

بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد API X70 در شرایط مختلف نورد گرم

مهدی رضایی^۱، محسن ریحانیان^{*}، مصطفی اسکندری^۱

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۹/۰۴/۱۵، ش ص: ۷۹-۹۰، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۹/۰۵/۲۵)

چکیده

در این پژوهش فولاد API X70 به عنوان نوعی از فولادهای استحکام زیاد با عناصر آلیاژی کم (HSLA) در شرایط مختلف تحت نورد گرم قرار گرفت و تاثیر پارامترهای مختلف نورد گرم طی فرایند کنترل شده ترمومکانیکال (TMCP) بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی بررسی شد. برای ارزیابی ریزساختار از میکروسکوپ نوری و الکترون روبشی (SEM) و برای ارزیابی مکانیکی از آزمون کشش و سختی استفاده شد. فولاد در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۳۰ دقیقه پیش گرم شد. سپس در گستره دمایی ۱۱۰۰ تا ۷۳۰ درجه سانتی گراد با سرعت ۱۰ دور بر دقیقه طی سه (نمونه A)، چهار (نمونه B) و پنج (نمونه C) مرحله نورد گرم و در هوا سرد شد. کرنش کل اعمال شده در همه نمونه‌ها برابر ۰/۶۲ انتخاب شد. در شرایط پنج مرحله‌ای، یک نمونه در دمای پایانی ۹۰۰ درجه سانتی گراد (نمونه D)، یک نمونه با سرعت ۲۰ دور بر دقیقه (نمونه E) نورد و یک نمونه در آب سرد شد (نمونه F). نتایج نشان داد ریزساختار همه نمونه‌ها، بجز نمونه سرد شده در آب (نمونه F)، از فریت و پرلیت ولی با مورفولوژی متفاوت تشکیل شده است. در شرایط یکسان، کمترین اندازه دانه در نمونه با سرعت ۲۰ دور بر دقیقه (نمونه E) ایجاد شد. به دلیل حذف پرلیت و تشکیل فازهای شبه پایدار، نمونه سرد شده در آب (نمونه F) بیشترین استحکام و سختی و کمترین درصد ازدیاد طول را از خود نشان داد. بهترین ترکیب استحکام و درصد ازدیاد طول در نمونه با سرعت ۲۰ دور بر دقیقه (نمونه E) بدست آمد.

واژه‌های کلیدی: فولاد API X70، نورد گرم، فرایند کنترل شده ترمومکانیکال (TMCP)، ریزساختار، خواص مکانیکی.

^۱ - گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

^{*} - نویسنده مسئول مقاله: m.reihanian@scu.ac.ir

پیشگفتار

فولادهای استحکام زیاد با عناصر آلیاژی کم (HSLA) گونه‌ای از فولادهای کم کربن هستند که به منظور افزایش استحکام، مقدار کمی از عناصر آلیاژی مانند مولیبدن، نیوبیوم، تیتانیوم و وانادیم به آنها اضافه می‌شود [۱]. افزودن عناصر آلیاژی در اینگونه فولادها از سه طریق موجب بهبود خواص مکانیکی فولاد می‌شود. نخست از طریق ریزدانه شدن و افزایش استحکام فریت، و دو دیگر استحکام بخشی از طریق تشکیل محلول جامد و رسوب سختی است [۲]. مقدار کربن در این فولادها به اندازه‌ای انتخاب می‌شود که قابلیت جوش پذیری این فولادها با فولادهای کربن میانی قابل مقایسه باشد. تنش تسلیم این فولادها با توجه به ریزساختار در گستره ی ۴۰۰ تا ۸۰۰ مگاپاسکال قابل تغییر است [۳] و به همین دلیل در ساخت انواع مختلف سازه‌ها کاربرد دارند. یکی از کاربردهای مهم این فولادها در ساخت لوله‌های با قطر زیاد است چراکه در این زمینه نسبت استحکام به وزن فولاد از دیدگاه حمل و نقل اهمیت زیادی دارد [۴]. همچنین با توجه به شرایط کاری (تحمل فشار زیاد در دمای کم)، افزایش همزمان چقرمگی و استحکام یکی از چالش‌های پیش‌رو در این فولادها به شمار می‌آید. برای دست‌یابی به این مهم، لازم است که اندازه دانه ریز و فاز پرلیت از ریزساختار حذف شوند. یکی از راه‌های سنتی برای کنترل ریز ساختار، انجام عملیات حرارتی مانند نرمالیزه کردن و باز پخت به دنبال سرد کردن سریع است. این روشها به دلیل اینکه یک فرایند اضافی پس از نورد هستند از نظر اقتصادی مقرون به صرفه نیستند. به همین دلیل پژوهشگران به دنبال راهی بوده‌اند که با حذف عملیات حرارتی بعدی و کنترل فرایند نورد بتوان بطور مستقیم در شرایط نوردی به خواص مطلوب دست یافت. برای اینکار روشهای مختلفی با انجام فرایند نورد و سرد شدن‌های مختلف پیشنهاد شده‌است که فرایند کنترل شده ترمومکانیکال (TMCP) یکی از مهمترین و پرکاربردترین این روشها است [۵].

