

تأثیر پتانسیل های کاتدی بر رفتار خوردگی تحت تنش فولاد X52API 5L در محیط با pH نزدیک به خنثی

مهدی جاویدی*^۱ و صمد بهاء‌لو هوره^۲

چکیده

در این پژوهش رفتار خوردگی تحت تنش فولاد X52 API 5L حین حفاظت کاتدی در شرایط pH نزدیک به خنثی با استفاده از آزمون کشش با نرخ کرنش کم، آزمایش پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و آنالیز سطوح شکست مورد مطالعه قرار گرفت. در آزمون کشش با نرخ کرنش کم، شدت افت در کاهش سطح مقطع و ازدیاد طول به عنوان معیارهای ارزیابی حساسیت به خوردگی تحت تنش در نظر گرفته شد و نتایج حاصل از آن حاکی از شکست داکتیل در پتانسیل‌های اعمالی کم و شکست ترد در پتانسیل‌های اعمالی کاتدی تر بود. بمنظور شبیه سازی رفتار نوک ترک و دیواره آن آزمون پلاریزاسیون به ترتیب در دو نرخ روبش سریع و آهسته انجام شد. نتایج حاصل نشان داد که در پتانسیل‌های اعمالی کم و متوسط، ساز و کار غالب در فرآیند خوردگی تحت تنش فولاد X52، انحلال آندی بوده و در پتانسیل‌های اعمالی کاتدی تر، ضمن توقف خوردگی تحت تنش، پدیده تردی هیدروژنی عامل بروز شکست فولاد ذکر شده در محیط با pH نزدیک به خنثی می باشد.

واژه های کلیدی: خوردگی تحت تنش، X52، pH نزدیک به خنثی، حفاظت کاتدی، آزمون کشش با نرخ کرنش کم، پلاریزاسیون پتانسیو دینامیک.

۱- استادیار بخش مهندسی مواد- دانشگاه شیراز.

۲- دانشجوی کارشناسی ارشد خوردگی و حفاظت، بخش مهندسی مواد، دانشگاه شیراز.

*- نویسنده مسئول مقاله: mjavidi@yahoo.com

پیشگفتار

خوردگی تحت تنش^۱ فرآیندی مخاطره آمیز در عملکرد ایمن خطوط لوله نفت و گاز مدفون در خاک بشمار می‌رود. نخستین مورد از خوردگی تحت تنش خط لوله تقریباً چهار دهه پیش روی داد[۱]. روی هم رفته، خطوط لوله تحت تأثیر دو نوع از خوردگی تحت تنش قرار می‌گیرند:

- خوردگی تحت تنش در pH بالا^۲،
 - خوردگی تحت تنش در pH نزدیک به خنثی^۳،
- [۴].

خوردگی تحت تنش در pH بالا معمولاً در محیط‌های با غلظت بالای بی‌کربنات-کربنات ($\text{HCO}_3^- - \text{CO}_3^{2-}$)، pH $\approx 9-11$ و در محدوده بسیار باریکی از پتانسیل‌های الکتروشیمیایی رخ می‌دهد (محدوده -550 تا $0 \text{ mV}_{\text{SCE}}$) و منجر به خوردگی بین دانه‌ای می‌شود. از خوردگی تحت تنش در pH بالا به عنوان " خوردگی تحت تنش کلاسیک" یاد می‌شود[۵]. ساز و کار غالب در این نوع خوردگی تحت تنش، انحلال آندی مرز دانه‌ها و شکسته شدن پی در پی لایه پسیو در نوک ترک می‌باشد [۶].

در سال ۱۹۸۵، نوع متفاوتی از خوردگی تحت تنش به وسیله شرکت خطوط لوله کانادا^۴ معرفی شد. مطالعات فراوان نشان داد که ترک‌های درون دانه‌ای عریض روی سطح شکست و خوردگی دیواره‌های ترک از ویژگی‌های این نوع از خوردگی تحت تنش می‌باشد[۷، ۸]. این نوع از خوردگی تحت تنش، خوردگی تحت تنش در pH نزدیک به خنثی یا " خوردگی تحت تنش غیر کلاسیک" نام گرفت[۷] و در خطوط انتقال گاز طبیعی در حضور الکترولیت عاری از اکسیژن و رقیق (غلظت یون‌های بی‌کربنات در حدود 0.1 M) و $\text{pH} \approx 6-7.5$ روی می‌دهد. دی اکسید کربن و باکتری‌های احیا کننده سولفات^۵ به عنوان عوامل مؤثر در وقوع آن معرفی شده‌اند[۷، ۹]. از آن‌جا که pH پایین و پتانسیل‌های کاتدی باعث انباشته

شدن هیدروژن در نواحی تحت تنش می‌گردد، هیدروژن نقشی مهم در ساز و کار خوردگی تحت تنش غیر کلاسیک بازی می‌کند[۱۰]. این نوع از خوردگی تحت تنش در خطوط لوله و در شرایط متداول بهره برداری، در اثر شکسته شدن پوشش و تماس آب زیرزمینی با سطح خارجی لوله اتفاق می‌افتد[۱۱].

