

تأثیر نرخ تغییر شکل پیچش گرم در منطقه $(\alpha + \gamma)$ بر میزان ریزش دانه‌های فریت در یک فولاد میکروآلیاژی

بیت‌اله اقبالی (استادیار)

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز

با استفاده از آزمایش پیچش گرم، تأثیر نرخ کرنش اعمالی در منطقه $(\alpha + \gamma)$ بر رفتار تغییر شکل خمیری و بر سازوکار ریزش دانه‌های فریت در یک فولاد کم‌کربن میکروآلیاژی دارای Nb-Ti مطالعه شد. از روی منحنی‌های سیلان گرم فریت و با استفاده از میکروسکوپ نوری و پراش الکترون‌های برگشتی (EBSD) در میکروسکوپ الکترونی روبشی، فرایندهای نرم شدن دینامیکی در فریت در حین تغییر شکل و تحولات صورت گرفته در ریزساختارها مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. مشاهدات نشان می‌دهند که در حین تغییر شکل در منطقه $(\alpha + \gamma)$ دانه‌های ریز و هم‌محور فریت (EFG) در ریزساختار پدیدار می‌شوند.

شواهد نشان می‌دهند که این دانه‌ها در جریان وقوع تباور مجدد دینامیکی پیوسته (CDRX) در فاز فریت ایجاد شده‌اند. دیده می‌شود که افزایش نرخ کرنش بر فرایند ریزش دانه‌های ریز و هم‌محور فریت با سازوکار CDRX اثر مثبت دارد، به طوری که با افزایش این پارامتر اندازه‌ی دانه‌های فریت حاصل از CDRX کاهش، و کسر حجمی آنها افزایش می‌یابد. اما با کاهش نرخ کرنش، دانه‌های اصلی جدید و دانه‌های فرعی رشد می‌یابند و امکان دست‌یابی به ریزساختار نهایی ریزدانه میسر نمی‌شود.

واژگان کلیدی: فولاد میکروآلیاژی، عملیات ترمومکانیکی، آزمایش پیچش، نرخ تغییر شکل، فریت.

eghbalisut@ac.ir

۱. مقدمه

امروزه از بین روش‌های مختلف استحکام‌بخشی به فولادها، ریزکردن دانه‌های فریت به‌عنوان تنها روش مؤثر و کم‌هزینه برای تقویت هم‌زمان استحکام و چقرمگی در فولادهای ساختمانی پذیرفته شده است [۱]. به دلیل تأثیر منحصر به فرد ریزکردن دانه‌های فریت بر خواص مهندسی محصولات فولادی، این روش به‌طور قابل ملاحظه‌ی مورد توجه محققین قرار گرفته است. به طوری که دیده شده است اگر دانه‌های فریت در ریزساختار نهایی تا حد ۱ میکرون ریز شوند، آنگاه می‌توان تعداد زیادی از انواع مختلف فولادهای آلیاژی و گران‌قیمت را با فولادهای ساده‌ی کربنی ریزدانه جایگزین کرد [۲].

بررسی‌ها نشان می‌دهند که بیشتر مطالعات انجام‌گرفته در ارتباط با ریزکردن دانه‌های فریت با روش‌های نوین ترمومکانیکی، عمدتاً در ارتباط با تغییر شکل‌های دمای بالا^۴ است. درخصوص تغییر شکل در دمای پایین^۵ فولادها اطلاعات کم‌تری در دسترس است؛ و اطلاعات منتشر شده در این زمینه نیز بیشتر در مورد فولادهای ساده‌ی کربنی^{۳-۶} و فولادهای^{۷-۹} IF است. به‌خصوص در مورد تأثیر پارامترهای

۲. مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از یک نوع فولاد کم‌کربن میکروآلیاژی دارای Nb-Ti استفاده شده است که ترکیب شیمیایی آن در جدول ۱ ارائه شده است. ابتدا از تسمه‌های نوردشده، نمونه‌های استاندارد آزمایش پیچش گرم تهیه شد. در ساخت این نمونه‌ها سعی شد محور طولی آنها در راستای موازی با جهت نورد تسمه‌ها باشد. اندازه‌ی طول مؤثر (GL) و قطر نمونه‌ها به ترتیب ۲۰ mm و ۶.۷ mm بود. به‌منظور اندازه‌گیری

تاریخ: دریافت ۱۳۸۶/۵/۲۳، داوری ۱۳۸۶/۹/۱۲، پذیرش ۱۳۸۷/۱/۲۰.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده در تحقیق (برحسب درصد وزنی).

C	Si	Mn	S	P	Nb	Ti	Al	N
۰/۰۳۲	۰/۱۵	۰/۷۴	۰/۰۰۷	۰/۰۰۹	۰/۰۱۴	۰/۰۱۳	۰/۰۲۸	۰/۰۰۳۱

شدند، با نرخ کرنش‌های مختلف تغییر شکل داده شدند. در مرحله‌ی سوم، تغییر شکل در مقادیر مختلف کرنش قطع، و بلافاصله (در فاصله‌ی زمانی حدود ۰/۲ ثانیه) نمونه‌ها توسط جت آب سرد تا دمای محیط سرد شدند. لازم به ذکر است که چون هدف این مقاله منحصراً بررسی تحولات ریزساختاری اتفاق افتاده در جریان مرحله‌ی سوم تغییر شکل است، فقط اتفاقات رخ داده در این مرحله مطالعه خواهند شد. به عبارت دیگر بررسی تحولات ریزساختاری رخ داده در مرحله‌های اول و دوم هدف مقاله‌ی حاضر نیست.

