

نقش بافت، آخال و رسوب‌ها در شروع و انتشار ترک‌های هیدروژنی در خطوط لوله فولادی API X70

محمدعلی مهتدی بناب^{۱*}

^۱ استادیار، عضو هیات دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه بناب.

* نویسنده مسئول: mohtadibonab232@gmail.com

تاریخ دریافت: ۱۳۹۵/۰۵/۰۵ تاریخ پذیرش: ۱۳۹۵/۱۱/۱۱

چکیده

در این تحقیق، سطح و مقطع عرضی لوله فولادی X70 بوسیله میکروسکوپ الکترونی SEM و آزمون طیف نگاری EDS به منظور تشخیص نوع و شکل آخال مورد بررسی قرار گرفت. سپس روش الکتروشیمیایی شارژ هیدروژنی با استفاده از مخلوط ۰/۲ M اسید سولفوریک و ۳ g/l آمونیوم تیوسیانات جهت ایجاد ترک‌های هیدروژنی در نمونه X70 بکار گرفته شد. بعد از انجام آزمایش‌های شارژ هیدروژنی، مقطع عرضی نمونه‌های شارژ شده تا $1\ \mu\text{m}$ پولیش شده و بعد از اچ کردن با محلول ۲ درصد نیتال با دقت توسط میکروسکوپ SEM جهت یافتن ترک‌های هیدروژنی بررسی شد. سپس شروع و انتشار ترک‌های هیدروژنی با استفاده از آزمون طیف نگاری EDS و روش تحلیل پراش الکترونی برگشتی (EBSD) مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان دادند که در نمونه شارژ نشده انواع مختلفی از آخال شامل آخال‌های اکسیدی، سولفیدی و نیتریدی وجود دارند که انباشتگی این آخال در وسط ضخامت ورقه فولادی بیشتر از جاهای دیگر است. اما در نمونه‌های شارژ شده، مشخص شد که ترک تنها از تعداد خاصی آخال و رسوب‌هایی نظیر سولفید منگنز و رسوب‌های کربو نیتریدی شروع به رشد می‌کند. بقیه آخال و رسوب‌های اکسیدی در شروع و انتشار ترک تأثیری ندارد و نقش آن‌ها در کاهش چقرمگی شکست می‌باشد. هم‌چنین نتایج آزمایش‌های الکترون پراش برگشتی نشان دادند که ترک مستعد رشد در ناحیه با بافت ضعیف یا تصادفی است. سایر عوامل موثر در رشد ترک نظیر جهت گیری دانه‌های شامل ترک مورد بحث قرار گرفتند.

کلمات کلیدی: خطوط لوله فولادی، ترک‌های هیدروژنی، روش الکترون پراش برگشتی، آزمون طیف نگاری؛

Role of Texture, Inclusions and Precipitates in Hydrogen Induced Crack Initiation and Propagation in API X70 Pipeline Steels

M. A. Mohtadi-Bonab ^{1*}

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

* Corresponding Author: mohtadibonab232@gmail.com

Submission: 2016, 07, 26 Acceptance: 2017, 01, 30

Abstract

In this research, the surface and cross section of an API 5L X70 pipeline steel was investigated by SEM observation and EDS analysis in order to determine type and morphology of inclusions. Then, the electrochemical hydrogen charging technique using 0.2 M sulfuric acid and 3 g/l ammonium thiocyanate was utilized to create hydrogen induced cracks (HICs) in X70 steel. After hydrogen charging experiments, the cross section of hydrogen charged steels was polished up to 1 μm then etched with 2% nital solution to find HIC cracks. The HIC crack initiation and propagation was studied by Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) and Electron Backscatter Diffraction (EBSD) techniques. The results showed that there are various types of inclusions including oxide, sulfide and nitride inclusions at the cross section of as-received X70 steel; however, the accumulation of inclusions was higher at the center of cross section than in other regions. But, in hydrogen charged specimens, only some special inclusions, such as sulfide and nitride type inclusions, can initiate HIC cracks. Oxide inclusions and precipitates has not any role in HIC crack initiation and propagation, but they reduce the fracture toughness of X70 steel. Moreover, the EBSD results showed that the crack initiates in an area with weak or random texture. Other effective parameters in crack growth, such as orientation of grains involved with HIC crack, was discussed.

Keywords: Pipeline steels, Hydrogen induced cracks, Electron backscatter diffraction, Energy dispersive spectroscopy;

۱- مقدمه

خطوط لوله فولادی که برای حمل نفت خام و گاز طبیعی مورد استفاده قرار می‌گیرند، به عنوان حامل انرژی در ایران شناخته می‌شوند. ترک‌های هیدروژنی مهمترین عامل تخریب خطوط لوله فولادی در محیط‌های اسیدی نفتی و گازی می‌باشد. هر سال به دلیل وجود ترک‌های هیدروژنی از عمر مفید خطوط لوله فولادی کاسته می‌شود. وجود گاز سولفید هیدروژن در گاز طبیعی و همچنین تمرکز بالای گاز دی‌اکسید کربن در داخل این لوله‌ها باعث توجه به این نوع از تخریب در خطوط لوله فولادی شده است. زمانی که خطوط لوله فولادی در محیط‌های اسیدی مورد استفاده قرار می‌گیرد، به دلیل فرآیند خوردگی، هیدروژن در سطح این لوله‌ها تولید می‌شود. اتم‌های هیدروژن به شکل پروتون در داخل لوله نفوذ کرده و در عیوب میکروساختاری لوله نظیر سولفید منگنز کشیده شده، آخال‌های اکسیدی کروی و رسوب‌های نیترویدی انباشته می‌شوند. لازم به ذکر است که میدان تنش موجود در داخل لوله و هم‌چنین خوردگی سطح لوله ممکن است باعث افزایش سرعت نفوذ هیدروژن در داخل لوله شود. زمانیکه مقدار هیدروژن تحت اثر تنش و با حتی بدون تنش موجود در لوله به یک مقدار بحرانی لازم برای رشد ترک برسد ترک‌های هیدروژنی شروع به رشد می‌کنند [۱-۳]. رشد ترک در جهت ضخامت تا جایی ادامه می‌یابد که نفت و گاز موجود در داخل این لوله‌ها با فشار زیاد به بیرون نشت کند. نشت این منابع طبیعی به محیط بیرون نه تنها باعث از دست رفتن بودجه عظیمی برای تعمیر، نگهداری و یا تعویض این خطوط لوله می‌شود بلکه باعث آلودگی‌های محیطی بسیاری ناشی از نشت این منابع به زمین‌های اطراف می‌گردد. ترک‌های تاولی معمولاً نزدیک به سطح لوله تشکیل می‌شوند در حالیکه سایر ترک‌ها در صفحه وسط ضخامت جایی که جدایش عناصر رخ می‌دهند بوجود می‌آیند. ترک‌های هیدروژنی و ترک‌های خوردگی توأم با تنش که در انواع مختلف خطوط لوله فولادی پدید می‌آیند، مواردی هستند که به پارامترهای میکروساختاری مختلف نظیر ترکیب شیمیایی، شکل، اندازه و توزیع آخال‌های سولفیدی، رسوب‌های غیر فلزی، ترکیب فازی فولاد، بندهای میکروساختاری و تنش‌های پسماند، پارامترهای مکانیکی و محیطی نظیر تنش‌های اعمالی، نوع مایع یا گازی که حمل می‌شود و محیط احاطه‌کننده اطراف لوله و خیلی عوامل دیگر بستگی دارند. ساخت خطوط لوله فولادی با مقاومت بالا جهت حمل نفت و گاز طبیعی از اهمیت بسزایی برخوردار است. در بسیاری از کشورهای جهان در حال حاضر از خطوط لوله X52 و X60 برای حمل این منابع استفاده می‌شود.

