

تأثیر نورد سرد و عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولادهای ماراجینگ Fe-Ni-Mn-Mo-Ti-Cr

عباس محمودی^{۱*}، محمدرضا موقر قره‌باغ^۱ و سیامک حسین‌نژاد^۲

۱- عضو باشگاه پژوهشگران جوان، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد اهر، اهر، ایران

۲- عضو هیأت علمی، دانشگاه صنعتی سهند تبریز، دانشکده مهندسی مواد، تبریز، ایران

*abbas_5566@yahoo.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۰/۰۱/۲۸، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۰/۰۴/۲)

چکیده

در تحقیق حاضر ریزساختار و خواص کششی فولاد ماراجینگ Fe-Ni-Mn-Mo-Ti حاوی ۶ درصد وزنی کروم طی فرآیند نورد سرد و عملیات حرارتی پس از آن (آنیل محلولی و پیرسازی) مورد بررسی قرار گرفته است. از میکروسکوپ‌های نوری، الکترونی روبشی، الگوی پراش اشعه‌ی ایکس، آزمایش کشش و سختی‌سنجی برای مطالعه ریزساختار و خواص مکانیکی نمونه‌ها استفاده گردید. نتایج به دست آمده نشان می‌دهد که انجام عملیات حرارتی آنیل محلولی در نمونه‌ی نورد سرد شده، سبب تشکیل رسوبات فاز ثانوی لاهه از نوع $Fe_2(Mo, Ti)$ در زمینه مارتنزیتی می‌گردد. ریزساختار آنیل محلولی حاوی کسر حجمی بالایی از آستنیت باقیمانده می‌باشد. آستنیت باقیمانده از نظر مکانیکی ناپایدار بوده و حین بارگذاری کششی به مارتنزیت استحاله می‌یابد و به ازدیاد طول نسبی آلیاژ کمک می‌کند. استحکام کششی این فولاد در شرایط پیر سخت شده در حدود ۹۰۰ Mpa و درصد ازدیاد طول نسبی آن ۳۰ درصد می‌باشد که بیشتر آن به صورت تغییر شکل یکنواخت قبل از گلوبی می‌باشد.

واژه‌های کلیدی:

فولاد ماراجینگ، آستنیت باقیمانده، پیرسختی، رسوبات فاز لاهه.

۱- مقدمه

فولادهای ماراجینگ دسته‌ای از فولادهای فوق مستحکم با چقرمگی شکست بالا هستند که از سال ۱۹۶۰ تاکنون به طور گسترده در صنایع نظامی، هسته‌ای و هوافضا به کار رفته‌اند. تولید رده‌های استاندارد این فولادها به دلیل عناصر آلیاژی گران قیمت به کار رفته در آنها همچون کبالت و نیکل، پرهزینه بوده و

تحقیقات زیادی جهت بهینه‌سازی ترکیب شیمیایی و کاهش هزینه‌های تولید آنها انجام گرفته است که منجر به حذف کامل عنصر کبالت و جایگزینی بخشی از نیکل با عناصر آلیاژی ارزان قیمت نظیر منگنز شده است. از این‌رو رده‌ی جدیدی از فولادهای ماراجینگ بدون کبالت Fe-Ni-Mn ابداع شد [۱ و ۲].

جدول (۱): آنالیز شیمیایی فولاد تهیه شده بر حسب درصد وزنی.

