

بررسی تخریب خطوط لوله نفت و گاز فولادی بوسیله ترک‌های هیدروژنی

محمد علی مهتدی بناب^{۱*}، هادی قسمتی کوچکی^۲، محمد عزیزیان^۳

^۱ استادیار دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه بناب

^۲ دانشجوی دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه بناب

* نویسنده مسئول: m.mohtadi@bonabu.ac.ir

تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۰۴/۳۱

تاریخ دریافت: ۱۳۹۶/۱۲/۱۴

چکیده

ترک‌های هیدروژنی به عنوان یک عامل کلیدی در زمینه تخریب خطوط لوله شناخته شده‌اند. بر اثر این نوع تخریب، اتم‌های هیدروژن آزاد شده از فرآیند خوردگی بین سطح لوله و سولفید هیدروژن، روی سطح لوله انباشته شده و طی گذشت زمان به درون ریزساختار فولاد نفوذ می‌کنند. این اتم‌ها با انباشته شدن در نواقص ساختاری مانند آخال‌ها، مرزدانه‌ها، تله‌های هیدروژنی و نابه‌جایی‌ها و تشکیل مولکول‌های گازی، فشار زیادی را ایجاد می‌کنند، این فشار بسته به میزان هیدروژن انباشته حتی می‌تواند بیش از مقاومت تسلیم فولاد باشد و عامل بوجود آمدن ترک‌های ریزی در ریز ساختار فولاد شود که آنها را ترک هیدروژنی می‌نامند. عوامل زیادی در زمینه شروع، انتشار و کنترل این نوع ترک موثرند از این رو طی سال‌های اخیر محققین توانسته‌اند با روش کنترل بافت و مهندسی مرزدانه تا حد زیادی مقاومت فولاد به ترک هیدروژنی را افزایش دهند. در این مقاله سعی شده است با استفاده از نتایج حاصل از مقالات روز دنیا به تشریح مکانیزم ترک‌های هیدروژنی و عوامل تأثیر گذار در این زمینه، پرداخته و روش‌های کارآمد برای افزایش مقاومت فولاد به این نوع ترک بیان گردد.

کلمات کلیدی: خطوط لوله فولادی، ترک هیدروژنی، ساختار فولاد، تله‌های هیدروژنی، آخال‌ها، دانه و مرزدانه؛

Investigation of Oil and Natural Gas Pipelines Failure By Hydrogen Induced Cracking

M. A. Mohtadi-Bonab ^{1*}, H. Ghesmati-kucheki ², M. Aziziyan ³

¹ Assistant Professor, Department of Mechanical Engineering, University of Bonab

² Student of Mechanical Engineering, Department of Mechanical Engineering, University of Bonab

* Corresponding Author: m.mohtadi@bonabu.ac.ir

Submission: 2018, 03, 05

Acceptance: 2018, 07, 22

Abstract

According to the latest survey literature on destructive factors of steel pipelines, hydrogen induced cracking has been recognized as a key factor. During this type of destruction, the hydrogen atoms, produced from the corrosion process between the pipe surface and hydrogen sulfide, accumulate on the surface of the pipe and penetrate into the steel microstructure over time. These atoms are stacked in structural defects, such as inclusions, grain boundaries, hydrogen traps, dislocations, and are combined together to form hydrogen molecules. This process creates a high pressure and provides the basis for starting hydrogen induced cracks. Many factors contribute in initiation and propagation of these cracks, such as nonmetallic inclusions, hydrogen traps, orientation of grains and type of grain boundaries. In this paper, it is attempted to accurately discuss the mechanism of failure by hydrogen induced cracking and their affected parameters using the obtained results.

Keywords: pipeline steels, hydrogen induced cracking, steel structure, hydrogen traps, inclusions, grain and grain boundary;

مقدمه

امروزه با همه پیشرفت‌های صورت گرفته در زمینه انرژی‌های نو، نقش منابع فسیلی در تأمین انرژی مورد نیاز جهان، کم‌رنگتر نشده است.^۱ این منابع باید پس از استخراج جهت شیرین‌سازی، از میادین به پالایشگاه‌ها منتقل شوند. با توجه به اینکه حمل و انتقال این منابع از میادین به محل‌های مورد نظر بوسیله خطوط لوله فولادی نسبت به روش‌های دیگر مقرون به صرفه‌تر است، لذا سال‌هاست که شرکت‌های نفتی روی تولید و راه‌اندازی این لوله‌ها در ابعاد عظیم سرمایه‌گذاری می‌کنند. از آنجایی که این لوله‌ها انواع سیال با pHهای مختلف را در مسافت‌های طولانی، از محیط‌هایی با جغرافیای متفاوت، انتقال می‌دهند، پس لازم است به استحکام و چقرمگی شکست آنها توجه کافی شود تا ضمن حفظ این سرمایه‌ها، به محیط زیست نیز آسیب رسانده نشود.

فولادهای مورد استفاده در صنایع نفت و گاز دارای ترکیبات شیمیایی متفاوتی هستند. که درصد اعظمی از این ترکیبات را آهن و بقیه را کربن، منگنز، گوگرد، فسفر، سیلیسیم، مس و کروم تشکیل می‌دهند. در جدول ۱ مقادیر مجاز این ترکیبات آورده شده است. بهترین نوع لوله‌های نفتی، لوله‌های کم آلیاژ استحکام بالا^۲ هستند که مشخصات مربوط به ترکیبات شیمیایی، خواص مکانیکی، جوشکاری، برشکاری و ساخت این نوع لوله‌ها توسط سازمان‌های مهم نفتی جهان مانند موسسه نفت آمریکا^۳، سازمان بین‌المللی استاندارد^۴ و سایر موسسات مطرح، مشخص می‌شود. که در این

میان، استانداردهای مربوط به موسسه API یکی از قابل قبول‌ترین، استاندارد برای خطوط لوله فولادی در جهان است [۳-۵]. برای شناخت بهتر این نوع لوله‌ها، برخی از مشخصات، خواص مکانیکی در جداول ۲ و ۳ آورده شده است. یکی از معایب استفاده از لوله‌های نفتی در صنعت نفت و گاز، هزینه بالای نگهداری، تعمیر و تعویض آنها می‌باشد. به طوری که در سراسر جهان سالانه بخش زیادی از درآمد شرکت‌های نفتی، صرف نگهداری این لوله‌ها می‌شود. پس اگر بتوان با شناخت دقیق عوامل تخریب کننده این لوله‌ها و ارائه راهکارهای صنعتی برای غلبه بر این موضوع، طول عمر مفید آنها را حتی به مدت چندین ماه افزایش داد، شاهد صرفه‌جویی کلان اقتصادی از سوی شرکت‌های نفتی خواهیم بود.

در رابطه با عوامل تخریب کننده خطوط لوله فولادی، اثبات شده است که یکی از اصلی‌ترین تهدیدها تخریب هیدروژنی^۶ می‌باشد. این پدیده روندی است که طی آن فلزات خواص مکانیکی خود را از دست داده و ترد می‌شوند [۶]. که به دو صورت زیر مشهود می‌باشد: الف - ترک تنشی سولفیدی^۷: طی این نوع تردی، اتم‌های هیدروژن در طول یک واکنش خوردگی بین سولفید هیدروژن و سطح لوله تولید شده و به علت ریز بودن در درون ساختار فولاد نفوذ می‌کنند. این اتم‌ها بعد از نفوذ در نواقص ساختاری درون فولاد انباشته شده و در نهایت با حضور تنش‌های پسماند و بار خستگی، ترک را شروع و منتشر می‌کنند [۷ و ۸].

جدول ۱ - ترکیبات شیمیایی مجاز برای خطوط لوله فولادی نفت و گاز^۸

ترکیب شیمیایی	PSL1 (wt%)	PSL2 (wt%)
بیشینه کربن برای لوله یکپارچه	0.28% for grades $\geq$ B	0.24%
بیشینه کربن برای لوله جوشکاری شده	0.26% for grades $\geq$ B	0.22%
بیشینه منگنز برای لوله یکپارچه	1.40% for grades $\geq$ X46	1.40% for grades $\geq$ X46
بیشینه منگنز برای لوله جوشکاری شده	1.40% for grades $\geq$ X46 & $\leq$ X60; 1.45% for X65; & 1.65% for X70; 1.85% for X80	1.40% for grades $\geq$ X46 & $\leq$ X60; 1.45% for X65; 1.65% for X70; & 1.85% for X80
بیشینه فسفر	0.030% for grades $\geq$ A	0.025%
بیشینه گوگرد	0.03%	0.02%

۱ - بر اساس آمار منتشر شده توسط اوپک حدود ۷۰ درصد از ذخایر نفت و بیش از ۴۰ درصد از ذخایر گاز در منطقه محصور بین دریای خزر و خلیج فارس واقع شده است. پس می‌توان گفت کشور ایران یکی از بزرگترین دارندگان ذخایر نفت و گاز طبیعی در جهان است [۱ و ۲].

2 - HSIA: High-strength low-alloy

3 - API: American Petroleum Institute

4 - ISO: International Organization for Standardization

۵ - قابل ذکر است که طبق استاندارد های این موسسه، لوله های مذکور دارای مشخصه API-5L-X می‌باشد.

6 - HE: Hydrogen Embrittlement

7 - SSC: sulfide stress cracking

۸ - لازم به ذکر است که لوله‌های ساخته شده توسط API به دو سطح PSL1 و PSL2 تقسیم می‌شوند که در چندین مورد تفاوت دارند. برای مثال یکی از تفاوت آنها را می‌توان تفاوت در مقدار حد بیشینه و کمینه استحکام تسلیم و استحکام کششی دانست، به طوری که لوله‌های PSL2 مقررات دقیقی برای کنترل و ارزیابی مقدار کربن، چقرمگی شکست، حد بیشینه و کمینه استحکام تسلیم و کششی دارند در حالی که در لوله‌های PSL1 فقط مقدار کمینه حد استحکام تسلیم و کشش کنترل می‌شود [۳].

ب - بر اساس گزارش NEB^۲ کانادا، ۳۷ درصد از شکست خطوط لوله بین سال‌های ۲۰۰۴-۱۹۹۱ مربوط به ترک است و این در حالیه که بر اساس گزارش Dot/Ops^۳ آمریکا، ۵۰ درصد از کل ترک‌ها مربوط به ترک خوردگی توام با تنش و ترک هیدروژنی هستند.

ب - بر اساس گزارش EUB^۴ آلبرتا، در سال ۲۰۰۷ بیش از ۵۰ درصد شکست در خطوط لوله فولادی مربوط به خوردگی داخلی (مانند ترک هیدروژنی) بوده است (شکل ۱) [۱۵-۱۳].

ب - ترک هیدروژنی^۱: با قرار گرفتن فولاد در معرض هیدروژن، ترک هیدروژنی بدون هیچ گونه تنش داخلی یا خارجی، شروع و منتشر می‌شود. در مورد این نوع ترک تحقیقات زیادی صورت گرفته، ولی مکانیزم شروع و انتشار آن تا به امروز به طور کامل درک نشده است [۹ و ۱۲].

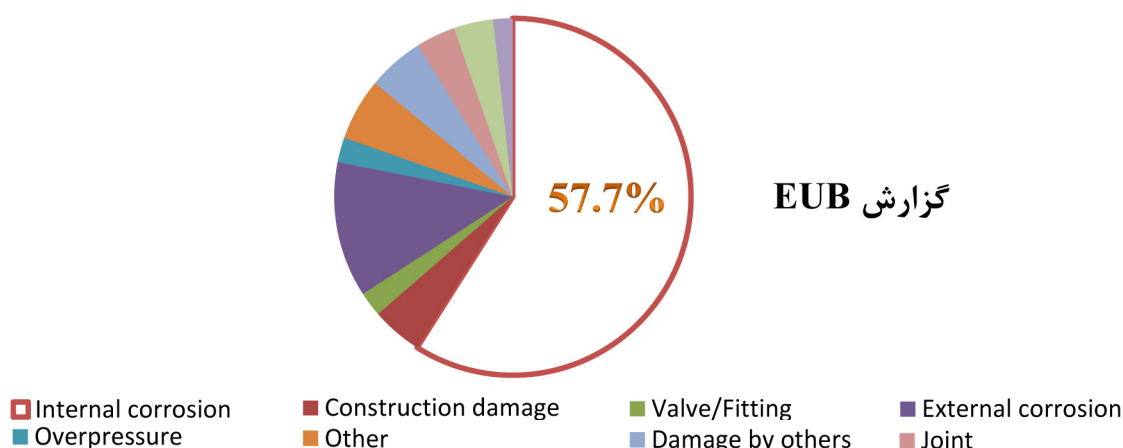
تاریخچه مطالعه ترک‌های هیدروژنی به چند دهه قبل باز می‌گردد و تا به امروز خسارات شدیدی به خطوط لوله فولادی وارد کرده‌اند. آمار زیر در این زمینه جالب توجه می‌باشد:

جدول ۲ - لوله های فولادی استحکام بالا همراه با سال اختراعشان [۳]

شماره فولاد	X42	X46	X52	X56	X60	X65	X70	X80	X90	X100	X120
سال اختراع	۱۹۴۸	۱۹۵۳	۱۹۵۳	-	۱۹۶۶	۱۹۶۷	۱۹۷۳	۱۹۸۵	۱۹۸۵	۱۹۸۵	۱۹۹۸

جدول ۳ - خواص مکانیکی لوله‌های API [۳]

شماره لوله	کمینه استحکام تسلیم (MPa)	بیشینه استحکام تسلیم (MPa)	کمینه استحکام نهایی (MPa)	بیشینه استحکام نهایی (MPa)
X42	۲۹۰	۴۹۶	۴۱۴	۷۵۸
X46	۳۱۷	۵۲۴	۴۳۴	۷۵۸
X52	۳۵۹	۵۳۱	۴۵۵	۷۵۸
X56	۳۸۶	۵۴۴	۴۹۰	۷۵۸
X60	۴۱۴	۵۶۵	۵۱۷	۷۵۸
X65	۴۴۸	۶۰۰	۵۳۱	۷۵۸
X70	۴۸۳	۶۲۱	۵۶۵	۷۵۸
X80 (for PSL2)	۵۵۲	۶۹۰	۶۲۱	۸۲۷
X90 (for PSL2)	۶۲۵	۷۷۵	۶۹۵	۹۱۵
X100 (for PSL2)	۶۹۰	۸۴۰	۷۶۰	۹۹۰
X120 (for PSL2)	۸۳۰	۱۰۵۰	۹۱۵	۱۱۴۵



شکل ۱ - برآورد شکست در خطوط لوله فولادی بر اساس گزارش EUB [۱۵]

1 - HIC: Hydrogen Induced Cracking

3 - U.S Department of Transportation, Office of Pipeline Safety

2 - Canada National Energy Board

4 - Alberta Energy and Utilities Board

سطح لوله است.