بحث در مورد نقش آخال و رسوب‌های در انتشار ترک‌های هیدروژنی در خطوط لوله فولادی یک بحث نسبتاً چالشی است. به عنوان مثال دامیزی و همکارانش [۴] که روی ترک‌های هیدروژنی در خطوط لوله فولادی کار می‌کردند دریافتند که حساسیت خطوط لوله به ترک‌های هیدروژنی به شدت به مقدار گوگرد و آخال گوگردی بستگی دارد. در تحقیقی دیگر هارا و همکارانش [۵] دریافتند که آخال غیر فلزی مکان‌های اصلی برای شروع ترک‌های هیدروژنی محسوب می‌شوند. هم‌چنین مور و همکارانش [۶] در تحقیق روی خطوط لوله فولادی متوجه شدند که شکل سولفید منگنز نقش مهمی در شروع رشد ترک‌های هیدروژنی در خطوط لوله فولادی دارد. در تحقیقی دیگر که توسط لیو و همکارانش [۷] روی ترک‌های هیدروژنی در خطوط لوله X70 انجام شد آنها به دو نوع آخال غنی شده با آلومینیوم و سیلیکون دست یافتند و متوجه شدند که چون آخال غنی شده با آلومینیوم ترد و هم‌چنین با فلز کوهیرنت نیست می‌تواند به عنوان محل شروع ترک‌های هیدروژنی عمل کند در حالی که آخال سیلیکونی که دارای شکل کروی هستند و ضریب تمرکز تنش پایینی را اعمال می‌کنند در شروع ترک‌های هیدروژنی هیچ نقشی ندارند. در تحقیقی دیگر، حجازی و همکارانش [۸] دریافتند که آخال نظیر اکسید آلومینیوم، اکسید آلومینیوم - کلسیم - سیلیکون و سولفید منگنز کشیده شده می‌تواند به عنوان محل شروع ترک‌های هیدروژنی عمل نمایند و چون سولفید منگنز کشیده شده چقرمگی شکست خطوط لوله فولادی را کاهش می‌دهد این نوع از آخال مضرترین نوع برای خطوط لوله فولادی از حیث انتشار ترک‌های هیدروژنی می‌باشد.

تاکنون اصلاحات فرآیندی زیادی نظیر استفاده از عناصر میکروآلیاژی جهت ایجاد تله‌های ریز هیدروژنی بی‌ضرر، کنترل گوگرد، کربن و نیتروژن، شکل آخال و تنش‌های پسماند موجود در خطوط لوله جهت بهینه کردن میکروساختار و مقاوم سازی این خطوط لوله در برابر ترک‌های هیدروژنی امتحان شده است. علیرغم این تلاش‌ها، روش‌های مذکور به اندازه کافی موثر نبوده و یک رویکرد جدید (کنترل بافت و مهندسی مرز دانه) جهت اصلاح فرآیند ساخت این لوله‌ها مورد نیاز است. ونگاس و همکارانش نشان داده‌اند که ارتباط بسیار نزدیکی میان بافت و کاهش میزان ترک‌های هیدروژنی وجود دارد [۹]. این تحقیق نشان می‌دهد که بافت (۱۱۱) امکان انباشتگی ترک‌های هیدروژنی را کاهش داده و هم‌چنین تغییر شکل پلاستیک دانه‌ها در جهت {۱۱۱} احتمال انتشار ترک و تغییر جهت آن به سمت شعاع لوله را کاهش می‌دهد.

عنوان مرزهای مقاوم در برابر ترک های هیدروژنی عمل کنند. همچنین دلایل مستندی ارائه نمودند که بافت و مهندسی مرز دانه می تواند عملکرد فولادهای نوع X65 را در مقابل ترک های هیدروژنی بهبود ببخشد.

تحقیق حاضر به منظور بررسی عوامل مختلف میکروساختاری موثر در رشد ترک های هیدروژنی در خطوط لوله فولادی X70 انجام شد. برای بررسی نوع و شکل آخال موجود و موثر در فرآیند رشد ترک از آزمون طیف نگاری EDS و همچنین برای مطالعه جهت گیری دانه های شامل ترک هیدروژنی از روش پراش الکترون برگشتی استفاده شد.

۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق، کلیه آزمایش ها روی نمونه خطوط لوله X70 به ضخامت ۱۲/۵ mm انجام یافته است که ترکیب شیمیایی این فولاد در جدول ۱ نشان داده شده است. بر طبق استاندارد API 5L برای خط لوله X70 ترکیب شیمیایی بر حسب درصد وزنی بایستی بصورت $C \leq 0.16$ ، $Si \leq 0.45$ ، $Mn \leq 1.65$ ، $Ti \leq 0.04$ و $P \leq 0.02$ ، $S \leq 0.001$ ، $V \leq 0.1$ ، $Nb \leq 0.05$ باشد. به طور اختصار جهت های رول، نرمال و عرضی را با علائم RD، ND و TD نشان داده می شوند. برای شروع آزمایش ها، ابتدا نمونه ای به ابعاد (RD) \times (TD) \times ۲۰ میلیمتر و به ضخامت نمونه از ورق خط لوله X70 بریده شده و صفحه RD-TD آن تا ۱ میکرومتر پولیش شد. بعد از مرحله پولیش، سطح نمونه با محلول ۲٪ نیتال به مدت ۱۵ ثانیه اچ شد. سپس سطح نمونه ابتدا بوسیله میکروسکوپ الکترونی نوع SU6600 Hitachi field scanning electron (SEM) microscope جهت تعیین میکروساختار فولاد بررسی شد. در ادامه جهت بررسی سطح مقطع عرضی فولاد، مقطع عرضی آن یعنی صفحه RD-ND تا ۱ میکرومتر پولیش شده و با محلول ۲٪ نیتال به مدت ۱۵ ثانیه اچ شد. سپس میکرو ساختار مقطع عرضی با میکروسکوپ الکترونی بررسی شده و مقطع عرضی جهت یافتن آخال و رسوب ها بطور کامل اسکن شد. موقع یافتن آخال یا رسوب ها جهت تعیین نوع آن از آزمون طیف نگاری EDS استفاده شد. بعد از بررسی های انجام شده روی نمونه شارژ نشده، سه تا نمونه به

لازم به ذکر است که تغییر جهت ترک ها به سمت شعاع لوله فرآیند تخریب این خطوط لوله را سرعت می بخشد. نتایج اخیر آرافین و اسپونار [۱۰-۱۵] نشان دادند که کنترل بافت، مقاومت خطوط لوله در مقابل ترک های خوردگی توام با تنش را افزایش می دهد. همچنین از طریق کنترل بافت می توان مرز دانه های کم انرژی CSL که در مقابل انتشار ترک مقاوم هستند را افزایش داد. زمانیکه بافت و مهندسی مرز دانه سازگار با ساخت خطوط لوله فولادی شوند امکان تولید این لوله ها با خواص بهتر و قابلیت حمل با ایمنی بیشتر ممکن خواهد شد. بایستی بر این نکته تاکید کرد که شکست خطوط لوله فولادی منجر به خسارت های زیست محیطی و همچنین از دست رفتن بودجه زیادی جهت تعمیر و جایگزین کردن آنها منجر شود.

