خط لوله است. دلایل متعددی برای این رفتار وجود دارد. نخست اینکه، خط جوش معمولاً با سطح لوله هم‌تراز نبوده و در هنگام پوشش‌دهی نوارهای پلی‌اتیلنی چسبندگی مناسبی در این مناطق ندارند. نفوذ آب درون خاک به مناطق اطراف خط جوش و وجود تنش بالا در این منطقه شرایط را برای وقوع SCC فراهم می‌سازد. منطقه‌ی متأثر از حرارت تردتر از فلز پایه است و انبساط و انقباض حوضچه‌جوش و مناطق در ارتباط با آن ممکن است باعث ایجاد تنش‌های پسماند در آن نواحی گردد که خود عاملی اساسی در وقوع SCC است. ریزساختارهای حاصل از فرآیند جوشکاری اثرات مهمی بر خوردگی تنش‌ی خطوط لوله دارند. محققان نشان داده‌اند که ساختارهای مارتزیتی، کولنی‌های پرلیتی و فریت چندوجهی حساسیت بالایی نسبت به ترک‌دار شدن از خود نشان می‌دهند [۳].

در زمینه بررسی خوردگی تنش‌ی در ناحیه جوش حساسیت به خوردگی تنش‌ی فولاد X-70 به وسیله آزمون SSRT و آزمون‌های الکتروشیمیایی مورد مطالعه قرار داده شده است، تحقیقات نشان می‌دهد در آزمون‌هایی که در هوا انجام گرفته‌شده فولاد X-70 از منطقه جوش شکسته اما در حضور محلول شکست فقط در منطقه^۵ (HAZ) رخ می‌دهد. همچنین مشاهده شده است، که بیشترین دلیل ایجاد چنین شکست‌هایی مربوط به تمرکز تنش در مناطقی که فلز به دلیل انحلال آندی ازدست رفته و یا مناطقی که در حین جوش هیدروژن نفوذ کرده است می‌باشد [۴]. در تحقیقی دیگر رفتار الکتروشیمیایی مناطق مختلف جوش فولاد X-70 در محلول کربنات - بی کربنات بررسی شده که نتایج نشان می‌دهد، قسمت‌های مختلف مثل فلز پایه، فلز جوش و منطقه HAZ پاسیو می‌شوند و جریان پاسیو بیشتری در منطقه HAZ نسبت به فلز جوش و فلز پایه وجود دارد و استحاله‌های متالورژیکی و فازهای سخت حاصل از جوشکاری فعالیت‌های الکتروشیمیایی را در HAZ افزایش می‌دهند [۵]. علی رغم تحقیقات انجام شده، پژوهشی در زمینه بررسی تاثیر پارامترهای جوشکاری همچون حرارت ورودی بر خواص خوردگی و خوردگی تنش‌ی فولاد خط لوله صورت نگرفته است. با توجه به اینکه پارامترهای جوشکاری بر خواص منطقه جوش تاثیر گذار هستند، هدف از پژوهش حاضر بررسی تاثیر میزان حرارت ورودی بر مقاومت به خوردگی و خوردگی توام با تنش فولاد خط لوله در محیط شبیه‌سازی شده خاک با pH نزدیک به خنثی می‌باشد.

۲- مواد و روش‌ها

آلیاژ مورد استفاده در این تحقیق، فولاد میکروآلیاژی با استحکام بالا API-X70 است، ترکیب شیمیایی آن بر اساس نتایج حاصل از کوانتومتری در جدول ۱ آمده است. یکی از دلایل انتخاب این فولاد حساسیت بالای آن به خوردگی تنش می باشد. آلیاژ API-X70 در خطوط لوله انتقال نفت و گاز کاربرد فراوانی دارد. از خواص این فولاد می توان به مقاومت به خوردگی، جوش پذیری و خواص مکانیکی مطلوب آن اشاره کرد.

به منظور جوشکاری این فولاد از الکتروده سلولزی نفوذی E6010 تولید شرکت ESAB برای پاس ریشه استفاده گردید. برای جوشکاری پاس های بعدی از الکتروده قلیایی E8018 تولید شرکت ESAB استفاده شد. انتخاب الکترودها براساس استاندارد AWS صورت گرفت [۶]. ترکیب شیمیایی الکترودها بر اساس آنالیز ارایه شده تولید کننده در جدول ۱ آورده شده است. این مقادیر مقادیر بیشینه محدوده ارایه شده هستند.

۲-۱- آماده سازی نمونه ها و جوشکاری

در ابتدا سه ورق با ابعاد ۱۵×۳۰ cm از لوله ای به قطر ۱۴۲ cm و به ضخامت ۲۰ cm تهیه گردید (شکل ۱-الف)، سپس لوله ها از یک طرف مطابق با طرح اتصال مناسب و رایج در صنایع نفت و گاز

آماده سازی شدند. بدین منظور فلزات پایه برای اتصال لب به لب با شیار V شکل آماده سازی شدند. زاویه هر شیار لوله ۳۵ درجه و در مجموع ۷۰ درجه در نظر گرفته شد که تصاویر آن در شکل ۱-ب آمده است. جوشکاری نمونه ها بدون عملیات پیشگرم و با استفاده از فرایند جوشکاری قوسی با الکتروده پوشش دار در چهار پاس انجام شد. از الکتروده سلولزی نفوذی E6010 با قطر ۲/۵ میلی متر برای پاس ریشه با جریان ثابت ۷۰ آمپر در هر سه نمونه و برای پاس های بعدی از الکتروده E8018G با قطر ۳/۵ میلی متر استفاده گردید.

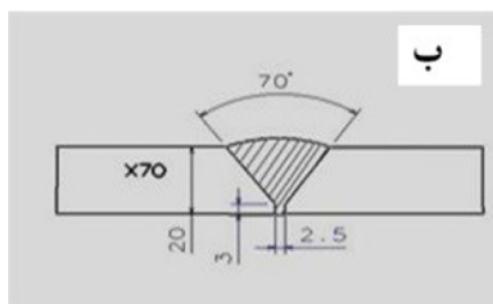
الکترودهای E8018G مطابق با دستور العمل شرکت سازنده قبل از انجام جوشکاری در دمای ۲۵۰ درجه سانتی گراد پیش گرم شدند. به منظور اعمال حرارت های مختلف ورودی سه جریان جوشکاری مطابق جداول ۲ تا ۴ به گونه ای که در محدوده پیشنهادی استاندارد AWS باشد، انتخاب گردید. پارامترهای جوشکاری در جدول ۲ تا ۴ ارائه شده است.

میزان حرارت ورودی با استفاده از رابطه ۱ محاسبه گردید. در این رابطه Q حرارت ورودی، V ولتاژ، I جریان و S سرعت جوشکاری می باشد [۷]. در حین انجام جوشکاری به منظور جلوگیری از ورود آلودگی های سطحی نظیر گل جوش پس از هر پاس سطوح جوش سنگ زده شد.

$$Q = \frac{0.6VI}{S} \quad \text{رابطه (۱)}$$

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد APIX70 و الکترودهای استفاده شده در این تحقیق (wt %)

-	C	Mn	Si	Al	Mo	Ti	P	S	Ni	Cr	V	Fe
API-X70	۰/۰۷۵۹	۱/۹۷	۰/۳۳۷	۰/۴۴۷	۰/۲۰۷	۰/۰۰۹۶	۰/۰۰۸	۰/۰۰۵	۰/۰۴	۰/۰۱	۰/۰۳	باقیمانده
E8018	۰/۰۸	۱/۴	۱/۴۰	-	۰/۴	-	-	-	-	-	-	باقیمانده
E6010	۰/۱۳	۰/۴	۰/۲۵	-	-	-	-	-	-	-	-	باقیمانده



شکل ۱- الف) آماده سازی ورق ها قبل از جوش ، ب) طرح اتصال ایجاد شده قبل از جوشکاری.