در شرایط آزمایشگاهی آزمایش‌های متعددی برای ارزیابی حساسیت به خوردگی تحت تنش وجود دارد که از آن جمله می‌توان به آزمون‌های بار ثابت^۷، کشش با نرخ کرنش کم^۸، میله خمیده^۹، نمونه‌های U شکل^{۱۰} و C شکل^{۱۱} اشاره نمود[۱۲]. تمامی موارد مذکور آزمون‌هایی مکانیکی با توانایی پیش بینی حساسیت یا عدم حساسیت به خوردگی تحت تنش در یک محیط مفروض می‌باشند. از طرفی، آزمون‌های الکتروشیمیایی نظیر آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک وجود دارند که از توانایی آشکار نمودن ساز و کار‌های درگیر در یک فرآیند خاص مانند خوردگی تحت تنش، برخوردار هستند [۱۳-۱۵]. بنابراین، استفاده توأم از آزمون‌های مکانیکی و الکتروشیمیایی می‌تواند روشی مفید در پیش بینی حساسیت به خوردگی تحت تنش در شرایط محیطی گوناگون به شمار رود.

هدف این پژوهش بررسی رفتار خوردگی تحت تنش فولاد API-5L-X52 در محیط‌های آبی با pH نزدیک به خنثی و تحت تأثیر پتانسیل‌های کاتدی با استفاده از روش کشش با نرخ کرنش کم^۸، ارزیابی‌های الکتروشیمیایی و مطالعه میکروسکوپی سطوح شکست می‌باشد. آلیاژ مذکور کاربرد وسیعی در زمینه خطوط انتقال گاز در جمهوری اسلامی ایران داشته و نگرانی‌هایی در مورد حساسیت آن به خوردگی تحت تنش وجود دارد. جدایش^{۱۳} پوشش خط لوله (که می‌تواند به خوردگی تحت تنش در pH نزدیک به خنثی بیانجامد) یکی از

6- Constant Load.

7- Constant Elongation.

8- Slow Strain Rate Test (SSRT).

9- Bent Beam.

10- U-Bend.

11- C-Ring.

12- Slow Strain Rate Test (SSRT).

13- Disbonding.

1- Stress Corrosion Cracking (SCC)

2- High-pH SCC

3- Near-neutral pH SCC

4- Trans Canada Pipe Lines (TCPL)

5- Sulfate-reducing Bacteria (SRB)

دلائل انهدام خطوط لوله در مناطق گازی ایران بشمار می‌رود.

روش پژوهش

نمونه‌های آزمایش از یک لوله فولادی از خانواده API-5L-X52 بریده شد. جهت برش در راستای طولی لوله قرار داشت. ترکیب شیمیایی این فولاد در جدول ۱ آورده شده است. ساخت نمونه‌ها و انجام آزمون کشش با نرخ کرنش کم مطابق با استاندارد NACE- TM0198 [۱۶] صورت گرفت (شکل ۱). بمنظور شبیه سازی محیط با pH نزدیک به خنثی از محلول NS4 استفاده شد و با دمش گاز دی اکسید کربن پیش از شروع آزمایش، pH محلول به ۶/۸ رسانده شد. ترکیب شیمیایی محلول NS4 در جدول ۲ ذکر شده است [۵]. سطح نمونه‌های آزمون کشش با نرخ کرنش کم تا سنباده ۱۰۰۰ پولیش شد و به مدت ۴۸ ساعت پیش از شروع آزمون درون محلول NS4 قرار داده شد و تحت حفاظت کاتدی قرار گرفت. اعمال حفاظت کاتدی حین آزمون کشش با نرخ کرنش کم نیز ادامه داشت. پتانسیل‌های اعمال شده در حفاظت کاتدی ۷۸۵، -۹۵۰، -۱۲۰۰، -۱۵۰۰، و -۲۰۰۰ میلی ولت نسبت به الکتروود مرجع نقره-کلرید نقره بود. آزمون‌های کشش با نرخ کرنش کم بوسیله دستگاه کشش سنتام مدل TM-150 ساخت ایران انجام شد. نرخ کرنش^۱ اعمال شده در این آزمون‌ها ثابت و برابر با $(s^{-1}) 1.31 \times 10^{-5}$ بود. تمامی آزمایش‌ها در دمای $25^{\circ}C$ انجام شد. پس از آزمون کشش با نرخ کرنش کم، سطح نمونه‌ها به روش فراصوتی^۲ درون استن تمیز شد و مورفولوژی سطوح شکست بوسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی^۳ بررسی شد.

نتایج

آزمون کشش با نرخ کرنش کم

در این پژوهش، هوا به عنوان محیطی خنثی که سبب بروز خوردگی تحت تنش در فولاد X52 نمی‌گردد، انتخاب شد. شکل ۲ منحنی‌های تنش-کرنش نمونه‌های آزمایش شده در پتانسیل‌های پلاریزه شده گوناگون در محلول NS4 را نشان می‌دهد. همان گونه که ملاحظه می‌شود، با افزایش پتانسیل اعمالی، ازدیاد طول نمونه‌ها با کاهش همراه است در حالی که استحکام کششی چندان دچار تغییر نمی‌شود.