Fe	Ni	Mn	Mo	Ti	Cr	C	P	S
Bal.	۸/۸۹	۶/۵۵	۴/۶۸	۱/۵۴	۶/۳۳	۰/۰۲۵	۰/۰۰۷	۰/۰۲۴

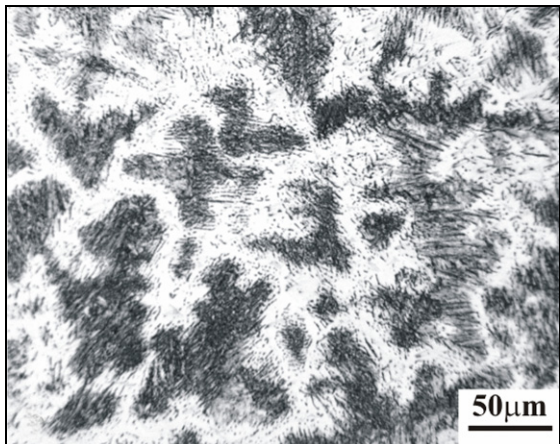
نظیر نیکل، منگنز، مولیبدن، تیتانیوم و کروم به مقدار زیاد سبب تشکیل آستنیت باقیمانده در ساختار می‌گردد [۱۴]. آستنیت باقیمانده اگر چه استحکام نهایی آلیاژ را کاهش می‌دهد و لیکن از نظر مکانیکی ناپایدار بوده و تحت کرنش به مارتنزیت استحاله می‌یابد که این امر منجر به افزایش تغییر طول نسبی آلیاژ تحت کشش می‌شود [۱۵].

اگر چه مطالعات گسترده‌ای بر نقش کروم در خواص مکانیکی فولادهای ماراجینگ Fe-Ni-Mn انجام شده است و لیکن تاکنون تأثیر کار سرد و عملیات حرارتی پس از آن و نقش آن در توزیع رسوبات فاز لاهه در زمینه کمتر مورد توجه قرار گرفته است. در تحقیق حاضر تأثیر نورد سرد و عملیات حرارتی پس از آن بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولادهای ماراجینگ Fe-Ni-Mn-Mo-Ti حاوی ۶ درصد وزنی کروم مورد بررسی قرار گرفته است.

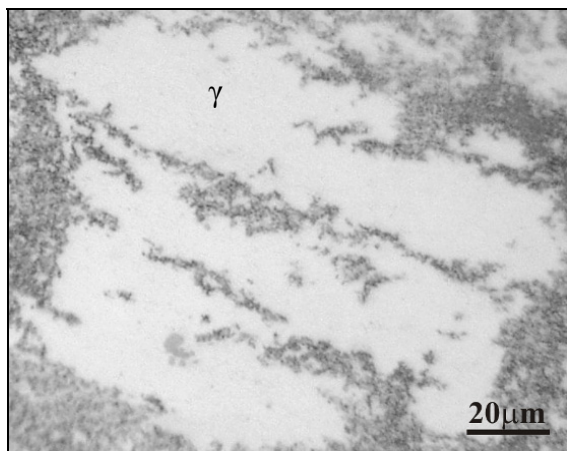
۲- مواد و روش تحقیق

ذوبی به وزن ۲۰۰ گرم با آنالیز شیمیایی نشان داده شده در جدول (۱)، در کوره ذوب قوسی تحت خلأ و با استفاده از مواد اولیه با خلوص بالا تهیه گردید. جهت همگن‌سازی، شمش ریختگی در لوله‌ی کوارتز حاوی گاز آرگون محبوس شده و در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴۸ ساعت حرارت داده شد. پس از ۵۰٪ کاهش ضخامت نمونه‌ها تحت نورد سرد، عملیات آنیل محلولی در کوره خلأ و دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت انجام گرفته و سپس نمونه‌ها در آب کوئنچ شدند. عملیات پیرسازی هم‌دمای ۴۸۰ درجه سانتی‌گراد در کوره نمک خنثی انجام شد. سختی‌سنجی به روش راکولسی با نیروی ۱۵۰ kgf انجام گرفت. آزمایش کشش مطابق استاندارد ASTM:A370 روی نمونه‌های تخت و

