

## تأثیر ریزساختار و بافت کریستالی بر مقاومت به ترک هیدروژنی فولاد HSLA، سرد شده در محیط‌های مختلف

شهرام عباسی<sup>۱\*</sup>، محمد اسماعیلیان<sup>۲</sup>، شاهرخ آهنگرانی<sup>۳</sup>

۱. دانشجوی دکتری، پژوهشکده مواد پیشرفته و انرژی‌های نو، سازمان پژوهش‌های علمی صنعتی ایران، تهران، ایران.

۲. دانشیار، پژوهشکده مواد پیشرفته و انرژی‌های نو، سازمان پژوهش‌های علمی صنعتی ایران، تهران، ایران.

۳. دانشیار، پژوهشکده مواد پیشرفته و انرژی‌های نو، سازمان پژوهش‌های علمی صنعتی ایران، تهران، ایران.

\* عهده دار مکاتبات: [abbasi.shahr@gmail.com](mailto:abbasi.shahr@gmail.com)

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۰۸/۱۱، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۹/۰۱/۳۰)

**چکیده:** در این تحقیق اثر ریزساختار و مؤلفه‌های بافت کریستالی بر مقاومت به ترک هیدروژنی فولاد HSLA مورد بررسی قرار گرفت. به این منظور فولاد مورد نظر تا ۵۰٪ در بازه دمایی ۹۸۰ تا ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد نورد گرم و سپس در محیط‌های مختلفی سرد شد. ریزساختار و بافت نمونه با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به آشکارساز الکترون‌های بازگشتی (EBSD) مورد بررسی قرار گرفت و آزمون حساسیت به ترک هیدروژنی (HIC) نیز روی نمونه‌ها انجام شد. نتایج نشان داد که با افزایش سرعت سرمایش ساختار به سمت تشکیل فازهای غیرتعادلی با اندازه دانه کوچک‌تر و سهم مرز دانه بیشتر پیش می‌رود که مقاومت به ترک هیدروژنی را کاهش می‌دهد. از طرف دیگر افزایش سرعت سرمایش باعث تغییرات قابل توجه در بافت نمونه و کاهش شدت مؤلفه‌های بافت می‌شود. همچنین کاهش شدت رشته ND // {111} در ساختار فولاد با افزایش سرعت سرمایش مشاهده شد که کاهش سهم این رشته نشان‌دهنده کاهش مقاومت به رشد ترک بین‌دانه‌ای و نتیجتاً مقاومت به ترک هیدروژنی می‌شود.

### واژه‌های کلیدی:

فولاد HSLA، ریزساختار، بافت کریستالی، ترک هیدروژنی.

### ۱- مقدمه

در صنایع نفت و گاز بحث خوردگی می‌باشد و در میان انواع خوردگی‌ها، خوردگی و شکست فولادها در محیط ترش یا در حضور سولفید هیدروژن (ترک هیدروژنی) یکی از چالش‌های اصلی فناوری در صنایع تولیدی می‌باشد. قابلیت انفجار و ماهیت سمی این گاز سبب شده است که صنایعی که به نحوی با این گاز در ارتباط هستند توجه ویژه‌ای را به پیش‌بینی و پیش‌گیری صدمات ناشی از خوردگی مواد در محیط‌های ترش نشان دهند. از خصوصیات بارز این محیط

عمدتاً به علت قرار گرفتن منابع نفت و گاز در مناطق دورافتاده استفاده از خطوط لوله مناسب‌ترین راه جهت رساندن محصولات به دست مصرف‌کننده محسوب می‌شود. در سال‌های اخیر استفاده از فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا (HSLA) در صنایع نفت و گاز جهت ساخت خطوط لوله و مخازن تحت نگهداری به دلیل خواص مطلوب این فولادها توسعه زیادی یافته است [۱، ۲]؛ اما یکی از مهم‌ترین مشکلات

## ۲- مواد و روش‌ها

در پژوهش حاضر از ورق فولادی HSLA با ترکیب شیمیایی آورده شده در جدول ۱ استفاده شد. ریخته‌گری فولاد در یک کوره ذوب القایی با ظرفیت ۱۵۰ کیلوگرم انجام شد.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده در این تحقیق برحسب

درصد وزنی

Steel	Fe (%)	C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)
S	97.5	0.14	1.5	0.30	0.02	0.005
	Ni (%)	Cu (%)	Ti (%)	V (%)	Nb (%)	Al (%)
	0.02	0.03	0.001	0.002	0.004	0.2

پس از انجام ریخته‌گری نمونه‌هایی با ابعاد  $60 \times 60 \times 6$  میلی‌متر برش داده شدند و به مدت ۲ ساعت در دمای  $1200^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد آنیل شدند. سپس نمونه‌ها در دمای بین  $980^\circ\text{C}$  تا  $750^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد در یک پاس به میزان ۵۰٪ نورد گرم شدند و به ابعاد نهایی  $120 \times 60 \times 3$  میلی‌متر رسیدند. دمای مورد نظر در بازه بین دمای Tnr ( $985^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد) و Ar3 ( $723^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد) فولاد قرار دارد. فرایند نورد گرم توسط یک دستگاه نورد نیمه‌صنعتی با ظرفیت ۶۰ تن انجام گرفت. همچنین شایان ذکر است که شعاع غلطک نورد  $200$  میلی‌متر بوده و فرایند با سرعت ۴ متر بر دقیقه و بدون استفاده از روانکار انجام شد. سپس نمونه‌های نورد شده در سه محیط متفاوت سرد شدند. محیط‌های سردکننده جهت بررسی گستره وسیعی از سرعت‌های سرد کردن شامل هوا، روغن و آب بودند که نمونه‌های مربوط به آن‌ها به ترتیب S-A، S-O و S-W نام‌گذاری شدند. شکل ۱ طرح شماتیک از فرایند اعمال شده روی نمونه‌ها را نشان می‌دهد.