بمنظور بررسی حساسیت نمونه‌ها به خوردگی تحت تنش در محلول با pH نزدیک به خنثی، شدت کاهش استحکام کششی^۵ (I_{σ})، شدت کاهش سطح مقطع^۶ (I_R) و شدت کاهش ازدیاد طول^۷ (I_E) محاسبه شد که نتایج آن در شکل ۳ نشان داده شده است. I_{σ} ، I_R و I_E به صورت زیر تعریف شد [۱۳]:

$$I_{\sigma} = \left(1 - \frac{\sigma_E}{\sigma_0}\right) \times 100 \quad (1)$$

$$I_R = \left(1 - \frac{R_E}{R_0}\right) \times 100 \quad (2)$$

در ادامه به منظور تعیین ساز و کارهای حاکم بر فرآیند خوردگی تحت تنش فولاد X52 حین اعمال پلاریزاسیون کاتدی، از آزمون‌های الکتروشیمیایی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک^۴ استفاده شد [۱۳-۱۵]. این آزمون‌ها با استفاده از دستگاه پتانسیواستات/گالوانواستات

¹ - Strain Rate

² - Ultrasonic

³ - Scanning Electron Microscope (SEM)

⁴ - Electrochemical Potentiodynamic Tests

⁵ - Tensile strength loss rate

⁶ - Reduction in area loss rate

⁷ - Elongation loss rate

پتانسیل های اعمالی کم (-785 تا -950 mV_{Ag/AgCl}), مورفولوژی سطح حاکی از یک شکست داکتیل به همراه توزیعی وسیع از حفره های ریز^۱ می باشد (شکل ۴-ب و ۴-ج). بنابراین، در این محدوده، حساسیت کمی به خوردگی تحت تنش وجود دارد. با افزایش پتانسیل کاتدی اعمالی، نوع شکست به شکست ترد متمایل شده به گونه ای که در پتانسیل های اعمالی زیاد (بسیار منفی) (-1500 تا -2000 mV_{Ag/AgCl}), فولاد با یک شکست کاملاً ترد مواجه می شود (شکل ۴-ه و ۴-و). در این شرایط حساسیت بسیار زیادی به خوردگی تحت تنش وجود دارد. در پتانسیل های ما بین -950 و -1500 mV_{Ag/AgCl} (مانند -1200 mV_{Ag/AgCl}), ظاهر شکست ترکیبی از شکست ترد و داکتیل می باشد (شکل ۴-د). به احتمال زیاد، تغییر در ساز و کار خوردگی تحت تنش در این شرایط باعث کاهش در پارامترهای افت داکتیلیته بوده است (شکل ۳).

آزمون های الکتروشیمیایی

نمودارهای پلاریزاسیون فولاد X52 در شرایط pH نزدیک به خنثی در شکل ۵ به تصویر کشیده شده است. همان گونه که پیش تر اشاره شد، آزمون های الکتروشیمیایی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در دو نرخ روبش آهسته (0.5 mV/s) و سریع (50 mV/s) انجام شد و جهت روبش پتانسیل به سمت پتانسیل های آندی (نجیب) بود [۱۳-۱۵]. در شکل ۵ می توان مشاهده نمود که تغییر در نرخ روبش تأثیر چشمگیری بر رفتار پلاریزاسیون فولاد داشته است با این وجود، در هر دو نرخ روبش آهسته و سریع، پدیده گذار فعال- رویین مشاهده نشده و در تمامی پتانسیل های آندی، الکتروود فولادی رفتار فعال از خود نشان می دهد.

بحث

الکتروشیمی خوردگی فولاد X52 در محلول NS4 واکنش های کاتدی و آندی اصلی فولاد X52 در محلول NS4 عبارتند از احیاء اکسیژن و اکسایش آهن.

$$I_E = (1 - \frac{E_E}{E_p}) \times 100 \quad (3)$$

در این روابط σ_E ، R_E و E_E : به ترتیب عبارتند از: استحکام کششی، کاهش سطح مقطع و درصد ازدیاد طول در پتانسیل اعمالی در الکتروولیت تحت حفاظت کاتدی و σ_0 ، R_0 و E_0 : استحکام کششی، کاهش سطح مقطع و ازدیاد طول اندازه گیری شده در هوامی باشد.

