نقش بافت، آخال و رسوب ها در شروع و انتشار ترک های هیدروژنی درخطوط لوله فولادی API X70

محمدعلی مهتدی بناب *

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

* نويسنده مسئول: mohtadibonab232@gmail.com

تاريخ دريافت: ٥٥/٥٥/١٩ تاريخ پذيرش: ١٣٩٥/١١/١١

چکیدہ

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 ۲۸ /۱۰ اسید سولفوریک و ا ۳ مونیوم تیوسیانیت جهت ایجاد ترک های هیدروژنی در نمونه X70 بکار گرفته شد. بعد از انجام آزمایش های شارژ هیدروژنی، مقطع عرضی نمونه های شارژ شده تا ۲۳ ۱ پولیش شده و بعد از اچ کردن با محلول ۲ درصد نیتال با دقت توسط میکروسکوپ SEM جهت یافتن ترک های هیدروژنی بررسی شد. سپس شروع و انتشار ترک های 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 آخال های اکسیدی، سولفیدی و نیتریدی وجود دارند که انباشتگی این آخال در وسط ضخامت ورقه فولادی بیشتر از جاهای دیگر است. اما در نمونه های شارژ شده، مشخص شد که ترک تنها از تعداد خاصی آخال و رسوب هایی نظیر سولفید منگنز و رسوب های کربو نیتریدی شروع به رست می بقیه آخال و رسوب های اکسیدی در شروع و انتشار ترک تایری ندارد و نقش آن ها در کاهم محلول ای در محلوب محلوی می در شرک مشخص شد که ترک تنها از تعداد خاصی آخال و رسوب هایی نظیر سولفید منگنز و رسوب های کربو نیتریدی شروع به رشد می شره، مشخص شد که ترک تنها از تعداد خاصی آخال و رسوب هایی نظیر سولفید منگنز و رسوب های کربو نیتریدی شروع به رشد می شره، مشخص شد که ترک تنها از تعداد خاصی آخال و رسوب هایی نظیر سولفید منگنز و رسوب های کربو نیتریدی شروع به رشد می نیزمایش های الکترون پراش بر گشتی نشان دادند که تر ک مستعد رشد در ناحیه با بافت ضعیف یا تصادفی است. سایر عوامل موثر در رشد تر ک نظیر جهت گیری دانه های شامل ترک مورد بحث قرار گرفتند.

كلمات كليدى: خطوط لوله فولادى، ترك هاى هيدروژنى، روش الكترون پراش برگشتى، آزمون طيف نگارى؛

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 precipices 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

بحث در مورد نقش آخال و رسوب های در انتشار ترک های هیدروژنی در خطوط لوله فولادی یک بحث نسبتا چالشی است. به عنوان مثال دامیزی و همکارانش [۴] که روی ترک های هیدروژنی در خطوط لوله فولادی کار می کردند دریافتند که حساسیت خطوط لوله به ترک های هیدروژنی به شدت به مقدار گوگرد و آخال گوگردی بستگی دارد. در تحقیقی دیگر هارا و همکارانش [4] دریافتند که آخال غیر فلزی مکان های اصلی برای شروع ترک های هیدروژنی محسوب می شوند. هم چنین مور و همکارانش [۶] در تحقیق روی خطوط لوله فولادی متوجه شدند که شکل سولفید منگنز نقش مهمی در شروع رشد ترک های هیدروژنی در خطوط لوله فولادی دارد. در تحقیقی دیگر که توسط لیو و همکارانش [۷] روی ترک های هیدروژنی درخطوط لوله X70 انجام شد آنها به دو نوع آخال غنی شده با آلومینیوم و سلیکون دست یافتند و متوجه شدند که چون آخال غنی شده با آلومینیوم ترد و همچنین با فلز کوهیرنت نیست می تواند به عنوان محل شروع ترک های هیدروژنی عمل کند در حالی که آخال سیلیکونی که دارای شکل کروی هستند و ضریب تمرکز تنش پایینی را اعمال می کنند در شروع ترک های هیدروژنی هیچ نقشی ندارند. در تحقیقی دیگر، حجازی و همکارانش [۸] دریافتند که آخالی نظیر اکسید آلومينيوم، اكسيد آلومينيوم _ كلسيم _ سيليكون و سولفيد منگنز کشیده شده می توانند به عنوان محل شروع ترک های هیدروژنی عمل نمایند و چون سولفید منگنز کشیده شده چقرمگی شکست خطوط لوله فولادي را كاهش مي دهد اين نوع از آخال مضرترين نوع برای خطوط لوله فولادی از حیث انتشار ترک های هیدروژنی می باشد.

