

بررسی خوردگی در فولاد خط لوله جوشکاری شده در زیر پوشش جدا شده تحت حفاظت کاتدی

روزبه اشعری^۱، عبدالمجید اسلامی^{۲*}، مرتضی شمعیان^۳

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

^۲ استادیار دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

^۳ استاد دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

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

تاریخ دریافت: ۱۳۹۶/۱۱/۲۸ تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۰۲/۲۶

چکیده

چنانچه پوشش نواری از سطح فولاد خط لوله جدا شود، محیطی مستعد برای خوردگی در زیر آن بوجود می آید. پوشش های جدا شده معمولاً از نوع نواری (پلی اتیلنی) بوده و می توانند در زوایا و اشکال مختلف از سطح فولاد خط لوله جدا شوند. علیرغم تحقیقات گسترده در زمینه خوردگی در زیر پوشش های جدا شده، تحقیقات خاصی در رابطه با خوردگی خط جوش فولاد خط لوله در زیر پوشش جدا شده و بررسی تاثیر حفاظت کاتدی انجام نشده است. لذا در این تحقیق با در نظر گرفتن وجود حفاظت کاتدی در محیط شبیه سازی شده خاک، تاثیر جدایش پوشش بر خوردگی خط جوش و شرایط الکتروشیمیایی در زیر پوشش جدا شده بررسی شده است. نتایج نشان داد به دلیل افزایش خوردگی و تولید یون های Fe^{2+} ، غلظت یون های H^+ در محلول افزایش، و pH با فاصله از دهانه باز پوشش جدا شده کاهش یافته است. همچنین بیشترین میزان خوردگی حفره ای در زیر پوشش جدا شده در نمونه هایی با فاصله ۱۲-۸ سانتی متری از دهانه پوشش که دارای پتانسیل حفاظتی mV_{SCE} ۷۵۰- الی mV_{SCE} ۸۱۰- بودند، مشاهده شد. در نمونه های حاوی خط جوش علی رغم عدم تفاوت چندان در تغییرات پتانسیل و pH نسبت به نمونه های بدنه، خط جوش فولاد خط لوله به دلیل تشکیل پیل های گالوانیکی موضعی تشکیل شده، نرخ خوردگی بالاتری نسبت به بدنه فولاد از خود نشان داد. همچنین تغییرات شدت جریان جوشکاری در جوشکاری فولادهای مشابه و غیر مشابه فقط نرخ خوردگی را تغییر داد و تاثیری بر مورفولوژی سطح خورده شده فولاد خط لوله در زیر پوشش جدا شده نداشت.

کلمات کلیدی: خوردگی، فولاد خط لوله، جوش، پوشش جدا شده، حفاظت کاتدی؛

Investigation on Corrosion of Welded Pipeline Steel Under Disbonded Coating Protected by Cathodic Protection

R. Ashari¹, A. Eslami^{2*}, M. Shamanian³

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

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

Submission: 2018, 02, 17 Acceptance: 2018, 05, 16

Abstract

If tape coating gets disbonded from pipeline surface, an appropriate environment for corrosion can be formed under the disbonded coating. Disbonded coatings are usually tape (Poly-ethylene) coatings and can get disbond in different morphologies. Despite extensive researches on corrosion under disbonded coatings, there are limited studies about the pipeline weld line corrosion and electrochemical condition under disbonded coatings. Therefore in this study, the effect of cathodic protection (CP) on electrochemical and corrosion of weld and base metal of pipeline steel under disbonded coating were investigated. Results showed that due to increase in corrosion rate and production of Fe^{2+} , there was increase in H^+ concentraion and drop in pH with increase in distnace respective to the open mouth (OM) of the simulated coating disbondment. Also, significant pitting corrosion was observed at 8-12 cm from the OM where it had CP protection of $-750 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ to $-810 \text{ mV}_{\text{SCE}}$. For welded samples, due to formation of localized galvanic cells despite the insignificant difference in pH and potential distrbution under the simulated coating disbondment, higher corrosion rates in comparsion to base alloy was obsrved. Also change in welding current of similar and disimilar welds only affected the corrosion rate of pipeline steel, and did not affect the corrosion morphology of pipline steel under coating disbondment.

Keywords: Corrosion, Pipeline, Weld, Coating Disbondment, Cathodic Protection;

۱ - مقدمه

امروزه به منظور انتقال نفت، گاز و سایر مواد نفتی از فولادهای خط لوله استفاده می‌شود. این فولادها شاخه‌ای از فولادهای با استحکام بالا و کم آلیاژ (HSLA)^۱ هستند. فولادهای HSLA معمولاً حاوی مقادیر خیلی پایین کربن و میزان کمی عناصر آلیاژی (میکرو آلیاژی) مثل نیوبوم، وانادیوم، تیتانیوم و مولیبدن هستند [۱، ۲]. فولادهای با استحکام بالا همچون فولادهای معرفی شده توسط موسسه نفت آمریکا (API-5L) دارای دانه‌بندی کنترل شده و بسیار تمیزی هستند. مشخصه‌ی این فولادها گوگرد پایین (ماکزیمم ۰/۰۳ درصد وزنی) و کاهش فازهای مضر ثانویه مثل اکسیدها، ناخالصی‌ها و پرلیت است. فولادهای خط لوله از سطح داخل با سیال و از سطح خارج با محیط خاکی در ارتباط می‌باشند. بدین سبب هم سطح داخلی و هم سطح بیرونی آنها می‌تواند در معرض انواع خوردگی باشد. خوردگی در سطح داخلی^۲ فولاد خط لوله می‌تواند از انواع یکنواخت یا موضعی باشد. خوردگی سایشی، خوردگی میکروبی، خوردگی تحت تنش، خوردگی ناشی از گوگرد و تردی هیدروژنی از انواع خوردگی‌های مشاهده شده در سطح داخلی فولاد خط لوله باشد. خوردگی در سطح خارجی^۳ خط لوله نیز می‌تواند شامل انواع خوردگی‌های یکنواخت و موضعی اعم از خوردگی تحت تنش، خوردگی حفره‌ای، خوردگی شیاری، تردی هیدروژنی، خوردگی میکروبی و گالوانیکی می‌باشد [۱، ۳]. در این میان خوردگی در سطح خارجی از اهمیت بالاتری برخوردار است. لذا جهت جلوگیری از خوردگی در سطح خارجی فولاد خط لوله از پوشش دهی سطح خارجی فولاد و اعمال حفاظت کاتدی استفاده می‌شود. هرگونه اختلال در پوشش‌های سطحی (جدایش پوشش از سطح فولاد) و سیستم حفاظت کاتدی می‌تواند منجر به خوردگی در سطح خارجی فولاد خط لوله شود [۴].

فرآیندهای جوشکاری متنوعی در تولید خطوط لوله مورد استفاده قرار می‌گیرد که معمول‌ترین آن‌ها جوشکاری مقاومتی (ERW)^۴ و جوشکاری زیر پودری (SAW)^۵ مورد استفاده در روش‌های خم لوله و اسپیرال است. روش جوشکاری محیطی فولادهای خط لوله در محل نصب، روش جوشکاری قوس الکتریکی الکتروود پوشش دار می‌باشد که در این روش از الکترودهایی با پوشش‌های سلولزی و قلیایی استفاده می‌شود.

خوردگی در زیر پوشش از جمله خوردگی‌های غالب در محل‌هایی است که پوشش خط لوله از سطح جدایش می‌یابد و حفاظت کاتدی نمی‌تواند به تنهایی از لوله محافظت کند [۵، ۶]. جدایش پوشش و سپس نفوذ عوامل خوردنده به زیر پوشش می‌تواند باعث ایجاد انواع خوردگی‌های موضعی تشدید شده در زیر پوشش گردد. در اینجا عامل خوردنده نفوذ رطوبت به زیر پوشش است که برخی عوامل همچون یون‌های مهاجم و دما تشدید کننده‌های این نوع خوردگی می‌باشند.

