

Research Paper

Effect of Severe Plastic Deformation by High Pressure Torsion on the Microstructure, Mechanical Properties and Pseudoelastic Behavior of the Fe-10Ni-7Mn (wt.%) Steel after Inter-critical Annealing treatment

*Faezeh Javadzadeh Kalahroudi¹, Hamidreza Koohdar², Hasan Shirazi³, Hamidreza Jafarian⁴, Mahmoud Nili-Ahmadabadi⁵

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

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

3- PhD, School of Metallurgy and Materials Engineering, Tohoku University, Tokyo, Japan.

4- Assistant Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

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

Citation: Javadzadeh Kalahroudi F, Koohdar H, Shirazi H, Jafarian H, Nili-Ahmadabadi M. Effect of Severe Plastic Deformation by High Pressure Torsion on the Microstructure, Mechanical Properties and Pseudoelastic Behavior of the Fe-10Ni-7Mn (wt.%) Steel after Inter-critical Annealing treatment. *Metallurgical Engineering* 2018; 21(3): 176-186 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.91387.1201>

 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.91387.1201>

ABSTRACT

In this research, the effect of severe plastic deformation by high pressure torsion process on the microstructure, mechanical properties and pseudoelastic behavior of the Fe-10Ni-7Mn (wt.%) alloy after annealing at intercritical temperatures was investigated. The results revealed that applying high pressure torsion process for 20 turns on the solution annealed specimen and intercritical annealed samples at two different temperatures, 580 and 600°C for 2 hours, caused reasonable ductility with significant increase in micro-hardness, ultimate tensile strength and reduced grain size to nanometer. Phase evaluation by XRD and EBSD analysis showed that high pressure torsion process led to reverse transformation of martensite to austenite in solution annealed specimen and austenite to martensite transformation in the intercritical annealed samples. Among studied samples conducted in this research, the intercritical annealed sample at 600°C and subsequently deformed by high pressure torsion, revealed the most significant mechanical properties. Moreover, in this sample due to the higher fraction of austenite, fine grain size and high tensile strength, and easier reversible movement of the fcc/hcp interface, more amount of pseudoelasticity was achieved in comparison to the others samples.

The d-spacing of the specimen without heat treatment, calculated by X-Ray Diffraction, had a little increase due to clustering. In addition, the surface morphology by optical microscope confirmed this behavior of Cu-Ni alloys in the different heat treatment.

Keywords: Fe-10Ni-7Mn (wt.%) Low carbon martensitic steel, High pressure torsion, Intercritical annealing in the dual-phase region, Mechanical properties, Pseudoelastic behavior.

■ ■

* *Corresponding Author:*

Faezeh Javadzadeh Kalahroudi, MSc student

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

Tel: +98 (9366707702)

E-mail: faezeh_javadzadeh@yahoo.com

تاثیر انجام تغییر شکل پلاستیک شدید به روش پیچش تحت فشار بالا بر ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار سودوالاستیسیته فولاد Fe-10Ni-7Mn (wt.%) آنیل شده در منطقه دو فاز آستنیت-فریت

*فائزه جوادزاده کلهرودی^۱، حمیدرضا کوه‌دار^۲، حسن شیرازی^۳، حمیدرضا جعفریان^۴، محمود نیلی احمدآبادی^۵

- ۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.
- ۲- فارغ التحصیل دکتری، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.
- ۳- فارغ التحصیل دکتری مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه توهوگو، توکیو، ژاپن.
- ۴- استادیار، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
- ۵- استاد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

چکیده

در پژوهش حاضر، تاثیر تغییر شکل پلاستیک شدید به روش پیچش تحت فشار بالا به همراه آنیل در منطقه دو فاز آستنیت-فریت-آستنیت بر ریزساختار، خواص مکانیکی و سودوالاستیسیته فولاد مارتنزیتی کم کربن Fe-10Ni-7Mn (wt.%) مورد بررسی قرار گرفت. بدین منظور نمونه‌ها در سه حالت پس از آنیل محلولی و آنیل هم دما در دماهای ۵۸۰°C و ۶۰۰°C به مدت ۲ ساعت در معرض فرآیند پیچش تحت فشار بالا قرار گرفتند. نتایج حاکی از آن است که اعمال ۲۰ دور فرآیند پیچش تحت فشار بالا بر نمونه‌های آنیل محلولی و آنیل شده موجب بهبود چشم‌گیر سختی و استحکام نهایی، کاهش اندازه دانه به ابعاد نانومتری و دستیابی به چکش‌خواری مطلوب شده است. بررسی‌های فازي نشان داد که فرآیند پیچش تحت فشار بالا موجب رخداد دگرگونی معکوس مارتنزیت به آستنیت در نمونه آنیل محلولی و دگرگونی آستنیت به مارتنزیت در نمونه‌های آنیل شده در منطقه دوفازی آستنیت-فریت شده است. در مقایسه سه نمونه مورد مطالعه، نمونه آنیل شده در دمای ۶۰۰°C و سپس فرآوری شده با فرآیند پیچش تحت فشار بالا، سختی مطلوبتر با بیشترین میزان یکنواختی و همچنین استحکام نهایی و تغییر طول تا شکست بهینه‌ای نسبت به دو نمونه دیگر ارائه داد. به دلیل درصد آستنیت بیشتر موجود در ریزساختار این نمونه، اندازه دانه کوچک و استحکام نهایی بیشتر، امکان حرکت برگشت‌پذیر فصل مشترک فازهای آستنیت و مارتنزیت پسین بهتر مهیا شد و در نتیجه میزان سودوالاستیک به دست آمده از این نمونه نسبت به دو حالت دیگر اندکی بیشتر بوده است.

واژه‌های کلیدی: فولاد مارتنزیتی کم کربن Fe-10Ni-7Mn (wt.%)، پیچش تحت فشار بالا، آنیل در منطقه دو فازي، خواص مکانیکی، رفتار سودوالاستیسیته.

۱. مقدمه

دارای خاصیت حافظه‌داری و سودوالاستیسیته^۳ مناسب است [۴، ۵]. مورفولوژی مارتنزیت در این فولاد از نوع لایه‌ای^۴ است. مارتنزیت لایه‌ای در فولادهای کم کربن تشکیل می‌شود و کریستالوگرافی آن مورد بررسی وسیع قرار گرفته است [۶]. این فولاد در حالت آنیل محلولی شکست نرم درون دانه‌ای داشته اما در شرایط پیرسخت شده از شکست ترد مرزدانه‌ای در امتداد مرزدانه‌های آستنیت اولیه رنج می‌برد [۷، ۸]. برای بهبود تردی و افزایش چکش‌خواری این فولاد پس از پیرسازی، راه‌حلهایی ارائه شده که عبارتند از: (۱) کاهش اندازه دانه آستنیت؛ ریزدانه شدن ساختار باعث افزایش مرزدانه‌ها شده

فولاد Fe-10Ni-7Mn (wt.%) به دلیل استحکام بسیار بالا، قابلیت جوشکاری عالی، عملیات حرارتی ساده و سهولت در ساخت قطعه مورد توجه قرار گرفته است [۱، ۲]. استحکام این فولاد طی فرآیند پیرسازی و تشکیل رسوبات بین فلزی بسیار ریز θ -NiMn fct در ساختار مارتنزیتی به شدت افزایش می‌یابد [۳]. همچنین این آلیاژ به علت دگرگونی آستنیت به مارتنزیت پسین^۱ (با ساختار hcp^۲) در حین حرارت دهی و برگشت مارتنزیت پسین به آستنیت در حین باربرداری

3. Pseudoelasticity
4. Lath

1. Epsilon
2. Hexagonal close packed

* نویسنده مسئول:

مهندس فائزه جوادزاده کلهرودی

نشانی: تهران، دانشگاه تهران، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد.

