

بررسی مقاومت به خوردگی تنشی و تردی هیدروژنی فولادهای X70 و X80 با رویکردی نوین

احسان الهیاری^۱، علی داودی^۲، سید عبدالکریم سجادی^{۳*}

^۱ دانش‌آموخته دکتری تخصصی، گروه مهندسی و علم مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران.

^۲ پژوهشگر، موسسه وایت مانتین، آلمیره، هلند.

^۳ استاد، گروه مهندسی و علم مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران.

*نویسنده مسئول

چکیده

خطوط لوله انتقال نفت و گاز در محیط‌های خورنده مستعد شکست‌های فاجعه‌بار ناشی از خوردگی تنشی (SCC) و تردی هیدروژنی (HE) هستند. این پژوهش به بررسی اثر جذب هیدروژن بر رفتار خوردگی فولادهای خط لوله X70 و X80 با رویکردی جدید می‌پردازد. برهمین اساس آزمون‌های اکسیداسیون آندی هیدروژن، پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و کشش با نرخ کرنش آهسته (SSRT) انجام شد تا مقاومت به SCC و HE مشخص شود. نتایج نشان داد که جذب هیدروژن در X80 ($2.1 \pm 2.0 \text{ mol/m}^3$) به طور معنی‌داری از X70 ($86.01 \pm 0.0 \text{ mol/m}^3$) در چگالی جریان شارژ 10 mA/cm^2 - بیشتر است. همچنین، درصد حساسیت سطح مقطع SCC در حالی که برای فولاد X80 ۵۱٪/۵ بدست آمد، که این پارامتر برای X70 ۱٪ محاسبه شد. تحلیل‌ها حاکی از آن است که ریزساختار چقرمه X70 مقاومت بهتری در برابر نفوذ هیدروژن و رشد ترک ناشی از SCC نشان می‌دهد، در حالی که X80 حساسیت بیشتری به شکست‌های ترد دارد. این یافته‌ها برتری آلیاژ X70 در محیط‌های غنی از هیدروژن را تایید می‌کند.

کلیدواژه: خوردگی تنشی، تردی هیدروژنی، کشش با نرخ کرنش آهسته.

Study of Stress Corrosion Cracking Resistance and Hydrogen Embrittlement of X70 and X80 Steels with a Novel Approach

Ehsan Allahyari¹, Ali Davoodi², Seyed Abdolkarim Sajjadi^{3*}

¹ Ph.D. Graduate, Department of Materials Engineering and Science, Faculty of Engineering, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad, Iran.

² Researcher, White Mountain Co., Almere, Netherlands.

³ Professor, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad, Iran.

*Corresponding Author

Abstract

Oil and gas transmission pipelines operating in corrosive environments are susceptible to severe failures caused by stress corrosion cracking (SCC) and hydrogen embrittlement (HE). This research investigates the effect of hydrogen uptake on the corrosion behavior of X70 and X80 pipeline steels using a novel approach. Based on this, hydrogen anodic oxidation, potentiodynamic polarization, and slow strain rate testing (SSRT) tests were conducted to determine the resistance to SCC and HE. The results indicate that hydrogen absorption in X80 ($2.2 \pm 0.1 \text{ mol/m}^3$) is significantly higher than that in X70 ($0.86 \pm 0.01 \text{ mol/m}^3$) at a charging current density of -10 mA/cm^2 . In addition, the SCC cross-sectional sensitivity index was determined to be 51.5% for X80, whereas this parameter was calculated to be only 1% for X70. The analyses reveal that the tougher microstructure of X70 exhibits superior resistance to hydrogen ingress and SCC crack propagation, while X80 shows a higher sensitivity to brittle fracture. These findings confirm the superiority of X70 alloy for applications in hydrogen-rich environments.

Key Words: Stress Corrosion Cracking, Hydrogen Embrittlement, Slow Strain Rate Testing.

خطوط لوله یکی از مناسب‌ترین روش‌های انتقال گاز و فرآورده‌های نفتی در مسافت‌های طولانی است. لیکن حفظ ایمنی و پایش دقیق این خطوط از مهمترین مسائل کاربران خطوط انتقال می‌باشد [۱]، [۲]. البته اهمیت موضوع در لوله‌های انتقال گاز به دلیل احتمال انفجار و صدمات شدید، بسیار بیشتر است. این لوله‌ها عمدتاً در خاک مدفون می‌شوند و جهت جلوگیری از حملات خوردگی از طریق پوشش و حفاظت کاتدی، محافظت می‌گردند. اما پوشش می‌تواند در اثر ضربه مکانیکی، تغییرات شدید فشار و از هم مهم‌تر حفاظت کاتدی نامناسب از سطح جدا شده و رطوبت به زیر آن نفوذ نماید [۳]. اگر چه ترک‌برداری و شکست به شکل‌های مختلفی در خطوط لوله اتفاق می‌افتد، اما از مهمترین انواع ترک‌برداری‌های محیطی می‌توان به ترک خوردگی تنشی^۱ و ترک خوردگی هیدروژنی^۲ اشاره کرد [۳]، [۴]. اولین تخریب گزارش شده در خطوط لوله در سال ۱۹۶۰ مربوط به خوردگی تنشی در محیط pH بالا بود، اما حدود ۱۰ سال بعد مشخص گردید که در محیط‌های با pH نزدیک خنثی نیز شکست ناشی از خوردگی تنشی رخ می‌دهد. به علاوه موارد زیادی از شکست ناشی از ترک‌برداری‌های هیدروژنی در اثر حفاظت کاتدی بیش از حد برای خطوط لوله گزارش شده است [۵]، [۶]. برای ترک‌برداری‌های ناشی از پدیده تردی هیدروژنی سازوکارهای مختلفی ارائه شده است. این که تردی هیدروژنی را به عنوان تنها عامل کاهش چقرمگی فلز و یا تاول‌زنی هیدروژنی معرفی شود، نگاهی بسیار سطحی به پدیده تردی هیدروژنی است. تحقیقات نشان داده که گرچه دو عامل کاهش چقرمگی و تاول‌زنی در شکست آلیاژهای خط لوله موثر بوده، اما نمی‌توان این دو عامل را به طور مستقیم علت ترک‌برداری در آلیاژهای خط لوله دانست [۷]. مشاهدات تجربی واضح نشان داده سازوکار واحدی برای ترک‌برداری و شکست‌های ناشی از تردی هیدروژنی در خطوط لوله حاکم نیست. به هر حال سه سازوکار محتمل ترک‌برداری محیطی در دمای اتاق برای فلزات و آلیاژها عبارتند از: تولید هیبرید و شکست کلیواژ، هیدروژن افزایش دهنده پلاستیسیته موضعی^۳ و هیدروژن القاء‌کننده غیرهمبستگی^۴ [۸]، [۹].

لوله‌های انتقال گاز از روش‌های مختلفی تولید می‌شود. از این روش‌ها می‌توان به خمش غلط‌کی، بدون درز و U&O^۵ اشاره کرد. فرایند تولید می‌تواند علاوه بر ویژگی‌های ورق یا بیلت، بر ریز ساختار نهایی به خصوص میزان فریت، پرلیت، بینیت و خصوصاً اندازه دانه‌ها تاثیر داشته باشد. آساهی^۶ و هم‌کاران [۱۰]

^۱ Stress corrosion cracking (SCC)

^۲ Hydrogen assisted cracking (HAC)

^۳ Hydrogen enhanced localized plasticity

^۴ Hydrogen-enhanced decohesion

^۵ U-ing and O-ing

^۶ Asahi

نشان دادند یکنواختی ریزساختار، نقطه‌ی کلیدی در برابر مستعد بودن به خوردگی تنشی بین‌دانه‌ای است. کوشیدا^۱ و همکاران [۱۱] نیز نشان دادند که در آلیاژهای خط لوله با استحکام مشابه، تاثیر ریز ساختار بر مقاومت به خوردگی تنشی غالب است، به طوری که یک ساختار غیریکنواخت مانند فریت-پرایت بسیار مستعدتر از یک ساختار فریت-بینیت به خوردگی تنشی می‌باشد. همچنین به طور کلی می‌توان گفت تمایل فولادها به تخریب‌های هیدروژنی با افزایش استحکام افزایش می‌یابد و برای فولادهای خط لوله از کار افتادگی ناشی از هیدروژن با سطح شکست شبه کیلواژ یا ترد همراه است [۱۲]، [۱۳]. البته باید ذکر کرد که ایجاد و رشد ترک در این آلیاژها در محیط‌های حاوی هیدروژن سولفید بسیار به ریزساختار و سختی فولاد بستگی دارد. به طوری که توصیه شده آلیاژهایی که در مجاورت گاز ترش قرار می‌گیرند، استحکام تسلیمی بالاتر از ۶۹۰ MPa و سختی بالاتر از ۲۲ HRC نداشته باشند. همچنین احتمال خوردگی تنشی در محیط با pH نزدیک به خنثی در آلیاژهای خط لوله زمانی تشدید می‌شود که حفاظت کاتدی، ناکافی و یا از کار افتاده باشد. چنگ^۲ و همکاران [۱۴] تاثیر پتانسیل‌های حفاظت کاتدی مختلف را روی نمونه X70 در محلول NS4^۳ با استفاده از روش کشش با کرنش آهسته و انجام پلاریزاسیون با نرخ روبش سریع و آهسته (برای شبیه‌سازی شرایط نوک و دیواره ترک انجام دادند) بررسی کردند. نتایج آن‌ها نشان داد که میزان حساسیت به خوردگی تنشی دقیقاً در محدوده بین پتانسیل خوردگی دو نرخ روبش، بیشینه می‌شود. آن‌ها این موضوع را به خوردگی تنشی ترکیبی سازوکار انحلال آندی^۴ برای نوک ترک و تردی هیدروژنی^۵ ناشی شده از جذب هیدروژن دیواره ترک مربوط دانستند. اصلی‌ترین منابع تولید هیدروژن، حفاظت کاتدی بیش از حد خط لوله است که از طریق تجزیه آب موجود در خاک می‌تواند تولید هیدروژن کند [۱۵]. یکی دیگر از آزمون‌هایی که برای تعیین میزان هیدروژن جذب شده در آلیاژهای خط لوله انجام می‌شود از لحاظ آندی هیدروژن در محیط قلیایی است. این آزمون اولین بار توسط بیان و وانگ ارائه گردید. کیپل با استفاده از این روش بررسی‌های خود را روی میزان هیدروژن جذب شده در فولادهای X52, X76, X100 در محلول NS4 با شارژ کاتدی هیدروژن در شرایط تنشی مشابه شرایط کاری خط لوله انجام داد. او نشان داد که تفاوت عمده‌ای بین مقدار غلظت هیدروژن جذب شده برای فلزات بدون اعمال تنش وجود ندارد، گرچه میزان هیدروژن جذب شده برای فولاد X52 در مقایسه با X70 و X100 اندکی بیشتر می‌باشد. اما در شرایط اعمال تنش فولاد X70 و X100 مقاومت یکسانی در برابر جذب هیدروژن داشته و این مقاومت برای فولاد X52 به شدت کاهش می‌یابد. در نتیجه با وجود این که فولادهای استحکام بالا به HIC حساس‌تر می‌باشند،

¹ Kushida

² Y.F Cheng

³ Natural soil

⁴ Anodic dissolution

⁵ Hydrogen embrittlement

اما جذب هیدروژن آن‌ها در مقایسه با فولادهای استحکام پایین در شرایط یکسان شارژ هیدروژن، کمتر است [۱۶]. هرچند همیشه این نتیجه‌گیری درست نیست و با توجه به کیفیت و ریزساختار فولاد، متفاوت است. ضمن اینکه اعمال تنش در شرایط حضور هیدروژن و محیط خورنده، حساسیت واقعی فولاد را به SCC نشان می‌دهد. به عنوان مثال گریدهای فولاد خط لوله مانند X70 و X80 که معمولاً دارای ریزساختارهای بینایت ریزدانه و فریت سوزنی هستند، در مقایسه با فولادهای با استحکام پایین‌تر با ریزساختار فریت-پرلیت، به ویژه در محیط‌های با pH نزدیک به خنثی، حساسیت بالاتری به SCC نشان می‌دهند [۱۷].

