

Research Paper

Controlling the Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel by Reversion of Strain-Induced Martensite and Recrystallization of Retained Austenite

Meysam Naghizadeh¹, *Hamed Mirzadeh²

1- MSc. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

2- Assistant Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Citation: Naghizadeh M, Mirzadeh H. Controlling the Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel by Reversion of Strain-Induced Martensite and Recrystallization of Retained Austenite. Metallurgical Engineering. 2016; 19(1):22-30. <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.46094.1081>

 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.46094.1081>

ABSTRACT

Microstructural evolution during annealing of AISI 304 austenitic stainless steel following cold rolling was evaluated. It was revealed that three annealing stages are available: Reversion of martensite to austenite, recrystallization of the retained austenite, and grain growth. Reversion of martensite to austenite resulted to the development of an ultrafine grained microstructure. However, the recrystallization of the retained austenite postponed the formation of an equiaxed microstructure, during which, the fine austenite grains became coarser and a microstructure with average grain size between 1 and 2 μm was obtained. Evaluation of mechanical properties revealed that the reversion of martensite to austenite and the resultant grain refinement enhanced the tensile strength by 40%. Moreover, further annealing for the occurrence of the recrystallization in the retained austenite to obtain an equiaxed microstructure resulted in the decline of tensile strength and enhancement of ductility. In this way, it is possible to control the microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steels.

Key words: Strain-induced martensite, Martensite reversion, Retained austenite, Mechanical properties

■ ■

* *Corresponding Author:*

Hamed Mirzadeh, PhD

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Tel: +98 (21) 82084127

E-mail: hmirzadeh@ut.ac.ir

کنترل ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی توسط بازگشت مارتنزیت کرنشی و تبلور مجدد آستنیت باقیمانده

 میثم نقی‌زاده^۱، *حامد میرزاده^۲

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

۲- استادیار، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

چکیده

تحولات ریز ساختاری در حین عملیات آنیل فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ پس از نورد سرد مورد ارزیابی قرار گرفت و مشخص شد که سه مرحله مجزا وجود دارد که شامل بازگشت مارتنزیت به آستنیت، تبلور مجدد آستنیت باقی‌مانده و رشد دانه می‌باشد. بازگشت مارتنزیت به آستنیت منجر به تولید ساختار فوق ریزدانه شد. با این وجود، تبلور مجدد آستنیت باقی‌مانده، تشکیل ساختار هم‌محور را به تاخیر انداخت و سبب شد که دانه‌های ریز آستنیت بازگشت یافته نیز رشد کنند و ریزساختاری با متوسط اندازه دانه بین ۱ تا ۲ میکرومتر به دست آمد. بررسی خواص مکانیکی نشان داد که بازگشت مارتنزیت به آستنیت و تولید ساختار ریزدانه منجر به افزایش چشمگیر استحکام نهایی به میزان ۴۰ درصد می‌شود. همچنین ادامه آنیل برای انجام تبلور مجدد در آستنیت باقی‌مانده برای تولید ساختار هم‌محور نهایی منجر به کاهش استحکام و بهبود انعطاف‌پذیری می‌گردد. به این شکل می‌توان ریزساختار و خواص مکانیکی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی را تحت کنترل قرار داد.

واژه‌های کلیدی: مارتنزیت کرنشی، بازگشت مارتنزیت، آستنیت باقیمانده، خواص مکانیکی

۱. مقدمه

فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی به دلیل داشتن خواص خوب مانند مقاومت به خوردگی عالی، چقرمگی بالا و جوش‌پذیری مناسب توجه قابل ملاحظه‌ای را به خود جلب کرده‌اند [۱]. در عین حال، استحکام این فولادها در حالت آنیل شده نسبتاً پایین است. این موضوع به عنوان مانعی برای برخی از کاربردهای مورد نظر در این نوع فولادها است [۳-۱]. از این رو، روش‌های متفاوتی مانند ریزدانه‌سازی، استحکام‌بخشی از طریق محلول جامد و کارسختی برای بهبود خواص این فولادها به کار گرفته شده است [۴-۶].

از این میان، یکی از بهترین روش‌ها برای افزایش استحکام بدون کاهش شدید انعطاف‌پذیری، ریزدانه‌سازی است. فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی در حین سردشدن، استحاله فازی قابل توجهی را از خود نشان نمی‌دهند. به همین دلیل تبلور مجدد استاتیک و دینامیک برای ریزدانه‌سازی این فولادها مورد استفاده قرار گرفته است، اما هیچ‌کدام از این روش‌ها در مقایسه با تغییر شکل پلاستیک شدید نتوانسته‌اند به همان میزان مؤثر واقع شوند [۷].

بنابراین یک فرایند ترمومکانیکی پیشرفته بر مبنای تشکیل و بازگشت مارتنزیت کرنشی در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی به کار

گرفته شده است. پایداری آستنیت (ترکیب شیمیایی و اندازه دانه اولیه) و پارامترهای کار سرد (دما، کرنش، نرخ کرنش و حالت تنش) نقش مهمی در شکل‌گیری و میزان مارتنزیت کرنشی دارند. مارتنزیت کرنشی در دماهای بالا پایدار نبوده و بازگشت آن به آستنیت ریزدانه اتفاق می‌افتد [۸-۱۳].