تلفن: (۰۲۱) ۹۳۶۶۷۰۷۷۰۲ +۹۸

پست الکترونیکی: faezeh_javadzadeh@yahoo.com

تاکنون روش‌های متعددی از فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید مانند نورد سرد شدید^[۹]، پرس در کانال‌های هم مقطع زاویه‌دار^[۱۱] و نورد تکرارشونده با غلتک‌های صاف و انحنادار^[۱۰] بر روی این فولاد انجام شده و موجب بهبود خواص مکانیکی این فولاد شده است. فرآیند پیچش تحت فشار بالا^[۱۱] یکی دیگر از انواع فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید است که در آن نمونه به صورت همزمان تحت فشار بسیار بالا و کرنش پیچشی قرار می‌گیرد و در نتیجه این تغییر شکل، ساختار بسیار ریزدانه در ماده ایجاد می‌شود^[۱۸، ۱۹]. نتایج تحقیقات بر روی آلیاژهای پایه آهن گوناگون نشان می‌دهد که در تعداد دورهای پایین، ریزساختار و سختی غیریکنواختی در امتداد شعاع دیسک مشاهده می‌شود. در لبه‌های دیسک به علت چگالی بالای نابعایی‌ها و ریزدانه‌گی متمرکز، سخت‌شوندگی بیشتری حاصل می‌شود. میزان همگنی با افزایش دورهای فرآیند افزایش یافته و در تعداد دور بالا سختی در مرکز نسبت به لبه فقط اندکی کمتر است^[۲۰]. فرآیند پیچش تحت فشار بالا منجر به بهبود قابل ملاحظه‌ای در ریزساختار و کاهش اندازه دانه^[۲۱] و افزایش استحکام همراه با انعطاف پذیری قابل قبولی می‌شود^[۲۲]. علاوه بر این، آزمایشات انجام شده بر آلیاژهای پایه آهن مختلف، رخداد دگرگونی فازی معکوس $\gamma \rightarrow \alpha'$ ^[۲۴] و دگرگونی مارتنزیتی با توالی $\alpha' \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$ را در اثر اعمال فرآیند پیچش تحت فشار بالا تایید می‌نماید^[۲۰، ۲۱، ۲۵].

خاصیت سودوالاستیک در آلیاژهای Fe-Mn-Ni مربوط به تبدیل مارتنزیتی بین فازهای آستنیت و مارتنزیت اپسیلین است. در خاصیت سودوالاستیک، در حین سیکل کششی بارگذاری- باربرداری، شکل نمونه با یک حلقه هیستریزس در مسیر خود تا نقطه کرنش صفر به حالت اولیه خود بازمی‌گردد. زمانی که این رفتار در دمای اتاق رخ می‌دهد، با وجود اینکه دمای آزمایش زیر دمای آغاز تبدیل معکوس مارتنزیت است، حرکت برگشت پذیر فصل مشترک fcc/hcp نامیده می‌شود. لازمه تشکیل خاصیت حافظه‌داری وجود آستنیت در ساختار است تا به مارتنزیت اپسیلین تبدیل شود. تبدیل آستنیت به مارتنزیت اپسیلین با لغزش نابعایی‌های جزئی شاکلی انجام می‌شود. در فاز آستنیت در کنار لغزش نابعایی‌های کامل، مکانیزم‌های دیگر تغییر شکل پلاستیک مثل دوقلویی مکانیکی یا تشکیل مارتنزیت اپسیلین می‌تواند حین کرنش دهی رخ دهد^[۵]. گزارش شده است که انرژی نقص چیده شدن^[۱۲] کمتر از 12 mJ/m^2 حد بحرانی برای امکان تبدیل آستنیت به مارتنزیت اپسیلین در آلیاژهای پایه آهن است. مقدار انرژی نقص چیده شدن در آلیاژ

و انرژی ساختار را افزایش می‌دهد و از مهاجرت مرزخانه‌ها جلوگیری می‌نماید. برای دستیابی به این ویژگی، روش‌هایی مانند افزودن عناصر آلیاژی، اعمال تغییر شکل و تغییر شکل پلاستیک شدید^۵ مورد آزمایش قرار گرفته‌اند^[۹-۱۲]. (۲) ایجاد آستنیت برگشتی: مکانیزم‌های ایجاد آستنیت برگشتی شامل حرارت دادن آدیباتیک، تشکیل باندهای برشی و افزایش دمای موضعی، تشکیل آستنیت از مارتنزیت با مکانیزم جابجایی^۶ و نیز آنیل در منطقه دو فازی آستنیت- فریت است. در این زمینه نیز روش‌هایی از قبیل عملیات حرارتی و تغییر شکل پلاستیک شدید توسط محققان پیشنهاد شده‌اند^[۱۳-۱۵].

حضور آستنیت برگشتی یک پدیده مهم است. زیرا با وجود اینکه ساختار کریستالی آستنیت برگشتی و باقی‌مانده یکسان است اما مکانیزم تشکیل و ذات این آستنیت با آستنیت باقی‌مانده می‌تواند متفاوت باشد^[۱۳]. براساس مطالعات پیشین، آستنیت تشکیل شده در ناحیه دوفازی آستنیت-فریت در محدوده دمایی $570-640^\circ\text{C}$ در آلیاژ (Fe-10Ni-7Mn (wt. %) در دمای اتاق پایدار است^[۵]. دگرگونی فازی می‌تواند با مکانیزم‌های متعددی شامل نفوذ کوتاه دامنه یا جوانه‌زنی و رشد فاز جدید با نفوذ بلند دامنه، درهم آمیختن اتم‌ها، توده‌ای شدن یا مکانیزم برشی رخ دهد. رخداد هر یک از این مکانیزم‌ها بسته به ترکیب آلیاژها و نرخ حرارت‌دهی اعمالی دارد^[۱۴]. کوه‌دار و همکارانش^[۱۶] نشان دادند که دگرگونی معکوس در حین گرمایش پیوسته با نرخ 2°C/s و آنیل همدمای 580°C از طریق مکانیزم نفوذی ترکیبی ناشی از اختلاف ضریب نفوذ عناصر نیکل و منگنز در درون و فصل مشترک فازهای مارتنزیت و آستنیت انجام می‌شود. در حالی که این دگرگونی در حین گرمایش پیوسته با همان نرخ و آنیل همدمای 600°C از طریق دو مکانیزم متوالی برشی و نفوذی کنترل می‌شود. همچنین نشان داده شد که زمان آنیل ۲ ساعت، زمان بهینه جهت دستیابی به بیشترین میزان آستنیت باقی‌مانده است. دانه‌های آستنیت ایجاد شده در هر دو دما دارای جهت‌گیری بلوری K-S^v با زمینه مارتنزیت مجاور خود هستند. براساس گزارشات دمای انتقال استحاله تشکیل آستنیت از مکانیزم نفوذی به مارتنزیتی حدود 585°C است^[۱۴]. مطالعات پیشین حاکی از آن هستند که ریزدانه‌گی در این فولاد از طریق فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید همراه با دگرگونی فازی مارتنزیت به آستنیت به دلیل دگرگونی معکوس تحت تغییر شکل رخ می‌دهد^[۱۷]. نتایج آنالیزها نشان داد که اعمال ۶۰% نورد سرد نیروی محرکه لازم برای دگرگونی معکوس مارتنزیت به آستنیت را تامین می‌کند^[۱۵].

8. Severe cold rolling

9. Equal channel angular pressing (ECAP)

10. Repetitive corrugation and straightening by rolling (RCSR)

11. High pressure torsion (HPT)

12. Stacking Fault Energy (SFE)

5. Severe plastic deformation (SPD)

6. Displacive

7. Kurdjumov-Sachs

جدول ۱. ترکیب شیمیایی نمونه اولیه برحسب درصد وزنی.