تاکنون اصلاحات فرآیندی زیادی نظیر استفاده از عناصر میکروآلیاژی جهت ایجاد تله های ریز هیدروژنی بی ضرر، کنترل گوگرد، کربن و نیتروژن، شکل آخال و تنش های پسماند موجود در خطوط لوله جهت بهینه کردن میکروساختار و مقاوم سازی این خطوط لوله در برابر ترک های هیدروژنی امتحان شده است. علیرغم این تلاش ها، روش های مذکور به اندازه کافی موثر نبوده و یک رویکرد جدید (کنترل بافت و مهندسی مرز دانه) جهت اصلاح فرآیند ساخت این لوله ها مورد نیاز است. ونگاس و همکارانش نشان داده اند که ارتباط بسیار نزدیکی میان بافت و کاهش میزان بافت (۱۱۱) امکان انباشتگی ترک های هیدروژنی را کاهش داده بافت (۱۱۱) امکان انباشتگی ترک های هیدروژنی را کاهش داده بافت (۱۱۱) امکان انباشتگی ترک های هیدروژنی را کاهش داده در میز نیز می دهد که

1- coherent

خطوط لوله فولادی که برای حمل نفت خام و گاز طبیعی مورد استفاده قرار می گیرند، به عنوان حامل انرژی در ایران شناخته مي شوند. ترك هاي هيدروژني مهمترين عامل تخريب خطوط لوله فولادي در محیط هاي اسيدي نفتي و گازي مي باشد. هر سال به دليل وجود ترك هاى هيدروژني از عمر مفيد خطوط لوله فولادي كاسته می شود. وجود گاز سولفید هیدروژن در گاز طبیعی و همچنین تمرکز بالای گاز دی اکسید کربن در داخل این لوله ها باعث توجه به این نوع از تخریب در خطوط لوله فولادی شده است. زمانی که خطوط لوله فولادی در محیط های اسیدی مورد استفاده قرار می گیرد، به دلیل فرآیند خوردگی، هیدروژن در سطح این لوله ها تولید می شود. اتم های هیدروژن به شکل پروتون در داخل لوله نفوذ کرده و در عیوب میکروساختاری لوله نظیر سولفید منگنز کشیده شده، آخال های اکسیدی کروی و رسوب های نیتریدی انباشته مي شوند. لازم به ذكر است كه ميدان تنش موجود در داخل لوله و هم چنین خوردگی سطح لوله ممکن است باعث افزایش سرعت نفوذ هيدروژن در داخل لوله شود. زمانيكه مقدار هيدروژن تحت اثر تنش و با حتى بدون تنش موجود در لوله به يک مقدار بحراني لازم براي رشد تر ک برسد تر ک هاي هيدروژني شروع به رشد مي کنند [۳–۱]. رشد ترک در جهت ضخامت تا جایی ادامه می یابد که نفت و گاز موجود در داخل این لوله ها 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 می شود بلکه باعث آلودگی های محیطی بسیاری ناشی از نشت این منابع به زمین های اطراف می گردد. تر ک های تاولی معمولا نزدیک به سطح لوله تشکیل می شوند در حالیکه سایر ترک ها در صفحه وسط ضخامت جایی که جدایش عناصر رخ می دهند بوجود می آيند. ترک های هيدروژنی و ترک های خوردگی توام با تنش که در انواع مختلف خطوط لوله فولادي پديد مي آيند، مواردي هستند که به پارامترهای میکروساختاری مختلف نظیر