اگرچه مطالعه های زیادی در ادبیات فن راجع به جنبه مختلف ترک های هیدروژنی وجود دارد، ارتباط بین بافت فولاد و ساختار مرزدانه و تاثیر ترکیبی آن روی ترک های هیدروژنی هنوز بطور کامل بدست نیامده است. بنابراین انتظار می رود که ساخت خطوط لوله فولادی با بافت بهینه پیشرفت های قابل توجهی در زمینه امنیت و قابلیت اطمینان حمل نفت خام و گاز طبیعی بوجود بیاورد. کنترل بافت فولاد برای بهبود عملکرد خطوط لوله فولادی تاکنون مورد مطالعه قرار نگرفته است. نقش مهم بافت کریستالوگرافی در جلوگیری یا کاهش ترک های هیدروژنی در محیط های اسیدی اولین بار توسط ونگاس و همکارانش مطرح شد [۹]. آنها ادعا نمودند که بافت فایبر {۱۱۱} (بردار نرمال صفحه ها یعنی جهت <۱۱۱> موازی جهت نرمال می باشد) تعداد مسیرهای مقاوم رشد ترک را افزایش می دهد در حالیکه بافت فایبر {۱۰۰} (بردار نرمال صفحه ها یعنی جهت <۱۰۰> موازی جهت نرمال می باشد) تعداد مسیرهای بین دانه ای و درون دانه حساس به ترک را افزایش می دهد و در نتیجه خطوط لوله فولادی با بافت فایبر {۱۰۰} مستعد تخریب هستند. اگرچه بافت ممکن است جهت کاهش احتمال جهت گیری مجدد ترک در جهت شعاعی لوله شود، چنین جهت گیری مجددی فرآیند تخریب در خطوط لوله را سرعت خواهد بخشید. در تحقیق اخیر ونگاس و همکارانش نشان داده شد که مرزهای $\Sigma 11$ ، $\Sigma 13b$ و $\Sigma 29a$ در خطوط لوله فولادی نوع API 5L X46 می توانند به

جدول ۱- ترکیب شیمیایی خطوط لوله فولادی X70 بر حسب درصد وزنی

خط لوله فولادی	C	Mn	Si	Nb	Mo	Ti	Cr	Cu	Ni	V
X70	0.025	1.65	0.26	0.068	0.175	0.015	0.07	0.21	0.08	0.001

۳- نتایج و بحث

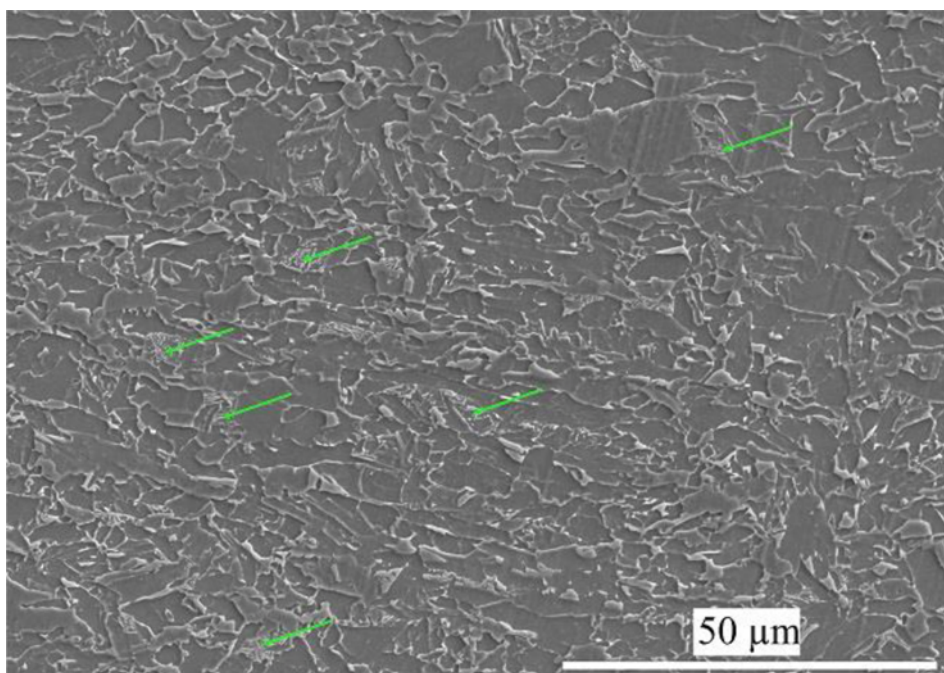
۳-۱- میکروساختار و تاثیر آن در رشد ترک‌های هیدروژنی

شکل ۱ میکروساختار ورقه فولادی خط لوله X70 را در سطح آن یعنی در صفحه RD-TD نشان می‌دهد. همانطور که از شکل پیداست بیشتر از ۹۰٪ میکروساختار از فریت تشکیل شده و مابقی آن پرلیت می‌باشد. در این شکل ساختار پرلیت با پیکان نشان داده شده است. فریت به عنوان نرمترین فاز موجود در فولاد شناخته می‌شود و مقاومترین فاز در مقابل انتشار ترک می‌باشد، اما جهت مقاوم کردن و بالا بردن چقرمگی شکست آن مقداری از ساختارهای دیگر نظیر پرلیت نیز در میکروساختار فولاد اضافه می‌شود. پرلیت ساختاری هست که از دو فاز فریت و سمنتیت تشکیل شده است و سختی و مقاومت خیلی بالایی در مقایسه با فریت دارد. البته لازم به ذکر هست که مقداری فاز شکننده و سخت مارتزیت نیز در این نوع فولاد تشکیل می‌شود که بیشتر در مرکز ضخامت ورقه فولادی تشکیل می‌شود که بحث جداگانه‌ای دارد. بایستی توجه داشت که ساختار پرلیت بدلیل سختی و شکنندگی بالا نسبت به فاز فریت مستعدتر به رشد ترک‌های هیدروژنی می‌باشد.

در این قسمت، به تحلیل سطح مقطع ورقه فولادی X70 که در آن ترک‌های هیدروژنی مشاهده می‌شوند پرداخته می‌شود. البته تحلیل‌ها در این قسمت روی ورق فولادی X70 شارژ نشده می‌باشد. شکل ۲ الف تصویر میکروسکوپی یک آخال را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود شکل این آخال تقریباً گرد است. قبلاً

ابعاد $(ND) \times (RD) \times (ND)$ $12/5 \times 25 \times 130$ میلی‌متر از ورقه فولادی X70 برش داده و تمام سطح نمونه‌ها تا کاغذ سمباده شماره ۶۰۰ پولیش شدند. بعد از پولیش کردن نمونه‌ها، آنها را با آب مقطر شستشو داده شده و سپس با استفاده از استون و به شیوه آلتراسونیک چربی زدایی شدند. بعد از چربی زدایی، آنها در مخزن شیشه‌ای که با دو لیتر از محلول ۰٫۲ مولار سولفوریک اسید و $0/3 \text{ g/l}$ آمونیوم تیوسیانیات پر شده بود قرار گرفتند. نمونه‌ها با استفاده از یک منبع تغذیه نوع Instek با شدت جریان 20 mA/cm^2 با هیدروژن شارژ شدند. بعد از شارژ نمونه‌ها، هر کدام از نمونه‌ها از جهت TD به سه قسمت مساوی بریده شده، به طوری که صفحه برش خورده صفحه RD-ND باشد. سپس این صفحه‌ها، تا ۱ میکرومتر پولیش زده شده و با محلول ۲٪ نیتال اچ شدند. در نهایت میکروسکوپ الکترونی SEM و میکروسکوپ نوری جهت یافتن ترک‌های هیدروژن بکار گرفته شد و همچنین آخال‌ها و رسوبهایی که در محل ترک ظاهر شدند جهت تعیین نوعشان از آزمون طیف نگاری EDS کمک گرفته شد.