اگر چه برای بهبود خواص مکانیکی این فولادها تاکنون تحقیقات فراوانی بر روی بازگشت مارتنزیت کرنشی انجام شده است [۱۹-۱۴]، اما برای بهینه‌سازی و کنترل مراحل مختلف در حین این فرایند ترمومکانیکی مخصوصاً نقش آستنیت باقی‌مانده پس از کارسرد تحقیقات بیشتری نیاز است. هدف از انجام این تحقیق بررسی بیشتر این فرایند ترمومکانیکی بر روی یک فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ برای مشخص کردن محدودیت‌ها و الزامات استفاده از این فرایند مؤثر در ریزدانه‌سازی این فولادها است. همچنین برای رسیدن به این هدف، فرآیند بازگشت مارتنزیت در یک فولاد ۳۰۴ آل نیز از مراجع برای مقایسه مورد استفاده قرار گرفت [۱۰، ۱۱] تا تاثیر حضور آستنیت باقی‌مانده مشخص شود.

۲. مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ تجاری به

* نویسنده مسئول:

دکتر حامد میرزاده

نشانی: تهران، دانشگاه تهران، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد.

تلفن: ۰۲۱ ۸۲۰۸۴۱۲۷ (۹۸+)

پست الکترونیکی: hmirezadeh@ut.ac.ir

این افزایش میزان فاز مارتنزیت ناشی از استحاله فاز آستنیت به مارتنزیت کرنشی می‌باشد.

تصویر شماره ۱-ج نمودار تغییرات میزان مارتنزیت کرنشی برحسب درصد کاهش ضخامت در فولاد ۳۰۴ با استفاده از داده‌های پراش پرتو ایکس را نشان می‌دهد. همچنین رابطه سینتیکی اولسن-کوهن [۲۲] نیز بر روی داده‌ها تطابق داده شد.

تصویر شماره ۱-ج همچنین نمودار تغییرات میزان مارتنزیت کرنشی برحسب درصد کاهش ضخامت در فولاد ۳۰۴ [۱۰] را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود ایجاد فاز مارتنزیت از فرم S شکل که در استحاله‌های فازی معمول دیده می‌شود پیروی می‌کند. در ابتدا نرخ استحاله تشکیل مارتنزیت کرنشی افزایش می‌یابد. پس از آن نرخ تولید مارتنزیت بعد از یک میزان نورد سرد مشخص به تدریج کاهش یافته و بعد از یک میزان مشخص کرنش (کرنش اشباع) میزان مارتنزیت تولید شده تغییرات چشمگیری نداشته و عملاً ثابت می‌ماند.

میزان اشباع برای مارتنزیت کرنشی به دست آمده توسط نورد سرد در فولاد ۳۰۴ حدود ۸۷ درصد و در فولاد ۳۰۴ آل حدود ۹۸ درصد است. این میزان اشباع به ترکیب شیمیایی و دمای کار سرد بستگی دارد. بدین منظور دمای بحرانی تشکیل ۵۰ درصد فاز مارتنزیت کرنشی در اثر کرنش حقیقی ۳۰ درصد تحت آزمون کشش ($Md_{p.75}$) که به نوعی معیار پایداری آستنیت نیز می‌باشد بر اساس فرمول زیر محاسبه گردید که در آن GS عدد اندازه دانه در سیستم ASTM است [۲۳]:

معادله ۲.

$$Md_{30/50}(^{\circ}C) = 551 - 462(\%C + \%N) - 9.2\%Si - 8.1\%Mn - 13.7\%Cr - 29(\%Ni + \%Cu) - 18.5\%Mo - 68\%Nb - 1.42(G_s - 8)$$

هر چه این دما پایین‌تر باشد پایداری آستنیت بیشتر خواهد بود و بنابراین برای رسیدن به مارتنزیت بیشتر در یک کرنش ثابت به دماهای پایین‌تر نیاز است. این دما برای فولاد ۳۰۴ حدود ۷- و برای فولاد ۳۰۴ آل حدود ۱۲/۹ درجه سانتی‌گراد محاسبه شد. همان‌طور که مشاهده می‌شود این دما برای فولاد ۳۰۴ کمتر از فولاد ۳۰۴ آل است که به دلیل ترکیب شیمیایی متفاوت این دو فولاد می‌باشد. علاوه بر این نورد فولاد ۳۰۴ در دمایی حدود ۱۰ درجه سانتی‌گراد انجام شد؛ در حالی

عنوان نمونه اولیه مورد مطالعه و همچنین فولاد ۳۰۴ آل برای مقایسه در جدول شماره ۱ آورده شده است. فولاد ۳۰۴ اولیه با اندازه دانه حدود ۲۳ میکرومتر می‌باشد. به منظور تولید ساختار مارتنزیت کرنشی با میزان مارتنزیت متفاوت، نمونه‌ها در دمای تقریبی ۱۰ درجه سانتی‌گراد توسط دستگاه نورد تحت کاهش ضخامت‌های متفاوت در بازه ۵ تا ۸۰ درصد قرار گرفتند.