ژنگ^۶ و همکاران در تحقیقی در سال ۲۰۰۹ به بررسی خوردگی در خط جوش فولادهای خط لوله X100 جوشکاری شده در محیط با pH نزدیک به خنثی پرداختند. در این کار از آزمون‌های الکتروشیمیایی خوردگی به همراه بررسی‌های میکروسکوپی استفاده نمودند. بررسی‌ها نشان داد سختی در فلز پایه بیشترین مقدار و پس از آن HAZ و منطقه جوش سختی‌های کمتری دارند [۷]. بررسی‌های ریز ساختاری نشان داده که در منطقه HAZ این فولادها ناخالصی‌های رسوبی شکل تشکیل می‌گردد که این امر موجب خوردگی بیشتر در منطقه HAZ می‌گردد. این محققین نشان دادند با استفاده از عملیات حرارتی مناسب روی منطقه جوش و HAZ این فولادها می‌توان از میزان این ناخالصی‌ها در منطقه HAZ این فولادها و در نتیجه از میزان خوردگی ایجاد شده در این منطقه کاست [۷].

چاوز^۷ و همکاران در سال ۲۰۱۱ به بررسی خوردگی حفره‌ای در منطقه جوش طولی فولاد خط لوله که به روش زیر پودری (SAW) پرداختند. برای این منظور تکه‌هایی از فولاد خط لوله API X-56 را برای مدت سه سال در محیط آب اقیانوس آرام قرار دادند و هر نمونه را در زمانی مشخص از آب خارج و به بررسی شدت خوردگی ایجاد شده پرداختند. با انجام این بررسی، دریافتند که در سال اول شدت خوردگی حفره‌ای در بدنه، منطقه جوش و HAZ این فولاد تفاوت زیادی ندارند (حفرات در HAZ حدود ۲۵٪ بیشتر است). ولی پس از گذشت سه سال خوردگی حفره‌ای در منطقه HAZ این فولادها به شدت افزایش می‌یابد. تحقیقات آنها نشان داد، وجود عیوب ریز ساختاری در منطقه HAZ باعث افزایش شدت خوردگی حفره‌ای در این منطقه می‌گردد [۸].

ونگ^۸ و همکاران در سال ۲۰۱۴ به تحقیق در مورد خوردگی شیاری در زیر پوشش‌های جدا شده با اثر حفاظت کاتدی پرداختند. برای این منظور یک محفظه خوردگی^۹ طراحی کردند که به وسیله آن به بررسی حفاظت کاتدی در زیر پوشش جدا شده پرداختند [۹]. در این تحقیق تغییرات pH، غلظت اکسیژن و جریان حفاظت کاتدی در زیر پوشش اندازه‌گیری گردید. بررسی‌ها نشان داد در زیر پوشش در نقاط انتهایی شیاری تشدید پتانسیل رخ می‌دهد که این امر موجب می‌شود در نقاط انتهایی شیاری حفاظت به اندازه کافی صورت نگیرد. همچنین به دلیل انجام واکنش‌های کاتدی pH محلول در زیر پوشش افزایش و غلظت اکسیژن کاهش می‌یابد. بررسی آنها نشان داد هر چه طول شیاری بیشتر باشد، افت پتانسیل افزایش و هرچه دهانه جدایش پوشش بزرگ‌تر باشد، افت پتانسیل حفاظت کاتدی کاهش می‌یابد که این افت پتانسیل به دلیل مقاومت محلول نفوذ کرده به زیر پوشش می‌باشد.

وو^۱ و همکاران در سال ۲۰۱۴ به بررسی خوردگی فولاد خط لوله در زیر پوشش جدا شده در شرایطی که نمونه تحت تنش زیر تنش

1 - High Strength Low Alloy

3 - External Corrosion

5 - Submerged Arc Welding

7 - Igor A. Chavez

9 - Corrosion Cell

2 - Internal Corrosion

4 - Electro Resistance Welding

6 - Zhang

8 - Wenhe Wang

۲- روش تحقیق

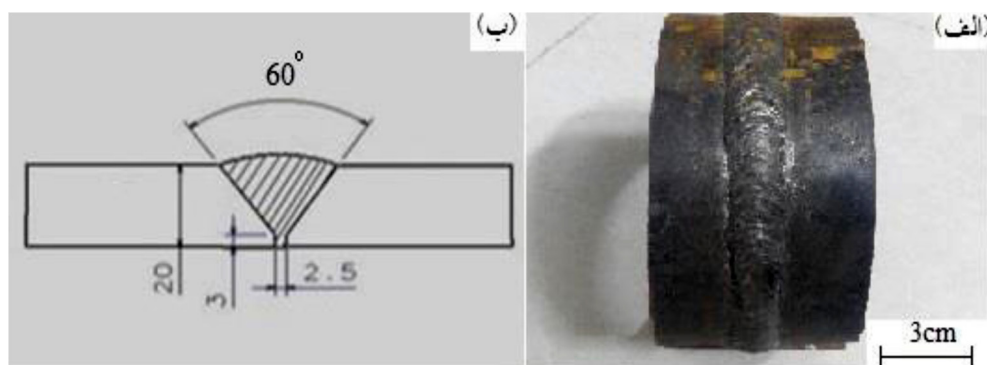
۲-۱- آماده سازی نمونه های جوش

در این تحقیق برای بررسی خوردگی زیر پوشش جدا شده از سطح لوله در بدنه ی فولاد از فولاد خط لوله با گرید API 5L X-52 با سایز قطر ۱۶ اینچ و برای بررسی اثرات جوش محیطی روی خوردگی در زیر پوشش جدا شده از سطح لوله از فولادهای خط لوله با گریدهای API 5L X-42 و API 5L B با سایز قطر ۸ اینچ استفاده گردید. پس از تهیه فولادها گریدهای X-42 و B مطابق جدول ۱ به صورت مشابه و غیر مشابه با استفاده از روش جوشکاری قوسی الکتروود پوشش دار^۳ با پارامترهای مختلف به یکدیگر جوشکاری شدند. در این جوشکاری ها از الکتروود سلولوزی E6010 ساخت شرکت ESAB استفاده گردید. برای جوشکاری لب به لب لوله ها از شیار V شکل تحت زاویه ۳۰ درجه و در مجموع ۶۰ درجه استفاده شد (مطابق شکل ۱).

پس از تهیه فولادها، با استفاده از عملیات های ماشین کاری فرز کاری و سنگ مغناطیس قطعات مناسب از فولادها جهت انجام آزمون های خوردگی تهیه گردید. بدین منظور کوپن هایی به ابعاد ۲۰×۲۰×۵ میلی متر از فولاد تهیه شد. سپس با استفاده از کاغذهای سباده زنی به ترتیب شماره های ۸۰، ۲۴۰، ۶۰۰، ۸۰۰ و ۱۲۰۰ سطح نمونه ها آماده گردید.

تسلیم با بار ثابت است، پرداختند. در این بررسی از آزمون های امپدانس الکتروشیمیایی (EIS)، طیف نگاری فوتوالکترونی اشعه X و بررسی های میکروسکوپی استفاده نمودند. بررسی ها نشان داد که فعالیت باکتری ها باعث جوانه زنی حفرات در زیر پوشش جدا شده می گردد. این امر سبب می گردد که نمونه در اثر اعمال تنش های جزئی (کم تر از تنش تسلیم) دچار انهدام گردد. همچنین تحقیقات آنها نشان داده که تکثیر باکتری های احیا کننده سولفید در زیر پوشش جدا شده، رفتاری اکپوننشالی از خود نشان می دهد. به گونه ای که در ابتدا تکثیر باکتری ها سرعت بالایی دارد و سپس با گذر زمان کاهش و به حالت پایدار می رسد [۱۰].