با توجه به گسترش استفاده از فولادهای رده X70 و X80 در خطوط لوله انتقال نفت و گاز و قرارگیری این سازه‌ها در محیط‌های خورنده همراه با اعمال تنش‌های مکانیکی، بررسی همزمان پدیده‌های خوردگی تنشی و تردی هیدروژنی از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. اگرچه مطالعات متعددی به بررسی جداگانه رفتار خوردگی یا خواص مکانیکی این فولادها پرداخته‌اند، اما هنوز درک جامعی از نقش جذب هیدروژن و تأثیر آن بر رفتار الکتروشیمیایی و سازوکارهای شکست این آلیاژها در شرایط شبیه‌سازی شده سرویس وجود ندارد. از این‌رو، پژوهش حاضر با هدف بررسی اثر هیدروژن بر رفتار خوردگی تنشی فولادهای X70 و X80، با بهره‌گیری از آزمون‌های الکتروشیمیایی، کشش با نرخ کرنش آهسته و تحلیل ریزساختار و سطح شکست، تلاش دارد تا ارتباط میان ریزساختار، جذب هیدروژن و حساسیت به SCC را به صورت نظام‌مند تبیین نماید.

مواد و روش تحقیق

در این بخش به تشریح آزمون‌های انجام شده جهت تعیین میزان و تأثیر هیدروژن بر رفتار خوردگی تنشی آلیاژهای X70 و X80 پرداخته شده است. ابتدا در این بخش مشخصات مکانیکی و ترکیب شیمیایی آلیاژها ارائه می‌شود، سپس به تشریح نحوه انجام آزمون‌های شارژ هیدروژن، اکسیداسیون آندی هیدروژن، پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در دو نرخ روبش و آزمون کشش با نرخ کرنش آهسته^۱ (SSRT) پرداخته می‌شود.

ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی فولادهای مورد استفاده

خواص آلیاژهای استفاده شده در این پژوهش در جدول ۱ ارائه شده است. نمونه‌های X70 و X80 از مجموعه لوله‌سازی اهواز تهیه شد که با فرآیند خمش غلطکی^۲ شکل‌دهی شده بودند. هر دو آن‌ها به صورت نو تهیه شد و تحت هیچگونه عملیات جوشکاری، پوشش‌دهی، شارژ و یا هرگونه عملیاتی که در ساخت و

^۱ Slow strain rate testing

^۲ Roll bending

سرویس لوله اتخاذ می‌شود، قرار نگرفته بودند.

جدول ۱: ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی آلیاژهای مورد استفاده

آلیاژ	ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)										خواص مکانیکی	
	C	Mn	Mo	Si	Ti +Nb+V	Cu	Fe	$\sigma_{y(0.2\%)} \text{ (MPa)}$	$\sigma_{UTS} \text{ (MPa)}$	درصد ازدیاد طول	سختی (HRA)	
X70	۰/۰۴	۱/۴۴	۰/۱	۰/۲۵	۰/۱۲	۰/۲۱	مابقی	۵۳۰	۶۵۲	۲۲/۳	۵۴/۷	
X80	۰/۰۵۲	۱/۸۳	۰/۳۰۷	۰/۲۱۳	۰/۰۴	۰/۰۱۱	مابقی	۵۸۰	۷۵۰	۲۲	۶۱/۵	

بررسی ریزساختاری

به منظور بررسی ریزساختار، نمونه‌های متالوگرافی در سه جهت طولی^۱ (نورد)، شعاعی^۲ و محیطی^۳ از قطعه اصلی تهیه شدند. پس از مانت، عملیات سمباده‌زنی از شماره ۶۰ تا ۱۲۰۰ و سپس پولیش با خمیر پولیش حاوی ذرات آلومینا $3 \mu\text{m}$ برای دستیابی به سطحی صاف انجام شد. عکس‌برداری در دو حالت قبل و بعد از اچ صورت گرفت. ارزیابی آخال‌ها در تصاویر قبل از اچ براساس استاندارد ASTM E45 Method D انجام شد؛ بدین صورت که تصویری با مساحت 0.5 mm^2 در بزرگنمایی $100\times$ انتخاب و مجموع اندازه آخال‌ها نسبت به مساحت محاسبه و شدت آن‌ها از جداول استاندارد تعیین گردید. برای آنالیز درصد فاز، نمونه‌ها با نایتال ۲٪ اچ شده و ریزساختار با میکروسکوپ نوری ساخت شرکت OLYMPUS بررسی شد. اندازه دانه فریت با نرم‌افزار آنالیز تصویر MIP و براساس سه تصویر از هر فولاد تعیین گردید. همچنین سطح شکست نمونه‌های SSRT با میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل LEO VP1450 بررسی شد؛ به این منظور نمونه‌ها از نزدیکی محل شکست بریده، تحت التراسونیک تمیزکاری شده و با استفاده از حالت الکترون‌های ثانویه تصویربرداری شدند.

آزمون اکسیداسیون آندی

نمونه‌ها قبل از انجام شارژ با کاغذ سنباده تا شماره ۸۰۰ سنباده زده شدند و سپس با اتانول شسته شده و خشک گردیدند. شارژ هیدروژن در نمونه‌ها با استفاده از منبع تغذیه شرکت Dazheng مدل PS-A305D در محلول $0.5 \text{ M H}_2\text{SO}_4$ (دکتر مجللی با خلوص ۹۸٪) در دمای $3 \pm 25^\circ\text{C}$ انجام گرفت، به طوری که الکترود پلاتینی به عنوان آند به قطب مثبت و نمونه فولادی به عنوان کاتد به قطب منفی منبع تغذیه متصل شد و در چگالی جریان‌های بین ۱۰- تا 400 mA/cm^2 - (اختلاف پتانسیل ۲/۵ تا ۵/۵ V) جریان اعمال شد. احیای هیدروژن در سطح الکتروود سبب تولید هیدروژن اتمی روی سطح شده که بخش اندکی از آن به

¹ Rolling direction (RD)

² Normal direction (ND)

³ Transverse direction (TD)

داخل آلیاژ نفوذ کرده و بخش زیادی به صورت گاز از محلول خارج می‌شود [۱۵]. نمونه مورد استفاده در این آزمون مکعب مستطیلی به ابعاد $5/5 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ می‌باشد که پس از برش و اعمال چسب، مطابق با شکل ۱-الف طوری مانع شدند که سطح $10 \times 10 \text{ mm}^2$ در معرض محلول، در زمان و چگالی جریان‌های مختلف قرار می‌گیرد. لازم به ذکر است سطح در معرض محلول، سطح محیطی لوله انتخاب شد که بیشتر در معرض نفوذ هیدروژن قرار دارد.

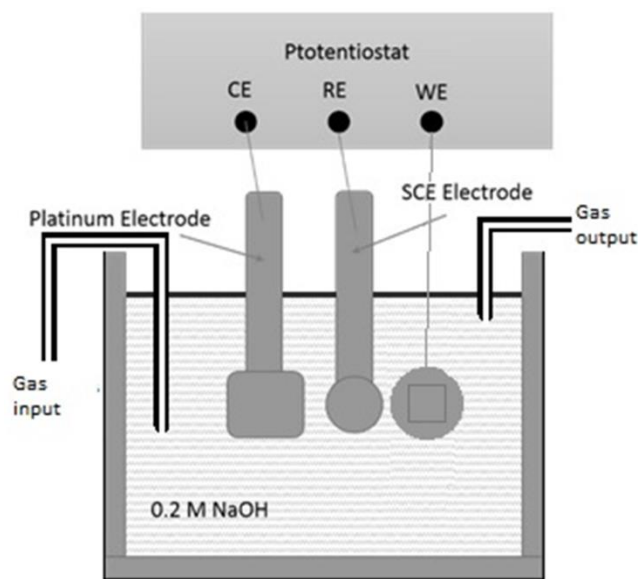
برای اندازه‌گیری غلظت هیدروژن‌های برگشت‌پذیر شارژ شده، از آزمون اکسیداسیون آندی هیدروژن که توسط یان و ونگ پیشنهاد شده بود، استفاده شد [۱۸]. برای انجام این آزمون الکتروکاتالیز پلاتینی به عنوان الکتروکاتالیز، الکتروکاتالیز کالومل اشباع (SCE) به عنوان الکتروکاتالیز مرجع، آلیاژهای خط لوله به عنوان الکتروکاتالیز و محلول 0.2 M NaOH (دکتر مجلی با خلوص ۹۸٪) به عنوان الکتروکاتالیز استفاده گردید (شکل ۱-ب). ابتدا محلول NaOH توسط نیتروژن با خلوص ۹۷٪ به مدت ۲۰ دقیقه اکسیژن زدایی شد و دمش گاز در طول آزمون با فشار کمتر حفظ گردید. سپس الکتروکاتالیز در پتانسیل ثابت $165 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ قرار گرفت و جریان آندی ایجاد شده، توسط دستگاه پتانسیواستات ساخت شرکت AC Gill مدل ۲۷۳ ثبت شد. چگالی جریان اندازه‌گیری شده مجموع جریان حاصل از اکسیداسیون فلز، آب و هیدروژن می‌باشد، لذا برای محاسبه چگالی جریان مربوط به اکسیداسیون هیدروژن، یک نمونه از هر آلیاژ بدون شارژ آماده‌سازی و تحت آزمون قرار گرفت. طبق رابطه ۱ انتگرال بین این جریان (I_{ref}) و جریان نمونه‌های شارژ شده ($I_{\text{ref}} + I_{\text{H}}$) در طول زمان دشارژ (t_{dis}) به عنوان بار ناشی از اکسیداسیون هیدروژن (Q_{H}) در نظر گرفته شد.

$$Q_{\text{H}} = \int_0^{t_{\text{dis}}} [I_{\text{H}}(t) - I_{\text{ref}}(t)] dt \quad (1)$$

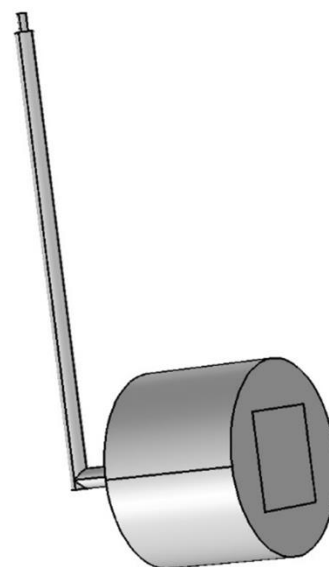
در نهایت میزان میانگین هیدروژن شارژ شده با استفاده از رابطه ۲ (رابطه فارادی) محاسبه گردید.

$$C_{\text{H}} = \frac{Q_{\text{H}}}{zFV} \quad (2)$$

که در این رابطه F ثابت فارادی (96485 C/mol)، V حجم نمونه (0.55 cm^3) و z تعداد الکترون‌های واکنش (در اینجا ۱) است. برای اطمینان از صحت آزمایش اکسیداسیون آندی نمونه پس از دشارژ مجدداً آماده‌سازی شده و مورد آزمایش قرار گرفت.