جدول ۲ - پارامترهای اعمالی حین جوشکاری نمونه ۱

نمونه ۱	جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت جوشکاری (mm/s)	حرارت ورودی (Kj/mm)	حرارت ورودی کل (Kj/mm)
ریشه	۷۰	۲۶	۳/۲۱	۰/۳۴۰	۱/۹۱۲
پاس ۱	۹۰	۲۶	۲/۸۰	۰/۵۰۱	
پاس ۲	۹۰	۲۶	۲/۶۱	۰/۵۳۸	
پاس ۳	۹۰	۲۶	۲/۶۸	۰/۵۲۴	

جدول ۳ - پارامترهای اعمالی حین جوشکاری نمونه ۲

نمونه ۲	جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت جوشکاری (mm/s)	حرارت ورودی (Kj/mm)	حرارت ورودی کل (Kj/mm)
ریشه	۷۰	۲۶	۳/۱۵	۰/۳۴۶	۱/۹۷۶
پاس ۱	۱۱۰	۲۶	۳/۱۱	۰/۵۵۱	
پاس ۲	۱۱۰	۲۶	۳/۲۰	۰/۵۳۶	
پاس ۳	۱۱۰	۲۶	۳/۱۶	۰/۵۴۳	

جدول ۴ - پارامترهای اعمالی حین جوشکاری نمونه ۳

نمونه ۳	جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت جوشکاری (mm/s)	حرارت ورودی (Kj/mm)	حرارت ورودی کل (Kj/mm)
ریشه	۷۰	۲۶	۳/۱۸	۰/۳۴۳	۲/۲۲۷
پاس ۱	۱۳۰	۲۶	۳/۳۴	۰/۶۰۷	
پاس ۲	۱۳۰	۲۶	۳/۳۸	۰/۶۰۰	
پاس ۳	۱۳۰	۲۶	۳/۳۰	۰/۶۱۴	

۲-۲- آزمون کرنش با نرخ آهسته

به منظور انجام آزمون SSRT نمونه‌های استوانه‌ای شکل به گونه‌ای که جوش در قسمت مرکزی نمونه قرار گیرد تراشکاری گردید. از آنجایی که اکثر استانداردهای نمونه‌سازی برای نمونه‌های همگن طراحی شده‌اند و نمونه‌های حاوی جوش از لحاظ ساختاری غیر همگن محسوب می‌شوند استاندارد خاصی برای آزمون SSRT نمونه‌های جوشکاری شده وجود ندارد، ابعاد نمونه به گونه‌ای انتخاب گردید که تمام نقاط (فلز جوش و فلز پایه) به میزان کافی در معرض محیط‌خورنده قرار گیرد، که در شکل ۲ و جدول ۵ ابعاد مربوطه آورده شده است.

۲-۳- محیط‌خورنده

در این پژوهش با هدف قابلیت مقایسه با پژوهش‌های روز دنیا محیط‌خورنده محلول شبیه سازی شده خاک (C₂) انتخاب گردید. ترکیب این محلول در جدول ۶ ارائه شده است. به منظور اکسژن‌زدایی و همچنین انحلال کربنات کلسیم دُمش مخلوط گاز

(N₂ ۹۵٪ و CO₂ ۵٪ به مدت ۴۸ ساعت قبل از آزمون صورت پذیرفت، دُمش گاز در حین آزمون نیز ادامه داشت. pH محلول بعد از ۴۸ ساعت دُمش گاز برابر ۶/۳ ثابت گردید.

۲-۴- بررسی سطوح شکست

پس از شکست نمونه در آزمون SSRT نمونه‌ها به سرعت از محلول خارج شده و با الکل پاک‌سازی و سپس با جریانی از هوای گرم خشک گردیدند. قبل از انجام آنالیز SEM نمونه‌ها در استون چربی‌زدایی شده و سپس در محلول Rust Remover با ترکیبی که در جدول ۷ آمده است، به مدت پانزده دقیقه در دستگاه آلتراسونیک زنگ‌زدایی شدند.

جهت بررسی‌های بیشتر از ناحیه اتصال و منطقه‌ای که در آن شکست رخ داده (جوش، HAZ و Base) و بررسی‌های بیشتر ناحیه شکست و مکانیزم‌های رشد ترک، نمونه‌هایی با مقطع طولی در رزین اپکسی مانت شده و سنباده‌زنی گردید. شمایی از آن را در شکل ۳ مشاهده می‌نمایید.



شکل ۲- ابعاد نمونه آزمون کرنش با نرخ آهسته.

جدول ۵- ابعاد نمونه آزمون کرنش با نرخ آهسته

d_0	d_1	L_0	L_c	L_t	H
۵ mm	۱۰ mm	۵۰ mm	۶۰ mm	۱۱۰ mm	۲۰ mm

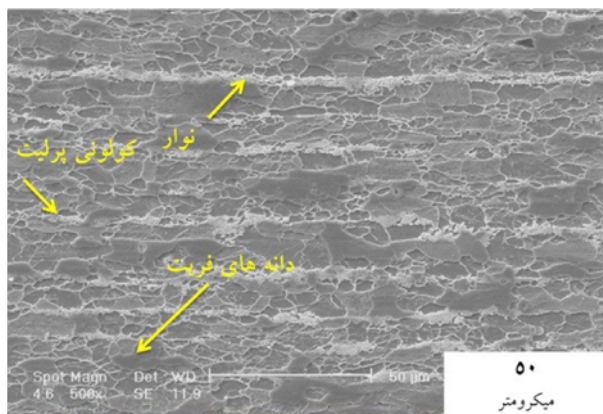
جدول ۶- ترکیب محلول شبیه سازی شده خاک (C₂)

ترکیب	MgSO ₄ ·7H ₂ O	CaCl ₂	KCl	NaHCO ₃	CaCO ₃
مقدار (gr/l)	۰/۰۲۷۴	۰/۰۲۵۵	۰/۰۰۳۵	۰/۰۱۹۵	۰/۰۶۰۶



شکل ۳- مقطع طولی نمونه آزمون کرنش با نرخ آهسته پس از شکست در آزمون کرنش با نرخ آهسته.

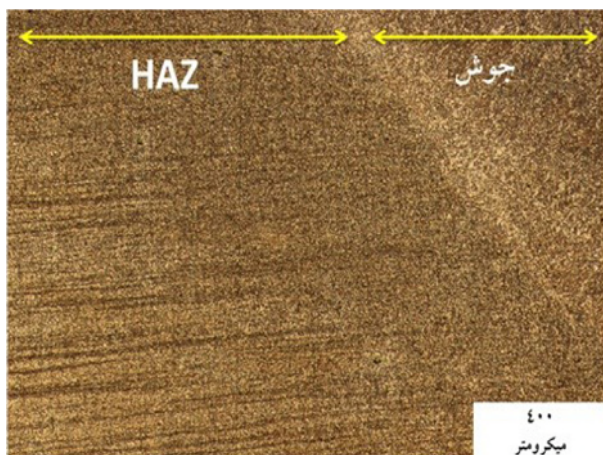
که نواحی نواری شکل به شدت غنی از منگنز هستند. در فولادهای خط لوله منگنز دمای Ar_3 را کاهش می دهد و پرلیت در نواحی با غلظت بالای منگنز تشکیل می شود. محققان نشان داده اند نوارهای پرلیتی مناطق مستعدی برای جوانه زنی و رشد ترک هستند. [۸ و ۹].



شکل ۴- ریز ساختار فولاد API-X70 استفاده شده در این تحقیق.

۲-۱-۳- ریز ساختار منطقه جوش

در فرایندهای جوشکاری اعمال حرارت ورودی بیشتر، هم اندازه منطقه HAZ و هم، زمان باقی ماندن آن در بالای دمای تبلور مجدد را افزایش می دهد. همانطور که می دانیم با افزایش حرارت ورودی جوشکاری اندازه ناحیه متأثر از حرارت افزایش می یابد. برای جریان های جوشکاری ۹۰، ۱۱۰ و ۱۳۰ آمپر اندازه ی این ناحیه به ترتیب برابر با ۲، ۳ و ۴ میلیمتر اندازه گیری شد. شکل ۵ نشان می دهد که در نواحی نزدیکتر به جوش، نوارهای های پرلیتی فلز پایه تا حدودی از بین رفته اند و فاصله و ضخامت نوارها کاهش یافته است.