فرایند TMCP سه مرحله را دربرمی‌گیرد [۶]. در مرحله نخست نمونه تا یک دمای مشخص پیش گرم می‌شود. از آنجا که افزایش دما موجب رشد چشمگیر دانه‌های آستنیت می‌شود، معمولاً کمترین دمایی را که موجب حذف رسوبات می‌شود، بعنوان دمای پیش گرم انتخاب می‌کنند. در بیشتر فولادها، دمای پیش گرم تحت تاثیر مقدار نیوبیم و کربن است. در کنار اینها، تیتانیوم با تشکیل فاز پایدار TiN تا اندازه‌ای از رشد دانه‌های آستنیت جلوگیری می‌کند. همچنین با جذب نیتروژن، به حل شدن رسوب NbN نیز کمک می‌کند [۷]. مرحله دیگر انجام فرایند پایانی تغییر شکل (نورد پایانی) در زیر دمای توقف تبلور مجدد است. انجام فرایند نورد در زیر دمای توقف تبلور مجدد موجب کارسختی، کشیدگی دانه‌ها و تشکیل نوارهای تغییر شکل می‌شود [۸]. در نتیجه مکان‌های هسته‌زنی آستنیت به فریت زیاد شده و دانه‌های محصول نهایی ریزتر می‌شوند. در مرحله‌ی آخر که از آن بعنوان سرد شدن سریع یاد می‌شود، می‌توان با انتخاب محیط سرد شدن مناسب، دمای شروع دگرگونی را کم و مکان‌های هسته‌زنی را زیاد کرد. در نتیجه به دانه‌های ریزتری دست یافت. سرد کردن سریع مانع تشکیل ریز ساختار فریتی-پرلیتی می‌شود و در عوض یک ریزساختار فریتی-بینیتی یا بینیتی-مارتنزیتی ایجاد می‌کند. اینگونه ریزساختارها منجر به افزایش استحکام تا ۷۰۰ مگاپاسکال می‌شود. تا کنون فرایند TMCP بر روی انواع گسترده‌ای از فولادهای HSLA انجام گرفته است که از آن جمله می‌توان به مراجع [۹-۱۴] اشاره کرد. با توجه به گوناگونی برنامه‌های نوردی در صنایع و تنوع فولادهای HSLA، بهینه‌سازی فرایند TMCP با در نظر گرفتن شرایط کاری نورد و نوع فولاد، ضروری به نظر می‌رسد. به همین دلیل با وجود پژوهش‌های قبلی، نقش فرایند TMCP و تاثیر آن بر ریزساختار و خواص مکانیکی در یک برنامه نوردی بر روی یک فولاد خاص به دانش بیشتر نیاز دارد. در این تحقیق از ورق‌های نوردی API X70 شرکت فولاد اکسین خوزستان بعنوان فولاد HSLA استفاده

در فولاد را بر حسب درصد وزنی نشان می دهد. برای انجام فرایند نورد گرم، ورق هایی از فولاد دریافتی APIX70 به اندازه $1/5 \times 5 \times 15$ سانتی متر مکعب برش داده شد. در مجموع شش برنامه کاری برای نورد در نظر گرفته شد که در تعداد مراحل نورد، دمای پایانی نورد، سرعت نورد و محیط سرد شدن با هم تفاوت داشتند. شکل ۱ نمودار دما بر حسب زمان نمونه های نوردی را نشان می دهد. شرایط کاری همه ی نمونه ها نیز در جدول ۲ خلاصه شده است. دمای توقف تبلور مجدد (T_{nr}) برای فولاد مورد آزمایش از رابطه (۱) بدست آمد [۶]:

$$T_{nr} = 887 + 464C + [6445Nb - 644Nb^{1/2}] + [732V - 230V^{1/2}] + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (1)$$

همچنین دمای Ar_3 فولاد از رابطه زیر محاسبه شد [۱۵]:

$$Ar_3 = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0.35(t - 8) \quad (2)$$

درجه سانتی گراد (واقع در ناحیه دو فازی) ولی دمای پایانی نمونه D، ۹۰۰ درجه سانتی گراد در نظر گرفته شد. سرعت نورد همه ی نمونه ها ۱۰ دور بر دقیقه ولی در نمونه E، ۲۰ دور بر دقیقه انتخاب شد. همچنین همه ی نمونه ها در هوا ولی نمونه F در آب سرد شد. نمونه ها در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۳۰ دقیقه پیشگرم شدند. برای انجام فرایند نورد از یک دستگاه نورد واقع در دانشگاه مالک اشتر اصفهان استفاده شد. قطر غلتک های نورد ۱۴۵ میلیمتر، طول غلتک ها ۲۲۰ میلیمتر و توان موتور 425 اسب بخار بود.

سختی نمونه ها بر اساس روش ویکرز با دستگاه زوییک (Zwick) اندازه گیری شد. اندازه گیری حداقل سه بار برای هر نمونه انجام شد. بار اعمال شده ۱۰ کیلوگرم با زمان نگهداری ۱۵ ثانیه در نظر گرفته شد.

شد. برای تعیین نقش پارامترهای مختلف، فولاد مورد نظر در شرایط مختلف نوردی شامل تعداد مراحل نورد، سرعت نورد، دمای پایانی نورد و محیط سرد شدن تحت فرایند TMCP قرار گرفت. ریز ساختار و خواص مکانیکی ماده شامل سختی و خواص کششی ارزیابی و بهترین شرایط برای دست یابی به خواص مکانیکی مطلوب تعیین شد.

مواد و روش ها

در این پژوهش از ورق های نوردی API X70 شرکت فولاد اکسین خوزستان استفاده شد. ترکیب شیمیایی فولاد به کمک آزمایش کوانتومتری بدست آمد. جدول ۱ ترکیب شیمیایی عناصر آلیاژی موجود