لیکن علی رغم تحقیقات انجام شده در زمینه های ذکر شده، اشاره ای به خوردگی خط جوش فولاد خط لوله در زیر پوشش جدا شده و تاثیر پارامترهای جوشکاری بر خوردگی فولاد خط لوله در زیر پوشش جدا شده نشده است. همچنین در هیچ یک از این تحقیقات به بررسی تغییرات نرخ خوردگی در زیر پوشش جدایش یافته نشده است. لذا در این تحقیق با طراحی محفظه های خوردگی به بررسی تغییرات نرخ خوردگی خط جوش و بدنه در زیر پوشش جدایش یافته، تاثیر پارامترهای جوش بر خوردگی فولاد خط لوله و تغییرات پتانسیل حفاظت کاتدی و pH در زیر پوشش جدایش یافته با فاصله از دهانه باز پوشش جدایش یافته پرداخته شده است.



شکل ۱- جوشکاری فولادهای خط لوله: الف- نمونه جوشکاری شده و ب- شیار V شکل ایجاد شده جهت جوشکاری

جدول ۱- پارامترهای مورد استفاده در جوشکاری فولادهای استفاده شده در این تحقیق

گرید فولاد	شدت جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت جوشکاری (mm/s)	موقعیت جوشکاری	حرارت ورودی در هر پاس (KJ/mm)
X42- X42	۹۰	۲۴	۳	1G (حالت تخت ^۴)	۰/۶۱
X42- X42	۱۰۰	۲۴	۳	1G	۰/۶۸
X42- X42	۱۱۰	۲۴	۳	1G	۰/۷۴
X42- B	۱۰۰	۲۴	۳	1G	۰/۶۸
B- B	۱۰۰	۲۴	۳	1G	۰/۶۸

1 - Tangqing Wu

3 - Shielded metal arc welding (SMAW)

2 - Open Mouth (OM)

4 - Flat welding position

۲-۲- مشخصه‌یابی ریز ساختار فلز پایه، جوش و منطقه متاثر از حرارت

برای مشاهده ریز ساختار نمونه‌ها از متالوگرافی نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری^۱ مدل Olympus BH2-UMA و الکترونی روبشی^۲ مدل Philips X130 استفاده گردید. ابتدا سطح نمونه‌ها با استفاده از کاغذ سنباده‌های به ترتیب شماره ۸۰، ۲۴۰، ۶۰۰، ۸۰۰، ۱۲۰۰ و ۲۴۰۰ آماده‌سازی شد. سپس با استفاده از نم‌د و پودر Al_2O_3 سطح نمونه‌ها پولیش و با محلول اچ نایتال ۲٪ اچ گردید. پس از آن با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی به بررسی ریز ساختار فولاد پرداخته شد. همچنین برای تعیین دقیق فازهای شکل گرفته در خط جوش، ناحیه متاثر از حرارت و بدنه‌ی فولاد از آزمون فاز شناسی با استفاده از پراش پرتو ایکس^۳ استفاده گردید.

۲-۳- ساخت محفظه خوردگی

برای بررسی خوردگی در بدنه، منطقه متاثر از حرارت و جوش فولاد خط لوله در زیر پوشش جدا شده^۴ از سطح فولاد خط لوله، چندین محفظه‌ی خوردگی^۵ مطابق شکل ۵ تهیه گردید. محفظه با ارتفاع شیار ۵ میلی‌متر جهت بررسی خوردگی در زیر پوشش جدا شده، اثر پتانسیل حفاظت کاتدی^۶ و تغییرات pH در جدایش‌ها با ارتفاع ۵ میلی‌متر ساخته شد. برای ساخت بدنه‌ی محفظه، از یک پلیمر سفید رنگ تفلونی و برای ساخت درب محفظه از یک پلیمر شفاف استفاده گردید. پس از طراحی اولیه محفظه خوردگی و کشیده شدن نقشه مهندسی، با استفاده از فرزکاری CNC این محفظه ساخته گردید. این محفظه به شکلی ساخته شد که به وسیله آن تغییرات نرخ خوردگی، پتانسیل حفاظت کاتدی و pH در طول شیار ایجاد شده قابل اندازه‌گیری باشد. لازم به ذکر است که در محفظه ساخته شده، قابلیت استفاده از کوپن‌های خوردگی و بدست آوردن تغییر وزن ناشی از خوردگی در طول شیار در نظر گرفته شد.

۲-۴- آزمون خوردگی در زیر پوشش جدا شده

به دلیل اینکه در خط جوش برآمدگی سطحی وجود دارد، این عدم یکنواختی سطح می‌تواند منجر به جدایش پوشش از خط جوش فولاد خط لوله گردد. در این حالت از جدایش دهانه شیار در محل خط جوش قرار می‌گیرد. در تمامی آزمون‌های خوردگی صورت گرفته در زیر پوشش، از تغییرات وزنی فولاد، برای تعیین نرخ خوردگی^۷ استفاده شد. بدین منظور در هر آزمون از ۱۰ عدد کوپن^۸ از بدنه فولاد خط لوله با گرید X-52 و خط جوش فولادها با گرید X-42 و B استفاده شد. قبل از انجام آزمون‌ها وزن اولیه هر کوپن^۹ مرتبه با استفاده از ترازوی با دقت

± 1 میلی‌گرم محاسبه و در زیر محفظه خوردگی و در تماس با محلول خورنده تحت پتانسیل حفاظت کاتدی خاص برای مدت ۴۸۰ ساعت قرار می‌گرفتند. در این آزمون از حفاظت کاتدی به شیوه‌ی اعمال جریان^{۱۰} استفاده گردید. برای اعمال حفاظت کاتدی آندی از جنس فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ و برای اعمال جریان از یک منبع تغذیه DC با دقت تنظیم ولتاژ ± 1 میلی‌ولت با توان محدوده‌ی پتانسیل اعمالی صفر تا ۳۰ ولت و جریان صفر تا ۵ آمپر مورد استفاده قرار گرفت. در ابتدای هر آزمون، کوپن‌های خوردگی در محفظه‌ی ساخته شده قرار گرفته و با استفاده از چسب آلومینیومی نواری مخصوص تصویربرداری SEM اتصال الکتریکی از قسمت زیر نمونه‌ها برقرار شد. به نحوی که تمامی نمونه‌ها به یکدیگر اتصال الکتریکی داشته باشند. همچنین برای تعیین تغییرات ولتاژ و pH از یک میکروالکتروود مرجع از جنس Ag/AgCl، الکتروود مرجع از جنس Calomel و pH متر با مدل Crison استفاده گردید. pH و پتانسیل از طریق پورت‌های تعبیه شده در طول شیار اندازه‌گیری شد. یک اورینگ لاستیکی دور درب محفظه برای جلوگیری از ورود و خروج محلول تعبیه گردید (Sealing). پس از چیده شدن نمونه‌ها در محفظه و بسته شدن درب آن، محفظه در ظرف حاوی محلول شبیه‌سازی خاک C2 (ترکیب شیمیایی در جدول ۲) قرار داده شد و همچنین دمش گاز با ترکیب $95\% N_2 + 5\% CO_2$ در محلول برقرار گردید. سپس سیم خروجی از محفظه (متصل به نمونه‌ها) به قطب منفی منبع تغذیه DC و آند به قطب مثبت منبع تغذیه متصل گردید. آند حفاظت کاتدی در محل دهانه شیار^{۱۱} قرار داده شد. میکروالکتروود مرجع بر روی اولین نمونه قرار داده شد و به وسیله آن پتانسیل حفاظتی با تنظیم ولتاژ از روی منبع تغذیه روی اولین نمونه تنظیم گردید. بدین ترتیب آزمون شروع و برای مدت ۴۸۰ ساعت (۲۰ روز) به طور مداوم انجام شد. در طول برقراری آزمون، بازدهی‌های متوالی از مجموعه در حال کار به عمل می‌آمد و صحت عملکرد سیستم حفاظت کاتدی و دمش گاز مورد بررسی قرار می‌گرفت. در طول فواصل زمانی ۴۸ ساعته پتانسیل حفاظت کاتدی و pH در طول شیار اندازه‌گیری گردید. پس از گذر ۴۸۰ ساعت و پایان آزمون، محفظه خوردگی از محلول و نمونه‌های خوردگی از داخل شیار خارج گردیدند. سپس نمونه‌ها با استفاده از محلول از بین برنده زنگ^{۱۱} (با ترکیب جدول ۳) و استون شسته و با استفاده از خشک کن سرد خشک گردیدند. سپس با استفاده از ترازوی با دقت ± 1 میلی‌گرم وزن ثانویه نمونه‌ها^{۱۲} مرتبه محاسبه گردید. پس از آن با استفاده از وزن اولیه و ثانویه نمونه‌ها، نرخ خوردگی فولاد خط لوله در طول شیار محاسبه گردید.