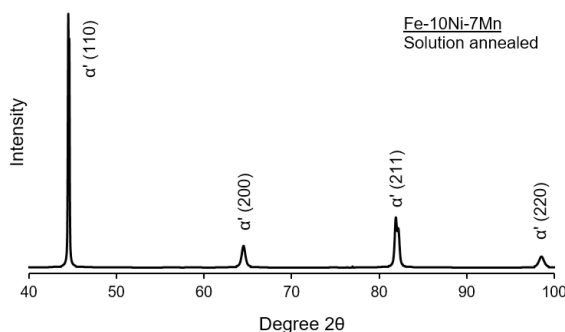
Fe	Ni	Mn	C	S	P	N	Al
Base	۱۰/۰۵	۶/۹۷	۰/۰۰۵	۰/۰۰۶	۰/۰۰۵	۰/۰۰۵	۰/۰۰۳

فاصله ۱ mm بین دو نقطه انجام شد. در هر نقطه ۷ اثر سختی محاسبه شد و مقدار گزارش شده از میانگین‌گیری ۵ نقطه اثر سختی به دست آمد. نمونه‌های کشش با ضخامت ۰/۵ mm، پهنای ۲ mm و طول ۱۰ mm در فاصله ۲/۵ mm از مرکز دیسک‌ها با استفاده از دستگاه وایرکات بریده شدند. آزمون کشش توسط دستگاه سنتام در دمای محیط، با سرعت حرکت فک ۰/۰۵ mm/min و نرخ کرنش $5 \times 10^{-4} s^{-1}$ صورت گرفت. بررسی رفتار سودوالاستیسیته و هیستریزس کرنشی با استفاده از آزمون سیکلی بارگذاری-باربرداری در دمای اتاق توسط دستگاه سنتام با سرعت حرکت فک mm/min ۰/۰۵ انجام شد. نمونه‌های مورد استفاده برای این آزمون، در ابعادی مشابه با آزمون کشش بریده و آماده‌سازی شدند. برای محاسبه میزان سودوالاستیسیته به دست آمده، از رابطه گزارش شده در پژوهش گذشته کمک گرفته شد [۱۶].

۳. نتایج و بحث

بررسی ریزساختار

شکل ۱ الگوی پراش پرتو ایکس مربوط به نمونه در حالت آنیل محلولی را نشان می‌دهد. براساس الگوی پراش حاصل، نمونه در حالت آنیل محلولی فقط دارای پیک‌های آهن با ساختار بلوری مکعب مرکزدار (مارتنزیت) است و ساختاری تماماً مارتنزیتی دارد. پس از آنیل در منطقه دوفازی، ریزساختار از حالت تک فاز مارتنزیتی به حالت دوفازی مارتنزیت-آستنیت تبدیل می‌شود. مطالعات پیشین نشان داده است که آستنیت حاصل از آنیل همدمای در دمای ۶۰۰°C با ترکیبی از مکانیزم نفوذی و برشی و در دمای ۵۸۰°C با مکانیزم نفوذی ایجاد



شکل ۱. الگوی پراش پرتو ایکس در حالت آنیل محلولی.

Fe-10Ni-7Mn توسط قاسمی و همکاران [۲۶] حدود 10 mJ/m^2 محاسبه شد که نشان دهنده احتمال رخداد تبدیل ذکر شده در این آلیاژ است.

در تحقیقات گذشته، عملیات آنیل در منطقه دوفازی و همچنین فرآیندهای گوناگون تغییرشکل پلاستیک شدید بر این فولاد انجام شده و موجب بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد گشته است. در پژوهش حاضر تاثیر عملیات آنیل در منطقه دو فازی آستنیت-فریت به همراه فرآیند پیچش تحت فشار بالا بر ریزساختار، بهبود خواص مکانیکی و همچنین رفتار سودوالاستیسیته فولاد Fe-10Ni-7Mn (wt.%) مورد بررسی قرار گرفته است.

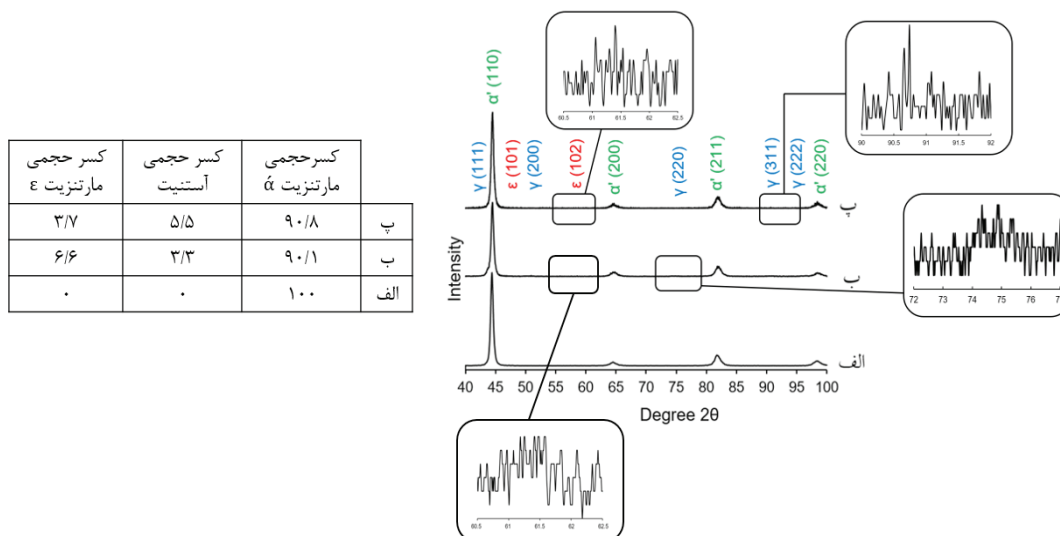
۲. مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از فولاد کم کربن مارتنزیتی Fe-10Ni-7Mn (wt.%) استفاده شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ در جدول ۱ آورده شده است. این آلیاژ در کوره قوسی تحت گاز محافظ آرگون در قالب مسی آبگرد ریخته‌گری شد. نمونه‌ها قبل از فرآیند HPT در منطقه دو فازی آستنیت-فریت در دو دمای ۵۸۰°C و ۶۰۰°C به مدت ۲ ساعت آنیل شدند. ضخامت نمونه‌ها در حدود ۲ mm در نظر گرفته شد تا نرخ گرمایش مورد نظر (۲۰°C/s) حاصل شود. نمونه‌ها در سه حالت آنیل محلولی، آنیل هم دما در ۵۸۰°C به مدت ۲ ساعت و آنیل هم دما در ۶۰۰°C به مدت ۲ ساعت، به شکل دیسک‌های کوچکی با قطر ۱۰ mm و ضخامت ۰/۸ mm آماده شدند. فرآیند HPT با فشار اعمالی ۶ GPa، سرعت دوران ۱ دور بر دقیقه^{۱۳} و برای تعداد ۲۰ دور در دمای اتاق انجام شد. (برای سهولت در نگارش، نمونه آنیل محلولی، آنیل شده در ۵۸۰°C و آنیل شده در ۶۰۰°C به ترتیب با عناوین SA+HPT، IA ۵۸۰ + HPT و IA ۶۰۰ + HPT فرآیند با عناوین SA+HPT، IA ۵۸۰ + HPT و IA ۶۰۰ + HPT نام گذاری شدند). به منظور بررسی ریزساختاری و فازی نمونه‌های حاصل، از آنالیز پراش پرتو ایکس^{۱۴} با استفاده از پرتو $K\alpha$ مس و دامنه 2θ در محدوده ۴۰-۱۰۰° و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آشکارساز پراش الکترون برگشتی^{۱۵} بهره گرفته شد. سختی سنجی به روش میکروسختی ویکرز با بار اعمالی ۱۰۰ gf و زمان تاخیر ۱۰ s انجام شد. اندازه‌گیری سختی در راستای قطری دیسک‌ها با

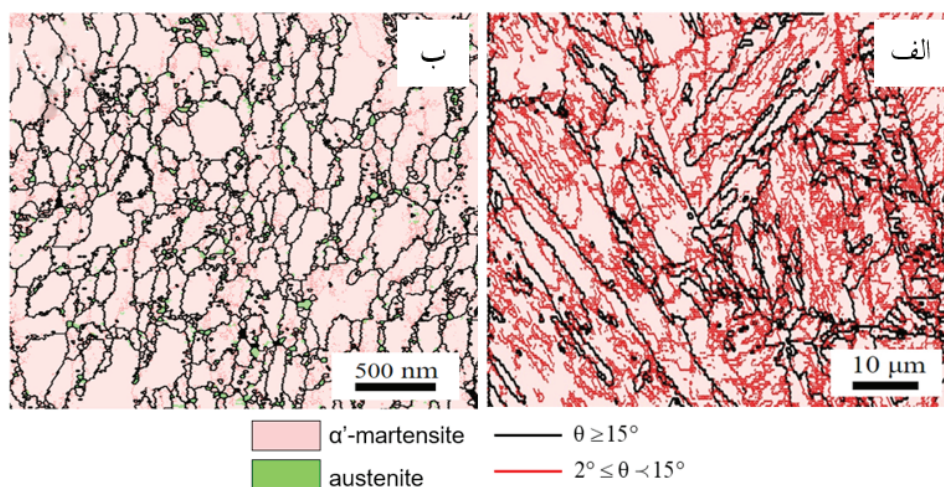
13. round per minute (rpm)

14. X-ray diffraction (XRD) Pattern

15. Electron Backscatter Diffraction (EBSD)



شکل ۲. الگوی پراش پرتو ایکس در حالت‌های الف) SA+HPT (ب) HPT ۵۸۰ + IA (پ) HPT ۶۰۰ + IA به همراه کسر حجمی فازهای مختلف به دست آمده.