فولادهای ماراجینگ Fe-Ni-Mn استحکام خود را از تشکیل رسوبات بسیار ریز نانومتری در حین عملیات پیرسازی به دست می‌آورند. این عملیات به رغم افزایش قابل توجه سختی و استحکام آلیاژ، منجر به تغییر رفتار شکست آلیاژ از شکست نرم درون دانه‌ای به شکست ترد مرزدانه‌ای می‌شود که کارایی آلیاژ مورد مطالعه را محدود می‌کند [۵-۳]. در تحقیقات انجام شده جدایش اتم‌های منگنز به مرزدانه‌ها [۶] و تشکیل مناطق عاری از رسوب (PFZ) در مجاورت مرزدانه‌ها [۷] و همچنین رسوب‌گذاری ترکیب بین‌فلزی NiMn [۸] به عنوان دلایل این شکست ناگهانی شناخته شده‌اند. تاکنون تحقیقات متعددی به منظور کاهش تردی مرزدانه‌ای و بهبود خواص مکانیکی فولادهای ماراجینگ منگنزدار انجام گرفته است که از جمله آن‌ها می‌توان به افزودن برخی عناصر آلیاژی همچون مولیبدن [۹]، تیتانیوم [۱۰] و کروم [۱۱] اشاره نمود. هیو و لی [۱۱] نشان دادند که افزودن ۳ درصد وزنی کروم به آلیاژ Fe-9Ni-5Mn-5Mo-1.5Ti منجر به افزایش استحکام و انعطاف‌پذیری آلیاژ پس از پیرسازی می‌شود. نیلی احمدآبادی و همکاران [۱۲] تأثیر مقادیر بیشتر کروم را ارزیابی نموده و استحکام کششی نسبتاً بالا توأم با انعطاف‌پذیری پایین را در پیک سختی آلیاژ محتوی ۴ درصد وزنی کروم گزارش نمودند. رسوب‌گذاری فاز لاهه در امتداد مرزدانه‌ها و شکست ترد آن‌ها در حین بارگذاری منجر به جوانه‌زنی ترک و شکست زودرس این آلیاژها می‌شود. محمودی و همکاران تأثیر ۲، ۴ و ۶ درصد وزنی کروم را بر روی خواص مکانیکی آلیاژ Fe-Ni-Mn بررسی نموده و نشان دادند که مقادیر میانی کروم تأثیر نامطلوب بر خواص کششی آلیاژ داشته و موجب شکست ترد می‌شود و لیکن با افزایش درصد کروم به ۶ درصد تردی آلیاژ کاهش چشم‌گیری از خود نشان می‌دهد [۱۳]. افزودن عناصر آلیاژی

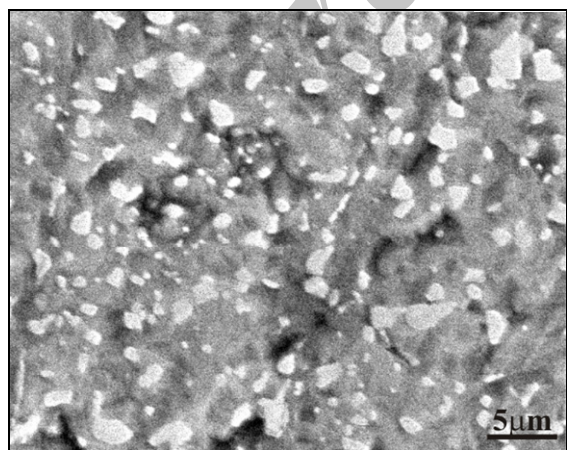


(الف)



(ب)

شکل (۱): ریزساختار نمونه، الف) در شرایط ریختگی و ب) در شرایط نورد سرد و آنیل شده در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱ ساعت.



شکل (۲): تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از نمونه‌ی نورد سرد و آنیل محلولی شده.

تحت سرعت حرکت فک ۱ mm/min انجام گرفت. جهت مطالعات ریزساختاری و سطوح شکست از میکروسکوپ‌های نوری، الکترونی روبشی و پراش اشعه ایکس استفاده شد.