پس از آن، جهت بررسی ریزساختار، فرایند آنیل نمونه ۷۰ درصد نورد سرد شده در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد و در زمان‌های متفاوت تا ۱۸۰ دقیقه در کوره عملیات حرارتی آترامدل AFE1200L-3DH با دقت دمایی ۵ درجه سانتی‌گراد انجام شد. برای آشکارسازی مرز دانه آستنیت، فرایند اچ الکتروشیمیایی در محلول اسید نیتریک ۶۰ درصد تحت ولتاژ ۲ ولت انجام شد. برای مشاهده ریزساختارهای کرنش دیده و آنیل شده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل CamScan MV ۲۳۰۰ استفاده شد. برای ارزیابی متوسط اندازه دانه از استاندارد ASTM E112 استفاده گردید. تست سختی ویکرز با بار اعمالی ۱ کیلوگرم بر روی نمونه‌ها انجام پذیرفت. آنالیز پراش پرتو ایکس توسط دستگاه Philips PW-3710 با استفاده از اشعه تک رنگ Cu-K α انجام شد. با در نظر گرفتن شدت پیک‌های $\gamma(220)$ و $\gamma(311)$ آستنیت و شدت پیک $\alpha'(211)$ مارتنزیت، کسر حجمی مارتنزیت با استفاده از معادله زیر محاسبه گردید [۲۰، ۲۱]:

معادله ۱.

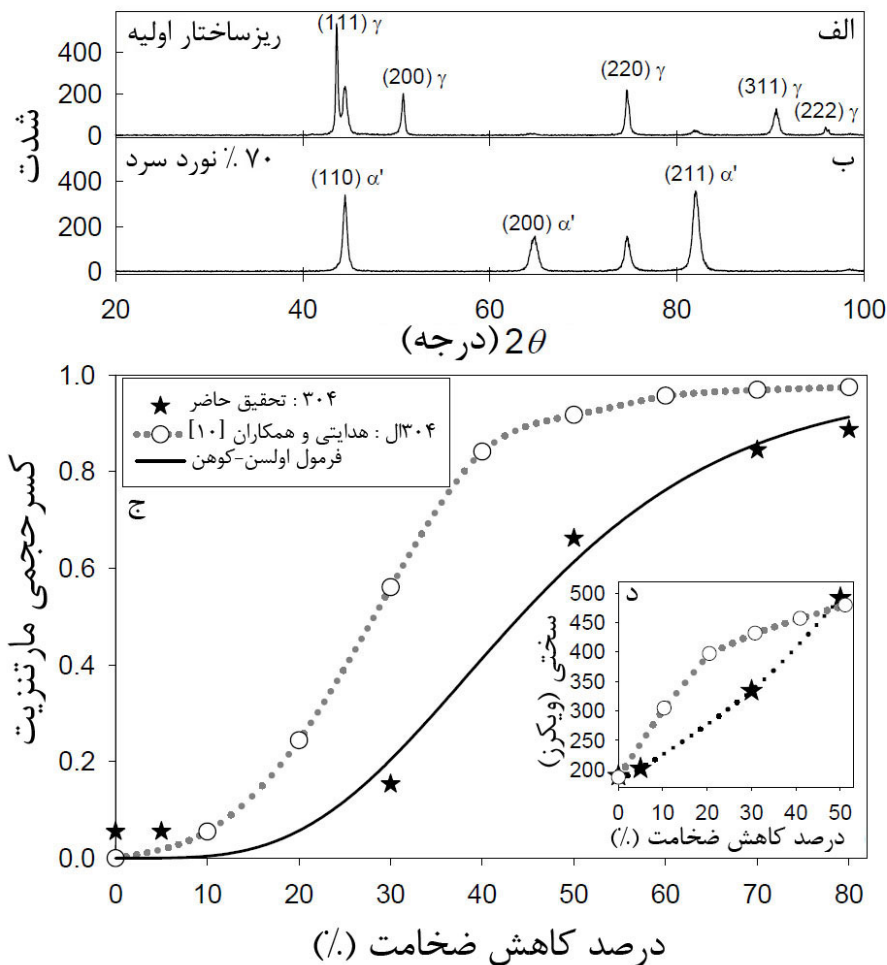
$$f_{\alpha'} = \frac{I_{(211)\alpha'}}{I_{(211)\alpha'} + 0.65(I_{(311)\gamma} + I_{(311)\gamma}}$$

۳. نتایج و بحث

تصویر شماره ۱-الف و ۱-ب به ترتیب الگوی پراش پرتو ایکس (XRD) برای نمونه اولیه فولاد ۳۰۴ و همان نمونه پس از ۷۰ درصد نورد سرد را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود پیک‌های فاز آستنیت (γ) و مارتنزیت کرنشی (α') به‌طور هم‌زمان در هر دو الگو وجود دارد. پس از ۷۰ درصد نورد سرد، شدت پیک‌های $\gamma(220)$ و $\gamma(311)$ آستنیت کاهش یافته در حالی که شدت پیک $\alpha'(211)$ مارتنزیت افزایش می‌یابد. بر اساس معادله ۱ میزان فاز مارتنزیت از ۵ درصد در ساختار اولیه به حدود ۸۴ درصد در ساختار با ۷۰ درصد نورد سرد می‌رسد.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فولادهای مورد استفاده در این تحقیق.

فولاد	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb
۳۰۴	۰/۰۴۴	۰/۴۷۹	۱/۶۵	۱۷/۵	۹/۳۳	۰/۱۲۹	۰/۲۰۱	۰/۰۲
۳۰۴ آل [۱۰]	۰/۰۲۶۹	۰/۴۲۷	۱/۵۸	۱۸/۲	۸/۲۲	۰/۳۴۸	۰/۵۸	۰/۰۰۲



تصویر ۱. مرحله نورد سرد: الف) الگوی پراش پرتو ایکس از ورق اولیه، ب) الگوی پراش پرتو ایکس از ورق نورد سرد شده، ج) تغییرات کسر حجمی مارتنزیت بر حسب درصد کاهش ضخامت در نورد برای دو فولاد ۳۰۴ و ۳۰۴ل. د) تغییرات سختی بر حسب درصد کاهش ضخامت در نورد برای دو فولاد ۳۰۴ و ۳۰۴ل.

