Journal of Metallurgical and Materials Engineering, 37, 3. 2026. (115-136)

Ferdowsi University of Mashhad

Journal of Metallurgical and Materials Engineering

https://jmme.um.ac.ir

Iron&Steel Society of Iran

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

Research Article

Ehsan Allahyari [1], Ali Davoodi [2], Seyed Abdolkarim Sajjadi [3]

10.22067/jmme.2026.98110.1246

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 reaserch 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 ± 0.1 mol/m3) is significantly higher than that in X70 (0.86 ± 0.01 mol/m3) at a charging current density of -10 mA/cm². 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.

Keywords: Hydrogen Embrittlement, Stress Corrosion Cracking, Slow Strain Rate Testing

1- Introduction

Pipelines are among the most efficient and economical systems for the long-distance transportation of natural gas and petroleum products [1]. However, their safe operation and reliable monitoring remain critical concerns, especially in gas transmission lines where failure may lead to severe damage or explosion [2]. These pipelines are commonly buried in soil and protected against corrosion by external coatings and cathodic protection systems. Despite these measures, coating disbondment, mechanical damage, pressure fluctuations, and improper cathodic protection can allow moisture and corrosive species to reach the steel surface, creating favorable conditions for environmentally assisted cracking [3]. Among the most important forms of such degradation are stress corrosion cracking (SCC) and hydrogen-related cracking, both of which have caused serious failures in pipeline steels [4].

The susceptibility of pipeline steels to these damage mechanisms is strongly influenced by steel grade, microstructure, strength level, and service environment. Previous observations have shown that hydrogen embrittlement (HE) in pipeline steels cannot be explained by a single mechanism, and that crack initiation and propagation depend on complex interactions between hydrogen uptake, localized deformation, electrochemical conditions, and metallurgical features [5]. In particular, modern high-strength pipeline steels such as X70 and X80, which are increasingly used in oil and gas transmission systems, may exhibit distinct responses to hydrogen-assisted degradation under mechanical loading. Although corrosion and mechanical behavior have often been studied separately, a comprehensive understanding of the role of absorbed hydrogen in the SCC behavior of these steels under simulated service conditions is still limited. Therefore, this study investigates the effect of hydrogen on the SCC behavior of X70 and X80 steels through electrochemical testing, slow strain rate testing (SSRT), and microstructural and fracture surface analyses.

2- Materials and Experimental Procedures

X70 and X80 pipeline steels were used in this study. Their chemical compositions are presented in the Table 1. The steels were supplied as new pipe sections manufactured by the roll-bending process and had not been exposed to welding, coating, service conditions, or hydrogen charging before testing. For microstructural examination, samples were cut from the longitudinal, radial, and circumferential directions. The specimens were ground, polished, and

* Manuscript received March 04, 2026, Revised April 15, 2026, Accepted May 17, 2026.

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

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

[3] Corresponding Author: Professor. Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad, Iran. **Email**: sajjadi@um.ac.ir

etched with 2% nital. The microstructure, inclusion distribution, phase fraction, and ferrite grain size were evaluated using optical microscopy and image analysis. Fracture surfaces after SSRT were also examined by scanning electron microscopy.

Hydrogen charging was performed electrochemically in sulfuric acid solution at room temperature, using the steel specimen as the cathode and a platinum electrode as the anode. After charging under selected current densities and times, the reversible absorbed hydrogen was evaluated by anodic oxidation in alkaline solution using a three-electrode electrochemical cell. Potentiodynamic polarization tests were carried out in NS4 solution to investigate the corrosion behavior of the steels under near-neutral pH conditions. Two scan rates were used to simulate the electrochemical behavior of the crack wall and crack tip regions. Before each electrochemical test, the solution was deaerated with nitrogen. SSRTs were conducted in NS4 solution at a constant low strain rate. The results obtained in solution were compared with those measured in air in terms of elongation, reduction in area, and fracture morphology in order to assess the susceptibility of X70 and X80 steels to stress corrosion cracking.

Table 1. Chemical composition of samples

Sample	Chemical Composition (%wt)						
	Fe	Cu	Ti +Nb+V	Si	Mo	Mn	C
X70	Bal.	0.21	0.12	0.25	0.1	1.44	0.04
X80	Bal.	0.01	0.04	0.21	0.3	1.83	0.05

3- Results

A. Microstructure

Metallographic observations of X70 and X80 steels in the rolling, circumferential, and radial directions are shown in Fig.1. The X70 steel exhibited elongated polygonal ferrite with minor secondary phases, likely bainite and martensite, together with some acicular ferrite, indicating non-equilibrium cooling during thermomechanical processing [6]. Its finer ferrite grain size suggests a tougher and more hydrogen-resistant microstructure [7]. In contrast, X80 showed polygonal ferrite, bainite, limited pearlite, and acicular ferrite, consistent with more equilibrium cooling conditions. The higher bainite content, presence of pearlite, coarser grain size, and lower microstructural uniformity of X80 suggest greater susceptibility to HE and SCC than X70.

B. Hydrogen Anodic Oxidation Test

Hydrogen uptake was evaluated by the anodic oxidation method to clarify the effect of microstructure on HE susceptibility. Initially, hydrogen charging was carried out at a constant current density for different charging times in order to determine the saturation condition. The results in Fig.2a show that the absorbed hydrogen increased rapidly at short times and then gradually approached a relatively steady state, indicating that available diffusion and trapping sites became progressively filled. Based on this trend, 7 h was selected as the charging time for subsequent experiments. The effect of current density was then examined under this condition. As presented in Fig.2b, the absorbed hydrogen content increased with increasing current density and was consistently higher in X80 than in X70. This behavior is attributed to the less uniform microstructure and greater fraction of hydrogen-favorable phases in X80, suggesting lower resistance to hydrogen-related degradation.

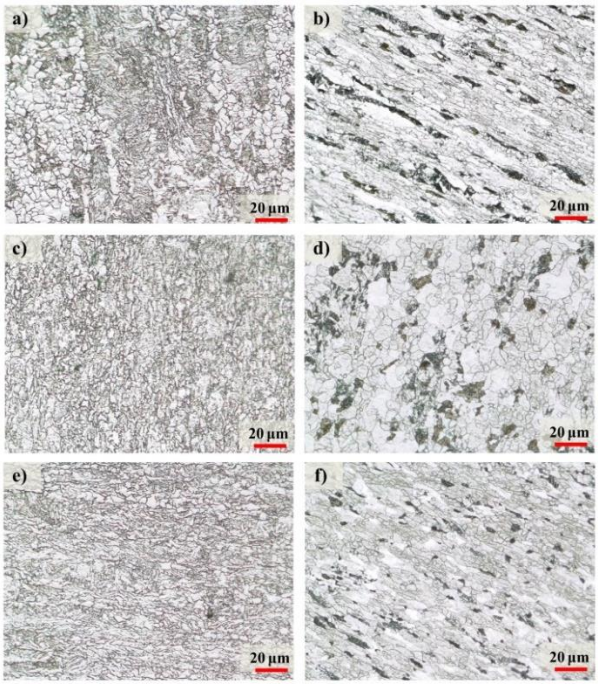


Fig 1. Microstructure of X70 steel in the a) axial, c) circumferential, and e) radial directions, and microstructure of X80 steel in the b) axial, d) circumferential, and f) radial directions.