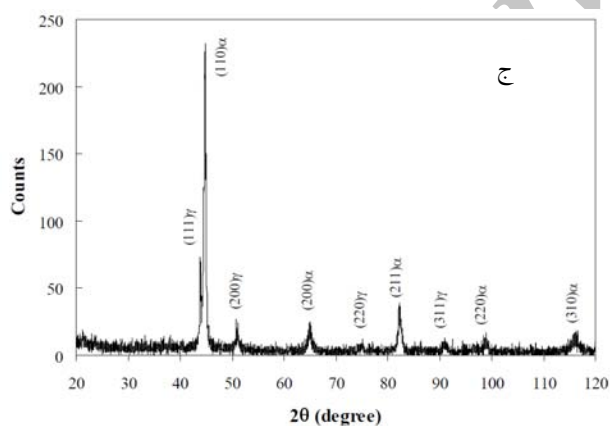
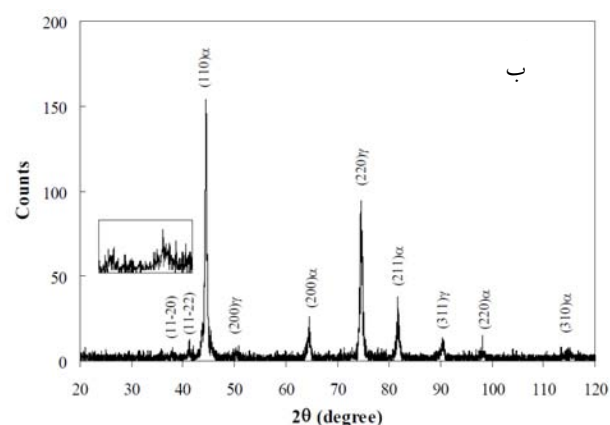
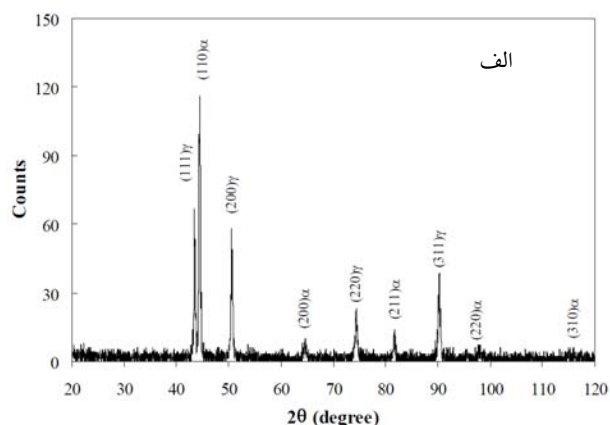
۳- نتایج و بحث

تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه‌ی ریختگی در شکل (۱-الف) نشان داده شده است. در این حالت جدایش‌های بین دندریتی در ریزساختار مشاهده می‌شود به گونه‌ای که دندریت‌ها تیره و نواحی بین دندریتی به رنگ روشن دیده می‌شوند. دندریت‌ها فقیر از عنصر آلیاژی بوده و پس از کوئنچ به مارتزیت تبدیل شده‌اند، لذا به رنگ تیره دیده می‌شوند این در حالی است که نواحی بین دندریتی غنی از عنصر آلیاژی بوده، لذا آستنیت پایدار شده است. همانطور که در شکل (۱-ب) نشان داده شده است، پس از نورد سرد و آنیل در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱ ساعت، ساختاری بسیار ظریف همراه با جزایر سفید رنگ آستنیت باقیمانده در نمونه ایجاد می‌شود.

در شکل (۲) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه پس از نورد سرد و عملیات آنیل محلولی نشان داده شده است. رسوبات ریز و سفید رنگ توزیع شده در زمینه فازهای لایه بوده و آنالیز EDX آن‌ها در شکل (۳) نشان‌دهنده آن است که رسوبات مشاهده شده غنی از عناصر آلیاژی مولیبدن و تیتانیوم هستند.