شکل ۵: از بین رفتن نوارها در ناحیه نزدیک به جوش HAZ نمونه جوش ۱۳۰ آمپر.

۲-۵- آزمون خوردگی

به منظور بررسی رفتار خوردگی نمونه هایی از فلز پایه، فلز جوش و HAZ فولاد API-X70 پس از جوشکاری قوسی با الکتروود روکش دار توسط فرآیند وایرکات آماده شد. در ادامه سیم مسی روکش دار با فرآیند لحیم به هر نمونه متصل شد و سپس نمونه همراه با سیم در رزین اپوکسی مانت گردید. سپس تمامی نمونه ها با کاغذ های مرطوب سنباده با مش بندی ۸۰، ۱۲۰، ۳۲۰، ۶۰۰، ۸۰۰ و ۱۲۰۰ سنباده زنی شد. قبل از همه آزمون ها نمونه ها با آب مقطر شسته شده و توسط الکل چربی زدایی شدند و با جریان هوای گرم خشک گردیدند. آزمون های الکتروشیمی در یک سل سه الکتروودی شامل الکتروود کاری (نمونه)، الکتروود کمکی از جنس پلاتین و الکتروود مرجع Ag/AgCl حاوی محلول KCl اشباع و با استفاده از دستگاه پتانسیو استات مدل Ivium انجام شد.

آزمون پلاریزاسیون پتانسیو دینامیک در محلول شبیه سازی شده خاک C_2 همزمان با دمش مخلوط گاز ($95\% N_2$ و $5\% CO_2$) در pH نزدیک به خنثی (۶/۳) و دمای محیط انجام شد. به منظور جلوگیری از تلاطم محلول و ایجاد خطا در حین انجام آزمون دمش گاز با استفاده از دمنده^۱ صورت پذیرفت. هر آزمون حداقل دو بار تکرار گردید تا از تکرار پذیری آزمون ها اطمینان حاصل گردد. تمامی پتانسیل های گزارش شده نسبت به الکتروود مرجع Ag/AgCl حاوی محلول KCl اشباع با پتانسیل ۰/۱۹۷ ولت نسبت به الکتروود استاندارد هیدروژن (SHE) است. آزمون پلاریزاسیون پتانسیو دینامیک از ۲۵۰- میلی تا ۲۵۰+ میلی ولت نسبت به پتانسیل مدار باز انجام شد و نرخ روبش برابر با یک میلی ولت بر ثانیه بود. مقادیر پتانسیل خوردگی و چگالی جریان خوردگی از نتایج این آزمون استخراج شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریز ساختار

۳-۱-۱- ریز ساختار فلز پایه

ریز ساختار فولاد API-X70 با اندازه دانه ۳ الی ۴ میکرومتر متشکل از دانه های فریت، کولونی های پرلیت و نوارهای کشیده شده پرلیت است. میانگین سختی این نواحی به میزان ۲۰۱، ۲۲۵ و ۲۵۰ ویکرز به ترتیب برای دانه های فریت، کولونی های پرلیت و نوارهای کشیده شده پرلیت اندازه گیری گردید. تصویر میکروسکوپی الکترونی این فولاد در شکل ۴ مشاهده می شود. بسته به ترکیب شیمیایی، نواحی نواری شکل می تواند شامل مارتنزیت، بینیت یا پرلیت با فواصل لایه ای کم باشد. بررسی های آنالیز عنصری EDS نشان داده است

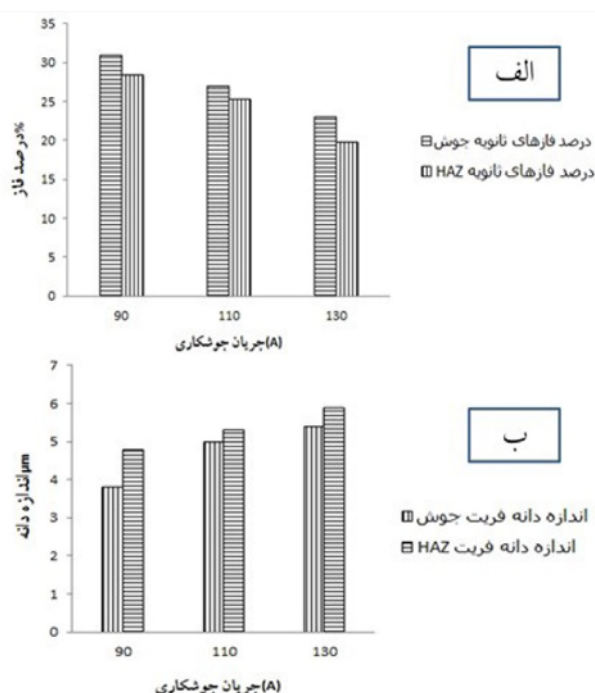
می تواند به دلیل اثر پیک دمایی و زمان بالاتر نفوذ باشد.

۲-۳- آزمون ریز سختی سنجی

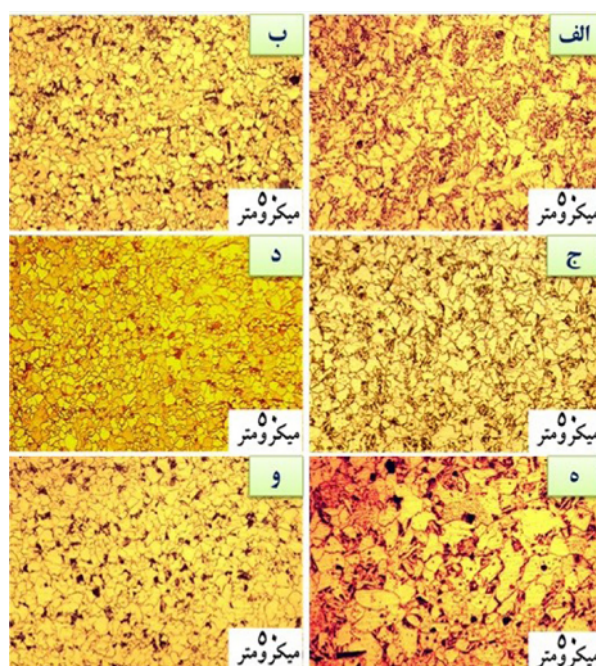
مشخصه سختی ناحیه جوش یکی از مهمترین عوامل موثر بر رفتار شکست می باشد. شکل ۸ پروفیل ریز سختی نمونه ها را در وسط مقطع عرضی جوش نشان می دهد. کمترین میزان سختی مربوط به ناحیه ذوب جزیبی است که در آن اندازه دانه به شدت رشد کرده است. همچنین در منطقه HAZ نیز افت سختی مشاهده می گردد. وجود رسوبات خیلی ریز مثل VN، NbC و TiN در فلز پایه باعث قفل شدن مرزدانه ها می شود. سیکل های حرارتی ناشی از جوشکاری نیروی لازم برای رشد دانه ها به وسیله انحلال کامل یا جزیی رسوبات را فراهم می آورد که این امر موجب کاهش سختی در مقایسه با فلز پایه می شود. بیشترین میزان سختی در ناحیه جوش نمونه ها مشاهده گردید این امر می تواند به دلیل تشکیل محصولات حاصل از استحاله های دما پایین مثل بینیت و فریت ویدمن اشتاتن باشد. در کنار تغییرات ساختاری، کرنش های پلاستیک ناشی از تنش های باقی مانده می توانند در افزایش سختی فلز جوش موثر باشند، زیرا در اثر کرنش های پلاستیک چگالی نابجایی در فلز جوش افزایش می یابد [۱۰]. همانگونه که در شکل ۸ مشاهده می گردد، با افزایش حرارت ورودی سختی فلز جوش و HAZ در نمونه ها کاهش پیدا

این امر می تواند ناشی از اعمال سیکل های حرارتی در نواحی نزدیک به حوضچه جوش باشد. محققان نشان داده اند که اعمال سیکل عملیات حرارتی نرماله، با انحلال نوارهای پرلیتی و رسوب مجدد آن ها در مرزدانه های فریتی، می تواند نواری شدن این فولادها را از بین ببرد [۹].