نفوذ اتم‌های هیدروژن به درون ساختار فولاد طی مراحل زیر رخ می‌دهد.

مرحله اول: بر جذب فیزیکی^۲: طی این مرحله نیروهای واندروالس بین سطح و بر جذب^۳ تولید می‌شود.

مرحله دوم: بر جذب شیمیایی^۴: طی این مرحله یک واکنش شیمیایی بین اتم‌های سطح و بر جذب^۵ رخ می‌دهد.

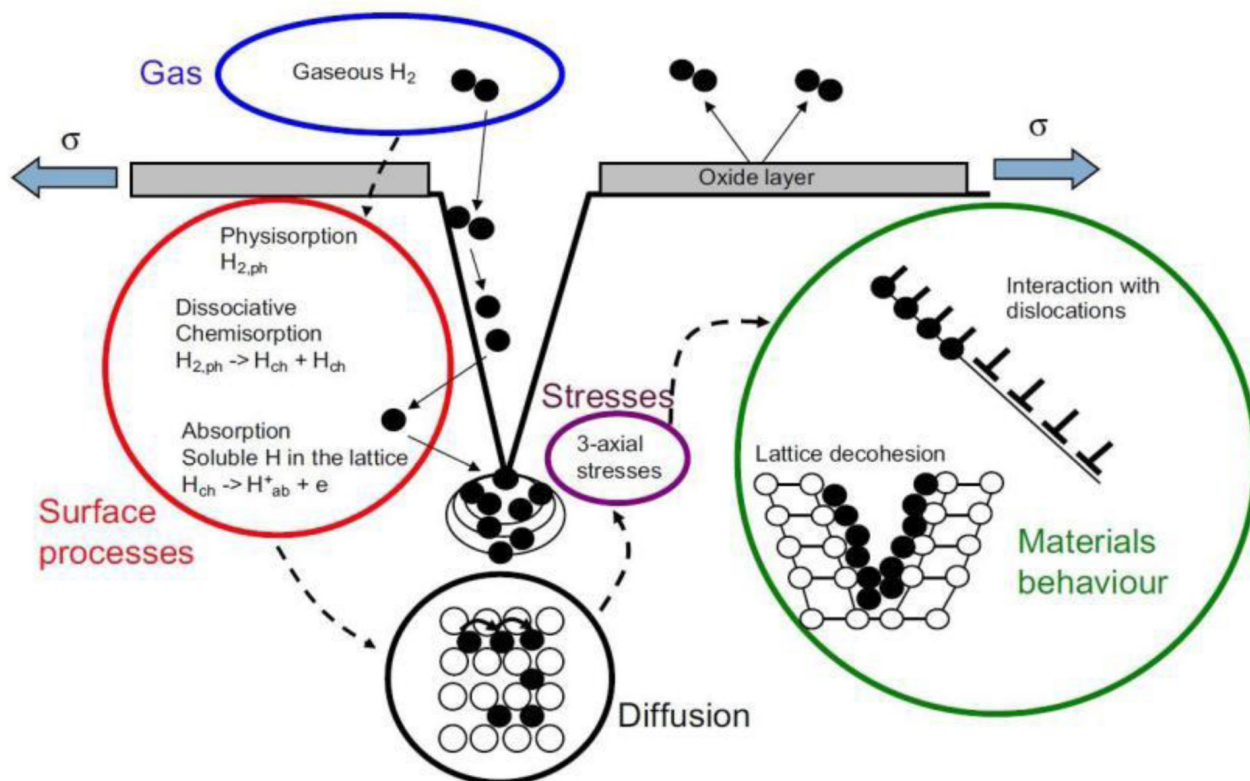
مرحله سوم: جذب^۵: طی این مرحله محصولات مرحله دوم داخل ساختار فولاد می‌شوند [۱۸ و ۱۹]، شکل ۲.

پس با توجه به اهمیت موضوع و علم بر آنکه کشور ما ایران، دارنده طویل‌ترین خطوط لوله فولادی در خاورمیانه است، بر آن شدیم تا در قالب مقاله حاضر نتایج حاصل از تحقیقات روز دنیا و تحقیقات خود، در زمینه مکانیزم عملکرد ترک‌های هیدروژنی و عوامل مؤثر در شروع و انتشار این نوع ترک، را منتشر کنیم.

نفوذ هیدروژن به ساختار فولاد و ایجاد ترک

لوله‌های فولادی که حامل نفت خام و گاز طبیعی هستند، اغلب از محیط‌های اسیدی می‌گذرند. این محیط‌ها حاوی سولفید هیدروژن بوده و در صورت وجود رطوبت باعث خوردگی سطح لوله می‌شوند. طی این واکنش خوردگی، اتم‌های هیدروژن آزاد و با توجه به حضور یون‌های سولفید^۱، به صورت رادیکال روی سطح لوله انباشته می‌شوند و طی گذشت زمان به ساختار فولاد نفوذ می‌کنند [۱۶ و ۱۷].

معادلات زیر بیانگر واکنش خوردگی بین سولفید هیدروژن و



شکل ۲ - مراحل کلی فعل و انفعال هیدروژن [۱۸ و ۱۹]

۱ - اتم‌های هیدروژن تولید شده طی واکنش خوردگی، به علت ناپایداری ترمودینامیکی، تمایل دارند به سرعت با هم واکنش داده و فرم گازی را ایجاد کنند، ولی در این میان یون‌های سولفید به‌عنوان یک ترکیب سمی عمل کرده و مانع تشکیل مولکول‌های هیدروژن می‌شوند. پس می‌توان گفت یون‌های سولفید زمینه ساز نفوذ هیدروژن به فولاد و ایجاد ترک هیدروژنی هستند.

2 - Physisorption
3 - Adsorbent
4 - Chemisorption
5 - Absorption

که به تئوری فشار داخلی (Internal Pressure Theory) معروف است، یکی از قابل قبول‌ترین تئوری‌ها در مورد پدیده ترک هیدروژنی می‌باشد.

طبق این نظریه اتم‌های هیدروژن در عیوب ریز ساختاری مانند آخال ترکیبات اکسیدی، آخال منگنز سولفیدی، کاربیدها و نیتريت‌ها و عیوبی در زمینه فلزی فولاد انباشته شده و زمانی که فشار هیدروژن (ناشی از تبدیل اتم‌های هیدروژن به مولکول‌های آن) افزایش می‌یابد، ترک آغاز می‌شود، [۲۴ و ۲۵].

شکل ۴ به خوبی مراحل نظریه را نمایش می‌دهد. بخش (الف) مکانیزم جذب هیدروژن درون فولاد در محیط سولفید هیدروژنی را نشان می‌دهد، بخش (ب) انواع سایت تله‌های به دام اندازی هیدروژن را نشان می‌دهد و بخش (پ) نشانگر افزایش فشار هیدروژن درون یک نقص ساختاری فولاد است، [۱۹ و ۲۲].

بررسی عوامل مهم و تاثیر گذار روی حساسیت فولاد به ترک هیدروژنی:

تاثیر آخال‌های غیر فلزی:

- بررسی شکل آخال‌های غیر فلزی و توزیع آنها در ساختار فولاد: آخال‌های غیر فلزی به عنوان عیوب ریز ساختاری درون فولاد، نقش مهمی در حساسیت فولادهای کم آلیاژ پراستحکام به ترک‌های هیدروژنی دارند [۲۷]. این نوع آخال‌ها معمولاً در طی فرایند ساخت، دی اکسیداسیون و دی سولفوراسیون^۲ فولاد شکل گرفته و به عنوان تله‌های هیدروژنی عمل می‌کنند [۲۸].

اتم‌های هیدروژن نفوذ کرده به بدنه فولاد، در عیوب ساختاری مانند آخال‌ها، نابه‌جایی‌ها، جاهای خالی، میکرو حفره‌ها، مناطق جدایش عناصر^۱ انباشته می‌شوند و سپس در این مکان‌ها با هم ترکیب شده و مولکول‌های گازی هیدروژن را بوجود می‌آورند. این فرایند فشار زیادی تولید می‌کند، و هنگامی که این فشار بیشتر از تنش تسلیم فولاد شود، ترک‌های هیدروژنی شکل می‌گیرند [۲۰ و ۲۱].

مراحل زیر به طور خلاصه بیانگر نحوه ایجاد ترک هیدروژنی در فولاد هستند.

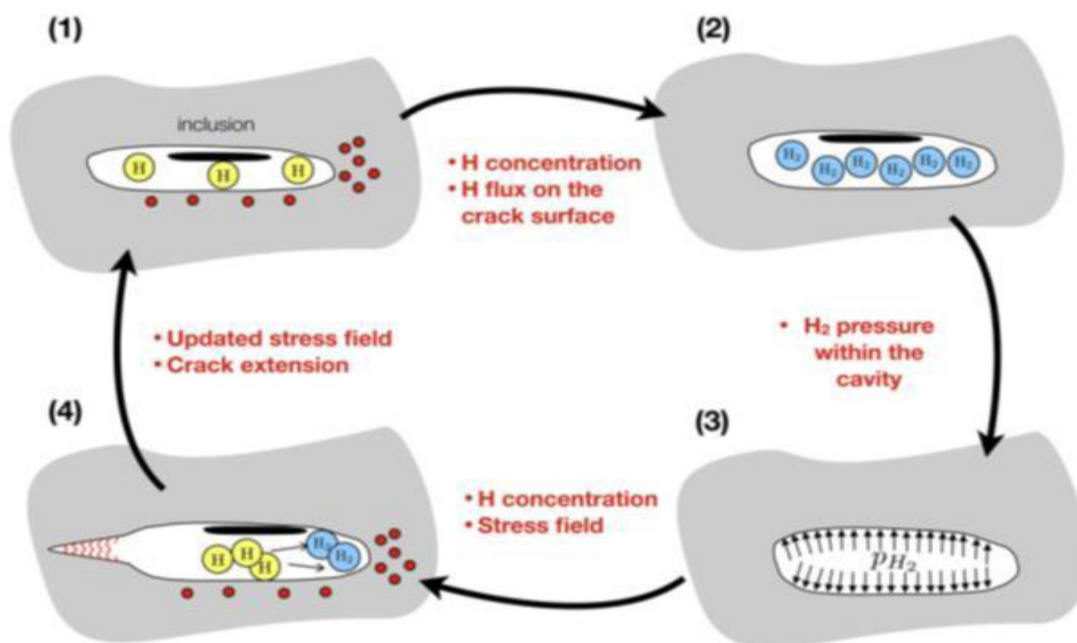
مرحله اول: نفوذ هیدروژن (طبق مراحل ذکر شده در بالا) بین آخال‌ها و زمینه فولاد.
مرحله دوم: ترکیب اتم‌های هیدروژن و ایجاد مولکول‌های آن.
مرحله سوم: ایجاد فشار زیاد حاصل از فرایند مرحله دوم.
مرحله چهارم: شروع ترک بوسیله فشار ایجاد شده در مرحله سوم [۱۹ و ۲۲]، شکل ۳.

نظریات موجود درباره مکانیزم عملکرد ترک‌های هیدروژنی

در مورد ترک‌های هیدروژنی نظریه‌های مختلفی وجود دارد از جمله:

Hydride Induced Embrittlement, Hydrogen- Enhanced Decohesion (HEDE), Hydrogen- Enhanced Localized Plasticity, Internal Pressure Theory [17, 23 - 26].