فراهم آوردن شرایط مساعد جهت نفوذ هیدروژن اتمی به داخل فولاد و ایجاد خسارات هیدروژنی است [۲-۳]. تحقیقات گسترده‌ای [۴-۶] جهت کنترل پارامترهای مختلف برای کاهش خسارات هیدروژنی انجام گرفته است اما تاکنون هیچ یک به طور کامل باعث از بین بردن خسارات هیدروژنی نشده‌اند. در این میان در چند سال اخیر کنترل ریزساختار، مرزداشته‌ها و بافت کریستالی جهت کاهش خسارات ناشی از ترک هیدروژنی مورد توجه قرار گرفته است [۲-۷ و ۹]. هوانگ و همکارانش [۶] نشان دادند که با تغییر ریزساختار فولاد X80 از فریت سوزنی به مارتنزیت مقاومت به تردی هیدروژنی کاهش می‌یابد. مهدی بناب و همکارانش [۱۰] نشان دادند که با افزایش تعداد نابجایی‌ها در ساختار فولاد تعداد مکان‌های بالقوه برای تجمع هیدروژن افزایش پیدا می‌کند و لذا مقاومت به ترک هیدروژنی کاهش می‌یابد.

در بررسی‌های انجام گرفته بر اثر بافت معصومی و همکارانش [۷] نشان دادند که رشته قوی ND // {001} در نمونه نورد گرم شده باعث افزایش حساسیت به تردی هیدروژنی می‌شود. همچنین ونگاس و همکارانش در تحقیقاتی که انجام دادند [۹]، [۱۱] مشخص کردند که وجود رشته‌های قوی ND // {111}، ND // {011} و ND // {112} می‌تواند مقاومت به ترک هیدروژنی را در ساختار فولاد نورد گرم شده افزایش دهند. با توجه به این مطالب هدف اصلی این تحقیق بررسی اثر ریزساختار و بافت کریستالی فولاد HSLA بر مقاومت بر ترک هیدروژنی می‌باشد. برای این منظور ابتدا فولاد مورد نظر نورد گرم و در محیط‌های مختلفی سرد شد تا ریزساختارهای متفاوتی تشکیل گردد. سپس ریزساختار فولاد، تغییرات بافت کریستالی و مقاومت نمونه‌ها به ترک هیدروژنی مورد بررسی قرار گرفت و در نهایت تلاش شد تا رابطه بین ریزساختار و بافت کریستالی با مقاومت به ترک هیدروژنی مورد ارزیابی قرار گیرد.

رابطه (۲)  $Crack\ Thickness\ Ratio: CTR = \frac{\sum b}{W} \times 100\%$

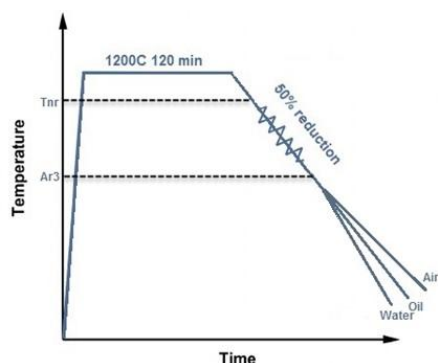
رابطه (۳)  $Crack\ Sensitivity\ Ratio: CSR = \frac{\sum(a \times b)}{W \times T} \times 100\%$

جایی که  $a$  طول ترک،  $b$  ضخامت ترک،  $w$  عرض برش و  $T$  ضخامت نمونه است که اندازه‌گیری طول و عرض ترک‌ها توسط میکروسکوپ نوری انجام گرفت.

### ۳- نتایج و بحث

شکل ۲ تصاویر میکروسکوپ الکترونی و همچنین تصویر EBSD از نمونه‌های سرد شده در محیط‌های مختلف را نشان می‌دهد. همان‌طور که در تصاویر الف و ب دیده می‌شود در سرعت سرد کردن پایین (محیط هوا) ساختار فولاد به صورت کاملاً همگن شامل دانه‌های هم‌محور فریت و پرلیت است. به این نوع فریت تشکیل شده فریت چندوجهی (PF) گفته می‌شود. این نوع ساختار عموماً در شرایط سرد شدن آهسته نزدیک به شرایط تعادلی یا در شرایط هم‌دمای تشکیل می‌گردد. این ریزساختار از مرز آستینت جوانه زده در جهت‌های خاصی رشد می‌کند. با توجه با تصاویر ج و د از شکل ۲ می‌توان به وضوح تشکیل ساختاری متشکل از فریت سوزنی و مارتنزیت را مشاهده نمود. این نمونه‌ها که در محیط روغن خنک کاری شده نسبت به نمونه سرد شده در هوا ساختاری کاملاً متفاوت از خود نشان داده‌اند. همچنین با افزایش سرعت سرد کردن نمونه (محیط آب) بازهم تغییر ساختار در نمونه به وجود می‌آید و همان‌طور که در تصاویر (ه) و (و) از شکل ۲ مشاهده می‌شود ساختاری کاملاً مارتنزیتی تشکیل شده است.