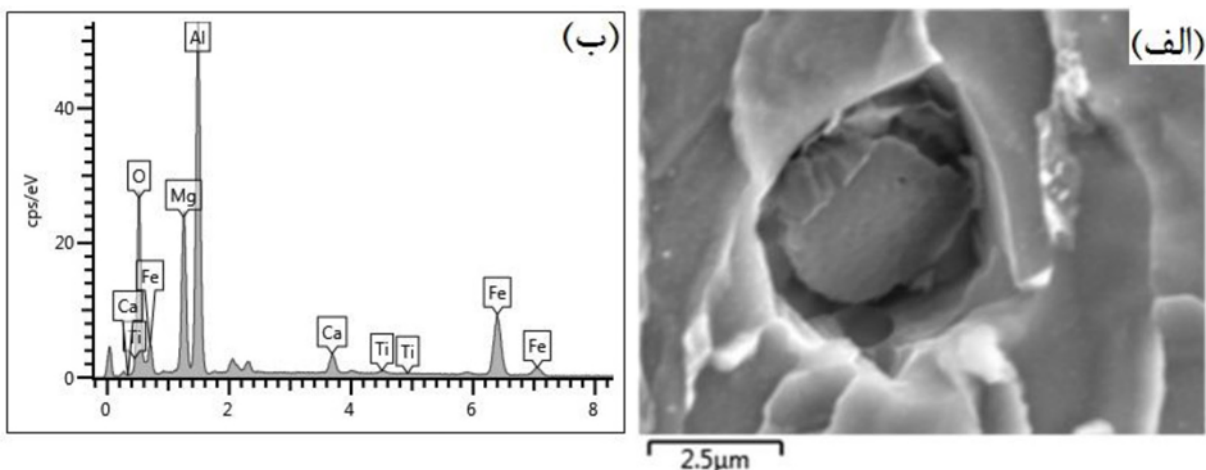
برای بررسی بافت محلی نمونه و همچنین جهت گیری دانه‌های شامل ترک از روش پراش الکترون برگشتی استفاده شد. برای این منظور، نمونه‌های ترک‌دار را بعد از پولیش کردن تا ۱ میکرومتر اچ نکرده، بلکه فرآیند پولیش با دستگاه ویبرومتر و با محلول ۰٫۴٪ سلیکا به مدت ۱۲ ساعت انجام شد. بعد از انجام تست، از نرم افزار Oxford Instruments Channel 5 جهت تحلیل داده‌های خام روش پراش الکترون برگشتی کمک گرفته شد.



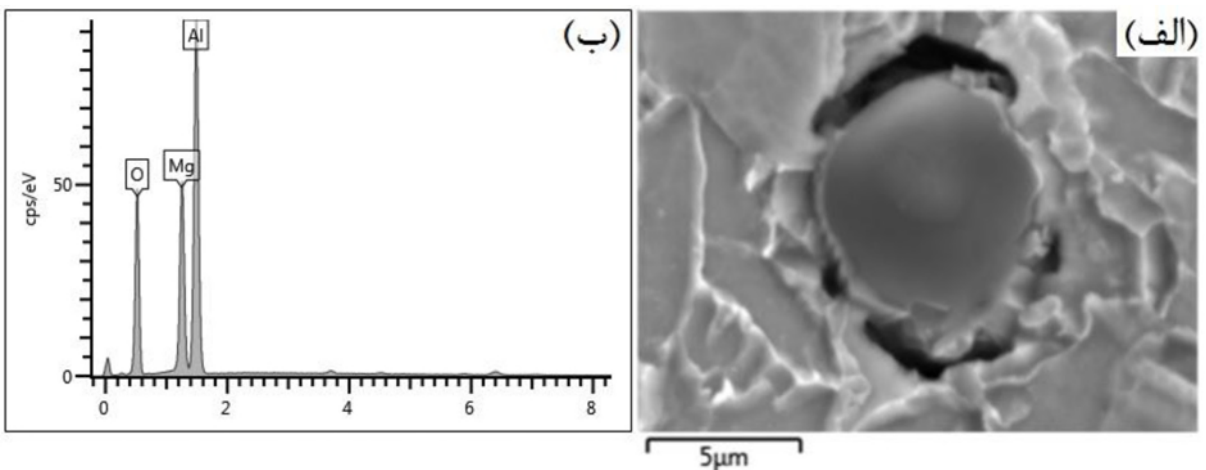
شکل ۱ - تصویر میکروسکوپ الکترونی SEM از سطح فولاد (صفحه RD-TD).

گوگرد موجود در فولاد، عملاً مقدار کمی گوگرد برای تشکیل سولفید منگنز می ماند. سولفید منگنز با یک ساختار شکننده و کشیده می تواند ضریب تمرکز تنش بالایی ایجاد کند و به عنوان یک مکان برای شروع ترک های هیدروژنی شناخته می شود [۱۶]. شکل ۳ الف یک آخال دیگر با شکل دایروی را نشان می دهد و آزمون طیف نگاری EDS، شکل ۳ ب، نشان می دهد که نوع این آخال نیز اکسیدی و شامل آلومینیوم و منیزیم هست. با توجه به شکل این آخال و ضریب تمرکز تنش پایین آن، این آخال نیز نمی تواند محل شروع ترک های هیدروژنی باشد. شکل ۴ الف و ب تصویر نوع دیگری از آخال را نشان می دهند که اولاً دارای شکل نسبتاً گرد ولی کمی اعوجاج روی سطح آن می باشد. تحلیل نقطه ای EDS تایید می کند که نوع این آخال نیز اکسیدی و شامل عناصر آلومینیوم، منیزیم، منگنز، کلسیم و گوگرد است. احتمال شروع ترک هیدروژنی نیز با توجه به شکل آن کم هست.

در مبحث مقدمه اشاره شد اتم های هیدروژن در فضای خالی بین آخال و فلز انباشته می شوند و موقعی که بصورت مولکولی یا گازی در آیند، با ایجاد فشار زیاد در این ناحیه ایجاد ترک می نمایند. شکل ۲ الف نشان می دهد که این فضای خالی بین فلز و آخال موجود است، اما بدلیل دایروی بودن شکل این آخال و به تبع آن گردی فضایی که اشغال کرده، ضریب تمرکز تنش پایینی را می تواند ایجاد کند. شکل ۲ ب یک آزمون طیف نگاری EDS به صورت اسکن نقطه ای از آخال نشان داده شده در شکل ۲ الف است. طبق این آزمون، نوع این آخال اکسیدی و شامل عناصر آلومینیوم، منیزیم، کلسیم و مقدار کمی تیتانیوم است. کلسیم به مقدار کم به فولاد اضافه می شود و دو نقش مهم ایفا می کند. اول اینکه نقش مهمی در گرد نمودن شکل آخال دارد و دوم به عنوان جذب کننده قوی گوگرد عمل کرده و تشکیل سولفید کلسیم می نماید که شکل دایروی دارد. با تشکیل سولفید کلسیم و مصرف



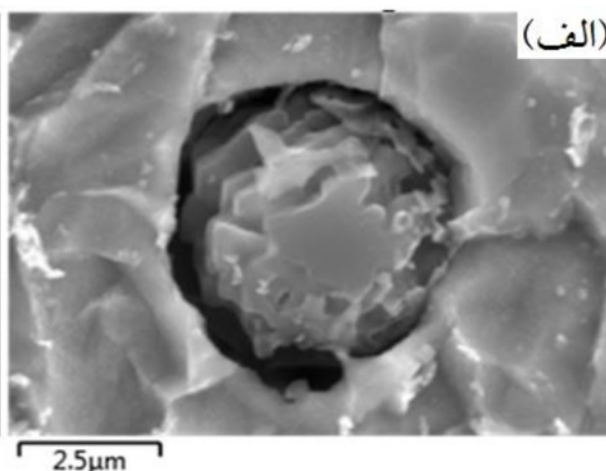
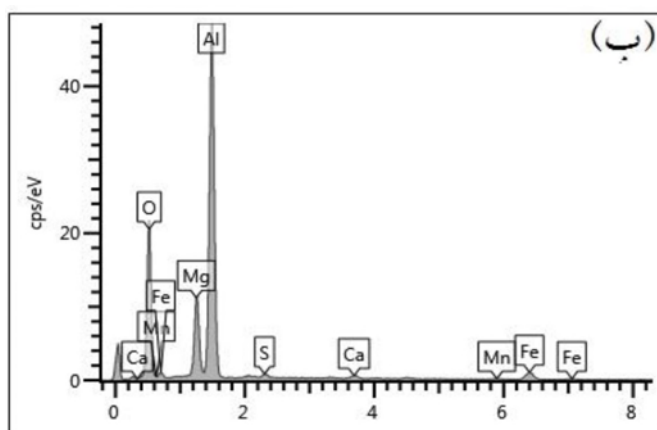
شکل ۲- (الف) تصویر SEM از یک آخال در سطح مقطع عرضی، (ب) آزمون طیف نگاری EDS به صورت اسکن نقطه ای از آخال نشان داده شده در شکل ۲ (الف)