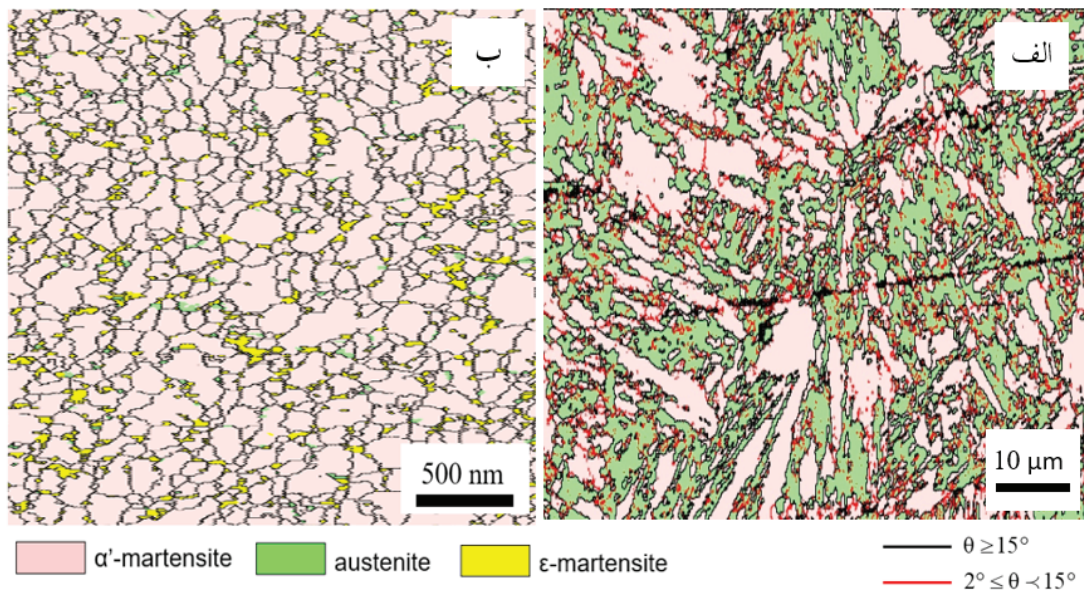
شکل ۳. تصویر EBSD نمونه در حالت الف) SA (ب) SA+HPT.

و (۱۰۲) فاز مارتنزیت اپسیلین (ε) مشاهده می‌شود. براساس شدت پیک‌های حاصل، درصد این فازها محاسبه گردید. براساس تحقیقات گذشته [۱۶]، اندازه دانه با روش رسم خطی با استفاده از تصاویر EBSD به دست آمد که در حالت SA اندازه دانه میانگین حدود ۵/۵ μm و در حالت‌های ۵۸۰ + IA و ۶۰۰ + IA به ترتیب ۴/۹ و ۳/۹ μm محاسبه گردید. شکل ۳ تصویر EBSD نمونه در حالت آنیل محلولی قبل و پس از اعمال فرآیند HPT را نشان می‌دهد. خطوط سیاه نمایانگر مرزهای بزرگ‌زاویه^{۱۶} و خطوط قرمز نشانگر مرزهای کوچک‌زاویه^{۱۷} هستند. همچنین، فاز مارتنزیت و آستنیت به ترتیب با رنگ‌های صورتی و سبز مشخص شده‌اند. مطابق با

می‌شود. همچنین، محاسبات شدت پیک‌های حاصل نشان می‌دهد که درصد آستنیت باقی‌مانده پس از آنیل در دمای ۶۰۰°C و ۵۸۰°C به ترتیب ۴۰٪ و ۳۵٪ است [۱۶]. شکل ۲ الف) الگوی پراش پرتو ایکس را برای نمونه در حالت‌های SA، ۵۸۰ + IA و ۶۰۰ + IA پس از اعمال HPT به همراه کسر حجمی فازهای به دست آمده نشان می‌دهد. براساس نمودار، در حالت SA+HPT تمام پیک‌ها مربوط به مارتنزیت است و هیچ پیک آستنیتی مشاهده نمی‌شود. از طرف دیگر، آنالیز XRD مربوط به نمونه‌های ۵۸۰ + IA و ۶۰۰ + IA فرآوری شده با فرآیند HPT (شکل ۲- ب و پ) دارای سه فاز مارتنزیت α'، آستنیت و مارتنزیت ε هستند. علاوه بر پیک‌های مربوط به فاز مارتنزیت (α')، پنج پیک مربوط به صفحات (۱۱۱)، (۲۰۰)، (۲۲۰)، (۳۱۱) و (۲۲۲) فاز آستنیت و دو پیک مربوط به صفحات (۱۰۱)

16. High angle grain boundary (HAGB)

17. Low angle grain boundary (LAGB)



شکل ۴. تصویر EBSD نمونه در حالت الف) IA 600 + HPT (ب) IA 600.

می‌گردند. اندازه دانه بسیار کوچک فاز آستنیت در ساختار، احتمال تفکیک این فاز در آنالیز XRD را به شدت کم می‌کند. از سوی دیگر، تشخیص درصد های فازی کمتر از ۵٪ توسط آنالیز XRD ممکن نیست. از این رو پیک های فاز آستنیت در الگوهای پراش مشاهده نشده اما در تصاویر EBSD قابل رویت است.

شکل ۴ تصویر EBSD نمونه در حالت IA 600 + HPT و IA 600 را نشان می‌دهد. در شکل، فاز های مارتنزیت α' ، آستنیت و مارتنزیت ϵ به ترتیب با رنگ های صورتی و سبز و زرد مشخص شده‌اند. پیش از اعمال فرآیند HPT، کسر حجمی بالایی از فاز آستنیت در زمینه مارتنزیتی قابل مشاهده است. پس از اعمال فرآیند، مطابق با نتایج XRD، ریزساختار از سه فاز مارتنزیت α' ، آستنیت و مارتنزیت ϵ تشکیل شده است. علاوه بر این، کسر بالایی از مرز های کوچک زاویه به بزرگ زاویه تبدیل شده و ریزساختار عمدتاً از دانه های هم محور تشکیل شده است. اندازه دانه در این حالت حدود ۲۳۰ nm محاسبه گردید. پژوهش های انجام شده بر فولادهای آستنیتی تحت فرآیند HPT، رخداد دگرگونی آستنیت به مارتنزیت حین SPD را تایید می‌نماید [۲۷، ۲۵]. توالی دگرگونی مارتنزیتی به صورت $\alpha' \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ است. فاز آستنیت در ابتدا به مارتنزیت اپسیلین و با افزایش کرنش به مارتنزیت α' تبدیل می‌شود [۲۳]. همچنین بخش عمده ای از فاز آستنیت مستقیماً به فاز مارتنزیت α' تبدیل می‌شود [۲۰].

