

Evaluation of the effect of low temperature isothermal heat treatment on mechanical properties and fracture toughness of AISI 4340 ultra high strength steels sheet

*Soroush Bakhshi¹, Alireza Mirak²

1- PhD student of material and metallurgy engineering, Malek ashtar university of technology, Faculty of material & manufacturing technologies, Tehran, Iran.

2- Assistant professor, Malek ashtar university of technology, Faculty of material & manufacturing technologies, Tehran, Iran.

Citation: Bakhshi S, Mirak A. Evaluation of the effect of low temperature isothermal heat treatment on mechanical properties and fracture toughness of AISI 4340 ultra high strength steels sheet. Metallurgical Engineering 2020; 22(4): 307-316 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2020.116053.1265>

doi : <http://dx.doi.org/10.22076/me.2020.116053.1265>

ABSTRACT

Nowadays, the use of ultra high strength steels has been used extensively in the country's sensitive and strategic industries such as defense, nuclear, aerospace and automotive industries due to its high special strength (strength to weight ratio). Among the ultra high strength steels, the use of ultra high medium carbon low alloy steels in sensitive structures such as pressure vessels, solid fuel rocket motor shell, some component of pumps, landing gear, gears and fittings are expanding because of their advantages such as weldability and proper formability, relatively low production costs and easy accessibility. The most important limitations of these steels are elongation, impact energy and low fracture toughness in yield strength higher than 1300MPa. Lower bainite/martensite two phase microstructures have the ability to simultaneously combine strength and high elongation in these steels. Therefore, in the present study, the microstructural evolution of low temperature austempering heat treatment on tensile mechanical properties and impact energy of AISI 4340 steel sheet has been investigated. After evaluation and analysis parameters such as microstructural evolutions, tensile mechanical properties and impact energy of heat treated samples, the sample with 30 minutes transformation time, due to the mixed structure of martensite and lower bainite and having the yield strength, ultimate tensile strength, elongation, impact energy and calculated fracture toughness, 1380MPa, 1490MPa, 12.5%, 52J and 118MPa√m respectively, was selected as the optimum sample in terms of mechanical properties and fracture toughness.

Keywords: Ultra high strength steel, austempering, tensile mechanical properties, AISI 4340, microstructural evolution.

Received: 20 October 2019 | Accepted: 12 April 2020

■.....■
* **Corresponding Author:**

Soroush Bakhshi, PhD student

Address: Malek ashtar university of technology, Faculty of material & manufacturing technologies, Tehran, Iran.

Tel: +98 (9166660488)

E-mail: s_bakhshi2012@mut.ac.ir

بررسی اثر عملیات حرارتی همدمای دما پایین بر خواص مکانیکی و چقرمگی شکست ورق فولاد فوق مستحکم AISI 4340

*سروش بخشی^۱، علیرضا میرک^۲

۱- دانشجوی دکتری مهندسی مواد و متالورژی، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.
۲- استادیار، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

چکیده

امروزه استفاده از فولادهای فوق مستحکم به دلیل استحکام ویژه‌ی بالا (نسبت استحکام به وزن) در صنایع حساس و استراتژیک کشور مانند خودروسازی کاربرد فراوانی پیدا کرده است. از میان فولادهای فوق مستحکم، کاربرد فولادهای فوق مستحکم کم آلیاژ کربن متوسط، به دلیل دارا بودن مزایایی مانند جوش پذیری مناسب، هزینه تولید نسبتاً کم و قابلیت دسترسی آسان، در حال گسترش می‌باشد. مهمترین محدودیت کاربردی این فولادها، درصد ازدیاد طول، انرژی ضربه و چقرمگی شکست پایین در مقادیر استحکام تسلیم بالاتر از 1300 MPa است. ریزساختارهای دو فازی بینیت پایینی/مارتنزیت، قابلیت ترکیب همزمان استحکام و درصد ازدیاد طول بالا را در این فولادها دارند. در تحقیق حاضر، تحولات ریزساختاری ناشی از عملیات حرارتی همدمای دما پایین ورق با ضخامت ۴ میلی متر بر خواص مکانیکی کششی و انرژی ضربه‌ی ورق فولاد پر کاربرد AISI 4340 بررسی شده است. عملیات حرارتی همدمای دما پایین در دمای ۳۴۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان‌های مختلف برای حصول ریزساختارهای دوفازی بینیت پایینی/مارتنزیت انجام شد. پس از ارزیابی تحولات ریزساختاری، خواص مکانیکی کششی و انرژی ضربه‌ی نمونه‌های عملیات حرارتی شده و تحلیل داده‌های بدست آمده، نمونه‌ی با زمان دگرگونی ۳۰ دقیقه، به دلیل برخورداری از ساختار مخلوط مارتنزیت و بینیت با توزیع یکنواخت کاربیدها و مقادیر استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی، درصد ازدیاد طول، انرژی ضربه و چقرمگی شکست محاسبه شده به ترتیب ۱۳۸۰ MPa، ۱۴۹۰ MPa، ۱۲/۵ درصد، ۵۲ J و ۱۱۸ MPa√m به عنوان نمونه‌ی بهینه از نظر خواص مکانیکی کششی و چقرمگی شکست انتخاب گردید.

واژه‌های کلیدی: فولاد فوق مستحکم، خواص مکانیکی کششی، چقرمگی شکست، AISI 4340، تحولات ریزساختاری.

دریافت: ۱۳۹۸/۷/۲۸ | پذیرش: ۱۳۹۹/۱/۲۴

۱. مقدمه

تولید است [۱]. این فولادها در شرایط استحکام‌های تسلیم بالای 1300Mpa در دمای محیط، به دلیل انعطاف‌پذیری و انرژی ضربه‌ی کم، همواره با محدودیت کاربردی از دیرباز تا کنون مواجه بوده‌اند [۲، ۳]. بدیهی است سازه‌های استراتژیک ساخته شده از فولادهای کم آلیاژ کربن متوسط نظیر مخازن تحت فشار در شرایط کاربردی تحت بارهای استاتیکی و دینامیکی اعمال شده به دلیل چقرمگی شکست پایین در دمای محیط، دچار شکست‌های ناگهانی می‌شوند که عملکرد سازه را دچار اختلال می‌نماید. محققان با استفاده از فرآیندهای عملیات حرارتی و تولید ریزساختارهای چند فازی سعی در بهبود همزمان استحکام و انعطاف‌پذیری این فولادها داشته‌اند [۲، ۴، ۵]. اگرچه ریزساختارهای مارتنزیتی دارای

استفاده از فولادهای فوق‌مستحکم (UHSS)^۱ پر کاربرد در سازه‌های فولادی به دلیل افزایش نسبت استحکام به وزن در حال گسترش بوده و همواره از اولویتهای تحقیقات کاربردی صنایع بزرگ و ملی کشورها از جمله صنایع خودروسازی بوده است. خانواده‌ی فولادهای فوق مستحکم بسیار گسترده بوده که در این میان، فولادهای فوق مستحکم کم آلیاژ کربن متوسط به دلیل جوش‌پذیری مناسب، هزینه‌ی تولید نسبتاً کم و قابلیت دسترسی آسان از اهمیت و کاربرد بیشتری نسبت به سایر فولادهای فوق مستحکم برخوردارند. از دیگر مزایای فولادهای کم آلیاژ، هزینه‌ی نسبتاً کم تولید و تکنولوژی آسان

1. Ultra High Strength Steel

* نویسنده مسئول:

مهندس سروش بخشی

نشانی: تهران، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت.