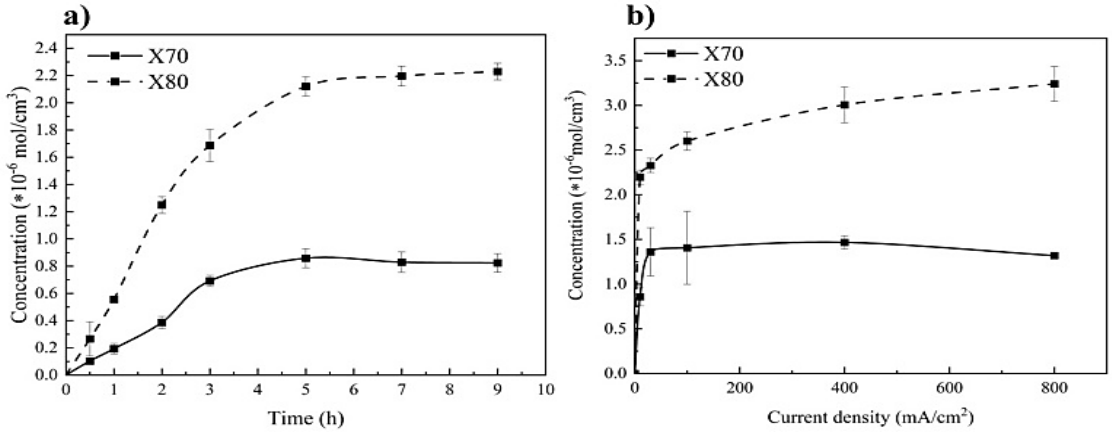


Fig 2. a) Measured charged hydrogen content at a current density of -10 mA/cm² at different charging times, and b) measured saturated hydrogen content at different cathodic current densities in 0.5 M H_2SO_4 solution for X70 and X80 samples

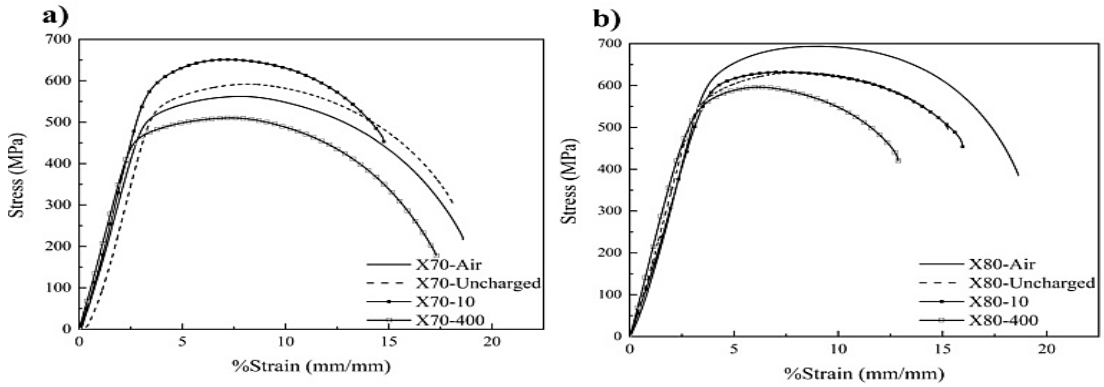


Fig 3. Stress-strain curves obtained from the SSRT for a) X70 and b) X80 samples in NS4 solution under different conditions

C. Slow Strain Rate Testing (SSRT)

Slow strain rate tensile testing was used to assess the mechanical response of X70 and X80 pipeline steels under simulated service conditions, including air, NS4 solution, and different levels of hydrogen charging. The stress-strain curves obtained in NS4 are shown in Fig.3a and Fig.3b. In general, both steels exhibited lower tensile and yield strengths under slow strain rate conditions than under conventional tensile loading, reflecting the effect of reduced strain rate on deformation behavior. The corrosive environment further degraded the mechanical performance, particularly for X80, which showed clear reductions in tensile strength, yield strength, ductility, and fracture strain. This behavior indicates that the interaction between applied stress and corrosion reactions accelerated crack development and reduced the load required for failure.

X70 showed a different trend, as exposure to the solution reduced strain but led to some increase in strength. This behavior may be associated with limited hydrogen ingress during testing, where low hydrogen concentrations can temporarily increase strength before embrittlement becomes dominant [8]. A similar but weaker effect was also observed in X80 at low charging levels, whereas higher hydrogen charging caused a clear deterioration in mechanical properties in both steels. In all charged conditions, toughness and ductility decreased relative to uncharged samples, confirming the embrittling role of hydrogen. Overall, the SCC sensitivity indices indicated that X80 was more susceptible than X70. This higher susceptibility is consistent with its higher strength level, greater hydrogen uptake, coarser grain size, and less uniform microstructure.

D. Fractography

Fractography of X70 showed ductile fracture with dimples in air, while hydrogen charging refined the dimples, indicating the involvement of the HELP mechanism and localized plastic deformation. With increasing hydrogen content, cleavage regions became more evident, suggesting a transition toward mixed ductile-cleavage fracture and the activation of the HEDE mechanism [9]. At higher charging levels, cleavage fracture dominated and plastic deformation became limited, showing severe embrittlement. X80 exhibited a similar trend, but cleavage areas were more dominant, especially at higher hydrogen levels, confirming its greater HE and higher susceptibility to SCC.

4- Conclusions

This study evaluated the SCC sensitivity of X70 and X80 steels under the combined effect of HE. X70, with a finer and more uniform polygonal ferrite microstructure, absorbed less hydrogen than X80, which had a coarser and less uniform ferrite-pearlite-bainite structure. The SCC susceptibility index based on reduction in area was only 1% for X70, compared with 51.5% for X80, indicating much higher vulnerability in X80. Fractographic observations also showed that increasing hydrogen changed the fracture mechanism from HELP to HEDE, with cleavage fracture becoming dominant, especially in X80. Overall, X70 was found to be the more suitable steel for hydrogen-damaging corrosive environments.

5- References

[1] A. Reda, M. A. Shahin, and P. Montague, "Review of material selection for corrosion-resistant alloy pipelines," *Engineered Science*, vol. 33, p. 1373, 2025. [Online]. Available: http://dx.doi.org/10.30919/es1373

[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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: https://api.semanticscholar.org/CorpusID:137797364

[4] Y. F. Cheng, *Stress Corrosion Cracking of Pipelines*, 1st ed. Wiley, 2013.

[5] R. Wang, "Effects of hydrogen on the fracture toughness of a X70 pipeline steel," *Corrosion Science*, vol. 51, no. 12, pp. 2803-2810, 2009. [Online]. Available:https://doi.org/10.1016/j.corsci.2009.07.013

[6] 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. [Online]. Available: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.783-786.961

[7] 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. [Online]. Available: https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.09.013

[8] 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. [Online]. Available: https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.12.274

[9] 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. [Online]. Available: https://doi.org/10.1007/s11668-024-02042-1

مهندسی متالورژی و مواد، ۳۷، ۳، ۱۴۰۵. (۱۳۶-۱۱۵)

مهندسی متالورژی و مواد

https://jmme.um.ac.ir/

انجمن آهن و فولاد ایران

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

مقاله پژوهشی

احسان الهیاری[۱] علی داودی[۲] سید عبدالکریم سجادی[۳]

DOI: 10.22067/jmme.2026.98110.1246

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. بر همین 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 (۲٫۱ ± ۲٫۰ mol/m^3) به طور معنی‌داری از X70 (۰٫۸۶ ± ۰٫۰۱ mol/m^3) در چگالی جریان شارژ ۱۰- mA/cm^2 بیشتر است. همچنین، درصد حساسیت سطح مقطع SCC در حالی که برای فولاد X80 ۵۱٫۵٪ به دست 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 تأیید می‌کند.*

واژه‌های کلیدی 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 Allahyari Ali Davoodi Seyed Abdolkarim Sajjadi

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 reaserch 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 ± 0.1 mol/m^3) is significantly higher than that in X70 (0.86 ± 0.01 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.*

Keywords Stress Corrosion Cracking, Hydrogen Embrittlement, Slow Strain Rate Testing.

* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۴/۱۲/۱۳ و تاریخ اصلاح مقاله ۱۴۰۵/۱/۲۶ تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۵/۲/۲۷ می‌باشد.

(۱) دانش‌آموخته دکتری تخصصی، گروه مهندسی و علم مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد.

(۲) پژوهشگر، مؤسسه وایت مانتین، آلمیره، هلند.

(۳) نویسندهٔ مسئول، استاد، گروه مهندسی و علم مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد.

Email: sajjadi@um.ac.ir

مقدمه

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 است [1,2]. البته اهمیت موضوع در لوله‌های انتقال گاز به دلیل احتمال انفجار و صدمات شدید، بسیار بیشتر است. این لوله‌ها عمدتا در خاک مدفون می‌شوند و برای 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 شود و رطوبت به زیر آن نفوذ کند [3]. اگر چه ترک‌برداری و شکست به شکل‌های مختلفی در خطوط لوله اتفاق می‌افتد، اما از مهم‌ترین انواع ترک‌برداری‌های محیطی می‌توان به ترک‌خوردگی تنشی((Stress corrosion cracking (SCC) و ترک‌خوردگی هیدروژنی (Hydrogen assisted cracking ((HAC) اشاره کرد [3,4]. اولین تخریب گزارش‌شده 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 [5,6]. برای ترک‌برداری‌های ناشی از پدیده تردی هیدروژنی سازوکارهای مختلفی ارائه شده است. اینکه 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 است که گرچه دو عامل کاهش چقرمگی و تاول‌زنی در شکست آلیاژهای خط لوله مؤثر است، اما نمی‌توان این دو عامل را به طور مستقیم علت ترک‌برداری در آلیاژهای خط لوله دانست [7]. مشاهدات تجربی واضح نشان داده است که 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 افزایش‌دهنده پلاستیسیته موضعی (Hydrogen enhanced localized plasticity) و هیدروژن القاکننده غیر همبستگی (Hydrogen-enhanced decohesion) [8,9].