که در این میان، نظریه زاپفی [C. Zapffe] و تتلمن [A.S. Tetelman]



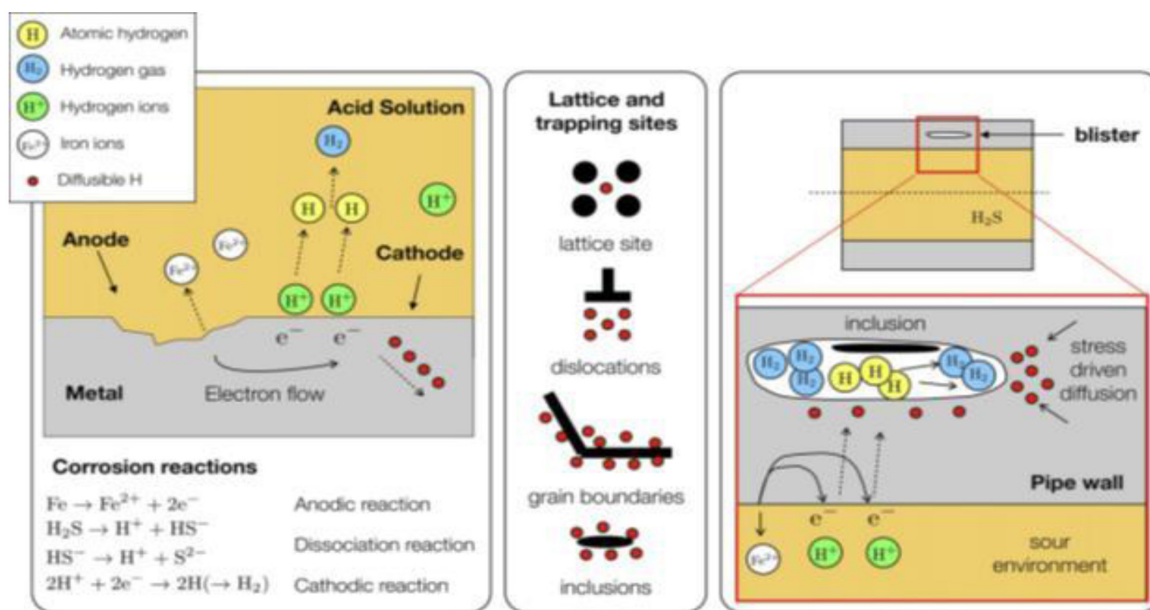
شکل ۳ - چهار مرحله ضروری برای شکل گیری ترک هیدروژنی [۱۹ و ۲۲]

1 - Segregated Zones

2 - Manufacturing, Deoxidation and Desulfurization process

محققان در این آزمایش ثابت کردند که مورفولوژی آخال‌ها به دو نوع کشیده شده و کروی تقسیم می‌شود. در مورد آخال‌های کشیده شده بنابه نتایج بدست آمده از EDS (شکل ۵) مشخص شد که این نوع آخال‌ها شامل مقادیر زیادی از Mn و S بوده و عناصر MnS را در ترکیب با هم می‌سازند!

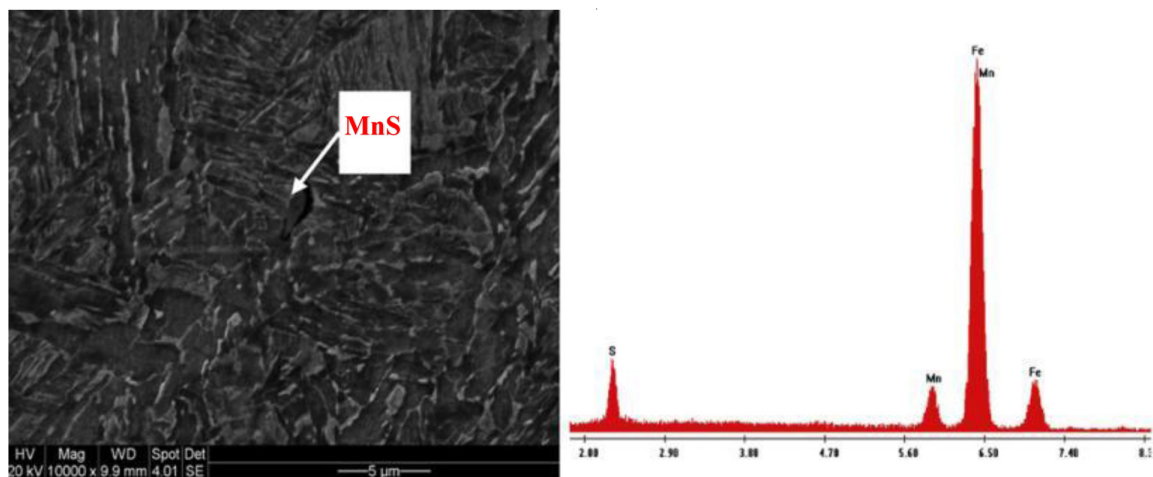
در یک تحلیل آماری از نمونه فولاد API5L X100 که توسط جین و همکاران [۲۹] انجام شد، نتایج زیر بدست آمدند. در این آزمایش به طور تصادفی پنجاه نقص از ساختار فولاد انتخاب شدند که ۵۸ درصد آنها میکروخفزه و ۴۲ درصد آنها آخال بودند. از میان آخال‌ها، نوع آلومینیومی بیشترین تعداد را داشت، (طبق جدول شماره ۴).



شکل ۴ - تشریح طرز رخداد ترک هیدروژنی بر اساس نظریه Internal Pressure Theory [۱۹ و ۲۲]

جدول ۴ - آمار توزیع آخال‌های موجود در فولاد API X100 [۲۹]

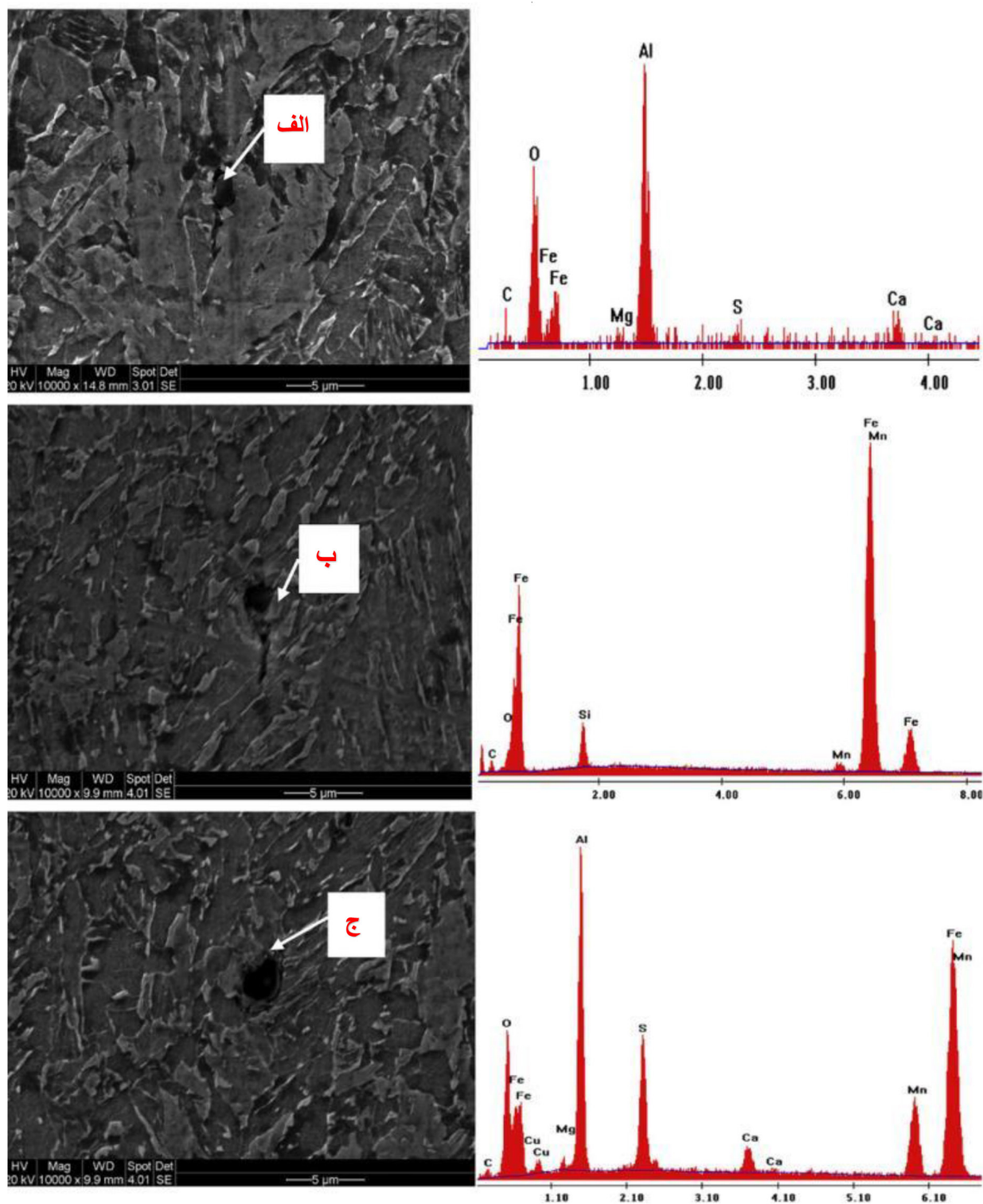
Micro-voids	Ca-Al-O-S- enriched	Al-enriched	Si-enriched	MnS	نقص/آخال
۲۹	۴	۱۲	۱	۴	تعداد
۵۸	۸	۲۴	۲	۸	درصد (%)



شکل ۵ - تصاویر SEM و EDS از آخال MnS موجود در فولاد API5L X100 [۲۹]

غنی شده با آلومینیوم اکسید و سیلیسیوم اکسید با زمینه فلزی فولاد کوهیریت نشده‌اند. همچنین در خط اتصال آخال/ زمینه حفره‌هایی وجود دارد که می‌توانند به عنوان تله‌های هیدروژنی عمل کنند.

در مورد آخال‌های کروی شکل نیز، مشاهده شد که از نوع سیلیکون، آلومینیوم و کلسیم غنی شده می‌باشند^۱. (شکل ۶) در قسمت الف و ب شکل ۶ از تصاویر SEM به خوبی قابل مشاهده است که آخال‌های

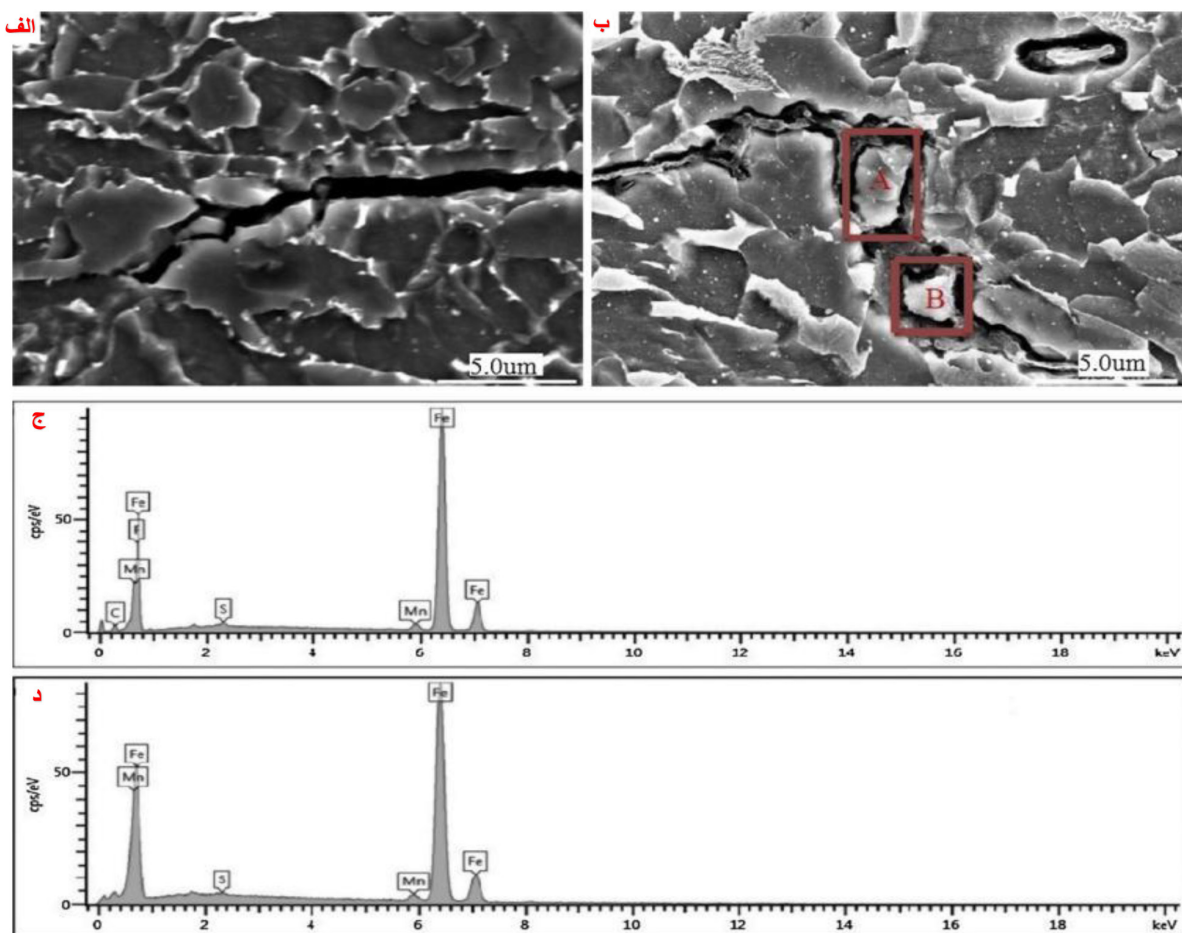


شکل ۶- تصاویر SEM و EDS از آخال الف) آلومینیوم اکسیدی ب) سیلیسیوم اکسیدی ج) کلسیم - آلومینیوم - اکسیژن ت سولفور [۲۹]

سولفیدی، ارتباطی قوی وجود دارد. مهدی بناب و همکاران [۳۵] با آزمایش روی دو نمونه فولاد خط لوله X60، X70 نتیجه گرفتند که مهمترین عامل بر حساسیت فولاد به ترک هیدروژنی، آخال‌های منگنز سولفیدی و مرکز منطقه جدایش عناصر می‌باشد.^۱ در نتیجه بررسی‌های همین محقق ذکر شده است که هیچ ترکی در نمونه‌های مورد بررسی X60، X70 از آخال‌های اکسیدی شروع نشده است بنابراین میتوان نتیجه گرفت که آخال‌های اکسیدی به علت شکل کروی دارای تمرکز تنش ناچیز بوده و اغلب نمی‌توانند عامل شروع ترک هیدروژنی باشند. در ادامه برای درک بهتر موضوع، به تحلیل تصاویر SEM و آنالیز EDAX بدست آمده از کار همین محقق، پرداخته شده است. تصویر ۷ الف و ب به ترتیب نشانگر سایت‌های شروع ترک هیدروژنی در نمونه فولاد X60، X70 بوده و قسمت پ و ت این تصویر به ترتیب آنالیز EDAX آخال‌های A و B را نشان می‌دهد. قسمت الف و ب نشانگر وجود ترک در وسط ضخامت سطح مقطع است. میتوان دریافت که در هیچ یک از نمونه‌ها ترک از آخال‌های اکسیدی شروع نشده است. ونیز قابل مشاهده است که در نمونه API X70 ترک در امتداد آخال منگنز سولفیدی شروع شده است. قسمت پ و ت تایید کننده منگنز سولفیدی بودن این آخال‌ها هستند.