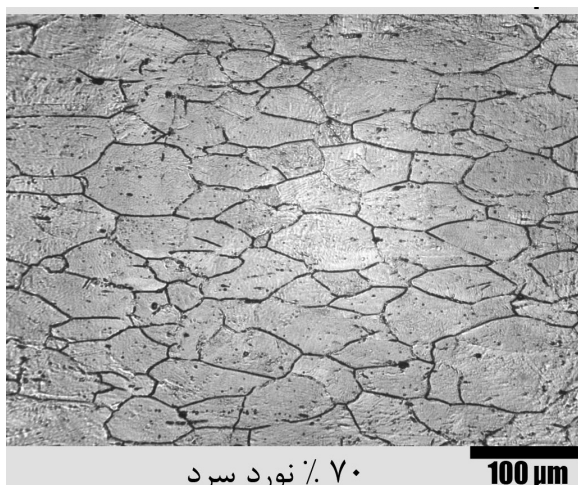
میزان مارتنزیت نیز با کرنش افزایش می‌یابد.

تصویر شماره ۳- الف، ب و ج الگوهای پراش اشعه ایکس برای ساختار ۷۰ درصد نورد سرد شده و ساختارهای آنیل شده در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد پس از ۴۵ و ۹۰ دقیقه را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش زمان آنیل شدت پیک‌های $\gamma(220)$ و $\gamma(311)$ آستنیت افزایش یافته در حالی که شدت پیک $\alpha'(211)$ مارتنزیت کاهش می‌یابد. بنابراین مقدار مارتنزیت با افزایش زمان آنیل کاهش می‌یابد که ارتباط این کاهش میزان مارتنزیت و سختی با زمان آنیل در تصویر شماره ۳-د خلاصه شده است. دیده می‌شود که هم سختی و هم میزان مارتنزیت با افزایش زمان آنیل کاهش می‌یابد. در این شکل، ۳ مرحله مجزا با افزایش زمان آنیل قابل تشخیص است: بازگشت مارتنزیت، تبلور مجدد و رشد دانه.

در مرحله اول، بازگشت مارتنزیت کرنشی پس از ۴۵ دقیقه

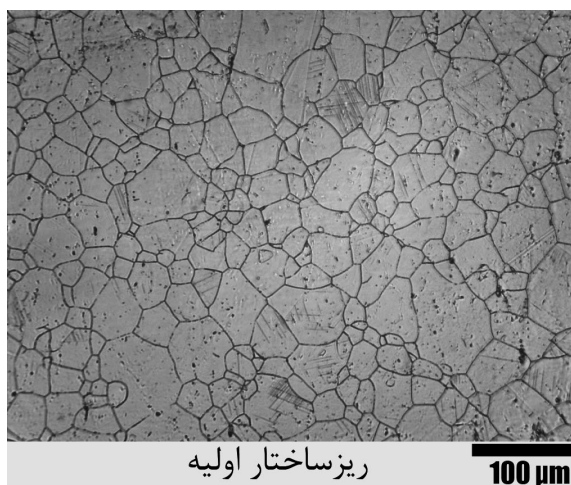
که نورد فولاد ۳۰۴ل در دمای ۰ درجه سانتی‌گراد انجام شده است. این دو عامل باعث می‌شود که میزان مارتنزیت کرنشی با سرعت بیشتری در فولاد ۳۰۴ل نسبت به فولاد ۳۰۴ افزایش یابد که این مساله خود را به خوبی در بررسی تغییرات سختی با توجه به تصویر شماره ۱-د نشان می‌دهد.

همچنین برای فولاد ۳۰۴ل نسبت به فولاد ۳۰۴ میزان مارتنزیت کرنشی اشباع بیشتر و خود کرنش اشباع کمتر است. بنابراین در فولاد ۳۰۴ل ساختار کاملاً مارتنزیتی به وجود آمده است که در بحث مربوط به این تحقیق می‌تواند مورد استفاده قرار گیرد. تصویر شماره ۲ ریزساختار فولاد اولیه و همان فولاد پس از ۷۰ درصد نورد سرد را نشان می‌دهد. همان‌گونه که دیده می‌شود ریزساختار فولاد اولیه شامل دانه‌های هم‌محور با اندازه دانه ۲۳ میکرومتر می‌باشد. این ساختار با افزایش میزان نورد سرد از ساختار با دانه‌های هم‌محور به ساختار با دانه‌های کشیده در جهت نورد تبدیل می‌شود. البته نتایج تصویر شماره ۱ نشان می‌دهند که علاوه بر کشیدگی ساختار،



۷۰٪ نورد سرد

100 μm



ریزساختار اولیه

100 μm

تصویر ۲. ریزساختار ورق‌های اولیه و نورد سرد شده.

میکرومتر می‌رسد (تصویر شماره ۴-۵). این مرحله پایان تحولات ریزساختاری حاصل از کار سرد را نشان می‌دهد. بنابراین یک ساختار هم‌محور پس از ۹۰ دقیقه به دست آمده است.