ب



الف

شکل ۱: الف) شماتیک نمونه مورد استفاده در آزمون اکسیداسیون آندی هیدروژن و ب) شماتیک محفظه آزمون اکسیداسیون آندی هیدروژن.

پلاریزاسیون پتانسیودینامیک

برای بررسی مقاومت در برابر خوردگی یکنواخت و شبیه‌سازی رفتار نوک و دیواره ترک براساس پیشنهاد پارکینز از آزمون پلاریزاسیون در دو نرخ روبش ۱ و ۱۰۰ mV/s در محدوده $1000 \pm$ mV نسبت به پتانسیل مدار باز انجام شد [۱۹]. برای انجام آزمایش‌های پلاریزاسیون از دستگاه پتانسیواستات ساخت شرکت AC Gill مدل ۲۷۳ و روش ۳ الکترودی استفاده شد که در آن، نمونه‌ها به عنوان الکترود کاری، پلاتین به عنوان الکترود کمکی و کالومل اشباع به عنوان الکترود مرجع مورد استفاده قرار گرفتند. سطح نمونه‌ها در تمامی آزمایش‌های 1 cm^2 تعیین شد که پس از مانت، هریک از آن‌ها با کاغذ سنباده تا شماره ۸۰۰ سنباده زده شد. سپس با استفاده از الکل و آب مقطر شسته شد و در محلول شبیه‌ساز زیر پوشش جداشده در محیط با pH نزدیک خنثی (NS4) مطابق جدول ۲، به مدت ۳۰ دقیقه غوطه‌ور شد و تحت آزمون قرار گرفتند. لازم به ذکر است برای شبیه‌سازی محیط‌های با pH نزدیک خنثی محلول‌های سنتزی مختلفی ایجاد شده که ترکیب این محلول‌ها براساس محیط اطراف تخریب‌ها تعیین شده است. این محلول‌ها NS1، NS2، NS3 و NS4 نامیده می‌شوند که برای شبیه‌سازی محلول زیر پوشش جداشده در محیط با pH نزدیک خنثی در محیط آزمایشگاهی مورد استفاده قرار می‌گیرند. بازه‌ی ترکیبی این محلول‌ها شامل ۴۸۰-۱۰۰۰ mg/L بی‌کربنات سدیم، ۴۰-۱۵۰ mg/L پتاسیم کلرید، ۱ mg/L کلسیم کلرید و ۹۰-۲۵۰ mg/L منیزیم سولفات می‌باشد. NS1 برای شبیه‌سازی شرایط ترک خوردگی شدید، NS2 برای شبیه‌سازی شرایط ترک خوردگی

شدید با کربنات، NS3 برای شبیه‌سازی مقدار متوسط و مناطقی که با ترکیبی از ترک‌های ضعیف و قوی مواجه هستند توسعه یافته است. این در حالی است که NS4 به عنوان یک محیط شبیه‌ساز متداول برای شبیه‌سازی محیط با pH نزدیک خنثی در اکثر آزمایشگاه‌ها در آمده است [۲۰]، [۲۱]. کلیه مواد استفاده شده برای ساخت محلول NS4 از شرکت مرک با خلوص حداقل ۹۸٪ تهیه شدند. قبل از شروع هر تست الکترولیت به مدت ۱۵ دقیقه تحت دمش هم زمان گاز نیتروژن قرار گرفت و در طول تست نیز این دمش گاز با فشار کمتر ادامه داشت.

جدول ۲: ترکیب شیمیایی محلول NS4 [۲۲]

CaCl ₂ .2H ₂ O	KCl	MgSO ₄ .7H ₂ O	NaHCO ₃	NS4
۰٫۱۸۱	۰٫۱۲۲	۰٫۱۳۱	۰٫۴۸۳	ترکیبات (g/l)

کشش با نرخ کرنش آهسته

این آزمون مطابق با استاندارد NACE TM0198 در محیط NS4 (محلول شبیه‌ساز خاک در زیر پوشش جدا شده) با ترکیب ذکر شده در جدول ۲ با استفاده از دستگاه SSRT مدل SB-5T-92 ساخت شرکت رویین‌گران صنعت انجام گرفت. ابعاد نمونه‌ها مطابق استاندارد TM0198 تهیه شد و آزمون با نرخ کرنش s^{-1} $10^{-6} \times 0.5$ انجام شد. لازم به توضیح است که هریک از نمونه‌ها بعد از آماده‌سازی (سنباده‌زنی تا شماره ۸۰۰ و تمیزکاری با الکل) در محلول NS4 غوطه‌ور شدند و سپس تست کشش با نرخ کرنش آهسته روی آن‌ها انجام پذیرفت. مطابق با استاندارد TM0198، جهت ارزیابی شکل‌پذیری نمونه‌ها، دو پارامتر تغییر طول نمونه و کاهش سطح مقطع^۱ مورد بررسی و ارزیابی قرار می‌گیرد. تغییرات سطح مقطع برای نمونه‌ها، مطابق رابطه ۳ محاسبه می‌گردد:

$$RA(\%) = \frac{A_1 - A_2}{A_1} \times 100 \quad (3)$$

که منظور از RA درصد کاهش سطح مقطع، A_1 سطح اولیه سنج و A_2 سطح نهایی سنج بعد شکست به است. همچنین مطابق استاندارد، با استفاده از منحنی نیرو-تغییر طول، E_p طبق رابطه ۴ محاسبه می‌گردد:

$$E_p(\%) = \left\{ \frac{E_F}{L_1} - \left[\frac{\sigma_F}{\sigma_{PL}} \right] \times \frac{E_{PL}}{L_1} \right\} \times 100 \quad (4)$$

در این رابطه E_p ، E_F و L_1 به ترتیب درصد کرنش پلاستیک تا شکست، تغییر طول تا شکست (mm)، تغییر طول حد تناسب (mm) و طول اولیه (mm) است. همچنین منظور از σ_F و σ_{PL} به ترتیب مقدار تنش

¹ Reduction in Area

شکست و تنش حد تناسب است. با مقایسه پارامترهای مقایسه‌ی شکل‌پذیری ماده در محیط آزمایش با pH خنثی، درصد حساسیت SCC کرنش و سطح مقطع با استفاده از روابط ۵ و ۶ محاسبه می‌شود:

$$\psi_E(\%) = \left(1 - \frac{Ep_E}{Ep_A}\right) \times 100 \quad (5)$$

$$\psi_R(\%) = \left(1 - \frac{RA_E}{RA_A}\right) \times 100 \quad (6)$$

Ep_E و Ep_A به ترتیب کرنش پلاستیک شکست در محیط هوا و محلول و RA_E و RA_A به ترتیب کاهش سطح مقطع در هوا و محلول است. نسبت کرنش پلاستیکی شکست و ضریب کاهش سطح مقطع^۱ نزدیک به مقدار ۱۰۰ به طور معمول نشان‌دهنده‌ی مقاومت زیاد به ترک‌برداری محیطی می‌باشد و مقادیر زیاد درصد حساسیت SCC نشان‌دهنده‌ی مقاومت ضعیف آن‌ها به خوردگی تنشی است.

بحث و بررسی

در این بخش ابتدا مشخصه‌یابی ریزساختاری ماده توسط متالوگرافی تعیین شد. بعد از آن نمونه‌ها در شرایط مختلف، شارژ شدند و برای تعیین غلظت هیدروژن از آزمون اکسیداسیون آندی هیدروژن بهره گرفته شد. در ادامه برای بررسی رفتار خوردگی تنشی و تاثیر تردی هیدروژنی، نمونه‌ها تحت آزمون کشش با نرخ کرنش آهسته قرار گرفتند و سطح شکست نمونه‌ها با استفاده از SEM شکست‌نگاری شد.

ریزساختار

شناسایی فازها و مورفولوژی ریزساختار در فولادها، اطلاعات ارزشمندی در خصوص تاریخچه عملیات حرارتی-مکانیکی و خواص نهایی محصول فراهم می‌آورد. در این راستا، تصاویر متالوگرافی آلیاژهای X70 و X80 در سه جهت، به منظور بررسی نوع فازهای تشکیل و اندازه دانه آن‌ها مقایسه شده است. تصاویر مربوط به ریزساختار آلیاژهای X70 و X80 به ترتیب در شکل ۲ در جهت‌های نورد^۲، محیط لوله^۳ و شعاع^۴ به نمایش درآمده است. شکل‌های ۲-الف، پ و ث نشان می‌دهد که آلیاژ X70 دارای فریت‌های پلی‌گونال کشیده‌شده در جهت نورد و ریزفازها، و احتمالاً بینیت و مارتنزیت، می‌باشد. همچنین به خاطر وجود ناخالصی‌های ریز، فریت سوزنی نیز در ریزساختار وجود دارد. تشکیل ریزفازها نشان‌دهنده سرعت سرمایش غیرتعادلی حین

¹ Reduction in area ratio (RAR)