لوله‌های انتقال گاز از روش‌های مختلفی تولید می‌شود. از این روش‌ها می‌توان به خمش غلطکی، بدون درز و (U- U&O ing and O-ing) اشاره کرد. فرایند تولید می‌تواند علاوه بر ویژگی‌های ورق یا بیلت، بر ریزساختار نهایی به خصوص میزان فریت، پرلیت، بینیت و خصوصا اندازه دانه‌ها تأثیر داشته باشد. آساهی (Asahi) و همکاران [10] نشان دادند یکنواختی ریزساختار، نقطه کلیدی در برابر مستعد بودن به خوردگی تنشی بین‌دانه‌ای است. کوشیدا (Kushida) و همکاران [11] نیز نشان دادند که در آلیاژهای خط لوله با استحکام مشابه، تأثیر ریزساختار بر مقاومت به خوردگی تنشی غالب است، به طوری که یک ساختار غیر یکنواخت مانند فریت ـ پرلیت بسیار مستعدتر از یک ساختار فریت ـ بینیت به خوردگی تنشی است. همچین 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 هیدرژن با سطح شکست شبه‌کیلواژ یا ترد همراه است [12,13]. 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 است آلیاژهایی که در مجاورت گاز ترش قرار می‌گیرند، استحکام تسلیمی بالاتر از ۶۹۰MPa و سختی بالاتر از HRC ۲۲ 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 (Y.F Cheng) و همکاران [14] تأثیر پتانسیل‌های حفاظت کاتدی مختلف را روی نمونه X70 در محلول NS4 (Natural soil) با استفاده از روش کشش با کرنش آهسته و انجام پلاریزاسیون با نرخ روبش سریع و آهسته که برای شبیه‌سازی شرایط نوک و دیواره ترک، انجام شد، بررسی کردند. نتایج آن‌ها نشان داد که میزان حساسیت به خوردگی تنشی دقیقا در محدوده بین پتانسیل خوردگی دو نرخ روبش، بیشینه می‌شود. آن‌ها این موضوع را به خوردگی تنشی ترکیبی سازوکار انحلال آندی (Anodic dissolution) برای نوک ترک و تردی هیدروژنی (Hydrogen embrittlement) ناشی‌شده 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

[15]. یکی دیگر از آزمون‌هایی که برای تعیین میزان هیدروژن جذب‌شده در آلیاژهای خط لوله انجام می‌شود انحلال آندی هیدروژن در محیط قلیایی است. این آزمون اولین بار توسط یان و وانگ ارائه گردید. کیپل با استفاده از این روش بررسی‌های خود را روی میزان هیدروژن جذب‌شده 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 جذب‌شده برای فلزات بدون اعمال تنش وجود ندارد، گرچه میزان هیدروژن جذب‌شده برای فولاد X52 در مقایسه با X70 و X100 اندکی بیشتر است. اما در شرایط اعمال تنش فولاد X70 و X100 مقاومت یکسانی در برابر جذب هیدروژن دارد و این مقاومت برای فولاد X52 به شدت کاهش می‌یابد. در نتیجه با وجود اینکه فولادهای استحکام بالا به HIC حساس‌ترند، اما جذب هیدروژن آن‌ها در مقایسه با فولادهای استحکام پایین در شرایط یکسان شارژ هیدروژن، کمتر است [16]. 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 معمولا 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 [17].

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 شبیه‌سازی‌شده سرویس وجود ندارد. از این رو، 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 کند.

مواد و روش تحقیق

در این بخش به تشریح آزمون‌های انجام‌شده برای 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 (Slow strain rate testing) (SSRT) پرداخته می‌شود.

ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی فولادهای مورد استفاده

خواص آلیاژهای استفاده‌شده در این پژوهش در جدول (۱) ارائه شده است. نمونه‌های X80 و X70 از مجموعه لوله‌سازی اهواز تهیه شد که با فرایند خمش غلطکی (Roll bending) شکل‌دهی شده بودند. هر دوی آن‌ها به صورت نو تهیه شده بودند و تحت هیچ گونه عملیات جوشکاری، پوشش‌دهی، شارژ و یا هر گونه عملیاتی که در ساخت و 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	$\sigma_{y(0.2\%)}$ (MPa)	σ_{UTS} (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 ((Rolling direction (RD)) (نورد)، شعاعی (Normal direction (ND)) و محیطی ((Transverse direction (TD)) از قطعه اصلی تهیه شدند. پس از مانت، عملیات سمباده‌زنی از شماره ۶۰ تا ۱۲۰۰ و سپس پولیش با خمیر پولیش حاوی ذرات آلومینا ۳ µm 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 ۰٫۵ mm² در بزرگ‌نمایی ۱۰۰X انتخاب شد و مجموع اندازه آخال‌ها نسبت به مساحت محاسبه شد و شدت آن‌ها از جداول استاندارد تعیین گردید. برای آنالیز درصد فاز، نمونه‌ها با نایتال ۲٪ اچ شد و ریزساختار با میکروسکوپ نوری ساخت شرکت OLYMPUS بررسی شد. اندازه دانه فریت با نرم‌افزار آنالیز تصویر MIP و بر اساس 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 شدند، تحت التراسونیک تمیزکاری شدند 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 شدمد و خشک گردیدند. شارژ هیدروژن در نمونه‌ها با استفاده از منبع تغذیه شرکت Dazheng مدل PS-A305D در محلول ۰٫۵ M H_2SO_4 (دکتر مجللی با خلوص ۹۸٪) در دمای ۲۵±۳ °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 ۴۰۰- mA/cm² (اختلاف پتانسیل ۲٫۵ تا ۵٫۵ V) جریان اعمال شد. احیای هیدروژن در سطح الکترود سبب تولید هیدروژن اتمی روی سطح می‌شود که بخش اندکی از آن به داخل آلیاژ نفوذ می‌کند و بخش زیادی به صورت گاز از محلول خارج می‌شود [15]. نمونه مورد استفاده در این آزمون مکعب مستطیلی به ابعاد ۱۰×۱۰×۵٫۵ mm³ است که پس از برش و اعمال چسب، مطابق با شکل (۱ ـ الف) طوری مانت شدند که سطح ۱۰×۱۰ mm² 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.

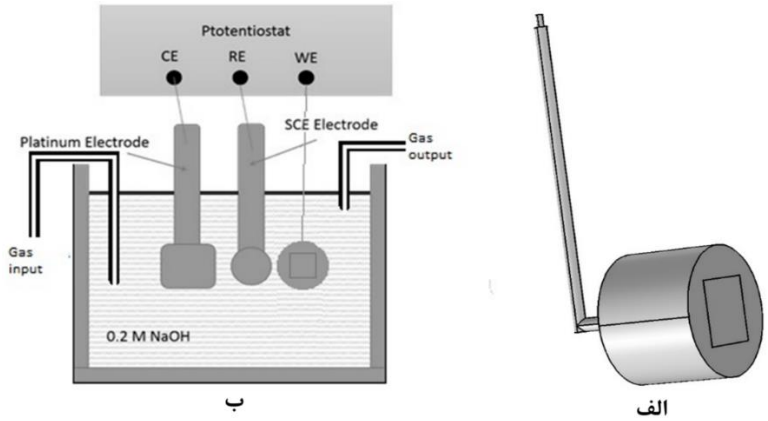
برای اندازه‌گیری غلظت هیدروژن‌های برگشت‌پذیر شارژشده، از آزمون اکسیداسیون آندی هیدروژن که توسط یان و ونگ پیشنهاد شده بود، استفاده شد [18]. برای انجام این آزمون الکترود پلاتینی به عنوان الکترود کمکی، الکترود کالومل اشباع (SCE) به عنوان الکترود مرجع، آلیاژهای خط لوله به عنوان الکترود کاری و محلول ۰٫۲ M NaOH (دکتر مجللی با خلوص ۹۸٪) به عنوان الکترولیت استفاده گردید (شکل ۱ ـ ب). ابتدا محلول NaOH توسط نیتروژن با خلوص ۹۷٪ به مدت ۲۰ دقیقه اکسیژن‌زدایی شد و دمش گاز در طول آزمون با فشار کمتر حفظ گردید. سپس الکترود کاری در پتانسیل ثابت ۱۶۵ mV_{SCE} قرار گرفت و جریان آندی ایجادشده، توسط دستگاه پتانسواستات ساخت شرکت AC Gill مدل ۲۷۳ ثبت شد. چگالی جریان اندازه‌گیری‌شده مجموع جریان حاصل از اکسیداسیون فلز، آب و هیدروژن است، 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 شارژشده ($I_{ref}+I_H$) در طول زمان دشارژ (t_{dis}) به عنوان بار ناشی از اکسیداسیون هیدروژن (Q_H) در نظر گرفته شد.

$$Q_H = \int_0^{t_{dis}} [I_H(t) - I_{ref}(t)]dt \qquad (۱)$$

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

$$C_H = \frac{Q_H}{zFv} \qquad (۲)$$

که در این رابطه F ثابت فارادی (۹۶۴۸۶ C/mol)، V حجم نمونه (۰٫۵۵ cm²) و z تعداد الکترون‌های واکنش (در اینجا ۱) است. برای اطمینان از صحت آزمایش اکسیداسیون آندی نمونه پس از دشارژ مجددا آماده‌سازی شد و مورد آزمایش قرار گرفت.