۲.۲. متالوگرافی

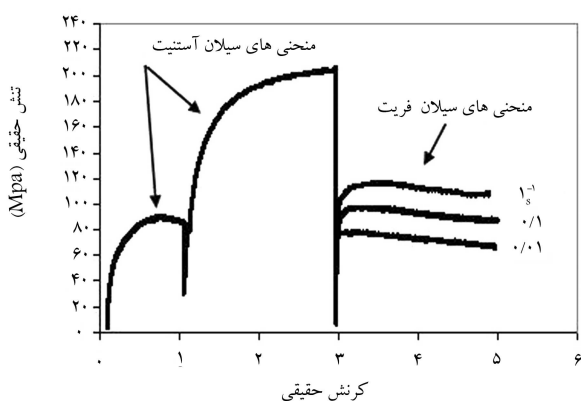
نمونه‌های تغییرشکل داده‌شده، از ناحیه‌ی طول مؤثر (سنجه) برش داده شدند و برای بررسی‌های متالوگرافی مانت شدند. مطالعات EBSD توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از نوع Field Emission Gun با ولتاژ شتاب‌دهنده‌ی ۲۰kV و مجهز به نرم‌افزار HKL انجام گرفت.

ناحیه‌ی مورد مطالعه از سطح نمونه که با این روش بررسی شد $150 \mu\text{m} \times 210 \mu\text{m}$ بود و با اندازه‌ی گام $3 \mu\text{m} / 0$ مطالعه‌شد، به طوری که درمورد هر نمونه اطلاعات $350,000$ نقطه از سطح آن استخراج شد. در نتایج ارائه شده در این تحقیق، منظور از مرزهای اصلی بزرگ‌زاویه (HABs^9) مرزهایی هستند که اندازه‌ی زاویه‌ی عدم تطابق بین آن‌ها بزرگ‌تر از 15° است. همچنین منظور از مرزهای فرعی کم‌زاویه (LABs) 1° مرزهایی هستند که اندازه‌ی زاویه‌ی عدم تطابق آن‌ها بین $15^\circ - 3^\circ$ است.

۳. نتایج

۳.۱. منحنی‌های سیلان فریت در جریان تغییر شکل در منطقه‌ی دو فاز

در شکل ۲ نمونه‌ی از منحنی سیلان تنش حقیقی - کرنش حقیقی به دست آمده از آزمایش پیچش گرم با سه نرخ کرنش مختلف در مرحله‌ی سوم تغییر شکل (قسمت سوم منحنی) نشان داده شده است. منحنی‌های مرحله‌ی اول و مرحله‌ی دوم مربوط به تغییر شکل آستنیت است که در این مقاله به آنها نمی‌پردازیم. درمورد منحنی مرحله‌ی سوم تغییر شکل که مربوط به تغییر شکل فریتی است، مشاهده می‌شود که در هر سه منحنی سیلان با سرعت‌های مختلف کرنش، با آغاز کرنش ابتدا منحنی‌ها



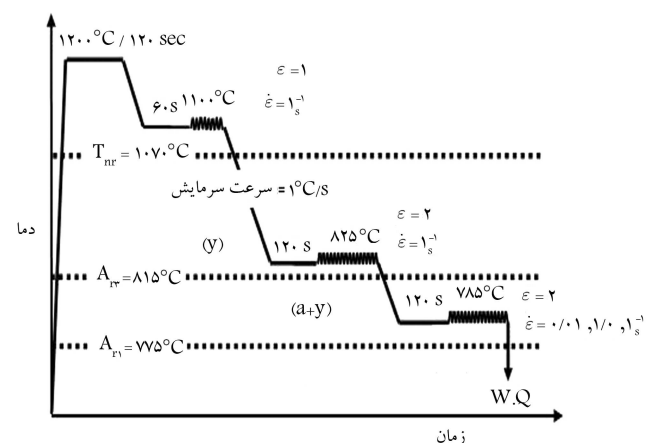
شکل ۲. منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی در شرایط تغییر شکل در منطقه‌ی دو فاز تا کرنش ۲ و با نرخ کرنش‌های مختلف.

دمای نمونه در جریان تغییر شکل، در داخل بازوهای طرفین GL سوراخ‌هایی تعبیه شد که انتهای آن‌ها تا نزدیکی ناحیه‌ی شروع GL ادامه داشت، به طوری که بتوان تغییرات دمایی منطقه‌ی تغییر شکل را به دقت اندازه گرفت. از هر کدام از این سوراخ‌ها سیم یک ترموکوپل (نوع N) عبور داده می‌شد و دمای دو سر GL توسط دو ترموکوپل به طور همزمان اندازه‌گیری می‌شد. خطای اندازه‌گیری دما در حد $5^\circ\text{C} \pm$ بود.

آزمایش‌های تغییرشکل گرم توسط یک دستگاه پیچش گرم انجام گرفت [۱۰]. ابتدا با استفاده از آزمون پیچش مبرد پیوسته^۷ دماهای بحرانی استحاله تعیین شد؛ به طوری که دمای A_{T1} برابر با 775°C ، دمای A_{T2} برابر با 815°C و دمای T_{nr} برابر با 1070°C به دست آمد.