به‌طور کلی با افزایش سرعت سرد کردن فولاد ساختار فریت چندوجهی ریزتر می‌شود، اما در سرعت‌های بالاتر ساختار فولاد به کلی دگرگون شده و عمدتاً ساختاری شامل فریت سوزنی و یا مارتنزیت تشکیل می‌شود. استحاله فریت سوزنی و مارتنزیت بسیار به هم شبیه هستند. مارتنزیت به صورت صفحات برشی که از سطح دانه‌های آستینت ایجاد شده‌اند به صورت بسته‌هایی با صفحات موازی تشکیل می‌شود؛ اما فریت سوزنی



شکل (۱): طرح شماتیک از فرایند آویل و نورد گرم اعمال شده روی نمونه‌ها.

ریزساختار فولادهای نورد گرم شده با استفاده از یک میکروسکوپ الکترونی رویشی مجهز به آشکارساز تفرق الکترون‌های بازگشت (EBSD) مورد بررسی قرار گرفت. همچنین بافت نمونه‌ها با استفاده از نتایج EBSD و نرم‌افزار ATOM [۱۲] استخراج گردید.

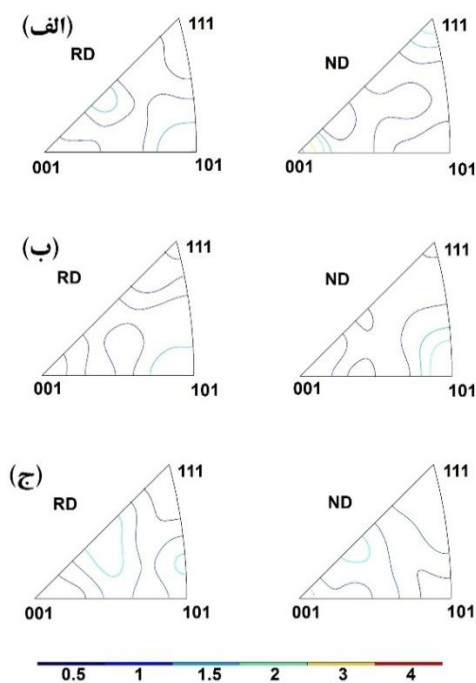
به منظور بررسی مقاومت به ترک هیدروژنی در نمونه‌ها آزمون حساسیت به خوردگی هیدروژنی روی نمونه‌های خنک کاری شده در محیط‌های مختلف طبق استاندارد NACE TM0284 انجام گرفت. نمونه‌ها جهت بررسی حساسیت به خوردگی هیدروژنی ابتدا تا سنباده ۳۲۰، سنباده‌زنی شده و سپس توسط استون چربی زدایی و برای آزمون آماده شدند. شرایط کلی آزمون به صورت زیر است.

محلول: محلول ۵ درصد وزنی سدیم کلراید و ۰/۵ درصد وزنی اسید استیک در آب مقطر، pH: محلول: ۲/۷۷، بعد از اشباع: ۲/۸۹ و پایانی: ۳/۸۷، دما:  $25 \pm 3$ ، حجم محلول: ۵ لیتر، زمان آزمون: ۹۶ ساعت، دبی گاز  $H_2S$ : ۱۰۰۰ میلی‌لیتر در دقیقه در یک ساعت ابتدایی پس از اکسیژن زدایی و سپس یک فشار مثبت  $H_2S$  تا پایان آزمون، غلظت گاز  $H_2S$ : بعد از اشباع: ۲۳۵۰ میلی‌گرم بر لیتر و پایانی: ۲۸۵۰ میلی‌گرم بر لیتر.

پس از انجام آزمایش و خارج کردن نمونه‌ها از محلول، سه مقطع از هر نمونه تهیه شد. نمونه‌ها پولیش شدند و به کمک میکروسکوپ رخ دادن HIC در نمونه‌ها مورد بررسی قرار گرفت. این مورد با محاسبه سه کمیت زیر انجام شد.

رابطه (۱)  $Crack\ Length\ Ratio: CLR = \frac{\sum a}{W} \times 100\%$

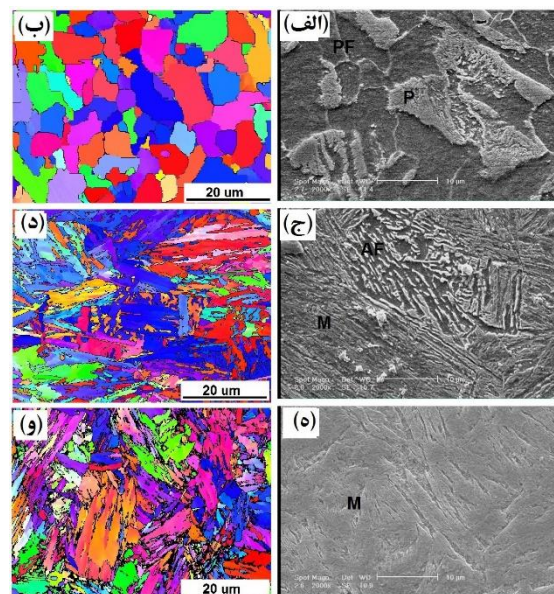
از مراکز داخل دانه تشکیل می‌شود و در نتیجه صفحات موازی تشکیل نمی‌شوند. صفحات فریت سوزنی بر روی ذرات ناهمگن و ناخالصی‌ها جوانه زده و در جهات متفاوت رشد می‌کند.