بررسی خواص مکانیکی

شکل ۵ تغییرات میکروسختی در راستای قطری نمونه ها در

نتایج XRD، در حالت آنیل محلولی ریزساختار تماماً مارتنزیتی است. علاوه بر این، انبوه مرز های کوچک زاویه درون دانه های اولیه حاکی از مرز لایه ها و بلوک ها در مارتنزیت لایه ای است که مارتنزیت لایه ای خود از جنس نابجایی است. براساس شکل ۳-ب، پس از اعمال فرآیند HPT، کسر بالایی از مرز های کوچک زاویه به بزرگ زاویه تبدیل شده و ریزساختار شامل دانه های کشیده شده مارتنزیت در راستای جهت برش اعمالی در حین کرنش دهی و همچنین دانه های هم محور می‌گردد. اندازه دانه میانگین محاسبه شده در این حالت ۱۹۰ nm است که ریزدانگی قابل توجهی را در مقایسه با حالت SA (۵/۵ μm) نشان می‌دهد. از سوی دیگر، تصویر فازی در حالت HPT+SA حاکی از وجود درصد کمی آستنیت، در حدود ۴٪، در مرز دانه های اولیه در ساختار فولاد پس از اعمال HPT است. وجود حتی این مقدار اندک آستنیت ثابت می‌کند که اعمال فرآیند HPT نیروی محرکه لازم برای دگرگونی معکوس مارتنزیتی را در حین تغییر شکل تامین می‌کند. همانطور که اشاره شد، پژوهش های اخیر نیز وجود فاز آستنیت را در این آلیاژ پس از ۶۰٪ نورد سرد تایید کرده اند [۴، ۱۵].

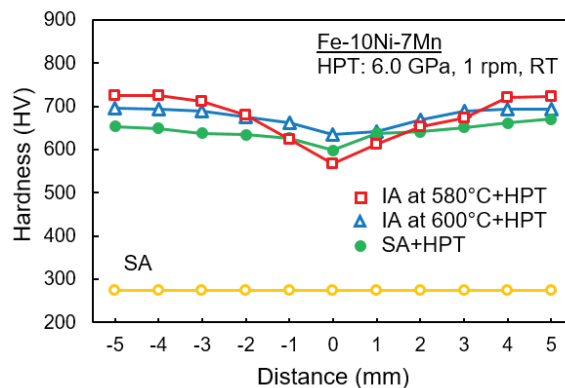
در حین فرآیند HPT بخشی از کار مکانیکی اعمالی به حرارت تبدیل می‌شود که موجب افزایش دمای نمونه می‌گردد. علاوه بر این، فشار سندانها براساس رابطه کلایوس-کلاپیرون [۲۴] موجب کاهش چشم گیری در دمای تعادلی دگرگونی فازها می‌شود. از طرف دیگر، مارتنزیت لایه ای دارای چگالی بالایی از نابجایی ها بوده و در حین دگرگونی معکوس بخشی از انرژی نابجایی ها در نتیجه تشکیل آستنیت آزاد می‌شود. همه ی این عوامل منجر به تامین انرژی فعال سازی لازم و تسهیل در رخداد دگرگونی معکوس مارتنزیت به آستنیت

در این نمونه به چشم می‌خورد. براساس میانگین نتایج به‌دست آمده از آزمایش کشش می‌توان بیان کرد که نمونه آنیل شده در دمای 580°C استحکام نهایی بیشتر و تغییرات طول کمتری نسبت به آنیل شده در دمای 600°C نشان می‌دهد که می‌تواند به دلیل آنیل شدن در دمای پایین‌تر و همچنین درصد آستنیت تشکیل شده کمتر در نمونه 580°C باشد. با مقایسه نمونه‌های مختلف می‌توان دریافت که با وجود اینکه در حالت‌های 580°C و 600°C میزان تغییرات طول بیشتر از حالت آنیل محلولی است، اما پس از اعمال فرآیند HPT چکش‌خواری در سه حالت تقریباً مشابه می‌شود و حتی در نمونه آنیل محلولی مقادیر به‌دست آمده تا حدودی از دو حالت دیگر بیشتر است. علت این پدیده می‌تواند تبدیل آستنیت حاصل از عملیات آنیل در حین فرآیند HPT به مارتنزیت در دو نمونه 580°C و 600°C و همچنین ایجاد آستنیت برشی در حین فرآیند HPT در نمونه SA باشد. بر اساس پژوهش‌های صورت گرفته، تشکیل آستنیت برشی در حین فرآیندهای SPD موجب بهبود چکش‌خواری می‌شود [۲۸].

بهبود استحکام به‌دست آمده پس از فرآیند HPT به چگالی بالای نابجایی‌ها، مقادیر باندهای برشی زیاد و همچنین اندازه دانه فوق‌ریز مرتبط است. در این حالت، مکانیزم ریزدانه‌گی شامل تشکیل و تکامل ساختار سلولی نابجایی است که اندازه آن در حین فرآیند با افزایش تنش کاهش می‌یابد. تجمع ناچستی بین سلول‌های نابجایی مجاور یکدیگر همراه با کاهش اندازه میانگین سلول‌ها رخ می‌دهد و موجب تبدیل تدریجی ساختار سلولی نابجایی به دانه‌های فرعی با مرزهای کوچک زاویه و در ادامه دانه‌های فوق ریز با مرزهای بزرگ زاویه می‌گردد [۲۹]. با مقایسه سه حالت مورد مطالعه، نمونه $600^{\circ}\text{C} + \text{HPT}$ و $580^{\circ}\text{C} + \text{HPT}$ با بیشینه یکنواختی را در سراسر قطر نمونه ارائه می‌دهد. همچنین استحکام نهایی این نمونه نسبت به دو نمونه دیگر شرایط بهتری را داراست و چکش‌خواری قابل قبولی را ارائه می‌دهد. در توجیه این خواص بهینه می‌توان به ریزساختار سه‌فازی با دانه‌های هم‌محور و همچنین میزان بیشتر فاز آستنیت موجود در این نمونه اشاره کرد.

بررسی خاصیت سودوالاستیسیته

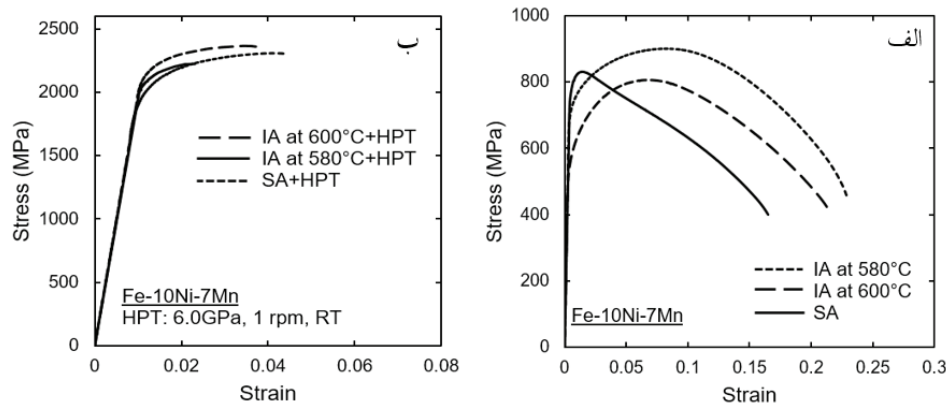
شکل ۷ نمودار تنش- کرنش سیکلی درحین بارگذاری- باربرداری در دمای اتاق برای نمونه آنیل محلولی شده را نشان می‌دهد که برای ۱۷ سیکل متوالی تحت بارگذاری قرار گرفته است. همانطور که مشاهده می‌شود، هیچ اثری از رفتار سودوالاستیسیته و هیستریزس کرنشی در نمودارها نمایان نیست. در این حالت چون ساختار تماماً مارتنزیتی است خاصیت سودوالاستیسیته در آن مشاهده نمی‌شود. نمودارهای تنش- کرنش سیکلی درحین بارگذاری- باربرداری در دمای اتاق برای نمونه‌های SA+HPT، $580^{\circ}\text{C} + \text{HPT}$



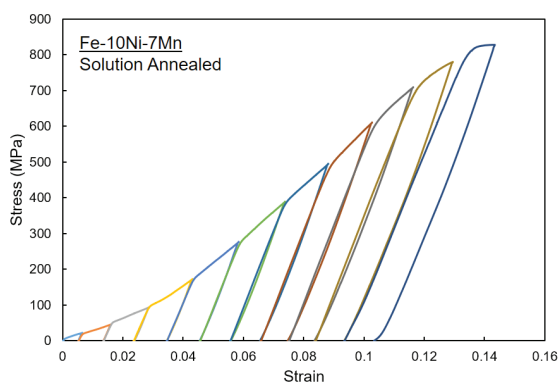
شکل ۵. تغییرات سختی در راستای قطری نمونه‌ها در حالت‌های مختلف.