تلفن: (۹۱۶۶۶۶۰۴۸۸) +۹۸

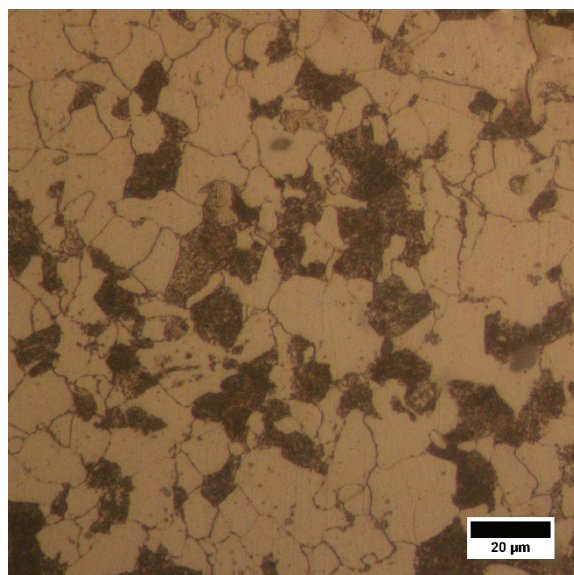
پست الکترونیکی: s_bakhshi2012@mut.ac.ir

است. هدف از انجام تحقیق حاضر، بررسی اثر زمان عملیات حرارتی همدمای دما پایین بر خواص مکانیکی کششی و انرژی ضربه ورق فولاد کم آلیاژ کربن متوسط AISI 4340 است.

۲. مواد و روش تحقیق

فولاد مورد استفاده در این پژوهش، فولاد AISI 4340 می‌باشد که ترکیب شیمیایی این فولاد با استفاده از دستگاه اسپکتروسکوپی نشری به صورت زیر بدست آمد: C ۰/۳۸٪، Si ۰/۳۲٪، Mn ۰/۶۸٪، Ni ۱/۸۰۵٪، Cr ۰/۹۸٪، Mo ۰/۳۱٪، P ۰/۰۱۱٪ و S ۰/۱۱۸٪. با استفاده از روابط ذکر شده در جدول ۱، دماهای شروع دگرگونی مارتنزیت و دماهای تعادلی AC1 و AC3 به ترتیب 322°C ، 710°C و 792°C بدست آمد. ابتدا نمونه‌هایی با ابعاد 20^*12 میلی‌متر از ورق اولیه با ضخامت ۴ میلی‌متر برش داده شد. تمام صفحات برش داده شده تحت عملیات حرارتی آنیل کامل (آستنیت در دمای 900°C به مدت ۴۰ دقیقه و سپس سرد کردن در کوره با آهنگ $1^{\circ}\text{C}/\text{min}$) قرار گرفتند. سپس عملیات حرارتی آستمپر به شرح زیر بر روی صفحات فولادی اعمال شد: آستنیت کردن در دمای 900°C به مدت ۴۰ دقیقه، کوئنچ در حمام نمک با دمای 340°C به مدت زمان‌های ۰/۵، ۱، ۱/۵، ۲، ۴، ۶، ۱۲، ۱۸ و ۳۰ دقیقه، کوئنچ در روغن. حمام نمک مورد استفاده دارای ترکیب نسبت مساوی نیترات سدیم-نیترات پتاسیم با دمای ذوب 220°C و دمای کاری $500-240^{\circ}\text{C}$ می‌باشد. به منظور بررسی ریزساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده، پس از فرایند سمباده زنی، عملیات صیقل کاری با استفاده از نمد مخصوص فولادها و پودر آلومینای ۱ و ۰/۰۵ میکرومتر صورت گرفت. حکاکی نمونه‌های آماده شده با استفاده از محلول نایتال ۲٪ به مدت ۴ ثانیه و حکاکی رنگی ریزساختارهای مخلوط بینیت پایینی/مارتنزیت در محلول سدیم متابی سولفیت ده درصد (۱۰ گرم سدیم متابی سولفیت در ۱۰۰ میلی‌لیتر آب مقطر) انجام شد. به منظور بررسی ریزساختاری از نمونه‌های عملیات حرارتی شده، از میکروسکوپ نوری مجهز به دوربین عکسبرداری استفاده شد. به منظور بررسی دقیق‌تر مشخصات ریزساختاری نمونه‌های عملیات حرارتی شده از میکروسکوپ الکترونی روبشی از نوع ZEISS EVO18-30KV استفاده شد. آزمایش کشش به وسیله‌ی دستگاه سروهیدرولیک Hounsfield با ظرفیت ۵ تن با سرعت $1\text{ mm}/\text{min}$ ($\epsilon^{\circ}=6/6*10^{-4}$) در دمای اتاق انجام شد. از هر نمونه‌ی عملیات حرارتی شده، سه نمونه کشش با ابعاد کوچک، مطابق استاندارد ASTM E8M به وسیله‌ی وایرکات تهیه گردید. برای تهیه نمونه‌های ضربه از صفحات عملیات حرارتی شده، ابتدا به وسیله‌ی سنگ مغناطیسی به ضخامت ۲/۵ میلی‌متر رسانده شد. سپس