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 بر اساس پیشنهاد پارکینز از آزمون پلاریزاسیون در دو نرخ روبش ۱ و ۱۰۰ mV/s در محدوده mV ±۱۰۰۰ نسبت به پتانسیل مدار باز انجام شد [19]. 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 cm^2 ۱ تعیین شد که پس از مانت، هر یک 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 گرفت. لازم به ذکر است برای شبیه‌سازی محیط‌های با pH نزدیک خنثی محلول‌های سنتزی مختلفی ایجاد شد که ترکیب این محلول‌ها بر اساس 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. بازه ترکیبی این محلول‌ها شامل mg/L ۱۰۰۰–۴۸۰ بی‌کربنات سدیم، mg/L ۱۵۰–۴۰ پتاسیم کلرید، mg/L ۱ کلسیم کلرید و mg/L ۲۵۰–۹۰ منیزیم سولفات است. NS1 برای شبیه‌سازی شرایط ترک‌خوردگی شدید، NS2 برای شبیه‌سازی شرایط ترک‌خوردگی 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 [20,21]. کلیه مواد استفاده‌شده 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 همزمان گاز نیتروژن قرار گرفت و در طول تست نیز این دمش گاز با فشار کمتر ادامه داشت.

جدول ۲ ترکیب شیمیایی محلول NS4 [22]

NS4	$NaHCO_3$	$MgSO_4.7H_2O$	KCl	$CaCl_2.2H_2O$
ترکیبات (g/l)	۰٫۴۸۳	۰٫۱۳۱	۰٫۱۲۲	۰٫۱۸۱

کشش با نرخ کرنش آهسته

این آزمون مطابق با استاندارد NACE TM0198 در محیط NS4 (محلول شبیه‌ساز خاک در زیر پوشش جداشده) با ترکیب ذکرشده 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} ۰٫۵×۱۰$^{-۶}$ انجام شد. لازم به توضیح است که هر یک 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، برای ارزیابی شکل‌پذیری نمونه‌ها، دو پارامتر تغییر طول نمونه و کاهش سطح مقطع (Reduction in Area) مورد بررسی و ارزیابی قرار می‌گیرد. تغییرات سطح مقطع برای نمونه ها، مطابق رابطه (۳) محاسبه می‌گردد:

$$RA(\%) = \frac{A_1 - A_2}{A_1} \times 100 \quad (۳)$$

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

$$Ep(\%) = \left\{\frac{E_F}{L_1} - \left[\frac{\sigma_F}{\sigma_{PL}}\right] \times \frac{E_{PL}}{L_1}\right\} \times 100 \quad (۴)$$

در این رابطه Ep، E_F، E_{PL} 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 شکست و تنش حد تناسب است. با مقایسه پارامترهای مقایسه شکل‌پذیری ماده در محیط آزمایش با pH خنثی، درصد حساسیت SCC کرنش و سطح مقطع با استفاده از روابط (۵) و (۶) محاسبه می‌شود:

$$\psi_E(\%) = \left(1 - \frac{Ep_E}{Ep_A}\right) \times 100 \quad (۵)$$

$$\psi_R(\%) = \left(1 - \frac{RA_E}{RA_A}\right) \times 100 \quad (۶)$$

Ep_A و Ep_E به ترتیب کرنش پلاستیک شکست در محیط هوا و محلول و RA_A و RA_E به ترتیب کاهش سطح مقطع در هوا و محلول است. نسبت کرنش پلاستیکی شکست و ضریب کاهش سطح مقطع ((Reduction in area ratio (RAR)) نزدیک به مقدار ۱۰۰ به طور معمول نشان‌دهنده مقاومت زیاد به ترک‌برداری محیطی است و مقادیر زیاد درصد حساسیت SCC نشان‌دهنده مقاومت ضعیف آن‌ها به خوردگی تنشی است.

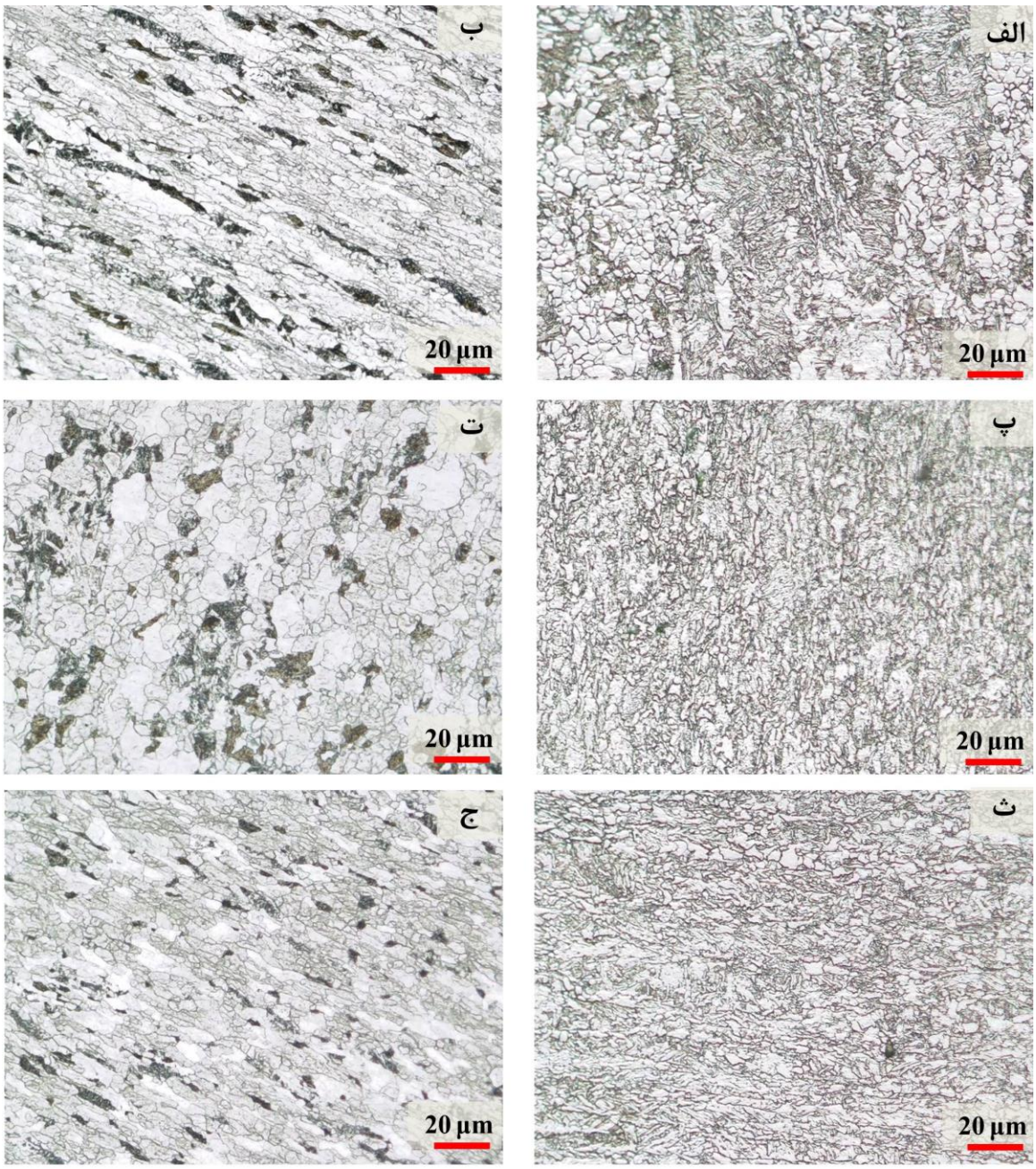
بحث و بررسی

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 تأثیر تردی هیدروژنی، نمونه‌ها تحت آزمون کشش با نرخ کرنش آهسته قرار گرفتند و سطح شکست نمونه‌ها با استفاده از SEM شکست‌نگاری شد.