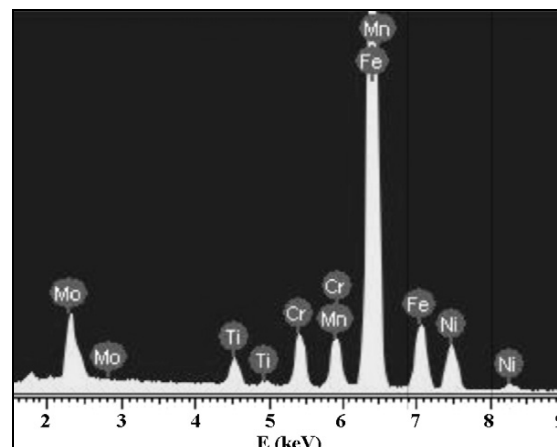
تحقیقات انجام گرفته نشان می‌دهد که این رسوبات اغلب در مرزخانه‌ها تشکیل شده و از تردی بالایی برخوردار هستند [۱۲]. لذا توزیع ظریف‌تر رسوبات فاز ثانوی در زمینه می‌تواند به کاهش اثرات مخرب آن‌ها بر خواص مکانیکی منجر شود.

نتایج پراش پرتو ایکس از نمونه‌های ریختگی، نورد سرد و آنیل شده و ناحیه گلویی شده در تست کشش در شکل (۴) ارائه شده است. همانطور که در شکل (۴-الف) نشان داده شده است در



شکل (۴): الگوی پراش ایکس نمونه در الف) شرایط ریختگی، ب) نورد سرد و آنیل شده در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت و ج) ناحیه گلوبی شده در تست کشش.

مورد مطالعه قابلیت پیرسختی مطلوبی ندارد. این امر ناشی از کسر حجمی قابل توجه آستنیت باقیمانده در ساختار نهایی است. آستنیت در فولادهای ماراجینگ قابلیت پیرسازی نداشته و تنها

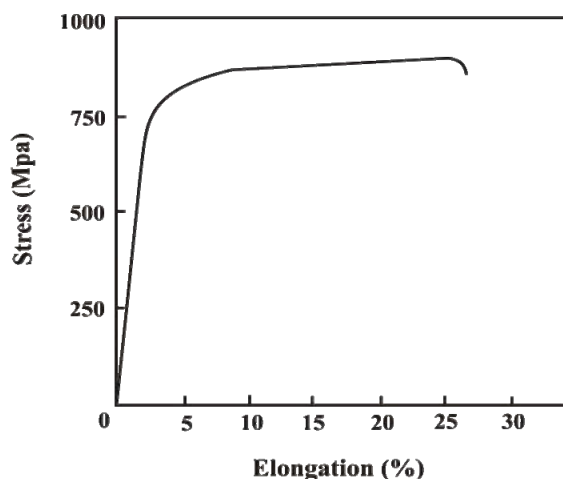


شکل (۳): آنالیز EDX به دست آمده از رسوبات فاز ثانوی.

