



پژوهش نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

بررسی ریزساختار و سختی چدن نشکن آلومینیمی آستمپر شده (Fe-۳/۴C-۴/۳Al-Mg) در محدوده بینایت بالایی

بهرام شاکری^۱، سید محمدعلی بوترابی^{۲*}

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

۲- استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران.

* نویسنده مکاتبه کننده: تلفن: ۰۲۱-۷۷۲۴۰۵۴۰، تهران، نارمک، صندوق پستی: ۱۳۱۱۴-۱۶۸۴۶، E-mail: boutorabi@iust.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۸/۰۳/۲۵

پذیرش: ۱۳۹۸/۰۶/۱۵

فرایند آستمپرینگ منجر به ایجاد ریزساختار بینایتی در چدن می‌شود، ریزساختار این چدن‌های با تغییر ترکیب شیمیایی، دما و زمان عملیات حرارتی به شدت تحت تأثیر قرار می‌گیرد. در تحقیق پیش رو، تأثیر جایگزینی ۴/۳ درصد وزنی آلومینیم به جای سیلیسیم در سینتیک استحاله بینایتی و همچنین تأثیر عملیات حرارتی آستمپرینگ بر خواص فیزیکی این چدن بررسی شده است. ابتدا نمونه‌ها در ابعاد یکسان آماده شده و سپس به مدت ۲ ساعت در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد آستنیت‌شدند، سپس در چهار دمای (بینایت بالایی) ۳۷۵، ۴۰۰، ۴۲۵ و ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان‌های ۱ تا ۵۱۲ دقیقه آستمپر شدند. بررسی‌های ریزساختاری به‌وسیله میکروسکوپ نوری، الکترونی انجام و مشخص شد که با افزایش دمای آستمپر، ضخامت صفحات فریت بینایتی از ۰/۳۱ میکرومتر در دمای ۳۷۵°C به ۰/۶۳ میکرومتر در دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد رسیده است و ریزساختار درشت‌تر شده است. نتایج حاصل از این تحقیق نشان می‌دهد که استحاله آستمپر در چدن نشکن آلومینیمی باعث ایجاد ساختار بینایتی خواهد شد همچنین سرعت مرحله اول آستمپرینگ و تشکیل بینایت با سرعت بالاتری صورت می‌گیرد و سرعت مراحل دیگر مشابه چدن‌های آستمپر دیگر است.

واژه‌های کلیدی:

چدن نشکن آلومینیمی، آستنیت باقیمانده، فریت بینایتی، پنجره فرآیند.

ارجاع به این مقاله:

بهرام شاکری، سید محمدعلی بوترابی، بررسی ریزساختار و سختی چدن نشکن آلومینیمی آستمپر شده (Fe-۳/۴C-۴/۳Al-Mg) در محدوده بینایت بالایی، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، تابستان ۱۳۹۸، جلد ۳، شماره ۲، صفحات ۷۵-۹۰.
شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2019.190184.1089

۱- مقدمه

مقدار آلومینیم می‌تواند به بیش از ۲۵ درصد هم برسد. در این دسته به‌طور معمول آلومینیم می‌تواند به‌صورت گرافیت‌زا عمل کند. دسته دوم، آلومینیم به‌جای سیلیسیم وجود دارد. مقدار آلومینیم در این دسته تا ۶ درصد بوده و مقدار سایر عناصر (منگنز، فسفر، گوگرد و ...) مانند چدن‌های معمولی است [۳]. تمایل گرافیت‌زایی دو سیستم Fe-C-Al و Fe-C-Si توسط پتانسیل کربن محاسبه می‌شود که از رابطه (۱) به دست می‌آید [۴]:

$$\pi_c = RT \ln a_c \quad (1)$$

سابقه استفاده از آلومینیم در چدن به سال‌های ۱۸۸۸ و ۱۸۸۹ میلادی برمی‌گردد. ابتدا از آلومینیم به‌عنوان اکسیژن‌زدا استفاده می‌شد. همچنین در بررسی‌های گذشته مشخص شد که حضور آلومینیم بدون سیلیسیم باعث رسوب گرافیت شده و قدرت گرافیت‌زایی آلومینیم از سیلیسیم بیشتر است [۱]. جایگزینی آلومینیم به‌جای سیلیسیم باعث تغییر در برخی خواص چدن‌ها می‌شود. از جمله این خواص می‌توان به مقاومت به سایش، مقاومت به حرارت و دامپینگ اشاره کرد [۲]. به‌طور کلی، چدن‌های آلومینیمی به دو دسته تقسیم می‌شوند: دسته اول که آلومینیم به همراه سیلیسیم در چدن وجود دارد. در این دسته

۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از چدن با ترکیب شیمیایی جدول (۱) استفاده شد. جزئیات ذوب و ریخته‌گری در مرجع (۱) به تفصیل قابل مشاهده است. نمونه‌ها با ابعاد $10 \times 10 \times 4$ میلی‌متر برش داده شدند. یکی از نمونه‌ها جهت بررسی ویژگی‌های ریزساختاری شامل درصد حجمی گرافیت، فریت و پرلیت قبل از انجام عملیات حرارتی متالوگرافی شد. سپس با استفاده از نرم‌افزار Image J درصد حجمی فاز گرافیت، فریت و پرلیت محاسبه شد. جهت انجام سیکل عملیات حرارتی، ابتدا نمونه‌ها در دمای 900°C به مدت ۲ ساعت آستنیت‌ه شدند. سپس بلافاصله به دمای آستمپرینگ منتقل و در زمان‌های مختلف در آن دما نگهداری شدند. دمای 375°C ، 400°C ، 425°C و 450°C برای آستمپرینگ انتخاب شد. آستمپرینگ در این دماها در حمام نمک مذاب با ترکیب سدیم نیتريت 55% و پتاسیم نیتريت 45% وزنی استفاده شد. مدت زمان آستمپرینگ 1° ، 4° ، 16° ، 32° ، 64° ، 128° ، 256° و 512° دقیقه انتخاب و نمونه‌ها بعد از عملیات حرارتی از کوره خارج و در هوا سرد شدند. جهت تعیین و بررسی ریزساختار، پس از عملیات پولیش، نمونه‌ها با محلول نایتال ۵ درصد، حکاکی شد. ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی بررسی و عکس‌برداری شد و ضخامت صفحات فریت بینایتی با نرم‌افزار Image J اندازه‌گیری شد. سپس بر روی نمونه‌ها آزمایش سختی سنجی انجام گرفت.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی چدن مورد استفاده در این تحقیق (برحسب درصد).

Fe	C	Al	Si	Mn	Ni	Mg
Balance	۳/۴	۴/۳	۰/۳۲	۰/۳۶	۰/۷۲	۰/۰۴

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختار ریختگی

ریزساختار چدن نشکن ریختگی بدون عملیات حرارتی نمونه قبل و بعد از حکاکی در شکل (۳)، نشان داده شده است. ریزساختار شامل زمینه پرلیتی- فریتی همراه با گرافیت کروی است. درصد پرلیت در ساختار چدن نشکن آلومینیومی نسبت به سیلیسیمی بیشتر بوده که ناشی از اثر آلومینیوم در پایداری پرلیت است [۱۰،۹]. مشخصات ریزساختاری این چدن در جدول (۲) آمده است.

که در آن a_c ، اکتیویته کربن، R ثابت گازها و T دمای مطلق است. تأثیر Al و Si در مقدار پتانسیل کربن کم بسیار شبیه به هم است. در سیستم Fe-C-Si، هیچ محدوده غلظتی وجود ندارد که در آن پتانسیل کربن منفی و سپس دوباره مثبت شود اما در سیستم Fe-C-Al دو محدوده پایداری مربوط به تشکیل ترکیبات Fe_3AlC و Al_4C_3 وجود دارد (بالتر از 4% ، اثر گرافیت‌زایی خیلی قوی است). اما در مورد Si تنها یک محدوده تشکیل SiC وجود دارد [۴].

تا حدود چهار دهه قبل، گرافیت کروی تنها در سیستم Fe-C-Si قابل تولید به نظر می‌رسید تا اینکه در سال ۱۹۸۳، قرشی^۱ و کاندیک^۲ اعلام کردند که در سیستم Fe-C-Al می‌توان به گرافیت کروی دست یافت [۵]. به‌طور کلی، چدن‌های SG-Al مزایای فوق‌العاده‌ای نسبت به چدن‌های سنتی SG-Si دارند که به ترتیب زیر است:

۱. زمینه‌ی کاملاً پرلیتی هم در حالت ریختگی هم عملیات حرارتی شده قابل حصول است
۲. محدوده‌ی وسیعی از خواص مکانیکی مناسب‌تر از چدن‌های سیلیسیمی قابل حصول است.
۳. تولید قطعات نازک بدون تشکیل کاربید امری کاملاً ممکن است.
۴. مقاومت به اکسیداسیون در درجه حرارت بالا در این چدن‌ها بسیار بیشتر از چدن‌های معمولی است [۶].
۵. در تولید چدن نشکن آستمپر شده، سیستم Fe-C-Al بسیار مناسب‌تر است [۷].