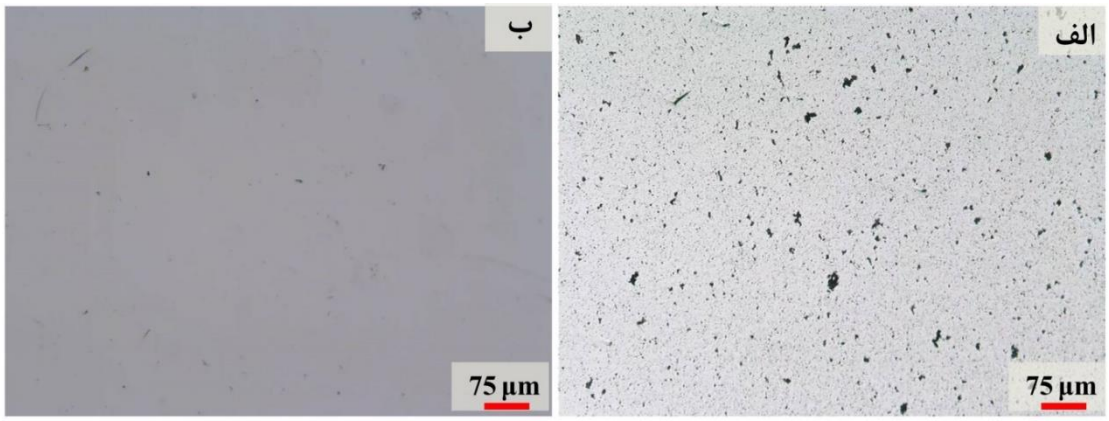
ریزساختار

شناسایی فازها و مورفولوژی ریزساختار در فولادها، اطلاعات ارزشمندی در خصوص تاریخچه عملیات حرارتی ـ 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 (Rolling direction)، محیط لوله (Transverse direction) و شعاع (Normal direction) به نمایش درآمده است. شکل‌های (۲ ـ الف، پ و ث) نشان می‌دهد که آلیاژ X70 دارای فریت‌های پلی‌گونال کشیده‌شده در جهت نورد و ریزفازها، و احتمالا بینیت و مارتنزیت، است. همچنین به خاطر وجود ناخالصی‌های ریز، فریت سوزنی نیز در ریزساختار وجود دارد. تشکیل ریزفازها نشان‌دهنده سرعت سرمایش غیر تعادلی حین مشابه فرایند حرارتی ـ مکانیکی است. اندازه دانه ASTM فریت‌های پلی‌گونال کشیده‌شده، ۱۲ (μ ۹٫۱±۳۸٫۵m) است که انتظار یک ساختار چقرمه و مستحکم را در برابر تنش‌ها به وجود می‌آورد. علاوه بر اینکه ریزساختار فریت پلی‌گونال برخلاف بینایت مقاومت خوبی در برابر نفوذ هیدروژن دارد (نفوذ هیدروژن در بینایت ۲ برابر فریت پلی‌گونال است)، انتظار می‌رود مقدار غلظت هیدروژن باقی‌مانده در ساختار پلی‌گونال نیز مقدار پایینی باشد که باعث افزایش مقاومت به تردی هیدروژنی می‌شود [23,24]. شکل‌های (۲ ـ ب، ت و ج) مربوط به آلیاژ X80 است که ساختاری تقریبا مشابه آلیاژ X70 دارد، با این فرق که فازهای تعادلی فولاد X80 نشان‌دهنده این موضوع است که آلیاژ به روش حرارتی ـ مکانیکی با سرعت سرمایش تعادلی تولید شده‌اند. ساختار فولاد X80 دارای فازهای فریت پلی‌گونال، بینایت و مقادیری پرلیت و فریت سوزنی (Acicular ferrite) است. از آنجایی که عملیات ترمومکانیکی به صورت تعادلی انجام می‌شود، احتمال وجود فاز پرلیت در ساختار بیشتر است. عدد سختی این فولاد نیز تأییدکننده حضور فاز تعادلی و ریز پرلیت در ساختار است. 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، ۱۰٫۵ (۷٫۲±۷۸٫۹m μ) است. لازم به ذکر است به دلیل اندازه دانه کمتر فولاد X70 نسبت به فولاد X80 که نتیجه آن مقدار بیشتر مسیرهای نفوذ است، انتظار تغییرات بیشتری در مقدار هیدروژن جذبی در چگالی جریان‌ها و زمان‌های بالاتر می‌رود.



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 تصویر قبل از اچ نمونه: الف) X70 و ب) X80

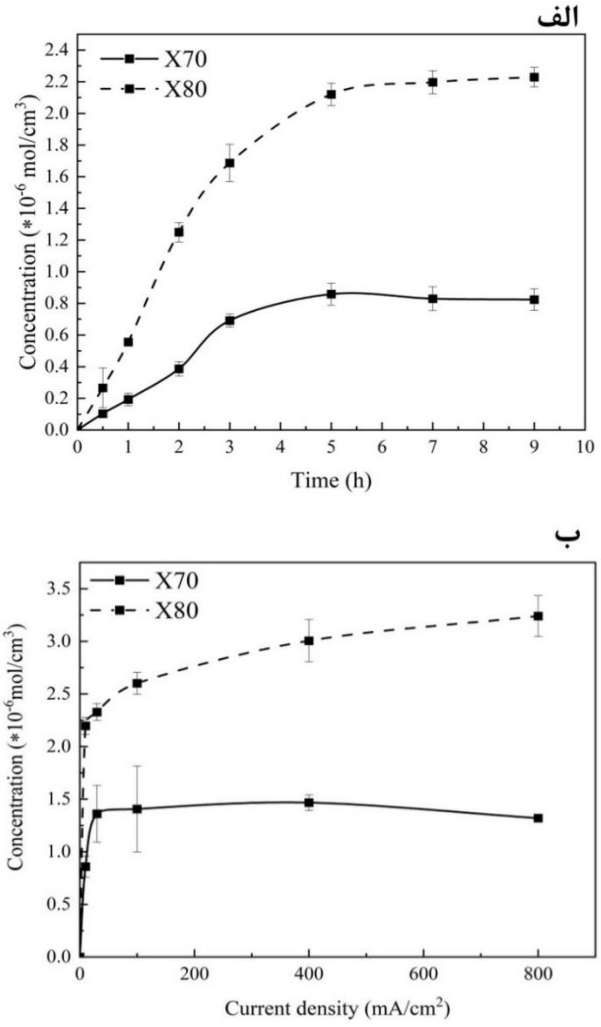
در شکل (۳) به مقایسه تصاویر قبل از اچ فولادها در جهت محیط لوله پرداخته شده است. مقدار بیشتر ناخالصی‌ها در تصویر مربوط به فولاد X70 نسبت به فولاد X80 کاملا مشهود است؛ به طوری که با آنالیز این تصاویر و بررسی آن‌ها با استفاده از استاندارد، مقدار عدد شدت آخال برای این فولاد ۱ گزارش می‌شود. این در حالی است که این پارامتر برای فولاد X80 به عدد ۰٫۵ هم نمی‌رسد. ناخالصی‌های موجود در فولاد X70، مکان‌های برگشت‌ناپذیر برای هیدروژن‌های نفوذی هستند و به عنوان سینک (Sink) عمل می‌کنند، به این معنا که هیدروژن نفوذکرده در این نقاط به دام می‌افتد و قادر به خروج نیست [25]. اما این نقاط به خاطر اینکه به عنوان مکان‌های شروع جوانه‌زنی ترک شناخته می‌شوند، باعث کاهش خواص استحکامی و مکانیکی آن می‌شوند و شرایط را برای کاهش مقاومت به خوردگی تنشی فراهم می‌کنند.

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 جذب‌شده در چگالی جریان ۱۰ 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 جذب‌شده در هر یک 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 است و رتبه‌بندی کیفی و مقایسه مواد از نظر حساسیت به خوردگی تنشی هیدروژنی معتبر است [26]. البته باید اذعان کرد سایر عوامل محیطی مثل فشار، عوامل زیستی، سایر منابع تولید هیدروژن و... در این روش دیده نشده است.