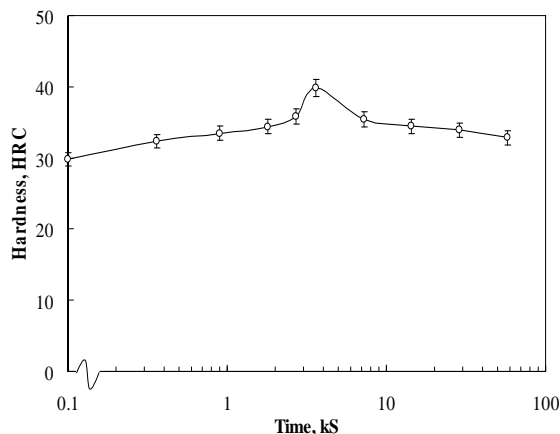
شرایط ریختگی مارتنزیت با شبکه کریستالی مکعب مرکزدار (bcc) و آستنیت با شبکه کریستالی مکعب سطوح مرکزدار (fcc) پایدار هستند. مطابق شکل (۴-ب) پس از نورد سرد و آنیل محلولی، علاوه بر پیک‌های α (مارتنزیت) و γ (آستنیت)، دو پیک جدید در زوایای تقریباً ۳۸ و ۴۱ درجه مشاهده می‌شوند. اگر چه این پیک‌ها از شدت بالایی برخوردار نیستند و لیکن کاملاً از زمینه قابل تفکیک بوده و موقعیت آن‌ها با موقعیت پیک صفحات (۱۱-۲۰) و (۱۱-۲۲) فاز لایه $Fe_2(Mo, Ti)$ با ساختار هگزاگونال یکسان می‌باشد. نتیجه به دست آمده همراه با نتایج آنالیز EDX نشان‌دهنده تشکیل فاز لایه در حین عملیات آنیل محلولی نمونه‌های نورد سرد شده است. مقایسه پروفایل پراش پرتو ایکس به دست آمده از نمونه ریختگی، نورد سرد و آنیل محلولی شده و ناحیه گلوبی شده در تست کشش نشان‌دهنده کاهش شدت پیک‌های آستنیت با افزایش تغییر شکل پلاستیک است. این نشان می‌دهد که در حین کشش آستنیت باقیمانده به مارتنزیت استحاله یافته است.

در شکل (۵) نمودار تغییرات سختی بر حسب زمان پس از آنیل محلولی و پیرسازی در دمای ۴۸۰ درجه سانتی‌گراد نشان داده شده است. با شروع عملیات پیرسازی سختی ابتدا افزایش یافته و پس از رسیدن به یک مقدار بیشینه دوباره کاهش می‌یابد.

مقایسه حداقل و حداکثر سختی آلیاژ نشان می‌دهد که آلیاژ



شکل (۶): نمودار تنش- کرنش نمونه پیرسخت شده در شرایط پیک سختی.



شکل (۵): نمودار تغییرات سختی نمونه نورد سرد و آئیل شده بر حسب زمان پیرسازی در دمای ۴۸۰ درجه سانتی گراد.

فاز لاهه در بیشینه سختی و تأثیر آن بر خواص مکانیکی آلیاژ انجام نشد. نیلی احمدآبادی و همکاران [۱۲] رسوبات فاز لاهه در آلیاژ محتوی ۴ درصد وزنی کروم را عامل انعطاف‌پذیری پایین آلیاژ به رغم استحکام کششی نسبتاً بالای آن دانسته‌اند. تشکیل رسوبات فاز لاهه در حین پیرسازی در کنار رسوبات نانومتری Ni_3Ti ایجاد شده باعث افزایش استحکام آلیاژ می‌شوند. با این وجود این رسوبات ماهیتی ترد داشته و تحت کشش و یا تغییر شکل پلاستیک شکسته می‌شوند. لذا جوانه‌زنی و اشاعه‌ی ترک را تسریع نموده و باعث افت انعطاف‌پذیری آلیاژ می‌شوند. افزودن کروم تشکیل رسوبات فاز لاهه را ترغیب می‌نماید [۱۱]، لذا به نظر می‌رسد با افزودن مقادیر بیشتر کروم تا ۶ درصد وزنی کسر رسوبات تشکیل شده افزایش یابد. انجام عملیات نورد سرد باعث افزایش مکان‌های جوانه‌زنی همچون نابجایی‌ها می‌شود، این امر سبب تشکیل رسوبات فاز لاهه در فولادهای ماراجینگ Fe-Ni-Mn-Mo-Ti-Cr قبل از مرحله‌ی پیرسازی می‌شود. به علت تعدد مکان‌های مرجح رسوب‌گذاری توزیع ظریف و یکنواخت فازهای لاهه در زمینه ایجاد شده است که ضمن افزایش استحکام آلیاژ در حالت آئیل محلولی اثرات نامطبوع رسوبات درشت مرزدانه‌ای را رفع خواهد کرد. افزودن ۶ درصد وزنی کروم با کاهش دمای شروع تشکیل مارتنزیت