چدن نشکن آستمپر (ADI°) در اثر عملیات حرارتی آستمپرینگ چدن نشکن است که منجر به تشکیل ریزساختار بینایت می‌شود. چرخه عملیات حرارتی ADI از چهار مرحله اصلی آستنیت‌ه کردن، کوئنچ تا دمای آستمپر، آستمپرینگ و سرد کردن تا دمای اتاق است. هر چهار مرحله در تعیین دقیق ریزساختار نهایی اهمیت داشته و انتخاب متغیرهای عملیات حرارتی در تعیین ویژگی‌های نهایی مؤثر است [۸].

در تحقیق حاضر سعی بر آن است تا ریزساختار و سختی چدن آلومینیومی آستمپر شده بررسی و با چدن‌های سیلیسیمی مقایسه شود. به این منظور عملیات آستمپرینگ در چهار دمای 375°C ، 400°C ، 425°C و 450°C و زمان‌های 1° ، 4° ، 16° ، 32° ، 64° ، 128° و 256° دقیقه انجام شد و نتایج به‌دست‌آمده با چدن‌های سیلیسیمی مقایسه شد.

^۱ Austempered ductile iron

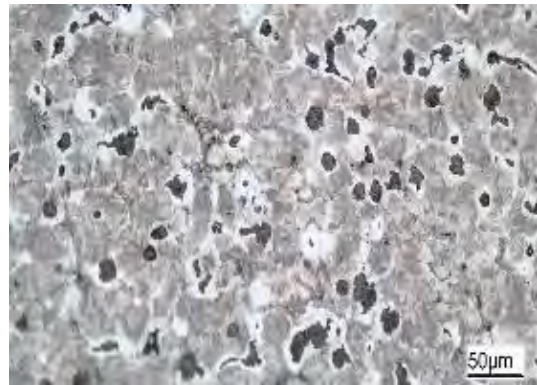
^۱ Ghoreishi

^۲ Kondic

آستمپر، کربن بیشتری از فریت بینایتی به درون آستنیت نفوذ می‌کند و آستنیت میان تیغه‌های فریت بینایتی از کربن غنی‌تر شده تا به پایداری حرارتی و سپس مکانیکی برسد. با تبدیل آستنیت کم‌کربن به پرکربن، مرحله دوم آستمپر شروع شده و در نهایت نیز با تجزیه آستنیت پرکربن به فریت و کاربید مرحله سوم دگرگونی شروع می‌شود. با توجه با شکل (۲) در دمای 375°C و زمان‌های کوتاه آستمپرینگ (۱ دقیقه و ۴ دقیقه)، در ریزساختار زمینه مقداری مارتنزیت به همراه آستنیت واکنش نیافته و اندکی فریت سوزنی است. با گذشت زمان استحاله، از میزان فاز مارتنزیت کاهش یافته و جای خود را به آستنیت باقیمانده و فریت سوزنی می‌دهد. به طوری که در زمان ۳۲ دقیقه مارتنزیت به طور کامل از ریزساختار حذف شده و زمینه شامل فریت بینایتی و آستنیت باقیمانده است در زمان‌های اولیه استحاله، زمان کافی جهت پیشرفت استحاله فراهم نبوده و عدم رشد کافی صفحات فریت بینایتی موجب عدم اشباع آستنیت باقیمانده از کربن می‌شود. از این رو مقداری فاز مارتنزیت در ریزساختار وجود دارد و بخش عمده آستنیت باقیمانده موجود در شکل‌ها در واقع آستنیت استحاله نیافته است. بررسی تصاویر ریزساختار نمونه‌های آستمپر شده در دماهای 400°C (شکل ۳)، نشان می‌دهد ریزساختار به طور عمده شامل خوشه‌های فریت بینایتی همراه با فیلم‌های آستنیت باقیمانده و مقداری آستنیت بلوکی است. آستنیت بلوکی ناشی از شکل هندسی آستنیت اولیه محدود شده توسط خوشه‌های بینایتی است. در حالی که فیلم‌های آستنیت بین زیر واحدهای فریت بینایتی محبوس شده‌اند. شکل‌های (۴) و (۵)، ریزساختار نمونه‌های آستمپر شده در دماهای 425°C و 450°C برای مدت زمان‌های مختلف نشان داده شده است. در این دماها، در زمان ۱ و ۴ دقیقه مشخص است که استحاله آستمپرینگ پیشرفت قابل توجهی داشته است و با رسیدن زمان آستمپرینگ به ۱۶ دقیقه ریزساختار کاملاً آسفرتی شده است. نتایج با بررسی‌های صبوری [۱۳] که بر روی چدن نشکن آلومینیمی با ۴/۸ درصد آلومینیم انجام داد، مطابقت دارد. او نشان داد که با افزایش دمای آستمپرینگ از 300°C به 400°C ، به علت تغییرات قابل توجه در افزایش سرعت نفوذ کربن و کاهش نیرو محرکه برای جوانه‌زنی فریت بینایتی، آسفرتی بالایی تشکیل شده است و فریت بینایتی به صورت صفحه‌ای شکل در آمده است. ریزساختار در چدن‌های آلومینیمی در محدوده بینایت بالایی به صورت صفحات فریت بینایتی درشت همراه با آستنیت باقیمانده که بیشتر به صورت بلاکی شکل است که مشابه دیگر چدن‌های نشکن آستمپر است [۱۴].



(الف)



(ب)

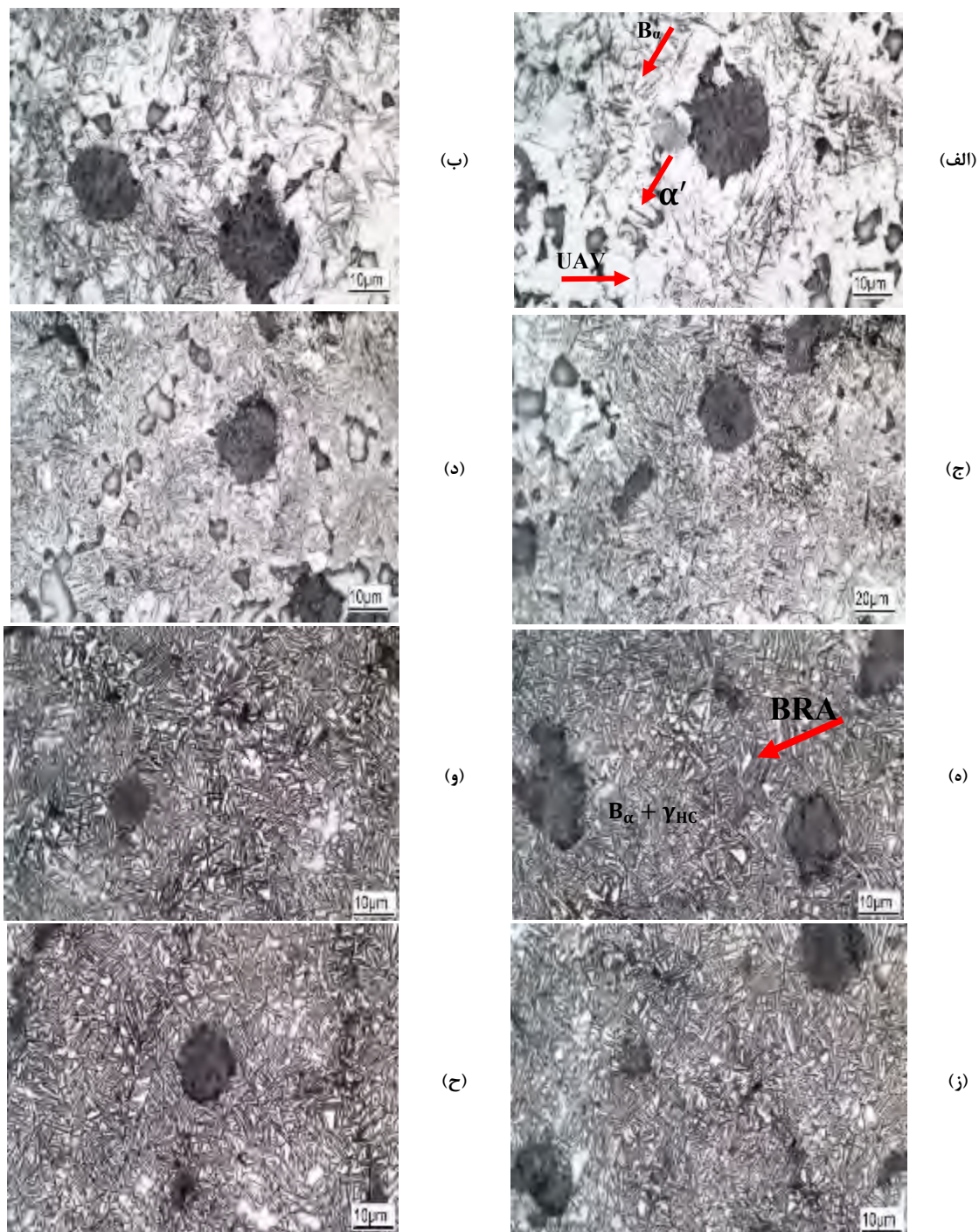
شکل ۱- تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار ریخته‌گری چدن نشکن: (الف) قبل از اچ، (ب) بعد از اچ.