تصویر شماره ۳-۵ تغییرات کسر حجمی مارتنزیت پس از آنیل در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد برای فولادهای ۳۰۴ و ۳۰۴ آل را به شکل مقایسه‌ای نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود با گذشت زمان ۲۰ دقیقه در فولاد ۳۰۴ آل تقریباً تمام مارتنزیت کرنشی به آستنیت تبدیل می‌شود و یک ساختار هم‌محور با اندازه دانه‌های حدود ۵۰۰ نانومتر به دست می‌آید. این در حالی است که این زمان برای فولاد ۳۰۴ حدود ۴۵ دقیقه است ولی برای تولید ساختار هم‌محور ۹۰ دقیقه زمان لازم است و اندازه دانه به ۱/۳ میکرومتر می‌رسد.

این تفاوت‌ها به حضور آستنیت باقی‌مانده برمی‌گردد. به عبارتی، از آنجا که فولاد ۳۰۴ آل مورد اشاره در این تحقیق دارای ساختار تقریباً مارتنزیتی کامل پس از نورد سرد است، امکان دستیابی به اندازه دانه‌های فوق ریزدانه پس از بازگشت مارتنزیت ممکن است.

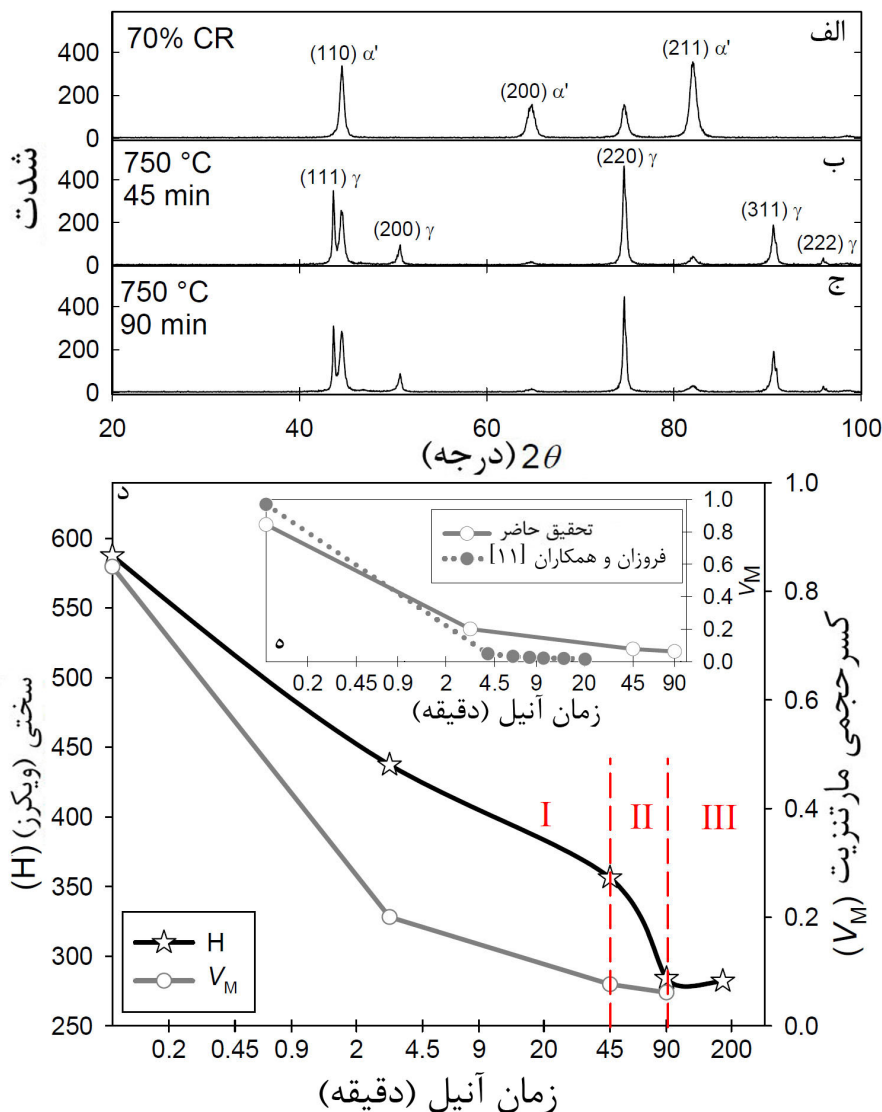
مرحله سوم، شامل آنیل یک ساختار عاری از کرنش است که می‌تواند به عنوان مرحله رشد دانه تلقی شود. تصویر شماره ۴-۵ نشان می‌دهد که ساختار پس از ۹۰ دقیقه آنیل (تصویر شماره ۴-۵) است و به ساختار پس از ۹۰ دقیقه آنیل (تصویر شماره ۳-۵) است. سختی نیز تغییر چشمگیری نداشته است (تصویر شماره ۳-۵). بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که سینتیک رشد دانه در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد بسیار کند است. این مطلب با نتایج رشد دانه در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی در تطابق است [۲۴، ۲۵].