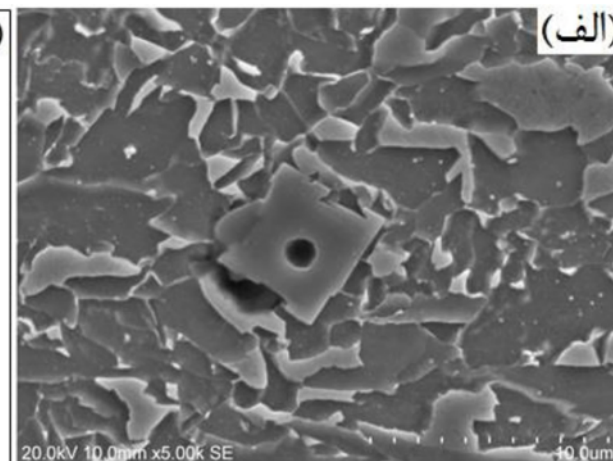
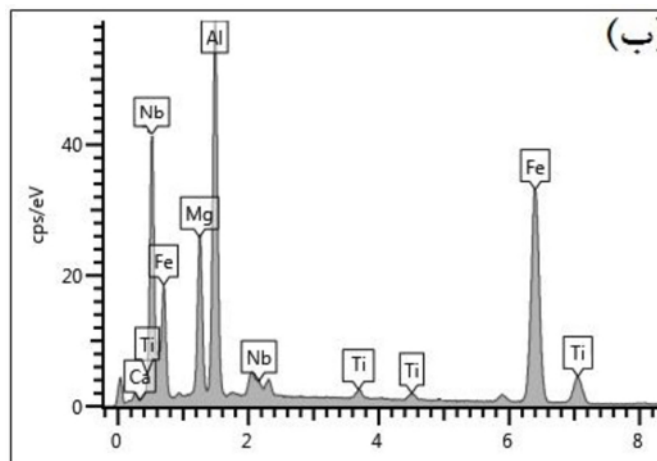
شکل ۳- (الف) تصویر SEM از یک آخال در سطح مقطع عرضی، (ب) آزمون طیف نگاری EDS به صورت اسکن نقطه ای از آخال نشان داده شده در شکل ۳ (الف)

عنوان کرد که حدود X70 آخال موجود در خطوط لوله فولادی X70 از نوع اکسیدی شامل عناصر آلومینیوم، منیزیم، کلسیم و منگنز می‌باشد. حدود ۱۲٪ از آخال سولفیدی هستند که مضرترین نوع آن جهت رشد ترک‌های هیدروژنی سولفید منگنز است. البته لازم به ذکر است که سولفید منگنز را به سختی می‌توان در فولاد شارژ نشده پیدا کرد و دلیل آن هم سولفور زدایی یا اضافه کردن کلسیم به فولاد در فرآیند تولید خطوط لوله است. این آخال را بایستی در خلال ترک‌های هیدروژنی جست. بقیه رسوب‌ها هم از نوع رسوب‌های کربونیتزیدی هستند که در تحقیق قبلی در مرجع [۱۷] نشان داده شده است. ذکر این نکته ضروری است که مشاهده‌های انجام یافته نشان دادند که تمرکز آخال و رسوب‌ها در وسط ضخامت ورقه فولادی بیشتر از جاهای دیگر بودند.

تصویر ۵ الف شکل متفاوتی از یک آخال را نشان می‌دهد که یا توجه به تحلیل اسکن نقطه‌ای EDS که در شکل ۵ ب نشان داده شده ترکیبی از تیتانیوم، آلومینیوم و نیوبیم و مقدار کمی منیزیم و کلسیم می‌باشد. همانطور که از شکل ۵ الف پیداست، این نوع از رسوب به شکل مربعی و بالبه‌های تیز می‌باشد و به نظر می‌رسد که می‌تواند به عنوان مکان رشد ترک هیدروژنی در نظر گرفته شود. اما موردی که در مورد این رسوب وجود دارد این است که این رسوب تقریباً به فلز چسبیده است و فضای بسیار کمی برای تراکم هیدروژن وجود دارد که با این نوع رسوب‌ها coherent یا چسبیده به فلز گفته می‌شود. لذا با توجه به این نکته، امکان کمی برای شروع ترک از این نوع رسوب وجود دارد. اگر بخواهیم بصورت آماری در مورد آخال و رسوب‌ها بحث کنیم بایستی



شکل ۴- (الف) تصویر SEM از یک آخال در سطح مقطع عرضی، (ب) آزمون طیف نگاری EDS به صورت اسکن نقطه‌ای از آخال نشان داده شده در شکل ۴ (الف)

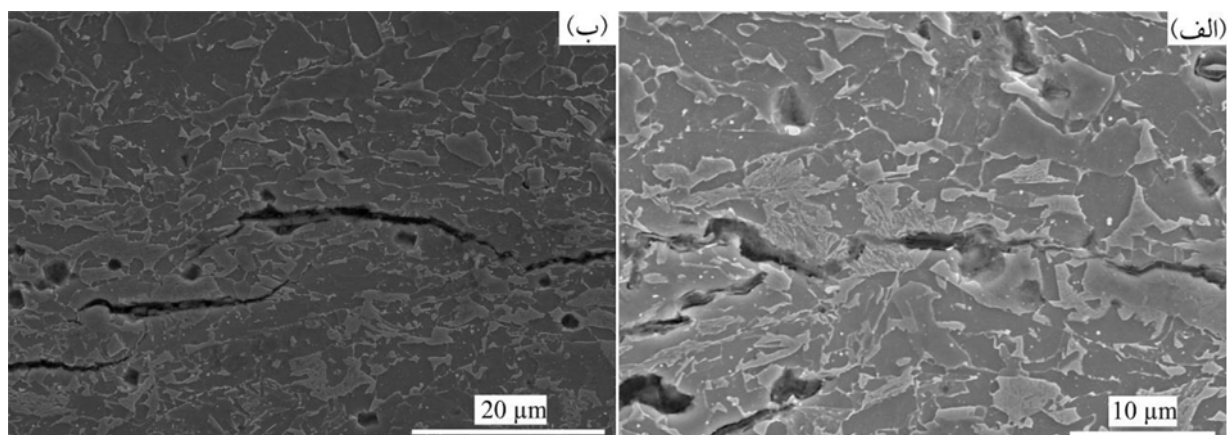


شکل ۵- (الف) تصویر SEM از یک آخال در سطح مقطع عرضی، (ب) آزمون طیف نگاری EDS به صورت اسکن نقطه‌ای از آخال نشان داده شده در شکل ۵ (الف)

ضخامت ورقه فولادی است. موقع ساخت و قالب گیری شمش های فولادی، عناصر با نقطه ذوب پایین موقع انجماد شمش به سمت وسط ضخامت رانده می شوند و موقع نورد گرم نیز اکثراً در آن ناحیه می مانند. تجمع این عناصر آلیاژی در وسط ضخامت ورقه فولادی باعث تجمع آخال و رسوب ها در این مکان می شود و باعث بالا بردن زمان شکل گیری فازهای سخت نظیر بینیت و مارتزیت (برای تشکیل این فازها و ساختارها سرعت سرد کردن بایستی خیلی بالا باشد) می شوند. البته راهکارهایی بر اساس کنترل فرآیند ترمودینامیکی جهت کاهش تجمع فازهای سخت و آخال در وسط ضخامت ورقه فولادی در حین نورد گرم مبتنی بر زمان آغاز و پایان سرد کردن، سرعت سرد کردن و تعداد سیکل های سرد کردن در نورد گرم پیشنهاد شده است [۱۸]. اما این فرآیندهای ترمودینامیکی بطور کامل جهت از بین بردن تجمع فازهای سخت و آخال و توزیع همگن آنها بطور موثر واقع نشده است.