فاز مارتنزیت قابلیت پیرسختی دارد. با افزایش کسر آستنیت باقیمانده حجمی از ماده که قابلیت پیرسازی دارد، کاهش یافته و اختلاف بین حداقل و حداکثر سختی پس از عملیات پیرسازی کاهش می‌یابد [۱۵].

در شکل (۶) منحنی تنش- کرنش نمونه پیرسخت شده در بیشینه سختی نشان داده شده است. استحکام نهایی آلیاژ مورد مطالعه ۹۰۰ MPa و درصد تغییر طول نسبی آن در حدود ۳۰ درصد است که نشانگر تغییر طول نسبی بالا قبل از گلوبی شدن همراه با استحکام متوسط در این آلیاژ است.

هیو و لی [۱۱] در بررسی سیستم آلیاژی Fe-Ni-Mn-Mo-Ti نشان دادند که با افزودن کروم به ترکیب آلیاژ یک ناحیه انتقال نرم- ترد- نرم در طول پیرسازی در زیر دمای ۵۱۰ درجه سانتی‌گراد به وجود می‌آید. زمان شروع و پایان تردی بستگی به ترکیب آلیاژ و دمای پیرسازی دارد. به عنوان نمونه آلیاژ حاوی ۳ درصد وزنی کروم در بیشینه سختی (دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲ ساعت) شکست تردی از خود نشان می‌دهد. این در حالی است که شواهد موجود از عدم وجود رسوبات فاز لاهه در ریزساختار آلیاژ فوق‌الذکر در این دما حکایت داشته و با افزایش دما و زمان‌های طولانی‌تر (۵۳۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۹۰ ساعت) به تدریج فاز لاهه در زمینه ایجاد می‌شود. با این وجود بررسی جامعی از ریزساختار آلیاژ و حضور

- [3] M. Tanaka, T. Suzuki and M. Yodogawa, "On the Age Hardening of Fe-Ni-Mn Martensitic Alloys", Bull. Tokyo Inst. Tech., No. 82, pp. 79-90, 1967.
- [4] D. R. Squires and E. A. Wilson, "Aging and Brittleness in an Fe-Ni-Mn Alloy", Metall. Trans, Vol. 3, pp. 575-581, 1972.
- [5] L. T. Shiang and C. M. Wayman, "Maraging Behavior in Fe-19.5Ni-5Mn Alloy I: Precipitation Characteristics", Metallography, Vol. 21, pp. 399-423, 1988.
- [6] N. H. Heo, "Ductile-Brittle-Ductile Transition and Grain Boundary Segregation of Mn and Ni in an Fe-12Ni-6Mn Alloy", Scripta Mater, Vol. 34, pp. 1517-1522, 1996.
- [7] S. Hossein Nedjad, M. Nili Ahmadabadi and T. Furuha, "Correlation Between the Intergranular Brittleness and Precipitation Reaction During Isothermal Aging of an Fe-Ni-Mn Maraging Steel", Materials Science and Engineering A490, pp. 105-112, 2008.
- [8] H. C. Lee, S. H. Mun and D. Mckenzie, "Electron Microscopy Study on the Grain Boundary Precipitation During Aging of Fe-10Ni-5Mn Steel", Metall. Trans. A, Vol. 34A, pp. 2421-2428, 2003.
- [9] N. H. Heo, "Effect of Nonequilibrium Grain Boundary Segregation of Alloying Elements on Mechanical Properties in Fe-5Mn-9Ni-5Mo Alloy", Mater. Trans. JIM., Vol. 37, pp. 56-62, 1996.
- [10] S. J. Kim and C. M. Wayman, "Strengthening Behaviour and Embrittlement Phenomena in Fe-Ni-Mn-Ti Maraging Alloys", Materials Science and Engineering A207, pp. 22-29, 1996.
- [11] N. H. Heo and H. C. Lee, "Role of Chromium on Mechanical Properties of Fe-Ni-Mn-Mo-Ti Maraging Steels", Metals and Materials, Vol. 1, pp. 77-83, 1995.
- [12] M. Nili Ahmadabadi, S. Hossein Nedjad, M. Sadeghi and H. Shirazi, "Proceedings of the First International Conference on Super High Strength Steel", Associazione Italiana de Metallurgia, Rome, Italy, 2005.
- [13] A. Mahmoudi, M. Sc. Thesis, Sahand University of Technology, 2009.
- [14] M. Ahmed, I. Nasim, H. Ayub, F. H. Hashami and A. Q. Khan, "Mechanical Stability and Magnetic Properties of Austenite", J. Mater. Sci., Vol. 30, pp. 6257-6266, 1995.
- [15] Y. Katz, H. Mathias and Navdiv, "The Mechanical Stability of Austenite in Maraging Steels", Metall. Trans. 14A, pp. 801-808, 1983.