۳.۱.۲. برنامه‌ی عملیات ترمومکانیکی

برنامه‌ی ترمومکانیکی اجراشده بر روی فولاد Nb-Ti در شکل ۱ نمایش داده شده است. این برنامه در سه مرحله اجرا شد. در مرحله‌ی اول، یعنی «اعمال تغییر شکل در دمایی بالاتر از T_{nr} » که اصطلاحاً آن را مرحله‌ی خشن‌کاری^۸ نیز می‌نامند، ابتدا نمونه‌ها با سرعت $5^\circ\text{C}/\text{s}$ تا دمای 1200°C پیش‌گرم شده و به مدت 120 ثانیه در این دما نگاه‌داری شدند. سپس با سرعت $1^\circ\text{C}/\text{s}$ تا دمای 1100°C ($> T_{nr}$) خنک شده و بعد از نگاه‌داری به مدت 60 ثانیه در این دما، تغییر شکل تا کرنش $\epsilon = 1$ و با نرخ کرنش $1/s$ اعمال شد. با پایان مرحله‌ی اول تغییر شکل، نمونه‌ها بلافاصله با سرعت $1^\circ\text{C}/\text{s}$ تا دمای 825°C (درست بالای A_{T2}) خنک شدند. مرحله‌ی دوم، یعنی «اعمال تغییر شکل در دمای $(A_{T2} + 10^\circ\text{C})$ ، منطقه‌ی بحرانی است که در آن آستنیت از نظر ترمودینامیکی ناپایدار است. با اعمال کرنش به آستنیت ناپایدار، استحاله‌ی دینامیکی آستنیت به فریت صورت می‌گیرد. به محض پایان مرحله‌ی دوم، مجدداً نمونه‌ها تا دمای 785°C (دمای منطقه‌ی دوفازی $(\alpha + \gamma)$) و با سرعت $1^\circ\text{C}/\text{s}$ خنک شدند. پس از آن که نمونه‌ها به مدت 120 ثانیه در این دما نگاه‌داری



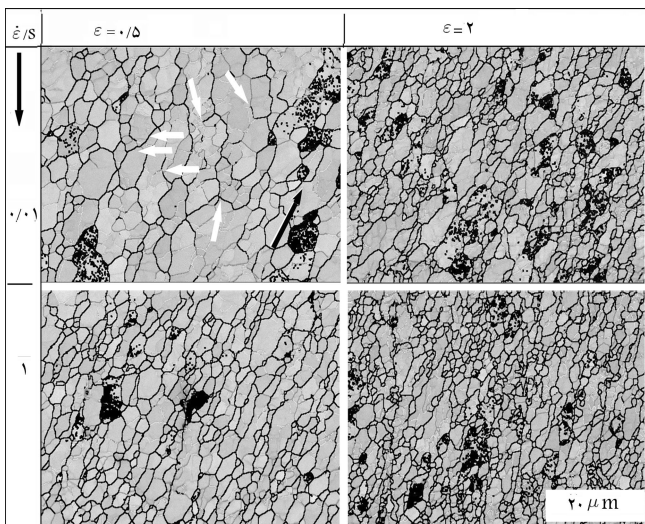
شکل ۱. برنامه‌های ترمومکانیکی اجرا شده بر روی فولاد Nb-Ti در آزمایش پیچش گرم.

با افزایش نرخ کرنش اندازه‌ی آنها ریزتر شده است. به‌طور کلی افزایش نرخ کرنش موجب کاهش اندازه‌ی دانه‌های هر دو نوع فریت (ریزدانه‌یی و درشت‌دانه‌یی) شده است. سؤال مهم این است که چرا در شرایط تغییر شکل با $\epsilon = 2$ و $\dot{\epsilon} = 1/s$ هیچ‌گونه نشانه‌یی از ظهور دانه‌های فریت کار سخت شده با مورفولوژی کشیده در ریزساختار مشاهده نمی‌شود. پاسخ این سؤال به سازوکار ریزشدن دینامیکی فریت مربوط می‌شود که در ادامه توضیح داده خواهد شد.

۳.۳. تحولات بین مرزهای بزرگ‌زاویه و کم‌زاویه

در شکل ۴ نتایج EBSD مربوطه ارائه شده است. مشاهده می‌شود که با اعمال کرنش $\epsilon = 0.5^\circ$ و نرخ کرنش $0.1/s$ ، دانه‌های اصلی شکل هم‌محور خود را از دست داده و دارای مورفولوژی کشیده در جهت پیچش نمونه (در راستای فلش تیره‌رنگ) شده‌اند. تشکیل مرزهای فرعی (LABs) در داخل دانه‌های اولیه شروع شده، و تعدادی HABs نیز در حال کامل شدن هستند. با تشکیل مرزهای فرعی، دانه‌های اولیه به چند قسمت تقسیم شده‌اند، و با افزایش نرخ کرنش به $1/s$ اندازه‌ی دانه‌های اولیه به‌طور قابل ملاحظه‌یی کوچک‌تر شده است. به‌علاوه، دانه‌های ضخیم و کشیده‌ی فریت به دانه‌های نازک و کشیده تبدیل شده‌اند. تشکیل دانه‌های EFG دارای HABs از مرز دانه‌های کشیده شروع شده است. تعدادی مرز اصلی غیرکامل نیز دیده می‌شود که در داخل دانه‌های اولیه در حال کامل شدن هستند (نشان داده شده با فلش‌های سفید رنگ). در صورت تکمیل مرزهای ناقص HABs، تعداد دانه‌های ریز و هم‌محور فریت افزایش یافته و ریزساختار ظریف‌تر می‌شود.

از سوی دیگر مشاهده می‌شود که تأثیر افزایش نرخ کرنش در ایجاد دانه‌های HABs در تغییر شکل با کرنش سنگین ($\epsilon = 2$) بیش از تأثیر آن در کرنش پایین ($\epsilon = 0.5^\circ$) است. در مورد ریزساختار تغییر شکل داده شده تا کرنش ۲ و با نرخ کرنش $1/s$ دیده می‌شود دانه‌های ریز و دارای مرز بزرگ‌زاویه بیشترین کسر حجمی را در مقایسه با بقیه‌ی شرایط تغییر شکل دارند. به‌عبارت دیگر، در مورد این ساختار با توجه به مقدار پارامترهای تغییر شکل (کرنش و نرخ کرنش) سازوکار ریز شدن دینامیکی دانه‌های فریت خیلی شدید عمل کرده است.