استحکام بالاتر، هزینه‌ی تولید کمتر و سرعت تولید بیشتر در فولادهای کم آلیاژ می‌باشند، اما خواص مکانیکی به طور همزمان نمی‌تواند از طریق ایجاد این ریزساختارها بهبود یابد. لذا روش‌های عملیات حرارتی کوئنچ منقطع مورد مطالعه قرار گرفته است. از طرفی در روش‌های عملیات حرارتی کوئنچ منقطع بر خلاف روش‌های کوئنچ و بازپخت معمولی، شوک حرارتی ناشی از کوئنچ و در نتیجه احتمال ترک و اعوجاج ابعادی قطعات پیچیده به حداقل می‌رسد [۶، ۷]. در عملیات حرارتی کوئنچ منقطع یا آستمپر، سطح و مرکز نمونه در مرحله‌ی اول سریع سرد شدن (قبل از Ms) با آهنگ‌های متفاوت سرد می‌شوند. اما از آنجایی که قبل از شروع دگرگونی آستنیت به بینیت دماهای نقاط مختلف قطعه یکسان خواهند شد، دگرگونی در نقاط مختلف تقریباً همزمان انجام شده و بنابراین تنش‌های داخلی به حداقل مقدار ممکن کاهش می‌یابند. ریزساختارهای حاصل از روش‌های کوئنچ منقطع، معمولاً مخلوطی از دو یا چند فاز است که خواص مکانیکی ریزساختار به نوع، توزیع و مقدار این فازها بستگی دارد [۸، ۹]. تعدادی از محققین گزارش کرده‌اند که ریزساختار مخلوط بینیت پایینی و مارتنزیت در فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا مانند AISI 4130، AISI 4140 و AISI 4340، نسبت به ریزساختار مارتنزیتی، خواص مکانیکی بهتری را نشان می‌دهد [۱۰-۱۲]. اما ریزساختار مخلوط بینیت بالایی/مارتنزیت، در فولادهای فوق مستحکم کم آلیاژ کربن متوسط نسبت به ریزساختار مارتنزیتی و مخلوط بینیت پایینی-مارتنزیت، باعث کاهش خواص مکانیکی می‌شود [۱۳-۱۵]. در تحقیقی دیگر [۱۶] نشان داده شده است که در فولاد AISI 4330V، ریزساختار مخلوط شامل بینیت بالایی-مارتنزیت، نسبت به ریزساختار مارتنزیتی و مخلوط بینیت پایینی-مارتنزیت، خواص مکانیکی بهتری نشان می‌دهد و حتی ریزساختار مخلوط بینیت پایینی-مارتنزیت در این فولاد نسبت به ریزساختار مارتنزیت بازپخت شده، استحکام و چقرمگی کمتری دارد. بررسی اثر ریزساختار سه فازی فریت-بینیت-مارتنزیت بر چقرمگی شکست فولاد کم آلیاژ AISI 4140 [۱۷، ۱۸]، نشان داد که ریزساختار سه فازی نسبت به ریزساختار مارتنزیت برگشت داده شده، خواص مکانیکی پایین‌تری دارد. مقایسه خواص مکانیکی ریزساختار بینیت پایینی با مارتنزیت بازپخت شده در فولاد AISI 4340 [۱۹]، نشان داده است که در استحکام تسلیم یکسان، سختی، استحکام کششی، انرژی ضربه و درصد ازدیاد طول نسبی بینیت پایینی بیشتر از مارتنزیت بازپخت شده است. اما بر اساس تحقیق [۲۰]، در سختی یکسان، استحکام کششی، انرژی ضربه و درصد ازدیاد طول بینیت پایینی در فولاد JIS SK5 بیشتر از مارتنزیت بازپخت شده است اما به دلیل بزرگتر بودن تیغه‌های بینیت پایینی نسبت به تیغه‌های مارتنزیتی، استحکام تسلیم بینیت پایینی کمتر از مارتنزیت بازپخت شده



شکل ۱. تصویر میکروسکوپ نوری ریزساختار اولیه نمونه‌های عملیات حرارتی شده (آنیل کامل).

۲ (ب) تا (ه)) با افزایش زمان نگه داری در دمای آستمپر، ریزساختار دو فازی بینیت پایینی و مارتنزیت مشاهده می‌شود. در این تصاویر بینیت پایینی به رنگ قهوه‌ای تیره و مارتنزیت به رنگ قهوه‌ای روشن نمایان شده است. از جمله مشخصه‌های بینیت پایینی در زمان‌های کوتاه آستمپر، ظاهر سوزنی شکل آن است. در حقیقت مورفولوژی سوزنی شکل بینیت شباهت زیادی به صفحات مارتنزیتی در فولادهای پر کربن دارند. با افزایش زمان آستمپر، کسر حجمی بینیت پایینی افزایش یافته، به طوری که از زمان آستمپر ۴ دقیقه به بعد، تفکیک دو فاز بینیت پایینی و مارتنزیت از یکدیگر تقریباً غیر ممکن است.

در نمونه‌های آستمپر شده به مدت زمان‌های ۱، ۱/۵، ۲ و ۴ دقیقه که فازهای بینیت پایینی و مارتنزیت تفکیک‌پذیری نسبتاً خوبی از یکدیگر دارند، نتایج حکاکی رنگی ریزساختارهای مخلوط بینیت پایینی/مارتنزیت در شکل ۳ نشان داده شده است. در این تصاویر تیغه‌های بینیت پایینی به رنگ آبی و فاز مارتنزیت به رنگ قهوه‌ای مشاهده می‌شود. هدف از حکاکی رنگی نمونه‌ها، تعیین دقیق‌تر کسر حجمی بینیت پایینی و بررسی وجود یا عدم وجود فازهای دیگر علاوه بر فازهای بینیت پایینی و مارتنزیت در ریزساختار مخلوط است. در مراجع [۲۳، ۲۴] عنوان شده است که چنانچه آستنیت باقیمانده یا فریت نیز در ریزساختار مخلوط وجود داشته باشد، پس از حکاکی رنگی، به رنگ سفید مشاهده می‌شود کسر حجمی فازهای بینیت پایینی و مارتنزیت با استفاده از نرم‌افزار کلمکس تعیین شد. کسر حجمی بینیت پایینی در نمونه‌های آستمپر شده به مدت زمان‌های ۱، ۱/۵، ۲ و ۴ دقیقه به ترتیب ۱۰، ۱۵، ۴۰ و ۶۰

با استفاده از وایرکات نمونه‌های ضربه‌ی شارپی مطابق با استاندارد ASTM E۲۳ در ابعاد کوچک، از صفحات عملیات حرارتی شده تهیه شد. آزمایش ضربه به وسیله‌ی دستگاه ضربه Otto Wolpert-Werke GmbH با توان ۱۵۰ ژول انجام شد. برای هر شرایط عملیات حرارتی سه نمونه تهیه شد و متوسط نتایج آن به عنوان انرژی ضربه‌ی شارپی بیان شد. سختی‌سنجی نمونه‌ها به روش میکروسختی ویکرز و در بار ۱۰۰ گرم اندازه‌گیری شد.

جدول ۱. روابط استفاده شده برای محاسبه دمای شروع تشکیل مارتنزیت و دماهای تعادلی AC1 و AC3 [۲۱]

$M_s(^{\circ}F) = 930 - 570C - 60Mn - 50Cr - 30Ni - 20Si - 20Mo - 20W$
$AC_1 = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 29.0As + 6.38W$
$AC_3 = 910 - 2.3VC - 15.2Ni + 44.7Si + 10.4V + 31.5Mo + 13.1W$