حالت‌های مختلف را نشان می‌دهد. به طور کلی، اعمال فرآیند HPT سختی را به‌صورت چشم‌گیری افزایش می‌دهد. در حالت آنیل محلولی، اعمال ۲۰ دور فرآیند سختی را از مقدار اولیه ۲۷۵ ویکرز به مقدار نهایی ۶۷۰ ویکرز در لبه‌ها می‌رساند. در دوره‌های آغازین فرآیند، کرنش بالاتر اعمال شده به لبه‌های نمونه‌ها، موجب چگالی بالاتر نابجایی‌ها و ریزدانه‌گی بیشتر شده و سختی نسبت به مرکز افزایش شدیدتری می‌یابد. در ادامه به تدریج سختی در لبه‌ها نیز بهبود می‌یابد تا ساختار به همگنی می‌رسد. پس از ۲۰ دور، مقدار سختی محاسبه شده در راستای قطر نمونه‌ها تقریباً همگن و یکنواخت شده است. میزان ناهمگنی بین مرکز و لبه در نمونه $580^{\circ}\text{C} + \text{HPT}$ و $600^{\circ}\text{C} + \text{HPT}$ نسبت به بقیه بیش‌تر است در حالی که در نمونه‌های SA+HPT و $600^{\circ}\text{C} + \text{HPT}$ از ۲ mm فاصله از مرکز، همگنی قابل ملاحظه‌ای ایجاد شده است. مقادیر نهایی سختی در لبه‌ها در دو حالت $580^{\circ}\text{C} + \text{HPT}$ و $600^{\circ}\text{C} + \text{HPT}$ به ترتیب ۷۲۵ و ۶۹۵ ویکرز به‌دست آمد. سختی زمانی به حالت اشباع می‌رسد که افزایش آن در نتیجه تجمع نابجایی‌ها و کاهش آن به دلیل بازبایی و تبلور مجدد به حالت تعادل برسد [۲۱].

با بررسی دقیق‌تر محاسبات میکروسختی و تصاویر EBSD، می‌توان دریافت که اعمال فرآیند HPT، در شرایطی که فشار اعمالی و کرنش برشی به اندازه کافی زیاد باشند، می‌تواند منجر به ریزساختار همگن با خواص مطلوب شود. مشاهدات مشابهی در رابطه با اعمال HPT برای آهن خالص پس از ۵ دور [۲۲]، فولاد آستنیتی زنگ‌زن ۳۱۶ L پس از ۲۰ دور [۲۰] و فولاد SUS ۳۱۶ LN پس از ۵ دور [۲۱] گزارش شده است. نمودارهای تنش- کرنش مهندسی در نمونه‌های قبل و بعد از فرآیند HPT به ترتیب در شکل ۶ الف و ب آورده شده است. در حالت آنیل محلولی مقادیر استحکام تسلیم و نهایی به دست آمده به هم نزدیک هستند و کرنش سختی کمی به دلیل چگالی بالای نابجایی‌ها در مارتنزیت مشاهده می‌شود در حالی که به علت زمینه نرم، ۱۵٪ تغییر شکل غیریکنواخت



شکل ۶. نمودارهای تنش-کرنش مهندسی برای نمونه‌ها در حالت‌های مختلف (الف) قبل (ب) بعد از اعمال فرآیند HPT.

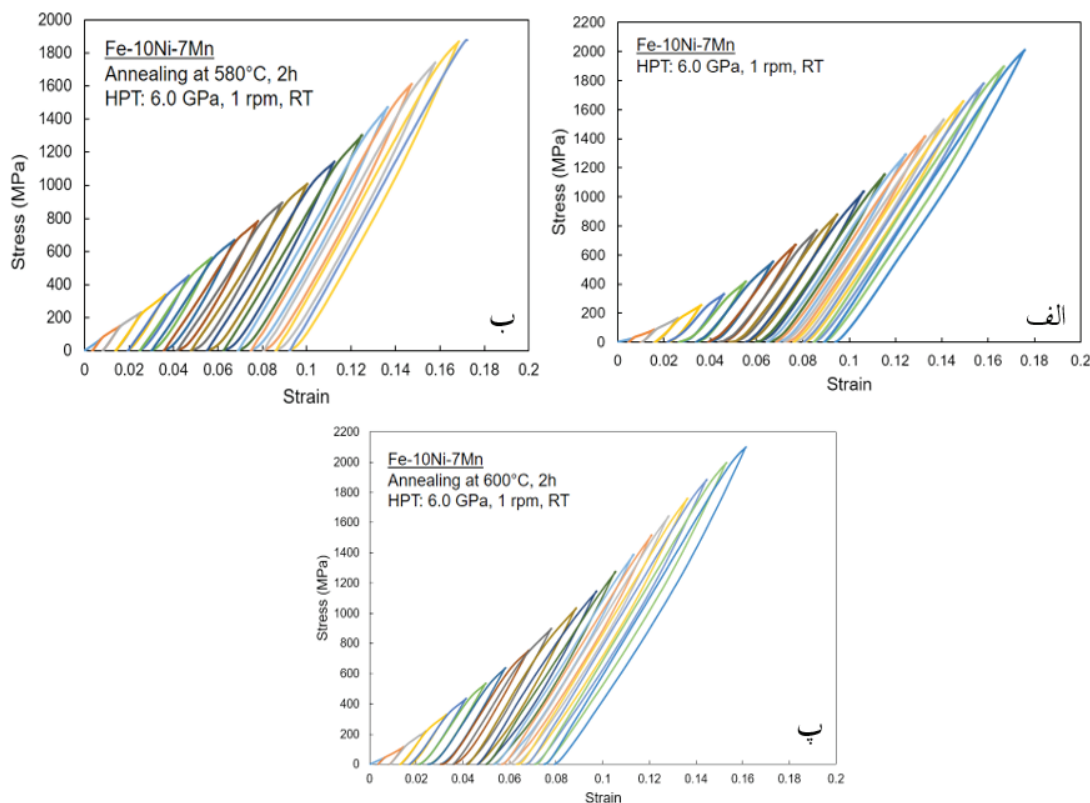


شکل ۷. نمودار تنش-کرنش سیکلی حین بارگذاری-باربرداری برای نمونه آنیل محلولی.

انباشت بزرگی از نابجایی‌های جزئی شاکلی با علامت یکسان در فصل مشترک دوفاز است که منجر به تولید میدان تنشی رو به عقب در جلوی فاز مارتنزیت می‌شود. بنابراین در صورت دو فازی بودن ساختار (آستنیت-مارتنزیت اپسیلین ایجاد شده تحت تنش) سودوالاستیسیته در دمای اتاق به وضوح مشاهده می‌شود [۳۰].

برای وجود خاصیت سودوالاستیک علاوه بر حضور فاز آستنیت، استحکام بخشی این فاز نیز ضروری است. در پژوهش‌های صورت گرفته توسط کوه‌دار و همکارانش [۵] (نمونه‌های آنیل شده در منطقه دوفازی در دمای ۶۰۰ °C به مدت زمان‌های مختلف) و حکیمی‌پور [۳۱] (نمونه‌های ۷۰% نورد سرد و متعاقباً آنیل دوفازی شده در دمای ۶۰۰ °C)، حتی با وجود درصد بالای فاز آستنیت، به علت نرم بودن این فاز، استحاله مارتنزیتی ترغیب نشده و لغزش رخ داده است. روش‌هایی که تاکنون برای استحکام بخشی فاز آستنیت صورت گرفته شامل فرآیند پیرسازی و ایجاد رسوب در ساختار [۵]، اعمال فرآیند نورد سرد بر آلیاژ [۴، ۱۵] و