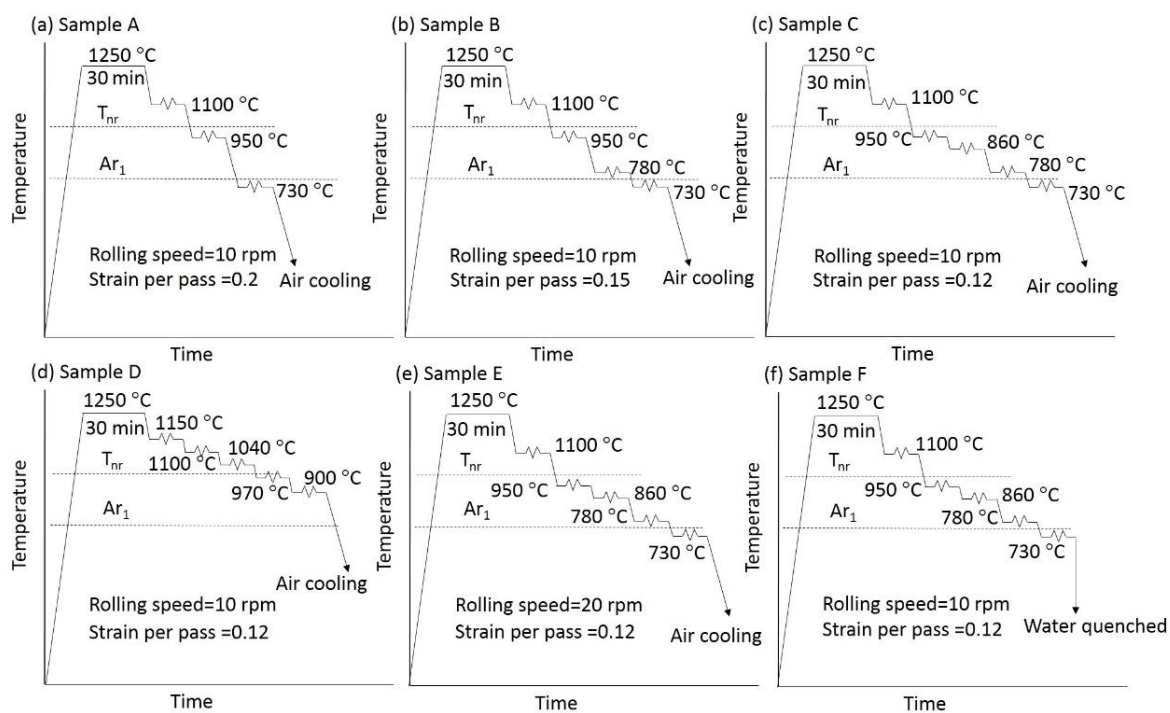
که در آنها درصد عناصر بر حسب درصد وزنی و t ضخامت ورق است. با جایگذاری درصد وزنی عناصر موجود در فولاد، دمای توقف مجدد فولاد برابر با $997/31$ و دمای Ar_3 برابر با $759/35$ درجه سانتی گراد بدست آمد و در نمودارهای دما-زمان به شکل خط چین نشان داده شد. برای سادگی کار نمونه ها با حروف A، B، C، D، E و F نامگذاری شدند. در حین نورد، ضخامت همه ی نمونه ها از ۱۵ میلی متر به ۸ میلی متر کاهش پیدا کرد. به عبارتی در همه ی نمونه ها و در راستای نورد کرنش حقیقی کل به اندازه $0/62$ اعمال شد. شرایط کاری نمونه A، B و C یکسان و به ترتیب طی سه، چهار و پنج مرحله به کرنش کل دست یافتند. بنابراین سه نمونه نخست تنها در تعداد مرحله نورد (اندازه کرنش در هر مرحله) با هم تفاوت داشتند. نمونه های D، E و F مانند نمونه C طی پنج مرحله نورد شدند. با این تفاوت که دمای نورد پایانی همه ی نمونه ها، 730

جدول ۱- ترکیب شیمیایی (بر حسب درصد وزنی) فولاد استفاده شده در این پژوهش

Fe (balanced)									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	Ti
0.08	0.2	1.4	0.01	0.004	0.02	0.09	0.16	0.04	0.021
Co	N	B	Al	Sn	V				
0.006	0.009	0.001	0.004	0.002	0.033				

جدول ۲- شرایط کاری نمونه‌های مختلف نورد شده در این پژوهش

Sample	Number of passes	Strain per pass	Rolling temperature (°C)	Rolling speed (rpm)	Coolant environment
A	3	20	1100, 950, 730	10	air
B	4	15	1100, 950, 780, 730	10	air
C	5	12	1100, 950, 860, 780, 730	10	air
D	5	12	1150, 1100, 1040, 970, 900	10	air
E	5	12	1100, 950, 860, 780, 730	20	air
F	5	12	1100, 950, 860, 780, 730	10	water



شکل ۱- نمودارهای دما زمان نمونه‌های (a) A، (b) B، (c) C، (d) D، (e) E و (f) F

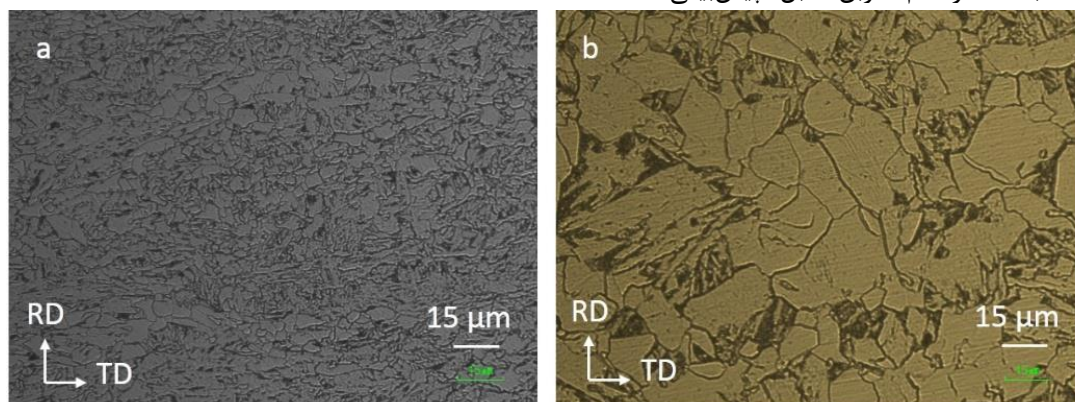
شرایط پیشگرم قبل از فرایند نورد تاثیر زیادی بر یکنواختی، اندازه دانه و انحلال رسوبات دارد. در شرایط دریافتی فریت به شکل سوزنی و پلی‌گونال دیده می‌شود ولی در شرایط پیشگرم فریت بیشتر به شکل پلی‌گونال است. تفاوت آشکار ساختار در این دو حالت بیشتر در اندازه دانه است. اندازه دانه‌ی تقریبی در شرایط دریافتی و پیشگرم به ترتیب ۷ و ۱۳ میکرومتر است. البته بر خلاف دمای پیشگرم (۱۲۵۰ درجه سانتی‌گراد) می‌توان گفت که رشد دانه در شرایط پیشگرم چشمگیر نیست. این موضوع را می‌توان به وجود عناصر آلیاژی موجود مانند وانادیم و نایوبیم ربط داد که با تشکیل کاربیدهای فلزی از رشد دانه جلوگیری می‌کنند. البته گزارش شده است که نسبت تیتانیوم به نیتروژن با اثرگذاری بر روی حلالیت رسوبات TiN می‌تواند تاثیر قابل توجهی در اندازه دانه داشته باشد [۱۶]. در واقع با زیاد شدن نیتروژن (فراتر از مقدار استوکیومتری آن) دمای حل شدن رسوب TiN بیشتر شده و رشد دانه به تعویق می‌افتد. نسبت استوکیومتری تیتانیوم به نیتروژن برابر ۳/۴ گزارش شده است. در این پژوهش نسبت تیتانیوم به نیتروژن برابر با ۲/۳ بدست می‌آید که از نسبت استوکیومتری کمتر است. این نشان می‌دهد که مقدار نیتروژن اضافی وجود دارد که موجب کاهش نرخ درشت شدن و ریز شدن اندازه دانه آستنیت می‌شود.