شکل (۳): تصاویر قطبی معکوس برای نمونه‌های الف (S-A، ب) S-O و ج) S-W.

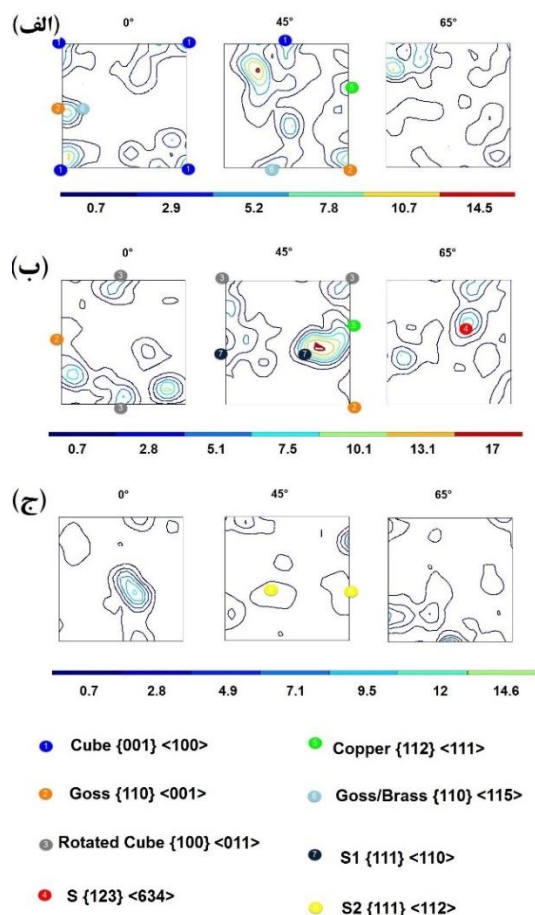
جهت بررسی بهتر مؤلفه‌های بافت توابع توزیع جهت‌گیری برای سه نمونه محاسبه شد که مقاطع  $\varphi_2 = 0^\circ$ ،  $45^\circ$  و  $65^\circ$  در شکل ۴ آورده شده است. با توجه به شکل ۴ می‌توان دید که نمونه S-A دارای مؤلفه‌های قوی از بافت مکعبی و گوس و مؤلفه ضعیف گوس/برنج و مس است. با افزایش سرعت سرمایش در نمونه S-O دو مؤلفه مکعبی و گوس کاملاً از ساختار حذف می‌شوند و همچنین مؤلفه‌های مس و گوس ضعیف می‌شوند. باین وجود مؤلفه قوی از بافت مکعبی چرخیده، S و بافت برشی S1 در ساختار به وجود می‌آیند. در ادامه نیز با افزایش سرعت سرمایش دوباره بافت نمونه دچار تحول شده و تمامی مؤلفه‌های اصلی در ساختار از بین می‌روند. در نمونه سرد شده در آب تنها مؤلفه ضعیفی از بافت برشی S2 و مؤلفه  $\langle 221 \rangle \langle 114 \rangle$  دیده می‌شود.

به‌طور کلی مؤلفه مکعبی و رشته آلفا مؤلفه‌های اصلی بافت در فولاد با ساختار فریت چندوجهی که از تبلور مجدد دانه‌های

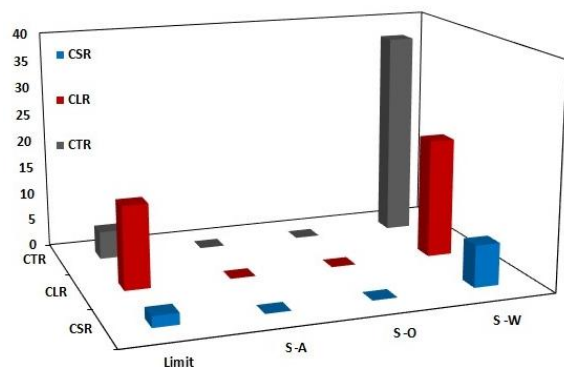


شکل (۴): ریزساختار و تصاویر EBSD از نمونه‌های الف و ب) S-A، ج) S-O و د) و ه) S-W.

شکل ۳ تصاویر قطبی معکوس برای سه نمونه نورد گرم شده را در راستای جهت نورد (RD) و جهت عمود بر سطح (ND) نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که با تغییر محیط خنک‌کننده بافت نمونه‌ها دچار تحول شده است به نحوی که برای نمونه سرد شده در هوا مؤلفه‌های  $\langle 101 \rangle // RD$  ( $\alpha$ -fiber) یا رشته آلفا و  $\langle 001 \rangle // ND$  ( $\lambda$ -fiber) یا رشته لاندای اصلی قابل مشاهده می‌باشند؛ اما با افزایش سرعت سرمایش در محیط روغن تقریباً تمامی مؤلفه‌ها دچار تحول شده و تنها مؤلفه ضعیفی از  $\langle 101 \rangle // ND$  در این نمونه قابل رؤیت می‌باشد. در ادامه نیز با افزایش سرعت سرمایش در محیط آب بافت دوباره دچار تحول شده و به‌جز مؤلفه‌های بسیار ضعیفی از  $\langle 211 \rangle // RD$  و  $\langle 411 \rangle // ND$  بافت قابل توجهی در نمونه مشاهده نمی‌شود.



