

Research Paper

Microstructure Evolution and mechanical properties during Cold Rolling and Reverse Transformation in Fe-18 Ni Martensitic Steel

Mohammad Falaki Tarazkouhi¹, *Hamid Reza Jafarian², Mohammad Reza Aboutalebi³, Ashkan Ghorbanian⁴, Hassan Shirazi⁵

1- B.Sc, School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

2- Professor Assistance, School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

3- Professor, School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

4- Student of B.Sc, School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

5- PhD, School of Metallurgy & Materials Engineering, Tehran University, Tehran, Iran.

Citation: Falaki Tarazkouhi M, Jafarian H. R, Aboutalebi M.R , Ghorbanian A, Shirazi H. Microstructure Evolution and mechanical properties during Cold Rolling and Reverse Transformation in Fe-18 Ni Martensitic Steel. Metallurgical Engineering 2017: 20(3): 162-171 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.61989.1129>.

 [http://dx.doi.org/ 10.22076/me.2017.61989.1129](http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.61989.1129)

ABSTRACT

In this study, the effect of cold rolling on the reverse transformation in Fe-18Ni Martensitic alloy were studied by means of microstructure development, tensile and hardness tests. One of promising way to obtain fine grained materials is using reverse martensitic transformation in specific in martensitic steels. In the present research, the studied alloy was subjected to different amount of cold rolling consisting of 10, 20 and 50%. Then the cold rolled samples was conducted to reverse transformation heat treatment at 700 C for different cycles. It is found that the 50% cold rolled sample followed by reverse transformation at 700 C for 0 second demonstrated considerable elongation and relatively high strength of 760 MPa and hardness of 270 HV. It should be noted that the starting material has strength of 620 MPa and hardness of 223 HV.

Keywords: Grain Refining, Martensitic Alloy, Austenite Memory, Cold Roll.

■ ■

* *Corresponding Author:*

Hamid Reza Jafarian, PhD

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

Tel: +98(21) 77240540

E-mail: jafarian@iust.ac.ir

تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی در اثر کار سرد و دگرگونی مارتنزیتی معکوس در فولاد مارتنزیتی Fe-18Ni

محمد فلکی طراز کوهی^۱، * حمیدرضا جعفریان^۲، محمدرضا ابوطالبی^۲، اشکان قربانیان^۴، حسن شیرازی^۵

- ۱- کارشناس مهندسی مواد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
- ۲- استادیار، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
- ۳- استاد دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
- ۴- دانشجوی کارشناس مهندسی مواد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
- ۵- دکتری، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

چکیده

در مقاله حاضر تاثیر کار مکانیکی سرد بر دگرگونی مارتنزیتی معکوس در فولاد مارتنزیتی Fe-18Ni به وسیله تست‌های کشش، سختی سنجی و متالوگرافی بررسی شده است. یکی از روش‌های دستیابی به ساختار دانه‌ریز استفاده از دگرگونی مارتنزیتی معکوس است که می‌تواند استحکام و شکل‌پذیری را در کنار هم حفظ نماید. در این تحقیق، آلیاژ مورد مطالعه ابتدا تحت عملیات کار سرد به میزان ۱۰، ۲۰ و ۵۰ درصد نورد سرد قرار داده شده است. سپس در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد تحت عملیات حرارتی مارتنزیتی معکوس با میزان سیکل‌های متفاوت قرار داده شده است. نتایج حاصل از این تحقیق نشان داد که آستنیت‌شدن بر اثر عملیات حرارتی معکوس، استحاله جامد-جامد، با اعمال تغییر شکل پلاستیک باعث افزایش دانسیته نایجایی‌ها و افزایش نرخ تبلور مجدد و دستیابی به ساختار ریزدانه‌تر می‌شود. همچنین بررسی‌ها نشان داد که بر اثر اعمال ۵۰٪ کار سرد و سپس ۵ سیکل دگرگونی معکوس مارتنزیتی، سختی ۲۷۰ ویکرز و استحکام ۷۶۰ مگاپاسکال بدست می‌آید که استحکام و انعطاف‌پذیری بصورت توامان بهبود قابل ملاحظه‌ای داشته‌اند. نمونه خام اولیه سختی در حدود ۲۲۳ ویکرز و استحکامی در حدود ۶۲۰ مگاپاسکال را داشته‌است.

واژه‌های کلیدی: ریزدانگی، فولاد مارتنزیتی، حافظه آستنیت، کار سرد.

۱. مقدمه

است زیرا بالاترین استحکام را در ترکیب شیمیایی یکسان دارد. [۱] دگرگونی مارتنزیتی یک دگرگونی حالت جامد غیرنفوذی درجه اول است. به همین جهت سینتیک و مورفولوژی این فرآیند تحت کنترل افزایش انرژی کرنشی ناشی از نایجایی‌های لبه‌ای است. ویژگی‌های مارتنزیت ایجاد شده با توجه به ساختار آستنیت اولیه مانند مورفولوژی، دمای شروع مارتنزیت^۱ و خواص کریستالوگرافی به‌طور گسترده مطالعه شده است. [۳-۶] مورفولوژی مارتنزیت به وسیله مکانیزم جاگیری براساس فشار تحول تعیین می‌شود. با توجه به اینکه فرآیند جاگیری به شدت به دما وابسته است، نوع مارتنزیت ایجاد شده، رابطه جهت‌گیری میان کریستال‌های مارتنزیت و شبکه آستنیت به طور کلی توسط دمای شروع دگرگونی مارتنزیت تعیین می‌شود. بر این اساس، مارتنزیت

با توجه به خواص مکانیکی و قیمت به نسبت ارزان، فولاد از نظر تکنولوژیکی همچنان به عنوان یکی از مهم‌ترین مواد مهندسی برای کاربردهای مختلف شناخته می‌شود. تقاضای تولید فولادهای آلیاژی با روش‌های مختلف، از طرف بازار تجاری امری انکارنشدنی است و این به معنی نیاز به تولید فولادهایی با کیفیت بالاتر و قیمت مناسب‌تر است. علاوه بر این، محدوده وسیع فرآیندهای عملیات حرارتی به دلیل حضور فازهای پایدار و نیمه پایدار در یک ترکیب شیمیایی ثابت، گستره وسیعی از خواص را برای فولادها به ارمغان آورده است. با توجه به ترکیب شیمیایی و شرایط عملیات حرارتی، دگرگونی‌های متفاوتی برای تجزیه آستنیت با تبدیل به فریت، پرلیت، بینیت و مارتنزیت امکان‌پذیر است. [۲، ۳]

دگرگونی مارتنزیتی در فولادها دارای اهمیت فوق‌العاده‌ای

1. Martensite starting Temperature (M_s)



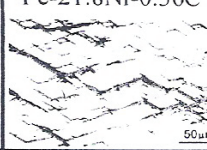
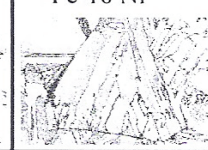
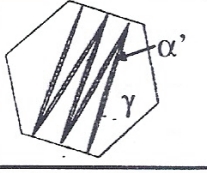
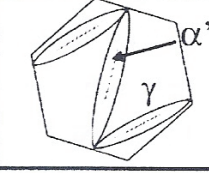
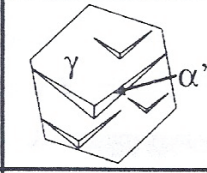
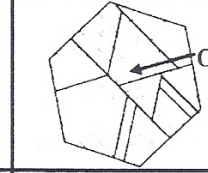
* نویسنده مسئول:

دکتر حمیدرضا جعفریان

نشانی: تهران، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد.