هرچه پارامترهای بالا به عدد صد نزدیک تر باشند، بر حساسیت بیش تر به خوردگی تحت تنش دلالت می کنند و هرچه به عدد صفر نزدیک تر شوند، نشانه حساسیت کم تر به خوردگی تحت تنش هستند. از این رو عدد صد به معنای بیش ترین تمایل به خوردگی تحت تنش و عدد صفر به معنای عدم تمایل به خوردگی تحت تنش در محیط مورد بررسی می باشد. همان گونه که در شکل ۳ مشاهده می شود، با افزایش پتانسیل اعمالی (منفی تر شدن پتانسیل) در محدوده -785 تا -1200 mV_{Ag/AgCl} I_E و I_R افزایش پیدا می کنند. در محدوده -1200 تا -1500 mV_{Ag/AgCl} هر دو پارامتر کاهش پیدا کرده و در پتانسیل های پلاریزه شده منفی تر از -1500 mV_{Ag/AgCl} بار دیگر افزایش می یابند. بنابراین، حساسیت به خوردگی تحت تنش فولاد X52 در شرایط pH نزدیک به خنثی وابستگی پیچیده ای به پتانسیل کاتدی اعمالی دارد. این مطلب با یافته های Liu و همکاران [۱۴] در مورد فولاد X70 در محلول NS4 مطابقت دارد. تغییرات اندک I_σ نسبت به پتانسیل اعمالی بیانگر این مطلب است که پتانسیل اعمالی بر استحکام کششی فولاد بی تأثیر است. افزون بر این، از آن جا که I_σ نسبت به I_E و I_R بسیار کوچک تر است، لذا تغییر در تمایل به خوردگی تحت تنش الزاماً با تغییرات فاحش در استحکام کششی فولاد همراه نیست [۱۳].

مورفولوژی سطح فولاد پس از آزمون کشش با نرخ کرنش کم

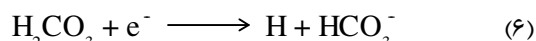
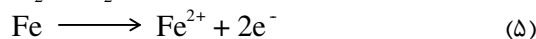
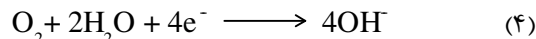
شکل ۴ تصاویر تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مربوط به سطوح شکست فولاد X52 پس از آزمون کشش با نرخ کرنش کم در محلول NS4 را نشان می دهد. مشاهده می گردد که تغییر در پتانسیل اعمالی با تغییرات چشمگیر در ویژگی های شکست همراه است. در

^۱ - Dimples

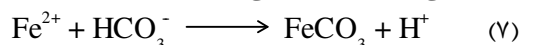
الکتروشیمیایی غیر تعادلی قرار دارد. این در حالی است که جداره ترک توسط لایه ای از محصولات خوردگی پوشیده شده و واکنش الکتروشیمیایی در زیر این لایه در شرایط نزدیک به تعادل در حال انجام است [۱۴]. بنابراین، نرخ روبش های آهسته و سریع به ترتیب بیانگر شرایط جداره و نوک ترک حین خوردگی تحت تنش هستند [۱۳-۱۵]. شرایط گوناگون، با ساز و کار های متفاوتی درگیر هستند، لذا، اختلاف میان حالات الکتروشیمیایی نوک و جداره ترک می تواند ساز و کار (های) مشارکت کننده در فرآیند خوردگی تحت تنش را روشن سازد. به منظور درک بهتر ساز و کار خوردگی تحت تنش در فولاد X52، پتانسیل های اعمال شده به آن به صورت خط چین در شکل ۵ مشخص گردیده است که آن را به چهار ناحیه اصلی تقسیم می کند.

در ناحیه نخست که پتانسیل ها بسیار نجیب تر (آندی تر) از $-780 \text{ mV}_{\text{Ag/AgCl}}$ می باشد، دیواره و نوک ترک در حالت انحلال آندی قرار دارند. لذا، ساز و کار خوردگی تحت تنش در این شرایط انحلال آندی می باشد. در ناحیه دوم (-780 تا $-1000 \text{ mV}_{\text{Ag/AgCl}}$)، نوک ترک در حال انحلال آندی است در حالی که دیواره ترک تحت پلاریزاسیون کاتدی قرار دارد. با میل نمودن پتانسیل به سمت مقادیر کاتدی تر (منفی تر) در این ناحیه، افزایش دانسیته جریان در روبش آهسته و کاهش آن در روبش سریع مشاهده می گردد. از این رو، نرخ احیاء هیدروژن بر روی دیواره ترک افزایش یافته و نرخ اکسیداسیون آهن در نوک ترک با کاهش همراه می شود. لذا، در محدوده -780 تا $-1000 \text{ mV}_{\text{Ag/AgCl}}$ با افزایش پلاریزاسیون کاتدی، نقش تردی هیدروژنی در برابر انحلال آندی پررنگ تر می شود و همان طور که در شکل ۳ نشان داده شده است، ب دلیل افزایش I_R و I_E ، حساسیت به خوردگی تحت تنش در این ناحیه با افزایش همراه است. مورفولوژی سطح شکست در این محدوده از پتانسیل در شکل ۴-ب و ۴-ج مشاهده می شود که حاکی از یک شکست داکتیل می باشد؛ این بدان معناست که اتم های هیدروژن تولید شده بر اثر پلاریزاسیون کاتدی، مشارکت اندکی در فرآیند انهدام داشته اند. به دلیل دانسیته جریان بیش تر در روبش سریع نسبت به روبش آهسته، عامل

با دمش گاز دی اکسید کربن (CO_2) در محلول NS4، اسید کربنیک (H_2CO_3) تولید می شود. لذا، واکنش کاتدی دیگر احیاء هیدروژن می باشد [۵]. این واکنش ها در ادامه آورده شده است:



با توجه به pH محلول (۶/۸)، غلظت یون Fe^{2+} در محلول افزایش یافته و به واسطه حضور یون های بیکربنات درون محلول، لایه ای از محصولات خوردگی به شکل FeCO_3 روی سطح فولاد رسوب کرده و به وسیله رابطه زیر خوردگی فولاد را کاهش می دهد.