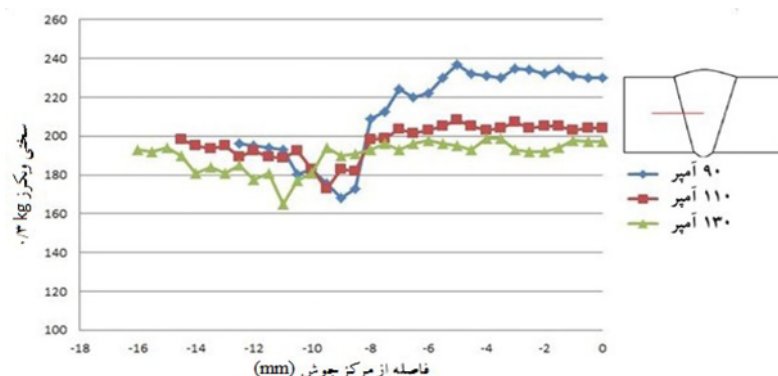
به منظور مقایسه ریز ساختار نمونه جوش با حرارت های ورودی متفاوت و ارتباط آن با آزمون SSRT و آزمون های خوردگی، منطقه میانی جوش (ناحیه ای که از آن نمونه های آزمون SSRT و نمونه های آزمون های الکتروشیمیایی استخراج شده است) مورد مطالعه قرار داده شد. تصاویر میکروسکوپی از ریز ساختار HAZ و جوش نمونه ها در شکل ۶ آورده شده است. همانگونه که مشاهده می گردد در منطقه HAZ در اثر سیکل های حرارتی حین جوشکاری تبلور مجدد روی داده و توزیع دانه ها عوض شده و دانه ها دیگر مانند فلز پایه جهت دار نیست. با استفاده از نرم افزار Image z اندازه دانه و میزان فازهای ثانویه در HAZ و جوش نمونه ها اندازه گیری شد که در شکل ۷ ارائه شده است. همانطور که مشاهده می گردد، با افزایش میزان حرارت ورودی درصد فازهای غیر از فریت (فازهای تیره رنگ) کاهش و اندازه دانه افزایش یافته است. بنظر می رسد، که در نمونه با حرارت ورودی بالا توزیع بهتری از فازهای ثانویه صورت گرفته است. این امر



شکل ۷ - الف) درصد فازهای غیر از فریت، ب) اندازه دانه جوش و HAZ نمونه های جوشکاری شده با جریان های متفاوت.

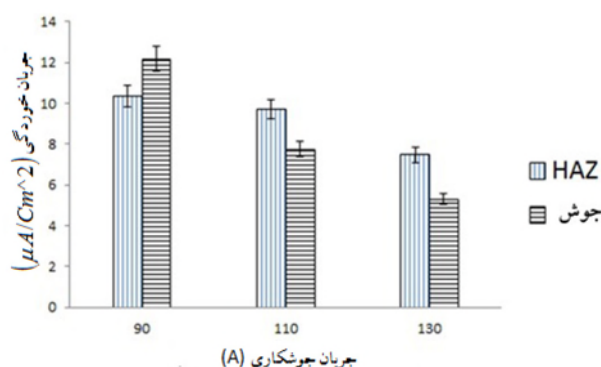


شکل ۶ - تصاویر میکروسکوپی نوری از HAZ و جوش نمونه ها شامل الف) جوش نمونه ۹۰ آمپر ب) HAZ نمونه ۹۰ آمپر ج) جوش نمونه ۱۱۰ آمپر د) HAZ نمونه ۱۱۰ آمپر ه) جوش نمونه ۱۳۰ آمپر و) HAZ نمونه ۱۳۰ آمپر.

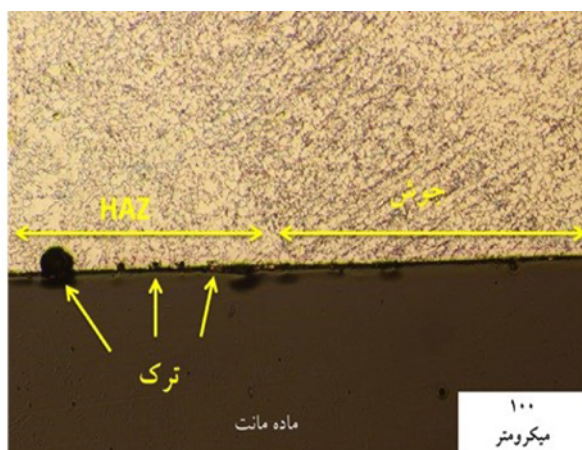


شکل ۸ - پروفیل سختی نمونه های جوشکاری شده با جریان های ۹۰، ۱۱۰ و ۱۳۰ آمپر.

مقادیر مربوط به چگالی جریان خوردگی در شکل ۱۰ آمده است. مشاهده می گردد که با افزایش حرارت ورودی نرخ خوردگی فلز کاهش یافته است و نمونه جوشکاری شده با جریان ۱۳۰ آمپر کمترین میزان نرخ خوردگی را در هر دو ناحیه HAZ و جوش داراست. محققین بیان کرده اند که با افزایش فازهایی مانند پرلیت و بینیت بدلیل ماهیت آندی این فازها، نرخ انحلال فلز افزایش می یابد [۱۱].



شکل ۱۰ - نمودار چگالی جریان خوردگی - جریان جوشکاری جوش و HAZ نمونه های جوشکاری شده با جریان های متفاوت.

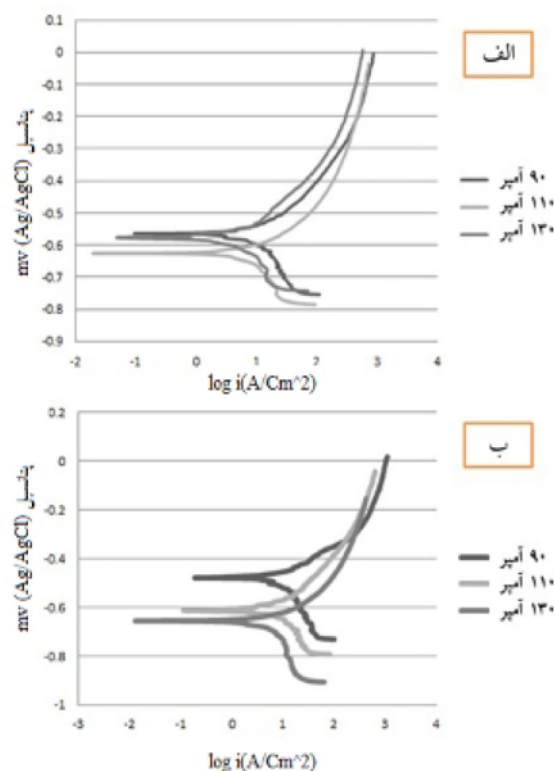


شکل ۱۱ - مقطع نمونه جوشکاری شده با جریان ۱۳۰ آمپر.

کرده است. با توجه به مشاهدات ریزساختاری نواحی مختلف نمونه های جوشکاری شده، می توان رشد بیشتر دانه ها، کاهش بیشتر تنش های پس ماند، کاهش محصولات استحاله ای دما پایین مثل بینیت و فریت ویدمن اشتاتن و افزایش قابل توجه فریت چند وجهی را از علل کاهش سختی در نمونه با حرارت ورودی بالاتر بیان کرد.

۳-۳- آزمون خوردگی

نمودارهای حاصل از این آزمون، برای هر سه نمونه در HAZ و منطقه جوش در شکل ۹ آمده است.