و HPT + ۶۰۰ IA در شکل ۸ آورده شده است. در این نمودارها خاصیت سودوالاستیسیته و هیستریزیس کرنشی بین باربرداری و بارگذاری مجدد مشاهده می‌شود. در منحنی‌های باربرداری، ابتدا منحنی خطی با مدول بالا است اما در ادامه به منحنی غیرخطی با مدول پایین تبدیل می‌شود. درصد سودوالاستیک در هر سیکل محاسبه گردید که نتایج آن در شکل ۹ نمایش داده شده است. در سیکل‌های ابتدایی برای هر نمونه درصد سودوالاستیک کم است و تقریباً خطوط بارگذاری و باربرداری برهم منطبق هستند. با ادامه کرنش‌دهی، مقدار سودوالاستیسیته محاسبه شده افزایش یافته و پس از رسیدن به یک میزان حداکثر مجدداً کاهش یافته یا تقریباً ثابت می‌شود. در نمونه SA+HPT بیشینه مقدار خاصیت سودوالاستیسیته مربوط به سیکل نهم و در حدود ۴۹/۵% است. در نمونه HPT + ۵۸۰ IA مقدار بیشینه حدود ۴۲/۵% و مربوط به سیکل سیزدهم است. نمونه HPT + ۶۰۰ IA نیز بیشینه سودوالاستیسیته را در سیکل چهاردهم و در حدود ۵۱/۲% نشان می‌دهد. حضور فاز آستنیت برشی ایجاد شده در حین فرآیند HPT همراه با دانسیته بالای نابجایی و اندازه فوق‌ریزانه آستنیت حاصل، از دلایل وجود خاصیت سودوالاستیسیته در نمونه SA+HPT است که موجب ترغیب دگرگونی آستنیت به مارتنزیت اپسیلین در مقایسه با پدیده لغزش می‌شود. در دو نمونه دیگر، آستنیت موجود در ساختار حین HPT ریزدانه شده و انبوهی از نابجایی‌های درون آن باعث استحکام بخشی این فاز شده‌اند. در نتیجه مکانیزم لغزش متوقف شده و امکان ارائه خاصیت سودوالاستیسیته با کمک به حرکت برگشت‌پذیر آستنیت به مارتنزیت اپسیلین در آن به‌وجود می‌آید. پژوهش‌های گذشته نشان می‌دهد که در حین کشش، مارتنزیت اپسیلین موجود در ساختار به آستنیت تبدیل نمی‌شود بلکه با افزایش فصل مشترک فازهای آستنیت-مارتنزیت اپسیلین، میزان سودوالاستیسیته بهبود می‌یابد. علت بهبود خاصیت سودوالاستیسیته ناشی از



شکل ۸. نمودارهای تنش- کرنش سیکلی در حین بارگذاری- باربرداری در دمای اتاق برای نمونه‌های الف (SA+HPT ب) HPT + ۵۸۰ IA پ) HPT + ۶۰۰ IA.

در مقایسه درصد سودوالاستیک محاسبه شده در سه حالت مختلف در پژوهش حاضر، نمونه HPT + ۶۰۰ IA به دلیل درصد آستنیت بیشتر موجود در ریزساختار، اندازه دانه کوچک محاسبه شده و همچنین استحکام نهایی بیشتر، امکان حرکت برگشت پذیر فصل مشترک فازهای آستنیت و مارتنزیت اپسیلین را بهتر میسر کرده و میزان سودوالاستیک به دست آمده از این نمونه نسبت به دو حالت دیگر اندکی بیشتر است.

۴. نتیجه گیری

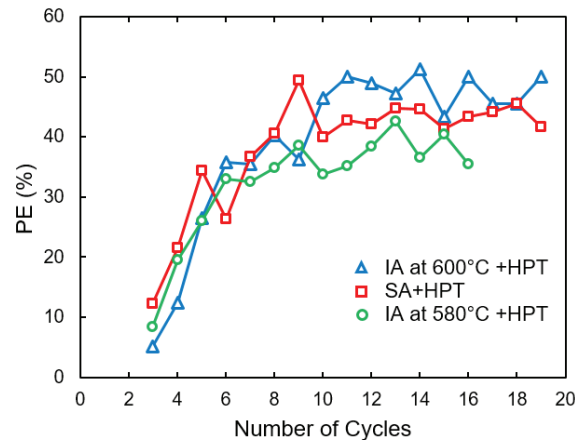
- ۱- اعمال ۲۰ دور فرآیند پیچش تحت فشار بالا بر نمونه‌های آنیل محلولی و آنیل شده در منطقه دوفازی آستنیت- فریت در دماهای ۵۸۰°C و ۶۰۰°C به مدت دو ساعت، موجب افزایش قابل توجه سختی و استحکام نهایی، کاهش اندازه دانه به ابعاد نانومتری و دستیابی به تغییرات طول تا شکست قابل قبول می‌گردد.
- ۲- در حین فرآیند پیچش تحت فشار بالا، در نمونه آنیل محلولی دگرگونی معکوس مارتنزیت به آستنیت و در نمونه‌های آنیل شده در منطقه دوفازی آستنیت- فریت در دماهای ۵۸۰°C و ۶۰۰°C به مدت دو ساعت، دگرگونی آستنیت به مارتنزیت رخ می‌دهد.

ادغام این دو روش با یکدیگر [۳۱] بوده است. این آلیاژ تحت فرآیند نورد سرد به میزان ۷۰٪، به بیشینه سودوالاستیک ۳۳٪ در سیکل چهارم می‌رسد [۳۱]. افزایش حدود ۲۰٪ در سودوالاستیسیتته حاصل در فرآیند کنونی به دلیل ریزدانه‌گی بیشتر آستنیت و استحکام بسیار بالاتر آن پس از فرآیند HPT است.

در سیکل‌های اولیه به دلیل کرنش سختی در ماده در اثر بارگذاری و باربرداری، آستنیت امکان مستحکم‌تر شدن داشته و بهبود خاصیت سودوالاستیک و رسیدن به بیشینه مقدار آن با کمک به حرکت برگشت پذیر فصل مشترک آستنیت و مارتنزیت اپسیلین می‌تواند رخ دهد. علت کاهش خاصیت سودوالاستیک در سیکل‌های بالاتر می‌تواند بدین علت باشد که افزایش تنش به مقادیر بالاتر، موجب ترغیب حرکت نابجایی‌های کامل علاوه بر استحاله آستنیت به مارتنزیت اپسیلین به عنوان مکانیزم تغییر شکل در این سطح تنش اعمالی بشود. بنابراین، تغییر شکل به وسیله لغزش سهم بیشتری نسبت به استحاله مارتنزیتی پیدا کرده و میزان سودوالاستیسیتته کاهش می‌یابد. علاوه بر این می‌توان بیان کرد که مارتنزیت اپسیلین ایجاد شده در هر سیکل، در حین باربرداری به طور کامل به آستنیت تبدیل نمی‌شود و کاهش میزان فاز آستنیت می‌تواند موجب کاهش میزان سودوالاستیسیتته در سیکل بعدی شود.

۳- با مقایسه سه حالت مورد مطالعه، نمونه آنیل شده در منطقه دوفازی آستنیت-فریت در دمای 600°C به مدت دو ساعت، سختی مطلوب با یکنواختی بیشینه را در سراسر قطر نمونه ارائه می‌دهد. علاوه بر این، استحکام نهایی و تغییر طول تا شکست این نمونه نسبت به دو نمونه دیگر شرایط بهتری را دارد. این خواص بهینه می‌تواند به دلیل ریزساختار سه‌فازی با دانه‌های هم‌محور و همچنین میزان بیشتر آستنیت موجود در این نمونه باشد.

۴- نمونه‌های آنیل محلولی و آنیل شده در منطقه دوفازی آستنیت-فریت در دماهای 580°C و 600°C به مدت دو ساعت و سپس فرآوری شده با فرآیند پیچش تحت فشار بالا دارای هیستریزیس کرنشی و خواص سودوالاستیسیته می‌باشند و بیشینه سودوالاستیک محاسبه شده در آنها به ترتیب $49/5\%$ در سیکل نهم، $42/5\%$ در سیکل سیزدهم و $51/2\%$ در سیکل چهاردهم است.



شکل ۹. درصد سودوالاستیک به دست آمده برحسب تعداد سیکل برای نمونه‌های مختلف.