با توجه به داده‌های بدست آمده، محققین دریافتند که اکثر آخال‌های موجود در ساختار فولاد از نوع آلومینیومی با مورفولوژی کروی بوده و آخال‌های MnS به ندرت در این بین دیده می‌شوند زیرا مقدار سولفور در فرایند ساخت فولاد پایین نگه داشته می‌شود.

- بررسی رابطه بین آخال‌های غیرفلزی و ترک هیدروژنی:
به طور کلی در ارتباط با شروع ترک‌های هیدروژنی نظر بر این است که اتم‌های هیدروژنی موجود در ساختار فولاد در میکرو حفره‌ها و آخال‌های غیرفلزی به دام انداخته شده و در ترکیب با یکدیگر مولکول‌های هیدروژن را تشکیل می‌دهند. اگر فشار حاصل از این فرایند بیش از تنش تسلیم فولاد باشد، ترک از آخال و حفره شروع می‌شود. اثبات شده است که بهترین مکان برای شروع ترک، آخال‌های منگنز سولفید کشیده شده هستند. این آخال‌ها به علت فرم تیزی که دارند باعث تمرکز تنش و در نهایت ایجاد ترک می‌شوند [۳۰-۳۲]. موور و وارگا [۳۳] دریافتند که مضرترین فاکتور در افزایش حساسیت فولاد به ترک هیدروژنی، شکل آخال‌های منگنز سولفیدی می‌باشد. دامیزی و همکاران [۳۴] گزارش دادند که بین حساسیت فولاد به ترک هیدروژنی، مقدار گوگرد و آخال‌های منگنز



شکل ۷ - سایت‌های شروع ترک در (الف) نمونه فولاد API X60 (ب) نمونه فولاد API X70 (ج و د) آنالیز EDAX آخال A، B [۳۵]

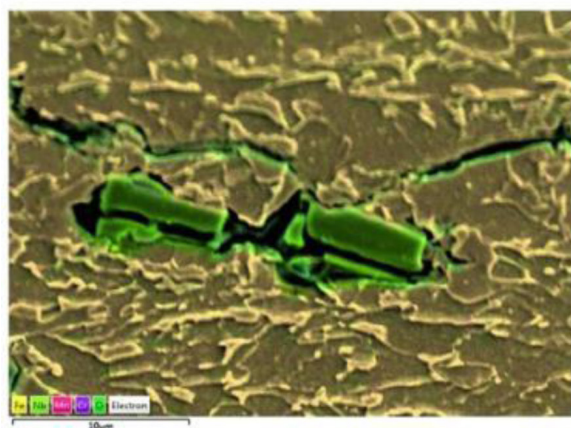
۱ - لازم به ذکر است که حساسیت فولاد به ترک در مرکز منطقه تفکیک مربوط به غلظت بالای عناصر S، Mn، Si می‌باشد، به طوری که این عناصر عاملی برای جذب هیدروژن و شروع ترک محسوب می‌شوند

ترک شروع می‌شود. نکته قابل توجه دیگر، انتشار ترک می‌باشد. طبق قسمت‌های پ و ت در ارتباط با چگونگی انتشار ترک می‌توان دو نکته عمده را بیان کرد. اول اینکه ممکن است ترک‌های شروع شده از نواقص ساختاری به هم پیوسته و موجب بوجود آمدن یک ترک بزرگتر (انتشار ترک) شوند. دوم اینکه جدایش برخی عناصر مانند کربن، سیلیکون، نیتروژن و سولفور منطقه‌ای سخت، ترد و شکننده و مستعد به انتشار ترک فراهم می‌کند.

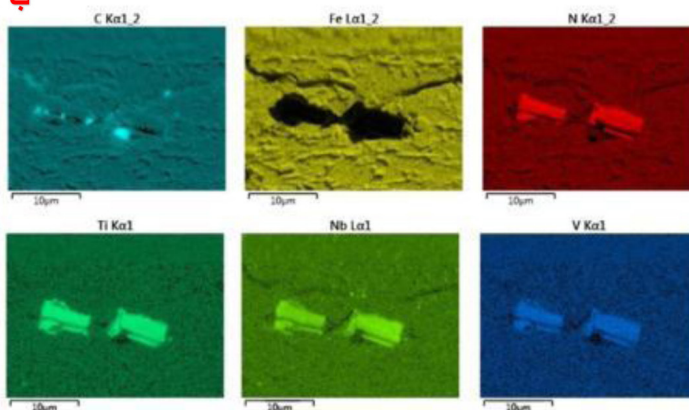
روش‌هایی برای بهبود مقاومت خطوط لوله فولادی در مقابل عوامل ذکر شده ارائه شده است. در این باره اکثر محققین بر این باورند که افزودن عناصر میکرو آلیاژی بر کنترل شکل آخال‌ها می‌تواند مقاومت فولاد در برابر ترک‌های هیدروژنی را بهبود بخشد. به عنوان مثال، موون و همکاران [۳۷] با بررسی تاثیر افزودن کلسیم به فولاد روی حساسیت فولاد به ترک هیدروژنی به این نتیجه رسیدند که این امر بنابه دو دلیل مقاومت فولاد در برابر ترک را بهبود می‌بخشد. دلیل اول این است که کلسیم با جذب گوگرد

همچنین حجازی و همکاران [۳۶] نشان دادند که مضرترین آخال‌ها در خطوط لوله فولادی آلومنیوم - سیلیکون - کلسیم اکسید و منگنز سولفید کشیده شده هستند و از آنجا که منگنز سولفید چقرمگی بدنه لوله را کاهش می‌دهد، مضرتر از همه در نظر گرفته می‌شود. مهتدی بناب و همکاران [۱۱] طی آزمایش روی نمونه فولاد API X70 نشان دادند که رسوبات کربونیتريدی نیز همانند آخال‌های منگنز سولفیدی می‌توانند عامل اصلی شروع ترک هیدروژنی در فولاد باشند. برای درک بهتر موضوع در تصویر ۸، عکسی از این نوع رسوب آورده شده است. قسمت الف این تصویر نشان می‌دهد که ترک هیدروژنی از دو مکان از نواقص ساختاری شروع شده است. قسمت ب نوع این نواقص، که از نوع رسوبات کربونیتريدی پیچیده مانند (Ti, Nb, V) و (C, N) هستند، را معین می‌کند. ویژگی این نوع رسوبات سخت، شکننده و کوهیرنت^۱ نشده با زمینه فلزی بوده و تمرکز تنش بالا ایجاد می‌کنند. واضح است زمانی که تجمع هیدروژن در این مناطق به میزان بحرانی برسد،

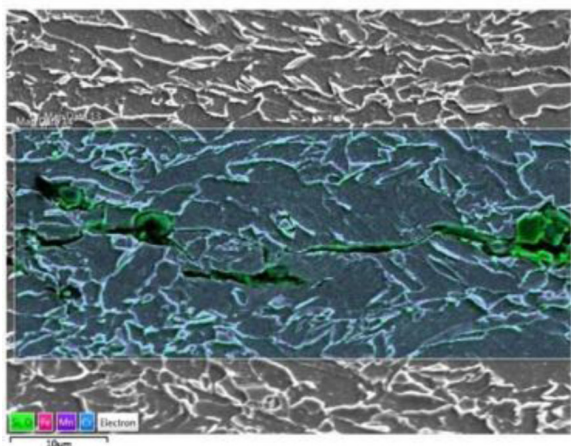
الف



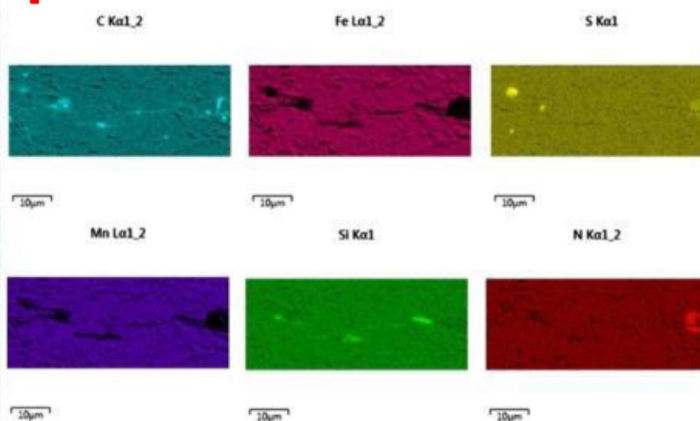
ب



ج



د



تصویر ۸ - شروع ترک هیدروژنی بعد از ۳ ساعت شارژ، ترک از رسوبات کربونیتريدی پیچیده مانند (Ti, Nb, V) و (C, N) شروع شده است. (ب) نقشه EDS از مناطق شروع ترک (پ) تصاویر SEM از سایت انتشار ترک هیدروژنی (ت) نقشه EDS از سایت رشد ترک [۱۱]

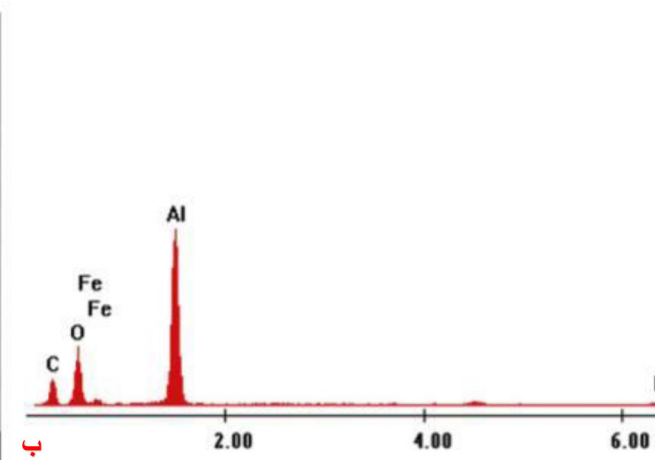
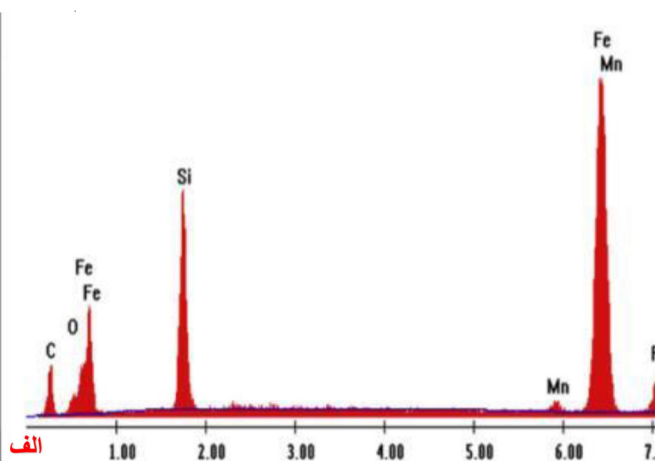
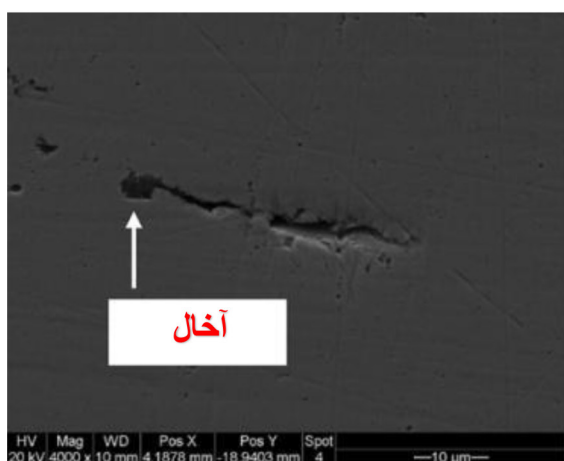
انتقال به ترک هیدروژنی دارد. طی دو دهه گذشته مطالعات صورت گرفته بیشتر در باره تاثیر ترکیبات تشکیل دهنده فولاد، میکروساختار و آخال در زمینه خوردگی وابسته به هیدروژن سولفید تمرکز داشته‌اند [۳۸-۴۴]. و به ندرت مطالعاتی در مورد نقش میکروساختار بر مقاومت خطوط لوله به ترک هیدروژنی صورت گرفته است.