شکل (۴ ـ الف) مقدار هیدروژن شارژشده در نمونه‌های فولادی را در چگالی جریان ۱۰ mA/cm^2- برای زمان‌های مختلف نشان می‌دهد. این منحنی بیان می‌کند که با گذشت زمان، در ابتدا میزان هیدروژن شارژشده با شیب زیادی افزایش و بعد از آن این شیب کاهش یافته و شرایط نسبتا پایا ایجاد شده است. می‌توان گفت در زمان‌های کوتاه مسیرهای نفوذ کاملا باز است و هیدروژن جذب سطحی می‌شود به راحتی وارد ماده می‌شود و نفوذ می‌کند. بنابراین با تکرار این فرایند، میزان هیدروژن جذب‌شده به طور فزاینده‌ای افزایش می‌یابد؛ اما با گذشت زمان، مکان‌های مرجح برای نفوذ در زیر سطح، انباشته از هیدروژن می‌شوند و به عنوان یک سد، مانع از داخل شدن هیدروژن‌های جذب‌شده سطحی می‌گردند. این شرایط حالت نسبتا 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 غیر تعادلی دارند که این امر می‌تواند به حضور مکان‌های بیشتر انحلال هیدروژن در ساختار غیر یکنواخت فریت – پرلیت مربوط باشد. لازم به ذکر است که در زمان‌های بیشتر از ۷ ساعت شرایط نسبتا پایداری در نمودار شکل (۴ ـ الف) ایجاد می‌شود که این مبنایی برای استفاده از زمان ۷ ساعت برای شارژ در چگالی جریان‌های بالاتر است.



شکل ۴ الف) میزان هیدروژن شارژشده اندازه‌گیری‌شده در چگالی جریان ۱۰ mA/cm² – در زمان‌های مختلف و ب) میزان هیدروژن شارژشده اندازه‌گیری‌شده در حالت اشباع برای چگالی جریان‌های کاتدی مختلف در محلول ۰٫۵ M H_2SO_4 برای نمونه‌های X70 و X80

با مشخص شدن زمان اشباع هیدروژن، در چگالی جریان‌های بیشتر از ۱۰ mA/cm² – مقدار هیدروژن جذب‌شده در حالت اشباع اندازه‌گیری شد که در شکل (۴ ـ ب) مقادیر آن نشان داده شده است. مقدار هیدروژن جذب‌شده در فولاد X80 از فولاد X70 بیشتر است که با توجه به ریزساختار غیر یکنواخت فولاد X80، این انتظار می‌رفت که مقدار هیدروژن جذب‌شده بیشتری داشته باشد. با این حال با توجه به نتایج سایر مراجع، انتظار غلظت‌های بیشتری از هیدروژن جذب‌شده در هر یک از فولادها می‌رفت که علت آن را می‌توان در تفاوت در چگالی جریان اعمالی، روش اندازه‌گیری هیدروژن و ریزساختار فولاد عنوان کرد [27,28]. 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 شارژشده در چگالی جریان‌های مختلف را نشان می‌دهد.

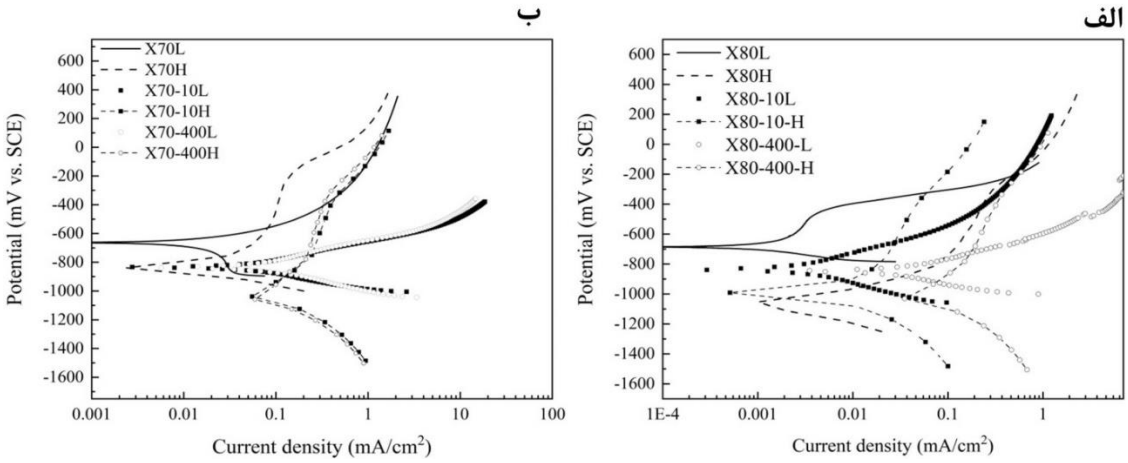
جدول ۳ میزان هیدروژن اندازه‌گیری‌شده در نمونه‌های X70 و X80 شارژشده

چگالی جریان شارژ (mA/cm²)	غلظت هیدروژن (mol/m³)	
	X70	X80
–۱۰	۰٫۸۶ ۰±٫۱	۲٫۲ ۰±٫۰۸
–۳۰	۱٫۳۶ ۰±٫۲۷	۲٫۳۳ ۰±٫۰۷
–۱۰۰	۱٫۴۱ ۰±٫۲۷	۲٫۶ ۰±٫۱
–۴۰۰	۱٫۴۷ ۰±٫۰۷	۳٫۰۱ ۰±٫۲
–۸۰۰	۱٫۳۱۹ ۰±٫۰۱	۳٫۲۴ ۰±٫۱۹

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 استخراج‌شده از منحنی پلاریزاسیون برای تمامی شرایط در جدول (۴) ارائه شده است. آزمون انجام‌شده در نرخ روبش بالا می‌تواند حالت غیر تعادلی داشته باشد و به نوعی بیانگر رفتار نوک ترک است؛ در حالی که آزمون انجام‌شده در نرخ روبش پایین می‌تواند بیانگر شرایط تعادلی باشد که نشان‌دهنده رفتار دیواره ترک است. همان طور 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 است. البته این

موضوع قبلا توسط محققان دیگر نیز گزارش شده بود [29]. اما نکته قابل توجه این است که بر اساس نتایج ارائه‌شده 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 به دست 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 می‌یابد، با این تفاوت که نوک ترک از لحاظ ترمودینامیکی تمایل بیشتری به تخریب دارد. اختلاف پتانسیل خوردگی بین رفتار پیش‌بینی‌شده 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 نسبتا بالاترند و رفتار آندی فعال‌تری از خود نشان می‌دهند که این امر پیش از این توسط چنگ و همکاران [30] با انجام آزمون الکترود لرزان روبشی نشان داده شده بود. در حالت عمومی، نرخ خوردگی فولاد X70 نسبت به X80 بیشتر است که دلیل آن ساختار غیر تعادلی فولاد X70 است. همچنین مقادیر کمتر نیکل و مولیبدن موجود در فولاد X70 نسبت به فولاد X80 نیز دلیلی بر سرعت خوردگی بیشتر این آلیاژ است.



شکل ۵ نمودار پلاریزاسیون پتانسیودینامیک فولاد: الف) X70 و ب) X80 در چگالی جریان‌های متفاوت هیدروژن شارژشده