برای آزمون کشش نمونه‌ها طبق استاندارد ASTM-E8 با سایز کوچک (sub-size) تهیه شدند. آزمون کشش بوسیله دستگاه کشش سنتام (SANTAM-STM 50) با ظرفیت ۵ تن انجام شد. نرخ کرنش اولیه در همه‌ی نمونه‌ها یکسان و برابر با 3×10^{-3} بر ثانیه انتخاب شد.

ریزساختار نمونه‌ها بوسیله میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) مجهز به روش آنالیز نقطه‌ای (EDS) بررسی شد. ریزساختار در صورت نیاز در صفحه‌ی جهت نورد- جهت عرضی (RD-TD)، جهت نورد- جهت عمودی (RD-ND) و جهت عرضی- جهت عمودی (TD-ND) ارزیابی شد. برای بررسی ریزساختار با میکروسکوپ نوری، نمونه‌ها سنباده زنی، پولیش و در محلول نایتال اچ شدند. برای تعیین اندازه دانه از نرم افزار متریال پلاس (Material plus) استفاده شد.

نتایج و بحث

شکل ۲ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد را در شرایط دریافتی و پیش گرم نشان می‌دهد. ریزساختار فولاد در هر دو حالت بیشتر دربرگیرنده‌ی فریت (بعنوان فاز زمینه) و پرلیت است. فاز فریت که بخش زیادی از ساختار را فرا می‌گیرد، روشن و فاز پرلیت به شکل نواحی تیره رنگ آشکار می‌شود. مقدار کم فاز پرلیت در اینگونه فولادها با توجه به مقدار کم کربن قابل پیش‌بینی است.



شکل ۲- تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد در شرایط دریافتی (a) و پیش گرم (b)

یکسان، با افزایش تعداد مراحل نورد درصد فاز پرلیت تا حدودی کاهش یافته است. نتایج پژوهش‌های قبل نشان می‌دهد که با کاهش دما، مقدار فریت در هر مرحله از نورد افزایش می‌یابد [۱۹]. با توجه به شکل ۱، در یک کرنش ثابت، با افزایش تعداد مراحل نورد، دمای پایانی نورد کم می‌شود. بنابراین با افزایش تعداد مراحل نورد مقدار فریت زیاد و مقدار پرلیت کاهش می‌یابد. در کنار اینها با ریزتر شدن دانه‌های آستنیت در تعداد مراحل بیشتر نیز انتظار می‌رود که درصد فاز پرلیت کمتر شود.

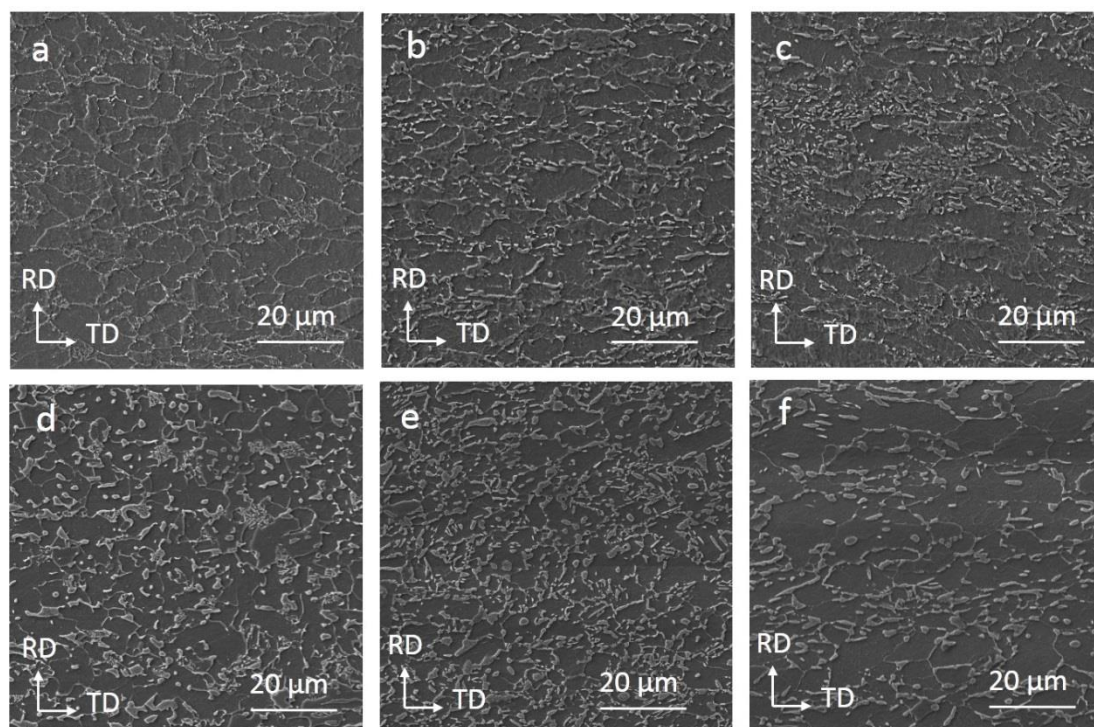
مقایسه شکل ۳ c و شکل ۳ d نشان می‌دهد که با افزایش دمای پایانی نورد از ۷۳۰ درجه سانتی‌گراد (نمونه C) به ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد (نمونه D) ساختار به اندازه‌ای یکنواخت‌تر و اندازه دانه درشت‌تر (حدود ۱۲ میکرومتر) می‌شود. انجام فرایند نورد در دمای پایانی بالاتر موجب می‌شود که انرژی بیشتری برای پدیده نفوذ و رشد دانه فراهم شود [۲۰]. همچنین موجب می‌شود که دانسیته نابجایی‌ها بعنوان مکان‌های هسته زنی برای دانه‌های جدید کاهش یابد [۲۱]. در نتیجه اندازه دانه نمونه D با (دمای پایانی بیشتر) نسبت به نمونه C (با دمای پایانی کمتر) بزرگتر می‌شود. لازم به ذکر است که در کنار ترکیب فولاد، شرایط نورد نیز تاثیر قابل ملاحظه‌ای بر دمای تبدیل آستنیت به فریت (A_{F3}) خواهد داشت. گزارش شده است که در شرایطی که دمای نورد کم است، مقدار کاهش در سطح مقطع، دمای A_{F3} را به اندازه چشمگیری زیاد می‌کند [۱۵]. این موضوع می‌تواند بر روی مقدار نهایی فازهای فریت و پرلیت تاثیر گذارد. مقایسه شکل ۳ c و شکل ۳ e نشان می‌دهد که افزایش سرعت نورد از ۱۰ دور بر دقیقه (نمونه C) به ۲۰ دور بر دقیقه (نمونه E)، با توجه به فراهم شدن مکان‌های هسته زنی بیشتر موجب می‌شود که اندازه دانه نسبت به نمونه پنج مرحله‌ای تا حدی کوچکتر (در حدود ۵ میکرومتر)، توزیع فاز پرلیت یکنواخت‌تر و مقدار آن تا اندازه‌ای زیادتر شود. نتیجه پژوهش قبلی بر روی فولادهای پرلیتی این موضوع (یعنی افزایش مقدار فاز پرلیت) را تایید می‌کند.