شکل ۹: منحنی های لگاریتم چگالی جریان - پتانسیل حاصل از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نمونه های جوشکاری شده با جریان متفاوت (الف) نمودارهای منطقه جوش (ب) نمودارهای HAZ

۴-۳- آزمون‌های کرنش با نرخ آهسته

۱- ۴-۳- آزمون‌های کرنش با نرخ آهسته در هوا

در این تحقیق هوا به عنوان محیط خنثی برای آزمون‌های SCC نظر گرفته شد. در هوا تمایلی برای وقوع SCC دیده نشده است. [۳] شکل ۱۲ نتایج آزمون‌های کرنش با نرخ آهسته در هوا برای سه نمونه جوشکاری شده با جریان‌های جوشکاری ۹۰، ۱۱۰ و ۱۳۰ آمپر را نشان می‌دهد.

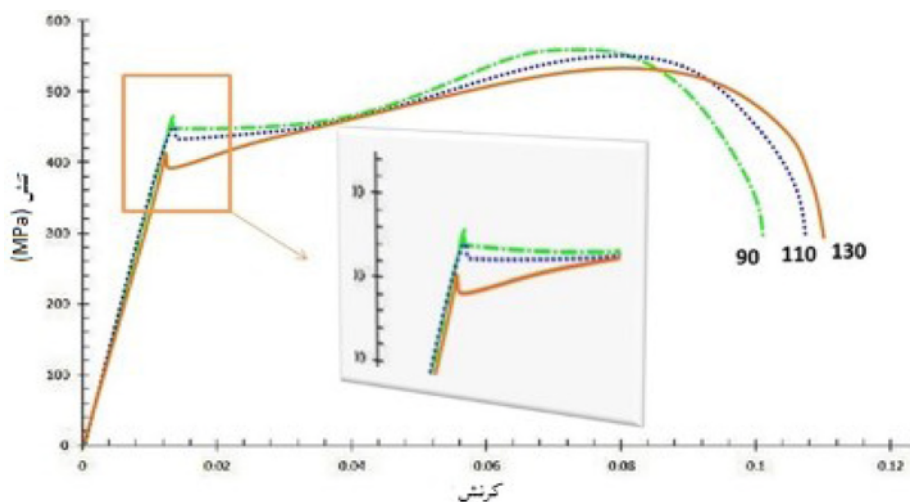
کمترین میزان استحکام کششی و استحکام تسلیم مربوط به نمونه با حرارت ورودی بالا (۱۳۰ آمپر) است و بیشترین این مقادیر مربوط به نمونه‌های با حرارت ورودی کم محاسبه گردید. این نتایج همراه با زمان شکست نمونه‌ها که متناظر با ازدیاد طول نمونه‌هاست، در جدول ۸ گزارش شده است. کمتر شدن مقادیر استحکام در نمونه با حرارت ورودی بالا می‌تواند در نتیجه درشت شدن بیشتر دانه‌ها در هر سه منطقه جوش، HAZ و مرز جوش باشد. این نتایج با نتایج از حاصل از تحقیق کومار و همکاران در زمینه کاهش استحکام با افزایش حرارت ورودی جوشکاری منطبق است [۱۲]. در تمامی نمونه‌های جوش پدیده نقطه تسلیم یا باندهای لودرز مشاهده می‌گردد. پژوهش‌های زیادی به منظور توجیه این رفتار صورت گرفته است، سانگ^۱ و همکاران در بررسی‌های خود بر روی فولاد خط لوله APIX70 و APIX80 ویژگی‌های ریز ساختاری

مثل وجود فازهای ثانویه در فریت سوزنی و درصد بالای فریت چند وجهی را از مهمترین عوامل وقوع پدیده نقطه تسلیم ذکر کرده‌اند [۱۳].

۲- ۴-۳- بررسی سطوح شکست نمونه‌های تحت آزمون در هوا با میکروسکوپ الکترونی روبشی

سطوح شکست نمونه‌های تحت آزمون در هوا توسط میکروسکوپ الکترونی مورد بررسی قرار گرفت. شکل ۱۳ سطوح شکست نمونه‌ها را نشان می‌دهد. وجود دیپل‌ها در ابعاد و اشکال مختلف بیانگر مکانیزم شکست نرم در تمام نمونه‌هاست. در شکل ۱۳-الف وجود مقدار زیادی دیپل‌های ریز بیانگر استحکام بالاتر نمونه با حرارت ورودی کم است. مشاهده شد که هرچه میزان حرارت ورودی بیشتر می‌گردد دیپل‌ها بزرگتر و کشیده‌تر می‌شوند.

با توجه به این تصاویر سطوح شکست و نمودار تنش کرنش نمونه‌ها در شکل ۱۲ می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش در صد ازدیاد طول و کاهش استحکام کششی و استحکام تسلیم، قطر دیپل‌های تشکیل شده در سطح مقطع شکست افزایش می‌یابد. در شکل ۱۳-د سطح شکست نمونه با بزرگنمایی پایین نشان از کاهش سطح مقطع شکست و فنجانی شدن و در نتیجه آن ازدیاد طول در نمونه می‌باشد. مشاهده می‌گردد، که سطح شکست بیضی شکل



شکل ۱۲- نمودار تنش - کرنش آزمون‌های SSRT در هوا برای نمونه‌های جوشکاری شده با جریان‌های متفاوت.

جدول ۸- خواص مکانیکی نمونه‌های آزمون کرنش با نرخ آهسته در هوا

زمان شکست (ساعت)	استحکام نهایی (MPa)	استحکام تسلیم (MPa)	
۲۸/۳۳	۵۵۸	۴۸۰	نمونه حرارت ورودی کم
۲۸/۴۲	۵۴۲	۴۶۳	نمونه حرارت ورودی متوسط
۳۱/۱۱	۵۳۰	۴۲۲	نمونه حرارت ورودی بالا

جدول ۷ آمده است.

جدول ۷: ترکیب محلول زنگ زدای مورد استفاده

مقدار (g/ml)	ترکیب
۱۰۰	H ₂ O
۴	Cis-2-butene-1,4-diol
۳	HCl

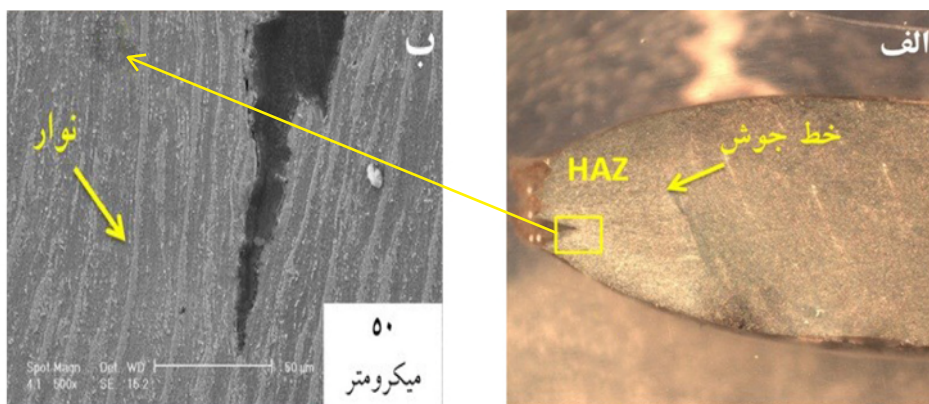
در شکل ۱۵ نتایج مربوط به آزمون SSRT در پتانسیل آزاد را مشاهده می‌کنید. تمامی نمونه‌ها به مدت ۲۴ ساعت قبل از آزمون در محلول قرار گرفته و مقدار پتانسیل آزاد به وسیله ولت متر نسبت به الکترود مرجع Ag/AgCl برای هر سه نمونه برابر با 640 ± 5 mV اندازه‌گیری گردید. نتایج این آزمون نشان می‌دهد، که هر سه نمونه در شرایط پتانسیل مدار باز (OCP) حساسیت بالایی نسبت به SCC دارند. همانطور که در شکل دیده می‌شود، مقدار کرنش در زمان شکست نمونه‌ها در محلول با pH نزدیک به خنثی نسبت به کرنش در زمان شکست نمونه‌ها در هوا کمتر است. از مقدار کرنش در زمان شکست می‌توان افزایش طول نمونه‌ها را در زمان شکست بدست آورد.