تلفن: ۰۹۸ (۲۱) ۷۷۲۴۰۵۴۰

پست الکترونیکی: jafarian@iust.ac.ir

نوع مارتنزیت	صفحات نازک	عدسی	پروانه‌ای	لایه‌ای
مورفولوژی	Fe-31Ni-0.23C 	Fe-25Ni-0.5C 	Fe-21.8Ni-0.36C 	Fe-18Ni 
شماتیک				
زیرساختار	دوقلویی	ناجایی دوقلویی	دوقلویی، ناجایی لغزشی بر سیستم‌های لغزشی محدود	ناجایی
Habit plane	{3 10 15}γ	{3 10 15}γ {2 5 9} γ	{2 2 5}γ	{1 1 1} γ {5 5 7}γ
رابطه جهت گیری با گاما	G-T	N-W, G-T or K-S	N-W, G-T or K-S	K-S
Ms	کم ←—————→ زیاد			

شکل ۱. ویژگی‌های مارتنزیت‌های مختلف آلیاژهای آهن-نیکل [۳۱]

در سال‌های اخیر، نیاز به فولادهایی با استحکام بالا رو به افزایش است. چهار مکانیزم استحکام‌بخشی برای فولادها وجود دارند که عبارت‌اند از: محلول جامد، استحکام‌بخشی از طریق ریزساختار ناجایی‌ها، رسوب‌سختی و ریزدانگی. در میان تمامی روش‌های موجود، ریزدانگی تنها روش افزایش استحکام و چقرمگی به صورت توامان است. لذا فولادهای ریزدانه با ترکیبات ساده، پتانسیل خوبی برای جایگزینی فولادهای چندجزیی استحکام بالا دارند. از این رو، مواد ریزدانه به موضوع جذابی برای محققان تبدیل شده است. [۱۰-۱۴]

بهبود ساختار فولادها با ترکیب دگرگونی فازی و تغییر شکل پلاستیک شناخته می‌شود. تکنیک‌های ریزدانه کردن عموماً شامل عملیات ترمومکانیکال و تبلور مجدد و تغییر پلاستیک شدید است. فرآیندهای موجود عمدتاً بر ریزدانگی مارتنزیت تاثیرگذارند ولی ریزدانگی آستنیت با توجه به اینکه تمام ریزساختارهای بعدی از این ساختار ناشی می‌شوند نیز اهمیت دارد. در کنار فرآیند ترمومکانیکال (تغییر شکل و تبلور مجدد آستنیت)، دگرگونی معکوس که دگرگونی بازگشت مارتنزیت به آستنیت است نیز به عنوان یک روش مؤثر جهت ریزدانگی آستنیت مورد توجه است. [۱۵، ۱۱]

آستنیت کردن مجدد، به طور مثال دگرگونی معکوس از مارتنزیت به آستنیت با استفاده از حرارت به عنوان یک

آهن مورفولوژی‌های متنوعی مانند لایه‌ای^۲، پروانه‌ای^۳، عدسی^۴ و صفحات نازک^۵ را می‌تواند داشته باشد. شکل ۱ ویژگی‌های مارتنزیت‌های مختلف آلیاژهای آهن-نیکل را نشان می‌دهد. [۶]

با توجه به انواع مارتنزیت‌های ذکر شده، مارتنزیت لایه‌ای که در بالاترین محدوده دمایی تشکیل می‌شود، مهم‌ترین نوع برای کاربردهای صنعتی است زیرا اکثر فولادهای تجاری عملیات حرارتی‌پذیر این نوع مارتنزیت را تشکیل می‌دهند. از آنجایی که این نوع مارتنزیت استحکام و سختی بالاتری ارائه می‌دهد، بیشتر مورد استقبال صنعت واقع می‌شود. [۶] مارتنزیت لایه‌ای در بسیاری از فولادهای مهم مانند فولادهای کربنی با کربن کمتر از ۰٫۶ درصد، فولادهای نیکل‌دار با نیکل کمتر از ۲۸ درصد، آهن خالص فوق سریع کوئنچ شده^۶، فولادهای نیکل و منگنزدار و بسیاری از فولادهای کم آلیاژ ایجاد می‌شود. [۷، ۹] هر لایه‌ی مارتنزیت لایه‌ای یک کریستال نازک با ضخامت حدود ۰٫۵ میکرومتر و دارای چگالی نقص شبکه بسیار بالاست. چگالی بالای ناجایی یکی از مهم‌ترین فاکتورها برای استحکام بالای مارتنزیت لایه‌ای است. [۸]

2. Lath
3. Butterfly
4. Lenticular
5. Thin Plate
6. Rapidly quenched pure iron

جدول ۱. آنالیز شیمیایی نمونه

Fe	Ni	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ms(K)
Base	17.68	0.0009	0.01>	0.01>	0.003>	0.0008	0.035	0.0033	553

دانه‌های آستنیت اولیه بعد از دگرگونی گاما-آلفا-گاما دوباره تولید می‌شود که نتیجه آن تشکیل یک آستنیت بزرگ در اندازه مشابه آستنیت اولیه است [۲۷-۳۰]. با توجه به نقش پررنگ عملیات حرارتی مارتنزیتی معکوس و تاثیر بر ریزدانه‌گی فاز آستنیت و در نتیجه تاثیر در خواص مکانیکی نمونه نهایی، هدف این پروژه بررسی تاثیر این عملیات حرارتی و همچنین بررسی مستقیم تاثیر کار مکانیکی سرد به عنوان افزایش‌دهنده انرژی پیشران استحاله است.