جدول ۲- مشخصات ریزساختار چدن نشکن در حالت ریخته‌گری

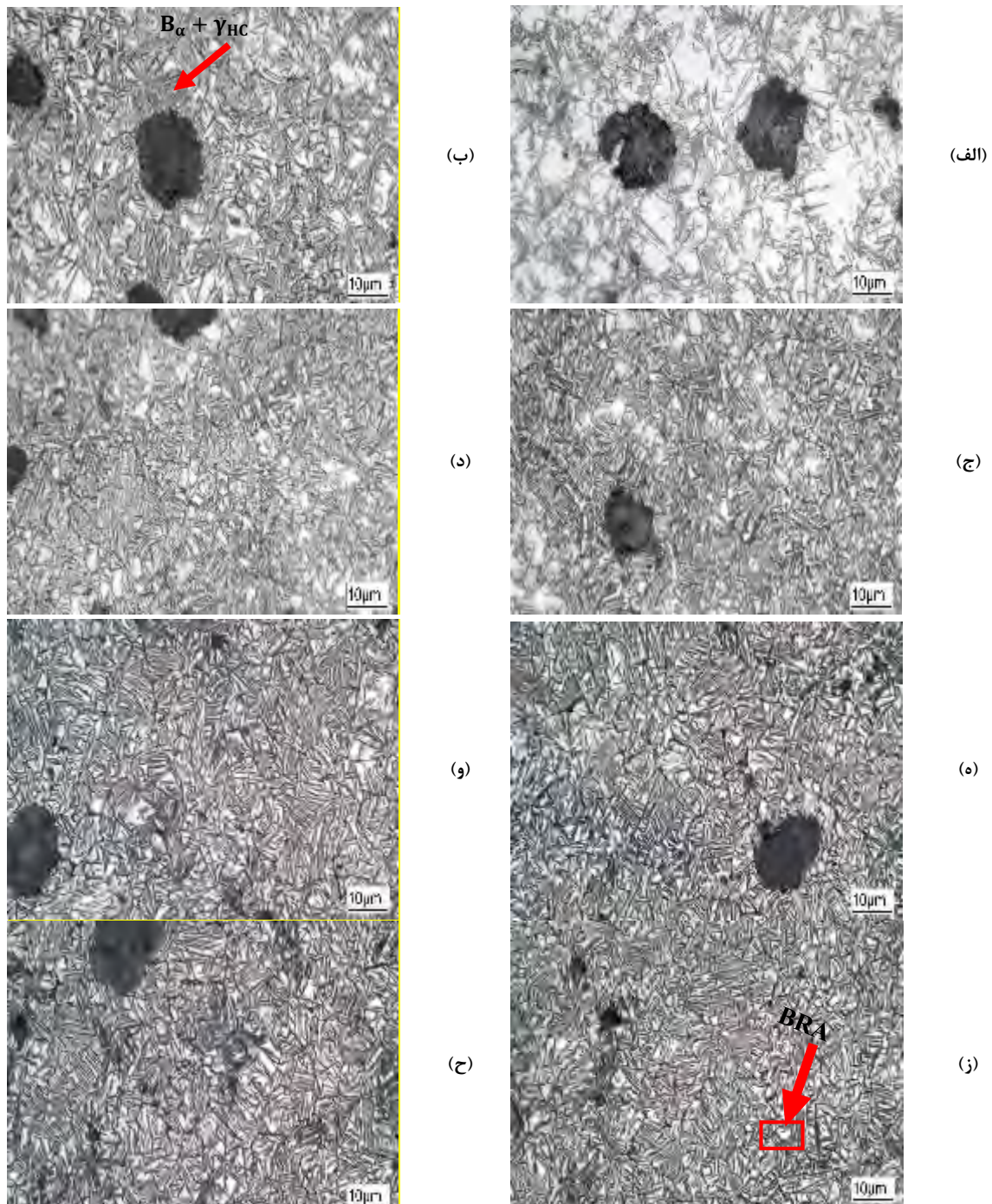
۳۱۰	تعداد گرافیت‌های کروی ($\text{Nodule}/\text{mm}^2$)
۷۸	درصد کرویت
۱۰	مقدار گرافیت (%)
۸	مقدار فریت (%)
۸۲	مقدار پرلیت (%)
۱۵/۶	قطر متوسط کره‌های گرافیت (میکرومتر)

۳-۲- بررسی اثر زمان آستمپرینگ بر ریزساختار

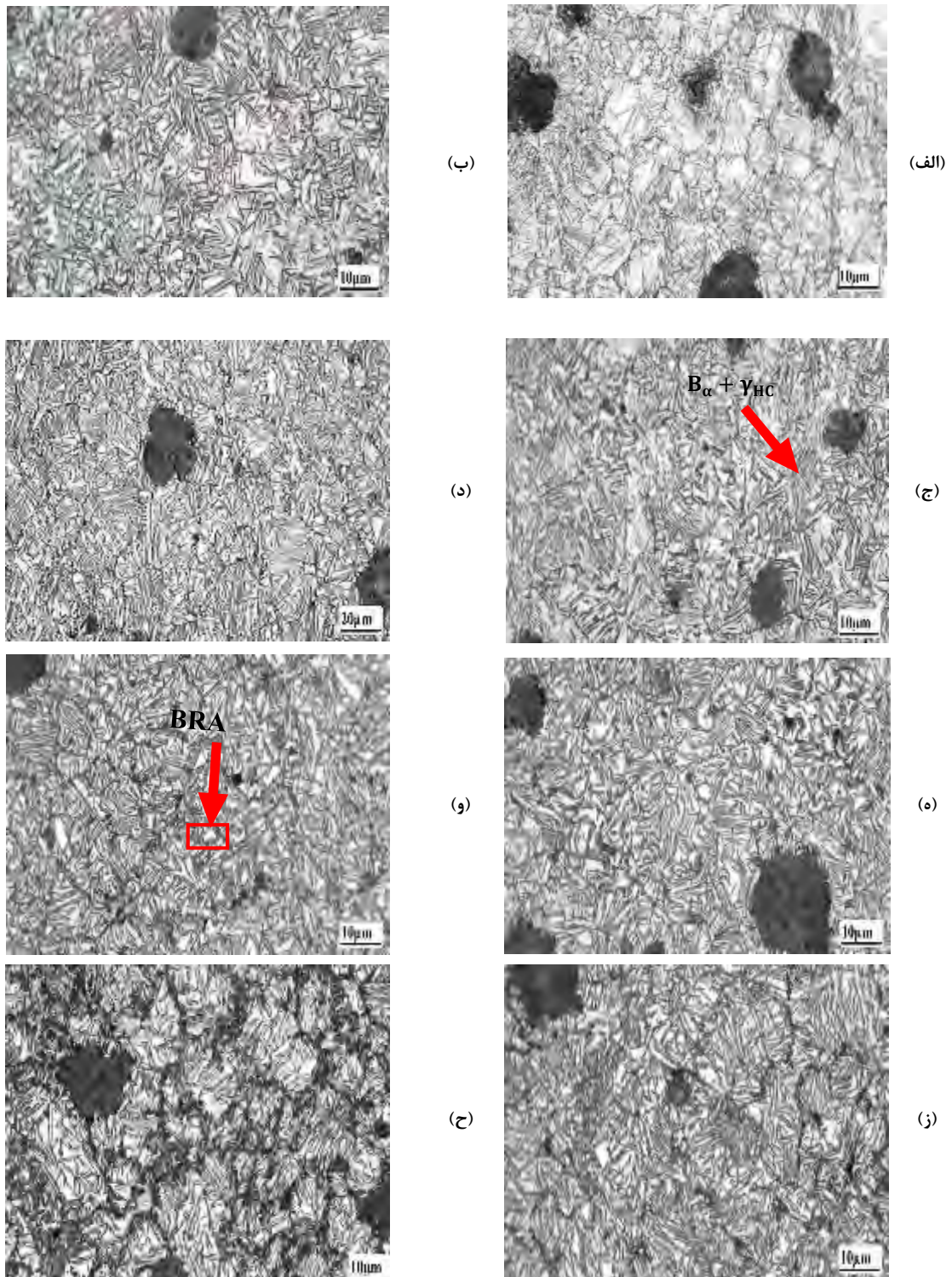
شکل‌های (۲) تا (۵) ریزساختار نمونه‌های آستمپر شده در دماهای 375°C ، 400°C ، 425°C و 450°C را نشان می‌دهد. با توجه به این که دگرگونی آستمپر فرآیندی مبتنی بر جوانه‌زنی و رشد بوده و شامل سه مرحله است [۱۲، ۱۱]، انتظار می‌رود که در یک دمای آستمپر مناسب، با افزایش زمان