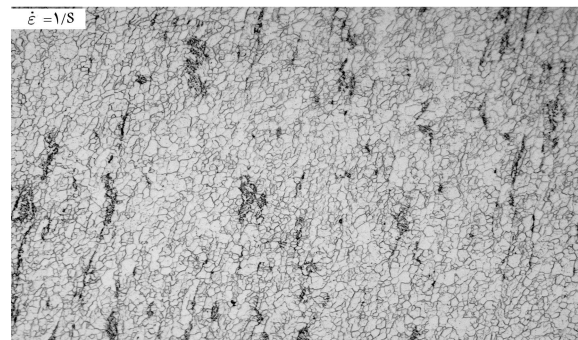
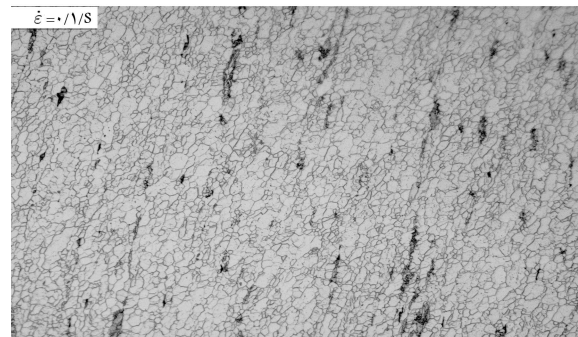
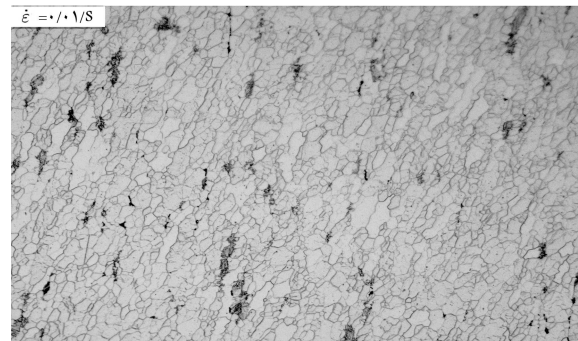


شکل ۴. نتایج EBSD به دست آمده در شرایط تغییر شکل تا کرنش 0.5° و 2° و با نرخ کرنش‌های مختلف در دمای $785^\circ C$ در منطقه‌ی دوفازی.

به یک پیشینه‌ی تنش سیلان رسیده و سپس با ادامه‌ی کرنش سطح تنش به‌صورت خیلی تدریجی شروع به افت کرده است. لذا شکل کلی منحنی‌های سیلان فریت مبین وقوع نوعی نرم‌شدن دینامیکی در فریت است. از نظر مکانیکی، افزایش نرخ کرنش موجب افزایش سطح تنش سیلان فریت شده است. اما از نظر متالورژیکی، اثر افزایش نرخ کرنش را باید در اثر آن بر نحوه‌ی تکامل ریزساختار فریت جست‌وجو کرد. در ادامه، نتایج این تحولات ارائه می‌شود.

۲.۳. تغییرات ریزساختاری فریت در جریان تغییر شکل در منطقه‌ی دوفازی

تأثیر نرخ کرنش بر تغییرات ریزساختار فریت در نمونه‌های تغییر شکل داده شده تا کرنش ۲، در شکل ۳ نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که با افزایش نرخ کرنش از $0.1/s$ تا $1/s$ متوسط اندازه‌دانه‌های فریت EFG از $1.94 \mu m$ به $1.4 \mu m$ کاهش یافته است. دانه‌های ریز فریتی از نواحی مرزی دانه‌های فریت درشت ایجاد شده‌اند. در نرخ کرنش پایین، اندازه‌ی دانه‌های فریت ریز مرز دانه‌یی بزرگ‌تر بوده و



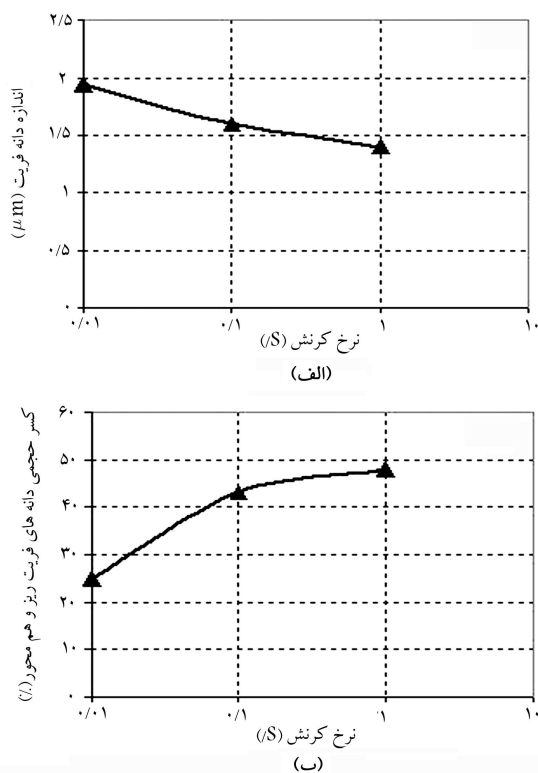
شکل ۳. ریزساختار نوری در شرایط تغییر شکل تا کرنش ۲ و با نرخ کرنش‌های مختلف در دمای $785^\circ C$ در منطقه‌ی دوفازی.