به طور کلی درباره نقش میکروساختار روی ترک هیدروژنی، نظر بر این است که فولاد با ساختار فریتی (ساختار نرم) مقاوم در برابر ترک است ولی از آنجایی که این فاز به تنهایی از استحکام کافی برخوردار نیست، جهت تولید فولاد پراستحکام و بالا بردن چقرمگی شکست، به آن کمی پرلیت نیز اضافه می‌کنند. پرلیت ساختاری است که از دو فاز فریت و سمنتیت تشکیل شده و مقاومت بالاتری نسبت به فریت داشته ولی به علت سختی و شکنندگی، مستعدتر به رشد ترک هیدروژنی است [۴۵]. همچنین در مورد نقش میکروساختار بر شروع و انتشار ترک هیدروژنی در فولاد نظر بر این است که آخال‌های غیرفلزی، به عنوان سایت‌های به تله اندازی هیدروژن، زمینه را

از ساختار فولاد، از تشکیل منگنز سولفید جلوگیری می‌کند بنابراین تعداد آخال‌های مضر منگنز سولفیدی کاهش می‌یابد و دلیل دوم اینکه افزودن کلسیم باعث ایجاد آخال‌ها کلسیم سولفیدی می‌شود. با اینکه بسیاری از تحقیقات نشان می‌دهد آخال‌های منگنز سولفیدی عامل شروع ترک هیدروژنی هستند، ولی در آزمایش جین و همکاران [۲۹] بر روی نمونه فولاد API 5L X100 هیچ نشانه‌ای از شروع ترک از آخال‌های منگنز سولفیدی یافت نشد بلکه آنها مشاهده کردند که ترک هیدروژنی در نمونه فولاد مورد آزمایش از آخال‌های آلومینیوم و سیلیسیوم غنی شده، که شکل کروی دارند، آغاز می‌شود (شکل ۹). همانطوری که در شکل ۹ نیز مشاهده می‌شود، در قسمت الف ترک از آخال سیلیسیومی آغاز و در قسمت ب نیز ترک از آخال آلومینیومی آغاز شده است.^۱

تاثیر میکروساختار فولاد:

میکروساختار فولادها نقش اساسی در حساسیت فولادهای خطوط



شکل ۹ - تصویر SEM از مقطع عرضی نمونه فولاد API 5L X100 و ترکیبات شیمیایی بدست آمده از آخال مشخص الف) آخال سیلیسیومی غنی شده ب) آخال آلومینیومی غنی شده [۲۹]

۱ - قابل ذکر است که جنس آخال‌ها از طیف EDS تعیین می‌گردد

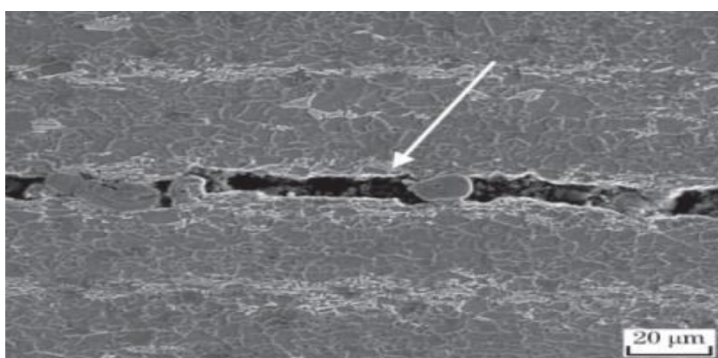
برای شروع ترک، و فازهای سخت بینیتی، مارتزیتی و همچنین مارتزیت/آستنیتی با ایجاد تمرکز بالای تنش، در خط اتصال بین فاز و زمینه فولاد، زمینه را برای انتشار ترک فراهم می‌کند. در مقابل فریت سوزنی با توجه به ماهیت نرمی که دارد، تا حدودی از شروع و رشد ترک جلوگیری کرده و انتشار ترک‌های هیدروژنی را به تاخیر می‌اندازد.

در ادامه به منظور واکاوی بیشتر موضوع، به بررسی چندین نظریه در ارتباط با تاثیر انواع میکروساختار غالب فولاد، بر ترک هیدروژنی می‌پردازیم.

بوشی و همکاران [۴۶] طی شارژ هیدروژنی سه نمونه فولاد خط لوله با میکروساختار غالب $F+B$ (بینیت به مقدار ۳۰ درصد)، $F+M/A$ (به مقدار کم در زمینه فریتی) و $F+M$ مشاهده کردند که در نمونه با میکروساختار $F+B$ ترک اساساً در طول مرز با ساختار بینیتی^۴ منتشر شده^۵ و در نمونه با میکروساختار غالب $F+M/A$ ترک در طول خط اتصال بین زمینه فریتی و مارتزیت/آستنیتی منتشر می‌شود. همچنین در نمونه با میکروساختار غالب $F+M$ ترک هیدروژنی هم در طول خط اتصال دو فاز مارتزیت و فریت و هم درون فاز سخت مارتزیتی منتشر می‌شود.^۶ اشکال ۱۰-۱۲ به ترتیب بیانگر این موضوع هستند. بنابه گزارش این محقق، از میان سه نمونه مورد آزمایش نمونه‌های $F+B$ و $F+M/A$ دارای مقاومت بهتری نسبت به نمونه $F+M$ می‌باشند. لی و همکاران [۴۸] با انجام آزمایش روی سه نمونه فولاد خط لوله API X80 با میکروساختار غالب QF و $GB+AF$ و $LB+GB$ مشاهده کردند که با شارژ هیدروژنی نمونه‌ها، هیچ ترکی در نمونه‌های QF و

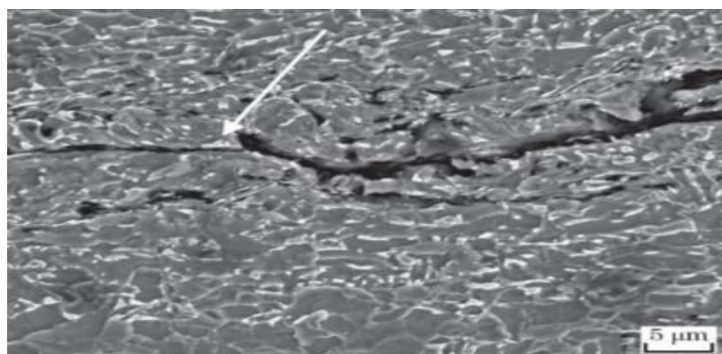
شکل ۱۴ الف نیز تصویر SEM از مسیر انتشار ترک این بار در مقطع عرضی فولاد $LB+GB$ است. از این شکل می‌توان دریافت که سایت آخال کروی شکل Al_2O_3 نقش بسزایی در شروع ترک داشته است. قسمت ب این شکل تحلیل EDS از ذرات موجود در مسیر ترک را نشان می‌دهد.

به عقیده این محقق، علت مقاومت کم فولاد با میکروساختار غالب $LB+GB$ این است که مرزهای LB می‌توانند اتم‌های هیدروژن را به تله انداخته و عاملی بر شروع ترک از نوع هیدروژنی باشند. قابل ذکر است که در این نوع فولاد، ترک هیدروژنی در طول حد واسط بین نواحی M/A و زمینه فریتی منتشر شده است (مطابق شکل ۱۳ ب). نتایج حاصل از موارد الف و ب نیز این موضوع رو تایید می‌کنند که آخال‌های غیر فلزی موجود در ساختار فولاد نقش مهمی در شروع ترک هیدروژنی داشته و فازهای سخت بینیتی، مارتزیتی و مناطق مارتزیت/آستنیتی، نقش مهمی در انتشار ترک دارند.

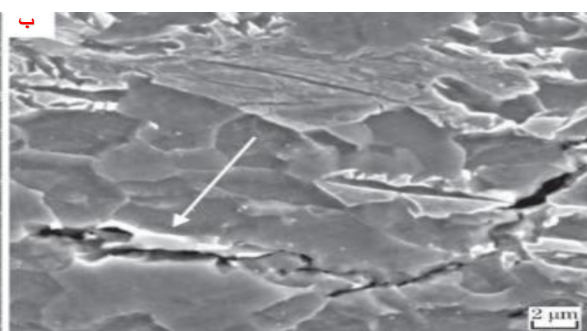


شکل ۱۰- تصویر SEM از مسیر انتشار ترک با میکروساختار غالب فریت + بینیت [۴۶]

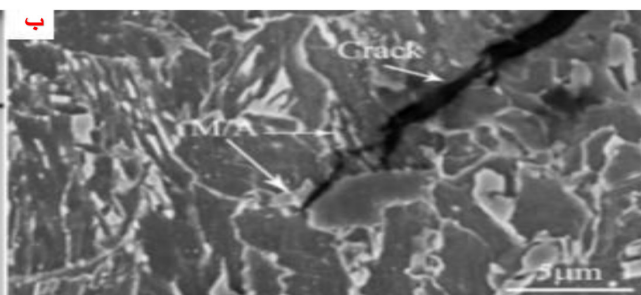
- 1 - Ferrite and Bainite
- 2 - Ferrite and Martensite/Austenite islands
- 3 - Ferrite and Martensite
- 4 - straightly propagated mainly along band-like bainite boundary (جهت تطابق ترجمه آورده شده است)
- ۵- همانطور که از شکل ۱۰ نیز پیداست، فاز بینیت معمولاً به عنوان تله هیدروژنی عمل کرده و نقش اساسی در شروع و انتشار ترک دارد.
- ۶- به طور کلی مارتزیت در فولاد به عنوان یک فاز سخت، میتواند سایت ممتاز برای شروع ترک هیدروژنی باشد. [۴۷]
- 7 - Quasi-polygonal Ferrite
- 8 - Granular Bainite and Acicular Ferrite
- 9 - Lath Bainite and Granular Bainite
- ۱۰- قابل ذکر است که ترک‌های پله‌ای (Stepwise Crack) خصوصیتی از ترک‌های هیدروژنی هستند. [۴۷]
- ۱۱ - M/A: Martensite and Austenite
- ۱۲- خود این مسئله بیانگر این است که شکل غالب ترک از نوع مرزدانه‌ای (Transgranular) همراه با مقدار کمی ترک از نوع درون‌دانه‌ای (Intergranular) می‌باشد.
- ۱۳- همانطور که قبلاً ذکر شد به طور کلی ترک از آخال‌های غیر فلزی که به عنوان تله‌های هیدروژنی برگشت ناپذیر عمل می‌کنند، شروع می‌شود. [۴۸]
- 14 - Lath Bainite



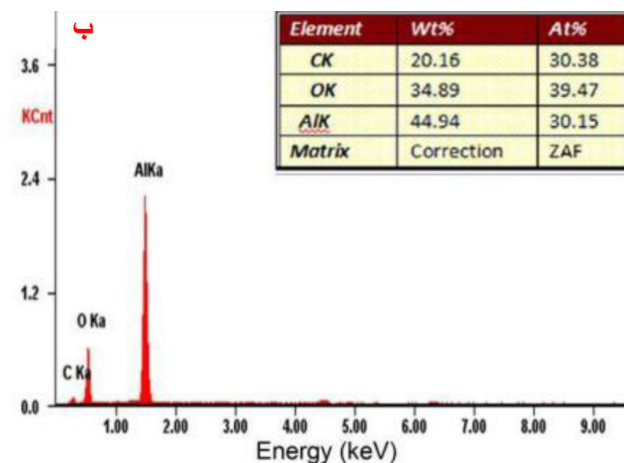
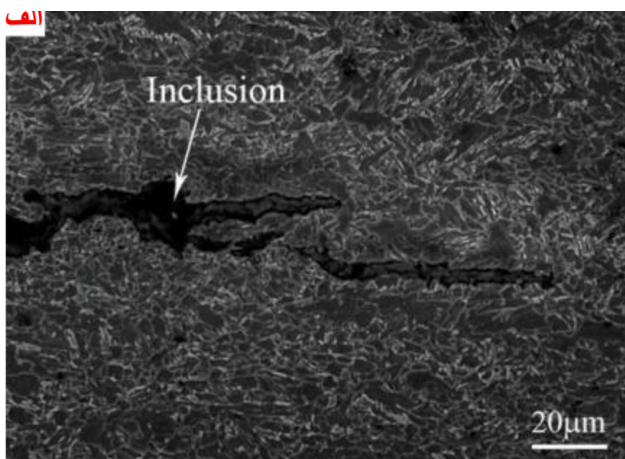
شکل ۱۱ - تصویر SEM از مسیر انتشار ترک با میکروساختار غالب فریت چند ضلعی + مناطق مارتزینت/آستنیت [۴۶]



شکل ۱۲ - تصویر SEM از مسیر انتشار ترک با میکروساختار غالب مارتزینت + فریت (الف) در طول خط اتصال مارتزینت و فریت، (ب) درون فاز سخت مارتزینت [۴۶]



شکل ۱۳ - تصاویر (الف) OM و (ب) SEM از ترک در فولاد API X80 با میکروساختار LB+GB [۴۸]



شکل ۱۴ - (الف) تصویر SEM از ترک در فولاد با میکروساختار LB+GB (ب) تحلیل EDS از ذرات موجود در مسیر ترک هیدروژنی [۴۸]

تأثیر عناصر آلیاژی و ترکیب شیمیایی فولاد:

عناصر آلیاژی با اهداف متفاوتی به ساختار فولادها اضافه می‌شوند؛ با این حال عناصر آلیاژی، به تنهایی یا در ترکیب با یکدیگر، با تغییر میکروساختار فولاد و خواص آخال‌ها، نفوذ هیدروژن به فولاد را تسهیل کرده و فولاد را به ترک هیدروژنی حساس کنند [۴۹]. بنابراین هنگام افزودن عناصر آلیاژی به فولاد، باید هر دو شرط استحکام بالای فولاد و مقاومت فولاد در برابر ترک هیدروژنی، در نظر گرفته شود. عناصر میکرو آلیاژی رایج برای فولاد خطوط لوله عبارت‌اند از: Mn , Mo , Cr , Ni , Nb , V , Ti , Cu [۵۰]. نقش این عناصر در ارتباط با مقاوم یا حساس کردن فولاد بسیار کلیدی است. برای مثال اثبات شده است که مقدار فسفر کمتر از ۰٫۰۰۸ درصد وزنی باعث حفظ مقاومت فولاد در برابر ترک می‌شود [۵۱]. اثبات شده است که طی فرایند ریخته‌گری، منگنز تمایل شدیدی به جدایش از مرکز منطقه تفکیک و ترکیب با گوگرد در مرحله انجماد، برای ایجاد آخال منگنز سولفید دارد [۵۲، ۵۳]. از طرف دیگر بنابه تحقیقات انجام شده توصیه می‌شود برای فولاد با مقدار گوگرد بیشتر از ۰٫۰۰۱ درصد، نسبت کلسیم به گوگرد بیش از ۱/۵ نگه داشته شود [۵۴]. در میان عناصر آلیاژی، مس جایگاه ویژه دارد زیرا این عنصر آلیاژی رسوبات غنی نانو مقیاسی مس را تولید می‌کند که این رسوبات نقش مهمی در بهبود مقاومت فولاد به ترک هیدروژنی بازی می‌کنند [۵۵].