نتایج حاصل از خواص مکانیکی فولاد اولیه به همراه فولاد حاصله پس از پایان بازگشت مارتنزیت کرنشی و پس از پایان بازگشت و تبلور مجدد در جدول شماره ۲ خلاصه شده‌اند. دیده می‌شود که فولاد اولیه دارای استحکام متوسط به همراه انعطاف

کامل می‌شود و میزان مارتنزیت تقریباً به میزان مارتنزیت اولیه (حدود ۵ درصد) می‌رسد. همان‌طور که مشاهده می‌شود در ۳ دقیقه اول آنیل میزان مارتنزیت کرنشی به مقدار قابل توجهی (از ۸۴ به ۱۶ درصد) کاهش می‌یابد و سختی نیز از ۵۸۸ ویکرز به ۴۳۷ ویکرز می‌رسد که ناشی از بازگشت مارتنزیت کرنشی است. پس از آن از ۳ تا ۴۵ دقیقه کاهش میزان مارتنزیت و سختی با نرخ کمتری ادامه می‌یابد. تصویر شماره ۴-ب، ج و د تحولات ریز ساختاری در این مرحله را نشان می‌دهد. در تصویر شماره ۴-ب و ج دیده می‌شود که بیشتر ساختار مارتنزیت کرنشی به ساختار آستنیت با دانه‌های فوق ریز تبدیل شده و فقط مقدار کمی جزیره‌های روشن در ساختار باقی مانده است.

این جزیره‌های روشن شامل ساختار مارتنزیت کرنشی بازگشت نیافته و آستنیت باقی‌مانده در ساختار می‌باشد. میزان این جزیره‌های روشن با افزایش زمان آنیل از ۳ دقیقه (تصویر شماره ۴-ب) به ۴۵ دقیقه (تصویر شماره ۴-د) کاهش می‌یابد و در ۴۵ دقیقه به کمترین میزان خود می‌رسد. همان‌طور که گفته شد میزان مارتنزیت در این مرحله تقریباً برابر با میزان مارتنزیت در ساختار اولیه است. بنابراین جزیره‌های روشن باقی مانده را می‌توان فقط شامل آستنیت باقی‌مانده در ساختار دانست.

در مرحله دوم از ۴۵ تا ۹۰ دقیقه، میزان مارتنزیت کرنشی تغییر قابل توجهی را نشان نمی‌دهد و تقریباً ثابت می‌ماند. این در حالی است که سختی در این مرحله کاهش چشمگیری می‌یابد (از ۳۵۶ ویکرز به ۲۸۴ ویکرز). مقایسه شکل ۴-۵ با شکل ۴-د نشان می‌دهد که تفاوت اساسی در این دو شکل تبلور مجدد ساختار آستنیت باقی‌مانده (جزایر روشن) و درشت شدن ساختار آستنیت بازگشت یافته است که همین امر می‌تواند دلیلی برای کاهش سختی در این مرحله باشد. بنابراین یک ساختار هم‌محور شامل دانه‌های بسیار ریز آستنیت بازگشت یافته و دانه‌های تبلور مجدد یافته بزرگ‌تر مشاهده می‌گردد و متوسط اندازه دانه به ۱/۳



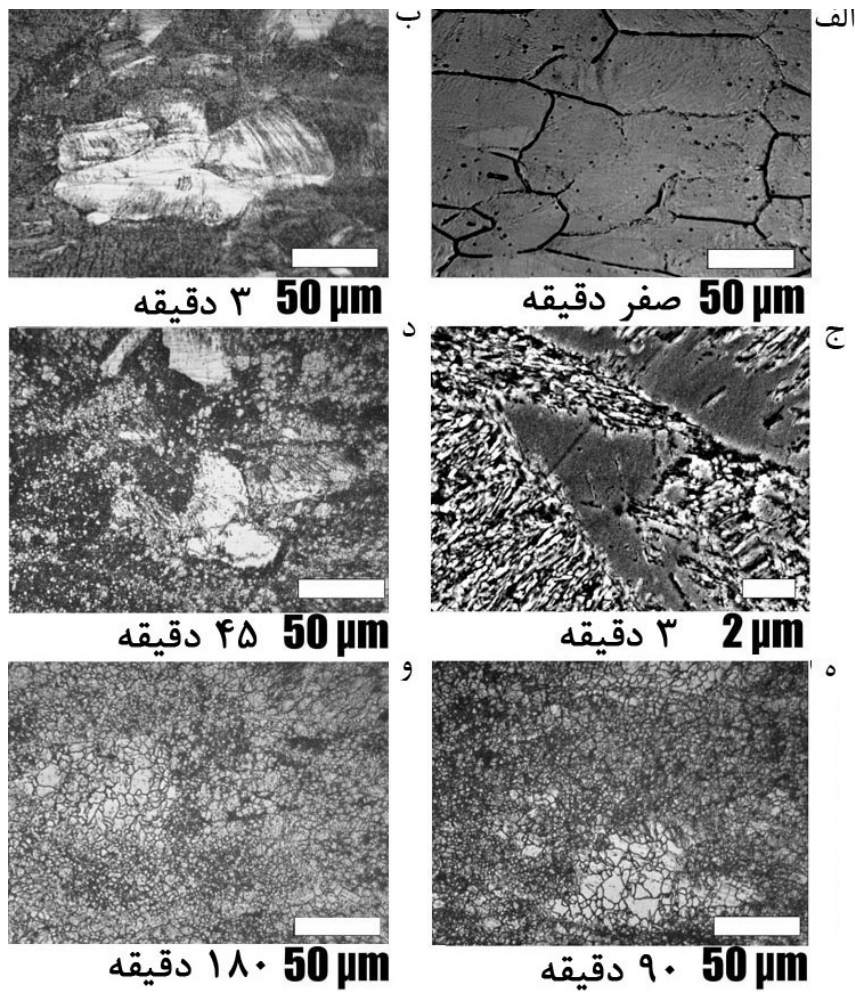
تصویر ۳. مرحله آنیل: الف) الگوی پراش پرتو ایکس از ورق نورد سرد شده، ب) الگوی پراش پرتو ایکس از ورق نورد سرد و آنیل شده به مدت ۴۵ دقیقه در ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد، ج) الگوی پراش پرتو ایکس از ورق نورد سرد و آنیل شده به مدت ۹۰ دقیقه در ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد، د) تغییرات کسر حجمی مارتنزیت و سختی بر حسب زمان آنیل در ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد و ه) تغییرات کسر حجمی مارتنزیت و سختی بر حسب زمان آنیل در ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد برای دو فولاد ۳۰۴ و ۳۰۴L.