سطح تنش سیلان در محدوده‌ی کرنش اعمالی شده است؛ بدون این که شکل کلی منحنی‌ها تغییر چندانی کند. بروز این رفتار مبین آن است که با افزایش سرعت تغییر شکل و درحین تغییر شکل، بر اثر افزایش تعداد ناهنجاری‌های تولید و انباشته‌شده در فلز، سطح تنش سیلان بالاتر رفته است^[۱۲]. در واقع با افزایش نرخ کرنش، زمان کافی برای انجام فرایندهای نرم‌شدن دینامیکی وجود نخواهد داشت. به‌طور کلی دما و نرخ کرنش دو پارامتر مهم تأثیرگذار بر سینتیک فرایندهای نرم‌شدن دینامیکی اند^[۱۳]. چون این فرایندها فعال حرارتی‌اند، افزایش نرخ کرنش یا کاهش دمای تغییر شکل موجب کندی سینتیک انجام آنها می‌شود.

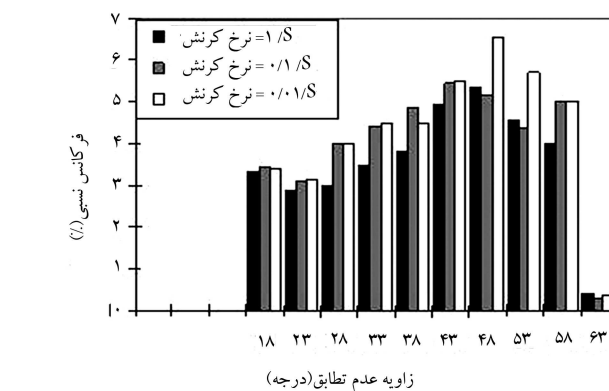
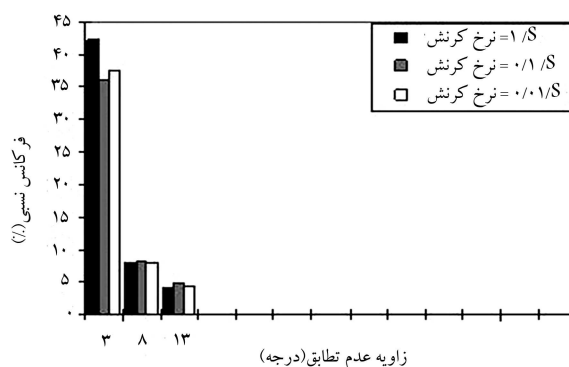
نرم‌شدن دینامیکی اتفاق افتاده در حین تغییر شکل را نمی‌توان به وقوع DRX در فریت نسبت داد. زیرا اولاً منحنی‌های سیلان پیک واضحی را که بیانگر وقوع DRX باشد نشان نمی‌دهند؛ ثانیاً به‌استناد نتایج EBSD، در حین تغییر شکل در ریزساختارها تحول CDRX اتفاق افتاده و نرم‌شدن دینامیکی صورت گرفته در فریت ناشی از CDRX در فریت است. اثبات این موضوع توسط نگارنده به‌تفصیل در جای دیگر ارائه شده است^[۱۵، ۱۴].

۲.۴. تشکیل دانه‌های هم‌محور فریت خیلی ریز در تغییر شکل با نرخ کرنش‌های مختلف

اثر نرخ کرنش بر تکامل فرایند ریزشدن دینامیکی دانه‌های فریت در شکل ۳ نشان داده شده است. چنان‌که مشاهده می‌شود افزایش نرخ کرنش بر فرایند ریزشدن دانه‌های فریت اثر مثبت داشته است. به‌گونه‌ی که اندازه دانه‌های فریت EFG ایجاد شده ریزتر و کسر حجمی آنها بیشتر شده است. در شکل ۶ تغییرات اندازه دانه‌های فریت



شکل ۶. تأثیر نرخ کرنش مرحله‌ی سوم تغییر شکل: (الف) بر اندازه دانه‌های فریت ریز و هم‌محور، (ب) بر کسر حجمی آنها. در تغییر شکل در منطقه دوفازی تا کرنش ۰.۵



شکل ۵. توزیع زاویه‌ی عدم تطابق بین مرزهای فریت در شرایط تغییر شکل تا کرنش ۲ و با نرخ کرنش‌های مختلف در دمای $785^{\circ}C$ در منطقه‌ی دوفازی.

۴.۳. توزیع درصد نسبی زاویه‌ی عدم تطابق مرزهای LABs و LABs

توزیع درصد نسبی MA مرزهای LABs و LABs، در مورد نمونه‌هایی که EBSD آنها در شکل ۴ ارائه شد در شکل ۵ نشان داده شده است. این نتایج مربوط به تغییر شکل تا کرنش ۲ و با سه نرخ کرنش مختلف است. ملاحظه می‌شود که با افزایش نرخ کرنش درصد نسبی LABs بیشتر و درصد نسبی HABS کم‌تر شده است. با کاهش نرخ کرنش نیز عکس این تغییرات دیده می‌شود. هرچه درصد نسبی مرزهای کم‌زاویه بیشتر باشد و از طرفی فرصت برای تبدیل آنها به مرزهای بزرگ‌زاویه مهیا شود، آنگاه تعداد دانه‌های اصلی ریز در ساختار زیاد می‌شود، به‌شرط آن که رشد دانه‌های ریز LABs تشکیل شده مهار شود.

۴. بحث

۱.۴. اثر نرخ کرنش بر سیلان فریت

در شکل ۲ تأثیر نرخ کرنش بر منحنی سیلان گرم فریت در جریان تغییر شکل در منطقه‌ی فریتی نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که تنش سیلان فریت، ابتدا به‌سرعت افزایش یافته و پس از رسیدن به وضعیتی پایدار، در ادامه‌ی تغییر شکل سطح تنش چندان تغییر نکرده است. این نکته مبین برقرار شدن تعادل دینامیکی بین کارسختی و کار نرمی در فریت است. شبیه این رفتار در مورد آلومینیم و فریت خالص نیز دیده شده است^[۱۱]. مشاهده می‌شود که افزایش نرخ کرنش باعث افزایش

کرنش مهاجرت کرده^{۱۶} و این منجر به ادغام چند دانه‌ی کوچک به یکدیگر شده است. در نتیجه در ریزساختار نهایی دانه‌های ریز HABS کم‌تری پدیدار شده و اندازه‌ی بیشتر دانه‌ها درشت شده است. حتی در مورد اندازه‌دانه‌های فرعی نیز این رفتار مشاهده می‌شود. به طوری که افزایش نرخ کرنش موجب ریزتر شدن و کاهش نرخ کرنش موجب درشت‌تر شدن اندازه‌دانه‌های فرعی (LABs) شده است.