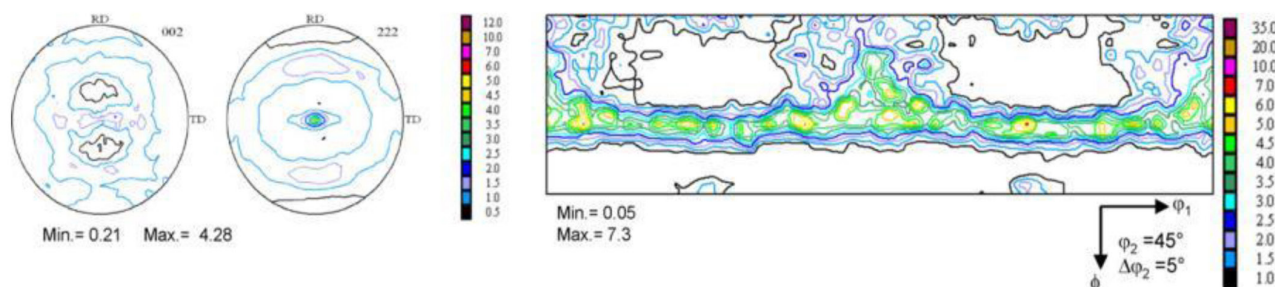
تأثیر بافت فولاد:

بافت کریستالوگرافی یک فولاد نقش اساسی در حساس بودن یا مقاوم بودن آن در برابر ترک هیدروژنی دارد. به طوری که امروزه برای بالا بردن مقاومت فولادهای خطوط لوله در برابر ترک‌های هیدروژنی یا ترک‌های خوردگی توام با تنش از روش‌های نوین کنترل بافت و مهندسی مرز دانه در سطح آزمایشگاهی استفاده می‌شود [۵۶ و ۵۷]. تحقیقات زیادی در این زمینه صورت گرفته و

اکثر محققین بر این باورند که میتوان از طریق فرایند کنترل نورد گرم، بافت غالبی در فولاد ایجاد کرد که تا حد زیادی مقاوم در برابر ترک هیدروژنی باشد. در ادامه به بررسی چندین نظریه در این زمینه می‌پردازیم.

وینگاس و همکاران [۵۸] گزارش کردند که کنترل نورد گرم فولاد، با دمای نهایی نورد ۸۰۰ - ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، می‌تواند برای تولید فولاد با بافت کریستالوگرافی غالب ND {۱۱۱} و ND {۱۱۲} و ND {۰۱۱} مورد استفاده قرار گیرد. بنابه ادعای این محقق با این کار حساسیت فولاد به ترک هیدروژنی کاهش می‌یابد. دلیل این کار بدین صورت توسط وینگاس ذکر شده که با این کار اولاً تعداد مسیرهای مرز دانه‌ای و درون دانه‌ای کم مقاومت ایجاد شده بوسیله دانه با جهت گیری ND {۰۰۱} کاهش می‌یابد. ثانیاً احتمال بهم آمیختگی و انتشار ترک هیدروژنی از طریق کرنش پلاستیک بزرگ بوجود آمده بوسیله فعل و انفعال ترک کاهش می‌یابد. ثالثاً تعداد مسیرهای مرز دانه‌ای مقاومت بالا فراهم شده بوسیله مرز دانه‌های CSL و مرز دانه‌های کم زاویه LAB_s پدید آمده بین دانه با جهت بافت فیبری ND {۱۱۱}، افزایش می‌یابد. طبق آزمایش این محقق بعد از شارژ هیدروژنی نمونه فولاد نورد گرم شده هیچ ترکی یافت نمی‌شود. محقق دلیل این امر را بدین صورت ذکر می‌کند که چون بافت غالب فولاد در نمونه نورد گرم شده ND {۱۱۱} بوده و بدور از پلی کریستال تصادفی است (شکل ۱۵) و نیز میزان مرزهای کم زاویه حدود ۴۰ درصد بیشتر از نمونه‌هایی که نورد گرم نشده است و همچنین میزان مرزهای زاویه بالا HAB_s حدود ۴۵ درصد کمتر از دیگر نمونه هاست، چنین مقاومتی دور از انتظار نیست.

مهدی بناب و همکاران [۶۰] با انجام آزمایش روی نمونه فولاد API X60، ادعای وینگاس و همکاران در ارتباط با میزان موثر بودن روش نورد گرم بر افزایش مقاومت خطوط لوله به ترک هیدروژنی را تایید کردند.



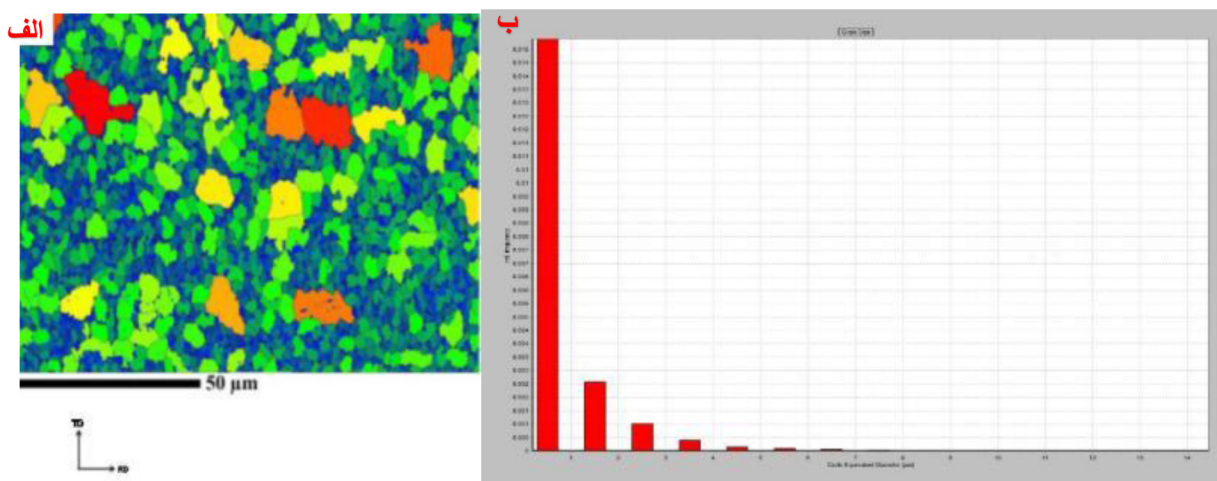
شکل ۱۵ - تصاویر قطبی {۲۰۰} و {۲۲۲} اخذ شده از EBSD ($\phi_2=45^\circ$)، برای نمونه‌ی نورد گرم (عاری از ترک هیدروژنی) [۵۸]

- همانطور که در بخش‌های قبل ذکر شد، این نوع آخال اصلی‌ترین سایت شروع ترک هیدروژنی می‌باشد.
- زیرا از یک طرف کلسیم، با جذب گوگرد از تشکیل آخال‌های منگنز سولفیدی جلوگیری می‌کند و از طرف دیگر منجر به تشکیل آخال‌های کرومی شکل کلسیم سولفیدی می‌شود که تمرکز تنش پایین داشته و نمی‌تواند باعث ایجاد ترک شوند.
- Low-angle grain boundaries
- High-angle grain boundaries
- قابل ذکر است که مقاومت مرزهای کم زاویه در برابر ترک هیدروژنی در مراجع به خوبی شناخته شده است، [۵۹].

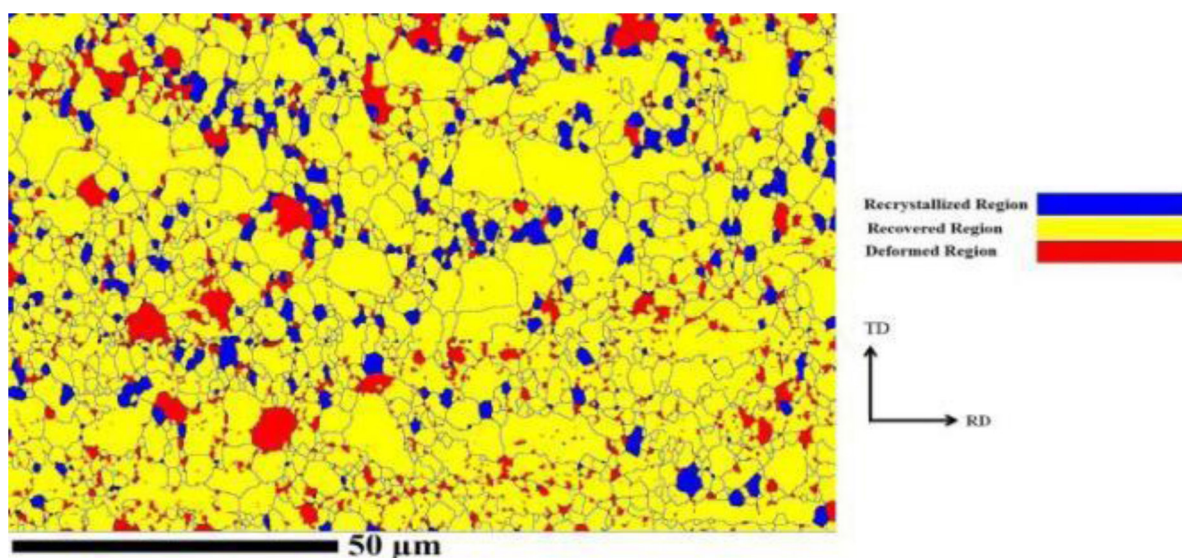
رشد ترک فراهم می‌کنند.^۳

در ارتباط با نقش جهت گیری دانه‌ها بر ترک هیدروژنی، مهدی بناب و همکاران [۶۴] با انجام آزمایش روی نمونه فولاد API 5L X70 مشاهده کردند که در مسیر انتشار ترک میزان مرزهای LABS و $\Sigma 1$ کمتر از نواحی دیگر است به عبارت دیگر نواحی از فولاد که تمرکز این نوع مرزها در آن کمتر است، حساس به ترک هیدروژنی می‌باشند. علاوه بر این طبق گزارش این محقق جهت مرز دانه‌هایی که ترک از آن شروع کرده از نوع دانه با جهت $\{100\}$ است. برای درک بهتر موضوع تصویر EBSD و IPF^4 از میسر انتشار ترک به همراه کسر مرزهای CSL در این مسیر در شکل ۱۸ و ۱۹ آورده شده است.

طی این آزمایش زمانی که نمونه برای مدت ۵ دقیقه، در دمای ۹۵۰ درجه سانتی گراد آنیل شود، بعد از شارژ هیدروژنی هیچ ترک هیدروژنی در نمونه مشاهده نمی‌گردد. این محقق علت مسئله را این گونه ذکر کرده است که با افزایش دمای آنیل، اولاً تعداد دانه‌های ریز در فولاد افزایش می‌یابد (تصویر ۱۶).^۱ ثانیاً بافت نمونه منظم و بدور از پلی کریستال تصادفی می‌شود.^۲ ثالثاً میزان قابل توجهی از دانه‌ها بازیافت شده و میزان اندکی از دانه‌ها به صورت تغییر شکل یافته باقی می‌مانند (شکل ۱۷). خود این مسئله می‌تواند عاملی بر مقاومت فولاد در برابر ترک هیدروژنی محسوب شود. زیرا انرژی ذخیره شده در دانه‌های تغییر شکل یافته زیاد بوده و مسیر راحتی برای



شکل ۱۶ - الف) نقشه اندازه دانه ب) فراوانی نسبی قطر دانه در نمونه فولاد API X60 [۶۰]

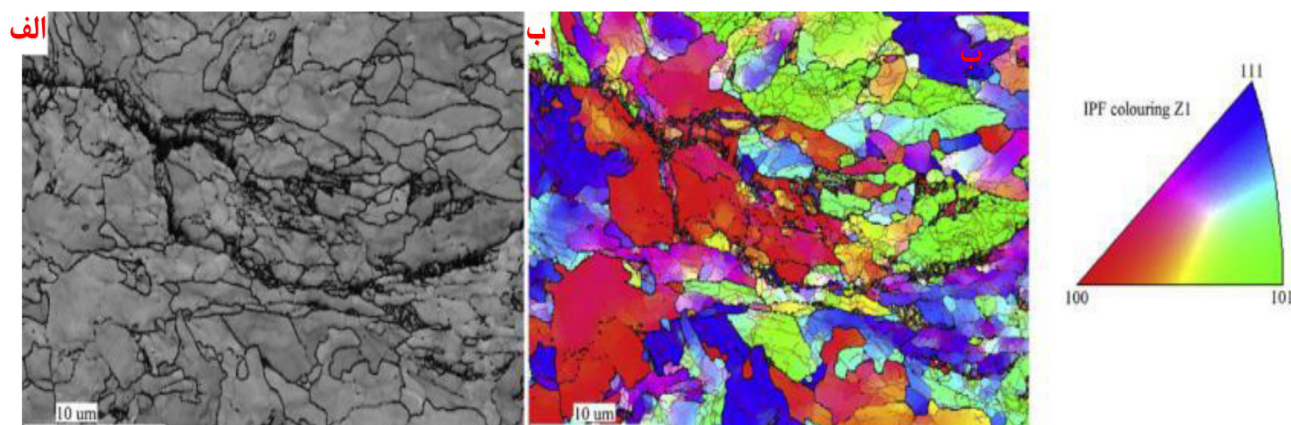


شکل ۱۷ - نقشه تصویر مجدد نمونه فولاد API X60 [۶۰]

۱ - طبق این تصویر میتوان دریافت که اندازه اکثر دانه‌ها بین ۱-۱۰ میکرومتر است. (قابل ذکر است که اثبات شده است اندازه دانه از جمله عواملی است که میتواند نقش بسزایی در حساسیت فولاد به ترک هیدروژنی داشته باشد [۶۱]. حجازی و همکاران [۳۶] ذکر کرده‌اند که دانه‌ها با ابعاد خوب چقرمگی شکست بالا و در نتیجه مسیر مقاوم به ترک هیدروژنی فراهم می‌کنند.)