۲. مواد و روش تحقیق

نمونه‌های مورد آزمایش در این تحقیق، فولاد مارتنزیتی Fe-18Ni است. که آنالیز شیمیایی آن در جدول ۱ آمده است: نمونه‌های فولادی پس از ۲۰ درصد نورد سرد، به مدت ۲۴ ساعت در کوره تیویی ساخت شرکت آذرکوره مدل 1500-40/TF5 با حداکثر دمای کاری ۱۵۰۰ و محیط خلا در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد مورد همگن‌سازی قرار گرفتند و در کوره سرد شدند. سپس عملیات آنیل محلولی به مدت ۱ ساعت در کوره در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد انجام گرفته و در مخلوط آب و یخ کوئنچ شدند. سپس نمونه‌ها به ۳ دسته متفاوت تقسیم شده و ۲ دسته بصورت ورق‌هایی با ضخامت ۲ میلی‌متری و یک دسته به ورق‌هایی با ضخامت ۴ میلی‌متری به وسیله وایرکات برش زده شدند. دسته اول نمونه‌های شاهد بدون اعمال سیکل عملیات حرارتی مورد آزمایش قرار گرفتند. دسته دوم ۵۰ درصدنورد سرد شده و سپس دگرگونی معکوس مارتنزیتی در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد انجام گرفت. کوره حمام‌نمک مورد استفاده، کوره مافلی درب از قسمت بالا با حداکثر دمای کاری ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد و مدل VM1L-1200 ساخت شرکت آذرکوره با توجه به نرخ حرارت‌دهی ۲۰ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه حمام نمک مذاب، نمونه‌ها به مدت ۳۵ ثانیه در حمام نمک قرار گرفته تا به دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد رسیده و سپس کوئنچ شدند. هر بار انجام این عملیات یک سیکل محسوب می‌شود. نمونه‌ها ۱،۳،۵ و ۷ سیکل مورد عملیات حرارتی مارتنزیتی معکوس قرار گرفتند. نمونه‌هایی نیز به مدت ۱۰ و ۶۰ دقیقه در کوره حمام نمک قرار گرفتند. نمونه‌هایی نیز بدون انجام کار سرد مورد آزمایش مشابه قرار گرفتند. سپس نمونه‌ها مورد متالوگرافی، سختی سنجی و تست کشش قرار گرفتند. نمونه‌ها برای متالوگرافی به ابعاد ۱×۱ سانتی‌متر بریده شده و به ترتیب با مش‌های ۶۰، ۱۸۰، ۴۰۰، ۶۰۰، ۱۰۰۰، ۱۵۰۰، ۲۰۰۰ و ۲۵۰۰ مورد سمباده‌زنی قرار گرفتند. در هر تغییر کاغذ سمباده، جهت

عملیات حرارتی با استفاده از دگرگونی فازی جامد-جامد برای ریزدانه کردن بدون تغییر شکل پلاستیک شناخته می‌شود. این پدیده در فولادهای پرآلیاژ که دمای دگرگونی معکوس از دمای تبلور مجدد کمتر است نتایج جالبی به همراه دارد. [۵] مکانیزم بازگشت به شدت به ترکیب شیمیایی، نرخ حرارت‌دهی، ساختار اولیه (فریت، پرلیت و مارتنزیت) وابسته است. مکانیزم بازگشت از آنجایی اهمیت دارد که ریزدانه‌گی آستنیت بازگشت یافته به مکانیزم بازگشت ارتباط دارد. دو مکانیزم کلی برای دگرگونی مارتنزیتی معکوس وجود دارد: نفوذی و غیرنفوذی. از این رو، دگرگونی مارتنزیتی معکوس در یک ترکیب شیمیایی یکسان هر دو ویژگی را به میزان خاصی با توجه به نرخ حرارت‌دهی نشان می‌دهد. [۱۸]

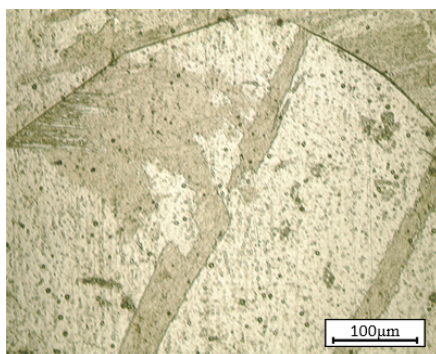
چگالی بالای نابجایی، آثار موروفولوژی آلفا پریم اولیه و داشتن مرزدانه‌های یکسان با آستنیت اولیه برای دگرگونی مارتنزیتی معکوس گزارش شده است. [۱۸،۲۰] زمانی که دگرگونی مارتنزیتی معکوس انجام می‌پذیرد، چگالی نابجایی از مارتنزیت به ارث برده شده و آستنیت را تشکیل می‌دهند و حتی نابجایی‌هایی در فاز آستنیت به وجود می‌آیند. [۲۵] کرنش اعمالی به آستنیت از طریق دگرگونی مارتنزیتی معکوس انرژی پیشران^۷ کافی برای تبلور مجدد در هنگام حرارت‌دهی بالای دمای بازگشت را تأمین می‌نماید. در آلیاژهای آهن-نیکل ویژگی خاص در دگرگونی بازگشت، دمای پایین این فرآیند است. در نتیجه نوع نفوذی بازگشت به سادگی امکان‌پذیر نیست زیرا نرخ تجزیه نیکل در دمای پایین بسیار کم است. [۲۰،۲۱]

مکانیزم دیگر بازگشت آستنیت، حالت نفوذی است. برای فولادهای حاوی کربن، رسوب کاربید در حین حرارت‌دهی تا دمای بازگشت تشکیل شده و در نتیجه آن، دگرگونی مارتنزیتی معکوس به سمت نوع نفوذی می‌رود. [۱۸] واکنش مشابهی برای فولادهای پر نیکل (ماراجینگ) اتفاق می‌افتد که در آن فازهای بین‌فازی حین حرارت‌دهی با نرخ کم تشکیل می‌شوند. در مورد بازگشت نفوذی، آستنیت به وجود آمده از بازگشت، جوانه زده و تا تشکیل دانه‌های هم‌محور رشد می‌کند. [۲۶]

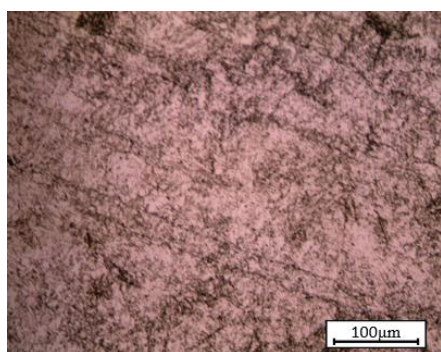
دگرگونی معکوس اعمال شده بر فولاد منجر به ریزدانه‌گی می‌شود. با این حال، تحت شرایط خاصی، دانه‌های آستنیت با جهت‌گیری کریستالوگرافی، اندازه و ظاهر مشابه دانه‌های آستنیت اولیه بازمی‌شوند. این پدیده به نام حافظه آستنیتی^۸ شناخته می‌شود. طبق این پدیده، شکل، ظاهر و جهت‌گیری

7. Driving force

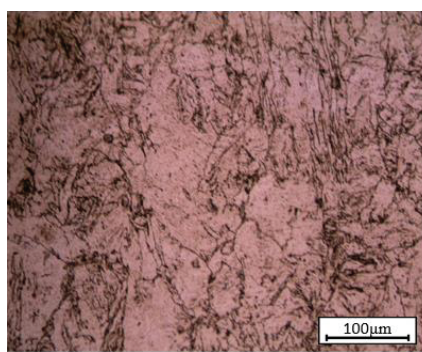
8. Austenite Memory



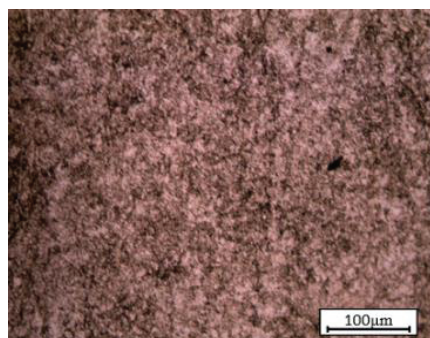
شکل ۲. تصویر متالوگرافی نمونه آنیل شده با بزرگنمایی ۲۰۰ برابر