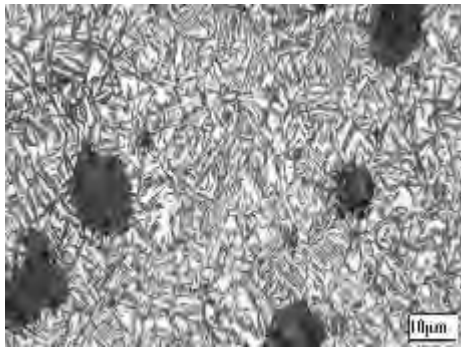
شکل ۲- تصاویر ریزساختار نمونه‌های آستنیت‌شده به مدت ۲ ساعت در دمای ۹۰۰ °C و آستمپر شده در دمای ۳۷۵ °C :
 الف) ۱ دقیقه، ب) ۴ دقیقه، ج) ۱۶ دقیقه، د) ۳۲ دقیقه، ه) ۶۴ دقیقه، و) ۱۲۸ دقیقه، ز) ۲۵۶ دقیقه، ح) ۵۱۲ دقیقه.
 آستنیت باقیمانده بلاکی=BRA، آستنیت باقیمانده فیلمی=FRA، فریت بینایتی=B_α، مارتنزیت=α'، آستنیت واکنش نیافته=UAV)



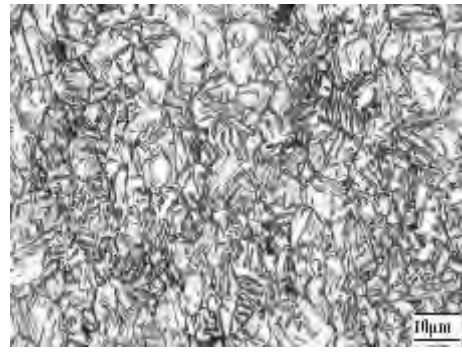
شکل ۳- تصاویر ریزساختار نمونه‌های آستنیت‌شده به مدت ۲ ساعت در دمای ۹۰۰°C و آستمپر شده در دمای ۴۰۰°C (الف) ۱ دقیقه، (ب) ۴ دقیقه، (ج) ۱۶ دقیقه، (د) ۳۲ دقیقه، (ه) ۶۴ دقیقه، (و) ۱۲۸ دقیقه، (ز) ۲۵۶ دقیقه، (ح) ۵۱۲ دقیقه. (آستنیت باقیمانده بلاکی= BRA، آستنیت غنی از کربن= γ_{HC} ، فریت بینایتی= B_{α})



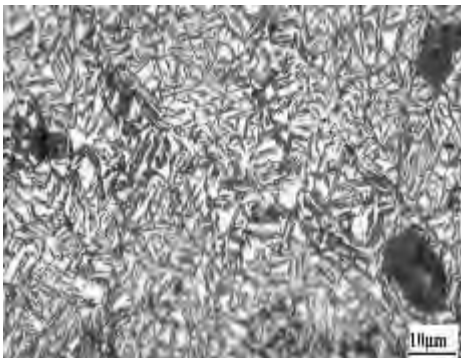
شکل ۴- تصاویر ریزساختار نمونه‌های آستنیت‌شده به مدت ۲ ساعت در دمای ۹۰۰ °C و آستمپر شده در دمای ۴۲۵ °C (الف) ۱ دقیقه، (ب) ۴ دقیقه، (ج) ۱۶ دقیقه، (د) ۳۲ دقیقه، (ه) ۶۴ دقیقه، (و) ۱۲۸ دقیقه، (ز) ۲۵۶ دقیقه، (ح) ۵۱۲ دقیقه. (آستنیت بلاکی=BRA، آستنیت غنی از کربن= γ_{HC} ، فریت بینایتی= B_{α})



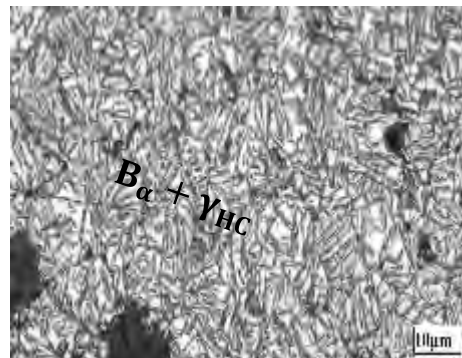
(ب)



(الف)



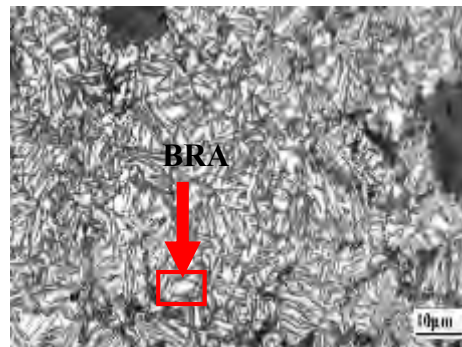
(د)



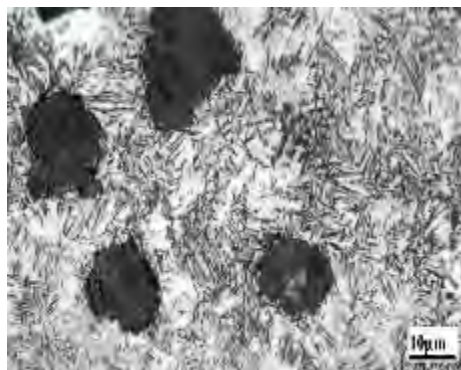
(ج)



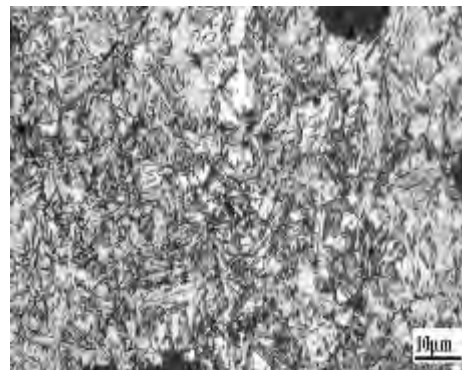
(و)



(ه)



(ح)



(ز)

شکل ۵- تصاویر ریزساختار نمونه‌های آستنیت‌شده به مدت ۲ ساعت در دمای ۹۰۰°C و آستمپر شده در دمای ۴۵۰°C (الف) ۱ دقیقه، (ب) ۴ دقیقه، (ج) ۱۶ دقیقه، (د) ۳۲ دقیقه، (ه) ۶۴ دقیقه، (و) ۱۲۸ دقیقه، (ز) ۲۵۶ دقیقه، (ح) ۵۱۲ دقیقه. (آستنیت بلاکی=BRA، آستنیت غنی از کربن=γ_{HC}، فریت بینابینی=B_α)

Archive of SID

فریت بینایت نسبت داد. با افزایش دمای استحاله، دوره نهفتگی در نمودارهای تک‌دما کاهش یافته و کسر حجمی معینی از فریت بینایتی در زمان‌های کوتاه‌تری تشکیل می‌شود. بنابراین ریزساختارهایی که در نتیجه عملیات حرارتی آستمپرینگ حاصل شده‌اند شامل گرافیت کروی در زمینه‌ای شامل فریت بینایتی همراه با آستنیت باقیمانده است. این علائم با تصاویر میکروسکوپ الکترونی که پرز و همکاران [۱۷] و [۱۸] در مورد چدن سیلیسیمی گرفته‌اند، هم‌خوانی دارد. آن‌ها بیان کردند که هنگامی که آستمپرینگ در دمای بالا انجام می‌شود (بالتر از 350°C) یک ساختار درشت از فریت بینایتی و آستنیت باقیمانده مشاهده می‌شود.

نتایج تصاویر میکروسکوپ الکترونی نظیفی و همکاران [۱۹] در دمای 350°C بر روی چدن با ۲/۱۱ آلومینیوم نیز نشان می‌دهد که در زمان ۱ دقیقه بخش کوچکی از زمینه به بینایت تبدیل شده است. در ادامه با افزایش زمان آستمپرینگ کسر حجمی بیشتری از آستنیت به بینایت تحول یافته است. آن‌ها بیان کردند که زمان آستمپر ۱۰۰ دقیقه جهت دستیابی به ریزساختار با بهترین ترکیب از خواص مکانیکی و حداقل مقدار مارتنزیت یا کاربید کافی است.

۳-۳- بررسی اثر دمای آستمپرینگ بر ریزساختار

شکل (۱۰)، ریزساختار نمونه‌های آستمپر شده در دماهای 375°C ، 400°C و 425°C و 450°C برای زمان ۱ دقیقه را نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل (۱۰ الف) مشخص است، ریزساختار نمونه آستمپر شده در دمای 375°C دارای تیغه‌های نازک‌تر فریت بینایتی و مقداری مارتنزیت است. مطابق با شکل (۱۱) که اندازه متوسط ضخامت صفحات فریت بینایتی را نشان می‌دهد، با افزایش دمای آستمپر تیغه‌های فریت بینایتی ضخیم‌تر شده و مارتنزیت از ساختار حذف شده است.