² Rolling direction

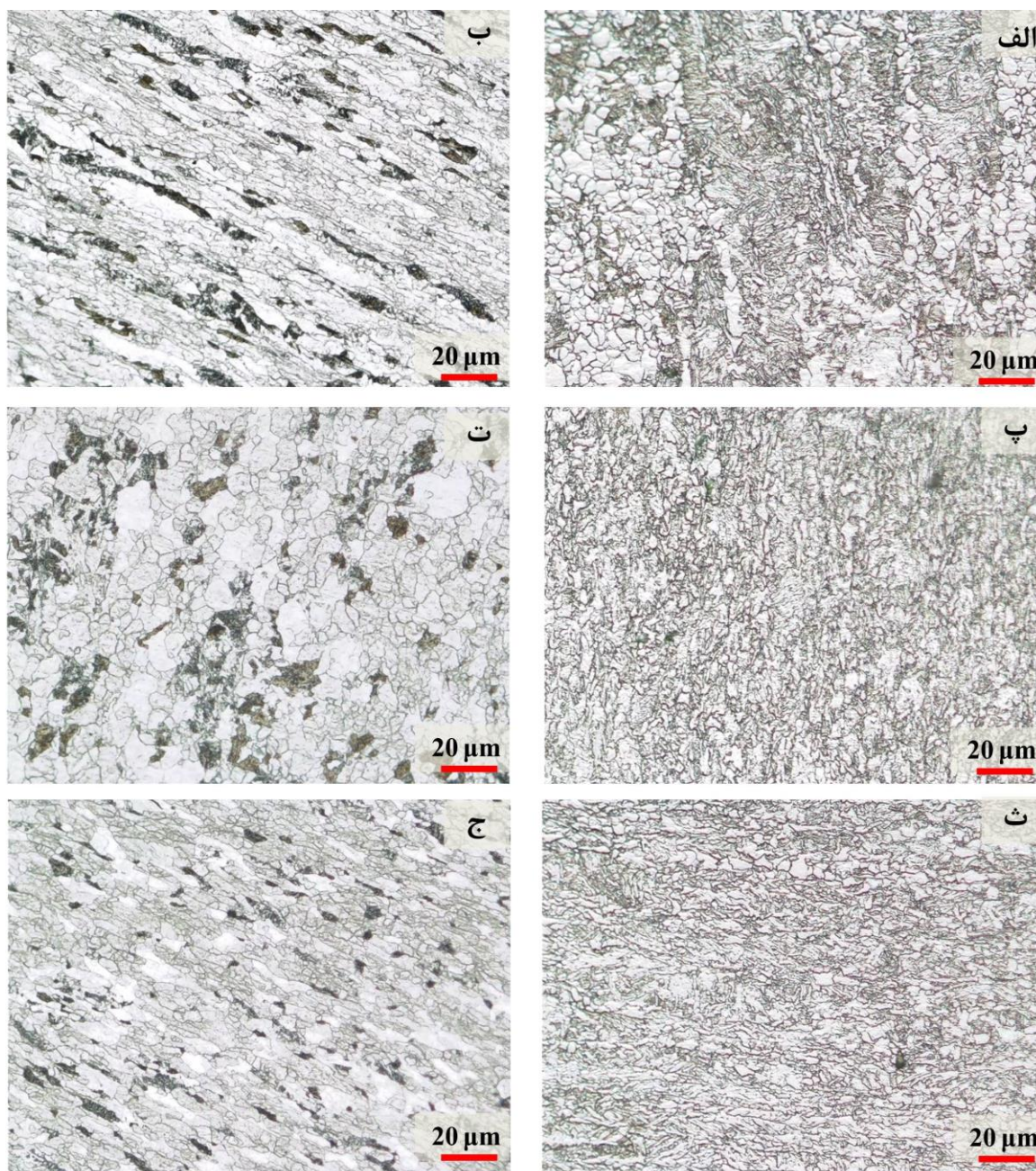
³ Transverse direction

⁴ Normal direction

مشابه فرایند حرارتی-مکانیکی است. اندازه دانه ASTM فریت‌های پلی‌گونال کشیده شده، $12 \mu m$ می‌باشد که انتظار یک ساختار چقرمه و مستحکم را در برابر تنش‌ها به وجود می‌آورد. علاوه بر این که ریزساختار فریت پلی‌گونال برخلاف بینایت مقاومت خوبی در برابر نفوذ هیدروژن دارد (نفوذ هیدروژن در بینایت ۲ برابر فریت پلی‌گونال می‌باشد)، انتظار می‌رود مقدار غلظت هیدروژن باقی مانده در ساختار پلی‌گونال نیز مقدار پایینی باشد که باعث افزایش مقاومت به تردی هیدروژنی می‌شود [۲۳]، [۲۴].

شکل‌های ۲-ب، ت و ج مربوط به آلیاژ X80 است که ساختاری تقریباً مشابه آلیاژ X70 دارد، با این فرق که فازهای تعادلی فولاد X80 نشان‌دهنده این موضوع است که آلیاژ به روش حرارتی-مکانیکی با سرعت سرمایش تعادلی تولید شده‌اند. ساختار فولاد X80 دارای فازهای فریت پلی‌گونال، بینایت و مقادیری پرلیت و فریت سوزنی^۱ می‌باشد. از آنجایی که عملیات ترمومکانیکی به صورت تعادلی انجام شده، احتمال وجود فاز پرلیت در ساختار بیشتر می‌باشد. عدد سختی این فولاد نیز تاییدکننده حضور فاز تعادلی و ریز پرلیت در ساختار می‌باشد. مقدار فاز فریت بینایت این فولاد نسبت به فولاد X70 بیشتر است که باعث می‌شود انتظار داشت که در برابر تردی هیدروژنی مقاومت کمتری را از خود نشان دهد. چرا که فاز بینایت نفوذپذیری بهتری را برای هیدروژن محیا می‌کند که در کنار فاز پرلیت که توانایی جذب هیدروژن خوبی را دارد، شرایط را برای تردی هیدروژنی به وجود می‌آورد. علاوه بر این، یکنواختی کمتر ریزساختار این فولاد نسبت به فولاد X70 شرایط را برای حساسیت به خوردگی تنشی به وجود می‌آورد و انتظار می‌رود که نسبت به فولاد X70 در برابر شرایط خوردگی تنشی، ضعیف‌تر عمل کند. لازم به ذکر است اندازه دانه ASTM زمینه فولاد X80، $10.5 \mu m$ ($7.2 \pm 7.9 \mu m$) می‌باشد. لازم به ذکر است به دلیل اندازه دانه کمتر فولاد X70 نسبت به فولاد X80 که نتیجه آن مقدار بیشتر مسیرهای نفوذ می‌باشد، انتظار تغییرات بیشتری در مقدار هیدروژن جذبی در چگالی جریان‌ها و زمان‌های بالاتر می‌رود.

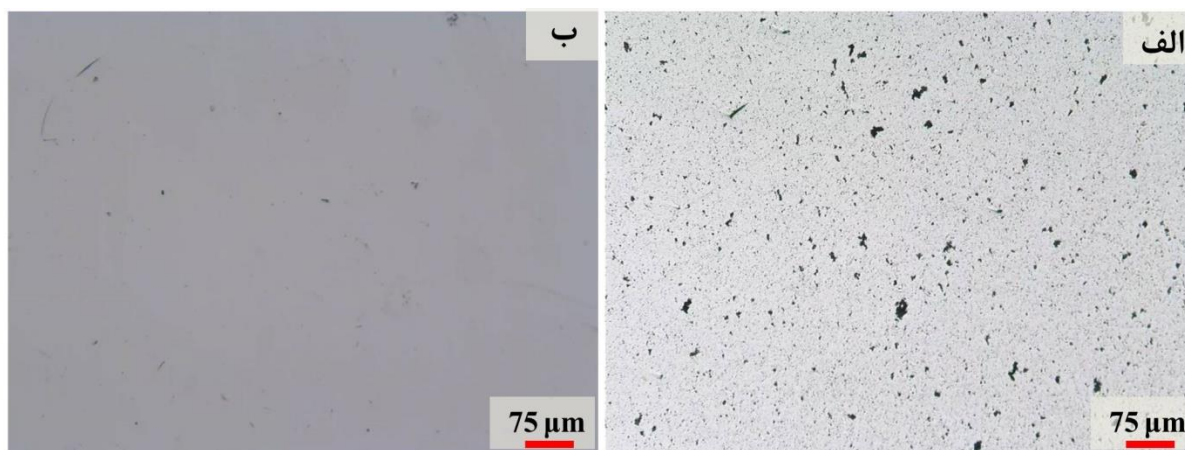
¹ Acicular ferrite



شکل ۲: ریزساختار فولاد X70 در جهت الف) محوری، پ) محیط لوله و ث) شعاعی، ریزساختار فولاد X80 در جهت ب) محوری، ت) محیط لوله و ج) شعاعی.

شکل ۳ به مقایسه تصاویر قبل از اچ فولادها در جهت محیط لوله پرداخته شده است. مقدار بیشتر ناخالصی‌ها در تصویر مربوط به فولاد X70 نسبت به فولاد X80 کاملاً مشهود است. به طوری که با آنالیز این تصاویر و بررسی آن‌ها با استفاده از استاندارد، مقدار عدد شدت آخال برای این فولاد ۱ گزارش می‌شود. این در حالی است که این پارامتر برای فولاد X80 به عدد ۰/۵ هم نمی‌رسد. ناخالصی‌های موجود در فولاد X70،

مکان‌های برگشت‌ناپذیر برای هیدروژن‌های نفوذی بوده و به عنوان سینک^۱ عمل می‌کنند، به این معنا که هیدروژن نفوذ کرده در این نقاط به دام افتاده و قادر به خروج نیست [۲۵]. اما این نقاط به خاطر اینکه به عنوان مکان‌های شروع جوانه‌زنی ترک شناخته می‌شوند، باعث کاهش خواص استحکامی و مکانیکی آن شده و شرایط را برای کاهش مقاومت به خوردگی تنش‌ی فراهم می‌کند.



شکل ۳: تصویر قبل از اچ نمونه الف (X70 و ب) X80.

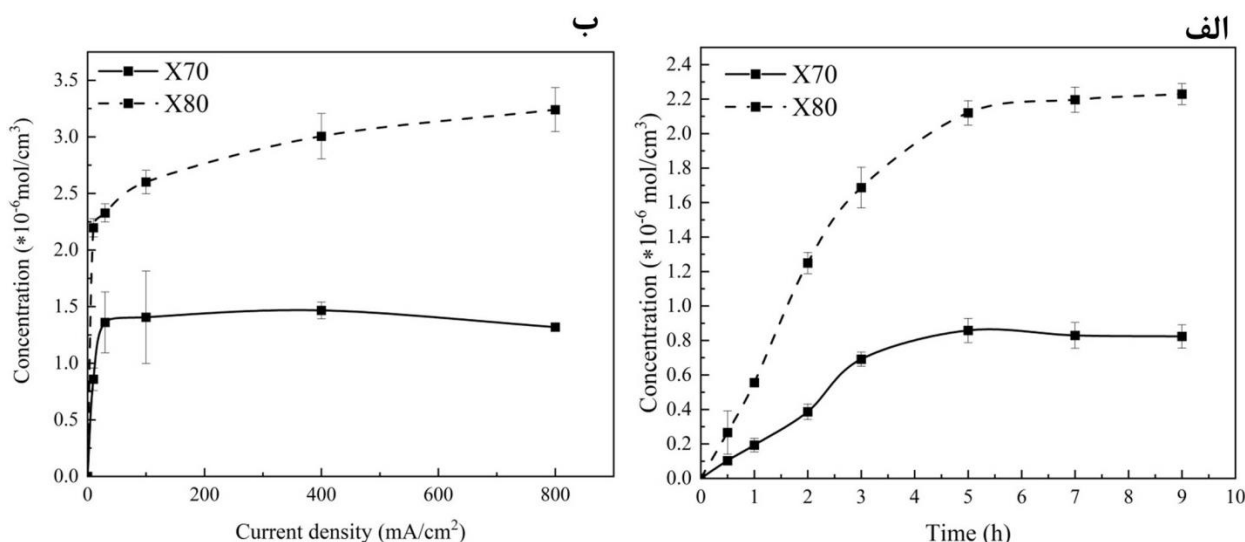
آزمون اکسیداسیون آندی هیدروژن

به منظور درک تأثیر ریزساختار بر حساسیت به تردی هیدروژنی، ارزیابی میزان نفوذ هیدروژن در زمان و چگالی جریان‌های مختلف و با استفاده از روش اکسیداسیون آندی انجام شد. در گام نخست، مقدار هیدروژن جذب شده در چگالی جریان 10 mA/cm^2 - برای زمان‌های گوناگون بررسی گردید تا زمان اشباع نمونه‌ها مشخص شود. در ادامه، با ثابت نگه داشتن این زمان، تأثیر افزایش چگالی جریان بر غلظت نهایی هیدروژن جذب شده در هریک از آلیاژها مطالعه گردید. لازم به ذکر است که آزمون کم‌هزینه و تسریع‌شده اکسیداسیون آندی مورد استفاده، با اعمال چگالی جریان کنترل‌شده، شرایط شارژ کاتدی هیدروژن را ایجاد می‌کند که از نظر ترمودینامیکی مشابه شرایط واقعی نفوذ هیدروژن در خطوط لوله در تماس با محیط‌های ترش یا خنثی تحت حفاظت کاتدی است. هرچند سرعت نفوذ هیدروژن در شرایط تسریع‌شده بالاتر از شرایط واقعی است، اما مکانیزم اصلی تله‌اندازی هیدروژن در نقاط عیب (ناخالصی‌ها) یکسان بوده و رتبه‌بندی کیفی و مقایسه مواد از نظر حساسیت به خوردگی تنش‌ی هیدروژنی معتبر است [۲۶]. البته باید اذعان کرد سایر عوامل محیطی مثل فشار، عوامل زیستی، سایر منابع تولید هیدروژن و ... در این روش دیده نشده است.