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار فولاد در شرایط مختلف نورد در شکل ۳ نشان داده شده است. شکل ۳ a تا c مربوط به نمونه‌های A، B و C هستند که همگی در شرایط یکسان نورد شده‌اند و تنها در تعداد مراحل نورد اختلاف دارند. دیده می‌شود که با افزایش تعداد مراحل نورد در یک کرنش کل یکسان (برابر با ۰/۶۲)، اندازه دانه‌ها (ی فریت) کوچک‌تر و فاز پرلیت بطور غیر یکنواخت‌تر توزیع می‌شود. در نمونه A که نمونه تنها در سه مرحله نورد شده، دانه‌های فریت بیشتر به شکل پلی‌گونال و نسبتاً درشت (در حدود ۱۱ میکرومتر) هستند. ولی در نمونه B و C که به ترتیب در چهار و پنج مرحله نورد شده‌اند، دانه‌های فریت کشیده‌تر و ریزتر (در حدود ۸ میکرومتر) می‌شود. انجام فرایند نورد در تعداد مراحل کمتر به این معنی است که در هر مرحله کرنش بیشتری اعمال می‌شود. با افزایش کرنش در هر مرحله از نورد انتظار می‌رود که با زیاد شدن مکان‌های هسته زنی، دانه‌ها ریزتر و کسر مرزدانه‌های بزرگ زاویه بیشتر می‌شود [۱۷، ۱۸]. در این تحقیق با افزایش تعداد مراحل نورد در یک کرنش یکسان، در هر مرحله از نورد در نمونه کرنش کمتری ایجاد می‌شود، و انتظار می‌رود که اندازه دانه بزرگتری حاصل شود. ولی باید توجه کرد که با افزایش تعداد مراحل نورد در یک کرنش یکسان، نمونه تعداد چرخه‌ی بیشتری از فرایند تغییر شکل و تبلور مجدد را تجربه می‌کند. به غیر از تغییر شکل در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد که بالای دمای توقف تبلور مجدد است، سایر مراحل نورد در همه‌ی نمونه‌ها در زیر دمای توقف تبلور رخ می‌دهد. با توجه به شکل ۱، نمونه‌های A، B و C به ترتیب دو، سه و چهار چرخه تغییر شکل را در زیر دمای توقف تبلور مجدد تجربه می‌کنند. در نتیجه در نمونه A که کمترین چرخه‌ی تغییر شکل را طی می‌کند، دانه‌ها تا اندازه‌ای درشت‌تر و یکنواخت‌تر هستند. همچنین آنالیز عددی ریزساختار نشان می‌دهد که درصد فاز پرلیت در نمونه‌های A، B و C به ترتیب ۱۳، ۱۰ و ۸ درصد است. به عبارتی در یک کرنش