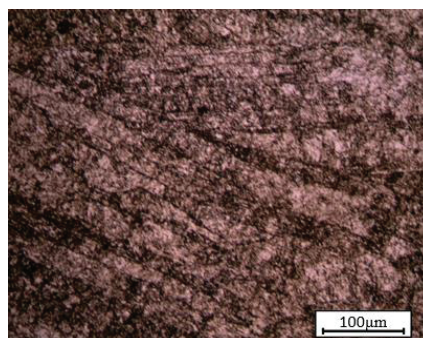
ب



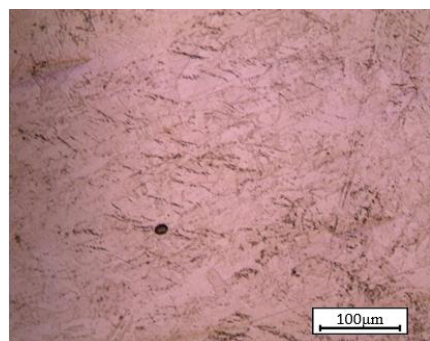
الف



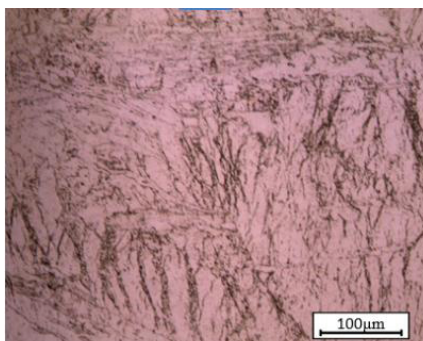
ت



پ

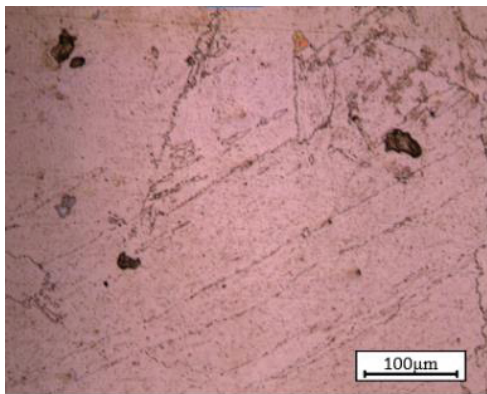


ج

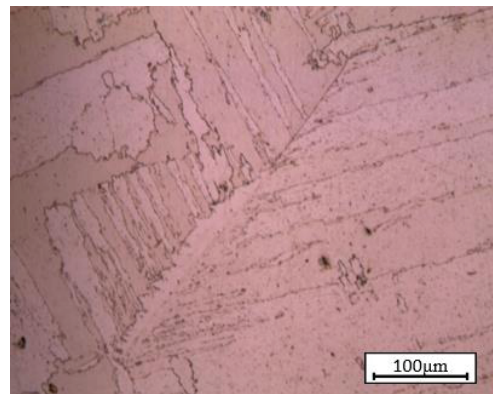


ث

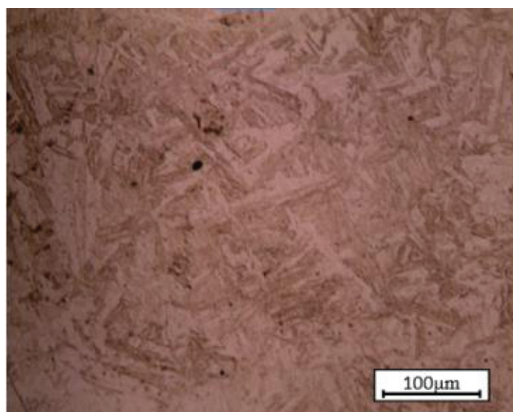
شکل ۳. تصاویر متالوگرافی نمونه‌ها الف- نمونه ۵۰% نورد سرد شده، یک سیکل دگرگونی مارتنزیتی معکوس انجام شده. بزرگنمایی ۲۰۰ برابر ب- نمونه ۵۰% نورد سرد شده، سه سیکل دگرگونی مارتنزیتی معکوس انجام شده. بزرگنمایی ۲۰۰ برابر، پ- نمونه ۵۰% نورد سرد شده، پنج سیکل دگرگونی مارتنزیتی معکوس انجام شده. بزرگنمایی ۲۰۰ برابر ت- نمونه ۵۰% نورد سرد شده، هفت سیکل دگرگونی مارتنزیتی معکوس انجام شده. بزرگنمایی ۲۰۰ برابر، ث- نمونه ۵۰% نورد سرد شده، ۱۰ دقیقه بازگشت انجام شده، ج- نمونه ۵۰% نورد سرد شده، ۶۰ دقیقه بازگشت انجام شده



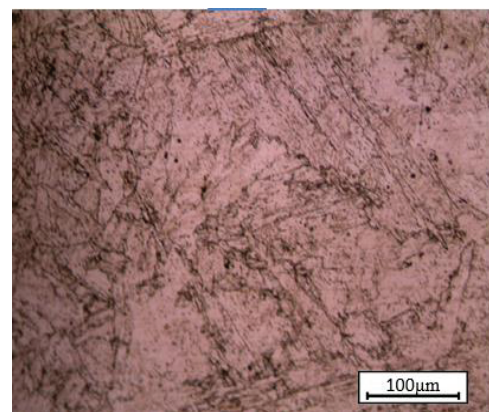
ب



الف



ت



پ

شکل ۴. تصاویر متالوگرافی نمونه‌ها الف- نمونه آنیل شده، یک سیکل بازگشت انجام شده، بزرگنمایی ۲۰۰ برابر ب- نمونه آنیل شده، هفت سیکل بازگشت انجام شده، بزرگنمایی ۲۰۰ برابر، پ- نمونه آنیل شده، ۱۰ دقیقه بازگشت انجام شده، بزرگنمایی ۲۰۰ برابر ت- نمونه آنیل شده، ۶۰ دقیقه بازگشت انجام شده، بزرگنمایی ۲۰۰ برابر

تبدیل شدند. به منظور اطمینان از نتایج، از هر نمونه حداقل پنج مرتبه سختی‌سنجی صورت گرفت و فواصل استاندارد بین قطر اثرها و فاصله استاندارد بین قطر اثر و لبه نمونه رعایت شد.