1 - Optical microscope

3 - X- Ray diffraction (XRD)

5 - Corrosion Cell

7 - Corrosion rate

9 - Impress current cathodic protection

11 - Rust remover

2 - Scanning electron microscope (SEM)

4 - Corrosion under disbonded coating

6 - Cathodic protection (CP)

8 - Corrosion coupons

10 - Open mouth (OM)

جدول ۲ - ترکیب محلول شبیه سازی شده خاک C2 [۱۱]

غلظت (g/l)	ترکیب
۰/۰۲۷۴	MgSO ₄ .7H ₂ O
۰/۰۲۵۵	CaCl ₂
۰/۰۰۳۵	KCl
۰/۰۱۹۵	NaHCO ₃
۰/۰۶۰۶	CaCO ₃

جدول ۳ - ترکیب محلول از بین برنده زنگ [۱۱]

حجم (ml)	ترکیب مورد استفاده
۱۰۰	H ₂ O
۴	Cis-2-butene-1.4-diol
۳	HCl

مشخص است، بدنه‌ی فولاد خط لوله از دو فاز فریت و پرلیت، منطقه‌ی متأثر از حرارت از فریت ویدمن اشتاتن^۱، فریت چند وجهی^۸ و فریت مرزدانه‌ای و منطقه‌ی جوش از فریت و پرلیت تشکیل گردیده است که این نتایج در تطابق با نتایج سایر محققین [۱۴-۱۲] می‌باشد. میانگین اندازه دانه‌های فریت در بدنه این فولاد حدود ۶ میکرومتر تخمین زده شد. همچنین در منطقه جوش مقدار ناچیزی رسوبات غیر فلزی مشاهده می‌شود که احتمالاً از طریق پوشش سلولوزی الکتروود جوشکاری وارد این منطقه شده است. با توجه به تصاویر ریز ساختار، ناحیه متأثر از حرارت بیشترین اندازه دانه و پس از آن ناحیه جوش و بدنه قرار دارند. در منطقه متأثر از حرارت در اثر حرارت‌های وارد شده ناشی از جوشکاری، فاز پرلیت و فریت به آستنیت تبدیل شده و پس از سرد شدن فولاد، این فازها به فریت ویدمن اشتاتن تبدیل گردیده است. همچنین گرمای جوشکاری باعث درشت شدن دانه‌ها در منطقه متأثر از حرارت شده است. با توجه به الگوی پراش (شکل ۳) نواحی جوش، متأثر از حرارت و بدنه فولاد مشخص است که فاز غالب در این نواحی، فاز فریت می‌باشد. البته در الگوی پراش ناحیه متأثر از حرارت، شدت پیک‌های فریت کاهش و زمینه الگوی پراش افزایش یافته است که این مشاهدات بیانگر وجود کرنش و تنش‌های باقی‌مانده است که تشکیل فریت ویدمن اشتاتن را توجیه می‌کند. در واقع فریت ویدمن اشتاتن به دلیل مهاجرت دسته جمعی [۱۷ - ۱۵] اتم‌ها و تنش‌های برشی تشکیل می‌گردد.

۲-۵ - آزمون خوردگی الکتروشیمیایی

برای تعیین نرخ خوردگی بدنه، ناحیه متأثر از حرارت و خط جوش فولاد در محیط شبیه‌سازی شده‌ی خاک (جدول ۲) از آزمون الکتروشیمیایی پتانسیو دینامیک^۱ با استفاده از تحلیل تافل^۲ استفاده شد. این آزمون‌ها با استفاده از دستگاه پتانسیو استات مدل PARSTAT 2273 و الکترودهای کالومل^۳ به عنوان الکترود مرجع^۴، پلاتین به عنوان الکترود شمارنده^۵ صورت گرفت.

۲-۶ - تعیین مورفولوژی خوردگی

جهت تعیین مورفولوژی خوردگی^۶ و نوع خوردگی رخ داده روی سطح بدنه و خط جوش فولاد خط لوله از تصویربرداری میکروسکوب الکترونی روبشی با استفاده از میکروسکوب الکترونی مدل Philips XL130 استفاده گردید. بدین صورت که نمونه‌های خورده شده پس از شسته شدن در محلول از بین برنده زنگ برای تصویربرداری فرستاده شدند و از سطح آنها تصویربرداری در بزرگنمایی‌های مختلف صورت گرفت.

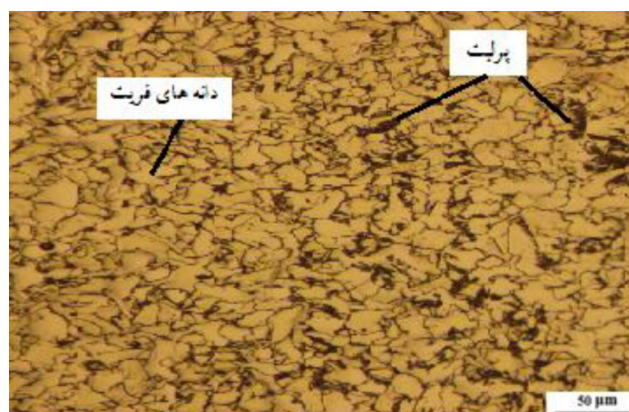
۳ - نتایج و بحث

۳-۱ - بررسی ریز ساختار در بدنه، خط جوش و منطقه متأثر از حرارت فولادهای خط لوله جوشکاری شده

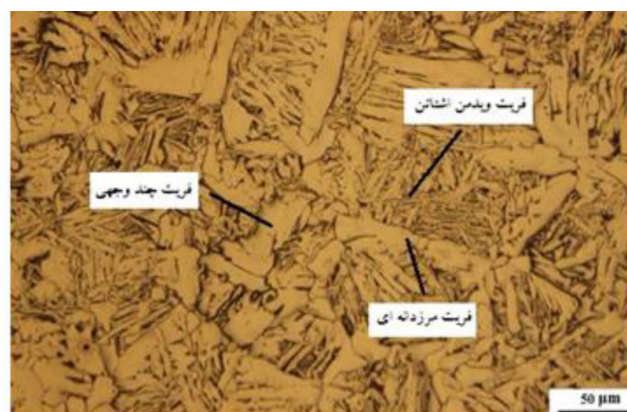
شکل ۲ ریز ساختار بدنه، منطقه‌ی متأثر از حرارت و خط جوش فولاد خط لوله‌ی X-42 را نشان می‌دهد. همانطور که در این شکل

1 - Potentio dynamic
3 - Saturated Calomel electrode (SCE)
5 - Counter electrode
7 - Side plate ferrite (SPF)

2 - Tafel analysis
4 - Reference electrode
6 - Corrosion morphology
8 - Polygonal ferrite (PF)