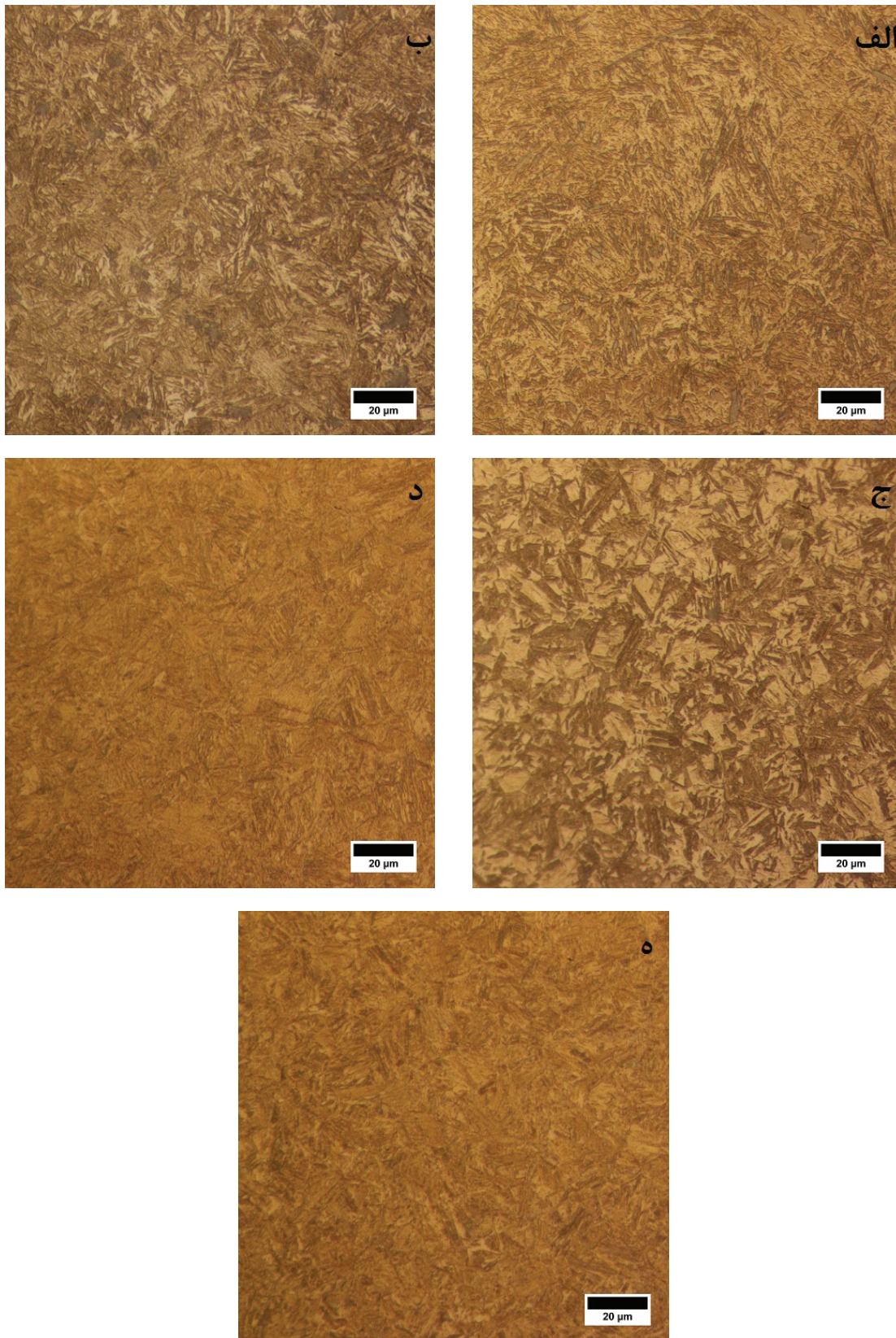
۳. نتایج و بحث

در این بخش ابتدا به مشخصات ریزساختاری نمونه‌های عملیات حرارتی شده با استفاده از تصاویر میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) پرداخته شده و در ادامه خواص مکانیکی آنها با استفاده از آزمایش کشش، ضربه و سختی‌سنجی مورد بررسی قرار خواهد گرفت.

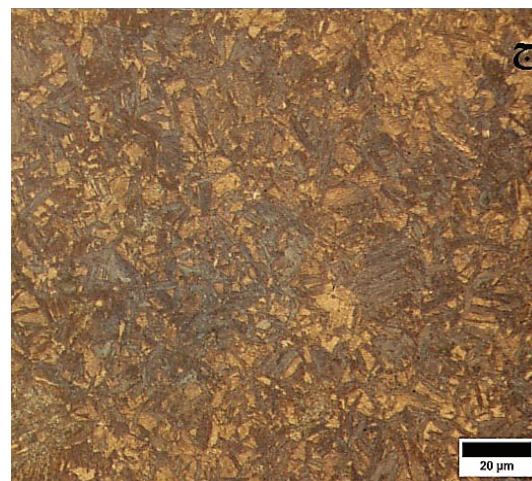
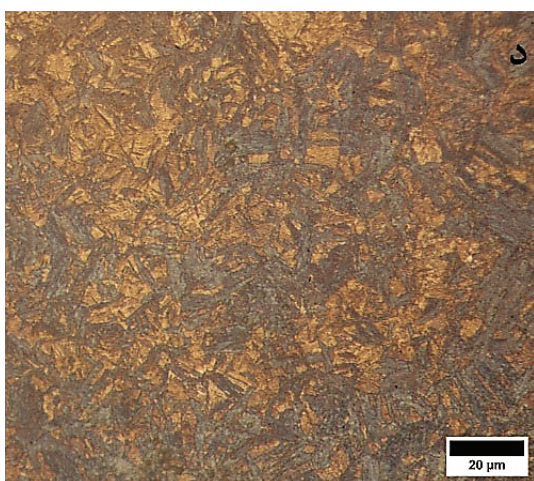
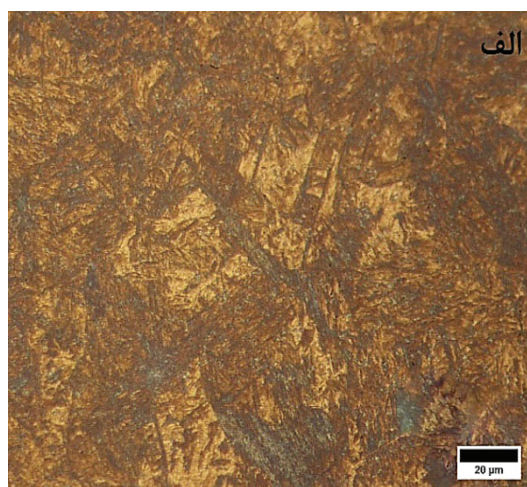
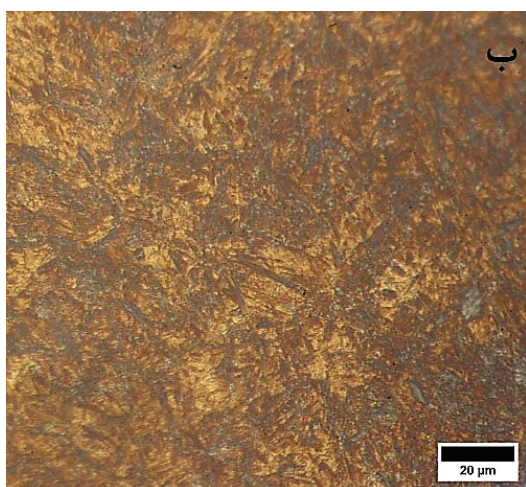
بررسی مشخصات ریزساختاری

ریزساختار اولیه‌ی نمونه‌های عملیات حرارتی شده، در شرایط آنیل کامل از دو فاز فریت پرویوتکتوئید و کولنی‌های پرلیت تشکیل شده است که تصویر میکروسکوپ نوری آن در شکل ۱ آورده شده است. فریت پرویوتکتوئید به رنگ روشن و پرلیت به رنگ تیره است. کسر حجمی فازهای فریت پرویوتکتوئید و پرلیت با استفاده از نرم‌افزار Image J به ترتیب حدود ۶۵٪ و ۳۵٪ بدست آمد. برای محاسبه متوسط اندازه دانه‌ی فریت پرویوتکتوئید و پرلیت از روش متقاطع خطی (روش هین) استفاده شد. متوسط اندازه‌ی دانه‌ی فریت پرویوتکتوئید و پرلیت به ترتیب حدود ۱۹ μm و ۱۴ μm بدست آمد.

تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های آستمپر شده به مدت زمان‌های مختلف در شکل ۲ نشان داده شده است. در شکل (۲-الف) که ریزساختار نمونه‌ی ۰/۵ دقیقه آستمپر شده را نشان می‌دهد، تیغه‌های فاز مارتنزیت مشابه با نمونه‌های کوئنچ و بازپخت شده تشکیل شده است. به نظر می‌رسد که در این زمان کوتاه، دگرگونی بینیتی هنوز شروع نشده است. به طوری که ریزساختار غالب را فاز مارتنزیت تشکیل می‌دهد. نتایج میکروسختی نیز که در ادامه ارائه می‌گردد، این مطلب را اثبات می‌نماید. نتایج تحقیق حاضر نشان می‌دهد حداقل زمان لازم برای شروع دگرگونی بینیتی در فولاد AISI 4340 در دمای دگرگونی ۳۴۰ °C حدود یک دقیقه است. در شکل‌های

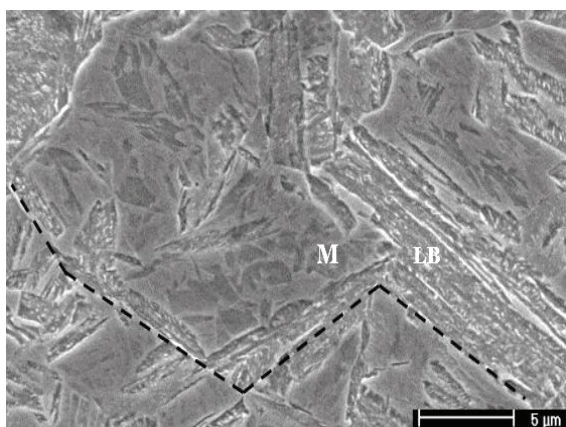


شکل ۲. تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های آستمپر شده به مدت زمان‌های (الف): ۰/۵ دقیقه (ب): ۱/۵ دقیقه (ج): ۲ دقیقه (د): ۱۸ دقیقه و (ه): ۳۰ دقیقه.



شکل ۳. تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختارهای نمونه‌های حکاکی رنگی شده به مدت زمان‌های (الف): ۱ دقیقه (ب): ۱/۵ دقیقه (ج): ۲ دقیقه و (د): ۴ دقیقه.

فاز بینیت پایینی ۴۷۰ ویکرز است. مقادیر بدست آمده از نتایج سختی‌سنجی وجود دو فاز مارتنزیت و بینیت پایینی را در نمونه تایید می‌نماید.

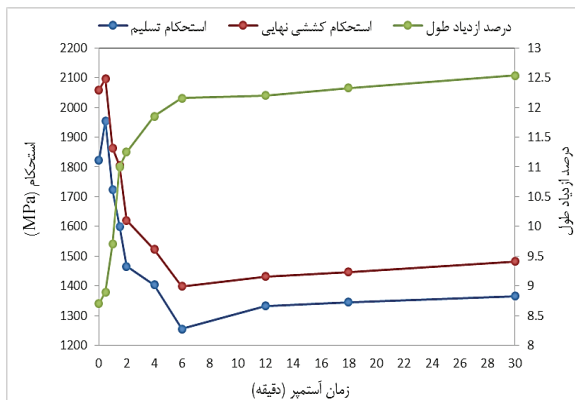


شکل ۴. تصویر SEM نمونه‌ی آستمپر شده به مدت دو دقیقه، (M): مارتنزیت، (LB): بینیت پایینی،

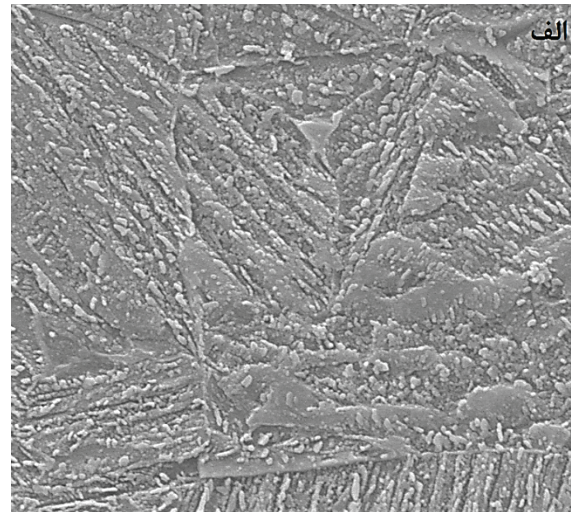
درصد بدست آمد. برای سایر نمونه‌های آستمپر شده به دلیل تداخل فازی امکان تعیین کسر حجمی بینیت پایینی به روش حکاکی رنگی امکان‌پذیر نبود.

شکل ۴ تصویر SEM از ریزساختار مخلوط بینیت پایینی-مارتنزیت در نمونه‌ی ۲ دقیقه آستمپر شده را نشان می‌دهد. مرز دانه‌ی آستنیت اولیه با خط چین روی شکل ۴ نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود، تیغه‌های بینیت پایینی از مرز دانه‌های آستنیت اولیه جوانه می‌زند و به صورت سوزنی شکل در داخل دانه‌ها یا در طول مرز دانه‌ها رشد می‌کنند. بینیت پایینی با مورفولوژی سوزنی تشکیل شده موجب قسمت بندی دانه‌های آستنیت اولیه می‌شود. تقسیم شدن دانه‌های آستنیت اولیه به وسیله‌ی تیغه‌های بینیت پایینی باعث کاهش اندازه‌ی بسته‌های مارتنزیت می‌شود. سختی فازهای بینیت پایینی و مارتنزیت که به ترتیب با نمادهای LB و M مشخص شده است، به روش میکروسختی‌سنجی اندازه‌گیری شده است. در نمونه‌ی ۲ دقیقه آستمپر شده سختی فاز مارتنزیت ۵۷۰ ویکرز و سختی