۳. نتایج و بحث

شکل ۲ تصویر متالوگرافی نمونه اولیه را نشان می‌دهد. همانطور که از شکل به نظر می‌رسد، ساختار مارتنزیتی لایه‌ای با تیغه‌های مارتنزیتی ساختار نمونه را تشکیل می‌دهد. همچنین دانه‌بندی، درشت‌دانه و فاصله مرزدانه‌ها بیشتر از ۳۰۰ میکرومتر مشاهده می‌شود.

شکل ۳ متالوگرافی نمونه‌های ۵۰ درصد کارسرد شده و با اعمال سیکل‌های مختلف دگرگونی مارتنزیتی معکوس را نشان می‌دهد. همانطور که از شکل به نظر می‌رسد، ساختار مارتنزیتی لایه‌ای همچنان ساختار غالب و همچنین کوچک شدن دانه‌بندی مشاهده می‌شود.

قرارگیری نمونه ۹۰ درجه تغییر کرده است. سپس پولیش مکانیکی نهایی با محلول آلومینا ۳ میکرومتر و متانول انجام گرفت. در نهایت نمونه‌ها به وسیله عامل نایتال ۳۰ درصد به مدت ۱۵ ثانیه اچ شد. قراردادن مقیاس بر روی تصاویر نیز با استفاده از عکس‌برداری از خط‌کش‌های مخصوص و با استفاده از نرم‌افزار MIP4Students تهیه شده توسط گروه نرم‌افزاری نهمین پرداز آسیا صورت گرفت.

نمونه‌های کشش مطابق استاندارد JIS Z2201 No. 7 با دستگاه وایرکات از قسمت میانی نمونه‌های اصلی برش زده شد تا از هرگونه تمرکز تنش احتمالی جلوگیری شده باشد و این نمونه‌ها از قسمت دارای کرنش همگن نوارها بریده شده باشند. این نمونه‌ها توسط دستگاه سنتام با سرعت ۰٫۵ میلی‌متر بر دقیقه کشیده شد.

نمونه‌ها برای آزمایش سختی در ابعاد ۲×۲ سانتی‌متر بریده شدند و با روش سختی‌سنجی ویکرز با نیروی ۲۰ Kgf و زمان توقف ۴۰ ثانیه محاسبه شده و ابعاد اثر سختی پس از اندازه‌گیری مطابق جداول ASTM به مقادیر سختی ویکرز

۶۰ دقیقه بازگشت (شکل ۲ و شکل ۴) و مقایسه محل‌های علامت‌گذاری شده، یکسان بودن مرزهای دانه‌های جدید و قدیم تا حدودی مشاهده شد که تاییدی بر حافظه آستنیتی می‌باشد.

مقایسه نمونه نورد شده ۱۰ دقیقه بازگشت یافته و نمونه آنیل شده ۱۰ دقیقه بازگشت یافته (شکل ۳ و شکل ۴) نشان می‌دهد که نمونه نورد شده دانه‌بندی ریزتری دارد و نشان می‌دهد که در این مدت زمان نگاه‌داری نیز دانه‌بندی نمونه نورد سرد شده همچنان تحت تأثیر مکانیزم ریزدانه‌نگی به‌وسیله بازگشت است.

شکل شماره ۵ نمودار تغییرات سختی نمونه‌ها را نشان می‌دهد.

با بررسی نمودار نتایج سختی نمونه‌ها (شکل ۵ الف) مشاهده می‌شود که اعمال سیکل بازگشت چه با اعمال کار سرد و چه به‌صورت مستقیم باعث افزایش سختی نمونه‌ها شده است. دلیل این موضوع می‌تواند ایجاد نابجایی جدید و افزایش چگالی نابجایی در نمونه‌ها با دگرگونی مارتنزیتی معکوس باشد، البته هرچه زمان نگاه‌داری نمونه بیشتر شود با رشد دانه‌ها و گسترش مرزخانه‌ها از این میزان کاسته می‌شود. همچنین با مقایسه مقادیر سختی مربوط به نمونه‌های نورد شده و بازگشت یافته و نمونه‌های بازگشت یافته مستقیم، مشاهده می‌شود که نمونه‌های نورد شده در سیکل‌های یک تا هفت اعمال شده در تمامی موارد از نمونه‌های معکوس مستقیم سختی بالاتری دارند که این ناشی از افزایش چگالی نابجایی ناشی از اعمال کار سرد می‌باشد. از طرفی مشاهده می‌شود که سختی نمونه‌های ۱۰ و ۶۰ دقیقه نورد سرد شده و معکوس مستقیم مقادیر مشابهی دارند و این نشان می‌دهد که با نگاه‌داری بیشتر و رشد دانه‌ها، از میزان چگالی نابجایی کاسته شده و سختی‌ها کاهش می‌یابد. همچنین فاصله میزان سختی میان نمونه آنیل شده با نمونه‌های بازگشت یافته در مدت زمان ۶۰ دقیقه، ناشی از نابجایی‌های حاصل از بازگشت است که در نمونه باقی مانده است.

با بررسی نمودار سختی مربوط به نمونه‌های نورد شده (شکل ۵ ب) مشاهده می‌شود که در تمامی سیکل‌ها سختی افزایش می‌یابد و همچنین مشخص است که در سیکل پنج و هفت بیشترین میزان سختی در نمونه مشاهده می‌شود که حدود ۲۰ درصد افزایش سختی را نشان می‌دهد. از سوی دیگر با نگاه دقیق‌تر به سیکل‌هایی با بالاترین میزان سختی در نمونه‌های نورد سرد شده (شکل ۵ پ) مشاهده می‌شود که نمونه پنج سیکل دارای بالاترین میزان سختی است. با مراجعه مجدد به تصاویر متالوگرافی مربوط به این نمونه (شکل ۳ پ) مشاهده می‌شود که میزان ریزدانه‌نگی این نمونه نسبت به سایر نمونه‌ها بیشتر است.

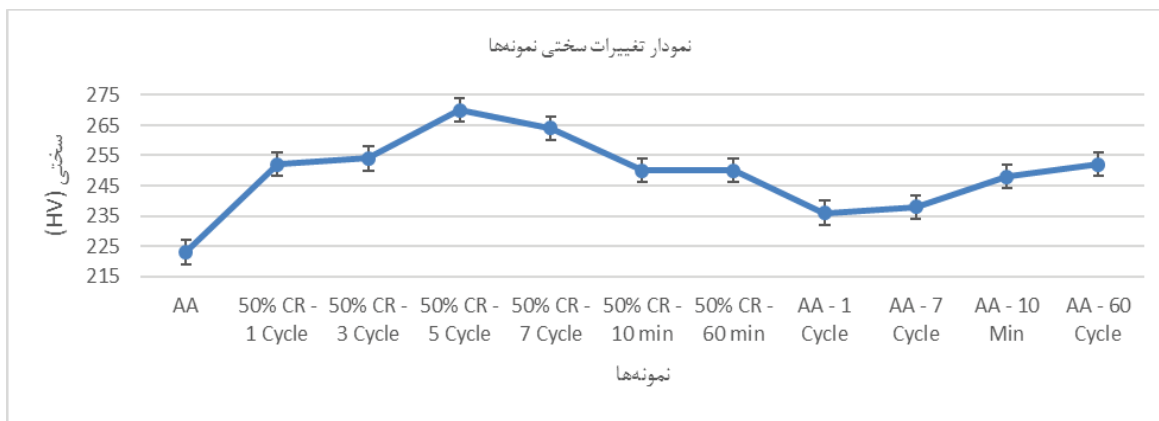
شکل ۶ نمودار تغییرات استحکام کششی نمونه‌های مختلف حاصل از آزمایش کشش را نشان می‌دهد.