از آن جا که لایه FeCO_3 تشکیل شده در شرایط pH نزدیک به خنثی متخلخل بوده و چسبندگی کمی دارد، قدرت حفاظت کنندگی آن به خوبی یک لایه رویین مقاوم نیست [۱۳].

ساز و کار خوردگی تحت تنش

حین روبش پتانسیل با نرخ آهسته، فولاد در شرایطی نزدیک به تعادل^۱ قرار دارد. هنگامی که این شرایط حین روبش سریع از بین می رود، به واسطه انتقال پتانسیل خوردگی به سمت پتانسیل های منفی تر، واکنش کاتدی در پتانسیل های فعال تر (منفی تر) رخ می دهد. در نرخ روبش های بحد کافی سریع، واکنش الکتروشیمیایی به یک حالت نزدیک به تعادل جدید می رسد یعنی دوباره یک پلاریزاسیون حالت پایا^۲ برقرار می گردد [۱۴]. بنابراین، روبش پتانسیل نسبتاً سریع مشخص کننده مناطقی است که در آن ها تمایل شدیدی به فعالیت آندی وجود دارد، در حالی که تغییرات نسبتاً آرام پتانسیل مناطقی را نشان خواهد داد که در آن ها تمایل به رکود نسبی^۳ مشاهده می شود [۱۷]. حین فرآیند خوردگی تحت تنش، سطح فلزی بدون محافظ نوک ترک در معرض الکترولیت بوده لذا، نوک ترک همیشه در یک وضعیت

¹- Quasi-Equilibrium.

²- Steady-State.

³- Relative Inactivity.

و نه یک ساز و کار در وقوع خوردگی تحت تنش) صورت می‌پذیرد (شکل‌های ۴-ه، ۴-و).

نتیجه‌گیری

انهدام فولاد X52 در محلول NS4 با pH نزدیک به خنثی به وسیله خوردگی تحت تنش و خسارت هیدروژنی رخ می‌دهد. خوردگی تحت تنش فولاد ذکر شده در این شرایط به وسیله ساز و کار انحلال آندی و تردی هیدروژنی کنترل می‌شود. با اعمال پتانسیل‌های گوناگون ساز و کار خوردگی تحت تنش نیز متفاوت خواهد بود به گونه‌ای که در پتانسیل‌های اعمالی کم و متوسط، ساز و کار انحلال آندی ساز و کار غالب بوده و ساز و کار تردی هیدروژنی به عنوان عامل تشدید کننده خوردگی تحت تنش از درجه دوم اهمیت برخوردار می‌باشد؛ در پتانسیل‌های کاتدی تر، ساز و کار تردی هیدروژنی پیش برنده خوردگی تحت تنش خواهد بود در حالی که انحلال آندی نقش مکمل را بر عهده دارد. در پتانسیل‌های پلاریزه بسیار زیاد بر اثر توقف خوردگی تحت تنش، انهدام فولاد X52 در محیط با pH نزدیک به خنثی بواسطه خسارت هیدروژنی بوده که از راه ساز و کار تردی هیدروژنی به وقوع می‌پیوندد. نتایج بدست آمده از شدت‌های کاهش در داکتیلیته، منحنی‌های پلاریزاسیون و هم‌چنین، تصاویر میکروسکوپی سطوح شکست بیانگر اینست که با افزایش پتانسیل‌های اعمالی حساسیت فولاد X52 به خوردگی تحت تنش نیز بیش‌تر می‌شود. با توجه به فعال بودن مکانیزم انحلال آندی در محدوده پتانسیل‌های رایج در حفاظت کاتدی خطوط لوله (۸۵۰- تا $mV_{Cu/CuSO_4}$ ۹۵۰- معادل ۷۵۶- تا $mV_{Ag/AgCl}$ ۸۵۶-)، وقوع خوردگی تحت تنش در خطوط لوله مدفون تحت حفاظت کاتدی در شرایط ذکر شده دور از احتمال نیست.

کنترل کننده خوردگی تحت تنش در این شرایط، انحلال آندی نوک ترک می‌باشد.

در منطقه سوم (۱۰۰۰- تا $-1.016 mV_{Ag/AgCl}$)، تغییرات دانسیته جریان به دلیل اعمال پلاریزاسیون کاتدی، مشابه منطقه دوم است، ولی در این شرایط، فزونی دانسیته جریان در روبش آهسته نسبت به روبش سریع بیانگر غلبه ساز و کار تردی هیدروژنی در بروز خوردگی تحت تنش در این منطقه می‌باشد و انحلال آندی (در نوک ترک) به عنوان عامل کمک کننده در پیشروی ترک بشمار می‌رود. افزایش I_R و I_E ، بر افزایش حساسیت به خوردگی تحت تنش با افزایش پلاریزاسیون کاتدی در این محدوده دلالت می‌کند (شکل ۳).