شکل (۴): مقاطع  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  و  $65^\circ$  از توابع توزیع جهت گیری برای نمونه‌های الف (S-A، ب (S-O و ج) S-W.



شکل (۵): تغییرات مقادیر میانگین، CSR، CLR و CTR برای نمونه‌های فولادی خنک کاری شده در شرایط مختلف و حد مجاز برای قبولی در آزمون حساسیت به خوردگی هیدروژنی.

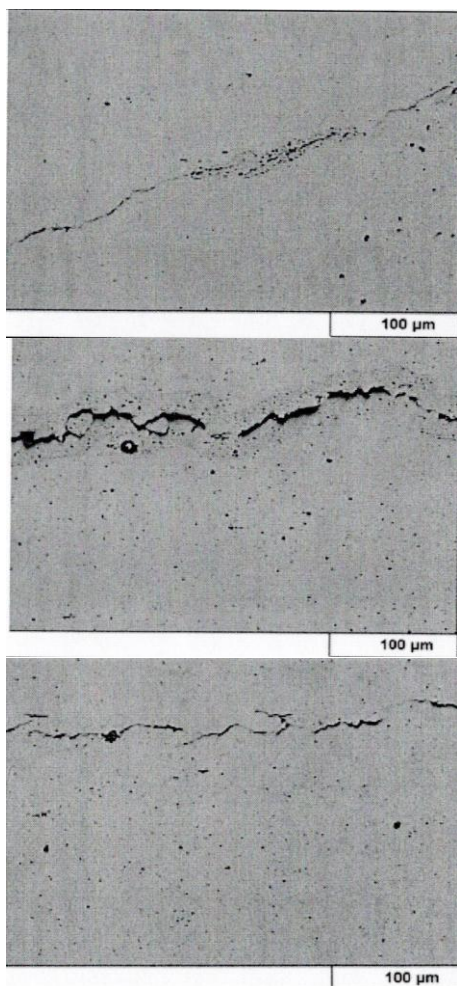
آستنیت تشکیل شده‌اند می‌باشند [۱۳-۱۴]. همان‌طور که در شکل ۲ نشان داده شد ساختار نمونه S-A متشکل از فریت چندوجهی است، در طی نورد گرم نمونه با توجه به سرعت سرمایش پایین تبلور مجدد به طور کامل در نمونه صورت می‌گیرد و ساختاری شامل دانه‌های هم‌محور فریت چندوجهی از ساختار آستنیتی در ساختار تشکیل می‌شوند که دارای مؤلفه اصلی بافت مکعبی و رشته آلفا می‌باشد. تشکیل مؤلفه بافت مکعبی چرخیده نیز از تغییر فاز آستینیت به فریت و از تغییر حالت مؤلفه مکعبی در ساختار آستنیتی تشکیل می‌گردد تشکیل این مؤلفه در ساختار نمونه S-O نیز دلیلی بر حضور فریت سوزنی می‌باشد. تشکیل رشته گاما در اثر تبلور مجدد آستینیت نیز در چند تحقیق گزارش شده است [۱۴-۱۶]. نمونه سرد شده در روغن مؤلفه S1 از رشته گاما و نمونه S-W نیز مؤلفه S2 از این رشته را به‌عنوان مؤلفه اصلی از خود نشان می‌دهد.

در ادامه با استفاده از شرایط گفته شده آزمون مقاومت به ترک هیدروژنی روی هر سه نمونه انجام گرفت که نتایج آن در جدول ۲ ارائه شده است. با توجه به جدول ۲ مشاهده می‌شود که تنها در نمونه S-W در هر سه سطح مورد بررسی ترک ایجاد شده است. برای دو نمونه دیگر که با سرعت‌های پایین تر سرد شده‌اند ترکی به وجود نیامده است و لذا تمامی پارامترهای مربوطه صفر به دست آمده است.

شکل ۵ نیز تغییرات مقدار متوسط پارامترهای مربوط به آزمون حساسیت به ترک هیدروژنی را برای محیط‌های مختلف سردکننده و همچنین مقادیر مربوط به حد مجاز این آزمون را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود تنها نمونه سرد شده در آب از حدود مجاز فراتر رفته و ترک‌های بیشتری در حین آزمون در آن تشکیل شده است.



است. همگی این موارد از منظر ریزساختاری می‌توانند از علل اصلی مقاومت این نمونه نسبت به ترک هیدروژنی باشند.



شکل (۶): تصاویر ترک‌های روی سطوح نمونه آزمون حساسیت به خوردگی هیدروژنی مربوط به نمونه سرد شده در آب.