بدنه ی فولاد خط لوله

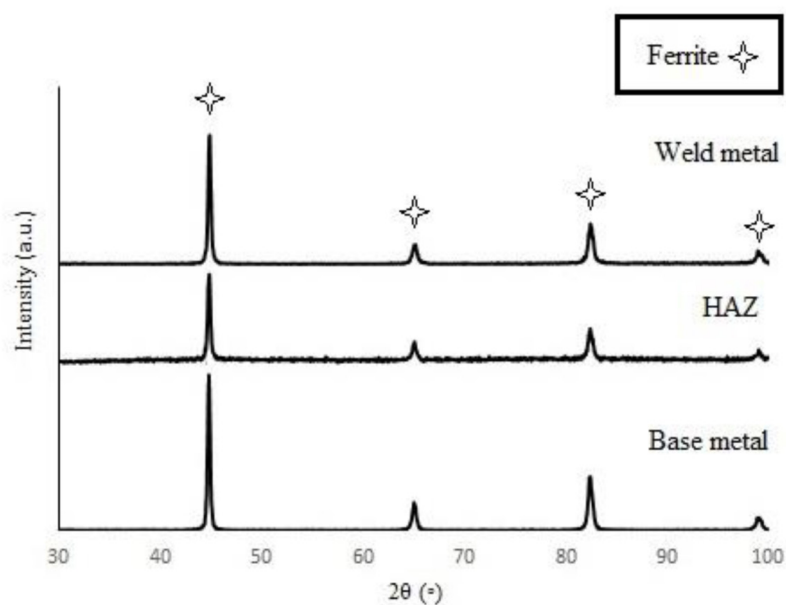


منطقه ی HAZ



خط جوش

شکل ۲ - ریز ساختار بدنه، منطقه‌ی متأثر از حرارت و خط جوش فولاد خط لوله



شکل ۳ - الگوی پراش پرتو ایکس (XRD) ناحیه جوش، متأثر از حرارت و بدنه‌ی فولاد خط لوله

۳-۳- آزمون خوردگی تغییرات وزنی در زیر پوشش جدا شده بر روی فولادهای خط لوله جوشکاری شده

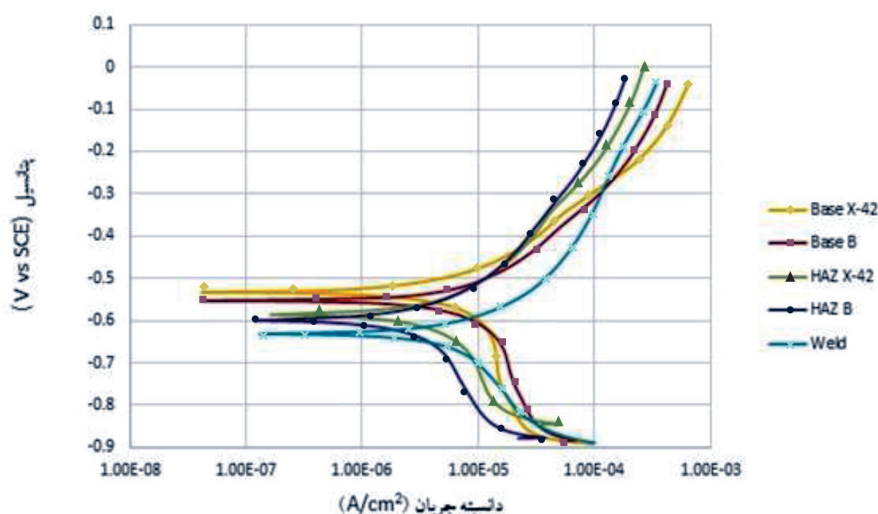
نتایج آزمون تغییرات وزنی خوردگی در زیر پوشش جدا شده بر روی نمونه‌های جوشکاری شده، مطابق شکل‌های ۵، ۶ و ۷ می‌باشد. نمودار تغییرات وزنی فولاد در تمامی نمونه‌ها نشان می‌دهد، نمونه جوش غیر همنام B-42X دارای بیشترین نرخ خوردگی نسبت به سایر نمونه‌ها می‌باشد. این امر می‌تواند به دلیل ایجاد پیل گالوانیکی بین دو نمونه‌ی غیر همنام جوشکاری شده به دلیل اختلاف در پتانسیل تعادلی دو نمونه باشد (طبق نتایج جدول ۴). همچنین همانگونه که از شکل ۷ مشخص است نمونه‌های جوشکاری شده با جریان جوشکاری کمتر دارای نرخ خوردگی بالاتری نسبت به نمونه‌ها با جریان جوشکاری بالاتر هستند. این امر به دلیل نرخ سرد شده بالاتر در نمونه‌های با جریان جوشکاری کمتر می‌باشد. نرخ سرد شدن بالاتر می‌تواند باعث ایجاد تنش‌های باقیمانده [۱۸] در خط جوش و همچنین ایجاد فازها (فریت ویدمن اشتاتن) با نرخ انحلال آندی بالاتر در نمونه گردد.

۳-۲- آزمون‌های الکتروشیمیایی خوردگی بر روی فولادهای خط لوله جوشکاری شده

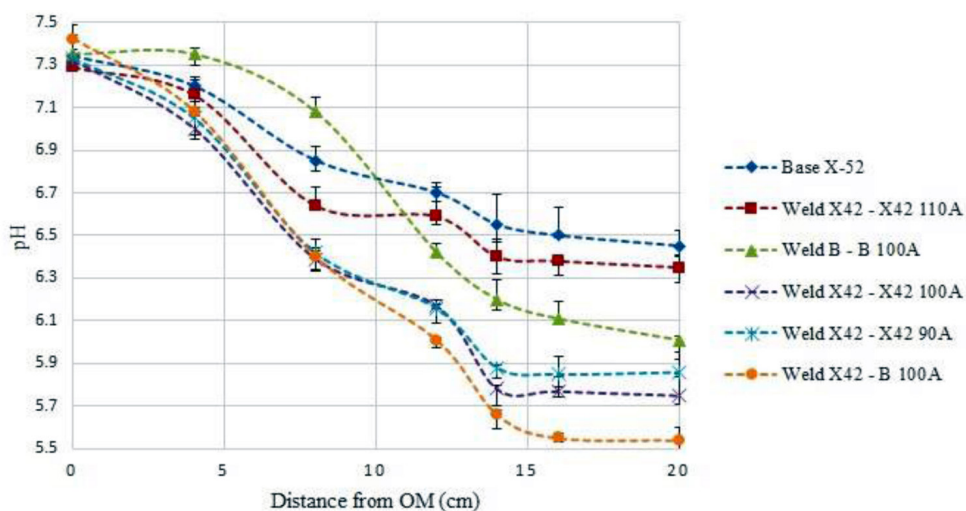
نتایج آزمون الکتروشیمیایی پتانسیو دینامیک در شکل ۴ و تحلیل نمودارها به روش تافل در جدول ۴ نشان داده شده است. همانطور که از شکل ۴ و جدول ۴ مشخص است، نمونه جوش منفی‌ترین پتانسیل خوردگی و پس از آن نمونه‌های متأثر از حرارت پتانسیل‌های منفی‌تری نسبت به سایر نواحی از خود نشان داده‌اند. همچنین خط جوش و ناحیه متأثر از حرارت بیشترین دانسیته جریان خوردگی و بدنه‌ی فولاد دارای کمترین دانسیته جریان خوردگی می‌باشد. لذا از این نتایج بدست آمده می‌توان این انتظار را داشت در صورتی که هر یک از این نواحی به صورت جداگانه در معرض محلول خورنده قرار گیرند، نرخ خوردگی در مناطق جوش و متأثر از حرارت (به دلیل دانسیته جریان خوردگی بالاتر) بیشینه باشد. همچنین با توجه به اینکه پتانسیل خوردگی جوش و متأثر از حرارت منفی‌تر (فعال‌تر) نسبت به پتانسیل خوردگی فلز پایه می‌باشد، می‌توان این انتظار را داشت که در صورت محیا شدن وقوع خوردگی گالوانیکی، این نواحی دارای نرخ خوردگی بیشتری نسبت به مقادیر گزارش شده در جدول ۴ باشند.