شکل ۷ تصویر الکترونی یک ترک هیدروژنی را نشان می دهد که با پیکان سبز نشان داده شده است و بعد از ۸ ساعت شارژ هیدروژنی ایجاد شده است. نکته مهم این تصویر این است که تعدادی آخال از نوع سولفید منگنز هم در طول مسیر ترک و هم در اطراف ترک وجود دارد که با پیکان قرمز رنگ نمایش داده شده اند. این نوع آخال که معمولاً در پروسه نورد گرم بصورت کشیده در می آیند یکی از مهمترین عوامل شروع ترک های هیدروژنی محسوب می شوند. در واقع، وقتی ترک هیدروژنی از دو نوع آخال ایجاد شد، تحت اثر فازهای سخت و شکننده و همچنین تجمع آخال فرآیند انتشار ترک بین این دو به سهولت انجام می گیرد تا اینکه دو ترک ریز بهم می رسند. بهم رسیدن این ترک های ریز باعث ایجاد ترک های بزرگ بطول چند میلیمتر و حتی بزرگتر می شود. شکل ۸ تصویر میکروسکوپی نوری از یک ترک دیگر هیدروژنی

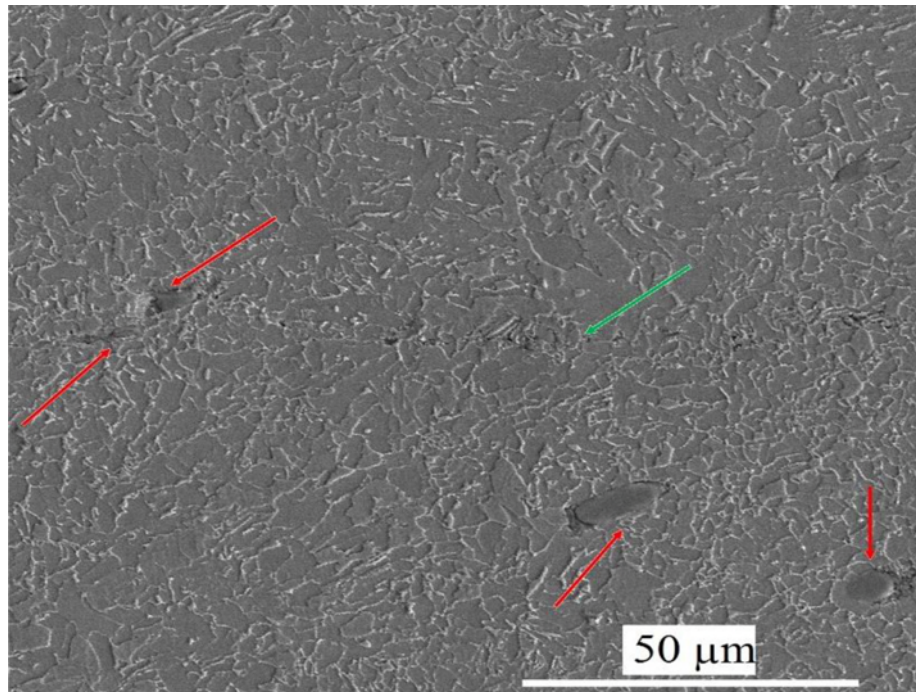
علاوه بر مبحث آخال و رسوب ها که نقش مهمی در ایجاد ترک های هیدروژنی بازی می کنند، میکروساختار فولاد نیز از عوامل مهم در ایجاد و بخصوص رشد ترک های هیدروژنی هستند. شکل های ۶ الف و ب ترک های هیدروژنی را نشان می دهند که بعد از شارژ الکتروشیمیایی هیدروژنی به مدت ۸ ساعت و در جهت رول ورقه فولادی ایجاد شده اند. مهمترین نکته این هست که تمامی ترک ها در صفحه وسط ضخامت ورقه فولادی مشاهده شدند. اگر به شکل ۶ الف دقت شود ملاحظه می شود که ترک هیدروژنی در جایی پیشروی کرده است که پرلیت انباشتگی بالایی دارد. این به خاطر سختی بالای این ساختار هست که امکان پیشروی ترک را آسانتر می کند. همچنین با توجه به اینکه که پرلیت از دو فاز فریت و سمنتیت تشکیل شده است و لایه میانی این دو فاز می تواند به عنوان یک تله هیدروژنی عمل کند و عمل ایجاد و رشد ترک هیدروژنی را تسهیل کند. یکی از ویژگی های ترک های هیدروژنی پله ای بودن آنهاست و این امر در شکل ۶ ب نشان داده شده است. رشد پله ای ترک های هیدروژنی به دلیل توزیع ناهمگن آخال و رسوب ها در مقطع عرضی ورقه فولادی است که بعد از شروع ترک از آخال به صورت پله ای به هم می رسند. شکل ۶ ب نکته مهم دیگری را هم نشان می دهد و آن وجود تعداد زیادی حفره در اطراف ترک های هیدروژنی است. در واقع این جاهای خالی مکان آخال و حفره ها بوده است که در فرآیند پولیش از میکروساختار فولاد بیرون آمده اند. لذا تجمع تعداد زیادی از آخال و رسوب ها در منطقه ترک هیدروژنی نشانگر این واقعیت است که چقرمگی شکست در این ناحیه کاهش یافته است. این کاهش چقرمگی پیشروی ترک در این ناحیه را آسان می سازد. بایستی به نکته مهمی در اینجا اشاره کرد و آن تجمع فازهای سخت و همچنین آخال و رسوب ها در ناحیه وسط



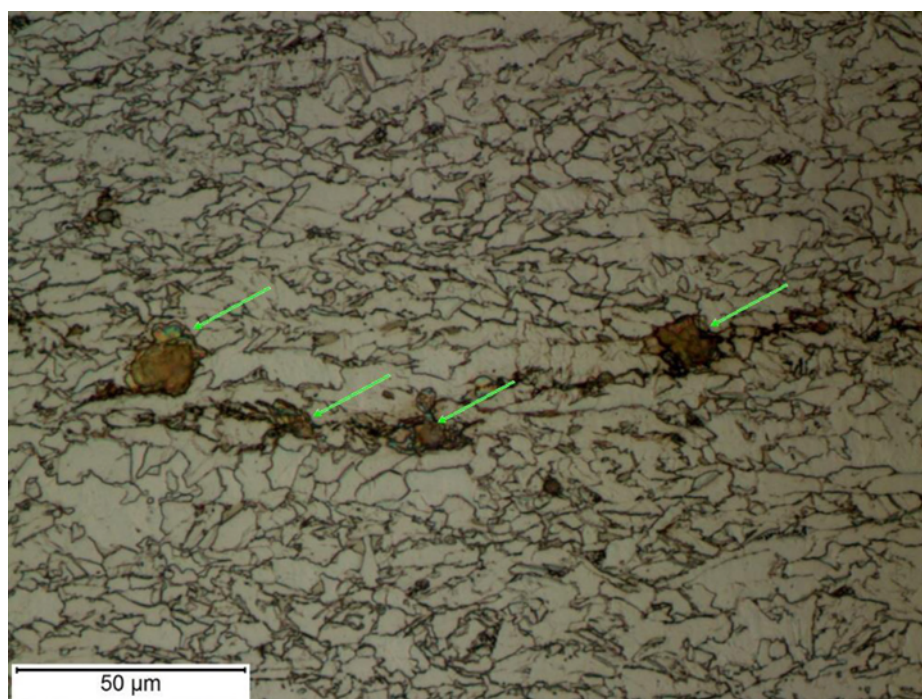
شکل ۶- الف) و ب) تصاویر SEM از ترک های هیدروژنی در سطح مقطع عرضی ورق فولادی X70 که بعد از شارژ هیدروژنی به مدت ۸ ساعت ایجاد شده اند.