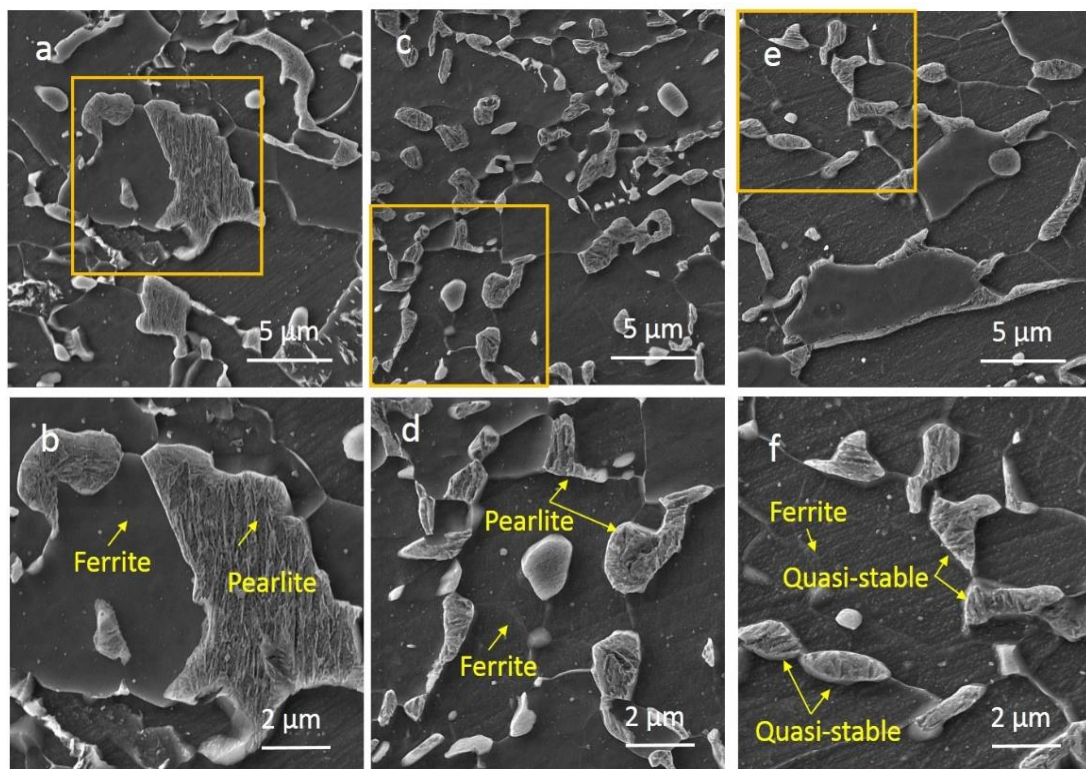
نمونه های سرد شده در هوا تا حدی بزرگتر (در حدود ۲۰ میکرومتر) است. دلیل آن به رشد دانه های آستنیت در دمای بالا برمی گردد که با سرد شدن در آب فرصت کافی برای دگرگونی های نفوذی و هسته زنی فاز پرلیت فراهم نمی شود.

ریزساختار نمونه های D، E و F با جزییات بیشتر در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی در بزرگنمایی بالاتر در شکل ۴ آورده شده است. همانگونه که دیده می شود در نمونه D (شکل ۴a) و E (شکل ۴c و ۴d)، که هر دو در هوا سرد شده اند، ساختار از دو فاز فریت و پرلیت تشکیل شده است. لایه های فاز پرلیت در این فولادها در بزرگنمایی بیشتر قابل دیدن است. تفاوت این دو ساختار بیشتر در اندازه ی کولونی های پرلیت است که در نمونه E نسبت به نمونه D کوچکتر شده است. دلیل این موضوع به سرعت بیشتر نورد و دمای پایانی کمتر در نمونه E برمی گردد که موجب کمتر شدن نرخ نفوذ و در نتیجه کوچکتر شدن اندازه فاز پرلیت می شود.

کند چراکه با افزایش نرخ کرنش، دمای شروع دگرگونی پرلیت زیاد ولی دمای پایان دگرگونی آن کم می شود [۲۲]. بعلاوه فاصله ی بین لایه های پرلیت و ضخامت سمنتیت تا حدودی کاهش می یابد. لازم به ذکر است که افزایش سرعت نورد به طور کلی باعث افزایش دمای فرایند نیز می شود. افزایش دمای فرایند می تواند تا حدی اندازه دانه را درشت کند. البته این افزایش دما در حدی نیست که بتواند تغییر چشم گیری در اندازه دانه ایجاد کند. چراکه تغییرات دمایی ایجاد شده در مقایسه با دمای پایانی بالای نورد ناچیز است و بنابراین تاثیر بسیار کمی بر روی اندازه دانه خواهد داشت. شکل ۴f تاثیر سرعت سرد شدن در آب (نمونه F) را نشان می دهد. هر چند که سرد شدن در هوا منجر به ایجاد ساختار فریتی-پرلیتی می شود ولی با افزایش سرعت سرد شدن به دلیل کاهش سرعت نفوذ از دگرگونی نفوذی فریت به پرلیت جلوگیری و احتمال تشکیل دگرگونی های غیر نفوذی مانند دگرگونی فریت به بینیت، مارتنزیت/آستنیت و یا مارتنزیت بیشتر می شود. افزون بر این دیده می شود که اندازه دانه نسبت به



شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار فولاد در شرایط مختلف نورد در نمونه A، (a)، B، (b)، C، (c)، D، (d)، E، (e) و F، (f)



شکل ۴- تصاویر الکترون روبشی نمونه D (شکل a۴ و b۴)، E (شکل c۴ و d۴) و F (شکل e۴ و f۴) در بزرگنمایی بیشتر