جدول ۴ - پتانسیل، دانسیته جریان و نرخ خوردگی بدنه، ناحیه متأثر از حرارت و جوش فولاد خط لوله

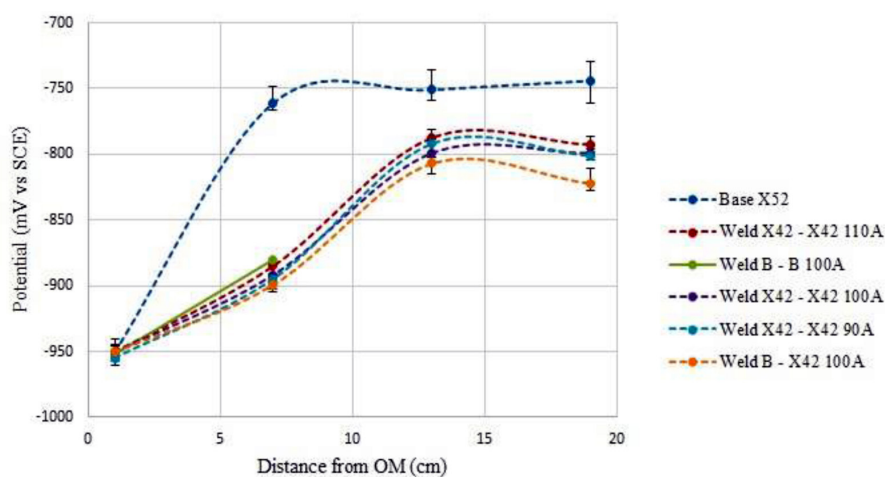
ماده	پتانسیل خوردگی (V_{SCE})	دانسیته جریان خوردگی ($\mu A/cm^2$)	نرخ خوردگی (mpy)
Base X-42	-۰/۵۲۵	۳/۲۳	۱/۴۹
Base B	-۰/۵۷۰	۳/۴۰	۱/۵۶
HAZ B	-۰/۶۰۱	۳/۴۶	۱/۶۰
HAZ X-42	-۰/۵۹۳	۳/۶۹	۱/۷۰
Weld	-۰/۶۳۴	۵/۸۷	۲/۷۰



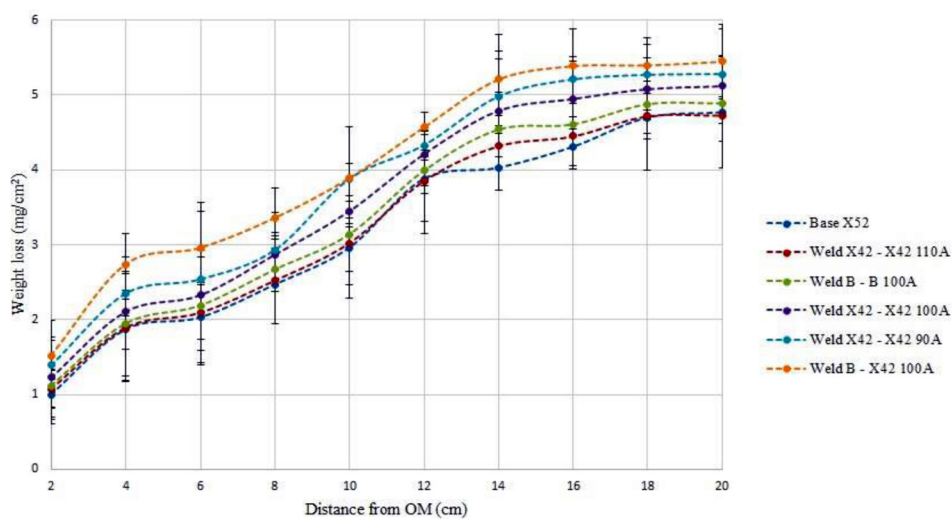
شکل ۴ - نتایج آزمون خوردگی پتانسیو دینامیک روی نواحی بدنه، HAZ و جوش فولاد خط لوله



شکل ۵ - تغییرات pH با فاصله از دهانه‌ی باز در نمونه‌های جوشکاری شده با ارتفاع جدایش ۵mm تحت پتانسیل حفاظت کاتدی $-950\text{mV}_{\text{SCE}}$



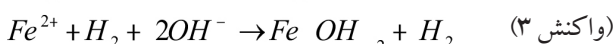
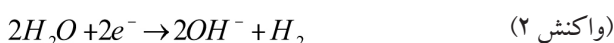
شکل ۶ - تغییرات پتانسیل حفاظت کاتدی با فاصله از دهانه‌ی باز در نمونه‌های جوشکاری شده با ارتفاع جدایش ۵mm تحت پتانسیل حفاظت کاتدی $-950\text{mV}_{\text{SCE}}$



شکل ۷ - تغییرات وزنی با فاصله از دهانه‌ی باز در نمونه‌های جوشکاری شده با ارتفاع جدایش ۵mm تحت پتانسیل حفاظت کاتدی $-950\text{mV}_{\text{SCE}}$ پس از ۴۸۰ ساعت

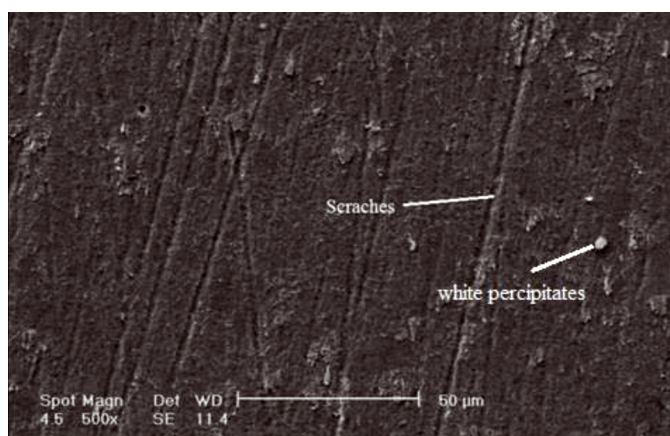
سنباده‌زنی‌های قبل از شروع آزمون خوردگی و حفرات خوردگی بر روی سطح نمونه‌ها، حاکی از این است که در این نمونه‌ها خوردگی به طور عمده از نوع حفره‌ای و به میزان ناچیزی خوردگی یکنواخت صورت گرفته است. شکل ۱۰ تصویر سطح فولاد پس از آزمون خوردگی تغییرات وزنی در قسمت انتهایی شیار در زیر پوشش جدا شده (در فاصله‌ی ۱۵ cm الی ۲۰ cm از دهانه باز پوشش جدا شده) را نشان می‌دهد، نمونه‌های انتهایی شیار در محدوده‌ی pH بین ۶/۴ تا ۶/۵ و پتانسیل حفاظتی $-۷۳۰ \text{ mV}_{\text{SCE}}$ الی $-۷۵۰ \text{ mV}_{\text{SCE}}$ قرار دارند. بر روی سطح نمونه‌های انتهایی شیار هیچگونه حفره و خشی مشاهده نگردید. این امر بیانگر این است که در نمونه‌های انتهایی خوردگی یکنواخت در کل سطح نمونه صورت گرفته است. پتانسیل ناکافی در این نقاط و خوردگی بالای قسمت‌های انتهایی شیار باعث شده حفرات تشکیل شده بر روی سطح به طور کامل از بین بروند. همچنین قسمت‌های پرلیتی سطح بالاتر از دانه‌های فریتی دارند و این امر بیانگر خوردگی بالاتر در دانه‌های فریت نسبت به پرلیت است. بررسی سطح نمونه‌های جوشکاری شده در زیر پوشش جدا شده پس از آزمون خوردگی تغییرات وزنی نشان داده با فاصله از دهانه‌ی باز پوشش جدا شده، نوع خوردگی نمونه‌های جوشکاری شده (جوش‌های مشابه و غیر مشابه و جوش‌های با پارامترهای مختلف) مشابه نمونه‌ی بدنه می‌باشد (در قسمت ابتدایی خوردگی ناچیز، در قسمت میانی خوردگی حفره‌ای به همراه خوردگی یکنواخت و در قسمت انتهایی خوردگی یکنواخت). شکل ۱۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح نمونه‌های خط جوش در قسمت میانی زیر پوشش جدا شده را نشان می‌دهد. سطح نمونه‌های جوش دارای پستی بلندی‌های زیادی است که به می‌تواند به علت قرار گرفتن فازها با انحلال آندی مختلف در این نمونه‌ها باشد. لذا نقاط با خوردگی بیشتر (فریت ویدمن اشتاتن) دارای عمق بیشتر و نقاط با خوردگی کم‌تر (فریت چند وجهی) دارای عمق کم‌تری می‌باشند. همچنین روی سطح نقاط با ارتفاع بالاتر (نرخ خوردگی کمتر) حفراتی مشاهده می‌شود. از این امر می‌توان نتیجه گرفت در نمونه‌های خط جوش