بوده که این امر احتمالاً به دلیل غیر همسانگرد بودن ریزساختار فولاد حاصل از نورد در فرآیند تولید بوده است. محققان بیان نموده‌اند که ساختارهای نواری شکل به شدت خواص مکانیکی غیرهمسانگرد دارند [۱۳]. سطح شکست بیضی شکل در تمامی نمونه‌ها مشاهده شد.

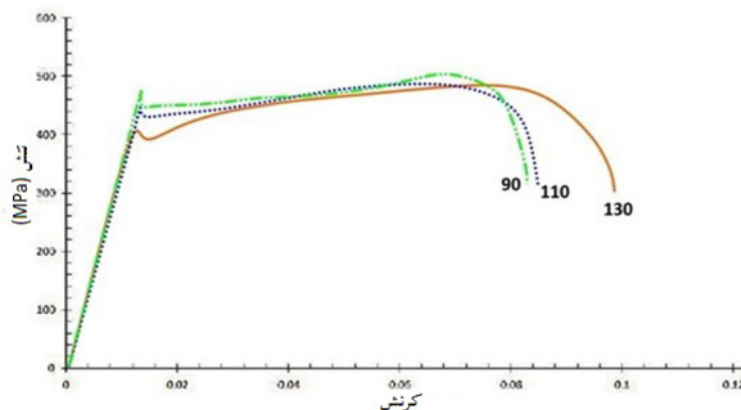
بررسی مقاطع شکست نمونه‌ها نشان داد که هر سه نمونه از ناحیه انتهایی HAZ دچار شکست شده‌اند. تصویر مقطع شکست نمونه ۱۳۰ آمپر در شکل ۱۴ آورده شده است. درشت دانه شدن منطقه HAZ و حل شدن موضعی رسوبات در این ناحیه عامل اصلی در کاهش استحکام و شکست در این منطقه می‌تواند باشد [۷]. بررسی‌های بیشتر مقطع شکست نشان داد که نوارهای پرلیتی به دلیل سختی بالاتر حاصل از وجود پرلیت و منگنز ناحیه مناسبی برای رشد ترک می‌باشند [۸]. همانگونه که در شکل ۱۴ مشخص است ترک در راستای نوار پرلیتی رشد کرده است.

۳ - ۴ - ۳ - آزمون‌های کرنش با نرخ آهسته در پتانسیل مدار باز (OCP)

آزمون‌های کرنش با نرخ آهسته در محلول شبیه‌سازی خاک C₂ در دمای محیط صورت پذیرفت. ترکیب محلول زنگ‌زدای در



شکل ۱۴ - الف) مقطع نمونه جوش ۱۳۰ آمپر شکست در هوا ب) بزرگنمایی بالا تر نشان دهنده رشد ترک در نوارهای پرلیتی.



شکل ۱۵ - نمودار تنش - کرنش آزمون کرنش با نرخ آهسته در محلول با پتانسیل مدار باز نمونه‌های جوشکاری‌شده با جریان‌های متفاوت.

در شکل ۱۶ آمده است. نمونه ۱۳۰ آمپر کمترین میزان حساسیت و نمونه ۹۰ آمپر بیشترین میزان حساسیت به خوردگی تنش را از خود نشان می‌دهد. تغییرات چشمگیری در فاکتور افت استحکام مشاهده نمی‌شود. این امر بیانگر این مطلب است که افزایش حساسیت به SCC نمی‌تواند لزوماً کاهش استحکام را در پی داشته باشد. این مطلب در چندین پژوهش دیگر نیز بیان گردیده است [۱۵، ۱۶].

همانگونه که در نمودارهای تنش کرنش شکل ۱۴ مشخص است، نمونه جوشکاری شده با جریان ۹۰ آمپر که بیشترین میزان تنش تسلیم را داراست، مقاومت کمتری در مقابل SCC دارد و نمونه ۱۳۰ آمپر با کمترین استحکام تسلیم حساسیت کمتری به SCC دارد. این نتایج با پژوهش لو و همکاران که به بررسی تاثیر استحکام تسلیم بر روی مقاومت به خوردگی تنش فولادهای خط لوله پرداخته مطابقت دارد. این پژوهشگران با انجام آزمون SSRT بر روی سری های مختلف فولادهای API و انجام چندین سیکل عملیات حرارتی به این نتیجه رسیدند که در ساختارهای مشابه با افزایش استحکام تسلیم مقاومت به SCC کاهش پیدا می‌کند [۱۷].

۳-۴-۲ الف بررسی سطوح و مقاطع شکست نمونه های آزمون کرنش با نرخ آهسته در پتانسیل مدار باز (OCP)

مقایسه تصاویر میکروسکوپی الکترونی سطوح شکست نمونه‌های آزمون انجام شده در محلول با آزمون انجام شده در شرایط محیطی خشی نشان می‌دهد که تعداد دیمپل‌ها و حفرات ناشی از تغییر فرم پلاستیک کاهش چشمگیری داشته و شکست در حضور محلول خورنده در هر سه نمونه نسبت به هوا تردتر بوده است، این امر نشان دهنده حساسیت هر سه نمونه به خوردگی تنش با pH نزدیک به

افزایش طول مستقیماً بر روی نمونه‌های شکسته شده نیز توسط کولیس اندازه‌گیری شد. کاهش مقدار افزایش طول در نمونه‌های اندازه‌گیری شده در محلول بیانگر شکست ترد این نمونه‌ها در محلول است. بنابر این می‌توان به وقوع SCC در نمونه‌های آزمون SSRT در محلول پی برد. زمان شکست کوتاه در نمونه‌های تحت آزمون در محلول در مقایسه با نمونه‌های تحت آزمون در هوا نیز بیانگر شکست زود هنگام این نمونه‌هاست که از مشخصه‌های فرآیند خوردگی تنش است.

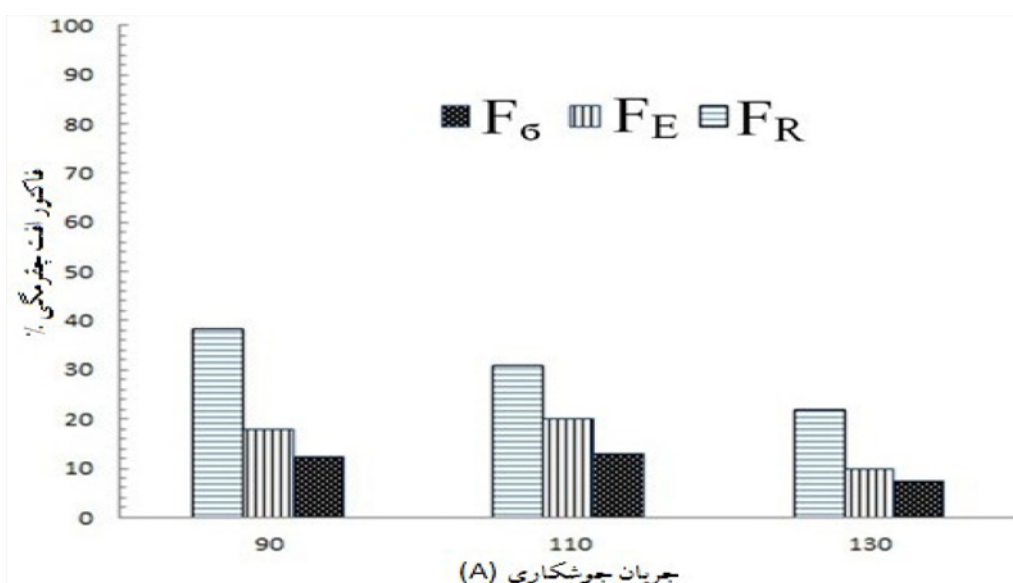
به منظور بررسی میزان حساسیت به خوردگی تنش، فاکتور افت استحکام کششی (F_σ)، فاکتور افت کاهش سطح مقطع (F_R) و فاکتور افت ازدیاد طول (F_E) با استفاده از رابطه‌های (۲، ۳ و ۴) محاسبه گردید.