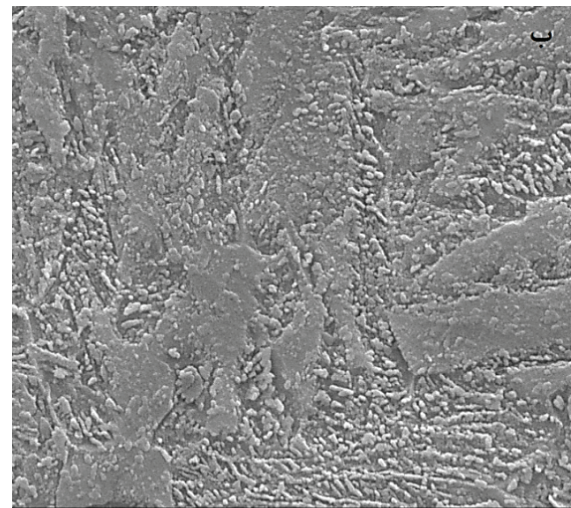
تصاویر SEM از ریزساختارهای مخلوط بینیت پایینی-مارتنزیت در نمونه‌های با زمان‌های مختلف آستمپر در شکل ۵ نشان داده شده است. در این تصاویر کاربردهای ریز داخل صفحات فریت به وضوح رویت می‌گردد. اولین مرحله‌ی تشکیل بینیت پایینی عبارت از به وجود آمدن صفحات فریت از آستنیت است. ابتدا صفحات فریت از آستنیت به وجود می‌آید. از آنجایی که نفوذ کربن در دمای دگرگونی بینیت پایینی (۳۴۰ °C) بسیار کم است [۲۵]، صفحات فریت مشاهده شده نازک هستند. با رشد فریت کربن در سطح وسیعی از فصل مشترک‌های تیغه‌های فریت و آستنیت جمع شده و پس از اینکه به حالت فوق اشباع رسید، کاربرد تشکیل می‌شود. در تصاویر شکل ۵ ملاحظه می‌شود که فاز کاربرد در داخل صفحات فریت تشکیل شده است و با راستای محور طولی زاویه‌ای حدود ۵۵° دارند که طبق مرجع [۲۱] این جهت‌گیری کاربردها از مشخصه‌های بینیت پایینی است. خواص مکانیکی کششی نمونه‌های آستمپر شده به مدت زمان‌های ۰/۵ تا ۳۰ دقیقه در شکل ۶ نشان داده شده است. در شکل ۶ خواص مکانیکی کششی روی محور عمودی، مربوط به نمونه کوئنچ مستقیم شده است. با توجه به اینکه ریزساختار نمونه‌ی ۰/۵ دقیقه آستمپر شده، مارتنزیتی بوده و زمان لازم برای تشکیل بینیت پایینی وجود نداشته است، خواص مکانیکی کششی آن در محدوده‌ی نمونه‌های کوئنچ مستقیم از دمای آستنیت‌ی ۹۰۰ °C می‌باشد. ملاحظه می‌شود که با افزایش زمان آستمپر تا ۶ دقیقه، مقادیر استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی با افزایش فاز بینیتی کاهش و پس از آن با افزایش زمان آستمپر تا ۳۰ دقیقه افزایش می‌یابد. در حالی که درصد ازدیاد طول افزایش پیوسته‌ای را با زمان آستمپر نشان می‌دهد. به نظر می‌رسد با توجه به تغییر مورفولوژی کاربرد در توزیع همگن در ساختار و درشت شدن آن در زمان‌های بیشتر از ۶ دقیقه، استحکام و درصد ازدیاد طول به صورت هم زمان افزایش می‌یابد.



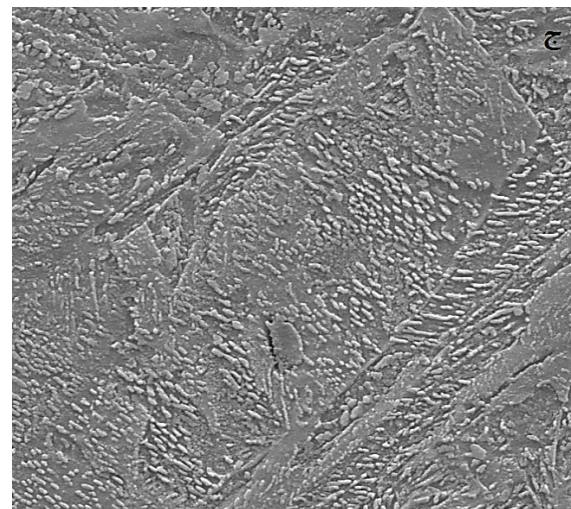
شکل ۶. تغییرات خواص مکانیکی کششی با زمان آستمپر



2 μm EHT = 20.00 kV Signal A = SE1
WD = 8.5 mm Mag = 20.00 K X



2 μm EHT = 25.00 kV Signal A = SE1
WD = 8.5 mm Mag = 20.00 K X



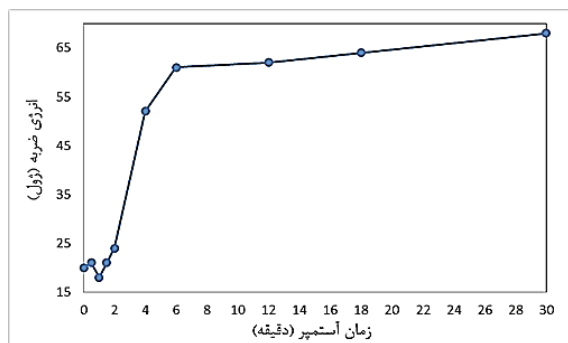
2 μm EHT = 25.00 kV Signal A = SE1
WD = 8.5 mm Mag = 20.00 K X

شکل ۵. تصاویر SEM نمونه‌های آستمپر شده به مدت زمان‌های (الف): ۰/۵ دقیقه (ب): ۱۲ دقیقه و (ج): ۳۰ دقیقه.

جدول ۱. محدوده بیشینه و کمینه سختی نمونه‌های آستمپر شده.

نمونه	محدوده کمینه سختی	محدوده بیشینه سختی
۰.۵-۶ min	۴۰۰-۵۲۰ HV	۵۲۰-۶۴۰ HV
۱۲-۳۰ Min	۴۰۰-۵۲۰ HV	۵۲۰-۷۷۵ HV

بینیت پایینی دارای کاربیدهای ریز و پراکنده درون تیغه‌های فریت بینیتی می‌باشد. مکانیزم شکست نمونه در آزمایش کشش نمونه‌های آستمپر شده به این صورت است که ابتدا ریزحفره‌ها از محل کاربیدها و ذرات فاز دوم جوانه می‌زنند و سپس در اثر رشد و به هم پیوستن این حفره‌ها، انفصال نمونه اتفاق می‌افتد، در نتیجه در نمونه‌های با ریزساختار بینیت پایینی که کاربیدها ریزتر و توزیع آنها یکنواخت است، حفره‌ها و ترک‌های تشکیل شده در اطراف آنها ریزتر می‌باشند و رشد و به هم پیوستن این عیوب همراه با تغییر شکل پلاستیک بیشتری است، این امر باعث افزایش انعطاف‌پذیری با افزایش کسر حجمی بینیت پایینی به صورت پیوسته خواهد شد. تغییرات انرژی ضربه‌ی نمونه‌های آستمپر شده در زمان‌های مختلف، در شکل ۷ نشان داده شده است. انرژی ضربه‌ی روی محور عمودی مربوط به نمونه کوئنچ مستقیم شده است. انرژی ضربه‌ی نمونه‌ی ۰/۵ دقیقه آستمپر شده، برابر ۲۰ J است و در محدوده‌ی انرژی ضربه‌ی نمونه‌های با ریزساختار مارتنزیتی است. با توجه به اینکه در زمان‌های ۱ و ۱/۵ دقیقه آستمپر به ترتیب ۱۰ و ۱۵ درصد بینیت پایینی در ریزساختار تشکیل شده است، انرژی ضربه (حدود ۲۰ ژول) پایین است. در نمونه‌ی ۲ دقیقه آستمپر شده با تشکیل ۴۰ درصد بینیت پایینی، مقدار انرژی ضربه شروع به افزایش می‌کند. با افزایش زمان آستمپر به ۴ دقیقه، شاهد افزایش دو برابری انرژی ضربه نسبت به نمونه‌ی ۲ دقیقه آستمپر شده هستیم (از ۲۳ ژول به ۵۲ ژول). با افزایش زمان آستمپر، انرژی ضربه به طور پیوسته افزایش یافته است، به طوری که انرژی ضربه‌ی نمونه‌ی ۳۰ دقیقه آستمپر شده به حدود ۷۰ J می‌رسد.