با توجه به شکل ۵، تغییرات pH در نمونه‌های جوش غیر هم‌نام و پس از آن در نمونه‌های با جریان جوشکاری کمتر (نمونه‌ها با نرخ خوردگی بالاتر) تغییرات pH شدیدتر از سایر نمونه‌ها است. دلیل این امر بالاتر بودن نرخ خوردگی در نمونه‌های جوش و در نتیجه تولید یون‌های Fe^{2+} بیشتر در محلول می‌باشد. لذا انجام واکنش‌های ۱، ۲ و ۳ در محلول بیشتر شده و باعث افت بیشتر pH محلول می‌شود. همچنین نرخ خوردگی بالاتر در نمونه‌های جوش باعث تولید یون‌های بیشتر در محلول شده و مقاومت الکتریکی محلول کاهش می‌یابد. لذا این امر باعث افت کمتر پتانسیل حفاظت کاتدی در نمونه‌های جوش می‌شود (شکل ۶).



شکل ۸ ریز ساختار فولاد خط لوله پس از آزمون خوردگی تغییرات وزنی برای نمونه‌ها در نزدیکی دهانه باز پوشش جدا شده (در فاصله ۲ cm الی ۵ cm از دهانه باز پوشش جدا شده) را نشان می‌دهد، نمونه‌های نزدیک دهانه باز پوشش در محدوده pH بین ۷/۱ تا ۷/۳ و پتانسیل حفاظتی $-۸۱۰ \text{ mV}_{\text{SCE}}$ الی $-۹۵۰ \text{ mV}_{\text{SCE}}$ قرار دارند. باقی ماندن خش‌های^۱ مربوط به سنباده‌زنی‌های قبل از شروع آزمون خوردگی روی سطح این نمونه‌ها، حاکی از این است که در این نمونه‌ها خوردگی به میزان خیلی کم صورت گرفته است.

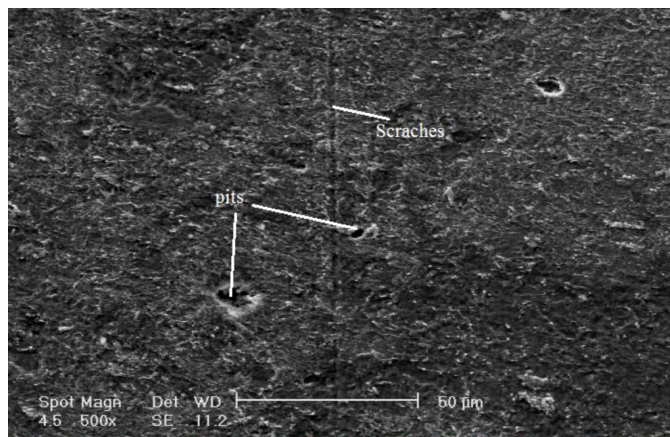
شکل ۹ تصویر سطح فولاد پس از آزمون خوردگی تغییرات وزنی در قسمت‌های میانی شیار در زیر پوشش جدا شده (در فاصله ۵ cm الی ۱۵ cm از دهانه باز پوشش جدا شده) را نشان می‌دهد، نمونه‌های میانی در محدوده pH بین ۶/۵ تا ۷/۱ و پتانسیل حفاظتی $-۷۵۰ \text{ mV}_{\text{SCE}}$ الی $-۸۱۰ \text{ mV}_{\text{SCE}}$ قرار دارند. باقی ماندن خش‌های مربوط به



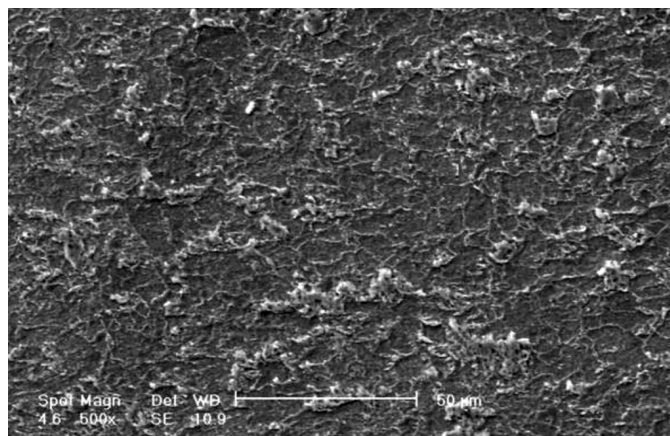
شکل ۸ - تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح فولاد خورده شده در زیر نواحی ابتدایی پوشش جدا شده

نشان داده در تمامی نمونه‌های جوش مورفولوژی خوردگی یکسان است (از نوع یکنواخت و حفره‌ای) و پارامترهای جوش فقط روی نرخ خوردگی تاثیر گذار هستند (با توجه به نتایج شکل ۷).

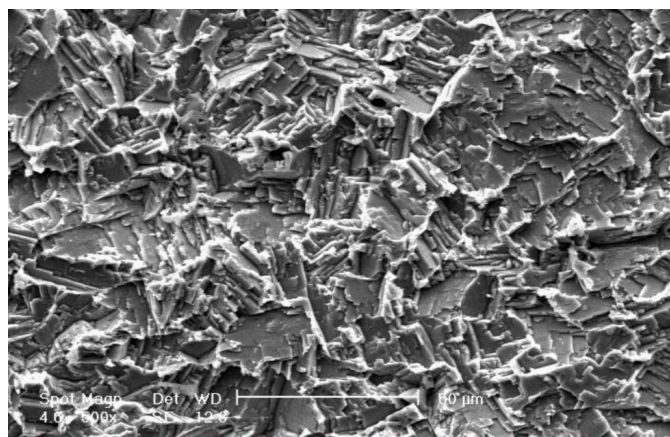
تلفیقی از خوردگی یکنواخت به همراه خوردگی حفره‌ای (در نقاط با خوردگی یکنواخت کم‌تر) رخ می‌دهد. همچنین بررسی سطح خورده شده در نمونه‌های جوشکاری شده با پارامترهای مختلف (شدت جریان و حرارت ورودی جوشکاری متفاوت)



شکل ۹ - تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح فولاد خورده شده در زیر نواحی میانی پوشش جدا شده



شکل ۱۰ - تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح فولاد خورده شده در زیر نواحی انتهایی پوشش جدا شده



شکل ۱۱ - تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح نمونه خط جوش قرار گرفته در زیر نواحی میانی پوشش جدا شده