$$F_\sigma = \left[1 - \left(\frac{\sigma_E}{\sigma_0} \right) \right] \times 100 \quad \text{رابطه (۲)}$$

$$F_R = \left[1 - \left(\frac{R_E}{R_0} \right) \right] \times 100 \quad \text{رابطه (۳)}$$

$$F_E = \left[1 - \left(\frac{E_E}{E_0} \right) \right] \times 100 \quad \text{رابطه (۴)}$$

RE، EE و σ_E بترتیب استحکام کششی، کاهش سطح مقطع و ازدیاد طول در محلول و R_0 ، σ_0 و E_0 بترتیب استحکام کششی، کاهش سطح مقطع و ازدیاد طول در هوا می‌باشد. افزایش این سه فاکتور بیانگر حساسیت بالاتر به SCC است [۱۴]. این مقادیر به صورت نمودار ستونی

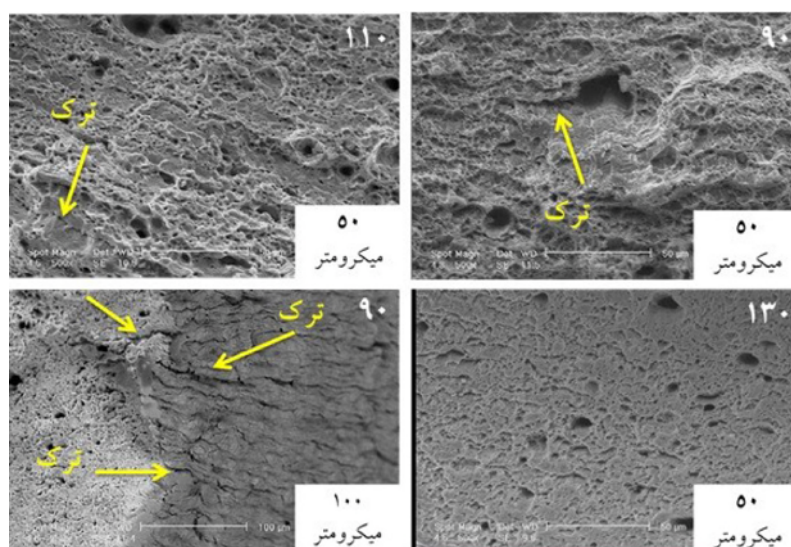


شکل ۱۶: نمودار فاکتور افت چقرمگی بر حسب جریان جوشکاری نمونه های آزمون کرنش با نرخ آهسته در پتانسیل مدار باز.

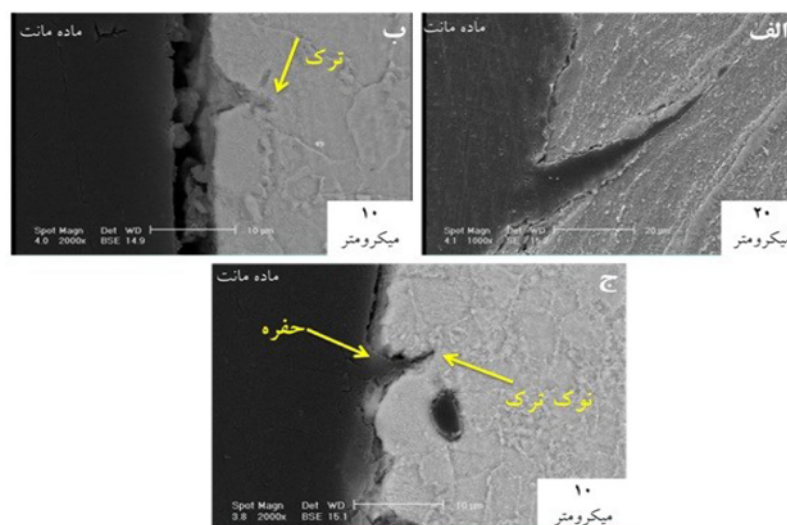
خوردگی تنش در راستای نوار های پرلیتی جوانه زنی و رشد کرده است. همانگونه که انتظار می رفت، این نوارها مناطق بسیار مستعدی برای شروع و اشاعه ترک های خوردگی تنش هستند. در شکل ۱۸-ب ترک از مرزدانه که یک ناپیوستگی متالورژیکی به شمار می رود رشد کرده و نوک ترک به سمت داخل دانه فریتی رشد نموده است. این شکل نشان دهنده وقوع خوردگی تنش با ماهیت درون دانه ای است. در شکل ۱۸-ج جوانه زنی ترک خوردگی تنش از عمق یک حفره نشان داده شده است. وانگ^۱ در پژوهش خود بر روی فولادهای خط لوله تغییرات موضعی غلظت CO₂ و حضور اکسیژن را یکی از عوامل مهم در بوجود آمدن حفرات بیان نموده است [۱۸].

خنثی است. میکرو ترک هایی روی سطوح مشاهده می گردد. نمونه جوشکاری شده با جریان ۹۰ آمپر در مقایسه با نمونه های دیگر تردترین سطح شکست را دارد، که تایید کننده نتایج آزمون SSRT است. در شکل ۱۷-د میکرو ترک های خوردگی تنش در منطقه گلویی نمونه جوشکاری شده با جریان ۹۰ آمپر را مشاهده می نمایید، ترک ها از سطح جوانه زده و به سمت داخل ناحیه شکست رشد کرده اند. این ترک ها در نمونه های تحت آزمون در هوا به علت عدم وجود محیط خورنده مشاهده نشد.

بررسی های سطح مقطع نمونه ها با میکروسکوپ الکترونی در شکل ۱۸ آورده شده است. در شکل ۱۸-الف مشاهده می گردد که ترک



شکل ۱۷: تصاویر میکروسکوپی الکترونی از سطح شکست نمونه های آزمون کرنش با نرخ آهسته در پتانسیل مدار باز الف و د) نمونه جوش ۹۰ آمپر. ب) نمونه جوش ۱۱۰ آمپر. ج) نمونه جوش ۱۳۰ آمپر

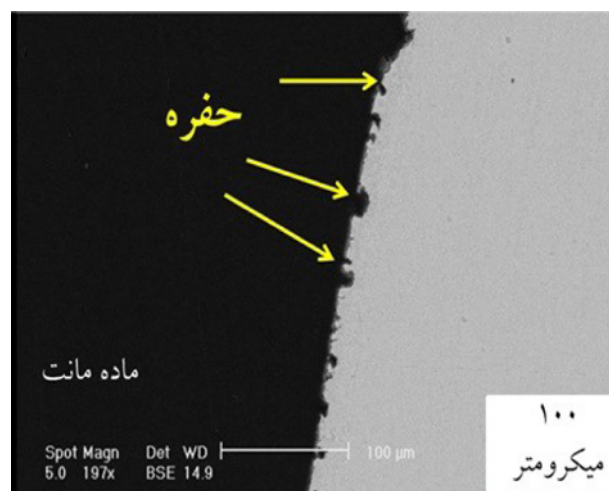


شکل ۱۸: تصاویر میکروسکوپی الکترونی از مقطع نمونه های آزمون کرنش با نرخ آهسته.

نظر می رسد کاهش مناطق مستعد به جوانه زنی و رشد ترک، موجب حساسیت کمتر نمونه جوشکاری شده با جریان ۱۳۰ آمپر نسبت به خوردگی تنش شده است. در پتانسیل مدار باز واکنش تعادلی بین آند و کاتد وجود دارد. به دلیل وجود یون های منفی در محلول احتمال تشکیل حفرات حاصل از خوردگی در روی سطح فلز وجود دارد. در داخل حفرات pH محلول کاهش می یابد، که باعث افزایش تولید هیدروژن می گردد. هیدروژن عنصری است که موجب تسهیل تغییر فرم پلاستیک نوک ترک شده و رشد و اشاعه ی ترک را تسریع می بخشد [۱۶]. در شکل ۱۹ حفرات حاصل از خوردگی در پتانسیل مدار باز بر روی نمونه جوشکاری با جریان ۹۰ آمپر مشاهده می شود، که نشان دهنده حساسیت بالای این فولاد به حفره دار شدن در پتانسیل مدار باز است.