۲ - در کارهای قبلی ذکر شده که ترک هیدروژنی اغلب در مسیری که بافت ضعیف و تصادفی داشته باشند، رشد می‌کند [۱۶، ۳۵، ۶۲ و ۶۳].

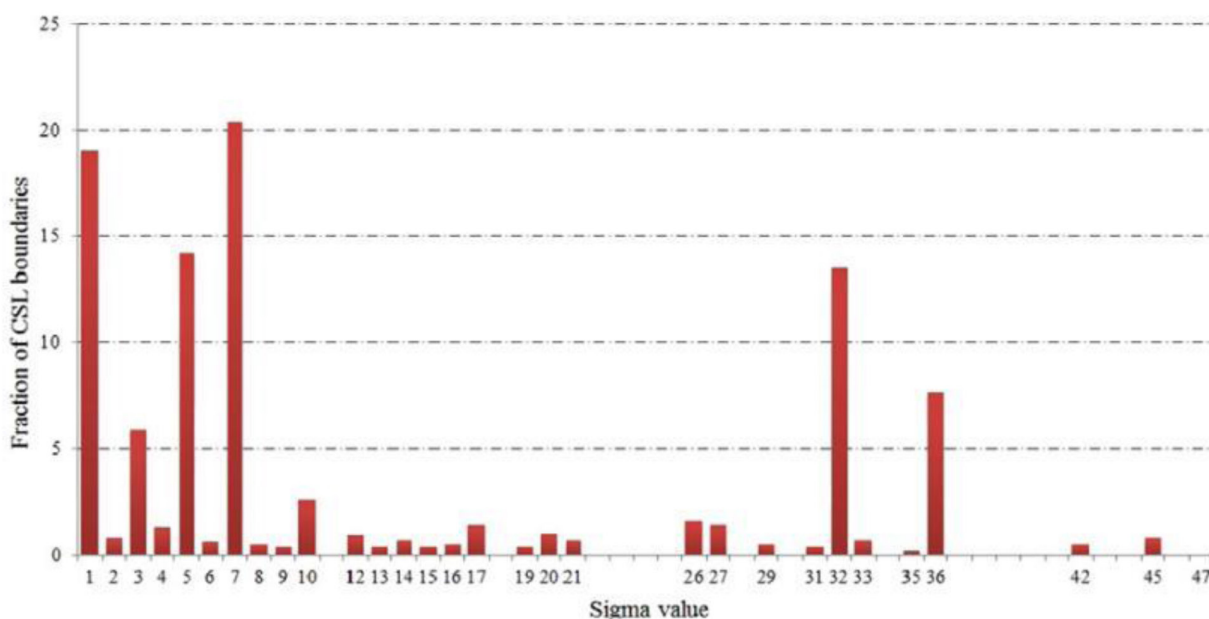
۳ - برای توضیحات بیشتر در ارتباط با تبلور مجدد به مرجع [۴۵] مراجعه شود.



شکل ۱۸ - الف) تصویر EBSD (ب) نقشه IPF از ترک هیدروژنی در وسط ضخامت صفحه RD-TD [۶۴]

جدول ۵ - کسر مرزهای کم زاویه و زاویه بالا در طول مسیر انتشار ترک در فولاد API 5L X70 [۶۴]

۴۶/۴	درصد مرزهای کم زاویه
۵۳/۶	درصد مرزهای زاویه بالا



شکل ۱۹ ت کسر مرزهای CSL در طول مسیر انتشار ترک [۶۴]

زاویه بالا یکی از دلایل اصلی شروع و انتشار ترک در خطوط لوله فولادی هستند [۶۵]. جدول ۵ که از مسیر انتشار ترک تهیه شده است در توافق با نظر آرافین می‌باشد. شکل ۱۹ کسر مرزهای CSL در طول مسیر انتشار ترک را نشان می‌دهد. لازم به ذکر است میزان اندک مرزهای $\Sigma 1$ می‌تواند یکی از دلایل حساسیت فولاد به ترک هیدروژنی باشد.

همانطور که از شکل ۱۸ الف وب پیداست ترک از ناحیه‌ای که دارای دانه با جهت $\{100\}$ است، شروع می‌شود. علاوه بر این طبق قسمت ب همین شکل میتوان دریافت که ترک در دانه با جهت گیری $\{111\}$ و $\{110\}$ نیز منتشر شده است در حالی که این جهت‌ها در اکثر مقالات مقاوم در برابر ترک شناخته می‌شوند. لازم به ذکر است اخیرا آرافین و همکاران اثبات کرده‌اند که مرزهای

۱ - باید توجه داشت که مرزهای $\Sigma 1$ دارای انرژی پایین بوده و نواحی از فولاد که دارای کسر زیادی از این نوع مرزها هستند مقاوم در برابر ترک می‌باشند زیرا اثبات شده است که ترک معمولاً از مرزهای انرژی بالا شروع و منتشر می‌شود.

عمل کرده و حساسیت فولاد به ترک را افزایش می‌دهند [۶۴]. هریس و لاتانیزن [۶۷] نفوذ هیدروژن به مرز دانه در نیکل را بررسی کرده و به این نتیجه رسیدند که با کاهش اندازه دانه، نفوذ هیدروژن افزایش می‌یابد. حجازی و همکاران [۳۶] ذکر کرده‌اند که دانه‌ها با ابعاد خوب چقرمگی شکست بالا و در نتیجه مسیر مقاوم به ترک هیدروژنی فراهم می‌کنند.

در ارتباط با اثر دانه بر حساسیت فولاد، برخی محققین عنوان می‌کنند، درست است که در فولاد با دانه‌های ریزتر نفوذ هیدروژن به مرز دانه‌ها افزایش می‌یابد ولی با این کار از تراکم انباشتگی اتم‌های هیدروژن در یک منطقه خاص کاسته شده و این امر می‌تواند باعث افزایش مقاومت فولاد به ترک هیدروژنی شود.

علاوه بر مطالب گفته شده، در زمینه بافت محققین به این نتیجه نیز رسیده‌اند که بافت ND//{۳۳۲} مسیر مقاومی در برابر ترک ایجاد کرده در حالی که بافت ND//{۳۲۱} مسیری مستعد به ترک ایجاد می‌کند [۶۵ و ۶۶].

در آخر این بخش خالی از لطف نیست که به نقش اندازه دانه بر حساسیت فولاد خطوط لوله به ترک هیدروژنی پردازیم. اثبات شده است که اندازه دانه از جمله عواملی است که می‌تواند نقش بسزایی در حساسیت فولاد به ترک هیدروژنی داشته باشد [۶۱]. به طوری که کسر بالای دانه‌های ریز، مرز دانه‌های طویل فراهم می‌کنند و از آنجایی که مرز دانه‌ها به عنوان تله‌های هیدروژنی برگشت پذیر عمل می‌کنند، به عنوان مسیری برای تحریک و پویایی اتم‌های هیدروژن

نتیجه‌گیری

۱) ترک هیدروژنی حاصل از ترکیب اتم‌های هیدروژن دورن نواقصی است که از واکنش خوردگی بین سطح فولاد و سولفید هیدروژن خاک حاصل می‌شوند.

۲) از بین نظریه‌های موجود در زمینه تشریح مکانیزم عملکرد ترک هیدروژنی، نظریه Internal Pressure Theory قابل قبولترین نظریه است. که طبق این نظریه اتم‌های هیدروژن در نقص‌های ساختاری مانند آخال‌های ترکیبات اکسیدی، آخال‌های منگنز سولفیدی، کاربیدها و نیتريت‌ها و عیوبی در زمینه فلزی فولاد انباشته شده و زمانی که فشار هیدروژن (ناشی از تبدیل اتم‌های هیدروژن به مولکول‌های آن) افزایش می‌یابد، ترک آغاز می‌شود.

۳) آخال‌های غیر فلزی نقش کلیدی در شروع ترک هیدروژنی دارند. بخصوص نوع منگنز سولفیدی آنها به علت ریخت تیزی که دارند، باعث تمرکز تنش می‌شوند. در اکثر مقالات این نوع آخال‌ها به عنوان اصلی‌ترین مکان برای شروع ترک هیدروژن در نظر گرفته شده‌اند.

۴) افزودن کلسیم به فولاد به بهبود مقاومت فولاد در مقابل ترک کمک می‌کند زیرا از یک طرف با جذب گوگرد از تشکیل آخال‌های منگنز سولفیدی جلوگیری می‌کند و از طرف دیگر منجر به تشکیل آخال‌های کروی شکل کلسیم سولفیدی می‌شود که تمرکز تنش پایین داشته و نمی‌توانند باعث ایجاد ترک شوند.

۵) میکروساختار فولاد نقش اساسی در شدت ابتلای فولادهای خط لوله به ترک هیدروژنی دارد به طوری که میکروساختار فritی با توجه به ماهیت نرمی که دارد تا حدودی انتشار ترک را به تاخیر می‌اندازد. و در مقابل فازهای سخت بینیتی، مارتزیتی و مناطق مارتزیت/آستینیتی با ایجاد تمرکز بالای تنش، در خط اتصال بین فاز و زمینه فولاد، زمینه را برای انتشار ترک فراهم می‌کنند.

۶) بافت کریستالوگرافی نقش اساسی در حساس بودن یا مقاوم بودن فولاد به ترک دارد به طوری که فولاد با بافت تصادفی حساس به ترک هیدروژنی و فولاد با بافت مهندسی شده مقاوم در برابر ترک هیدروژنی است. از راهکارهای مهندسی بافت میتوان به نورد گرم، نورد داغ و نورد سرد اشاره کرد. در نورد گرم به علت اینکه بافت فیبری غالب در فولاد ND//{۱۱۱} است و کمترین بافت تصادفی را دارد، بهترین روش در زمینه مقاوم کردن فولاد به ترک هیدروژنی بوسیله مهندسی بافت است. لازم به ذکر است که دانه‌ها با جهت گیری {۱۰۰} مستعد به شروع و انتشار ترک بوده در حالی که دانه‌ها با جهت گیری {۱۱۱} مقاوم در برابر انتشار ترک است.

۷) مرزهای کم زاویه (LABS) به علت انرژی پایین مقاوم در برابر ترک بوده در حالی که مرزهای زاویه بالا (HABS) مسیر مستعدی برای ترک فراهم می‌کنند.

۸) اندازه دانه از جمله عوامل تاثیرگذار بر حساسیت فولاد به ترک هیدروژنی است. به طوری که برخی محققین بر این باورند که کسر بالای دانه‌های ریز، مرز دانه‌های طویل فراهم می‌کنند و از آنجایی که مرز دانه‌ها به عنوان تله‌های هیدروژنی برگشت پذیر عمل می‌کنند، به عنوان مسیری برای تحریک و پویایی اتم‌های هیدروژن عمل کرده و حساسیت فولاد به ترک را افزایش می‌دهند. در مقابل برخی محققین عنوان می‌کنند، درست است که در فولاد با دانه‌های ریزتر نفوذ هیدروژن به مرز دانه‌ها افزایش می‌یابد ولی با این کار از تراکم انباشتگی اتم‌های هیدروژن در یک منطقه خاص کاسته شده و این امر میتواند باعث افزایش مقاومت فولاد به ترک هیدروژنی شود.