شکل ۴ متالوگرافی نمونه‌های مورد اعمال سیکل‌های مختلف دگرگونی مارتنزیتی معکوس بدون کارسرد را نشان می‌دهد. همانطور که از شکل به‌نظر می‌رسد، ساختار مارتنزیتی لایه‌ای در این نمونه‌ها نیز وجود دارد و نسبت به نمونه آنیل شده اولیه دانه‌بندی ریزتری دارد.

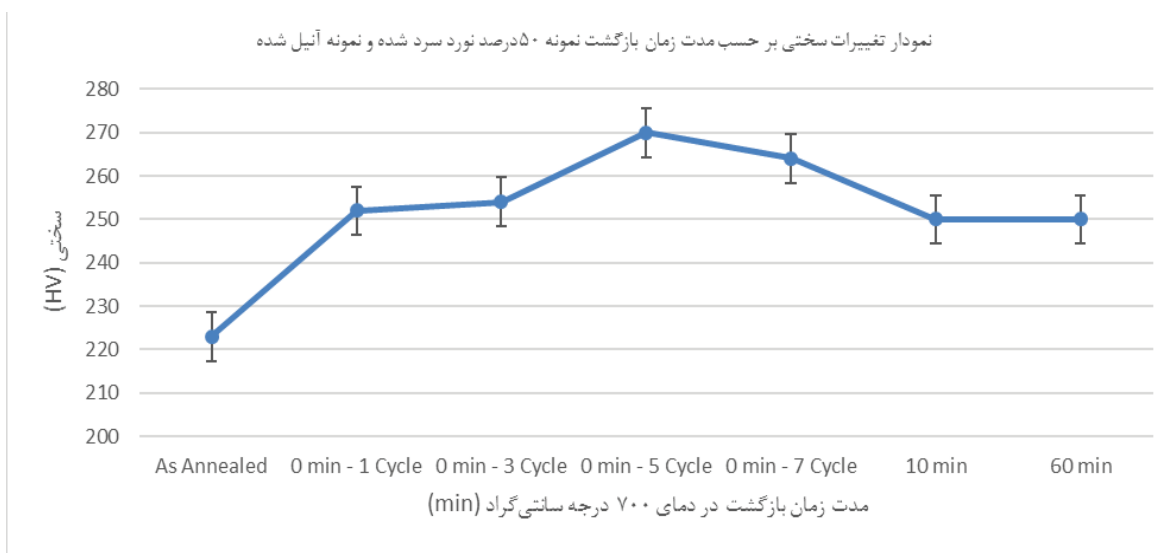
با مقایسه نمونه آنیل شده (شکل ۲) با نمونه نورد سرد شده یک سیکل بازگشت یافته (شکل ۳ الف)، مشاهده می‌شود که بطورنسبی دانه‌بندی‌ها کوچکتر می‌شود که تاییدی بر مکانیزم‌های مطرح شده در بخش تئوری است. از سوی دیگر با مقایسه شکل‌های مربوط به نورد سرد با تعداد سیکل‌های اعمالی متفاوت (شکل‌های ۳ الف، ب، پ، ت) اینطور به نظر می‌آید که با اعمال سیکل‌های بیشتر میزان دانه‌بندی ریزتر می‌شود که این می‌تواند ناشی از وجود انرژی پیشران کافی برای جوانه‌زنی آستنیت به دلیل درصد بالای تغییرشکل و تنش‌های ناشی از آن و همچنین میزان چگالی نابجایی بالا باشد. البته در مقایسه شکل‌های مربوط به پنج سیکل اعمالی و هفت سیکل، به نظر دانه‌بندی هفت سیکل کمی درشت‌تر بوده و علت آن می‌تواند عدم وجود انرژی کافی پیشران جهت جوانه‌زنی بیشتر باشد و سیکل اعمالی بیشتر تنها باعث رشد دانه شده است. با مقایسه نمونه‌های آنیل شده و نورد شده و یک سیکل بازگشت و ۱۰ دقیقه بازگشت (شکل ۲ و شکل‌های ۳ الف و ت) دیده می‌شود که نمونه‌های نورد شده دانه‌بندی ریزتری نسبت به نمونه آنیل شده دارند، اما نمونه ۱۰ دقیقه بازگشت دانه‌بندی درشت‌تری دارد که ناشی از رشد دانه‌ها در مدت نگاه‌داری در دمای مربوط است. همچنین مقایسه نمونه نورد شده ۱۰ دقیقه و ۶۰ دقیقه بازگشت (شکل ۳ و ج) این مورد را تأیید می‌کند و نشان می‌دهد با افزایش زمان نگاه‌داری رشد دانه اتفاق افتاده و دانه‌بندی به سمت دانه‌بندی درشت اولیه می‌رود.

با مقایسه شکل نمونه آنیل شده و نمونه نورد شده ۶۰ دقیقه بازگشت (شکل ۲ و شکل ۳ ج) و بررسی محل‌های علامت‌گذاری شده از قبل، نشانه‌ای از حافظه آستنیت دیده نمی‌شود و دانه‌های آستنیت تشکیل شده، مرزهای جدیدی از خود نشان می‌دهند.