چو^۱ و همکاران در پژوهش خود با قرار دادن فولاد API X65 تحت بارهای سیکلی در معرض محلول با pH خنثی به بررسی اثر ریزساختار بر روی خوردگی تنش با pH نزدیک به خنثی پرداختند. آنها گزارش کردند که ترک ها اکثرا از حفرات، مرز دانه ها، کولونی ها و نوارهای پرلیتی جوانه زده و رشد پیدا می کند. آنها بیان نمودند بدلیل تمرکز تنش و افزایش pH در حفرات احتمال ایجاد و رشد ترک بالاست. همچنین انحلال ترجیحی شدیدی در صفحات نوارهای پرلیتی به علت ماهیت آندی این نوارها در تماس با محیط اطراف الکترولیت مشاهده نمودند [۸].

همانطور که قبلا بیان شد، درصد فازهای ثانویه و مرز دانه در HAZ کاهش یافته و نوارهای پرلیتی به طور محسوسی از بین رفته و یا ضخامت و فاصله آنها کاهش یافته است، از آنجایی که این مناطق به شدت مستعد به جوانه زنی و رشد ترک هستند، بنابراین به



شکل ۱۹: تصویر میکروسکوپی الکترونی از مقطع شکست آزمون کرنش با نرخ آهسته در پتانسیل مدار باز.

۵- نتیجه گیری

در این پژوهش به بررسی رفتار خوردگی تنش جوش فولاد خط لوله API-X70 در شرایط شبیه سازی خاک با pH نزدیک به خنثی پرداخته شد و نتایج بدست آمده از این پژوهش به شرح زیر می باشد.

۱- از بین نمونه های جوشکاری شده با حرارت های ورودی کم (۹۰ آمپر)، متوسط (۱۱۰ آمپر) و بالا (۱۳۰ آمپر)، نمونه جوش با حرارت ورودی کم (۹۰ آمپر) بیشترین میزان سختی و استحکام را داراست. با افزایش حرارت ورودی به خاطر اعمال سیکل های حرارتی بیشتر منطقه HAZ بزرگتر شده و اندازه دانه افزایش می یابد.

۲- با افزایش حرارت ورودی درصد فازهای ثانویه (بینیت و پرلیت) در جوش و در HAZ کاهش می یابد.

۳- آزمون پلاریزاسیون سیکلی نشان داد که نمونه جوشکاری شده با جریان ۱۳۰ آمپر به دلیل کاهش فاز پرلیت و کاهش مرز دانه جریان خوردگی کمتری دارد.

۴- آزمون SSRT در محلول شبیه سازی خاک C2 و در شرایط پتانسیل مدار باز نشان داد، که با افزایش حرارت ورودی جوشکاری حساسیت به SCC کاهش پیدا می کند. بررسی مقاطع شکست نمونه ها نشان داد، که شکست از منطقه HAZ صورت گرفته است. از آنجایی که درصد فاز پرلیت و مرز دانه در HAZ نمونه ۱۳۰ آمپر، نسبت به دو نمونه دیگر کاهش بیشتری داشته و نوارهای پرلیتی به طور محسوسی از بین رفته و یا ضخامت و فاصله آنها کاهش یافته است. بنابراین کاهش بیشتر مناطق مستعد به جوانه زنی و رشد ترک، موجب حساسیت کمتر نمونه جوشکاری شده با جریان ۱۳۰ آمپر نسبت به خوردگی تنش شده است.

مراجع

- [1] S. Vervynckt, Control of the Non-recrystallization Temperature in High Strength Low Alloy (HSLA) Steels, PhD Thesis, Ghent University, Belgium, 2010.
- [2] B. Fang, A. Atrens, J. Wang, E.H. Han, Z. Zhu, and W. Ke, Review of Stress Corrosion Cracking of Pipeline Steels in “Low” and “High” pH Solutions, Journal of materials science, Vol. 38, No. 1, 2003, Pp. 127-132.
- [3] A.T. Egbewande, Growth Behavior of Surface Cracks in Pipeline Steels Exposed to Near-neutral pH Environments, PhD Thesis, University of Alberta, Canada, 2013.
- [4] A. Contreras, A. Albiter, M. Salazar, and R. Perez, Slow Strain Rate Corrosion and Fracture Characteristics of X-52 and X-70 Pipeline Steels, Materials Science and Engineering: A, Vol. 407, No. 1, 2005, Pp.52-54.
- [5] G. Li, G. Zhang, J. Zhou, C. Huang and W. Yang, Characteristics and Mechanism of High pH Stress Corrosion Cracking of Pipeline Steel X70, Key Engineering Materials, Vol. 353, 2007, Pp. 219-222.
- [6] Welding handbook, American Welding Society, 1950.
- [7] S. Kou, Welding Metallurgy, New York, Vol. 1, 1987, Pp. 110.
- [8] R. Chu, W. Chen, S.H. Wang, F. King, T. Jack, and R. Fessler, Microstructure Dependence of Stress Corrosion Cracking Initiation in X-65 Pipeline Steel Exposed to a Near-neutral pH Soil Environment, Corrosion, Vol. 60, No. 3, 2004, Pp. 275-283.
- [9] A. Mustapha, E. Charles, and D. Hardie, The Effect of Microstructure on Stress-Strain Behaviour and Susceptibility to Cracking of Pipeline Steels, Journal of Metallurgy, Vol. 66, No. 2, 2012, Pp. 323-334.
- [10] M. Alizadeh, and S. Bordbar, The Influence of Microstructure on the Protective Properties of the Corrosion Product Layer Generated on the Welded API X70 Steel in Chloride Solution, Corrosion Science, Vol. 70, 2013, Pp. 170-179.
- [11] S. Bordbar, M. Alizadeh, and S.H. Hashemi, Effects of Microstructure Alteration on Corrosion Behavior of Welded Joint in API X70 Pipeline Steel, Materials & Design, Vol. 45, 2013, Pp. 597-604.
- [12] S. Kumar, and A. Shahi, Effect of Heat Input on the Microstructure and Mechanical Properties of Gas Tungsten Arc Welded AISI 304 Stainless Steel Joints, Materials & Design, Vol. 32, No. 6, 2011, Pp. 3617-3623.
- [13] S. Shin, B. Hwang, S. Lee, N. Kim, and S. Ahn, Correlation of Microstructure and Charpy Impact Properties in API X70 and X80 Line-pipe Steels, Materials Science and Engineering: A, Vol. 458, No. 1, 2007, Pp. 281-289.
- [14] L. Zhiyong, L. Xiaogang, Y. Zhang, D. Cuiwei and Z. Guoli, Relationship Between Electrochemical Characteristics and SCC of X70 Pipeline Steel in an Acidic Soil Simulated Solution, Acta Metallurgica Sinica (English Letters), Vol. 22, No. 1, 2009, Pp. 58-64.
- [15] M. Javidi and S. Horeh, Investigating the Mechanism of Stress Corrosion Cracking in Near-neutral and High pH Environments for API 5L X52 steel, Corrosion Science, Vol. 80, No. 1, 2014, Pp. 213-220.
- [16] L. Zhang, X. Li, C. Du, and Y. Huang, Effect of Applied Potentials on Stress Corrosion Cracking of X70 Pipeline Steel in Alkali Solution, Materials & Design, Vol. 30, No. 6, 2009, Pp. 2259-2263.

-
- [17] B. Lu and J. Luo, Relationship Between Yield Strength and Near-neutral pH Stress Corrosion Cracking Resistance of Pipeline Steels-an Effect of Microstructure, Corrosion, Vol. 62, No. 2, 2006, Pp. 129-140.
- [18] H. Wang, Effect of the Environment on Near-Neutral pH Stress Corrosion Cracking of X-52 Pipeline Steel, PhD Thesis, University Of Alberta, Canada, 2009.