۴. نتیجه‌گیری

تحولات ریز ساختاری در حین عملیات آنیل فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ پس از نورد سرد مورد ارزیابی قرار گرفت و با فولاد ۳۰۴L نیز مقایسه شد. از مجموع این بررسی‌ها نتایج زیر را می‌توان استنتاج نمود:

- (۱) مشخص شد که سه مرحله مجزا در حین آنیل فولاد زنگ‌نزن آستنیتی کارسرد شده می‌تواند وجود داشته باشد: بازگشت مارتنزیت به آستنیت، تبلور مجدد آستنیت باقی‌مانده و رشد دانه.
- (۲) بازگشت مارتنزیت به آستنیت منجر به تولید ساختار فوق

پذیری بالایی باشد. پس از پایان بازگشت مارتنزیت کرنشی (۴۵ دقیقه آنیل در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد)، استحکام نهایی به میزان ۴۰ درصد افزایش یافته و درصد ازدیاد طول حدود ۳۰ درصد کاهش می‌یابد. در ادامه، پس از انجام تبلور مجدد (۹۰ دقیقه آنیل در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد)، استحکام نهایی به میزان ۸ درصد کاهش یافته و درصد ازدیاد طول حدود ۲۵ درصد افزایش می‌یابد. در کل، پس از پایان بازگشت و تبلور مجدد نسبت به فولاد اولیه، استحکام نهایی به میزان ۳۰ درصد افزایش یافته و درصد ازدیاد طول حدود ۱۳ درصد کاهش می‌یابد. در نتیجه، مشاهده می‌شود که می‌توان خواص مکانیکی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی را بر حسب خواص مورد نیاز کنترل کرد.



تصویر ۴. تحولات ریزساختاری در حین آنیل در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد.

جدول ۲. خواص مکانیکی حاصل از فرآیند ترمومکانیکی.

شرایط	تنش تسلیم (مگاپاسکال)	استحکام نهایی (مگاپاسکال)	ازدیاد طول (درصد)	سختی (ویکرز)
ورق اولیه	۲۵۵	۶۴۴	۹۷	۱۹۰
ورق نورد سرد و آنیل شده به مدت ۴۵ دقیقه در ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد	۶۴۰	۹۰۶	۶۸	۳۵۶
ورق نورد سرد و آنیل شده به مدت ۹۰ دقیقه در ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد	۴۸۱	۸۳۶	۸۵	۲۸۴

به آستنیت و تولید ساختار ریزدانه منجر به افزایش چشمگیر استحکام می‌شود. همچنین تبلور مجدد اولیه آستنیت باقی‌مانده برای تولید ساختار هم محور نهایی منجر به کاهش استحکام و بهبود انعطاف‌پذیری می‌گردد. به این شکل می‌توان خواص مکانیکی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی را تحت کنترل قرار داد.

ریزدانه می‌شود اما تبلور مجدد اولیه آستنیت باقی‌مانده در صورت وجود این فاز، تشکیل ساختار هم محور را به تاخیر انداخته و سبب می‌شود که دانه‌های ریز آستنیت بازگشت یافته نیز رشد کنند و ریزساختاری با متوسط اندازه دانه میکرونی به دست آید. (۳) بررسی خواص مکانیکی نشان داد که بازگشت مارتنزیت