References

- [1] R. Decker, S. Floreen, and R. Wilson, "Maraging steels: recent developments and applications," in *Proceedings of the Symposium of TMS Annual Meeting*, 1988, pp. 1-38.
- [2] S. Floreen, R. Decker, and R. Decker, "Source book on maraging steels," *ASM, Metals Park, OH*, pp. 20-32, 1979.
- [3] س. حسین. نژاد. «فولادهای مارچینگ: از ابداع تا به امروز.» مهندسی متالورژی ۱۳۸۱.
- [4] H. R. Koohdar, M. Nili-Ahmadabadi, M. Habibi-Parsa, H. R. Jafarian, H. Ghasemi-Nanasa, and H. Shirazi, "Observation of pseudoelasticity in a cold rolled Fe-Ni-Mn martensitic steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 658, pp. 86-90, 2016.
- [5] H. R. Koohdar, M. Nili-Ahmadabadi, M. Habibi-Parsa, and H. R. Jafarian, "Development of pseudoelasticity in Fe-10Ni-7Mn (wt%) high strength martensitic steel by intercritical heat treatment and subsequent ageing," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 621, pp. 52-60, 2015.
- [6] B. Sandvik and C. Wayman, "Characteristics of lath martensite: Part I. Crystallographic and substructural features," *Metallurgical transactions A*, vol. 14, pp. 809-822, 1983.
- [7] D. Squires and E. Wilson, "Aging and brittleness in an Fe-Ni-Mn alloy," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 3, pp. 579-585, 1972.
- [8] V. Kardonskii and M. Perkas, "Aging of martensite in Fe-Ni-Mn steels," *Metal Science and Heat Treatment*, vol. 8, pp. 254-256, 1966.
- [9] M. Nili Ahmadabadi, H. Shirazi, H. Ghasemi-Nanasa, S. Hossein Nedjad, B. Poorganji, and T. Furuahara, "Role of severe plastic deformation on the formation of nanograins and nano-sized precipitates in Fe-Ni-Mn steel," *Materials & Design*, vol. 32, pp. 3526-3531, 2011.
- [10] A. Mirsepasi, M. Nili-Ahmadabadi, M. Habibi-Parsa, H. Ghasemi-Nanasa, and A. F. Dizaji, "Microstructure and mechanical behavior of martensitic steel severely deformed by the novel technique of repetitive corrugation and straightening by rolling," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 551, pp. 32-39, 2012.
- [11] H. Shirazi, M. Nili-Ahmadabadi, A. Fatehi, and S. Hossein Nedjad, "Effect of Severe Plastic Deformation on Mechanical Properties of Fe-Ni-Mn High Strength Steel," *Advanced Materials Research*, vol. 83-86, pp. 16-23, 2009.
- [12] H. Ghasemi-Nanasa, M. Nili-Ahmadabadi, and H. Shirazi, "Mechanical properties of Fe-10Ni-7Mn martensitic steel subjected to severe plastic deformation via cold rolling and wire drawing," *Journal of Physics: Conference Series*, vol. 240, p. 012117, 2010.
- [13] H. Shirazi, G. Miyamoto, S. Hossein Nedjad, H. Ghasemi-Nanasa, M. Nili Ahmadabadi, and T. Furuahara, "Microstructural evaluation of austenite reversion during intercritical annealing of Fe-Ni-Mn martensitic steel," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 577, pp. S572-S577, 2013.
- [14] H. Koohdar, M. Nili-Ahmadabadi, M. Habibi-Parsa, H. R. Jafarian, T. Bhattacharjee, and N. Tsuji, "On the Stability of Reversely Formed Austenite and Related Mechanism of Transformation in an Fe-Ni-Mn Martensitic Steel Aided by Electron Backscattering Diffraction and Atom Probe Tomography," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 48, pp. 5244-5257, 2017.
- [15] H. Koohdar, M. Nili-Ahmadabadi, M. Habibi-Parsa, and H. Ghasemi-Nanasa, "Investigating on the Reverse Transformation of Martensite to Austenite and Pseudoelastic Behavior in Ultrafine-Grained Fe-10Ni-7Mn (wt %) Steel Processed by Heavy Cold Rolling," *Advanced Materials Research*, vol. 829, pp. 25-29, 2013.
- [16] ح. کوهدار، «نانوساختار Fe-Ni-Mn بهینه سازی خواص حافظه داری و سودوالاستیسیته آلیاژهای پایه»، رساله دکتری، دانشگاه تهران، ۱۳۹۴.
- [17] H. Ghasemi-Nanasa, M. Nili-Ahmadabadi, H. R. Koohdar, M. Habibi-Parsa, S. Hossein Nedjad, S. A. Alidokht, et al., "Strain-induced martensite to austenite reverse transformation in an ultrafine-grained Fe-Ni-Mn martensitic steel," *Philosophical Magazine*, vol. 94, pp. 1493-1507, 2014.
- [18] R. Pippin, "High pressure torsion: features and applications," *Bulk Nanostructured Materials*, pp. 217-232, 2009.

- [19] A. P. Zhilyaev, G. V. Nurislamova, B. K. Kim, M. D. Baró, J. A. Szpunar, and T. G. Langdon, "Experimental parameters influencing grain refinement and microstructural evolution during high-pressure torsion," *Acta Materialia*, vol. 51, pp. 753-765, 2003.
- [20] M. El-Tahawy, J. Gubicza, Y. Huang, H. L. Choi, H. M. Choe, J. L. Lábár, *et al.*, "Evolution of Microstructure, Phase Composition and Hardness in 316L Stainless Steel Processed by High-Pressure Torsion," *Materials Science Forum*, vol. 879, pp. 502-507, 2016.
- [21] S. Shi, Z. Zhang, X. Wang, G. Zhou, G. Xie, D. Wang, *et al.*, "Microstructure evolution and enhanced mechanical properties in SUS316LN steel processed by high pressure torsion at room temperature," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 711, pp. 476-483, 2018.
- [22] Y. Todaka, Y. Miki, M. Umemoto, C. H. Wang, and K. Tsuchiya, "Tensile Property of Submicrocrystalline Pure Fe Produced by HPT-Straining," *Materials Science Forum*, vol. 584-586, pp. 597-602, 2008.
- [23] J. Gubicza, M. El-Tahawy, Y. Huang, H. Choi, H. Choe, J. L. Lábár, *et al.*, "Microstructure, phase composition and hardness evolution in 316L stainless steel processed by high-pressure torsion," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 657, pp. 215-223, 2016.
- [24] Y. Ivanisenko, I. Maclaren, X. Sauvage, R. Valiev, and H. Fecht, "Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe-C composite," *Acta Materialia*, vol. 54, pp. 1659-1669, 2006.
- [25] R. B. Figueiredo, F. L. Sicupira, L. R. C. Malheiros, M. Kawasaki, D. B. Santos, and T. G. Langdon, "Formation of epsilon martensite by high-pressure torsion in a TRIP steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 625, pp. 114-118, 2015.
- [26] H. Ghasemi-Nanesa, M. Nili-Ahmadabadi, H. Shirazi, S. Hossein Nedjad, and S. H. Pishbin, "Ductility enhancement in ultrafine-grained Fe-Ni-Mn martensitic steel by stress-induced reverse transformation," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, pp. 7552-7556, 2010.
- [27] J. G. Li, M. Umemoto, Y. Todaka, and K. Tsuchiya, "Formation of Ultrafine Grained Structure in SUS 304 Stainless Steel Produced by High Pressure Torsion (HPT)," *Materials Science Forum*, vol. 561-565, pp. 847-852, 2007.
- [28] H. Ghasemi-Nanesa, M. Nili Ahmadabadi, H. Shirazi, and S. Hossein Nedjad, "Observation of Reverse Transformation of α - ϵ - γ in ultrafine - grained Fe-Ni-Mn Age Hardenable Martensitic Steel," *International Journal of Modern Physics: Conference Series*, vol. 05, pp. 9-17, 2012.
- [29] R. Z. Valiev and A. A. Nazarov, "Bulk Nanostructured Materials by SPD Processing: Techniques, Microstructures and Properties," in *Bulk Nanostructured Materials*, M. J. Zehetbauer and Y. T. Zhu, Eds., ed: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2009, pp. 21-48.
- [30] T. Sawaguchi, T. Kikuchi, and S. Kajiwara, "The pseudoelastic behavior of Fe-Mn-Si-based shape memory alloys containing Nb and C," *Smart Materials and Structures*, vol. 14, pp. S317-S322, 2005.
- [۳۱] پ. حکیمی. پور. «تأثیر انجام عملیات تغییر شکل پلاستیک بر رفتار سودو الاستیک فولاد مارتنزیتی فوق ریزدانه Fe-10Ni-7Mn (%wt)» رساله کارشناسی ارشد، دانشگاه تهران، ۱۳۹۴.