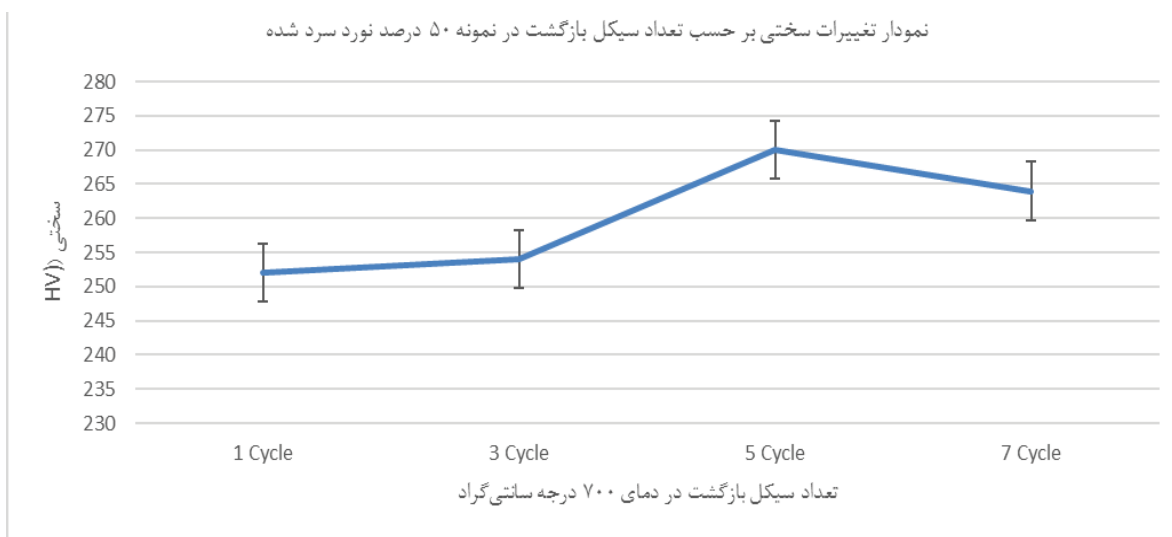
با مقایسه شکل نمونه آنیل شده و نمونه آنیل شده یک سیکل بازگشت (شکل ۲ و شکل ۴ الف) تفاوت چشم‌گیری در میزان دانه‌بندی دیده نمی‌شود و ایجاد دانه‌های جدیدی که به ندرت در سطح نمونه دیده شدند نیز صرفاً می‌تواند ناشی از تنش‌های درونی شبکه مارتنزیت و تجمع نابجایی‌ها در بعضی دانه‌ها باشد. همچنین مقایسه شکل نمونه‌های آنیل شده، آنیل شده یک سیکل بازگشت و آنیل شده ۱۰ دقیقه بازگشت (شکل ۲ و شکل ۴ الف، پ) نشان می‌دهد که دانه‌های تشکیل شده نیز با رشد پیدا کردن به سمت دانه‌بندی قدیم می‌رود که می‌تواند ناشی از حافظه آستنیتی باشد. همچنین مقایسه نمونه آنیل شده و نمونه آنیل شده با



الف

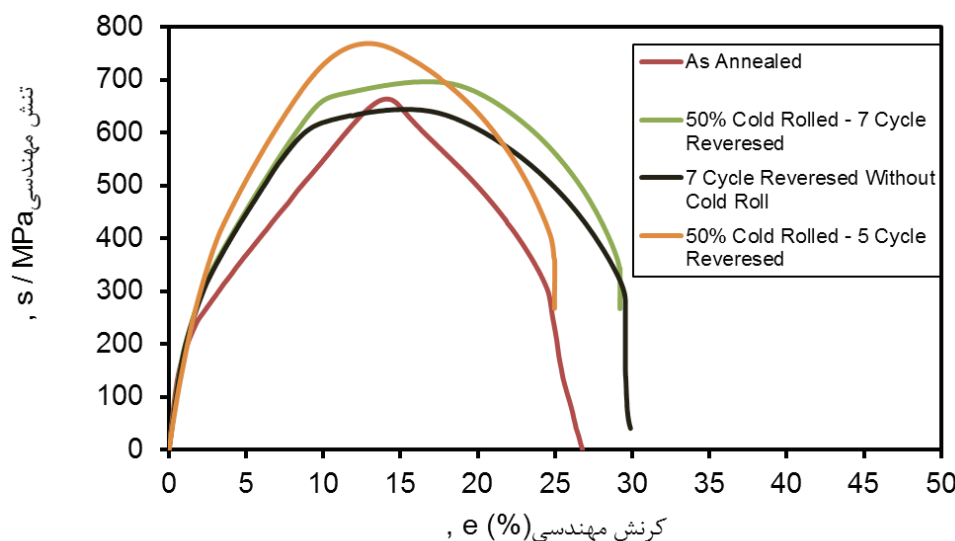


ب



پ

شکل ۵. نمودار سختی نمونه‌های آزمایشی - نمودار تغییرات سختی نمونه‌ها، ب- نمودار تغییرات سختی بر حسب مدت زمان بازگشت نمونه ۵۰ درصد نورد سرد شده و نمونه آنیل شده، پ- نمودار تغییرات سختی بر حسب تعداد سیکل اعمالی عملیات مارتنزیتی معکوس در نمونه ۵۰ درصد نورد سرد شده،



شکل ۶. نمودار آزمون کشش نمونه‌های آزمایش

افزایش انرژی مرزدانه‌ها که حاصل انرژی منتقل شده توسط اعمال نورد سرد بر قطعه است، باعث شکسته شدن مرزهای آستنیتی در زمان دگرگونی معکوس مارتنزیتی می‌شود و در نتیجه جوانه‌زنی دانه‌های جدید هنگام دگرگونی معکوس مارتنزیتی اتفاق می‌افتد.

ریزدانه شدن فاز نهایی، باعث بهبود خواص مکانیکی می‌شود. در نتیجه این بهبود، سختی از ۲۲۳ ویکرز از نمونه آنیل شده به حدود ۲۷۰ ویکرز در نمونه ۵۰ درصد نورد سرد شده و ۵ سیکل بازگشت یافته رسیده است. همچنین استحکام نمونه از ۶۲۰ مگاپاسکال به حدود ۷۶۰ مگاپاسکال رسیده است که حدود ۲۰ درصد افزایش سختی و استحکام را بصورت توأمان نشان می‌دهد.

با افزایش زمان نگهداری در دمای برگشت، رشد دانه اتفاق افتاده و از میزان سختی و استحکام کاسته می‌شود. همچنین میزان چقرمگی کاهش می‌یابد که ناشی از تبدیل فاز نیمه پایدار آستنیت به فاز ثانویه مارتنزیت بر اثر کم شدن پایداری آستنیت با افزایش اندازه دانه است.

با بررسی نمودار مربوط به نتایج آزمایش کشش (شکل ۶) مشاهده می‌شود که بالاترین میزان استحکام کششی مربوط به نمونه ۵۰ درصد نورد سرد شده و پنج سیکل بازگشت با میزان ۷۲۰ مگاپاسکال است که افزایش استحکام حدود ۲۰ درصدی را نشان می‌دهد. دلیل این پدیده می‌تواند ناشی از ریزدانه شدن و افزایش چگالی نابجایی‌ها در نمونه باشد که باعث قفل شدن نابجایی‌ها در هم و در نتیجه افزایش استحکام کششی می‌شود.

همچنین این نمودار نشان می‌دهد که با اعمال عملیات مارتنزیتی معکوس به میزان هفت سیکل نسبت به پنج سیکل کاهش استحکام اتفاق می‌افتد. همانطور که در بخش‌های قبلی ذکر شد دلیل این اتفاق ناشی از رشد دانه و عدم جوانه‌زنی جدید با اعمال سیکل‌های عملیات بازگشت است.

همچنین میزان استحکام نمونه‌ی بازگشت یافته بدون نورد سرد تفاوت چندانی با نمونه آنیل شده نشان نمی‌دهد که این ناشی از عدم تغییر در دانه‌بندی نمونه‌ها می‌باشد.

۴. نتیجه گیری

در این تحقیق، تاثیر کار سرد اولیه بر دگرگونی مارتنزیتی معکوس در آلیاژ Fe-18Ni مورد بررسی قرار گرفت و نتایج ذیل حاصل شدند.