اما در مورد نمونه سرد شده در روغن مشاهده شد که ریزساختار فولاد عمدتاً شامل فریت سوزنی و مارتنزیت می‌باشد. در فاز فریت سوزنی به علت این که تیغه‌های فریت در جهات مختلفی رشد کرده‌اند از اشاعه ترک جلوگیری کرده و باعث می‌شود این نمونه مقاومت خوبی به رشد ترک و لذا مقاومت خوبی به ترک هیدروژنی داشته باشد [۲، ۵]؛ بنابراین تشکیل فریت سوزنی در این نمونه عامل مهمی در افزایش مقاومت به ترک هیدروژنی می‌باشد؛ اما همان‌طور که در شکل

جدول (۲): نتایج آزمون حساسیت به خوردگی هیدروژنی نمونه‌های فولادی سرد شده در محیط‌های مختلف

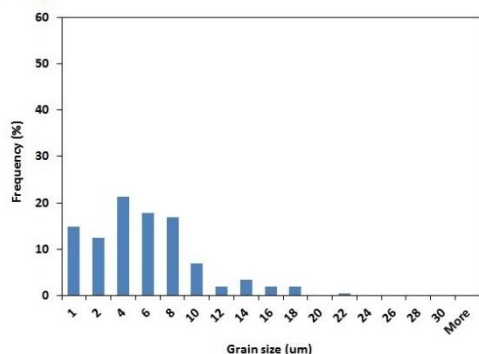
آب	روغن	هوا		
4.02	0	0	Section 1	CSR
17.49	0	0	Section 2	
1.17	0	0	Section 3	
25.25	0	0	Section 1	CLR
33.55	0	0	Section 2	
5.74	0	0	Section 3	
38.39	0	0	Section 1	CTR
52.13	0	0	Section 2	
20.38	0	0	Section 3	

سطح نمونه‌ها سرد شده در آب پس آزمون مقاومت به ترک هیدروژنی مورد بررسی قرار گرفت که تصاویر مربوط به آن در شکل ۶ ارائه شده است. تشکیل ترک ناشی از نفوذ هیدروژن به وضوح در هر سه سطح مشاهده می‌شود.

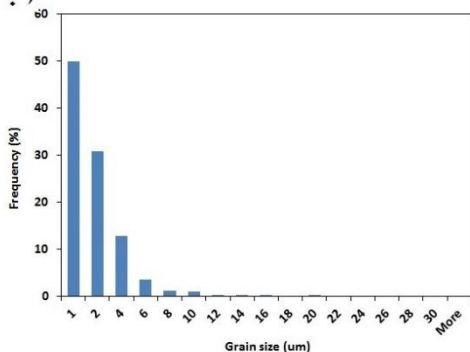
ریزساختار و بافت کریستالی دو عامل بسیار مهم در مقاومت فولاد به ترک هیدروژنی می‌باشند [۲-۷ و ۹]. همان‌طور که در قسمت قبل نشان داده شد نمونه سرد شده در هوا دارای ساختار فریت چندوجهی می‌باشد و همان‌طور که در شکل ۷ نشان داده شده است دارای بیشترین اندازه دانه در میان سه نمونه می‌باشد که می‌تواند حساسیت به رشد ترک را در این نمونه کاهش دهد [۵]. از طرف دیگر فریت چندوجهی دارای بیشترین انعطاف‌پذیری نسبت به سایر فازها می‌باشد و در این فاز حجم نابجایی‌ها نیز به صورت قابل توجهی کمتر است. شکل ۸ (الف) تصویر EBSD از مرزخانه‌های این نمونه را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که حجم مرزهای فرعی در ساختار بسیار کم

این مؤلفه در نمونه S-W نیز قابل توجه است که می‌تواند دلیلی بر ضعف این نمونه نسبت به ترک هیدروژنی باشد.

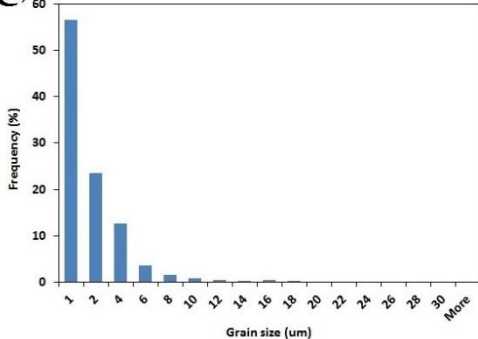
(الف)



(ب)



(ج)



شکل (۷): توزیع اندازه دانه برای نمونه‌های الف (S-A، ب) S-O و ج) S-W.

۷ نشان داده شده اندازه دانه با افزایش سرعت سرمایش کاهش قابل توجهی می‌یابد و در نمونه سرد شده در آب به حداقل مقدار خود می‌رسد. این موضوع به معنی افزایش سهم مرزدانه‌ها در این نمونه می‌باشد که در شکل ۸ (ج) نشان داده شده است. این نمونه دارای ساختار کاملاً مارتنزیتی می‌باشد. به‌طور کلی تیغه‌های مارتنزیتی به صورت بسته‌هایی یک‌سو از مرزدانه‌ها رشد می‌کنند، گرچه دارای استحکام بالایی می‌باشند اما مقاومت به ترک پایینی دارند در این فاز حجم بالایی از نابجایی‌ها نیز حضور دارند و همان‌طور که در شکل ۸ (ج) نشان داده شده است سهم مرزدانه‌های فرعی و اصلی در ساختار بالا می‌باشد. همگی این موارد نشان می‌دهند که نمونه در برابر رشد ترک مقاومت کمی دارد و نتیجتاً این نمونه در آزمون مقاومت به ترک هیدروژنی رد شده است.