References

- [1] K.H. Lo, C.H. Shek, and J.K.L. Lai, "Recent developments in stainless steels", *Mater. Sci. Eng. R*, 2009, vol. 65, pp. 39-104.
- [2] H. Mirzadeh and A. Najafzadeh, "Correlation between processing parameters and strain-induced martensitic transformation in cold worked AISI 301 stainless steel", *Mater. Charact.*, 2008, vol. 59, pp. 1650-54.
- [3] M. Naghizadeh and H. Mirzadeh, "Microstructural evolutions during annealing of plastically deformed AISI 304 austenitic stainless steel: Martensite reversion, grain refinement, recrystallization, and grain growth", *Metal. Mater. Trans. A*, 2016, vol. 47, pp. 4210-16.
- [4] H. Mirzadeh, J.M. Cabrera, A. Najafzadeh, and P.R. Calvillo, "EBSD study of a hot deformed austenitic stainless steel", *Mater. Sci. Eng. A*, 2012, vol. 538, pp. 236-45.
- [5] F. Borgioli, E. Galvanetto, and T. Bacci, "Low temperature nitriding of AISI 300 and 200 series austenitic stainless steels", *Vacuum*, 2016, vol. 127, pp. 51-60.
- [6] K. Spencer, J.D. Embury, K.T. Conlon, M. Ve'ron, and Y. Bre'chet, "Strengthening via the formation of strain-induced martensite in stainless steels", *Mater. Sci. Eng. A*, 2004, vols. 387-389, pp. 873-81.
- [7] A. Vinogradov, I.S. Yasnikov, H. Matsuyama, M. Uchida, Y. Kaneko, and Y. Estrin, "Controlling strength and ductility: Dislocation-based model of necking instability and its verification for ultrafine grain 316L steel", *Acta Mater.*, 2016, vol. 106, pp. 295-303.
- [8] K. Tomimura, S. Takaki, S. Tanimoto, and Y. Tokunaga, "Optimal chemical composition in Fe-Cr-Ni alloys for ultra grain refining by reversion from deformation induced martensite", *ISIJ Int.*, 1991, vol. 31, pp. 721-27.
- [9] M. Shirdel, H. Mirzadeh, and M.H. Parsa, "Nano/ultrafine grained austenitic stainless steel through the formation and reversion of deformation-induced martensite: Mechanisms, microstructures, mechanical properties, and TRIP effect", *Mater. Charact.*, 2015, vol. 103, pp. 150-61.
- [10] A. Hedayati, A. Najafzadeh, A. Kermanpur, and F. Forouzan, "The effect of cold rolling regime on microstructure and mechanical properties of AISI 304L stainless steel", *J. Mater. Process. Technol.*, 2010, vol. 210, pp. 1017-22.
- [11] F. Forouzan, A. Najafzadeh, A. Kermanpur, A. Hedayati, and R. Surkialiabadi, "Production of nano/submicron grained AISI 304L stainless steel through the martensite reversion process", *Mater. Sci. Eng. A*, 2010, vol. 527, pp. 7334-39.
- [12] S. Sabooni, F. Karimzadeh, M.H. Enayati, and A.H.W. Ngan, "The role of martensitic transformation on bimodal grain structure in ultrafine grained AISI 304L stainless steel", *Mater. Sci. Eng. A*, 2015, vol. 636, pp. 221-30.
- [13] H. Jafarian, "Characteristics of nano/ultrafine-grained austenitic TRIP steel fabricated by accumulative roll bonding and subsequent annealing", *Mater. Charact.*, 2016, vol. 114, pp. 88-96.
- [14] J. Talonen, P. Nenonen, G. Pape, and H. Hänninen, "Effect of strain rate on the strain-induced $\gamma \rightarrow \alpha'$ -martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels", *Metal. Mater. Trans. A*, 2005, vol. 36, pp. 421-32.

تشکر و قدردانی

این مقاله از پایان‌نامه کارشناسی ارشد آقای میثم نقی‌زاده، دانشگاه تهران، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد گرفته شده است.

- [15] A. Kisko, R.D.K. Misra, J. Talonen, and L.P. Karjalainen, "The influence of grain size on the strain-induced martensite formation in tensile straining of an austenitic 15Cr-9Mn-Ni-Cu stainless steel", *Mater. Sci. Eng. A*, 2013, vol. 578, pp. 408-16.
- [16] A.S. Hamada, A.P. Kisko, P. Sahu, and L.P. Karjalainen, "Enhancement of mechanical properties of a TRIP-aided austenitic stainless steel by controlled reversion annealing", *Mater. Sci. Eng. A*, 2015, vol. 628, pp. 154-59.
- [17] R.D.K. Misra, S. Nayak, S.A. Mali, J.S. Shah, M.C. Somani, and L.P. Karjalainen, "Microstructure and Deformation Behavior of Phase-Reversion- Induced Nanograined/Ultrafine-Grained Austenitic Stainless Steel", *Metall. Mater. Trans. A*, 2009, vol. 40A, pp. 2498-509.
- [18] M. Shirdel, H. Mirzadeh, and M.H. Parsa, "Enhanced Mechanical Properties of Microalloyed Austenitic Stainless Steel Produced by Martensite Treatment", *Adv. Eng. Mater.*, 2015, vol. 17, pp. 1226-33.
- [19] M. Eskandari, A. Najafizadeh, A. Kermanpur, and M. Karimi, "Potential application of nanocrystalline 301 austenitic stainless steel in lightweight vehicle structures", *Mater. Des.*, 2009, vol. 30, pp. 3869-72.
- [20] B. Fultz and J. Howe: *Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials*, 3rd ed., Springer, Berlin, 2008.
- [21] A. Etienne, B. Radiguet, C. Genevois, J.M. Le Breton, R. Valiev, and P. Pareige, "Thermal stability of ultrafine-grained austenitic stainless steels", *Mater. Sci. Eng. A*, 2010, vol. 527, pp. 5805-10.
- [22] G. B. Olson, M. Cohen, "Kinetics of strain-induced martensitic nucleation", *Metall. Mater. Trans. A*, 1975, vol. 6, pp. 791-95.
- [23] K. Nohara, Y. Ono, N. Ohashi, "Composition and grain size dependence of strain induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless steels", *J. Iron Steel Ins.*, 1977, vol. 63, pp. 772-78.
- [24] M. Shirdel, H. Mirzadeh, and M.H. Parsa, "Microstructural evolution during normal/abnormal grain growth in austenitic stainless steel", *Metall. Mater. Trans. A*, 2014, vol. 45, pp. 5185-93.
- [25] M. Shirdel, H. Mirzadeh, and M.H. Parsa, "Abnormal grain growth in AISI 304L stainless steel", *Mater. Charact.*, 2014, vol. 97, pp. 11-17.