در منطقه چهارم (۱۰۱۶- تا $-2.000 mV_{Ag/AgCl}$)، دیواره و نوک ترک هر دو تحت پلاریزاسیون کاتدی قرار دارند. در این شرایط احیاء هیدروژن در نوک و دیواره ترک مهم‌ترین واکنش کاتدی بوده و نفوذ اتم‌های هیدروژن درون زمینه فلزی سبب وقوع شکست ترد می‌گردد. افزایش پلاریزاسیون کاتدی در این محدوده سبب افزایش سهم شکست ترد در مورفولوژی سطح شکست می‌شود، به گونه‌ای که بیشینه تردی در $-1500 mV_{Ag/AgCl}$ و -2000 مشاهده می‌گردد (شکل‌های ۴-د تا ۴-و). با توجه به این‌که تأثیر هم‌زمان عامل الکتروشیمیایی (خوردگی) و عامل مکانیکی (مؤلفه کششی تنش) در بروز خوردگی تحت تنش امری ضروری است و با توجه به این نکته که در شرایط بالا برقراری پلاریزاسیون کاتدی در جداره و نوک ترک سبب حذف عامل الکتروشیمیایی می‌گردد، لذا شرایط جهت وقوع خوردگی تحت تنش در این منطقه مهیا نمی‌باشد و پدیده‌ای دیگر غیر از خوردگی تحت تنش باعث شکست قطعه می‌گردد. به دلیل مقدار زیاد اتم‌های هیدروژن تولیدی در این شرایط، انهدام فولاد X52 به دلیل تردی هیدروژنی (به عنوان یک عامل مجزا

References

1- Z. Y. Liu, X. G. Li, C. W. Du and Y.F.Cheng, "Local Additional Potential Model for Effect of Strain Rate on SCC of Pipeline Steel in an Acidic soil Solution," Corrosion Science, vol. 51, no. 12, pp. 2863-2871, 2009.

2- M.C.Li, and Y.F.Cheng, "Corrosion of the Stressed Pipe Steel in Carbonate-Bicarbonate Solution Studied by Scanning Localized Electrochemical Impedance Spectroscopy," Electrochimica Acta, vol. 53, No. 6, pp. 2831-2836, 2008.

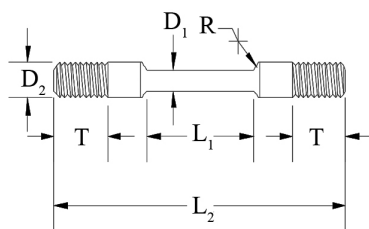
- 3- G. V. Boven, W.Chen, and R.Rogge, "The Role of Residual Stress in Neutral pH Stress Corrosion Cracking of Pipe Line Steels. Part I: Pitting and Cracking Occurrence," *Acta Materialia*, vol. 55, no. 1, pp. 29-42, 2007.
- 4- Y.F.Cheng, and L.Niu, "Mechanism for Hydrogen Evolution Reaction on Pipe Line Steel in Near-Neutral pH Solution," *Electrochemistry Communications*, vol. 9, no. 4, pp. 558-562, 2007.
- 5- B.Gu, J.L.Luo, W.Z.Yu, and X. Mao, "Transgranular Stress Corrosion Cracking of X-80 and X-52 Pipe Line Steels in Dilute Aqueous Solution with Near-Neutral pH," *Corrosion*, vol. 55, no. 03, pp. 312-318, 1999.
- 6- B.Y.Fang, A.Atrems, J.Q.Wang, E.H. Han, Z.Y. Zhu, and W. Ke, "Review of Stress Corrosion Cracking of Pipe Line Steels in "Low" and "High" pH Solutions," *Journal of Materials Science*, vol. 38, no. 1, pp. 127-132, 2003.
- 7- T.M.Ahmed, S.B.Lambert, A.Plumtree, and R.Sutherby, "Cyclic Crack Growth Rates of X-60 Pipeline Steel in a Neutral Dilute Solution," *Corrosion*, vol. 53, no. 07, pp. 581-590, 1997.
- 8- M.P.H. Brongers, B.S. Delanty, J.A. Beavers, and C.E. Jaske, "Effect of Hydrostatic Testing on Ductile Tearing of X-65 Line Pipe Steel with Stress Corrosion Cracks," *Corrosion*, vol. 56, no. 10, pp. 1050-1058, 2000.
- 9- L.Niu, and Y.F.Cheng, "Corrosion Behavior of X-70 Pipe Steel in Near-Neutral pH Solution," *Applied Surface Science*, vol. 253, no. 21, pp. 8626-8631, 2007.
- 10- B.Gu, J.Luo, and X. Mao, "Hydrogen-Facilitated Anodic Dissolution-Type Stress Corrosion Cracking of Pipeline Steels in Near-Neutral pH Solution," *Corrosion*, vol. 55, no. 01, pp. 96-106, 1999.
- 11- J.G. Gonzalez-Rodriguez, M. Casales, V.M. Salinas-Bravo, L. Martinez, and J.L. Albarran, "Effect of Microstructure on the Stress Corrosion Cracking of X-80 Pipeline Steel in Diluted Sodium Bicarbonate Solutions," *Corrosion*, vol. 58, no. 07, pp. 584-590, 2002.
- 12- W.B. Lisagor, "Environmental Cracking- Stress Corrosion," *Corrosion Tests And Standards R.Baboian, ed.*, pp. 292-293, Baltimore: ASTM, 2005.
- 13- Z.Y. Liu, X.G. Li, C.W. Du, G. L. Zhai, and Y.F. Cheng, "Stress Corrosion Cracking Behavior of X70 Pipe Steel in an Acidic Soil Environment," *Corrosion Science*, vol. 50, no. 8, pp. 2251-2257, 2008.
- 14- Z. Y. Liu, X. G. Li, and Y. F. Cheng, "Mechanistic Aspect of Near-Neutral pH Stress Corrosion Cracking of Pipe Lines Under Cathodic Polarization," *Corrosion Science*, vol. 55, No. 0, pp. 54-60, 2012.
- 15- Z. Liu, G. Zhai, X.Li, and C. Du, "Effect of Deteriorated Microstructures on Stress Corrosion Cracking of X70 Pipeline Steel in Acidic Soil Environment," *Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material*, vol. 15, No. 6, pp. 707-713, 2008.
- 16- NACE, "TM0198: Slow Strain Rate Test Method for Screening Corrosion-Resistant Alloys (CRAs) for Stress Corrosion Cracking in Sour Oilfield Service," NACE International, 2004.
- 17- R.N.Parkins, "Predictive Approaches to Stress Corrosion Cracking Failure," *Corrosion Science*, vol. 20, No. 2, pp. 147-166, 1980.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد API 5L X52.