همان‌طور که در شکل ۳ در بررسی بافت نشان داده شد نمونه S-A دارای بیشترین شدت بافت  $\{111\} // ND$  است و با افزایش سرعت سرمایش شدت این رشته بافت در نمونه‌ها کاهش می‌یابد و به کمترین مقدار خود در نمونه S-W می‌رسد. وجود این مؤلفه در نمونه نورد گرم نشان‌دهنده افزایش تعداد مسیرهای مقاوم در برابر رشد ترک بین دانه‌ای می‌باشد [۲، ۷]؛ بنابراین با مقایسه بین شدت این رشته و نتایج آزمون مقاومت به ترک هیدروژنی رابطه مستقیمی مشاهده می‌شود که در نمونه‌هایی که این مؤلفه مشاهده می‌شود مقاومت به ترک هیدروژنی وجود داشته اما در نمونه‌ای که این مؤلفه از بین رفته مقاومت در برابر ترک هیدروژنی نیز مشاهده نمی‌شود. در عین حال یکی دیگر از مؤلفه‌های مؤثر در ترک هیدروژنی رشته  $\{001\} // ND$  است که نشان‌دهنده افزایش تعداد مسیرهای رشد سریع ترک درون دانه‌ای می‌باشد [۲، ۷]. این مؤلفه در نمونه S-A بیشترین شدت خود را داراست. که مقاومت به ترک مناسبی از خود نشان داده است؛ بنابراین می‌توان نتیجه گرفت اثر حضور این مؤلفه از سایر مؤلفه و پارامترهای مؤثر بر ترک هیدروژنی کمتر می‌باشد. البته شدت

۱. افزایش سرعت سرمایش باعث تغییر کلی در ریزساختار فولاد شده و فریت چندوجهی به مارتنزیت-فریت سوزنی و کاملاً مارتنزیتی تغییر پیدا می‌کند.

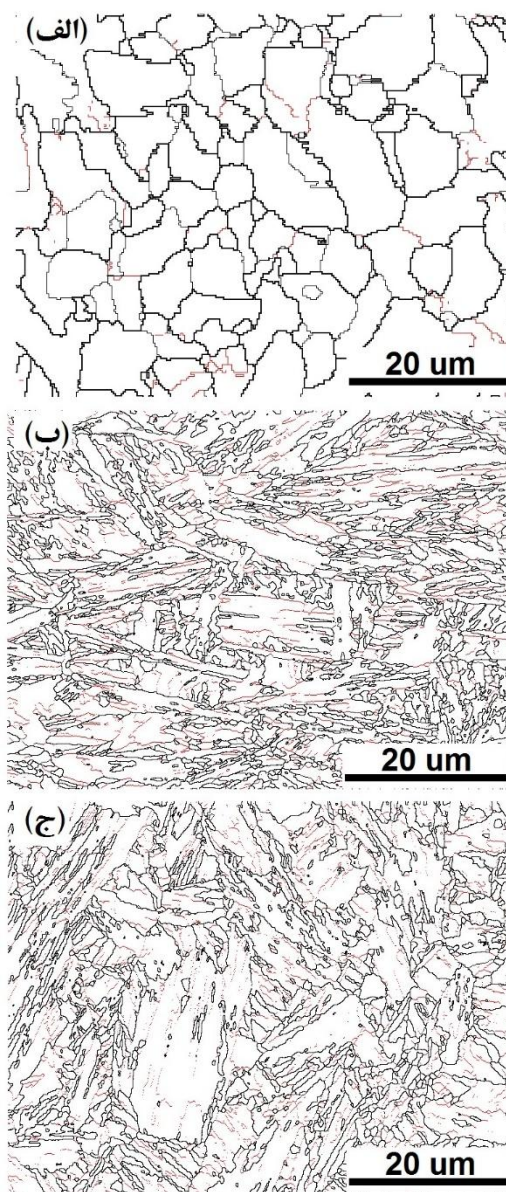
۲. به‌طور کلی با تغییر محیط سرمایش به محیط‌های با سرعت سرمایش بالاتر شدت مؤلفه‌های بافت کاهش پیدا می‌کند و همچنین مؤلفه‌های مکعبی و گوس در محیط سرمایش هوا به مؤلفه‌های برشی در سرعت‌های سرمایش بالاتر تغییر می‌کنند.

۳. افزایش سرعت سرمایش باعث کاهش مقاومت به ترک هیدروژنی می‌شود که ریزشدن ساختار و افزایش سهم مرزخانه‌ها و نابجایی‌ها از علل اصلی آن می‌باشد.

۴. مؤلفه رشته‌ای  $\{111\} // ND$  اثر قابل توجهی بر مقاومت به ترک هیدروژنی دارد به‌نحوی که کاهش شدت این رشته باعث کاهش مقاومت به ترک هیدروژنی می‌شود.

#### ۵- مراجع

- [1] I. D. S. Bott, L. F. De Souza, J. C. Teixeira & P. R. Rios, "High-strength steel development for pipelines: a Brazilian perspective," Metallurgical and materials transactions A, Vol. 36, pp. 443-454, 2005.
- [2] M. Mohtadi-Bonab, R. Karimdadashi, M. Eskandari & J. Szpunar, "Hydrogen-induced cracking assessment in pipeline steels through permeation and crystallographic texture measurements," Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 25, pp. 1781-1793, 2016.
- [3] P. Liang, C. W. Du, X.G. Li & X. Chen, "Effect of hydrogen on the stress corrosion cracking behavior of X80 pipeline steel in Ku'erle soil simulated solution," International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, Vol. 16, pp. 407-413, 2009.
- [4] N. Bandyopadhyay, J. Kameda & C. McMahon, "Hydrogen-induced cracking in 4340-type steel: effects of composition, yield strength, and H2 pressure," Metallurgical Transactions A, Vol. 14, pp. 881-888, 1983.
- [5] B. Beidokhti, A. Dolati & A. Koukabi, "Effects of alloying elements and microstructure on the susceptibility of the welded HSLA steel to



شکل (۸): تصاویر EBSD از مرزخانه‌های نمونه‌های الف (S-A، ب) S-O و ج) S-W.