عموماً دیده می‌شود که در کرنش و نرخ کرنش بالا، دانه‌های HABS برای هم‌راستا شدن با یکدیگر در جهت تنش برشی تمایل داشته‌اند. این را می‌توان ناشی از چرخش دانه‌های مذکور در جهت تنش برشی در تغییر شکل با کرنش و نرخ کرنش بالا دانست. نکته‌ی قابل توجه دیگر این که دیده می‌شود تعداد HABS غیر کامل در شرایط تغییر شکل با کرنش و نرخ کرنش پایین، بیش از تعداد آنها در کرنش و نرخ کرنش بالاست. این نکته مبین آن است که با افزایش پارامترهای تغییر شکل (کرنش و نرخ کرنش) ریزش دانه‌های فریت با سازوکار CDRX پیشرفت کرده و کسر حجمی دانه‌های با HABS بیشتر شده است.

۴.۴. اثر نرخ کرنش بر توزیع زاویه‌ی عدم تطابق بین دانه‌های فریت

برای درک بهتر تأثیر نرخ کرنش بر تحولات صورت گرفته بین LABs و HABS، در شکل (۵) درصد نسبی توزیع زاویه بین مرزها در تغییر شکل تا کرنش $\epsilon = 2$ و با نرخ کرنش‌های $0.1/s$ ، $1/s$ و $10/s$ رسم شده است. دیده می‌شود که افزایش نرخ کرنش موجب شده است که درصد نسبی LABs در ریزساختار افزایش و در مقابل درصد نسبی HABS تا حدودی کاهش یابد. در جدول ۲ تغییرات درصد مرزهای مذکور با تغییر نرخ کرنش ارائه شده است.

با توجه به نتایج فوق می‌توان اظهار داشت که در تغییر شکل با نرخ کرنش بالا، سرعت تولید ناهنجاری‌ها بالا می‌رود و چگالی ناهنجاری‌ها در داخل دانه‌ها افزایش می‌یابد. با تحرک ناهنجاری‌ها به صورت لغزش متقاطع و صعود، فعل‌وانفعالات بیشتری بین آنها صورت می‌گیرد. به عبارت دیگر، DRC بیشتری اتفاق افتاده و در نتیجه LABs زیادی تولید می‌شود. اما چون سرعت تغییر شکل بالاست، لذا فرصت برای تحرک LABs برای جذب ناهنجاری‌های جدید ایجاد شده و تبدیل به HABS در ادامه‌ی تغییر شکل کم است. بنابراین، در هر لحظه از تغییر شکل، درصد نسبی LABs بیشتر از درصد نسبی HABS در ریزساختار است. به بیان دیگر، در نرخ کرنش بالا در حین ادامه‌ی تغییر شکل، همواره تعدادی از LABs با سازوکار CDRX در حال تبدیل شدن به HABS است، اما آن تعداد مرز LABs که با ادامه‌ی تغییر شکل خلق می‌شوند، همواره بیشتر از آن تعدادی است که به HABS تبدیل می‌شود. لذا به نظر می‌رسد در حین ادامه‌ی تغییر شکل، در هر لحظه در داخل دانه‌ها نوعی انباشتگی LABs اتفاق می‌افتد و به موجب این درصد نسبی LABs همواره بیش از HABS است. حتی می‌توان اظهار داشت که در نرخ کرنش

جدول ۲. تأثیر نرخ کرنش مرحله‌ی سوم تغییر شکل (در منطقه‌ی دوفازی) بر درصد LABs و HABS در ریزساختار نهایی.

	$\dot{\epsilon} (s^{-1})$		
	۰.۱	۱	۱۰
%LABs	۱۵	۱۸	۲۴
%HABS	۸۵	۸۲	۷۶

EFG و کسر حجمی آنها با افزایش نرخ کرنش در تغییر شکل تا کرنش $\epsilon = 0.5$ نشان داده شده است. در نرخ کرنش‌های بالاتر از $1/s$ ، دانه‌های فریت EFG به دست آمده از نظر اندازه‌دانه، در مقیاس فریت بسیار نرم (UFF^{11}) هستند.

علت درشت بودن اندازه‌دانه‌ها در نرخ کرنش‌های پایین را می‌توان ناشی از این دانست که دانه‌های فریت EFG ایجاد شده در مراحل اولیه‌ی تغییر شکل، از فرصت کافی برای ملحق شدن به یکدیگر برخوردار بوده‌اند و لذا احتمالاً عمل درشت شدن دانه‌ها^{۱۲} اتفاق افتاده است.