ترکیب شیمیایی، شکل، اندازه و توزیع آخال های سولفیدی، رسوب های غیر فلزی، تركيب فازى فولاد، بندهاى ميكروساختارى و تنش هاى پسماند، پارامترهای مکانیکی و محیطی نظیر تنش های اعمالی، نوع مایع یا گازی که حمل می شود و محیط احاطه کننده اطراف لوله و خیلی عوامل دیگر بستگی دارند. ساخت خطوط لوله فولادی با مقاومت بالاجهت حمل نفت و گاز طبيعي از اهميت بسزايي برخوردار است. در بسیاری از کشورهای جهان در حال حاضر از خطوط لوله X52 و X60 براي حمل اين منابع استفاده مي شود. لازم به ذکر است که تغییر جهت ترک ها به سمت شعاع لوله فر آیند 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 ساز گار با ساخت خطوط لوله فولادی شوند امکان تولید این لوله ها با خواص بهتر و قابلت 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 كامل بدست نيامده است. بنابراين انتظار مي رود كه ساخت خطوط لوله فولادي با بافت بهينه پيشرفت هاي قابل توجهي در زمینه امنیت و قابلیت اطمینان حمل نفت خام و گاز طبیعی بوجود بياورد. كنترل بافت فولاد براي بهبود عملكرد خطوط لوله فولادي تاكنون مورد مطالعه قرار نگرفته است. نقش مهم بافت کریستالو گرافی در جلو گیری یا کاهش ترک های هیدروژنی در محیط های اسیدی اولین بار توسط ونگاس و همکارانش مطرح شد [۹]. آنها ادعا نمودند که بافت فايبر {۱۱۱} (بردار نرمال صفحه ها يعنى جهت <١١١> موازى جهت نرمال مي باشد) تعداد مسیرهای مقاوم رشد ترک را افزایش می دهد در حالیکه بافت فايبر {١٠٠} (بردار نرمال صفحه ها يعنى جهت <١٠٠ > 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 فولادي با بافت فايبر {١٠٠} مستعد تخريب هستند. اگرچه بافت ممکن است جهت کاهش احتمال جهت گیری مجدد ترک در جهت شعاعی لوله شود، چنین جهت گیری مجددی فرآیند تخريب در خطوط لوله را سرعت خواهد بخشيد. در تحقيق اخير ونگاس و همکارانش نشان داده شد که مرزهای Σ13b, Σ11 و Σ29a در خطوط لوله فولادی نوع X46 API 5L می توانند به

عنوان مرزهای مقاوم در برابر ترک های هیدروژنی عمل کنند. همچنین دلایل مستندی ارائه نمودند که بافت و مهندسی مرز دانه می تواند عملکرد فولاهای 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 Si≤0.45، Mn≤1.65، ۰ Si≤0.45، Mn≤1.65، وزنی بایستی $Ti{\le}0.04 \quad \textit{0.02`} \quad S{\le}0.001`` V{\le}0.1`` Nb{\le}0.05$ 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 (TD) ۲۰ (RD) 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

جدول ۱_ ترکیب شیمیایی خطوط لوله فولادی X70 بر حسب در صد وزنی

خط لوله فولادي	С	Mn	Si	Nb	Мо	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