عنصر	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb	Ni
درصدوزنی	۰/۰۹	۰/۱۸۶	۰/۸۶۷	۰/۰۰۶	۰/۰۰۳	۰/۰۱۶	۰/۰۱	۰/۰۲۳	۰/۰۱۶

جدول ۲- ترکیب شیمیایی محلول NS4 [۵].

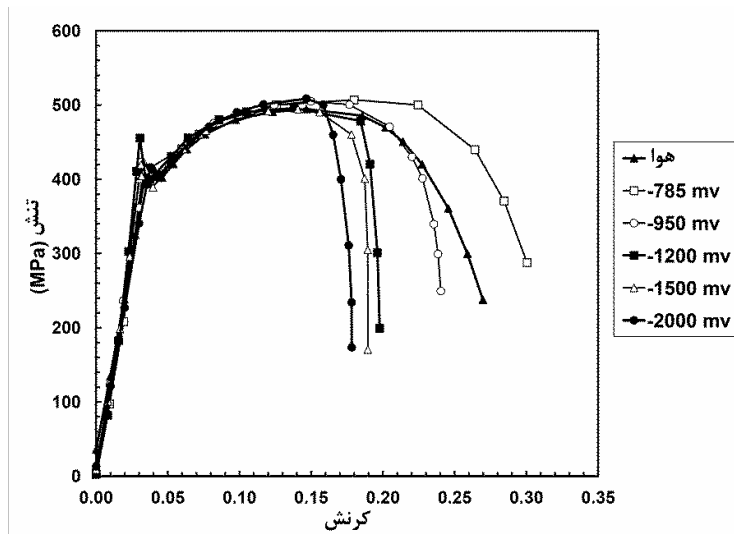
غلظت	ماده شیمیایی
۰/۴۸۳ (g/l)	بیکربنات سدیم (NaHCO_3)
۰/۱۲۲ (g/l)	کلرید پتاسیم (KCl)
۰/۱۳۷ (g/l)	کلرید کلسیم (CaCl_2)
۰/۱۳۱ (g/l)	سولفات منیزیم ($\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$)



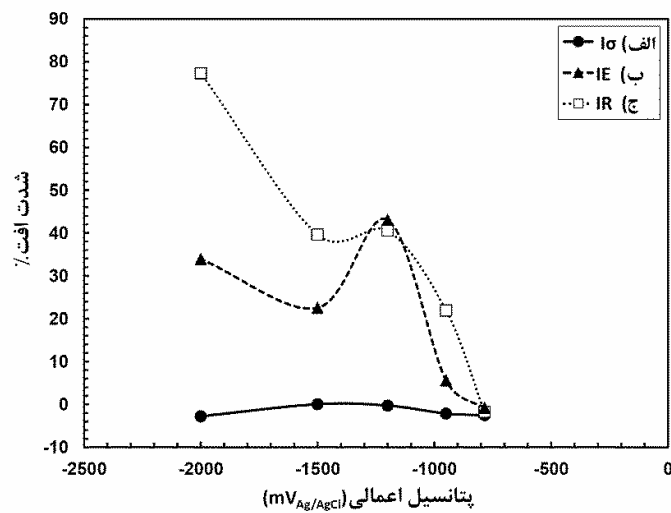
	mm	in.
L_1	25.4	1.00
L_2	NS*	NS*
D_1	3.81	0.150
D_2	6.35	0.250
R	6.35 min.	0.250 min.
T	NS	NS
رزوه	NS	NS