اکسیدی ۱۵٪ از نوع منگنز سولفید، ۱۰ درصد از نوع رسوبات کربو نیتریدی و ۱۰٪ نیز از نوع کربیدی می‌باشند. این نتایج بر اساس بررسی حدود ۱۰۰ نوع آخال در نمونه X70 انجام گرفته است.

را نشان می‌دهد که بعد از ۸ ساعت شارژ هیدروژنی ایجاد شده است. آخال موجود در مسیر رشد ترک که با پیکان‌های سبز نشان داده شده است با تفکیک پذیری متفاوتی دیده می‌شود. با توجه به بررسی آماری روی این خط لوله، حدود ۶۵٪ آخال از نوع



شکل ۷- تصویر SEM از یک ترک هیدروژنی در سطح مقطع عرضی ورق فولادی X70 و سولفید منگنز در مسیر و اطراف ترک.



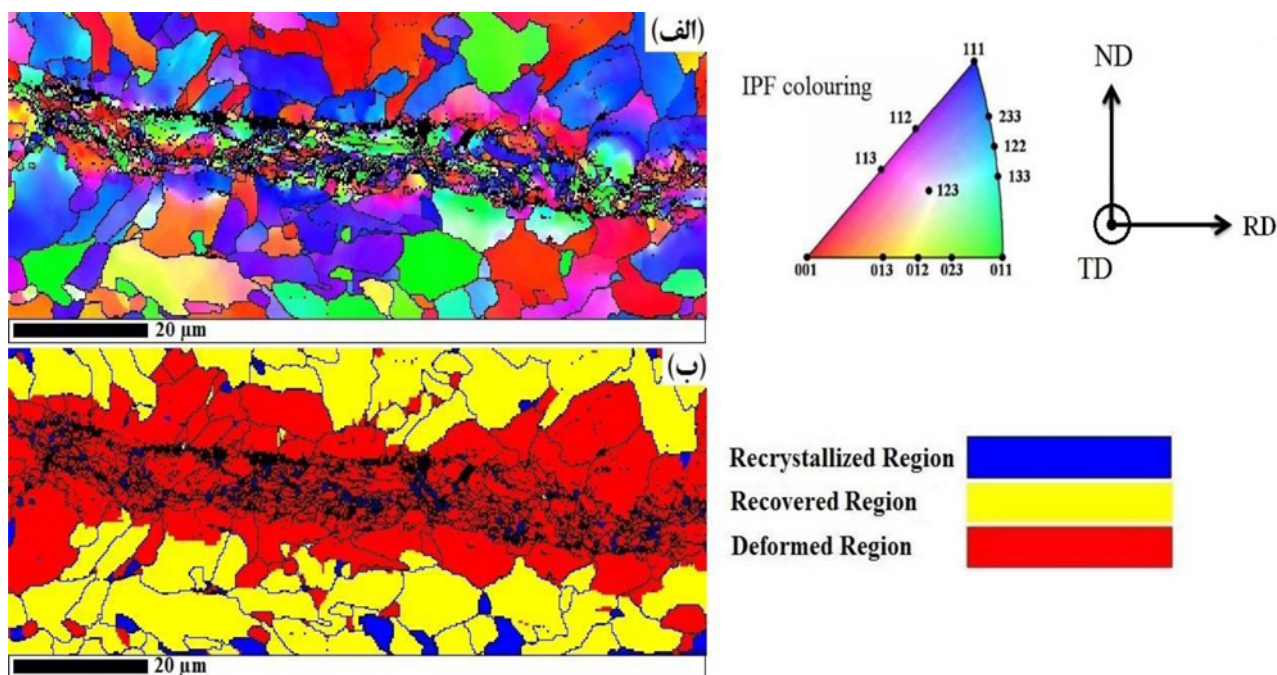
شکل ۸- تصویر میکروسکوپ نوری از یک ترک هیدروژنی در سطح مقطع عرضی ورق فولادی X70 و آخال و رسوب‌های موجود در مسیر ترک که با قدرت تفکیک پذیری متفاوتی نشان داده شده‌اند.

شکل ۹ ب تصویر تبلور مجدد در ناحیه ای را نشان می دهد که شامل همان ترک هیدروژنی نشان داده شده در شکل ۹ الف می باشد. در این شکل، دانه های تبلور مجدد یافته^۱ با رنگ آبی، دانه های بازیافت شده^۲ با رنگ زرد و دانه های تغییر شکل یافته^۳ با رنگ قرمز نشان داده شده اند. البته آنالیز پراش الکترون برگشتی با استفاده از روش انتشار جهت دانه^۴ قادر است که دانه های بلور مجدد یافته را از بازیافت شده و تغییر شکل یافته تشخیص دهد. بنابراین اگر GOS یک دانه کمتر از ۲ درجه باشد آن دانه، دانه تبلور مجدد یافته تلقی می گردد. ولی اگر مقدار GOS یک دانه بین ۲ و ۴ درجه باشد آن دانه، دانه باز یافت شده تلقی می گردد. و در نهایت اگر مقدار GOS برای یک دانه بیشتر از ۴ درجه باشد آن دانه، دانه تغییر شکل یافته خواهد بود. البته در موقع نورد گرم انرژی تغییر شکل در دانه ها ذخیره می شود و این انرژی در دانه هایی که تبلور مجدد یافته اند کمتر و در دانه هایی که بصورت تغییر شکل یافته مانده اند بیشتر است و در دانه هایی که بصورت بازیافت مانده اند ما بین این دو خواهد بود. بنابراین انتظار این است که ترک هیدروژنی در دانه هایی رشد کند که انرژی ذخیره شده در آنها زیاد است و آن دانه ها، همان دانه های تغییر شکل یافته هستند. شکل ۹ ب به وضوح نشان می دهد که ترک هیدروژنی در دانه های تغییر شکل یافته رشد کرده است. البته باید به این موضوع دقت کرد که تعدادی از دانه ها هم در حین انتشار ترک به خاطر تغییر شکل پلاستیک ناشی از انتشار ترک تغییر شکل می یابند.

۳-۲- نقش بافت و عوامل آن در رشد ترک های هیدروژنی

شکل ۹ الف تصویر پراش الکترونی برگشتی از یک ترک هیدروژنی را نشان می دهد. در این تصویر همانطور که از IPF Colouring پیداست دانه هایی که دارای صفحه {۱۰۰} هستند با رنگ قرمز، دانه هایی که دارای صفحه {۱۱۰} هستند با رنگ سبز و آنهایی که دارای صفحه {۱۱۱} هستند با رنگ آبی مشخص شده اند. همانطور که از این شکل پیداست پیشروی ترک با شکست دانه ها همراه بوده است و لذا می توان گفت که ترک غالباً بصورت بین دانه ای پیشروی کرده است. در مورد نقش بافت در انتشار ترک های هیدروژنی چندین کار توسط ونگاس و مهتدی بناب انجام شده است [۱۹-۲۰]. ونگاس و همکارانش نشان دادند که ترک های هیدروژنی اغلب در دانه هایی که دارای صفحه {۱۰۰} هستند رشد می کنند در حالی که دانه های دارای صفحه {۱۱۱} مقاوم به رشد ترک هستند.