ابعاد (ND) ۱۲/۵ × (RD) ۲۵ × (ND) ۱۳۰ میلیمتر از ورقه فولادی X70 برش داده و تمام سطح نمونه ها تا کاغذ سمباده شماره ۶۰۰ پولیش شدند. بعد از پولیش کردن نمونه ها، 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 شیشه ای که با دولیتر از محلول ۲,۰ مولار سولفوریک اسید و ا/۳g/۰ آمونیوم تیوسیانیت پر شده بود قرار گرفتند. نمونه ها با استفاده از یک منبع تغذیه نوع با شدت جریان ۲۰ mA/cm² با هیدروژن شارژ شدند. بعد از شارژ شده، به طوری که صفحه برش خورده صفحه ND-ND باشد. سپس شده، به طوری که صفحه برش خورده صفحه ای محلول ۲٪ نیتال اچ شدند. در نهایت میکروسکوپ الکترونی MSL و میکروسکوپ نوری جهت یافتن تر ک های هیدروژن بکار گرفته شد و همچنین آخال ها و رسوبهایی که در محل تر ک ظاهر شدند جهت تعیین نوعشان از آزمون طیف نگاری EDS کمک گرفته شد.

برای بررسی بافت محلی نمونه و همچنین جهت گیری دانه های شامل ترک از روش پراش الکترون بر گشتی استفاده شد. برای این منظور، نمونه های ترکدار را بعد از پولیش کردن تا ۱ میکرومتر اچ نکرده، بلکه فرآیند پولیش با دستگاه ویبرومتر و با محلول ۱۰/۰۴ ٪ سلیکا به مدت ۱۲ ساعت انجام شد. بعد از انجام تست، از نرم افزار 5 Oxford Instruments Channel جهت تحلیل داده های خام روش پراش الکترون برگشتی کمک گرفته شد.

۳- نتایج و بحث

-1- میکروساختار و تاثیر آن در رشد ترک های هیدروژنی شکل ۱ میکروساختار ورقه فولادی خط لوله X70 را در سطح آن یعنی در صفحه RD-TD نشان می دهد. همانطور که از شکل پیداست بیشتر از ۹۰٪ میکروساخار از فریت تشکیل شده و مابقی آن پرلیت می باشد. در این شکل ساختار پرلیت با پیکان نشان داده شده است. فریت به عنوان نرمترین فاز موجود در فولاد شناخته می شود و مقاومترین فاز در مقابل انتشار ترک می باشد، اما جهت مقاوم کردن و بالا بردن چقرمگی شکست آن مقداری از ساختارهای دیگر نظیر پرلیت نیز در میکروساختار فولاد اضافه می شود. پرلیت ساختاری هست که از دو فاز فریت و سمنتیت تشکیل شده است و سختي و مقاومت خيلي بالايي در مقايسه با فريت دارد. البته لازم به ذكر هست كه مقداري فاز شكننده و سخت مارتزيت نیز در این نوع فولاد تشکیل می شود که بیشتر در مرکز ضخامت ورقه فولادي تشكيل مي شود كه بحث جداگانه اي دارد. بايستي توجه داشت که ساختار پرلیت بدلیل سختی و شکنندگی بالا نسبت به فاز فریت مستعدتر به رشد ترک های هیدروژنی می باشد. در این قسمت، به تحلیل سطح مقطع ورقه فولادی X70 که در آن ترک های هیدروژنی مشاهده می شوند پرداخته می شود. البته تحليل ها در اين قسمت روى ورق فولادى X70 شارژ نشده مي باشد.

شکل ۲ الف تصویر میکروسکوپی یک آخال را نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود شکل این آخال تقریبا گرد است. قبلا



شكل **۱** ـ تصوير ميكروسكوپ الكترونى SEM از سطح فولاد (صفحه RD-TD).

گوگرد موجود در فولاد، عملا 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 [۱۴]. 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 نمي تواند محل شروع ترک هاي هيدروژني باشد. شکل ۴ الف و ب تصویر نوع دیگری از آخال را نشان می دهند که اولا دارای شکل نسبتا 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 هيدروژني نيز 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 نمايند. شكل ۲ الف نشان مي دهد كه اين فضاي خالي بين فلز و آخال موجود است، اما بدلیل دایروی بودن شکل این آخال و به تبع آن گردی فضایی که اشغال کرده، ضریب تمرکزتنش 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 كم به فولاد اضافه مي شود و دو نقش مهم ايفا مي كند. اول اینکه نقش مهمی در گرد نمودن شکل آخال دارد و دوم به عنوان جذب کننده قوی گو گرد 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)