¹ Sink

شکل ۴-الف مقدار هیدروژن شارژ شده در نمونه‌های فولادی را در چگالی جریان 10 mA/cm^2 - برای زمان‌های مختلف نشان می‌دهد. این منحنی بیان می‌کند که با گذشت زمان، در ابتدا میزان هیدروژن شارژ شده با شیب زیادی افزایش و بعد از آن این شیب کاهش یافته و شرایط نسبتاً پایا ایجاد شده است. می‌توان گفت در زمان‌های کوتاه مسیرهای نفوذ کاملاً باز است و هیدروژن جذب سطحی شده به راحتی وارد ماده شده و نفوذ می‌کند. بنابراین با تکرار این فرآیند، میزان هیدروژن جذب شده به طور فزاینده‌ای افزایش می‌یابد؛ اما با گذشت زمان، مکان‌های مرجح برای نفوذ در زیر سطح، انباشته از هیدروژن شده و به عنوان یک سد، مانع از داخل شدن هیدروژن‌های جذب‌شده سطحی می‌گردند. این شرایط حالت نسبتاً پایایی را با گذشت زمان ایجاد می‌کند و هیدروژن برای گذر از این سد نیاز به افزایش اکتیویته سطحی در سطح آلیاژ دارد. این امر در ادامه با افزایش چگالی جریان فراهم شده است. همچنین نتایج نشان می‌دهد که فولادهای با ریزساختار فریت-پرلیت حساسیت بیشتری به جذب هیدروژن نسبت به ریزساختارهای غیرتعادلی دارند که این امر می‌تواند به حضور مکان‌های بیشتر انحلال هیدروژن در ساختار غیریکنواخت فریت-پرلیت مربوط باشد. لازم به ذکر است که در زمان‌های بیشتر از ۷ ساعت شرایط نسبتاً پایداری در نمودار شکل ۴-الف ایجاد می‌شود که این مبنایی برای استفاده از زمان ۷ ساعت برای شارژ در چگالی جریان‌های بالاتر است.

با مشخص شدن زمان اشباع هیدروژن، در چگالی جریان‌های بیشتر از 10 mA/cm^2 - مقدار هیدروژن جذب شده در حالت اشباع اندازه‌گیری شد که در شکل ۴-ب مقادیر آن نشان داده شده است. مقدار هیدروژن جذب شده در فولاد X80 از فولاد X70 بیشتر است که با توجه به ریزساختار غیریکنواخت فولاد X80، این انتظار می‌رفت که مقدار جذب شده هیدروژن بیشتری داشته باشد. با این حال با توجه به نتایج سایر مراجع، انتظار غلظت‌های بیشتری از هیدروژن جذب شده در هریک از فولادها می‌رفت که علت آن را می‌توان در تفاوت در چگالی جریان اعمالی، روش اندازه‌گیری هیدروژن و ریزساختار فولاد عنوان کرد [۲۷]. [۲۸]. با توجه به مقدار استحکام بالاتر فولاد X80 و مقدار جذب هیدروژن در ساختار، انتظار می‌رود این فولاد مقاومت کمتری را در برابر HIC و خسارات هیدروژنی مرتبط از خود نشان دهد. جدول ۳ مقادیر غلظت‌های هیدروژن شارژ شده در چگالی جریان‌های مختلف را نشان می‌دهد.



شکل ۴: الف) میزان هیدروژن شارژ شده اندازه‌گیری شده در چگالی جریان -10 mA/cm^2 در زمان‌های مختلف و ب) میزان هیدروژن شارژ شده اندازه‌گیری شده در حالت اشباع برای چگالی جریان‌های کاتدی مختلف در محلول $0.5 \text{ M H}_2\text{SO}_4$ برای نمونه‌های X80 و X70.

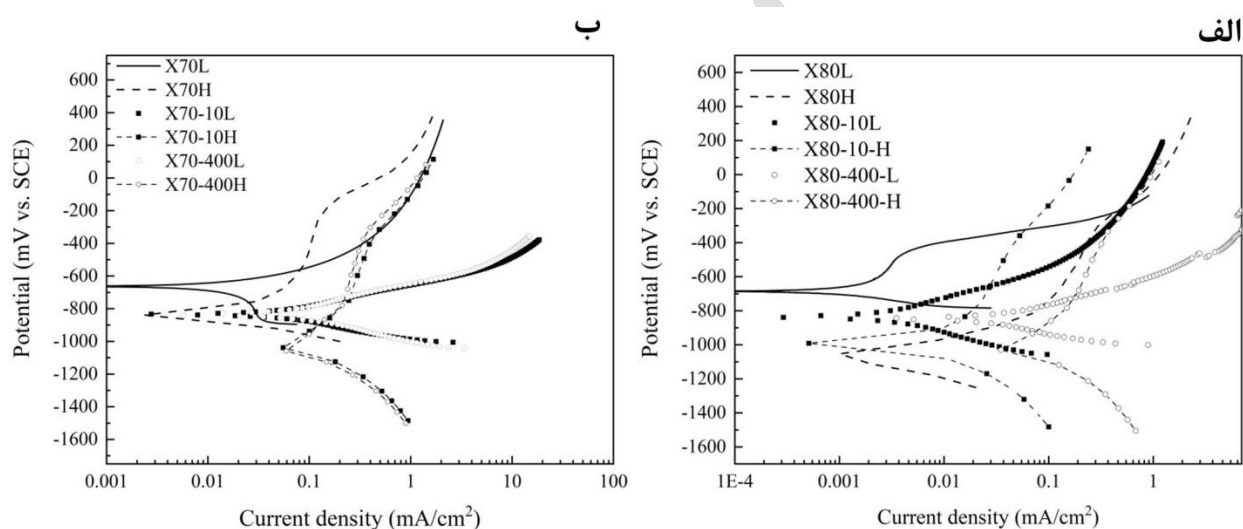
جدول ۳: میزان هیدروژن اندازه‌گیری شده در نمونه‌های X70 و X80 شارژ شده

غلظت هیدروژن (mol/m^3)		چگالی جریان شارژ (mA/cm^2)
X80	X70	
2.20 ± 0.8	0.86 ± 0.1	-10
2.33 ± 0.7	1.36 ± 0.27	-30
2.60 ± 0.1	1.41 ± 0.27	-100
3.01 ± 0.2	1.47 ± 0.07	-400
3.24 ± 0.19	1.319 ± 0.1	-800

پلاریزاسیون پتانسیودینامیک

منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در دو نرخ روبش برای نمونه‌های X70 و X80 در محلول شبیه‌سازی NS4 در شکل ۵ ارائه شده است. همچنین مقادیر استخراج شده از منحنی پلاریزاسیون برای تمامی شرایط در جدول ۴ ارائه شده است. آزمون انجام شده در نرخ روبش بالا می‌تواند حالت غیرتعادلی و به نوعی بیانگر رفتار نوک ترک می‌باشد؛ درحالی که آزمون انجام شده در نرخ روبش پایین می‌تواند بیانگر شرایط تعادلی که نشان‌دهنده رفتار دیواره ترک است، باشد. همانطور که در منحنی‌ها مشاهده می‌شود رفتار نوک ترک در پتانسیل منفی‌تری نسبت به دیواره قرار دارد که این امر به نوعی تضمین‌کننده رشد ترک از لحاظ ترمودینامیکی می‌باشد. البته این موضوع قبلاً توسط محققین دیگر نیز گزارش شده بود [۲۹]. اما نکته‌ی قابل توجه این است که براساس نتایج ارائه شده در جدول ۴، در نرخ روبش پایین، با شارژ هیدروژن

شیب تافل آندی کاهش و چگالی جریان خوردگی افزایش پیدا کرده است. این موضوع در نتایج بدست آمده با نرخ روبش بالا نیز دیده می‌شود، که بیانگر رفتار آندی نوک ترک است و مفهوم آن این است که سرعت خوردگی نوک ترک مشابه دیواره ترک در حضور اتم‌های هیدروژن داخل ساختار افزایش یافته، با این تفاوت که نوک ترک از لحاظ ترمودینامیکی تمایل بیشتری به تخریب دارد. اختلاف پتانسیل خوردگی بین رفتار پیش‌بینی شده برای نوک و دیواره ترک در نمونه، بیانگر مستعد شدن آلیاژ به بروز خوردگی تنشی از لحاظ ترمودینامیکی در این محیط بعد از شارژ هیدروژن باشد. در ضمن نمونه‌های حاوی هیدروژن دارای نرخ خوردگی نسبتاً بالاتر بوده و رفتار آندی فعال‌تری از خود نشان می‌دهد که این امر پیش از این توسط چنگ و همکاران [۳۰] با انجام آزمون الکتروکودرنت لوزان روبشی نشان داده شده بود. در حالت عمومی، نرخ خوردگی فولاد X70 نسبت به X80 بیشتر است که به خاطر ساختار غیرتعادلی فولاد X70 می‌باشد. همچنین مقادیر کمتر نیکل و مولیبدن موجود در فولاد X70 نسبت به فولاد X80 نیز دلیلی بر سرعت خوردگی بیشتر این آلیاژ می‌باشد.



شکل ۵: نمودار پلاریزاسیون پتانسیودینامیک فولاد (الف) X70 و (ب) X80 در چگالی جریان‌های متفاوت هیدروژن شارژ شده.