پنرسلوان^۳ و همکاران [۲۰] نیز بیان کردند که با افزایش دمای آستمپر ریزساختار درشت‌تری حاصل شود. در دمای آستمپر پایین‌تر، اختلاف بین دمای آستنیت و آستمپر بالاتر است. در نتیجه، نیرو محرکه جوانه‌زنی فریت بیشتر و لذا جوانه‌زنی این فاز بیشتر است. اما به دلیل پایین‌تر بودن دمای آستمپر، نفوذ کربن کمتر بوده و سرعت رشد پایین‌تر خواهد بود.

بوسنجاک^۱ و همکاران [۱۵] با اعمال آستمپرینگ بر روی چدن نشکن حاوی مس، مولیبدن و نیکل بیان کردند که در دمای بالا (350°C و 400°C)، تشکیل جوانه‌های فریت بینایتی کاهش می‌یابد، در حالی که نرخ رشد فریت بینایتی‌ها سریع‌تر می‌شود. در نتیجه، زمینه دارای کسر حجمی پایین‌تری از فریت بینایتی می‌شود این در حالی است که صفحات فریت بینایتی به‌طور قابل توجهی درشت شده‌اند. همچنین تصاویر میکروسکوپ نوری بالوس^۲ و همکاران در دمای 400°C نشان‌دهنده آسفریت بالایی شامل صفحات درشت فریتی همراه با آستنیت باقیمانده به‌صورت بلوکی است که نتایج این تحقیق نیز با آن مطابقت دارد.

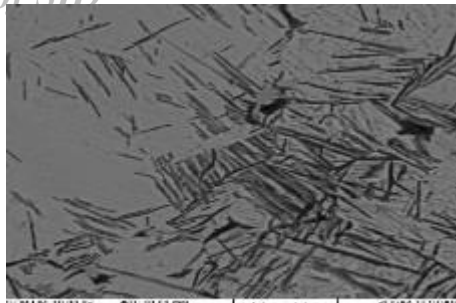
همان‌طور که در تمام شکل‌ها مشخص است، فریت بینایتی از مرزدانه‌های آستنیت و فصل مشترک کره‌های گرافیت با آستنیت جوانه می‌زند. غلظت عناصر گرافیت‌زا در اطراف کره‌های گرافیت بالاترین مقدار خود را دارد و در مرز سل‌های یوتکتیک حداقل است [۱۵]. همچنین بررسی تصاویر و آنالیز EPMA حاکی از این است که جدایش و تجمع آلومینیوم در اطراف گرافیت‌ها بیشترین مقدار است [۱۶]. در زمان‌های کم (۱ دقیقه)، مقدار خیلی کمی بینایت در اطراف گرافیت‌ها دیده می‌شود. با گذشت زمان، کسر حجمی فریت بینایتی افزایش یافته و از میزان بلاک‌های آستنیت کاسته می‌شود.

شکل‌های (۶) تا (۹)، ریزساختار نمونه‌های آستمپر شده در دماهای 375°C ، 400°C و 425°C با میکروسکوپ الکترونی روبشی را نشان می‌دهد. در این تصاویر، ناحیه‌های با رنگ روشن‌تر مربوط به آستنیت باقیمانده و ناحیه‌های تیره‌تر مربوط به فریت بینایتی است. در دمای استحاله 375°C صفحات بینایتی و فیلم‌های آستنیت به دام افتاده بین آن‌ها نسبت به دمای بالاتر ظریف‌تر است. با افزایش دمای استحاله این صفحات و فیلم‌ها، ضخیم‌تر شده و بلاک‌های آستنیتی کوچک‌تر شده‌اند. در یک‌زمان ثابت هر چه دمای استحاله بالاتر باشد پیشرفت استحاله بیشتر است. برای مثال در زمان‌های ۱ و ۴ دقیقه در دمای 375°C مشاهده می‌شود که فریت بینایتی در ریزساختار نسبت به دمای 450°C کمتر بوده و هنوز مقدار زیادی آستنیت واکنش نیافته در ساختار وجود داشته که ناشی از عدم پیشرفت کافی دگرگونی است. این افزایش کسر حجمی فریت بینایتی با افزایش دما را می‌توان به افزایش سرعت نفوذ کربن و رشد بیشتر

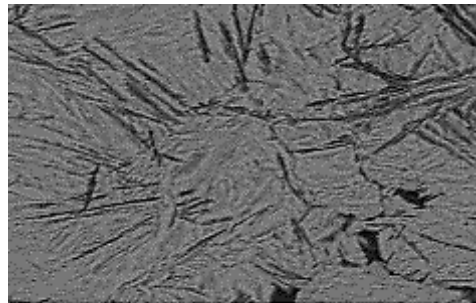
^۳ Panneerselvam

^۱ Bosnjak

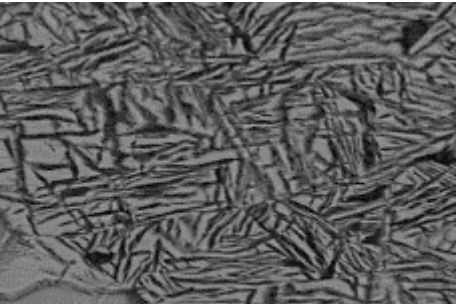
^۲ Balos



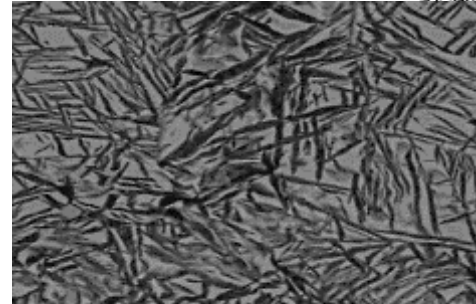
(ب)



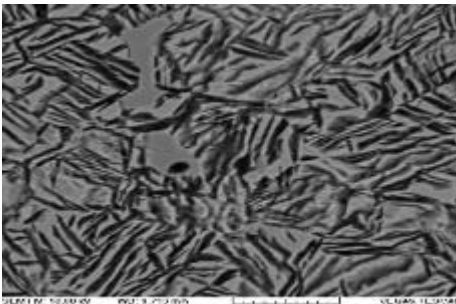
(لف)



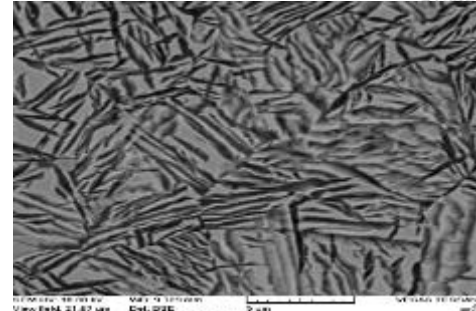
(د)



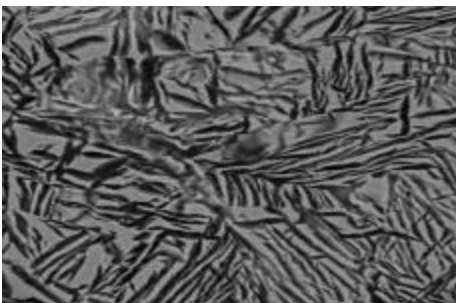
(ج)



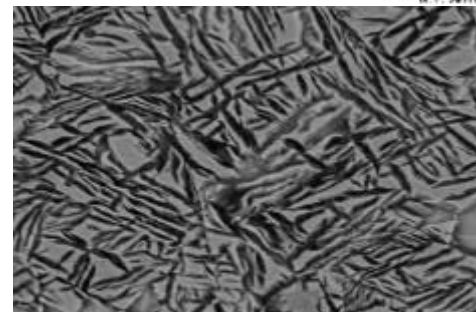
(و)



(ه)

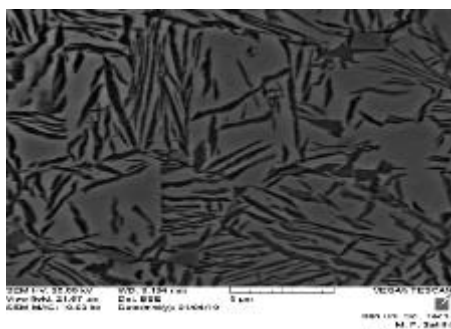


(ح)

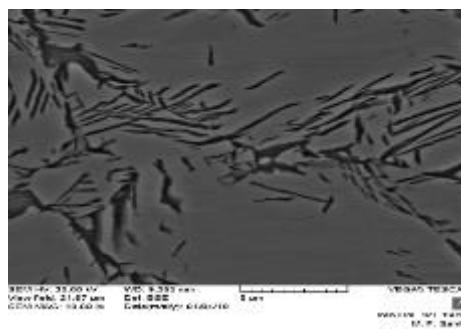


(ز)

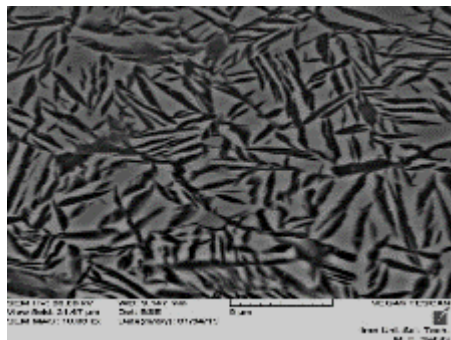
شکل ۶- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از نمونه‌های آستمیرشده در دمای ۳۷۵ °C برای زمان‌های مختلف: (الف) ۱ دقیقه، (ب) ۴ دقیقه، (ج) ۱۶ دقیقه، (د) ۳۲ دقیقه، (ه) ۶۴ دقیقه، (و) ۱۲۸ دقیقه، (ز) ۲۵۶ دقیقه، (ح) ۵۱۲ دقیقه.