39

عنوان کرد که حدود X70 آخال موجود در خطوط لوله فولادی XV۰ از نوع اکسیدی شامل عناصر آلومینیوم، منیزیم، کلسیم و منگنز می باشد. حدود ۱۲٪ از آخال سولفیدی هستند که مضرترین نوع آن جهت رشد ترک های هیدروژنی سولفید منگنز هست. البته لازم به ذکر هست که سولفید منگنز را به سختی می توان در فولاد شارژ نشده پیدا کرد و دلیل آن هم سولفور زدایی یا اضافه کردن کلسیم به فولاد در فرآیند تولید خطوط لوله هست. این آخال را بایستی در خلال ترک های هیدروژنی جست. بقیه رسوب ها هم از نوع رسوب های کربونیتریدی هستند که در تحقیق قبلی در مرجع نوع رسوب های کربونیتریدی هستند که در تحقیق قبلی در مرجع های انجام یافته نشان دادند که تمرکز آخال و رسوب ها در وسط ضخامت ورقه فولادی بیشتر از جاهای دیگر بودند. تصویر ۵ الف شکل متفاوتی از یک آخال را نشان می دهد که یا توجه به تحلیل اسکن نقطه ای EDS که در شکل ۵ ب نشان داده شده ترکیبی از تیتانیوم، آلومینیوم و نیوبیوم و مقدار کمی منیزیم و کلسیم می باشد.همانطور که از شکل ۵ الف پیداست، این نوع از رسوب به شکل مربعی و با لبه های تیز می باشد و به نظر می رسد که می تواند به عنوان مکان رشد ترک هیدروژنی در نظر گرفته شود.اما موردی که در مورد این رسوب وجود دارد این است که شود.اما موردی که در مورد این رسوب و خود دارد این است که تراکم هیدروژن و جود دارد که با این نوع رسوب ها coherent یا پرای شروع ترک از این نوع رسوب و این نکته، امکان کمی برای شروع ترک از این نوع رسوب ها بحث کنیم بایستی



2.5µm

شکل ٤_(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 ٤ (الف)



شکل ۵_ (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 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 اکثرا در آن ناحیه می مانند. تجمع این عناصر آلیاژی در وسط ضخامت و رقه فولادی باعث تجمع آخال و رسوب ها در این مکان می شود و باعث بالا بردن زمان شکل گیری فازهای سخت نظیر بینیت و مارتنزیت (برای تشکیل این فازها و ساختارها سرعت سرد کردن فرآیند ترمودینامیکی جهت کاهش تجمع فازهای سخت و آخال فرآیند ترمودینامیکی جهت کاهش تجمع فازهای سخت و آخال آغاز و پایان سرد کردن، سرعت سرد کردن و تعداد سیکلهای سرد کردن در نورد گرم پیشنهاد شده است [۱۸]. اما این فرآیندهای ترمودینامیکی بطور کامل جهت از بین بردن تجمع فازهای سخت

و احال و نوریع همکن انها بطور مونر 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 معمولا در پروسه نورد گرم بصورت کشیده در می آیند شوند. در واقع، وقتی ترک هیدروژنی از دو نوع آخال ایجاد شد، شوند. در واقع، وقتی ترک هیدروژنی از دو نوع آخال ایجاد شد، 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 میکروسکویی 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 وب ترک های هیدروژنی را نشان می دهند که بعد از شارژ الکتروشیمیایی هیدروژنی به مدت ۸ ساعت و در جهت رول ورقه فولادي ايجاد شده اند. مهمترين نكته اين هست كه تمامي ترک ها در صفحه وسط ضخامت ورقه فولادي مشاهده شدند. اگر به شکل ۶ الف دقت شود ملاحظه می شود که ترک هیدروژنی در جايي پيشروي كرده است كه پرليت انباشتگي بالايي دارد. اين 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.