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

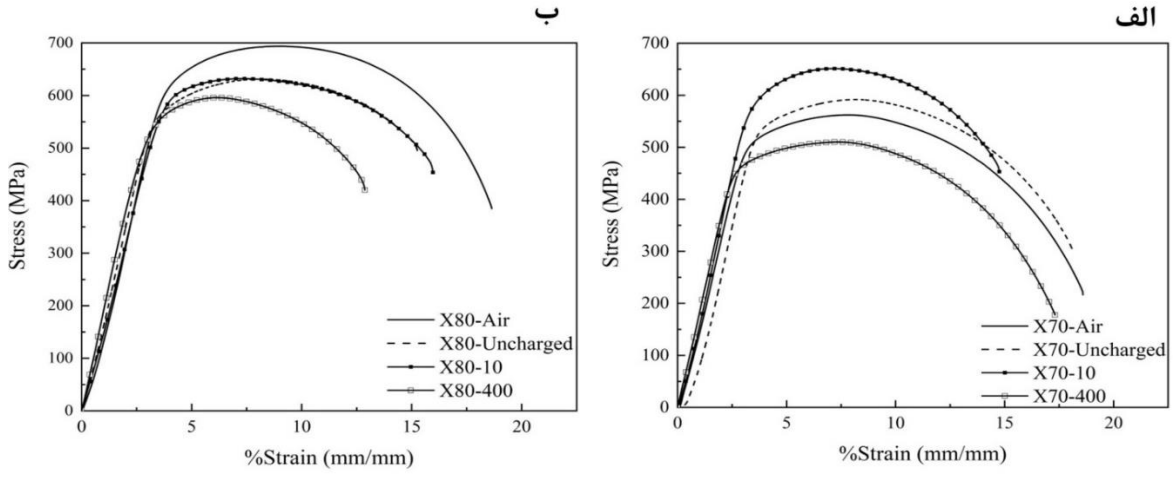
آلیاژ و کد نمونه	نرخ روبش (mV/s)	چگالی جریان شارژ (mA/cm^2)	چگالی جریان خوردگی (mA/cm^2)	پتانسیل خوردگی (mV vs. SCE)	شیب تافل (mV/decad)	
					آندی	کاتدی
X70L	۱	۰	۲E-۲	-۶۶۳	۵۵۲	۳۰۴
X70H	۱۰۰	۰	۲E-۲	-۸۳۸	۲۴۷	۱۰۰
X70-10L	۱	-۱۰	۸E-۲	-۸۳۴	۱۴۰	۱۲۳
X70-10H	۱۰۰	-۱۰	۱٫۲E-۱	-۱۰۳۵	۱۳۵	۱۰۸
X70-400L	۱	-۴۰۰	۸E-۲	-۸۳۵	۱۳۳	۱۱۸
X70-400H	۱۰۰	-۴۰۰	۱٫۱E-۱	-۱۰۵۸	۱۳۵	۱۳۵
X80L	۱	۰	۱E-۳	-۶۸۵	۶۴۲	۹۱
X80H	۱۰۰	۰	۲E-۳	-۹۷۲	۲۰۰	۱۱۰
X80-10L	۱	-۱۰	۴٫۵E-۳	-۸۳۵	۲۱۶	۱۵۱
X80-10H	۱۰۰	-۱۰	۴E-۳	-۹۹۱	۴۰۰	۲۴۰
X80-400L	۱	-۴۰۰	۴٫۷E-۲	-۸۴۶	۲۱۶	۱۲۹
X80-400H	۱۰۰	-۴۰۰	۸٫۶E-۲	-۱۰۳۰	۴۲۰	۲۰۰

آزمون کشش با نرخ کرنش آهسته (SSRT)

به منظور ارزیابی عملکرد مکانیکی فولادهای خط لوله در شرایط محیطی واقعی و پیش‌بینی رفتار آن‌ها در مواجه با تنش‌های واردشده و محیط خورنده، 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 ـ کرنش حاصل از آزمون SSRT در محلول NS4 در اشکال (۶ ـ الف) و (۶ ـ ب) نشان داده شده است. همچنین نتایج مستخرج از هر یک 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 است، که می‌توان ادعا کرد دلیل آن کاهش تحرک و قفل شدن نابه‌جایی‌ها در حالت نرخ کرنش پایین است. در نتیجه مقدار استحکام تسلیم و نهایی کاهش پیدا می‌کند [31]. 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 تأثیر 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 است 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 تشکیل‌شده نسبت به نمونه بدون محلول است، که سرعت تخریب فلز را افزایش می‌دهد 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 است که دلیل آن در بالا ذکر شده است.

نمونه X70 رفتار متفاوتی را نسبت به فولاد X80 نشان می‌دهد. در حالی که انتظار می‌رفت تأثیر فاکتورهای خوردگی و مکانیکی در کنار هم باعث افزایش تخریب و کاهش خواص استحکامی فولاد شود، با اینکه مقدار کرنش کاهش یافته است، 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 ـ کرنش X70 تا حدی می‌تواند قابل قبول باشد، چرا که این فولاد در چگالی جریان شارژ $-۱۰\ mA/cm^2$ ، افزایش استحکام 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.



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

جدول ۵ مقادیر استخراج‌شده از آزمون SSRT برای نمونه‌های X80 و X70 در شرایط مختلف

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

چقرمگی نمونه‌های حاوی هیدروژن نسبت به نمونه بدون محلول کاهش یافته است که به خاطر حضور هیدروژن در ساختار و ترد شدن آن است. نمونه X80 که با چگالی جریان mA/cm^2 ۱۰- تحت شارژ قرار گرفت، دارای اندکی استحکام بیشتر نسبت به نمونه شارژنشده است. انتظار می‌رفت که این نمونه دارای استحکام بیشتری باشد، چرا که هیدروژن در مقادیر کمتر از یک مقدار بحرانی مانع از حرکت نابه‌جایی‌ها می‌شود که نتیجه آن افزایش استحکام فلز در کنار کاهش چقرمگی و انعطاف‌پذیری ماده است [32]. این موضوع نشان می‌دهد که چگالی شارژ بحرانی در مقداری کمتر از mA/cm^2 ۱۰- به دست 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 mA/cm^2 ۴۰۰- این اتفاق مشاهده می‌شود [33-36]. در نمونه X70 نیز افزایش در استحکام برای نمونه شارژشده در چگالی جریان mA/cm^2 ۱۰- اتفاق افتاده و در چگالی جریان شارژ بیشتر، دوباره کاهش در خواص مکانیکی ایجاد می‌شود که دلیل آن در بالا مطرح شده است.

مقادیر فاکتور حساسیت به خوردگی تنشی در جدول (۶) نشان داده شده است. درصد حساسیت برای کرنش نسبت به درصد حساسیت برای سطح مقطع کمتر است که این نتیجه در سایر منابع نیز اشاره شده است [37,38]. با این حال با مقایسه این مقادیر نتیجه گرفته می‌شود که فولاد X80 به خوردگی تنشی بیشتر حساس است و مقاومت کمتری در محیط‌های همراه با اعمال تنش از خود نشان می‌دهد. دلیل این امر را می‌توان به استحکام بالاتر، مقدار هیدروژن جذب‌شده بیشتر، اندازه دانه بزرگ‌تر و مهم‌تر از همه ریزساختار غیر یکنواخت ربط داد که هر یک از موارد قبلا توضیح داده شده است. هرچند که ناخالصی فولاد X70 بیشتر است.

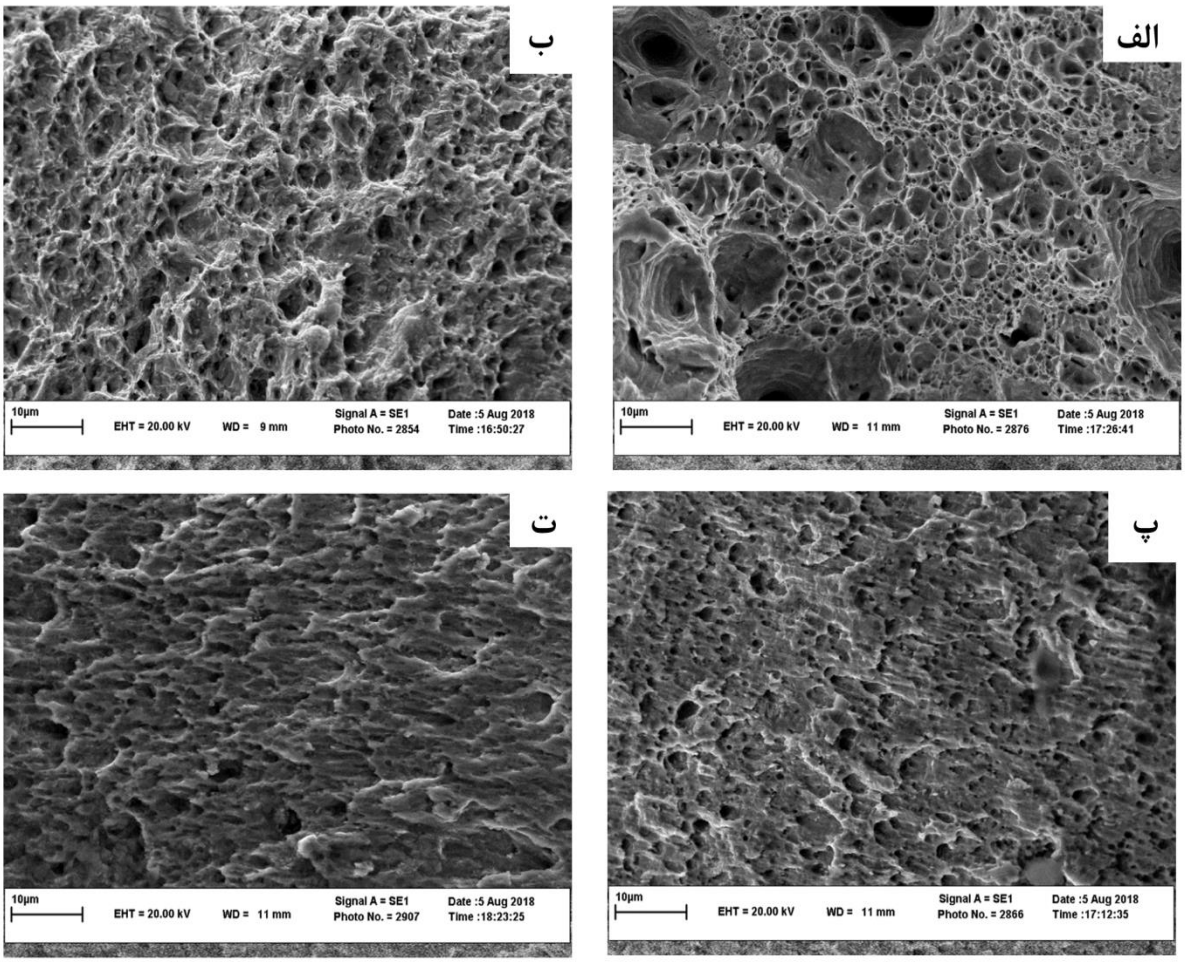
جدول ۶ مقادیر فاکتور حساسیت به خوردگی تنشی برای نمونه‌های X80 و X70 در چگالی جریان‌های شارژ مختلف