پیش‌تر در توضیح علت افزایش سطح تنش سیلان با افزایش نرخ کرنش، به این نکته اشاره شد که در تغییر شکل با نرخ کرنش بالا، چون تعداد ناهنجاری‌هایی که در واحد زمان تولید می‌شوند زیاد است، چگالی ناهنجاری‌ها در داخل دانه‌های فریت در حال تغییر شکل افزایش می‌یابد^{۱۶،۱۷}. هرچه چگالی ناهنجاری‌ها بیشتر باشد آنگاه در فرایند بازیابی دینامیکی (DRX^{13}) مرزهای کم‌زاویه‌ی (مرزهای فرعی) بیشتری تولید می‌شود و با ادامه‌ی تغییر شکل در نتیجه‌ی فعل‌وانفعالات بین ناهنجاری‌های متحرک و مرزهای کم‌زاویه، از مرزهای کم‌زاویه‌ی بیشتر مرزهای بزرگ‌زاویه‌ی بیشتری با سازوکار CDRX ایجاد می‌شوند. بنابراین، ایجاد مرزهای بزرگ‌زاویه‌ی بیشتر خود مبین تولید دانه‌های ریز و زیاد دارای مرز بزرگ‌زاویه است. اما در تغییر شکل با نرخ کرنش پایین به علت وجود فرصت زمانی کافی، در دانه‌های فرعی ایجاد شده در حین تغییر شکل پدیده‌ی درشت شدن دانه‌های فرعی^{۱۴} اتفاق افتاده و در نتیجه شرایط برای تشکیل دانه‌های بزرگ‌زاویه خیلی مهیا نیست. بنابراین، تعداد دانه‌های ریز بزرگ‌زاویه‌ی کم‌تری در ساختار نهایی پدیدار می‌شوند. در ادامه، با استناد به نتایج EBSD با جزئیات بیشتری به این موضوع پرداخته خواهد شد.

در مورد تبلور مجدد دینامیکی (DRX^{15}) به خوبی ثابت شده است که افزایش نرخ کرنش باعث کاهش اندازه‌دانه‌های حاصل از DRX و نیز کسر حجمی آنها می‌شود^{۱۸}. در این تحقیق با افزایش نرخ کرنش، اندازه‌دانه‌های حاصل از CDRX نیز کاهش می‌یابد، اما در مقابل کسر حجمی این دانه‌ها بیشتر می‌شود. این نکته را می‌توان به عنوان یک تفاوت اساسی دیگر بین این دو سازوکار ریزکردن دانه‌ها (DRX و CDRX) به حساب آورد.

۳.۴. اثر نرخ کرنش بر نحوه‌ی تکامل تشکیل دانه‌های ریز فریت با مرز بزرگ‌زاویه

اثر نرخ کرنش بر فرایند تکامل مرزهای LABs و HABS در شکل ۴ نشان داده شده است. چنان که دیده می‌شود با افزایش نرخ کرنش دو اتفاق زیر در مورد دانه‌های HABS صورت گرفته است. ۱. اندازه‌دانه‌های EFG ریزتر شده؛ ۲. تعداد (کسر حجمی) دانه‌های EFG بیشتر شده است. این تغییرات به ویژه در تغییر شکل با کرنش زیاد ($\epsilon = 2$) بیشتر قابل ملاحظه است. به علاوه، افزایش نرخ کرنش در تغییر شکل با کرنش پایین ($\epsilon = 0.5$) موجب شده دانه‌های HABS بیشتر در جهت تنش برشی کشیده شوند. اما در تغییر شکل با کرنش زیاد ($\epsilon = 2$) دیده می‌شود که در ریزساختار نهایی میزان کشیدگی دانه‌های HABS کم‌تر از تغییر شکل با کرنش پایین است. علت پدیدار شدن دانه‌های ریز HABS با کسر حجمی زیاد، در شرایط تغییر شکل با نرخ کرنش بالا را می‌توان ناشی از این نکته دانست که در شرایط نرخ کرنش بالا، دانه‌های ریز HABS تولید شده فرصت کافی برای رشد نداشته و به صورت ریز در ریزساختار نهایی باقی مانده‌اند. اما در شرایط نرخ کرنش پایین فرصت برای درشت شدن دانه‌های ریز HABS تشکیل شده در مراحل اولیه‌ی تغییر شکل مهیا بوده و لذا مرز دانه‌های HABS در نتیجه‌ی اعمال

محتمل بوده و ریزش دانه‌های فریت در جریان تغییر شکل در منطقه‌ی فریت را نمی‌توان به آن نسبت داد. بلکه ریزش دینامیکی اتفاق افتاده در دانه‌های فریت، ناشی از وقوع فرایند تبلور مجدد مداوم (CDRX) در فاز فریت بوده است.

۲. با افزایش سرعت کرنش در جریان تغییر شکل در منطقه‌ی فریت پیش‌گرم، اندازه‌دانه‌های فریت EFG حاصل از CDRX کاهش و کسر حجمی آنها افزایش می‌یابد. این یک فرق اساسی بین DRX و CDRX محسوب می‌شود؛ زیرا در DRX با افزایش سرعت کرنش اندازه‌دانه‌ها ریزتر، اما کسر حجمی آنها نیز کم‌تر می‌شود. بنابراین افزایش سرعت کرنش همواره بر فرایند ریزش دینامیکی دانه‌های فریت با سازوکار CDRX اثر مثبت دارد. اما با کاهش سرعت کرنش دانه‌های اصلی (بزرگ‌زاویه) و دانه‌های فرعی (کم‌زاویه) رشد می‌کنند. این امر ناشی از پدیده‌ی درشت‌شدن دانه‌های اصلی و فرعی است.

۳. افزایش نرخ کرنش در منطقه‌ی دوفازی موجب می‌شود که اندازه‌دانه‌های فرعی کوچک‌تر شده و درصد نسبی LABs همواره بیش از HABs باشد. اما کاهش نرخ کرنش موجب درشت‌تر شدن اندازه‌دانه‌های فرعی می‌شود و درصد نسبی LABs همواره بیش از LABs در ریزساختار نهایی می‌شود.