۳۸

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

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



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



شکل ۸ـ تصویر میکروسکوپ نوری از یک ترک هیدروژنی در سطح مقطع عرضی ورق فولادی X70 و آخال و رسوب های موجود در مسیر ترک که با قدرت تفکیک پذیری متفاوتی نشان داده شده اند.

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 {۱۱۱} 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 غالبا بصورت بین دانه ای پیشروی کرده است. در مورد نقش بافت در انتشار انجام شده است [۹۹–۲۰]. ونگاس و همکارانش نشان دادند که ترک های هیدروژنی اغلب در دانه هایی که دارای صفحه {۱۰۱} مستند رشد می کنند در حالی که دانه های دارای صفحه {۱۱۱} مستند رشد می کنند در حالی که دانه های دارای صفحه {۱۱۱}

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 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 ابا رنگ آبی، دانه های بازیافت شده ٔ با رنگ زرد و دانه های تغییر شکل یافته ٔ با رنگ قرمز نشان داده شده اند. البته آنالیز پراش الکترون بر گشتی با استفاده از روش انتشار جهت دانه ٔ 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 بين ۲ و ۴ درجه باشد آن دانه، دانه باز يافت شده تلقى مى 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. بنابر این 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 مي دهد که ترک هيدروژني 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 تغيير شكل يلاستيك ناشي از انتشار ترك تغيير شكل مي يابند.



شکل ۹ _(الف) تصویر پراش الکترونی بر گشتی از یک ترک هیدروژنی، (ب) تصویر نقشه تبلور مجدد از همان ترک هیدروژنی.

1- Recrystallized

3- Deformed

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

نتيجه گيري

در این تحقیق، نقش عوامل مختلف میکروساختاری و بافت در شروع و انتشار ترک های هیدروژنی بررسی شد. نتایج آزمایشهای شارژ هیدروژنی روی خطوط لوله فولادی X70 نشان داند که ترک های هیدروژنی از برخی آخال و رسوب هایی نظیر سولفید منگنز و رسوب های کربونیتریدی شروع به رشد می کنند و در نواحی با میکروساختار سخت و تر د تر از فریت مانند پرلیت، بینیت و مارنزیت رشد می کنند. سایر آخال و رسوب ها 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 می کنند. همچنین نتایج تصویر پراش الکترونی برگشتی نشان دادند که ترک های هیدروژنی در دانه ها با صفحه های مختلف شامل (۱۰۰}، (۱۱۰) و (۱۱۱) و در ناحیه با بافت ضعیف شروع به رشد می کنند. در نهایت دانه هایی که بعد از فرآیند نورد گرم تبلور مجدد نیافته و بصورت تغییر شکل یافته باقی مانده اند با توجه به میزان انرژی ذخیره شده در آنها مستعدتر از دانه هایی که بعد در دانه ها با صفحه های مختلف شامل (۱۰۰)، (۱۱۰) و (۱۱۰) و در ناحیه با بافت ضعیف شروع به رشد می کنند. در نهایت دانه هایی که بعد در دانه ها با صفحه های مختلف شامل (۱۰۰)، (۱۱۰) و (۱۱۰) و در ناحیه با بافت ضعیف شروع به رشد می کنند. در نهایت دانه هایی که بعد در دانه ها با صفحه های مختلف شامل (۱۰۰)، دارا) و در ناحیه با بافت ضعیف شروع به رشد می کنند. در نه می کنند. در نوانه های دیگر به انتشار ترک های هیدروژنی هستند.

قدردانی

ب 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 قراداد 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 occurance 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. Caleyo, 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 coling 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. Caleyo, T. Baudinb, 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. Caleyo, J.M. Hallen, T. Baudin, R. Penelle, Role of crystallographic texture in hydrogeninduced 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. Stankiewich, 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 Materoals Engineering and Performance, Vol. 25, No. 5, 2016. Pp. 1781-1793.