شکل ۷. تغییرات انرژی ضربه نمونه‌های عملیات حرارتی شده با زمان آستمپر

استحکام تسلیم ریزساختار مخلوط بینیت پایینی-مارتنزیت بر اساس قانون مخلوطها از رابطه‌ی (۱) بدست می‌آید:

$$\text{رابطه (۱)}$$

$$\sigma_v^{\text{Mix}} = \sigma_v^{\text{M}}(1 - V_B) + \sigma_v^{\text{B}} \cdot V_B$$

در این رابطه σ_v^{Mix} استحکام تسلیم ریزساختار مخلوط بینیت پایینی-مارتنزیت، σ_v^{M} استحکام تسلیم مارتنزیت، σ_v^{B} استحکام تسلیم بینیت پایینی و V_B کسر حجمی بینیت پایینی است [۲۶، ۲۷]. رابطه‌ی (۱) را می‌توان به صورت زیر نوشت:

$$\text{رابطه (۲)}$$

$$\sigma_v^{\text{Mix}} = \sigma_v^{\text{M}} - (\sigma_v^{\text{M}} - \sigma_v^{\text{B}})V_B$$

رابطه‌ی (۲) نشان می‌دهد که بر اساس قانون مخلوطها، با افزایش کسر حجمی بینیت پایینی، استحکام ریزساختار مخلوط کاهش می‌یابد. اما همانگونه که در نمودار شکل (۶) مشاهده می‌شود، استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی ریزساختار مخلوط بینیت پایینی-مارتنزیت، پس از ۶ دقیقه آستمپر افزایش یافته است و تغییرات استحکام از قانون مخلوطها پیروی نمی‌کند. برای توجیه این رفتار چنین فرض شد که با افزایش زمان آستمپر، مقدار کربن نفوذ کرده در فاز آستنیت باقیمانده افزایش می‌یابد؛ به طوری که پس از ۶ دقیقه آستمپر، کربن قابل توجهی در فاز آستنیت نفوذ کرده است؛ یعنی در اثر کوئنچ، آستنیت با کربن بالاتر به مارتنزیت پر کربن تبدیل شده است. برای اثبات این فرضیه، از نتایج آزمایش میکروسختی‌سنجی ویکرز استفاده گردید. نتایج میکروسختی ویکرز نمونه‌های آستمپر شده، از چهارده نقطه به فاصله‌ی ۱۰۰ میکرون از یکدیگر در راستای عرضی تهیه شد که مقادیر بیشینه و کمینه این مقادیر برای هر نمونه در جدول ۱ نشان داده شده است. کمینه و بیشینه مقادیر سختی در نمونه‌ی ۰.۵ دقیقه آستمپر شده نشان می‌دهد که این ریزساختار تنها از فاز مارتنزیت تشکیل شده است. در نمونه‌های آستمپر شده به مدت زمان‌های ۱، ۱/۵، ۲، ۴ و ۶ دقیقه، کمینه مقادیر میکروسختی (محدوده‌ی ۴۰۰-۵۲۰ ویکرز)، وجود بینیت پایینی و بیشینه مقادیر میکروسختی (محدوده‌ی ۵۲۰-۶۴۰ ویکرز) وجود فاز مارتنزیت در ریزساختار را نشان می‌دهد. اما در زمان‌های آستمپر بیش از ۶ دقیقه، اگرچه محدوده‌ی کمینه مقادیر سختی همان ۴۰۰-۵۲۰ ویکرز، اما بیشینه مقادیر سختی به محدوده‌ی ۵۲۰-۷۷۵ ویکرز افزایش می‌یابد که حضور مارتنزیت پر کربن در ریزساختار را تایید می‌کند. تشکیل مارتنزیت پر کربن باعث افزایش استحکام نمونه‌های با زمان آستمپر بیش از ۶ دقیقه می‌شود.

۴. نتیجه گیری

- ۱- حداقل زمان لازم برای شروع دگرگونی بینیتی در فولاد مورد تحقیق حدود یک دقیقه می باشد.
- ۲- مقادیر استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی، با افزایش زمان آستمپر تا ۶ دقیقه به دلیل افزایش کسر حجمی بینیت پایینی (طبق قانون مخلوطها)، کاهش و پس از آن با افزایش زمان آستمپر به دلیل افزایش کسر حجمی مارتنزیت پرکربن، افزایش می یابد. در حالیکه مقادیر درصد ازدیاد طول و انرژی ضربه با افزایش زمان آستمپر به طور پیوسته افزایش می یابد.
- ۳- انرژی ضربه نمونه های آستمپر شده با افزایش زمان آستمپر افزایش یافته که از زمان ۴ دقیقه به بعد این افزایش انرژی قابل ملاحظه است.
- ۴- نمونه ی ۳۰ دقیقه آستمپر شده با مقادیر استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی، درصد ازدیاد طول، انرژی ضربه و چقرمگی شکست محاسبه شده به ترتیب 1380 MPa ، 1490 MPa ، $12/5$ درصد، 68 J و 118 MPaVm به عنوان نمونه ی بهینه از نظر خواص مکانیکی کششی و چقرمگی شکست انتخاب گردید.