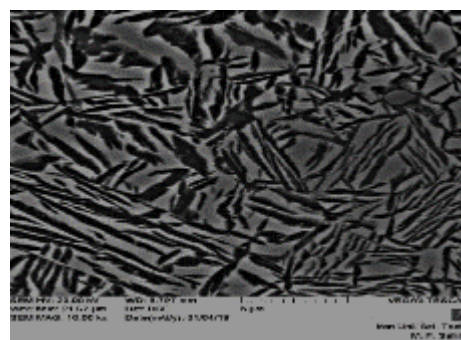
(ب)



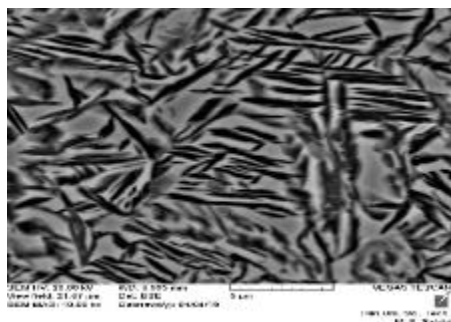
(الف)



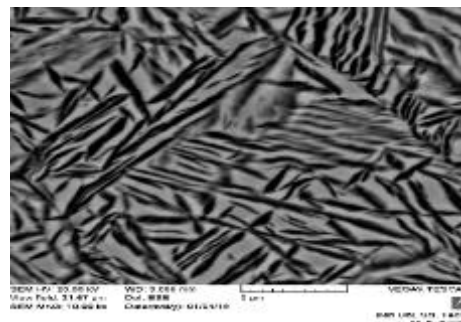
(د)



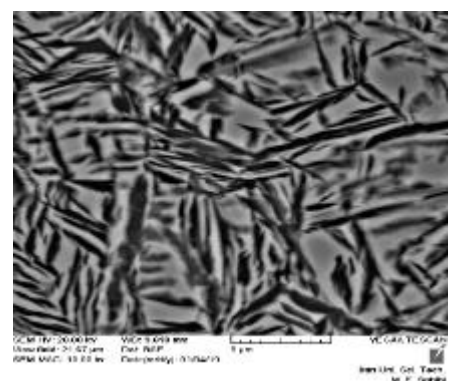
(ج)



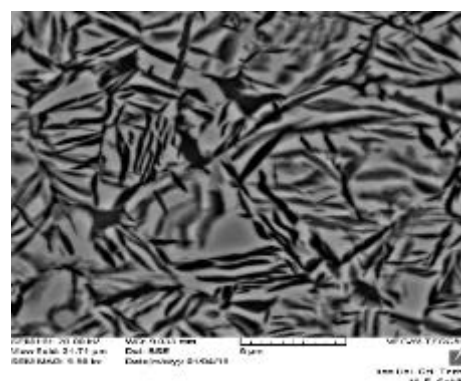
(و)



(ه)

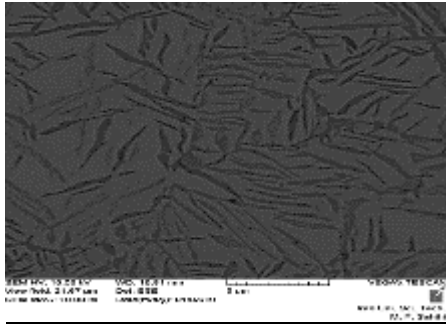


(ز)

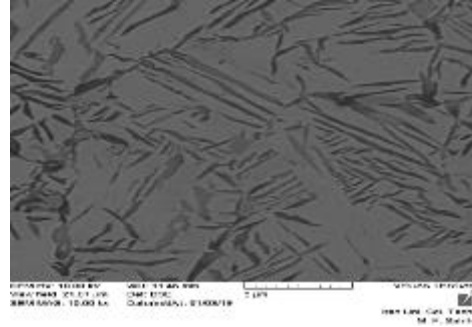


(ج)

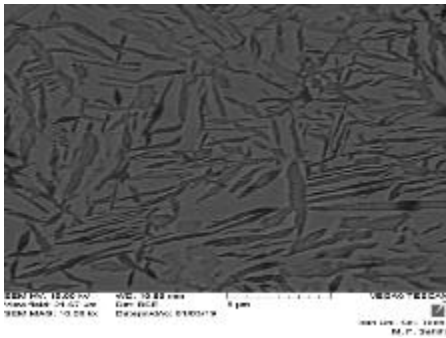
شکل ۷- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از نمونه‌های آستمپر شده در دمای 400°C برای زمان‌های مختلف (الف (۱ دقیقه، ب) ۴ دقیقه، ج) ۱۶ دقیقه، د) ۳۲ دقیقه، ه) ۶۴ دقیقه، و) ۱۲۸ دقیقه، ز) ۲۵۶ دقیقه، ح) ۵۱۲ دقیقه.



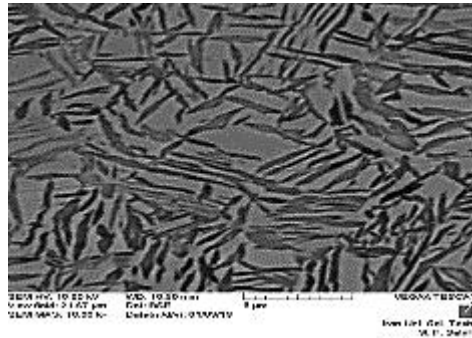
(ب)



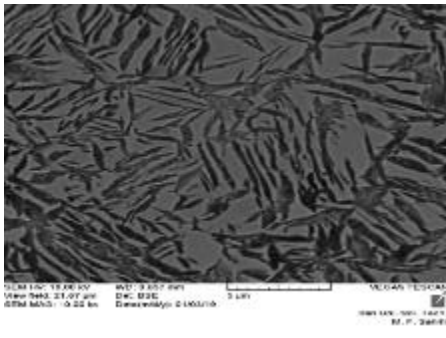
(الف)



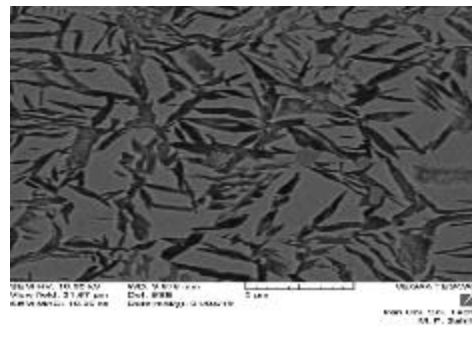
(د)



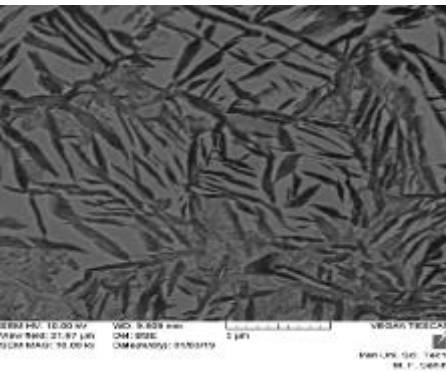
(ج)



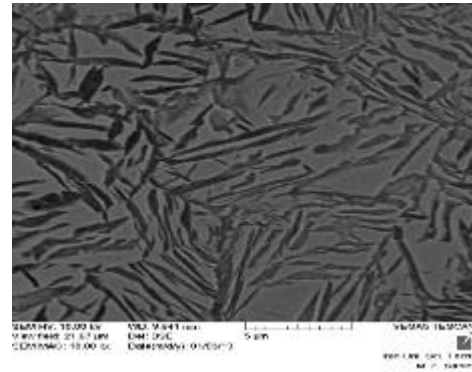
(و)



(ه)

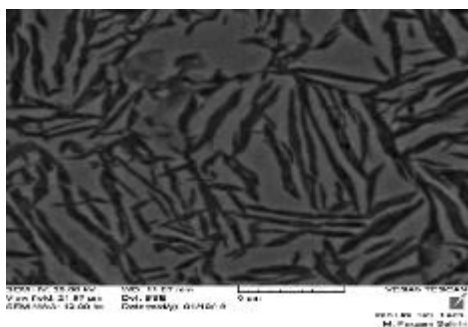


(ح)

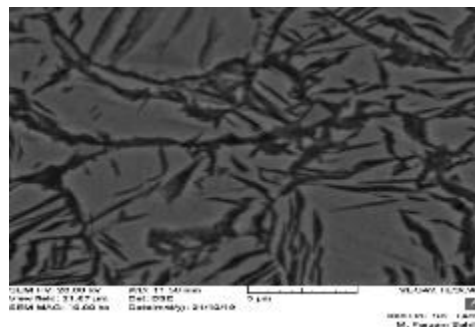


(ز)

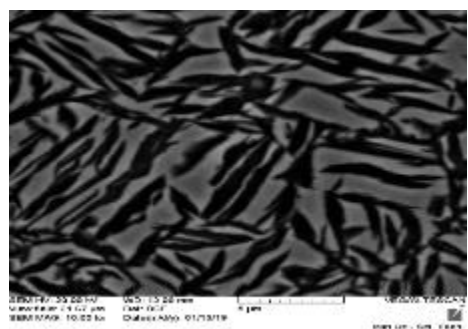
شکل ۸- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از نمونه‌های آستمیرشده در دمای ۴۲۵ °C برای زمان‌های مختلف (الف) ۱ دقیقه، (ب) ۴ دقیقه، (ج) ۱۶ دقیقه، (د) ۲۲ دقیقه، (ه) ۶۴ دقیقه، (و) ۱۲۸ دقیقه، (ز) ۲۵۶ دقیقه، (ح) ۵۱۲ دقیقه.