مراجع

- [1] API Specification 5L, American Petroleum Institute, API Publishing Services, Washington DC, 45th Edition, 2012.
- [2] C.J. Trench, J.F. Kiefner, Oil pipeline characteristics and risk factors: illustrations from the decade of construction, A Report, 2001.
- [3] S.K. Sharma, S. Maheshwari, A review on welding of high strength oil and gas pipeline steels, Natural Gas Science and Engineering, Vol. 38, 2017, Pp. 203-217.
- [4] OGM newsletter, Oil and Gas Journal, Vol. 92, No. 52, 1994.
- [5] جفری کمپ، رابرت هارکاوی، جغرافیای استراتژیک خاورمیانه، ترجمه سید مهدی حسینی متین، ۱۳۸۳، تهران پژوهشکده مطالعات راهبردی.
- [6] M.M. Madrid, S.L.I. Chan, J.A. Charles, Hydrogen occlusivity and embrittlement in iron-effect of grain structure and cold work, Materials Science and Technology, Vol. 1, 1985, Pp. 454-460.
- [7] Standard Material Requirements, Sulfide stress cracking resistant metallic materials for oilfield equipment, NACE International, ISBN 1-57590-021-1, 1999.
- [8] J. Gutzeit, Cracking of carbon steel components in amine service, Materials Performance, Vol. 29, 1990, Pp. 54-57.
- [9] R.D. Kane, S.M. Wilhelm, J.W. Oldfield, Review of hydrogen induced cracking of steels in wet H₂S refinery service, Welding Research Council, 1993.
- [10] B. Beidokhti, A. Dolati, A.H. Koukabi, Effects of alloying elements and microstructure on the susceptibility of the welded HSLA steel to hydrogen-induced cracking and sulfide stress cracking, Materials Science and Engineering A, Vol. 507, 2009, Pp 167-173.
- [11] M.A. Mohtadi-Bonab, J.A. Szpunar, R. Basu, M. Eskandari, The mechanism of failure by hydrogen induced cracking in an acidic environment for API 5L X70 pipeline steel, International Journal of Hydrogen Energy, Vol. 40, 2015, Pp. 1096-1107.
- [12] M.A. Mohtadi-Bonab, M. Eskandari, A focus on different factors affecting hydrogen induced cracking in oil and natural gas pipeline steel, Engineering Failure Analysis, Vol. 79, 2017, Pp. 351-360.
- [13] National Energy Board (NEB) Report, The CEPA report on circumferential stress corrosion cracking, 1997.
- [14] R.E. Ricker, Analysis of pipeline steel corrosion data from NBS (NIST) studies conducted between 1922-1940 and relevance to pipeline management, Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology, Vol. 115, 2010, Pp 373-392.
- [15] EUB Report 2007-A: Pipeline Performance in Alberta, 1990-2005, April 2007.
- [16] M.A. Mohtadi-Bonab, M. Eskandari, J.A. Szpunar, Texture, local misorientation, grain boundary and recrystallization fraction in pipeline steels related to hydrogen induced cracking, Materials Science and Engineering: A, Vol. 620, 2015, Pp. 97-106.
- [17] A. Barnoush, Hydrogen embrittlement, Saarland University, 2011.
- [18] T. Michler, J. Naumann, Influence of high pressure hydrogen on the tensile and fatigue properties of a high strength Cu-Al-Ni-Fe alloy, International Journal of Hydrogen Energy, Vol. 35, 2010, Pp. 11373-11377.
- [19] M.A. Mohtadi-Bonab, Mechanism of failure by hydrogen-induced cracking in pipeline steels, Ph.D. Thesis, University of Saskatchewan, 2015.
- [20] R.A. Carneiro, R.C. Ratnapuli, V.F.C. Lins, The influence of chemical composition and microstructure of API linepipe steels on hydrogen induced cracking and sulfide stress corrosion cracking, Materials Science Engineering: A, Vol. 357, 2003, Pp. 104-110.
- [21] H.B. Xue, Y.F. Cheng, Characterization of inclusions of X80 pipeline steel and its correlation with hydrogen-induced cracking, Corrosion Science, Vol. 53, 2011, Pp. 1201-1208.
- [22] A. Traidia, M. Alfano, G. Lubineau, S. Duval, A. Sherik, An effective finite element model for the prediction of hydrogen-induced cracking in steel pipelines, International Journal of Hydrogen Energy, Vol. 37, 2012, Pp. 16214-16230.
- [23] R.A. Oriani, P.H. Josephic, Hydrogen-enhanced load relaxation in a deformed medium carbon steel, Acta Metallurgica., Vol. 27, 1979, Pp. 997-1005.
- [24] C. Zapffe, C.E. Sims, Hydrogen embrittlement, internal stress and defects in steel, American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, Vol. 145, 1941, Pp. 225-232.

- [25] A.S. Tetelman, W.D. Robertson, The mechanism of hydrogen embrittlement observed in iron silicon single crystals, American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, Vo. 224, 1962, Pp. 775-783.
- [26] C.D. Beachem, A new model for hydrogen assisted cracking (hydrogen embrittlement), Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 3, 1972, Pp. 441-455.
- [27] W.K. Kim, S.U. Koh, B.Y. Yang, K.Y. Kim, Effect of environmental and metallurgical factors on hydrogen induced cracking of HSLA steels, Corrosion Science, Vol. 50, 2008, Pp. 3336-3342.
- [28] V. Kudrin, Steel Making, Moscow: Mir Publishers, 1985.
- [29] T.Y. Jin, Z.Y. Liu, Y.F. Cheng, Effect of non-metallic inclusions on hydrogen-induced cracking of API5L X100 steel, International Journal of Hydrogen Energy, Vol. 35, 2010, Pp. 8014-8021.
- [30] F.A. Nichols, Hydrogen degradation of ferrous alloys, Edited by Richard A. Oriani, John P. Hirth, and Michael Smialowski, Cambridge University, 1986.
- [31] Y. Payandeh, M. Soltanieh, Oxide inclusions at different steps of steel production, Journal of Iron and Steel Research International, Vol. 14, 2007, Pp. 39-46.
- [32] C.F. Dong, X.G. Li, Z.Y. Liu, Y.R. Zhang, Hydrogen-induced cracking and healing behaviour of X70 steel, Journal of Alloys and Compounds, Vol. 484, 2009, Pp. 966-972.
- [33] E.M. Moore, J.J. Wurga, Factors influencing the hydrogen cracking sensitivity of pipeline steel, Materials Performance, Vol. 15, 1976, Pp. 17-23.
- [34] G. Domizzi, G. Anteri, G. Ovejero-Garcia, Influence of sulphur content and inclusion distribution on the hydrogen induced blister cracking in pressure vessel and pipeline steels, Corrosion Science, Vol. 43, 2001, Pp. 325-339.
- [35] M.A. Mohtadi-Bonab, J.A. Szpunar, S.S. Razavi-tousi, A comparative study of hydrogen induced cracking behavior in API 5L X60 and X70 pipeline steels, Engineering Failure Analysis, Vol. 33, 2013, Pp. 163—75.
- [36] D. Hejazi, A.J. Haq, N. Yazdipour, D.P. Dunne, A. Calka, F. Barbaro, E.V. Pereloma, Effect of manganese content and microstructure on the susceptibility of X70 pipeline steel to hydrogen cracking, Materials Science and Engineering: A, Vol. 551, 2012, Pp.40-49.
- [37] J. Moon, S.J. Kim, C. Lee, Role of Ca treatment in hydrogen induced cracking of hot rolled API pipeline steel in acid sour media, Metals and Materials International, Vol. 19, 2013, Pp. 45-48.
- [38] C. Mendibide, T. Sourmail, Composition optimization of high-strength steels for sulfide stress cracking resistance improvement, Corrosion science, Vol. 51, 2009, Pp. 2878-2884.
- [39] M.C. Zhao, Y.Y. Shan, Y.H. Li, K. Yang, Effect of microstructure on sulfide stress corrosion cracking of pipeline steels, Acta Metallurgica Sinica, Vol. 37, 2001, Pp.1087-1092.
- [40] M.C. Zhao, Y.Y. Shan, F.R. Xiao, K. Yang, Y.H. Li, Investigation on the H₂S-resistant behaviors of acicular ferrite and ultrafine ferrite, Materials Letters, Vol. 57, 2002, Pp.141-145.
- [41] S.U. Koh, H.G. Jung, K.B. Kang, G.T. Park, K.Y. Kim, Effect of microstructure on hydrogen-induced cracking of linepipe steels, Corrosion, Vol. 64, 2008, Pp.574-585.
- [42] G.T. Park, S.U. Koh, H.G. Jung, K.Y. Kim, Effect of microstructure on the hydrogen trapping efficiency and hydrogen induced cracking of linepipe steel, Corrosion Science, Vol. 50, 2008, Pp.1865-1871.
- [43] S.S. Nayaka, R.D.K. Misra, J. Hartmann, F. Siciliano, J.M. Gray, Microstructure and properties of low manganese and niobium containing HIC pipeline steel, Materials Science and Engineering A, Vol. 494, 2008, Pp. 456-463.
- [44] Z. Shen, Y.H. Li, Y.Y. Shan, K. Liu, K. Yang, Influence of sulfur content and microstructure of pipeline steels on mechanical property and H₂S-resistant behavior, Acta Metallurgica Sinica, Vol. 44, 2008, Pp. 215-221.
- [۴۵] مهتدی بناب، محمدعلی، نقش بافت، آخال و رسوب ها در شروع و انتشار ترک‌های هیدروژنی در خطوط لوله فولادی API X70، فصلنامه علوم مهندسی خوردگی، ۱۳۹۵، شماره ۱۰، صفحه ۳۱-۴۲.
- [46] X. Shi, W. Yan, W. Wang, L. Zhao, Y. Shan, K. Yang, Effect of microstructure on hydrogen induced cracking behavior of a high deformability pipeline steel, Journal of Iron and Steel Research, Vol. 22, 2015, Pp. 937-942.
- [47] K.D. Chang, J.L. Gu, H.S. Fang, Z.G. Yang, B.Z. Bai, W.Z. Zhang, Effects of heat-treatment process of a novel Bainite/Martensite dual-phase high strength steel on its susceptibility to hydrogen embrittlement, ISIJ International, Vol. 41, 2001, Pp. 1397-1401.

- [48] J. Li, X. Gao, L. Du, Z. Liu, Relationship between microstructure and hydrogen induced cracking behavior in a low alloy pipeline steel, *Journal of Materials Science & Technology*. Vol. 33, 2017, Pp. 1504-1512.
- [49] P. Toussaint, R. De Chatelet, Corrosion Conference, NACE, 2009, Pp. 1-18.
- [50] F. Huang, X.G. Li, J. Liu, Y.M. Qu, J. Jia, C.W. Du, Hydrogen-induced cracking susceptibility and hydrogen trapping efficiency of different microstructure X80 pipeline steel, *Journal of Materials Science*, Vol. 46, 2011, Pp.715-722.
- [51] R.K. Dayal, H.J. Grabke, Hydrogen induced stress corrosion cracking in low and high strength ferritic steels of different phosphorus content in acid media, *Materials and Corrosion*, Vol. 38, 1987, Pp.409-416.
- [52] American and N. Standard, International Standard ANSI / NACE MR0175 / ISO gas industries - Materials for use in H 2 S-containing environments in oil and gas production -Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials, No. 21307, 2015.
- [53] A.J. Haq, K. Muzaka, D.P. Dunne, A. Calka, E.V. Pereloma, Effect of microstructure and composition on hydrogen permeation in X70 pipeline steels, *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 38, 2013, Pp. 2544-2556.
- [54] G. Ghosh, P. Rostron, R. Garg, A. Panday, Hydrogen induced cracking of pipeline and pressure vessel steels: A review, *Engineering Fracture Mechanics*, V. 199, 2018, Pp. 609-618.
- [55] X. Shi, W. Yan, W. Wang, Y. Shan, K. Yang, Novel Cu-bearing high-strength pipeline steels with excellent resistance to hydrogen-induced cracking, *Materials & Design*, Vol. 92, 2016, Pp. 300-305.
- [56] V. Venegas, F. Caleyó, J.L. González, T. Baudin, J.M. Hallen, R. Penelle, EBSD study of hydrogen induced cracking in API-5L-X46 pipeline steel, *Scripta Materialia*, Vol. 52, 2005, Pp. 147-152.
- [57] F. Caleyó, V. Venegas, J. M. Hallen, J. E. Araujo, T. Baudin, International Pipeline Conference, ASME, Calgary, 2006, Pp. 621-626.
- [58] V. Venegas, F. Caleyó, T. Baudin, J.H. Espina-Hernández, J.M. Hallen, On the role of crystallographic texture in mitigating hydrogen-induced cracking in pipeline steels, *Corrosion Science*, Vol. 53, 2011, Pp. 4204-4212.
- [59] S. Bechtle, M. Kumar, B.P. Somerday, M.E. Launey, R.O. Ritchie, Grain-boundary engineering markedly reduces susceptibility to intergranular hydrogen embrittlement in metallic materials, *Acta Materialia*, Vol. 57, 2009, Pp. 4148-4157.
- [60] M.A. Mohtadi-Bonab, M. Eskandari, J.A. Szpunar, Role of cold rolled followed by annealing on improvement of hydrogen induced cracking resistance in pipeline steel, *Engineering Failure Analysis*, Vol. 91, 2018, Pp. 172-181.
- [61] T. Michler, J. Naumann, Microstructural aspects upon hydrogen environment embrittlement of various bcc steels, *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 35, 2010, Pp. 821-832.
- [62] M.A. Mohtadi-Bonab, J.A. Szpunar, R. Stankiewicz, Evaluation of hydrogen induced cracking behavior of API X70 pipeline steel at different heat treatments, *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 39, 2014, Pp. 6076-6088.
- [63] M.A. Mohtadi-Bonab, R. Karimdadashi, M. Eskandari, J.A. Szpunar, Hydrogen-induced cracking assessment in pipeline steels through permeation and crystallographic texture measurements, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 25, 2016. Pp. 1781-1793.
- [64] M.A. Mohtadi-Bonab, J.A. Szpunar, S.S. Razavi-Tousi, Hydrogen induced cracking susceptibility in different layers of a hot rolled X70 pipeline steel, *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 38, 2013, Pp. 13831-13841.
- [65] M.A. Arafin, J.A. Szpunar, A new understanding of intergranular stress corrosion cracking resistance of pipeline steel through grain boundary character and crystallographic texture studies, *Corrosion Science*, 2009, Vol. 51, Pp. 119-128.
- [66] V. Venegas, F. Caleyó, J.M. Hallen, T. Baudin, R. Penelle, Role of crystallographic texture in hydrogen-induced cracking of low carbon steels for sour service piping, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 38, 2007, Pp. 1022-1031.
- [67] T.M. Harris, R.M. Latanision, Grain boundary diffusion of hydrogen in nickel, *Metallurgical Transaction A*, Vol. 22, 1991, Pp. 351-355.