در شکل ۹ الف به وضوح دیده می شود که ترک نه تنها در دانه هایی که دارای صفحه {۱۱۱} هستند به آسانی رشد می کند بلکه در دانه ها با صفحه های {۱۱۰} و {۱۰۰} نیز به آسانی رشد می کند. نکته مهم دیگری که از این شکل استنباط می شود آن است که بافت محلی غالب منطقه ترک و اطراف آن یک بافت تصادفی یا ضعیف است. بنابراین با توجه به این شکل و همچنین با استناد به کارهای قبلی [۲۱-۲۴] می توان نتیجه گرفت که ترک های هیدروژنی مستعد رشد در ناحیه با بافت محلی ضعیف هستند.



شکل ۹- (الف) تصویر پراش الکترونی برگشتی از یک ترک هیدروژنی، (ب) تصویر نقشه تبلور مجدد از همان ترک هیدروژنی.

- 1- Recrystallized
- 3- Deformed

- 2- Recovered
- 4-(Grain Orientation Spread (GOS))

نتیجه‌گیری

در این تحقیق، نقش عوامل مختلف میکروساختاری و بافت در شروع و انتشار ترک‌های هیدروژنی بررسی شد. نتایج آزمایش‌های شارژ هیدروژنی روی خطوط لوله فولادی X70 نشان داد که ترک‌های هیدروژنی از برخی آخال و رسوب‌هایی نظیر سولفید منگنز و رسوب‌های کربونیت‌ریدی شروع به رشد می‌کنند و در نواحی با میکروساختار سخت و ترد تر از فریت مانند پرلیت، بینیت و مارنیزیت رشد می‌کنند. سایر آخال و رسوب‌ها مانند آخال اکسیدی نقشی در انتشار ترک بصورت مستقیم ندارند اما با تجمع در ناحیه وسط ضخامت ورقه فولادی چقرمگی شکست آن ناحیه را پایین آورده و آن منطقه را مستعدتر به انتشار ترک می‌کنند. همچنین نتایج تصویر پراش الکترونی برگشتی نشان دادند که ترک‌های هیدروژنی در دانه‌ها با صفحه‌های مختلف شامل {۱۰۰}، {۱۱۰} و {۱۱۱} و در ناحیه با بافت ضعیف شروع به رشد می‌کنند. در نهایت دانه‌هایی که بعد از فرآیند نورد گرم تبلور مجدد نیافته و بصورت تغییر شکل یافته باقی مانده‌اند با توجه به میزان انرژی ذخیره شده در آنها مستعدتر از دانه‌های دیگر به انتشار ترک‌های هیدروژنی هستند.

قدردانی

نویسنده این مقاله کمال تقدیر و تشکر از حمایت مالی دانشگاه بناب علی الخصوص معاونت و مدیریت محترم پژوهشی دانشگاه بابت انجام این تحقیق را دارد. همچنین این تحقیق بر اساس قرارداد طرح پژوهشی شماره ۲۷۲۰/آپ/د/۹۵ مورخ ۱۳۹۵/۰۸/۱۵ انجام یافته است.

مراجع

- [1] J. Kittel, V. Smanio, M. Fregonese, L. Garnier, X. Lefebvre, Hydrogen induced cracking (HIC) testing of low alloy steel in sour environment: Impact of time of exposure on the extent of damage, Corrosion Science, Vol. 52, No. 4, 2010, Pp. 1386-1392.
- [2] 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 and Engineering A, Vol. 357, No. 1-2, 2003, Pp. 104-110.
- [3] H.B. Xue, Y.F. Cheng, Characterization of inclusions of X80 pipeline steel and its correlation with hydrogen-induced cracking, Corrosion Science, Vol. 53, No. 4, 2011, Pp. 1201-1208.
- [4] G. Domizzi, G. Anteri, J. 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, No. 2, 2011, Pp. 325-339.
- [5] T. Hara, H. Asahi, H. Ogawa, Conditions of hydrogen-induced corrosion occurrence of X65 grade linepipe steels in sour environments, Corrosion, Vol. 60, No. 12, 2004, Pp. 1113-1121.
- [6] E.M. Moore, J.J. Warga, Factors influencing the hydrogen cracking sensitivity of pipeline steel, Materials Performance, Vol. 15, 1976, Pp 17-23.
- [7] Z.Y. Liu, X.G. Li, C.W. Du, L. Lu, Y.R. Zhang, Y.F. Cheng, Effect of inclusions on initiation of stress corrosion cracks in X70 pipeline steel in an acidic soil environment, Corrosion Science, Vol. 51, No. 4, 2009, Pp. 895-900.
- [8] 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, Material Science and Engineering A, Vol. 551, 2012, Pp. 40-49.
- [9] V. Venegas, F. Caleyó, T. Baudin, J.H. Espina-Hernandez, J.M. Hallen, On the role of crystallographic texture in mitigating hydrogen-induced cracking in pipeline steels, Corrosion Science, Vol. 53, No. 12, 2011, Pp. 4204-4212.
- [10] M. Arafin, J.A. Szpunar, Effect of bainitic microstructure on the susceptibility of pipeline steels to

- hydrogen induced cracking, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, No. 15, 2011, Pp. 4927-4940.
- [11] M. Arafin, J.A. Szpunar, Modeling of grain boundary character reconstruction and predicting intergranular fracture susceptibility of textured and random polycrystalline materials, *Computational Materials Science*, Vol. 50, No. 2, 2010, Pp. 656-665.
- [12] M. A. Arafin, J. A. Szpunar, A novel microstructure-grain boundary character based integrated modeling approach of intergranular stress corrosion crack propagation in polycrystalline materials, *Computational Materials Science*, Vol. 47, No. 4, 2010, Pp. 890-900.
- [13] M. Arafin, J.A. Szpunar, A Markov Chain-Monte Carlo model for intergranular stress corrosion crack propagation in polycrystalline materials, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 513-514, 2009, Pp. 254-266.
- [14] M. Arafin, J.A. Szpunar, Modeling the effect of grain clustering on the intergranular crack-propagation behaviour in polycrystalline materials, *Computational Materials Science*, Vol. 46, No. 4, 2009, Pp. 932-941.
- [15] 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*, Vol. 51, No. 1, 2009, Pp. 119-128.
- [16] 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, No. 31, 2013, Pp. 13831-13841.
- [17] 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, No. 2, 2015, Pp. 1096-1107.
- [18] H. Tamehiro, T. Takeda, S. Matsuda, K. Yamamoto, H. Okomura, Effect of accelerated cooling after controlled rolling on the hydrogen induced cracking resistance of pipeline steel, *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, Vol. 25, 1985, Pp. 982-988.
- [19] V. Venegas, F. Caleyó, T. Baudin, J.M. Hallena, R. Penelle, Role of microtexture in the interaction and coalescence of hydrogen-induced cracks, *Corrosion Science*, Vol. 51, No. 5, 2009, Pp. 1140-1145.
- [20] 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 Transaction A*, Vol. 38, No. 5, 2007, Pp. 1022-1031.
- [21] 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. 163-175.
- [22] 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, No. 11, 2014, Pp. 6076-6088.
- [23] 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 & Engineering A*, Vol. 620, 2015, Pp. 97-106.
- [24] 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, No. 5, 2016. Pp. 1781-1793.