جدول ۴: نتایج استخراج شده از آزمون پلاریزاسیون با دو نرخ روبش ۱ و ۱۰۰ mV/s برای نمونه‌های X70 و X80

شیب تافل (mV/decad)	پتانسیل خوردگی (mV vs. SCE)	چگالی جریان خوردگی (mA/cm ²)	چگالی جریان شارژ (mA/cm ²)	نرخ روبش (mV/s)	آلیاژ و کد نمونه
آندی	کاتدی				
۵۵۲	۳۰۴	-۶۶۳	۲E-۲	۱	X70L
۲۴۷	۱۰۰	-۸۳۸	۲E-۲	۱۰۰	X70H
۱۴۰	۱۲۳	-۸۳۴	۸E-۲	۱	X70-10L
۱۳۵	۱۰۸	-۱۰۳۵	۱٫۲E-۱	۱۰۰	X70-10H
۱۳۳	۱۱۸	-۸۳۵	۸E-۲	۱	X70-400L
۱۳۵	۱۳۵	-۱۰۵۸	۱٫۱E-۱	۱۰۰	X70-400H
۶۴۲	۹۱	-۶۸۵	۱E-۳	۱	X80L
۲۰۰	۱۱۰	-۹۷۲	۲E-۳	۱۰۰	X80H
۲۱۶	۱۵۱	-۸۳۵	۴٫۵E-۳	۱	X80-10L
۴۰۰	۲۴۰	-۹۹۱	۴E-۳	۱۰۰	X80-10H
۲۱۶	۱۲۹	-۸۴۶	۴٫۷E-۲	۱	X80-400L
۴۲۰	۲۰۰	-۱۰۳۰	۸٫۶E-۲	۱۰۰	X80-400H

آزمون کشش با نرخ کرنش آهسته (SSRT)

به منظور ارزیابی عملکرد مکانیکی فولادهای خط لوله در شرایط محیطی واقعی و پیش‌بینی رفتار آن‌ها در مواجهه با تنش‌های وارده و محیط خوردنده، آزمون SSRT به عنوان یکی از معتبرترین روش‌های آزمایشگاهی مورد استفاده قرار گرفت. در این آزمون، رفتار کششی فولادهای X70 و X80 در دو محیط هوا و محلول شبیه‌ساز خاک و همچنین تحت تأثیر سطوح مختلف شارژ هیدروژن بررسی شده است. نمودارهای تنش-کرنش حاصل از آزمون SSRT در محلول NS4 در اشکال ۶-الف و ۶-ب نشان داده شده است. همچنین نتایج مستخرج از هریک از نمودارها در جدول ۵ بیان شده است. اولین نتیجه حاصل از این تست، کاهش مقادیر استحکام کششی و استحکام تسلیم هر یک از فولادها در حالت سرعت کرنش پایین نسبت به سرعت کرنش بالا می‌باشد، که می‌توان ادعا کرد دلیل آن کاهش تحرک و قفل شدن ناب‌جایی‌ها در حالت نرخ کرنش پایین است. در نتیجه مقدار استحکام تسلیم و نهایی کاهش پیدا می‌کند [۳۱]. همچنین از لحاظ علمی، باید تغییر طول در حالت نرخ کرنش پایین نسبت به حالت معمول تست کشش باید افزایش پیدا کند،

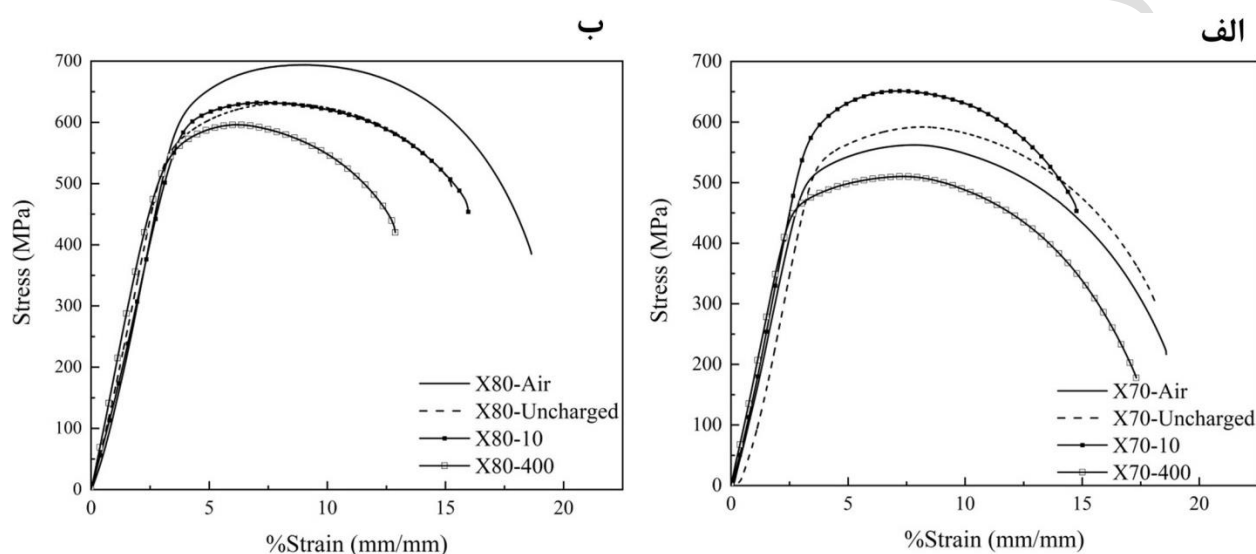
اما از آنجا که نحوه اندازه‌گیری تغییر طول دستگاه تست کشش با دستگاه SSRT متفاوت است و همچنین اندازه نمونه‌ها متفاوت است، این پارامتر قابل قیاس نیست.

به منظور بررسی تاثیر محیط خورنده بر بارهای مکانیکی اعمالی، از آزمون SSRT استفاده می‌شود. انتظار می‌رود که نمونه تحت بار، در محیط خوردنده خواص مکانیکی ضعیف‌تری را از خود نشان دهد. این موضوع در نمونه X80 کامل مشهود بوده و مقادیر استحکام کششی، تنش تسلیم، چرمگی و کرنش شکست کاهش قابل ملاحظه‌ای داشته است. روشن است که دلیل این موضوع واکنش‌های خوردگی در ترک‌های تشکیل شده نسبت به نمونه بدون محلول بوده، که سرعت تخریب فلز را افزایش داده و تنش مورد نیاز را برای شکست نمونه کاهش می‌دهد. همچنین با مقایسه دو مقدار درصد کاهش سطح مقطع نمونه X80، می‌توان فهمید که شکست در داخل محلول شبیه‌سازی خاک، تردتر از نمونه بدون محیط خورنده می‌باشد که دلیل آن در بالا ذکر شده است.

نمونه X70 رفتار متفاوتی را نسبت به فولاد X80 نشان می‌دهد. در حالی که انتظار می‌رفت تاثیر فاکتورهای خوردگی و مکانیکی در کنار هم باعث افزایش تخریب و کاهش خواص استحکامی فولاد شود، با اینکه مقدار کرنش کاهش یافته، اما مقادیر استحکام کششی و تسلیم افزایش قابل توجهی از خود نشان داده است. دلیل این امر را شاید بتوان به نفوذ هیدروژن به ساختار ربط داد، به طوری که هیدروژن اندکی که طی انجام تست تشکیل می‌شود، به خاطر اعمال بار کششی، شرایط نفوذ در ساختار را پیدا کرده باشد. مقدار هیدروژن تا غلظت بحرانی باعث افزایش استحکام در فولاد می‌شود. این تحلیل با توجه به نمودار تنش کرنش X70 تا حدی می‌تواند قابل قبول باشد، چرا که این فولاد در چگالی جریان شارژ 10 mA/cm^2 ، افزایش استحکام را نشان می‌دهد. این شرایط برای فولاد X80 باعث افزایش جزئی استحکام شده است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت غلظت بحرانی هیدروژن در فولاد X70 که باعث افزایش استحکام می‌شود، بیشتر است. این تحلیل با توجه به اندازه دانه کمتر نمونه X70 می‌تواند قابل قبول باشد.

چقرمگی نمونه‌های حاوی هیدروژن نسبت به نمونه بدون محلول کاهش یافته که به خاطر حضور هیدروژن در ساختار و ترد شدن آن می‌باشد. نمونه X80 که با چگالی جریان 10 mA/cm^2 تحت شارژ قرار گرفته، دارای اندکی استحکام بیشتر نسبت به نمونه شارژ نشده می‌باشد. انتظار می‌رفت که این نمونه دارای استحکام بیشتری باشد، چرا که هیدروژن در مقادیر کمتر از یک مقدار بحرانی مانع از حرکت ناب‌جایی‌ها

می‌شود که نتیجه آن افزایش استحکام فلز در کنار کاهش چقرمگی و انعطاف پذیری ماده است [۳۲]. این موضوع نشان می‌دهد که چگالی شارژ بحرانی در مقداری کمتر از 10 mA/cm^2 - بدست می‌آید. در مقادیر بیشتر از مقدار بحرانی، از طریق تهیج تولید نابه‌جایی‌ها، کاهش نقطه تسلیم و افزایش تردی نمونه اتفاق می‌افتد که در چگالی جریان شارژ 400 mA/cm^2 - این اتفاق مشاهده می‌شود [۳۳]-[۳۶]. در نمونه X70 نیز افزایش در استحکام برای نمونه شارژ شده در چگالی جریان 10 mA/cm^2 - اتفاق افتاده و در چگالی جریان شارژ بیشتر، دوباره کاهش در خواص مکانیکی ایجاد می‌شود که دلیل آن در بالا مطرح شده است.



شکل ۶: منحنی های تنش- کرنش حاصل از تست SSRT برای نمونه الف (X70 و ب) X80 در محلول NS4 در شرایط مختلف.

جدول ۵: مقادیر استخراج شده از آزمون SSRT برای نمونه‌های X70 و X80 در شرایط مختلف

چقرمگی ($\text{J/m}^3 \cdot 10^6$)	درصد کرنش (%)	استحکام کششی (MPa)	تنش تسلیم σ_y (MPa)	چگالی جریان شارژ ($\text{mA} \cdot \text{cm}^{-2}$)	
۸۲٫۶۶	۱۸٫۵۹	۵۶۲٫۲۸	۴۵۰	بدون محلول	X70
۸۴٫۶۴	۱۸٫۲۶	۵۹۱٫۹۵	۴۴۸	شارژ نشده	
۷۸٫۸۰	۱۴٫۷۶	۶۵۱٫۳۶	۵۱۷	-۱۰	
۷۰٫۳۶	۱۷٫۳	۵۱۰٫۲۵	۳۹۲	-۴۰۰	
۱۰۵٫۳	۱۸٫۶۴	۶۹۴٫۰۴	۴۹۶	بدون محلول	X80
۸۰٫۹۲	۱۵٫۴۲	۶۳۱٫۳۶	۴۷۸	شارژ نشده	
۸۳٫۹۰	۱۶	۶۳۲٫۴۳	۵۱۳	-۱۰	
۶۳٫۲۴	۱۲٫۹	۵۹۶٫۲	۳۹۱	-۴۰۰	

مقادیر فاکتور حساسیت به خوردگی تنشی در جدول ۶ نشان داده شده است. در صد حساسیت برای کرنش نسبت به درصد حساسیت برای سطح مقطع کمتر می باشد که این نتیجه در سایر منابع نیز اشاره شده است [۳۷]، [۳۸]. با این حال با مقایسه این مقادیر نتیجه گرفته می شود که فولاد X80 به خوردگی تنشی بیشتر حساس بوده و مقاومت کمتری در محیط های همراه با اعمال تنش از خود نشان می دهد. دلیل این امر را می توان به استحکام بالاتر، مقدار هیدروژن جذب شده بیشتر، اندازه دانه بزرگتر و مهم تر از همه ریزساختار غیر یکنواخت ربط داد که هر یک از موارد در قبلا توضیح داده شده است. هرچند که ناخالصی فولاد X70 بیشتر است.