NS* - تعریف نشده

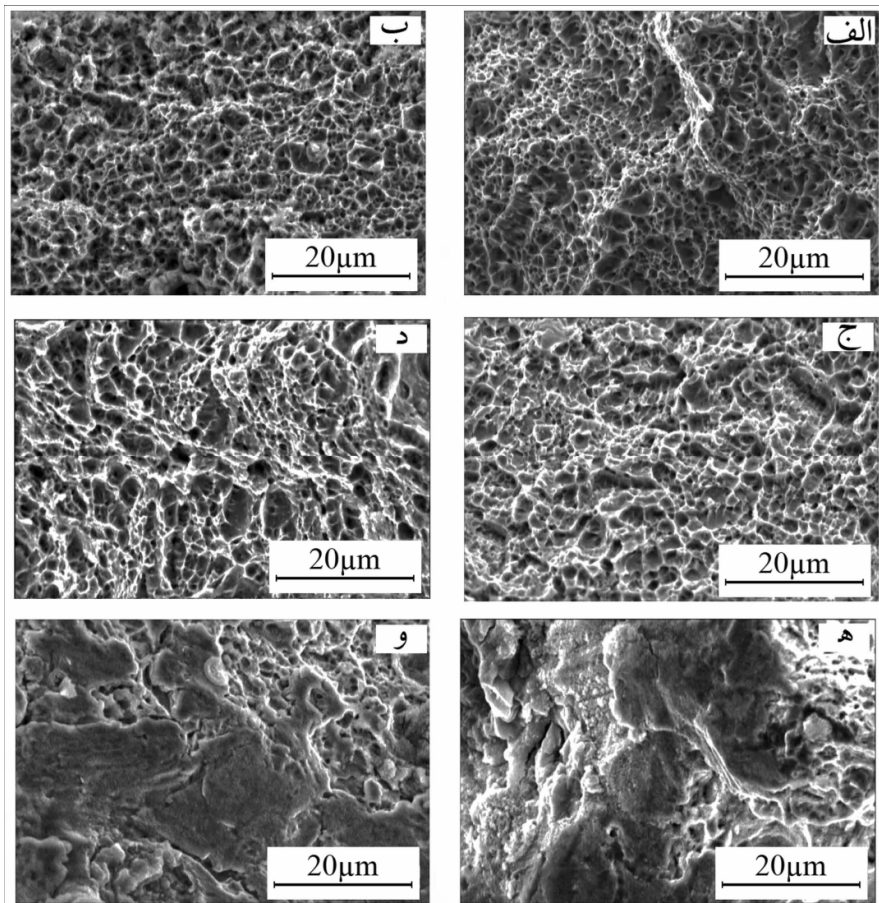
شکل ۱- نمونه استاندارد آزمون کشش با نرخ کرنش کم [۱۶].



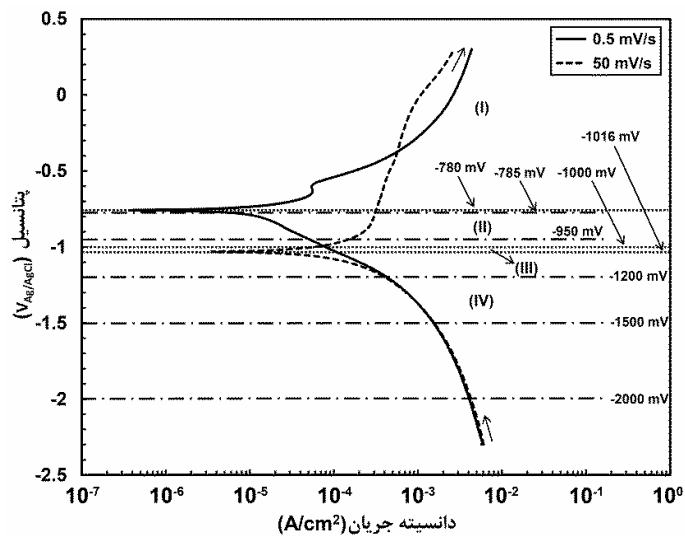
شکل ۲- منحنی‌های تنش- کرنش فولاد X52 در محیط با pH نزدیک به خنثی.



شکل ۳- حساسیت خوردگی تحت تنش به پتانسیل اعمالی (الف) شدت افت در استحکام کششی (ب) شدت افت در ازدیاد طول (ج) شدت افت در کاهش سطح مقطع.



شکل ۴ - تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطح شکست نمونه‌های آزمایش شده در الف) هوا (ب) -785 mV (ج) -950 mV (د) -1200 mV (ه) -1500 mV (و) -2000 mV - تمامی پتانسیل‌ها نسبت به الکتروود مرجع نقره-کلرید نقره است.



شکل ۵ - منحنی‌های پلاریزاسیون فولاد X52 در نرخ روبش‌های الف) 50 mV/s (ب) 0.5 mV/s