بالا فرصت برای درشت‌شدن دانه‌های فرعی کم است و لذا جمعیت این‌ها همواره زیاد می‌ماند. اما در تغییر شکل با نرخ کرنش پایین به‌علت وجود فرصت زمانی کافی، هم LABs فرصت مهاجرت دارند و هم نابه‌جایی‌های جدید ایجادشده از فرصت جذب‌شدن در LABs برخوردارند. در نتیجه کسر زیادی از این نوع مرزها خواهند توانست با جذب نابه‌جایی‌ها به HABs تبدیل شده و درصد نسبی این مرزها افزایش یابد. به‌عبارت دیگر، در نرخ کرنش پایین درحین تغییر شکل هر لحظه تعداد LABs که به HABs تبدیل می‌شود همواره بیش از تعداد LABs است که تولید می‌شود. در نتیجه درصد نسبی HABs همواره بیش از درصد نسبی LABs در ریزساختار نهایی است. می‌توان تصور کرد که در شرایط نرخ کرنش پایین، پدیده‌ی درشت‌شدن دانه‌های فرعی اتفاق افتاده و لذا درصد LABs کم شده است.

۵. نتیجه‌گیری

۱. به‌استناد مشاهدات حاصل از منحنی سیلان فریت، ریزساختار نوری و EBSD دیده می‌شود که وقوع DRX در فریت در فولاد میکروآلیاژی مورد تحقیق غیر

پانویس

1. electron back scattered diffraction (EBSD)
2. equiaxed fine ferrite grains (EFG)
3. continuous dynamic recrystallization (CDRX)
4. hot deformation
5. warm deformation
6. gauge length (GL)
7. continuous cooling torsion test
8. roughing
9. high angle boundaries (HABs)
10. low angle boundaries (LABs)
11. ultrafine ferrite
12. grain coarsening
13. dynamic recovery (DRC)
14. subgrain coarsening
15. Dynamic recrystallization (DRX)
16. strain-induced grain boundary migration

منابع

1. Giumelli, A.K., and Militzer, M. "Analysis of the austenite grain size distribution in plain carbon steels", *ISIJ Int.*, **39**(3), pp. 271-280 (1999).
2. Bengochea, R.; Lopez, B., and Gutierrez, I. "Microstructural evolution during the Austenite-to-ferrite transformation from deformed austenite", *Metall. Mater. Trans. A.*, **29A**, pp. 417-426 (1998).
3. Hong, S.C.; Lim, S.H.; Lee, K.J.; Shin, D.H., and Lee, K.S. "Effect of under cooling of austenite on strain induced ferrite transformation behavior", *ISIJ Int.*, **43**, pp. 394-399 (2003).

4. Hurley, P.J.; Hodgson, P.D., and Muddle, B.C. "Analysis and characterization of ultrafine ferrite produced during a new steel strip rolling process", *Scr. Mater.*, **40**, pp. 433-438 (1999).
5. Hodgson, P.D.; Hickson, M.R., and Gibbs, R.K. "Ultrafine ferrite in low carbon steel", *Scr. Mater.*, **40**, pp. 1179-1184 (1999).
6. Kelly, G.L.; Beladi, H., and Hodgson, P.D. "Ultrafine grained ferrite formed by interrupted hot torsion deformation of plain carbon steel", *ISIJ Int.*, **42**(12), pp. 1585-1591 (2002).
7. Najafi-Zadeh, A.; Jonas, J.J., and Yue, S. "Grain refinement by dynamic recrystallization during the simulated warm-rolling of interstitial free steels", *Metall Trans A.*, **23**, pp. 2607-2612 (1992).
8. Cizek, P., and Wynne, B.P. "A mechanism of ferrite softening in a duplex stainless steel deformed in hot torsion", *Mater. Sci. Eng. A*, **A230**, pp. 88-94 (1997).
9. Mabuchi, H.; Hasegawa, T., and Ishikawa, T. "Metalurgical features of steel plates with ultra fine grains in surface layers and their formation mechanism", *ISIJ Int.*, **39**, pp. 477-480 (1990).
10. Hodgson, P.D.; Collinson, D.C., and Perett, B. "The use of hot torsion to simulate the thermomechanical processing of steel", *Proc of the Seventh 345 International Symposium on Physical Simulation*, Tsukuba, Japan, pp. 219-224 (1997).
11. McQueen, H.J. "Elevated-temperature deformation at forming rates of 10^{-2} to $10^2 s^{-1}$ ", *Metallur. Trans. A.*, **33A**, pp. 345-361 (2002).

12. Ryan, N.D., and McQueen, H.J. "Mean pass flow stresses and inter-pass softening in multistage processing of carbon, HSLA, Tool and stainless steels", *J. Mech. Work. Technol.*, **12**, pp. 323-349 (1986).
13. GroBheim, H.; Schotten, K., and Bleck, W. "Physical simulation of hot rolling in the ferrite range of steels", *Mater. Process. Technol.*, **60**, pp. 609-614 (1996).
14. Abdollah-Zadeh A., and Eghbali, B. "Mechanism of ferrite grain refinement during warm deformation of a low carbon Nb-microalloyed steel", *Materials Science and Engineering A*, **457**, pp. 219-225 (2007).
15. Eghbali, B. "EBSD study on the formation of fine ferrite grains in plain carbon steel during warm deformation", *Materials Letters*, **61**, pp. 4006-4010 (2007).
16. Jonas, J.J., and McQueen, H.J. "Treatise on materials science and technology: plastic deformation of materials", *edi. R. J. Arsenault*, **6**, pp. 394-490 (1975).
17. Atsuhiko, Y., and Takashi, F. et al. "Formulation of flow stress of Nb added steels by considering work hardening and dynamic recovery". *ISIJ International*, **36**(4), pp. 467-473 (1996).
18. Huoran, H.; Chen, Q.; Liu, Q., and Dong, H. "Grain refinement of a Nb-Ti microalloyed steel through heavy deformation controlled cooling", *J. of Materials Processing Technology*, **137**, Issues 1-3, pp. 173-176 (2003).