جدول ۶: مقادیر فاکتور حساسیت به خوردگی تنشی برای نمونه های X80 و X70 در چگالی جریان های شارژ مختلف

آلیاژ	چگالی جریان شارژ (mA/cm ²)	RA (%)	E _p (%)	درصد حساسیت	
				SCC	Ψ _R
				Ψ _E	
X70	بدون محلول	۸۴٫۷۴	۱۷٫۵۴	-	-
	شارژ نشده	۷۷٫۶۱	۱۶٫۴۶	۶٫۱۵	۸٫۵
	-۱۰	۵۷٫۱۵	۱۲٫۵۹	۲۸٫۱۷	۳۲٫۵۶
	-۴۰۰	۸۴٫۱۵	۱۶٫۴۵	۶٫۲۴	۱
X80	بدون محلول	۸۰٫۵	۱۶٫۳۱	-	-
	شارژ نشده	۴۰٫۳	۱۲٫۹۳	۲۰٫۶۷	۵۰
	-۱۰	۴۸٫۶	۱۳٫۴۶	۱۷٫۴۹	۳۹٫۶
	-۴۰۰	۳۹٫۴	۱۱٫۱۲	۳۱٫۷۹	۵۱٫۰۵

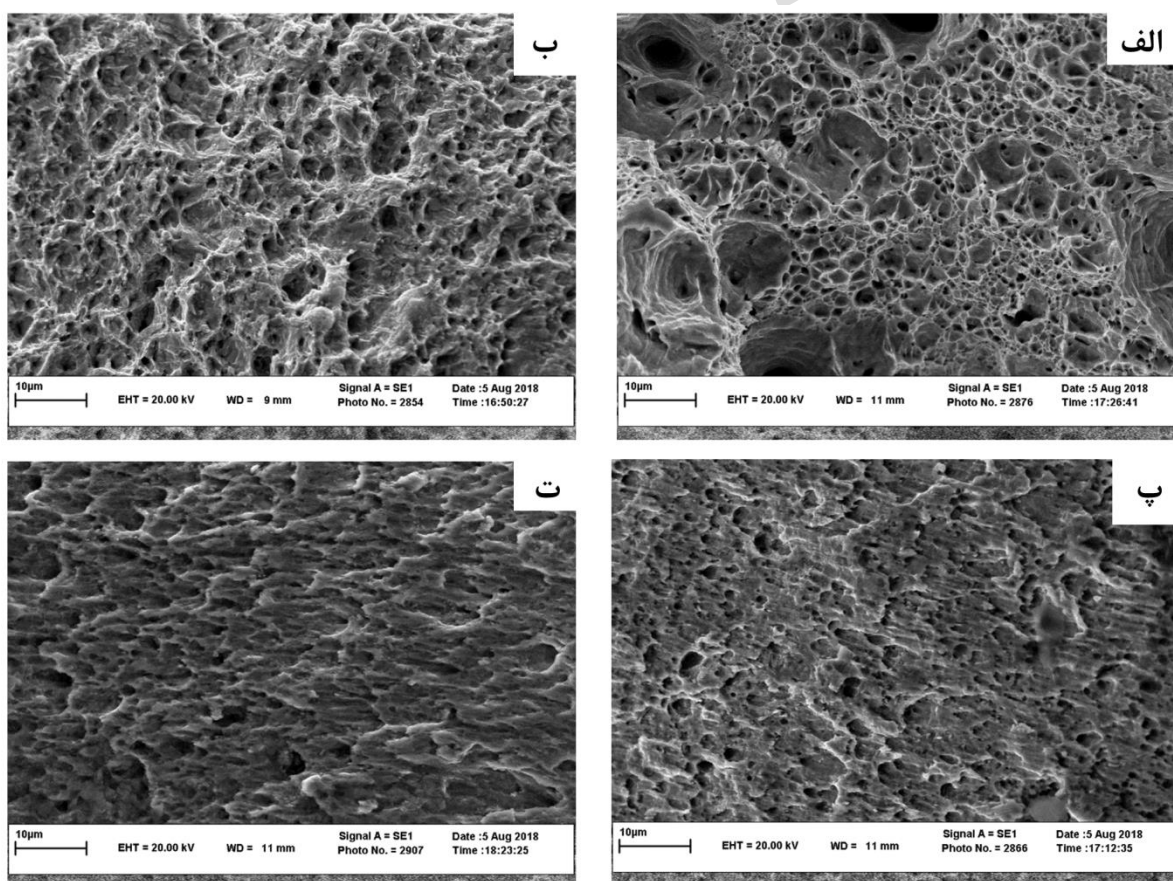
میکروسکوپ الکترونی روبشی

تصاویر سطح مقطع شکست نمونه X70 در شکل ۷ ارائه شده است. این تصویر نشان می دهد که نمونه تحت کشش در هوا (شکل ۷-الف) دارای ساختاری نرم و حاوی دیمپل^۱ است که خبر از یک شکست نرم می دهد. البته حفراتی نیز در ساختار مشاهده می شود که ناشی از حضور ناخالصی های فلزی در آلیاژ است. شکل ۷-ب مربوط به نمونه شارژ شده می باشد که در آن دیمپل ها ریزتر شده اند. این امر نشان دهنده دخیل شدن سازوکار HELP^۲ در تخریب فلز است که باعث افزایش موضعی تغییر شکل می شود. به نظر می رسد که با توجه به سازوکار خوردگی تنشی در محیط با pH نزدیک به خنثی، هیدروژن در فلز جذب شده و از طریق تسریع در تغییر شکل پلاستیک از میزان کرنش نهایی می کاهد. شکل ۷-پ نیز نشان دهنده همین

^۱ Dimple

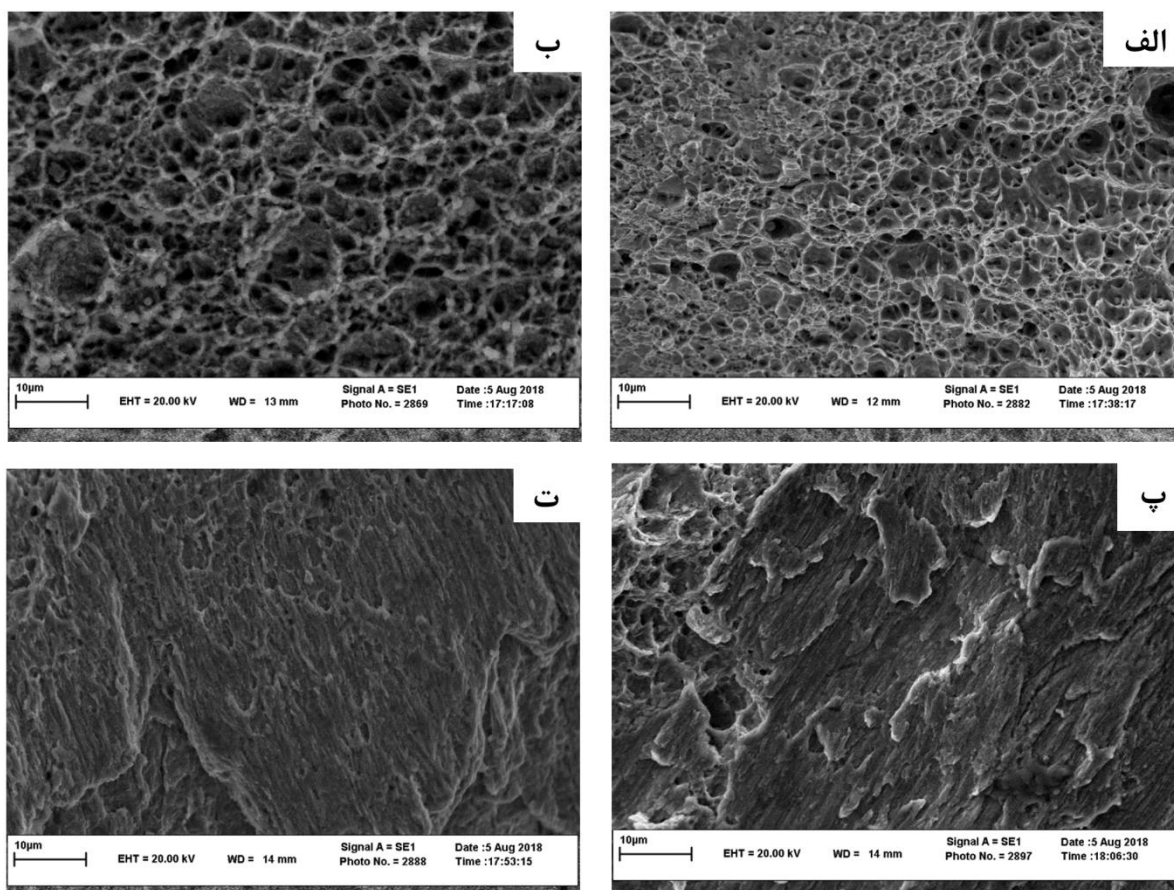
^۲ Hydrogen enhanced localized plasticity

دیمپل‌های ریز، اما حضور چشمگیر مناطق کلیواژی است. این تصویر مخلوطی از شکست کلیواژ و نرم را نشان می‌دهد که حاکی از دخیل بودن مکانیزم $HEDE^1$ در شکست آلیاژ است؛ پیدایش مناطق کلیواژی نیز مؤید این مکانیزم می‌باشد. کاهش عمق دیمپل‌ها به واسطه تردی در پژوهش انتظاری و همکاران [۳۹] نیز دیده شده است. شکل ۷-ت نیز تصویری با شکست غالباً کلیواژ و مناطق اندک تغییر فرم پلاستیک را نشان می‌دهد. این تصویر می‌تواند نشان‌دهنده رخ دادن سازوکار $HEDE$ به شکل غالب در شکست آلیاژ باشد. بنابراین می‌توان گفت به نظر می‌رسد با افزایش میزان هیدروژن شارژ شده در فولاد X70 سازوکار رشد ترک از $HELP$ به $HEDE$ به طور غالب تغییر می‌کند. تصاویر شکل ۸ نیز روندی مشابه با X70 را نشان می‌دهد با این تفاوت که شکل ۸-پ و ت مناطق کلیواژی کاملاً بر سطح شکست غالب شده و به سختی می‌توان مناطق دارای شکست نرم یافت و این مساله نشان‌دهنده تردی شدید نمونه‌های X80 می‌باشد که دلیل دیگری بر تمایل به خوردگی تنشی بیشتر برای این نمونه است.



شکل ۷: تصویر SEM سطح شکست فولاد X70 در آزمون SSRT (الف) در هوا، (ب) بدون شارژ در محلول NS4، (پ) شارژ شده در چگالی جریان 10 mA/cm^2 (ت) شارژ شده در چگالی جریان 400 mA/cm^2 در محلول NS4.

¹ Hydrogen enhanced decohesion



شکل ۸: تصویر SEM سطح شکست فولاد X80 در آزمون SSRT (الف) در هوا، (ب) بدون شارژ در محلول NS4، (پ) شارژ شده در چگالی جریان 10 mA/cm^2 در محلول NS4 و (ت) شارژ شده در چگالی جریان 400 mA/cm^2 در محلول NS4.

نتیجه گیری

در این پژوهش، حساسیت به خوردگی تنشی با اثر همزمان تردی هیدروژنی فولادهای X70 و X80 بررسی شد. نتایج نشان داد فولاد X70 با ریزساختار یکنواخت تر شامل فریت پلی گونال ریزدانه در مقایسه با X80 با ساختار غیریکنواخت فریت-پرلیت-بینایت و دانه های درشت تر، هیدروژن کمتری جذب می کند (1.47 mol/m^3 در مقابل 3.01 mol/m^3 در چگالی جریان 400 mA/cm^2). همچنین شاخص حساسیت به خوردگی تنشی براساس کاهش سطح مقطع برای X70 تنها ۱٪ محاسبه شد، درحالی که این مقدار برای X80 به ۵۱/۵٪ رسید. بررسی های شکست نگاری نیز نشان داد با افزایش هیدروژن، سازوکار شکست از HELP به HEDE تغییر کرده و این تغییر در X80 با غالب شدن سطوح کلیواژ همراه است که نمونه ای از شکست ترد می باشد. براساس یافته ها، فولاد X70 با ریزساختار ریزدانه و یکنواخت تر و قابلیت جذب هیدروژن کمتر، گزینه مناسب تری برای کاربرد در محیط های خورنده با امکان ایجاد خسارات هیدروژنی محسوب می شود.