References

[1] Krauss, G. *Steels-Heat Treatment and Processing Principles*. Materials Park, OH: ASM International, 1990.
[2] Examination of microstructures and microanalysis of an Fe-9% Ni alloy. S. H. Chong, A. Sayles, R. Keyse, J. D. Atkinson, E. A. Wilson., 179, s.l.: JIM, 1998, Vol. 39.

[3] Continuous cooling transformation kinetics versus isothermal transformation kinetics of steels: a phenomenological rationalization of experimental observations. J. C. Zhao, M. R. Notis. 4-5 (135-207), s.l.: Material Science and Eng., 1995, Vol. 15.
[4] Developments in martensitic and bainitic steels: role of the shape deformation. Bhadeshia, HDKH. 1-2 (34-39), s.l.: Material Science and Eng., 2004, Vol. 378.

- [5] *The martensite transformation in thin foils*. **Z. Nishiyama, K. Shimizu, K Sugino**. s.l. : Acta Metallurgica, 1961.
- [6] *On the classification of displacive phase transformations*. **M. Cohen, G. B. Olson, P. C. Clapp**, Cambridge : Proceedings of International Conference on Martensitic Transformations (ICOMAT-79), 1979.
- [7] *The morphology of iron-nickel massive martensite (Structural features of Fe-Ni massive martensite observed by light, electron and hot stage microscopies* **J. M. Marder, A. R. Marder**. s.l. : ASM Transactions Quarterly, 1969, Vol. 62.
- [8] *Characteristics of lath martensite: Part I. Crystallographic and substructural features and Part II. The martensite-austenite interface*. **B. P. J. Sandvik, C. M. Wayman**. 4 (809-822), s.l. : Metallurgical transactions A, 1983, Vol. 14.
- [9] *The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys*. **S. Morito, H. Tanaka, R. Konishi, T. Furuhashi, T. Maki**. 6 (1789-1799), s.l. : Acta Materialia, 2003, Vol. 51.
- [10] **M. A. Mostafaei, M. H. Moghim**. Severe Plastic Deformation (SPD). *edu.nano.ir*. [Online] [Cited: 1 26, 2017.] http://edu.nano.ir/oldversion/index.php?actn=papers_view&id=265.
- [11] *Novel Ultra-High straining process for bulk materials-development of the accumulative roll-bonding (ARB) process*. **Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji, T. Sakai**. 1999, Acta Mater., Vol. 47, pp. 579-582.
- [12] *Microstructure and Mechanical Properties of ultra-fine grains (UFGs) aluminium strips produced by ARB process*. **M. Eizadjou, H. D. Manesh, K. Janghorban**. 406-415, s.l. : Journal of Alloys and Compounds, 2009, Vol. 474.
- [13] **Kelly, R. B. Nicholson**. *Strengthening Methods in Crystal*. London : Applied Science, 1971.
- [14] *Developing superplastic properties in an aluminum alloy through severe plastic deformation*. **S. Lee, P. R. Berbon, M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, N. K. Tsenev, R. Z. Valiev, T. G. Langdon**. 1 (63-72), s.l. : Materials Science and Engineering: A, 1999, Vol. 272.
- [15] *Enhanced structural refinement by combining phase transformation and plastic deformation in steels*. **N. Tsuji, T. Maki**. 12 (1044-1049), s.l. : Acta. Mater., 2009, Vol. 60.
- [16] *Martensite-to-fcc reverse transformation in an Fe-Ni alloy*. **S. Jana, C. M. Wayman**. 1187, s.l. : Trans. Metall. Soc. AIME, 1967, Vol. 239.
- [17] *The role of the constituent phases in determining the low temperature toughness of 5.5 Ni cryogenic steel*. **J. I. Kim, H. J. Kim, J. W. Morris**. 12 (2213-2219), s.l. : Metallurgical Transactions A, 1984, Vol. 15.
- [18] *The effect of heating rate on the martensite to austenite transformation in Fe-Ni-C alloys*. **C. A. Apple, G. Krauss**. 7 (849-856), s.l. : Acta Metallurgica, 1972, Vol. 20.
- [19] *The mechanical stability of austenite in maraging steels*. **Y. Katz, H. Mathias, S. Nadiv**. 4 (801-808), s.l. : Metallurgical Transactions A, 1983, Vol. 14.
- [20] *A repetitive thermomechanical process to produce nano-crystalline in a metastable austenitic steel*. **Y. Ma, Jae-Eun Jin, Young-Kook Lee**. 12 (1311-1315), s.l. : Scripta Materialia, 2005, Vol. 52.
- [21] *Martensite → austenite phase transformation kinetics in an ultra-fine-grained metastable austenitic stainless steel*. **S. Rajasekhara, P. J. Ferreira**. 2 (738-748), s.l. : Acta Materialia, 2011, Vol. 59.
- [22] *Strengthening steel by austenite grain refinement*. **Grange, R. A**. 26, s.l. : Trans. ASM, 1966, Vol. 59.
- [23] *Strengthening and annealing of austenite formed by reverse martensitic transformation*. **G. Krauss, M. Cohen**. 1212, s.l. : Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1962, Vol. 224.
- [24] *Phase Transformation from Fine-grained Austenite*. **T. Furuhashi, K. Kikumoto, H. Saito, T. Sekine, T. Ogawa, S. Morito, T. Maki**. 1038-1045, s.l. : ISIJ International, 2008, Vol. 48.
- [25] *Fine structure of austenite produced by the reverse martensitic transformation*. **Jr, G. Krauss**. 6 (499-509), s.l. : Acta Metall., 1963, Vol. 11.
- [26] *Martensite-to-austenite reverse transformation in Fe-Ni-Co alloys*. **Colling, D. A**. 6 (1677-1682), s.l. : Metallurgical Transactions, 1970, Vol. 1.
- [27] *Magnetic properties of Co-Nb and Co-Nb-Fe unidirectionally solidified eutectic composites*. **Colling, D. A**. 6 (1523-1527), s.l. : Metallurgical Transactions, 1971, Vol. 2.
- [28] *Strengthening of an Fe-Ni-V-C alloy by cyclic phase transformation*. **C. A. Apple, G. Krauss**. 7 (1785-1791), s.l. : Metallurgical Transactions, 1971, Vol. 2.
- [29] *The reversion of martensite to austenite in certain stainless steels*. **H. Smith, D. R. F. West**. 10 (1413-1420), s.l. : J. Mater. Sci., 1973, Vol. 8.
- [30] *Correlation of coercive force to microstructure in cyclic martensite → austenite transformations in an Fe-Ni-Co alloy*. **R. Kossowsky, D. A. Colling**. 3 (799-806), s.l. : Metallurgical Transactions, 1973, Vol. 4.
- [31] **Shirazi, H**. *Microstructure evolution during reverse transformation in Fe-high Ni martensitic alloys*. *Tohoku : s.n.*, 2013.