#### ۴- نتیجه گیری

در این تحقیق اثر پارامترهای ریزساختاری و مؤلفه بافت بر مقاومت به ترک هیدروژنی فولاد HSLA نورد گرم و سرد شده در شرایط مختلف مورد بررسی قرار گرفت و نتایج زیر حاصل شد:



- [11] V. Venegas, F. Caleyo, J. 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, pp. 1022-1031, 2007.
- [12] B. Beausir & J. J. Fundenberger, "Université de Lorraine - Metz, 2015, ATOM - Analysis Tools for Orientation Maps, <http://atom-software.eu/>."
- [13] R. Shukla, S. K. Ghosh, D. Chakrabarti & S. Chatterjee, "Microstructure, texture, property relationship in thermo-mechanically processed ultra-low carbon microalloyed steel for pipeline application," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 587, pp. 201-208, 2013.
- [14] P. K. C. Venkatsurya, R. D. K. Misra, M. D. Mulholland, M. Manohar & J. E. Hartmann, "Effect of microstructure on the mechanical properties and texture in high strength 560MPa linepipe steels," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 575, pp. 6-14, 2013.
- [15] L. Storojeva, D. Ponge, R. Kaspar & D. Raabe, "Development of microstructure and texture of medium carbon steel during heavy warm deformation," *Acta Materialia*, Vol. 52, pp. 2209-2220, 2004.
- [16] S. Nafisi, M. A. Arafin, L. Collins & J. Szpunar, "Texture and mechanical properties of API X100 steel manufactured under various thermomechanical cycles," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 531, pp. 2-11, 2012.
- hydrogen-induced cracking and sulfide stress cracking," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 507, pp. 167-173, 2009.
- [6] F. Huang, X. Li, J. Liu, Y. Qu, J. Jia & C. Du, "Hydrogen-induced cracking susceptibility and hydrogen trapping efficiency of different microstructure X80 pipeline steel," *Journal of Materials Science*, Vol. 46, pp. 715-722, 2011.
- [7] M. Masoumi, C. C. Silva, M. Béreš, D. H. Ladino & H. F. G. de Abreu, "Role of crystallographic texture on the improvement of hydrogen-induced crack resistance in API 5L X70 pipeline steel," *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 42, pp. 1318-1326, 2017.
- [8] M. Mohtadi-Bonab, M. Eskandari, R. Karimdadashi & J. Szpunar, "Effect of different microstructural parameters on hydrogen induced cracking in an API X70 pipeline steel," *Metals and Materials International*, Vol. 23, pp. 726-735, 2017.
- [9] V. Venegas, F. Caleyo, 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, pp. 4204-4212, 2011.
- [10] M. Mohtadi-Bonab, M. Eskandari & J. Szpunar, "Effect of arisen dislocation density and texture components during cold rolling and annealing treatments on hydrogen induced cracking susceptibility in pipeline steel," *Journal of Materials Research*, Vol. 31, pp. 3390-3400, 2016.

## Investigation the Effect of Microstructure and Crystallographic Texture on the Hydrogen Induced Cracking Resistance of HSLA Steel

Shahram Abbasi<sup>1\*</sup>, Mohammad Esmailian<sup>2</sup>, Shahrokh Ahangarani<sup>3</sup>

1- PhD student, Advanced Materials and Renewable Energy Department, Iranian Research Organization for Science and Technology, Tehran, Iran

2- Associate professor, Advanced Materials and Renewable Energy Department, Iranian Research Organization for Science and Technology, Tehran, Iran

3- Associate professor, Advanced Materials and Renewable Energy Department, Iranian Research Organization for Science and Technology, Tehran, Iran

\*abbasi.shahr@gmail.com

---

### Abstract

In this study effect of microstructure and crystallographic texture on the hydrogen induced cracking resistance of HSLA was investigated. Samples were hot rolled between 980 to 750 °C up to 50% and quenched in different environments. Microstructure and texture of the samples were studied using a scanning electron microscope (SEM) equipped by electron backscattered diffraction detector (EBSD). Hydrogen induced cracking resistance of the samples were also evaluated using HIC test. Results revealed that, by increasing cooling rate more non-equilibrium phases with finer grain were formed. Grain boundary fraction also increased by increasing cooling rate which led to decrease in HIC resistance. Texture of the samples were also changed due to cooling rate enhancement furthermore texture intensity decreased. {111} // ND fiber intensity decreased due to cooling rate increase which led to decrease in intergranular crack propagation and consequently decrease in HIC resistance.

**Keywords:** HSLA Steel, Microstructure, Crystallographic texture, HIC.

---

Journal homepage: [ma.iaumajlesi.ac.ir](http://ma.iaumajlesi.ac.ir)

### Please cite this article using:

Shahram Abbasi, Mohammad Esmailian, Shahrokh Ahangarani, Investigation the Effect of Microstructure and Crystallographic Texture on the Hydrogen Induced Cracking Resistance of HSLA Steel, *New Process in Material Engineering*, 2020, 14(3), 17-26.