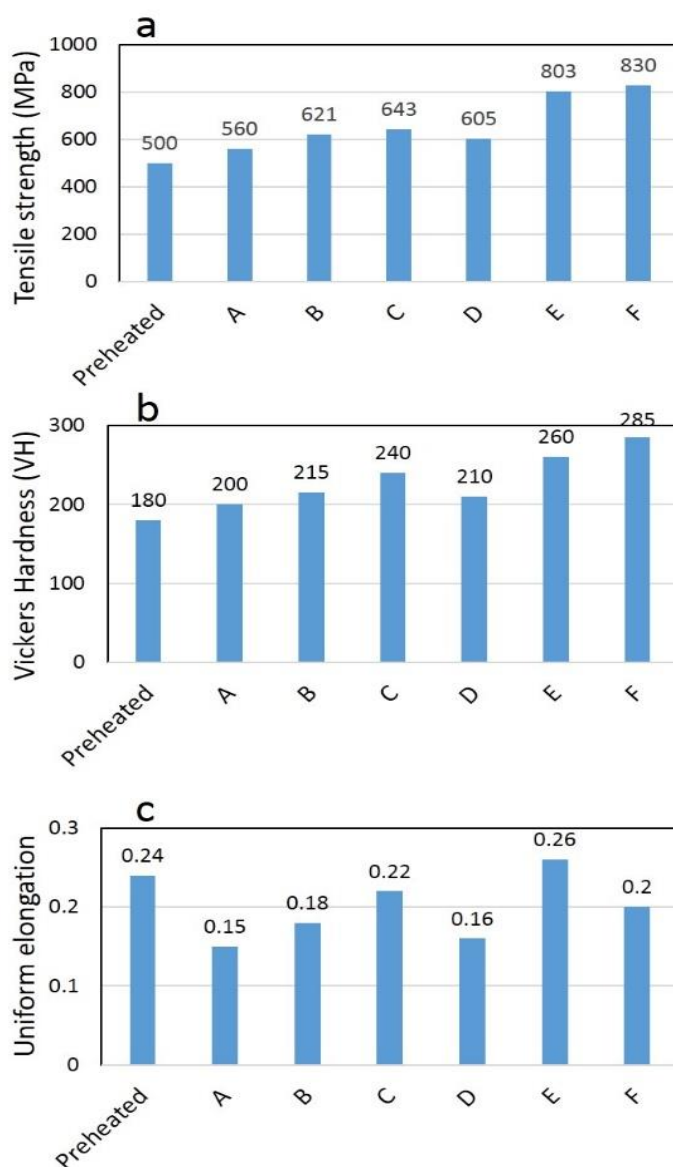
پیش گرم به دلیل بزرگ بودن اندازه دانه، حذف نابجایی ها و رسوبات کاربیدی، کمترین مقدار استحکام کششی (۵۰۰ مگاپاسکال)، کمترین سختی (۱۸۰ ویکرز) و بیشترین درصد ازدیاد طول یکنواخت (۲۴ درصد) دیده می شود. پس از انجام فرایند نورد گرم در شرایط یکسان، با افزایش تعداد مراحل نورد (نمونه های A، B و C)، استحکام کششی و سختی زیاد و در عوض درصد ازدیاد طول کم می شود. بیشترین مقدار استحکام کششی (۶۴۳ مگاپاسکال) و سختی (۲۴۰ ویکرز) و کمترین ازدیاد طول یکنواخت در نمونه C مشاهده می شود که کرنش ۰/۶۲ را طی بیشترین مرحله نورد (یعنی پنج مرحله) تجربه می کند. زیاد شدن استحکام و سختی به ریزش دانه ها برمی گردد که در قسمت ریزساختار به آن اشاره شد. البته انتظار می رود که با ریز شدن اندازه دانه، درصد ازدیاد طول هم زیاد شود. ولی باید دقت کرد که کاهش اندازه دانه با فرایند آنیل انجام

جزییات ریز ساختاری نمونه F (شکل e۴ و f۴) نشان می دهد که با افزایش سرعت سرد شدن (کوئچ در آب) بجای پرلیت یک فاز شبه پایدار تشکیل می شود که شکل آن تا حدی نسبت به فاز پرلیت متفاوت است. این فاز می تواند فاز شبه پایدار بینیت، مارتنزیت/آستنیت و یا مارتنزیت باشد. البته به دلیل موفقولوژی نسبتا مشابه تشخیص اینکه فاز شبه پایدار بینیت، مارتنزیت/آستنیت و یا مارتنزیت است تا اندازه ای سخت است [۲۳]. همچنین هنوز بر سر این موضوع که فاز بینیت از طریق مکانیزم نفوذی یا جابجایی/مارتنزیتی تشکیل می شود، چالش است [۲۴]. بنابراین در ریزساختار نمونه D برای رفع شک و تردید از فاز شبه پایدار نام برده می شود.

خواص مکانیکی نمونه های فولادی شامل استحکام کششی، سختی و درصد ازدیاد طول یکنواخت در شکل ۵ آورده شده است. در شرایط

درصد ازدیاد طول به دلیل توزیع بهتر فاز پرلیت تا حدی زیاد می شود. از میان همه ی نمونه ها، بیشترین استحکام کششی (۸۳۰ مگاپاسکال) و سختی (۲۸۵ ویکرز) و کمترین درصد ازدیاد طول (۲۰ درصد) در نمونه F بدست می آید که دلیل آن به حذف فاز پرلیت و تشکیل فازهای ترد و شکننده شبه پایدار مانند بینیت، مارتنزیت/آستنیت و یا مارتنزیت بر می گردد.

نشده بلکه اندازه دانه از طریق فرایند تغییر شکل پلاستیک کوچک شده که موجب تشکیل عیب های بلوری از جمله نابجایی ها و کاهش درصد ازدیاد طول می شود. از طرف دیگر با زیاد شدن دمای پايانی نورد (نمونه D)، به دلیل رشد دانه، استحکام کششی و سختی به ترتیب به ۶۰۵ مگاپاسکال و ۲۱۰ ویکرز و درصد ازدیاد طول یکنواخت به ۱۶ درصد می رسد. یعنی در این شرایط خواص مکانیکی مطلوبی حاصل نمی شود. با افزایش سرعت نورد (نمونه E) نسبت به نمونه C، استحکام، سختی و



شکل ۵- مقایسه استحکام کششی (a)، سختی (b) و درصد ازدیاد طول (c) نمونه فولادی در شرایط مختلف نورد

نتیجه گیری

در این پژوهش فولاد API X70 در شرایط مختلف نورد تحت فرایند کنترل شده ترمومکانیکال (TMCP) قرار گرفت و تاثیر پارامترهای مختلف نورد گرم شامل تعداد مراحل نورد، دمای پایانی نورد، سرعت نورد و محیط سرد شدن بررسی شد. نتایج به شرح زیر خلاصه می شوند:

۱. در یک کرنش ثابت، با افزایش تعداد مراحل نورد، به دلیل اینکه نمونه تعداد چرخه ی بیشتری از فرایند تغییر شکل و تبلور مجدد را تجربه می کند، اندازه دانه ریز می شود. درصد فاز پرلیت کاهش می یابد. همچنین به دلیل کاهش دمای پایانی نورد، مقدار فاز فریت زیاد و مقدار پرلیت کاهش می یابد.
۲. با افزایش دمای پایانی نورد از ۷۳۰ به ۹۰۰ درجه سانتی گراد، انرژی بیشتری برای پدیده نفوذ و رشد دانه فراهم شده و ساختار به اندازه ای یکنواخت تر و اندازه دانه درشت تر می شود.
۳. افزایش سرعت نورد از ۱۰ دور بر دقیقه به ۲۰ دور بر دقیقه، با توجه به فراهم شدن مکان های هسته زنی بیشتر، موجب می شود که اندازه دانه تا حدی

کوچکتر، توزیع فاز پرلیت یکنواخت تر و مقدار آن تا اندازه ای زیادتیر شود.