References

- [1] Handbook A. Properties and selection: irons, steels, and high performance alloys. ASM international 1990;1:140-94.
- [2] Saeidi N, Ekrami A. Comparison of mechanical properties of martensite/ferrite and bainite/ferrite dual phase 4340 steels. Materials Science and Engineering: A 2009;523:125-9.
- [3] Salemi A, Abdollah-Zadeh A. The effect of tempering temperature on the mechanical properties and fracture morphology of a NiCrMoV steel. Materials Characterization 2008;59:484-7.
- [4] Tomita Y. Development of fracture toughness of ultrahigh strength, medium carbon, low alloy steels for aerospace applications. International materials reviews 2000;45:27-37.
- [5] Zare A, Ekrami A. Influence of Martensite Volume Fraction on Impact Properties of Triple Phase (IP) Steels. Journal of materials engineering and performance 2013;22:823-9.
- [6] Safi S, Givi M. A new modified austempering to increase simultaneously strength and ductility for UHS steels. Ein modifiziertes Verfahren der Zwischenstufenvergütung zur simultanen Erhöhung der Festigkeit und Duktilität von UHS Stählen. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 2010;41:356-9.
- [7] Saxena A, Prasad S, Goswami S, Subudhi J, Chaudhuri S. Influence of austempering parameters on the microstructure and tensile properties of a medium carbon-manganese steel. Materials Science and Engineering: A 2006;431:53-8.
- [8] Sajjadi SA, Zebarjad SM. Isothermal transformation of austenite to bainite in high carbon steels. Journal of materials processing technology 2007;189:107-13.
- [9] Bhadeshia HKDH, Christian J. Bainite in steels. Metallurgical Transactions A 1990;21:767-97.
- [10] Tomita Y, Okawa T. Effect of microstructure on mechanical

نمونه ی ۳۰ دقیقه آستمپر شده با مقادیر استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی، درصد ازدیاد طول و انرژی ضربه به ترتیب 1365 MPa ، 1482 MPa ، $12/54$ درصد و 68 J ، بهینه خواص مکانیکی را در میان نمونه های آستمپر شده نشان می دهد.

چقرمگی شکست

با توجه به اینکه آزمایش تعیین چقرمگی شکست پر هزینه و زمان بر است، از سال ۱۹۷۰ تا کنون برای تخمین مقدار چقرمگی شکست از مقادیر انرژی ضربه، تحقیقات زیادی صورت گرفته است و روابطی تجربی میان انرژی ضربه ی شارپی و چقرمگی شکست ایجاد شده است. مشهورترین رابطه برای فولادهای فوق مستحکم رابطه ی اولت-والد-برتولو^۲ می باشد که به صورت رابطه ی (۳) تعریف می شود:

رابطه (۳)

$$\left(\frac{K_{1C}}{\sigma_{ys}}\right)^2 = 1.37 \left(\frac{CVN}{\sigma_{ys}}\right) - 0.045$$

در رابطه ی (۳)، چقرمگی شکست (K_{1C})، انرژی ضربه شارپی (CVN) و استحکام تسلیم به ترتیب بر حسب ksi ، ft.lb و ft.lb می باشد که برای تبدیل به واحدهای متریک، ضرایب مناسب باید اعمال گردد:

$$1\text{J}=0.75\text{ft}\cdot\text{lb}, 1\text{ksi}=6.89\text{MPa}, 1\text{in}=0.00254\text{m}$$

مقادیر چقرمگی شکست برای نمونه های آستمپر شده در زمان های ۰/۵ تا ۳۰ دقیقه با استفاده از رابطه (۳) محاسبه شد که نتایج حاصل در جدول ۲ آورده شده است. ملاحظه می شود که با افزایش کسر حجمی بینیت پایینی، مقادیر چقرمگی شکست محاسباتی افزایش یافته است.

جدول ۲. مقادیر چقرمگی شکست محاسباتی نمونه های آستمپر شده با استفاده از رابطه اولت-والد-برتولو

زمان آستمپر (دقیقه)	چقرمگی شکست (MPaVm)
۱/۵	۵۳
۲	۵۹
۴	۱۰۲
۶	۱۰۷
۱۲	۱۱۱
۱۸	۱۱۳
۳۰	۱۱۸

2. Ault-Wald-Bertolo

- properties of isothermally bainite-transformed 300M steel. *Materials Science and Engineering: A* 1993;172:145-51.
- [11] Tomita Y. Improved lower temperature fracture toughness of ultrahigh strength 4340 steel through Modified Heat treatment. *Metallurgical Transactions A* 1987;18:1495-501.
- [12] Tomita Y, Okabayashi K. Improvement in lower temperature mechanical properties of 0.40 pct C-Ni-Cr-Mo ultrahigh strength steel with the second phase lower bainite. *Metallurgical Transactions A* 1983;14:485-92.
- [13] Tomita Y, Okabayashi K. Heat treatment for improvement in lower temperature mechanical properties of 0.40 pct C-Cr-Mo ultrahigh strength steel. *Metallurgical Transactions A* 1983;14:2387-93.
- [14] Tomita Y, Okabayashi K. Modified heat treatment for lower temperature improvement of the mechanical properties of two ultrahigh strength low alloy steels. *Metallurgical Transactions A* 1985;16:83-91.
- [15] Zhang X, Knott J. Cleavage fracture in bainitic and martensitic microstructures. *Acta materialia* 1999;47:3483-95.
- [16] Rao TN, Dikshit S, Malakondaiah G, Rao PR. On mixed upper bainite-martensite in an AISI 4330 steel exhibiting an uncommonly improved strength-toughness combination. *Scripta Metallurgica et Materialia* 1990;24:1323-8.
- [17] Salemi A, Abdollah-Zadeh A, Mirzaei M, Assadi H. A study on fracture properties of multiphase microstructures of a CrMo steel. *Materials Science and Engineering: A* 2008;492:45-8.
- [18] Abdollah-Zadeh A, Salemi A, Assadi H. Mechanical behavior of CrMo steel with tempered martensite and ferrite-bainite-martensite microstructure. *Materials Science and Engineering: A* 2008;483:325-8.
- [19] Tartaglia JM, Lazzari KA, Hui GP, Hayrynen KL. A comparison of mechanical properties and hydrogen embrittlement resistance of austempered vs quenched and tempered 4340 steel. *Metallurgical and Materials Transactions A* 2008;39:559-76.
- [20] Tu M-Y, Hsu C-A, Wang W-H, Hsu Y-F. Comparison of microstructure and mechanical behavior of lower bainite and tempered martensite in JIS SK5 steel. *Materials Chemistry and Physics* 2008;107:418-25.
- [۲۱] گلغدار مع. اصول کاربرد و عملیات حرارتی فولادها. اصفهان: مرکز نشر دانشگاه صنعتی اصفهان; ۱۳۸۷.
- [22] Highway AAoS, Officials T, Testing ASf, Materials. E8M-04 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials (Metric) 1: ASTM international; 2004.
- [23] BANDO S, MATSUMURA O, SAKUMA Y. An improved tint etching method for high strength steel sheets with mixed microstructures. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan* 1988;28:569-74.
- [24] Girault E, Jacques P, Harlet P, Mols K, Van Humbeek J, Aernoudt E, et al. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels. *Materials Characterization* 1998;40:111-8.
- [25] Zare A, Ekrami A. Influence of martensite volume fraction on tensile properties of triple phase ferrite-bainite-martensite steels. *Materials Science and Engineering: A* 2011;530:440-5.
- [26] Bose-Filho W, Carvalho A, Strangwood M. Effects of alloying elements on the microstructure and inclusion formation in HSLA multipass welds. *Materials characterization* 2007;58:29-39.
- [27] Ruddle G, Baragar D, Crawley A. Design of Hot-Rolling Processes for Thick-Gauge HSLA Plate. *Mechanical Working & Steel Processing XXII* 1984:183-95.