- [1] C. Carrolli, *Pipeline*. Melange Books, LLC, 2012.
- [2] V. N. Onyechi, "Pipeline integrity and risk prevention: Real-time monitoring, structural health analytics, and failure mitigation in harsh operating environments," *Magna Scientia Advanced Research and Reviews*, vol. 3, no. 2, pp. 139-151, 2021. <https://doi.org/10.30574/msarr.2021.3.2.0093>.
- [3] D. Mélot, G. Paugam, and M. Roche, "Disbondments of pipeline coatings and their effects on corrosion risks," *J. Prot. Coat. Linings*, vol. 1, pp. 18-31, 2009. <https://api.semanticscholar.org/CorpusID:137797364>.
- [4] F. Akvan, J. Neshati, and J. Mofidi, "An Electrochemical Measurement for Evaluating the Cathodic Disbondment of Buried Pipeline Coatings under Cathodic Protection," *Iranian Journal of Chemistry and Chemical Engineering (IJCCE)*, vol. 34, no. 2, pp. 83-91, 2015. <https://doi.org/10.30492/ijcce.2015.14100>.
- [5] Y. F. Cheng, *Stress Corrosion Cracking of Pipelines*, 1st ed. Wiley, 2013.
- [6] Z. Shirband, "Understanding the Effects of Hydrogen, Hydrostatic testing and Mill-scale on SCC of Pipelines in Near-Neutral pH Environment," University of Alberta, Canada, 2016. <https://doi.org/10.7939/R38G8FT86>.
- [7] A. Reda, M. A. Shahin, and P. Montague, "Review of material selection for corrosion-resistant alloy pipelines," *Engineered Science*, vol. 33, p. 1373, 2025. <http://dx.doi.org/10.30919/es1373>.
- [8] P. Sofronis and I. M. Robertson, "Viable Mechanism of Hydrogen Embrittlement A Review in Hydrogen in Matter," presented at the Second International Symposium on Hydrogen in Matter, Uppsala, Sweden, 2006. <https://doi.org/10.1063/1.2213060>.
- [9] X. Feaugas and D. Delafosse, "Hydrogen and crystal defects interactions: Effects on plasticity and fracture," in *Mechanics-Microstructure-Corrosion Coupling*: Elsevier, pp. 199-222, 2019. <https://doi.org/10.1016/B978-1-78548-309-7.50009-0>.
- [10] H. Asahi and e. al., "Role of Microstructures on Stress Corrosion Cracking of Pipeline Steels in Carbonate-Bicarbonate Solution," *Corrosion*, vol. 55, pp. 8014-8021, 1999. <https://doi.org/10.5006/1.3284018>.
- [11] T. Kushida and e. al., "Effects of metallurgical factors and test conditions on near neutral pH SCC of Pipeline Steels," presented at the Corrosion 2001, Houston, USA, 2001. <https://doi.org/10.5006/C2001-01213>.
- [12] J. Hirth, "Effects of hydrogen on the properties of iron and steel," *Metallurgical Transactions A*, vol. 11, no. 6, pp. 861-890, 1980. <https://doi.org/10.1007/BF02654700>.
- [13] P. Cavaliere, "Hydrogen Embrittlement: Damage Mechanisms," in *Hydrogen Embrittlement in Metals and Alloys*: Springer, pp. 335-408, 2025. https://doi.org/10.1007/978-3-031-83681-7_4.
- [14] Z. Liu, X. Li, and Y. Cheng, "Mechanistic aspect of near-neutral pH stress corrosion cracking of pipelines under cathodic polarization," *Corrosion Science*, vol. 55, pp. 54-60, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.10.002>.
- [15] R. Wang, "Effects of hydrogen on the fracture toughness of a X70 pipeline steel," *Corrosion Science*, vol. 51, no. 12, pp. 2803-2810, 2009. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2009.07.013>.
- [16] J. Capelle, J. Gilgert, I. Dmytrakh, and G. Pluvinage, "Sensitivity of pipelines with steel API X52 to hydrogen embrittlement," *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 33, no. 24, pp. 7630-7641, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2008.09.020>.

- [17] S. Abubakar, S. Mori, and J. Sumner, "A Review of Factors Affecting SCC Initiation and Propagation in Pipeline Carbon Steels," *Metals*, vol. 48, no. 8: 1397, 2022. <https://doi.org/10.3390/met12081397>.
- [18] M. Yan and Y. Weng, "Study on hydrogen absorption of pipeline steel under cathodic charging," *Corrosion science*, vol. 48, no. 2, pp. 432-444, 2006. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2005.01.011>.
- [19] B. Y. Fang, A. Atrens, J. Q. Wang, E. H. Han, Z. Y. Zhu, and W. Ke, "Review of stress corrosion cracking of pipeline steels in "low" and "high" pH solutions," (in English), *Journal of Materials Science*, vol. 38, no. 1, pp. 127-132, 2003/01/01 2003. <https://doi.org/10.1023/A:1021126202539>.
- [20] B. Harle and J. Beavers, "Low-pH stress corrosion crack propagation in API X-65 line pipe steel," *Corrosion*, vol. 49, no. 10, pp. 861-863, 1993. <https://doi.org/10.5006/1.3316011>.
- [21] G. Gabetta, "Transgranular stress corrosion cracking of low-alloy steels in diluted solutions," *Corrosion*, vol. 53, no. 7, pp. 516-524, 1997. <https://doi.org/10.5006/1.3290283>.
- [22] A. A. Nking'wa and K. Gao, "Study on Stress Corrosion Cracking of X100 Pipeline Steel in NS4 Solution," *Journal of Failure Analysis and Prevention*, vol. 24, no. 4, pp. 1934-1944, 2024. <https://doi.org/10.1007/s11668-024-01976-w>.
- [23] D. Hejazi *et al.*, "Role of microstructure in susceptibility to hydrogen embrittlement of X70 microalloyed steel," in *Materials Science Forum*, vol. 783, pp. 961-966, 2014. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.783-786.961>.
- [24] J. Li, X. Gao, L. Du, and Z. Liu, "Relationship between microstructure and hydrogen induced cracking behavior in a low alloy pipeline steel," *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 33, no. 12, pp. 1504-1512, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.09.013>.
- [25] W. Li, X. Zhu, J. Yao, X. Jin, and X. Ding, "Hydrogen traps and hydrogen induced cracking in 20CrMo steel," *ISIJ International*, vol. 57, no. 1, pp. 170-175, 2017. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-281>.
- [26] M. Albani, "New electrochemical method for assessing hydrogen embrittlement in pipeline steels," 2024. <https://hdl.handle.net/10589/243623>.
- [27] H. Noori, "The Role of Hydrogen Absorption on Mechanical Behavior of X65 and X70 Pipeline Alloy Steel," presented at the 2nd International Conference and the 7th Joint Conference of the Iranian Society of Metallurgical Engineering and the Iranian Foundry Scientific Society, Semnan, Iran, 2013. <https://civilica.com/doc/223989>.
- [28] T. A. Jack, F. Fazeli, and J. Szpunar, "Thermal desorption analysis of hydrogen uptake in pipeline steels after gaseous and electrochemical charging," *Journal of Materials Science*, vol. 60, no. 5, pp. 2580-2606, 2025. <https://doi.org/10.1007/s10853-024-10571-1>.
- [29] R. N. Parkins, W. K. B. Jr., and B. S. Delanty, "Transgranular Stress Corrosion Cracking of High-Pressure Pipelines in Contact with Solutions of Near Neutral pH," *Corrosion Science*, vol. 50, pp. 394-408, 1994. <https://doi.org/10.5006/1.3294348>.
- [30] X. Tang and Y. Cheng, "Quantitative characterization by micro-electrochemical measurements of the synergism of hydrogen, stress and dissolution on near-neutral pH stress corrosion cracking of pipelines," *Corrosion Science*, vol. 53, no. 9, pp. 2927-2933, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.05.032>.
- [31] D. Liu, D. Yang, Y. Hou, Y. Li, G. Wang, and H. Yi, "Strain rate effects on mechanical properties, microstructural evolution, and deformation mechanisms of high manganese steels," *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 237, pp. 219-255, 2025. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2025.03.026>.

- [32] M. S. Hasan, M. F. Kapci, B. Bal, M. Koyama, H. Bayat, and W. Xu, "An atomistic study on the HELP mechanism of hydrogen embrittlement in pure metal Fe," *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 57, pp. 60-68, 2024. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.12.274>.
- [33] R. N. Parkins, "Mechanistic Aspects of Intergranular Stress Corrosion Cracking of Ferritic Steels," *Corrosion Science*, vol. 52, no. 2, pp. 363-374, 1996. <https://doi.org/10.5006/C1995-95183>.
- [34] P. Sofronis, Y. Liang, and N. Aravas, "Hydrogen induced shear localization of the plastic flow in metals and alloys," *European Journal of Mechanics - A/Solids*, vol. 20, no. 6, pp. 857-872, 2001. [https://doi.org/10.1016/S0997-7538\(01\)01179-2](https://doi.org/10.1016/S0997-7538(01)01179-2).
- [35] Z. Y. Liu, X. G. Li, and Y. F. Cheng, "Mechanistic aspect of near-neutral pH stress corrosion cracking of pipelines under cathodic polarization," *Corrosion Science*, vol. 55, no. 0, pp. 54-60, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.10.002>.
- [36] S. X. Mao and M. Li, "Mechanics and thermodynamics on the stress and hydrogen interaction in crack tip stress corrosion: experiment and theory," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 46, no. 6, pp. 1125-1137, 1998. [https://doi.org/10.1016/S0022-5096\(97\)00054-9](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(97)00054-9).
- [37] X. Li, Y. Ran, Z. Yu, and T. Mao, "Study on Sulfide Stress Corrosion Cracking Susceptibility of 20# Steel Weld Joints in H₂S-Rich Environments," *Molecules*, vol. 30, no. 23, p. 4499, 2025. <https://doi.org/10.3390/molecules30234499>.
- [38] W. Qi, Y. Zhao, T. Zhang, and F. Wang, "Effect of acidizing process on the stress corrosion cracking of HP-13Cr stainless steel in the ultra-depth well environment," *Frontiers in Materials*, vol. 8, p. 732931, 2021. <https://doi.org/10.3389/fmats.2021.732931>.
- [39] E. Entezari, J. L. Velázquez González, D. Rivas López, M. A. Beltrán Zúñiga, T. A. Jack, and J. Szpunar, "Experimental study on hydrogen embrittlement behavior of X80 and X70 pipeline steels evaluated by hydrogen permeation and slow strain rate tensile tests," *Journal of Failure Analysis and Prevention*, vol. 24, no. 6, pp. 2900-2911, 2024. <https://doi.org/10.1007/s11668-024-02042-1>.