۴. سرد کردن در آب از دگرگونی نفوذی آستنیت به پرلیت جلوگیری می کند و در عوض فاز شبه پایدار مانند بینیت، مارتنزیت/آستنیت و یا مارتنزیت ایجاد می شود. افزون بر این دیده می شود که اندازه دانه نسبت به نمونه های سرد شده در هوا تا حدی بزرگتر (در حدود ۲۰ میکرومتر) است.

۵. به دلیل حذف پرلیت و تشکیل فازهای شبه پایدار، بیشترین استحکام و سختی و کمترین درصد ازدیاد طول در نمونه سرد شده در آب ایجاد شد. نمونه با سرعت ۲۰ دور بر دقیقه، با کوچکترین اندازه دانه، بهترین ترکیب استحکام و درصد ازدیاد طول را از خود نشان داد.

تشکر و قدردانی

نویسندگان این مقاله از حمایت مالی دانشگاه شهید چمران اهواز از طریق پژوهانه به شماره SCU.EM98.375 قدردانی می نمایند.

References:

- 1- W.B. Morrison, Microalloy steels – the beginning, *Materials Science and Technology*, 25 (2009) 1066-1073.
- 2- A.J. DeArdo, M.J. Hua, K.G. Cho, C.I. Garcia, On strength of microalloyed steels: an interpretive review, *Materials Science and Technology*, 25.۱۰۸۲-۱۰۷۴ (۲۰۰۹)
- 3- T.N. Baker, Microalloyed steels, *Ironmaking & Steelmaking*, 43 (2016) 264-307.
- 4- I. Olivares, M. Alanis, R. Mendoza, B. Campillo, J.A. Juarez-Islas, Development of microalloyed steel for pipeline applications, *Ironmaking & Steelmaking*, 35 (2008) 452-457.
- 5- J. Zhao, Z. Jiang, Thermomechanical processing of advanced high strength steels, *Progress in Materials Science*, 94 (2018) 174-242.
- 6- S. Vervynckt, K. Verbeken, B. Lopez, J.J. Jonas, Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature, *International Materials Reviews*, 57 (2012) 187-207.
- 7- A.J. Deardo, Niobium in modern steels, *International Materials Reviews*, 48 (2003) 371-402.
- 8- T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, J.J. Jonas, Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions, *Progress in Materials Science*, 60 (2014) 130-207.
- 9- A.R.H. Far, S.H.M. Anijdan, S.M. Abbasi, The effect of increasing Cu

- and Ni on a significant enhancement of mechanical properties of high strength low alloy, low carbon steels of HSLA-100 type, *Materials Science and Engineering: A*, 746 (2019) 384-393.
- 10- S. Nemat-Nasser, W.-G. Guo, Thermomechanical response of HSLA-65 steel plates: experiments and modeling, *Mechanics of Materials*, 37 (2005) 379-405.
- 11- L.d.J. Jorge, V.S. Cândido, A.C.R.d. Silva, F.d.C. Garcia Filho, A.C. Pereira, F.S.d. Luz, S.N. Monteiro, Mechanical properties and microstructure of SMAW welded and thermally treated HSLA-80 steel, *Journal of Materials Research and Technology*, 7 (2018) 598-605.
- 12- H. Izadi, M. Tavakoli, M.H. Moayed, Effect of thermomechanical processing on hydrogen permeation in API X70 pipeline steel, *Materials Chemistry and Physics*, 220 (2018) 360-365.
- 13- A.A. Gorni, P.R. Mei, Effect of controlled-rolling parameters on the ageing response of HSLA-80 steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 197 (2008) 374-378.
- 14- S.K. Dhua, D. Mukerjee, D.S. Sarma, Influence of thermomechanical treatments on the microstructure and mechanical properties of HSLA-100 steel plates, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34 (2003) 241-253.
- 15- C. Ouchi, T. Sampei, I. Kozasu, The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of γ - α Transformation after Hot Rolling, *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 22 (1982) 214-222.
- 16- A. Hossain Seikh, M.S. Soliman, A. AlMajid, K. Alhajeri, W. Alshalfan, Austenite Grain Growth Kinetics in API X65 and X70 Line-Pipe Steels during Isothermal Heating, *Advances in Materials Science and Engineering*, 2014 (2014) 246143.
- 17- Y.G. Ko, M.J. Kim, K. Hamad, Structural evolutions and mechanical properties of IF steel deformed by differential speed rolling at various per-pass-thickness reductions, *Materials Letters*, 250 (2019) 178-181.
- 18- Å. Sjöström, The effect of high reductions per pass on material properties in the hot rolling of low-alloyed steel, *Journal of Mechanical Working Technology*, 6 (1982) 347-360.
- 19- R. Grewal, C. Aranas, K. Chadha, D. Shahriari, M. Jahazi, J.J. Jonas, Formation of Widmanstätten ferrite at very high temperatures in the austenite phase field, *Acta Materialia*, 109 (2016) 23-31.
- 20- Y. Han, J. Shi, L. Xu, W.Q. Cao, H. Dong, Effect of hot rolling temperature on grain size and precipitation hardening in a Ti-microalloyed low-carbon martensitic steel, *Materials Science and Engineering: A*, 553 (2012) 192-199.
- 21-B. Guo, L. Fan, Q. Wang, Z. Fu, Q. Wang, F. Zhang, Effect of Finish Rolling Temperature on the Microstructure and Tensile Properties of Nb-Ti Microalloyed X90 Pipeline Steel, *Metals*, 6 (2016) 323.
- 22- I. Dey, S.K. Ghosh, R. Saha, Effects of cooling rate and strain rate on phase transformation,

microstructure and mechanical behaviour of thermomechanically processed pearlitic steel, *Journal of Materials Research and Technology*, 8 (2019) 2685-2698.

23- M. Katsumata, O. Ishiyama, T. Inoue, T. Tanaka, Microstructure and Mechanical Properties of Bainite Containing Martensite and Retained Austenite in Low Carbon HSLA Steels,

Materials Transactions, JIM, 32 (1991) 715-728.

24- B.C. Muddle, J.F. Nie, Formation of bainite as a diffusional–displacive phase transformation, *Scripta Materialia*, 47 (2002) 187-192.