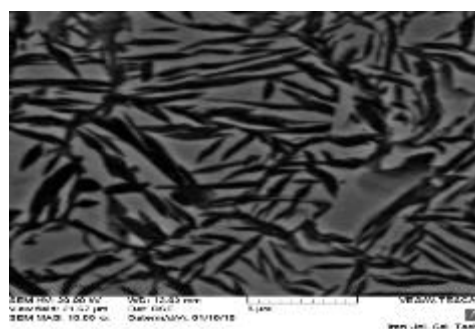
(ب)



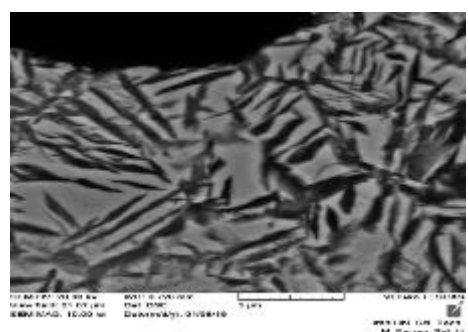
(الف)



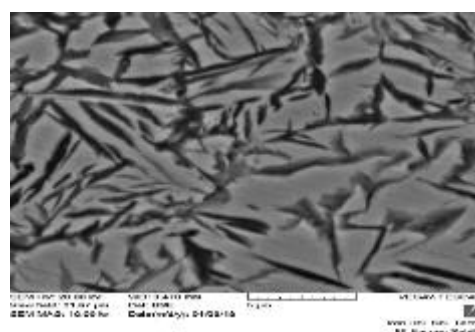
(د)



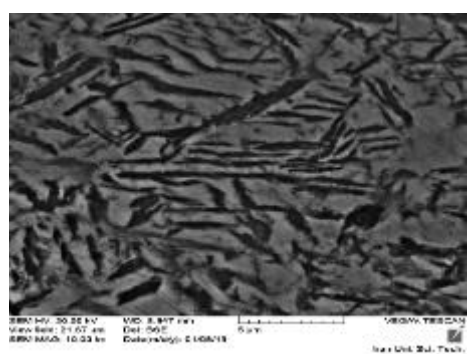
(ج)



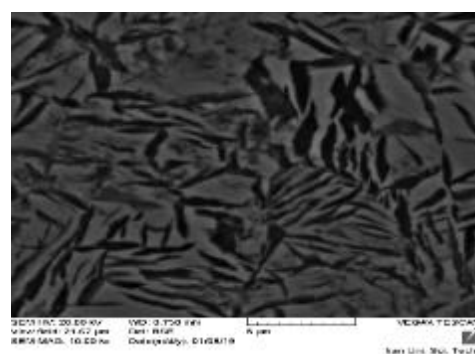
(و)



(ه)

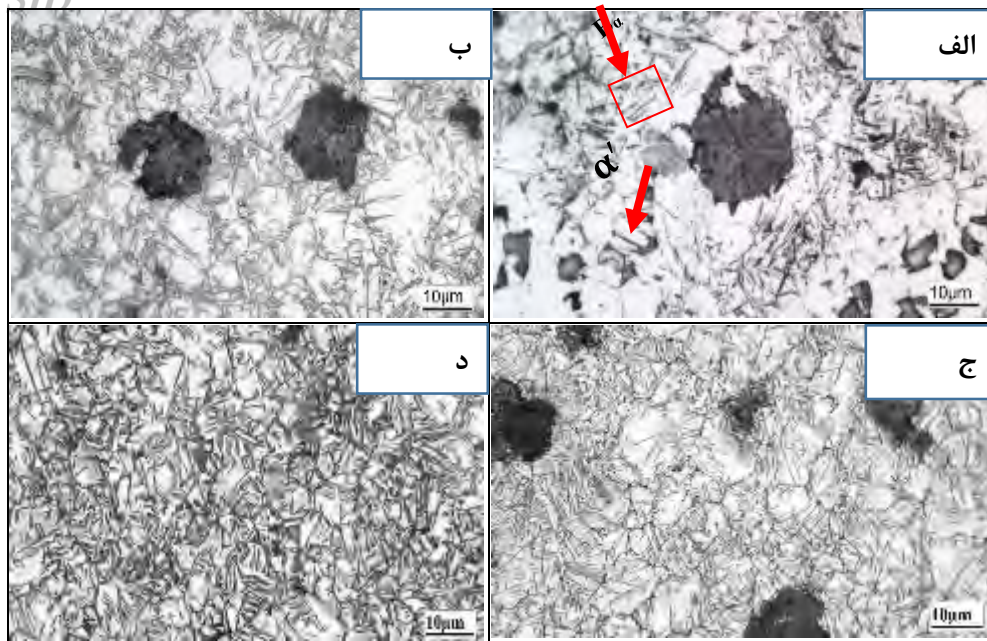


(ح)



(ز)

شکل ۹- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از نمونه‌های آستمپر شده در دمای 450°C برای زمان‌های مختلف (الف) ۱ دقیقه، (ب) ۴ دقیقه، (ج) ۱۶ دقیقه، (د) ۳۲ دقیقه، (ه) ۶۴ دقیقه، (و) ۱۲۸ دقیقه، (ز) ۲۵۶ دقیقه، (ح) ۵۱۲ دقیقه.



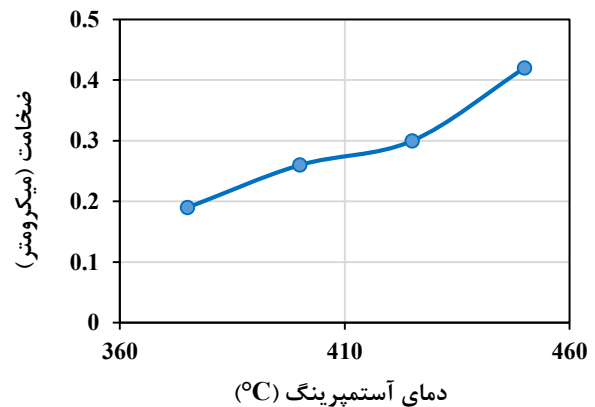
شکل ۱۰- ریزساختار نمونه‌های آستنیت‌شده به مدت ۲ ساعت در دمای ۹۰۰ °C و آستمپر شده به مدت ۱ دقیقه در دماهای:

(الف) ۳۷۵ °C (ب) ۴۰۰ °C (ج) ۴۲۵ °C (د) ۴۵۰ °C (فریت بینایتی = B_{α} ، مارتنزیت = α')

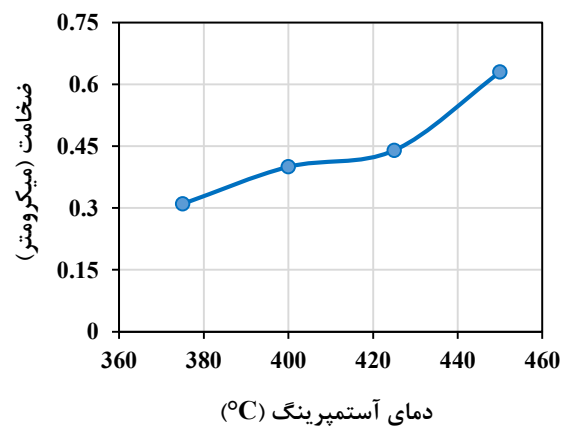
مشخص است که با افزایش دمای آستمپرینگ متوسط ضخامت تیغه‌های فریت بینایتی افزایش دما از ۳۷۵ به ۴۵۰ °C، از ۰/۳۱ میکرومتر به ۰/۶۳ میکرومتر رسیده است. همچنین با افزایش دما، هم تعداد تیغه‌های فریت بینایتی کاهش یافته و هم تیغه‌ها کوتاه‌تر، ضخیم‌تر و مشخص‌تر در ساختار ظاهر می‌شود. در حقیقت با استفاده از تصاویر نشان داده شده می‌توان دریافت که در بینایت بالایی از نظر سینتیک استحاله، سرعت رشد تیغه‌های فریت بیشتر از سرعت جوانه‌زنی است، بنابراین تیغه‌های فریت از نظر عرضی نیز ضخیم‌تر هستند. انجام عملیات حرارتی آستمپرینگ در محدوده بینایت بالایی به دلیل بالاتر بودن سرعت نفوذ کربن، موجب می‌شود که بیشتر کربن قادر باشد هم‌زمان با رشد تیغه‌های فریت بینایتی به سمت خارج نفوذ کند، این حالت منجر به غنی شدن فاز آستنیت بین تیغه‌های فریت در حال رشد می‌شود.