نتیجه گیری

- ۱ - منطقه‌ی متأثر از حرارت در جوشکاری SMAW فولاد خط لوله X-42 بررسی شده در این تحقیق، از فازهای فریت ویدمن اشتاتن و فریت چند وجهی و منطقه‌ی جوش از فازهای فریت و پرلیت به همراه رسوبات پراکنده ناشی از پوشش الکتروود جوشکاری تشکیل شده بود.
- ۲ - آزمون‌های الکتروشیمیایی بیانگر تفاوت نرخ خوردگی ناچیز میان مناطق بدنه، منطقه‌ی متأثر از حرارت و جوش فولاد خط لوله بودند. ولی پتانسیل خوردگی منفی‌تر ناحیه متأثر از حرارت نسبت به سایر مناطق نشان دهنده‌ی مستعد بودن این منطقه به خوردگی گالوانیکی می‌باشد.
- ۳ - در زیر پوشش جدا شده از سطح فولاد خط لوله با فاصله از دهانه‌ی باز شیار (OM)، پتانسیل حفاظت کاتدی افت و نرخ خوردگی افزایش یافت. دلیل افت پتانسیل حفاظت کاتدی، مقاومت الکتریکی محلول گیر افتاده در زیر پوشش بود. لذا این افت پتانسیل باعث افزایش نرخ خوردگی فولاد با فاصله از دهانه باز پوشش جدا شده شد. همچنین افزایش نرخ خوردگی فولاد با فاصله از دهانه باز پوشش جدا شده باعث افزایش غلظت یون‌های H^+ و Fe^{2+} در محلول گیر افتاده در زیر پوشش جدا شده شد.
- ۴ - بررسی‌ها سطح نمونه‌های خورده شده در خط جوش (SMAW) فولادهای خط لوله نشان داد، با افزایش حرارت ورودی جوشکاری از 0.61 KJ/mm تا 0.74 KJ/mm ، تشکیل فازهای با نرخ انحلال آندی بالا کم‌تر و نرخ خوردگی فولاد کاهش یافت. همچنین در حالت جوشکاری غیرمشابه بیشترین نرخ خوردگی مشاهده شد. در نمونه‌های جوشکاری شده غیرمشابه و با حرارت ورودی کم‌تر که نرخ خوردگی بالاتر بود، غلظت یون‌های H^+ و Fe^{2+} در محلول گیر افتاده در زیر پوشش بیشتر شد و سبب تغییرات شدیدتر pH، کاهش مقاومت الکتریکی محلول و کاهش افت پتانسیل حفاظتی گردید.
- ۵ - بررسی مورفولوژی خوردگی روی سطح نمونه‌های قرار گرفته در زیر پوشش جدا شده نشان داد، نمونه‌های نزدیک دهانه باز که تحت پتانسیل حفاظت کاتدی حدود -810 mV_{SCE} تا -950 mV_{SCE} بودند خوردگی ناچیزی داشتند. نمونه‌های قرار گرفته در قسمت‌های میانی شیار، که تحت پتانسیل حفاظت کاتدی حدود -750 mV_{SCE} تا -810 mV_{SCE} بودند، دچار خوردگی شدید موضعی از نوع حفره‌ای شدند و نمونه‌های قرار گرفته در انتهای شیار، که تحت پتانسیل -730 mV_{SCE} تا -750 mV_{SCE} بودند، دچار خوردگی یکنواخت شدند.
- ۶ - خوردگی نمونه‌های جوشکاری شده در زیر پوشش جدا شده، بستگی به میزان حفاظت کاتدی و فاصله از دهانه پوشش جدا شده، ترکیبی از خوردگی حفره‌ای و یکنواخت بود. خوردگی یکنواخت در نقاطی که حفاظت ناکافی به همراه فازهای با انحلال آندی بالا (فریت ویدمن اشتتن) حضور داشتند، رخ داده است. همچنین پارامترهای جوشکاری (حرارت ورودی و شدت جریان جوشکاری) تنها بر روی نرخ خوردگی فولاد خط لوله تأثیر گذار بودند و بر روی مورفولوژی خوردگی خط جوش فولاد خط لوله تأثیر چندانی نداشتند.

مراجع

- [1] A. Peabody, Control of pipeline corrosion, Nace International, Houston, Texas, 2001.
- [2] API Specification 5L, Specification for pipeline, Forty-Third Addition, March 2004.
- [3] M. Javidi, S. Bekhrad, Failure analysis of a wet gas pipeline due to localized CO₂ corrosion, Engineering Failure Analysis, Vol. 89, pp. 46- 56, 2018.
- [4] X. Chen, X. Li, C. Du, and Y. Cheng, "Effect of cathodic protection on corrosion of pipeline steel under disbonded coating", Corrosion Science, Vol. 51, pp. 2242- 2245, 2009.
- [5] Y. Almovalad, Corrosion under insulation management, Saudi Aramco, 2007.
- [6] A. Eslami, R. Kania, B. Worthingham, G. Boven, R. Eadie and W. Chen, "Effect of CO₂ and R- ratio on near- neutral pH stress corrosion cracking initiation under a disbonded coating of pipeline steel", Corrosion Science, Vol. 53, pp. 2318 2327, 2011.
- [7] C. Zhang and Y. Cheng, "Corrosion of welded X100 pipeline steel in a near-neutral pH environment", ASM International, 2009.

- [8] I. Chavez and R. Melcherz, "Pitting corrosion in pipeline steel weld zone", Corrosion Science, Vol. 53, pp. 4026- 4032, 2011.
- [9] W. Wang, Q. Wang, C. Wang and J. Yi, "Experimental study of crevice corrosion for buried pipeline with disbonded coatings under cathodic protection", Loss Prevention in the process industries, Vol. 29, pp. 163- 169, 2014.
- [10] T. Wu, J. Xu, C. Sun, M. Yan, C. Yu and W. Ke, "Microbiological corrosion of pipeline steel under yield stress in soil environment", Corrosion Science, Vol. 88, pp. 291- 305, 2014.
- [11] A. Eslami, B. Fang, R. Kania, B. Worthingham, J. Been, R. Eadie and W. Chen, "Stress corrosion cracking initiation under the disbonded coating of pipeline steel in near- neutral pH environment", Corrosion Science, Vol. 52, PP. 3750- 3756, 2010.
- [12] M. Onsoien, S. Liu and D. Olson, The physical and chemical behavior of steel welding consumable, ASM International, 1996.
- [13] A. Bahadori, Welding of Transportation pipeline, Elsevier Science, 2017.
- [14] W. Gao, D. Wang, F. Cheng, Y. Deng and W. Xu, "Underwater Wet Welding for HSLA Steels: Chemical Composition, Defects, Microstructures and Mechanical Properties", Acta Metal, Vol. 28(9), pp. 1097- 1108, 2015.
- [۱۵] گلعدار، م. ع.، اصول کاربرد عملیات حرارتی فولادها، نشر دانشگاه صنعتی اصفهان، چاپ شانزدهم، ۱۳۹۴.
- [16] J. Bulger, B. Lu, and J. Luo, "Microstructural effect on near-neutral pH stress corrosion cracking resistance of pipeline steels", Journal of materials science, Vol. 41, pp. 5001-5005, 2006.
- [17] L. Jing, G. Xiuhua, D. Linxiu, L. Zhenguang, "Relationship between microstructure and hydrogen induced cracking behavior in a low alloy pipeline steel", Journal of Materials Science & Technology, Vol. 33, pp. 1504- 1512, 2017.
- [18] Z. Peishan, W. Bin, W. Liang, H. Yiwen, Z. Luo, "Effect of welding heat input on grain boundary evolution and toughness properties in CGHAZ of X90 pipeline steel", Materials Science and Engineering: A, Vol. 722, pp. 112-121, 2018