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

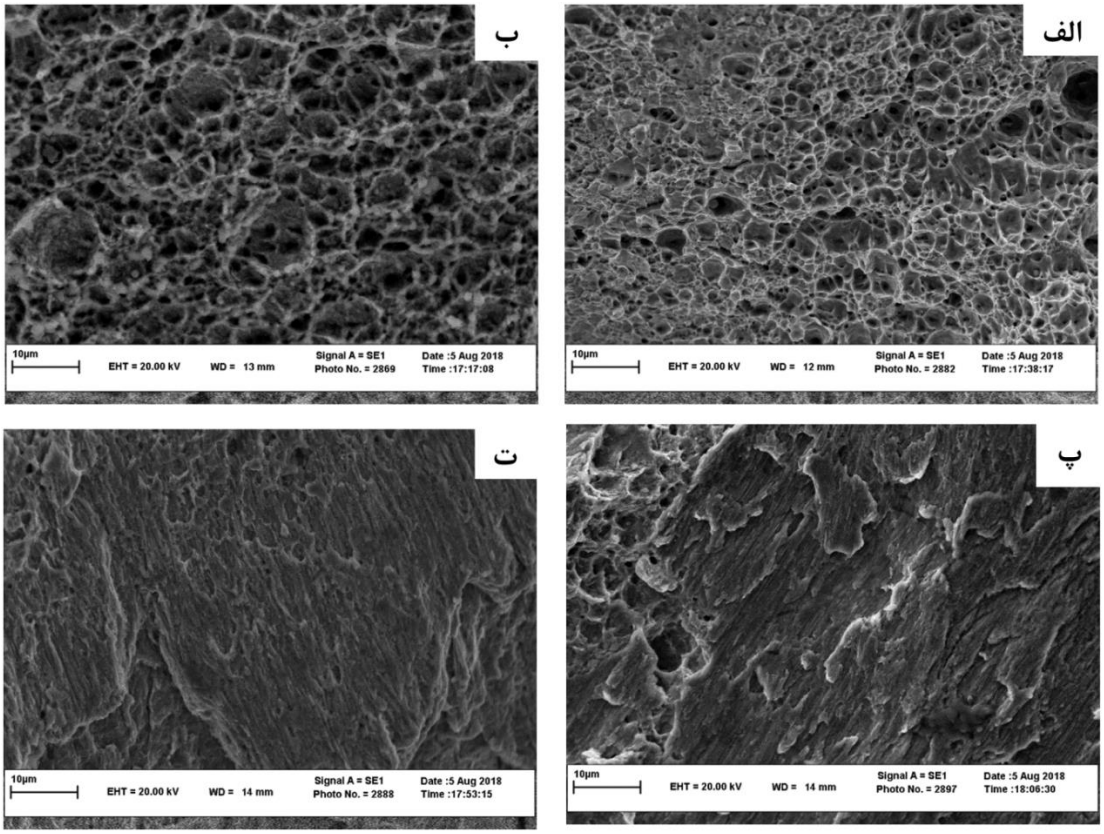
میکروسکوپ الکترونی روبشی

تصاویر سطح مقطع شکست نمونه X70 در شکل (۷) ارائه شده است. این تصویر نشان می‌دهد که نمونه تحت کشش در هوا (شکل ۷ ـ الف) دارای ساختاری نرم و حاوی دیمپل (Dimple) است که خبر از یک شکست نرم می‌دهد. البته حفراتی نیز در ساختار مشاهده می‌شود که ناشی از حضور ناخالصی‌های فلزی

در آلیاژ است. شکل (۷ ـ ب) مربوط به نمونه شارژ شده است که در آن دیمپل‌ها ریزتر شده‌اند. این امر نشان‌دهنده دخیل شدن سازوکار HELP (Hydrogen enhanced localized plasticity) در تخریب فلز است که باعث افزایش موضعی تغییر شکل می‌شود. به نظر می‌رسد که با توجه به سازوکار خوردگی تنشی در محیط با pH نزدیک به خنثی، هیدروژن در فلز جذب می‌شود و از طریق تسریع در تغییر شکل پلاستیک از میزان کرنش نهایی می‌کاهد. شکل (۷ ـ پ) نیز نشان‌دهنده همین 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 (Hydrogen enhanced decohesion) در شکست آلیاژ است؛ پیدایش مناطق کلیواژی نیز مؤید این مکانیزم است. کاهش عمق دیمپل‌ها به واسطه تردی در پژوهش انتظاری و همکاران [39] نیز دیده شده است. شکل (۷ ـ ت) نیز تصویری با شکست غالبا 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 شارژشده 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 ـ پ و ت) مناطق کلیواژی کاملا بر سطح شکست غالب شده‌اند و به سختی می‌توان مناطق دارای شکست نرم یافت و این مسئله نشان‌دهنده تردی شدید نمونه‌های X80 است 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) شارژشده در چگالی جریان mA/cm^2 ۱۰- در محلول NS4 و ت) شارژشده در چگالی جریان mA/cm^2 ۴۰۰- در محلول NS4



شکل ۸ تصویر SEM سطح شکست فولاد X80 در آزمون SSRT: الف) در هوا، ب) بدون شارژ در محلول NS4، پ) شارژشده در چگالی جریان mA/cm^2 ۱۰- در محلول NS4 و ت) شارژشده در چگالی جریان mA/cm^2 ۴۰۰- در محلول NS4

نتیجه‌گیری

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 یکنواخت‌تر شامل فریت پلی‌گونال ریزدانه در مقایسه با X80 با ساختار غیر یکنواخت فریت ـ پرلیت ـ بینایت و دانه‌های درشت‌تر، هیدروژن کمتری جذب می‌کند (۱٫۴۷ mol/m^3 در مقابل ۳٫۰۱ mol/m^3 در چگالی جریان mA/cm^2 ۴۰۰-). همچنین شاخص حساسیت به خوردگی تنشی بر اساس کاهش سطح مقطع برای X70 تنها ۱٪ محاسبه شد، در حالی که این مقدار برای X80 به ۵۱٫۵٪ رسید. بررسی‌های شکست‌نگاری نیز نشان داد با افزایش هیدروژن، سازوکار شکست از HELP به HEDE تغییر می‌کند و این تغییر در X80 با غالب شدن سطوح کلیواژ همراه است که نمونه‌ای از شکست ترد است. بر اساس یافته‌ها، فولاد X70 با ریزساختار ریزدانه و یکنواخت‌تر و قابلیت جذب هیدروژن کمتر، گزینه مناسب‌تری برای کاربرد در محیط‌های خورنده با امکان ایجاد خسارات هیدروژنی محسوب می‌شود.

تقدر و تشکر

نویسندگان از معاونت پژوهشی دانشگاه فردوسی مشهد به دلیل حمایت از پایان‌نامه کارشناسی ارشد با کد ۴۲۱۳۲/۳ تشکر و قدردانی می‌نمایند.

مراجع

[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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-281

[26] M. Albani, "New electrochemical method for assessing hydrogen embrittlement in pipeline steels," 2024. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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 H_2S-Rich Environments," *Molecules*, vol. 30, no. 23, p. 4499, 2025. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: 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. [Online]. Available: https://doi.org/10.1007/s11668-024-02042-1