منجر به پایداری آستنیت در ساختار شده است [۱۴]. در آلیاژ مورد مطالعه وجود مقادیر قابل توجه آستنیت باقیمانده و حلالیت کروم در آن، تشکیل فاز لاهه را تحت الشعاع قرار می‌دهد. کاهش کسر حجمی و اندازه ذرات فاز لاهه در زمینه تا حد قابل توجهی اثرات سوء حضور آن‌ها را کاهش می‌دهد. همچنین آستنیت باقیمانده در ساختار از نظر مکانیکی ناپایدار بوده و حین بارگذاری کششی به مارتنزیت استحاله می‌یابد که به نوبه‌ی خود به افزایش تغییر طول نسبی کمک می‌کند [۱۵]. درصد ازدیاد طول نسبی قابل توجه و نرخ کارسختی بالای مشاهده شده در آلیاژ مورد مطالعه را می‌توان ناشی از استحاله‌ی آستنیت به مارتنزیت دانست. جهت مطالعات بیشتر ریزساختاری این رسوبات نیاز به مطالعه با میکروسکوپ الکترونی عبوری می‌باشد که در این مطالعه به این حد اکتفا شده است.

۴- نتیجه‌گیری

- ۱- عملیات نورد سرد سبب تشکیل رسوبات میکرونی فاز لاهه در ساختار قبل از مرحله‌ی پیرسازی، در حالت آنیل محلولی می‌گردد.
- ۲- ریزساختار آلیاژ در شرایط آنیل محلولی حاوی کسر حجمی بالایی از آستنیت باقیمانده می‌باشد.
- ۳- آستنیت باقیمانده از نظر مکانیکی ناپایدار بوده و حین بارگذاری کششی به مارتنزیت استحاله می‌یابد که به نوبه‌ی خود به افزایش تغییر طول نسبی کمک می‌کند.
- ۴- استحکام کششی فولاد مورد مطالعه در شرایط پیک پیرسختی در حدود ۹۰۰ Mpa و درصد ازدیاد طول نسبی آن در حدود ۲۵ درصد می‌باشد.

۵- مراجع

- [1] A. M. Hall and C. J. Slunder, "The Metallurgy, Behavior and Application of the 18-Percent Nickel Maraging Steels, Report No. SP-5051, NASA, Washington D. C., 1968.
- [2] R. F. Decker and S. Floreen, "Maraging Steels: The First 30 Years", In Proc. Of the Conf. On Maraging Steels, Recent Developments and Applications, TMS/AIME, PA, pp. 1-30, 1988.