۳-۴- بررسی اثر دما و زمان آستمپرینگ بر سختی

شکل (۱۳)، تغییرات سختی نمونه‌ها برحسب زمان آستمپر را در دماهای آستمپر مختلف نشان می‌دهد. با توجه به شکل، روند کلی تغییرات سختی با زمان آستمپر به این صورت است که در ابتدا و با گذشتن از مرحله اول دگرگونی آستمپر و ورود به مرحله دوم آستمپر، مقدار سختی افت شدیدی پیدا می‌کند. سپس با افزایش زمان آستمپر و افزایش غلظت کربن آستنیت باقیمانده در مرحله دوم، سختی اندکی افزایش می‌یابد. با گذشتن زمان طولانی آستمپر در چهار دما برای زمان ۵۱۲ دقیقه افزایش



شکل ۱۱- تغییرات متوسط ضخامت صفحات فریت بینایتی برای زمان ۱ دقیقه آستمپر با دما.



شکل ۱۲- تغییرات متوسط ضخامت صفحات فریت بینایتی با دما.

با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی و نوری و شکل (۱۲) که متوسط ضخامت تیغه‌های فریت بینایتی را نشان می‌دهد،

۴- نتیجه گیری

در تحقیق حاضر به منظور بررسی اثر آلومینیم بر ریزساختار و خواص مکانیکی چدن نشکن آستمپر شده، نمونه‌هایی استخراج شد و سپس عملیات آستمپرینگ قرار گرفت. در مرحله، بررسی ریزساختاری و آزمون‌های سختی بر روی آن‌ها صورت گرفت. نتایج حاصل از آن به شرح زیر است:

۱- ریزساختار ایجاد شده در مراحل اولیه آستمپرینگ، شامل فریت بینایتی و آستنیت پرکربن بوده که در انتهای استحاله آستمپر، این آستنیت پرکربن تجزیه می‌شود. در نتیجه می‌توان انتظار داشت که با کنترل مراحل آستمپرینگ، ریزساختاری با خواص فیزیکی و مکانیکی بهتری می‌توان به دست آورد.

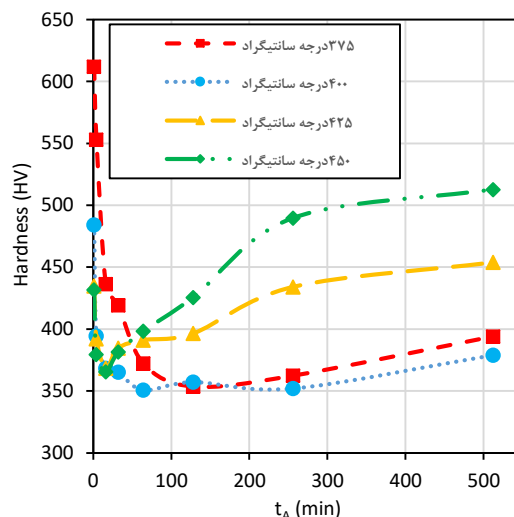
۲- با افزایش دمای آستمپرینگ ضخامت صفحات فریت بینایتی از ۰/۳۱ به ۰/۶۳ میکرومتر افزایش پیدا کرده است.

۳- زمان آستمپرینگ ۱ دقیقه باعث ایجاد مارتنزیت در زمینه می‌شود ولی با افزایش زمان آستمپرینگ، مارتنزیت حذف شده و بینایت در زمینه تشکیل می‌شود. با طولانی شدن زمان آستمپرینگ، آستنیت باقیمانده به فریت و کاربید تجزیه می‌شود که احتمالاً دلیل افزایش سختی در زمان‌های طولانی است.

۴- با افزایش زمان آستمپرینگ در هر چهار دما سختی ابتدا کاهش و سپس در زمان‌های طولانی مقدار سختی افزایش می‌یابد.

مراجع

- [۱] ذوالفقاری ع.، عابدی ا.، بوتراپی س. م.ع.، تأثیر جوانه‌زایی بر خواص مکانیکی و میکروساختار چدن نشکن ریختگی جداره نازک دارای ۴-۵ درصد آلومینیوم، پایان‌نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه شهید رجایی، ۱۳۹۴.
- [2] Takamori S., Osawa Y., Halada K., Aluminum-alloyed cast iron as a versatile alloy, 2002, 43(3) 311-314.
- [3] ASM International Handbook Committee, Casting: Volume 15, ASM international, 2014, 1529-1530.
- [4] Zhukov A.A., Thermodynamics of microsegregation and the effect of elements on the structure of unalloyed and alloyed cast iron, Metal Science And Heat Treatment , 1979, 21(6), 431-436.
- [۵] خادم حسینی ر.، دیواندری م.، بوتراپی س.م.، مطالعات SEM بر روی ریزساختار چدن نشکن آستمپر در سیستم‌های Fe-C-Si-Al و Fe-C-Si، یازدهمین کنگره سالانه انجمن مهندسی متالورژی، اصفهان، انجمن مهندسی متالورژی ایران، آبان ۱۳۸۶.
- [6] Kashani S. M., Boutorabi S.M.A., As-cast acicular ductile aluminum cast iron, Journal of Iron and Steel Research International, 2009, 16(6) 23-28.
- [7] Boutorabi S.M.A., the austempering kinetics, microstructure and mechanical properties of spheroidal graphite unalloyed aluminium cast iron, Ph.D Thesis, the University of Birmingham, 1991.



شکل ۱۳- تغییرات سختی با دما و زمان آستمپرینگ

داشته است. این افزایش سختی در زمان‌های طولانی احتمالاً به دلیل شروع واکنش مرحله سوم آستمپرینگ و ایجاد کاربیدها در ساختار است. با توجه به شکل، بالاترین سختی در سه دمای ۳۷۵، ۴۰۰ و ۴۲۵°C، در زمان ۱ دقیقه به دست آمده است. بالاتر بودن سختی نمونه ۱ دقیقه در دمای ۳۷۵°C نسبت به دمای ۴۵۰°C، احتمالاً به دلیل حضور مارتنزیت در ریزساختار است. بالاتر بودن سختی زمان ۵۱۲ دقیقه در دمای ۴۵۰°C نسبت به زمان ۱ دقیقه در این دما، امکان دارد به دلیل بالاتر بودن مقدار کاربید حاصل از تجزیه آستنیت در مرحله سوم آستمپرینگ به علت بالاتر بودن دمای آستمپرینگ باشد. این کاربیدها بسیار ریزند و جهت مشاهده آن‌ها نیاز به میکروسکوپ الکترونی با قدرت تفکیک بالا است. به طور کلی سختی کل ساختار تابعی از ضخامت صفحات فریتی است به طوری که با افزایش ضخامت صفحات، میزان سختی کاهش می‌یابد.

در دمای بالا، به دلیل نفوذ سریع‌تر کربن به درون آستنیت، این فاز سریع‌تر پایدار شده که این عامل کاهش مقدار مارتنزیت و حذف آن و کاهش سختی را سبب می‌شود. نتایج تحقیقات بهمنی و همکاران [۲۱] نشان داد که تغییرات سختی با زمان آستمپر برای چدن سیلیسیمی با روند تغییرات سختی در این پژوهش تطابق دارد.

نتایج تحقیقات قرقی [۲۲] روی چدن نشکن سیلیسیمی حاوی نیکل و مس در دمای آستمپر از ۳۵۰ و ۳۹۰°C نشان داد که با گذشت زمان در دمای آستمپر ثابت، سختی کاهش می‌یابد و با شروع مرحله سوم آستمپرینگ و تجزیه آستنیت باقیمانده به فریت و کاربید، سختی افزایش می‌یابد. همچنین دمای آستمپر بالاتر به دلیل ساختار آسفریتی درشت‌تر و مقدار آستنیت پرکربن بالاتر، سختی نسبت به دمای پایین‌تر کاهش می‌یابد.

- [16] Shayesteh-Zeraati A., Naser-Zoshki H., Kiani-Rashid A.R., Yousef-Sani M.R., The effect of aluminium content on morphology, size, volume fraction, and number of graphite nodules in ductile cast iron, *Material Design and Applications*, 2010, 224(3) 117-122.
- [17] Pérez M. J., Cisneros M. M., Almanza E., Haro S., Kinetic study of the austempering reactions in ductile irons, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, 21(11) 2460-2466.
- [18] Perez M.J., Cisneros M.M., Lopez H.F., Wear resistance of Cu – Ni – Mo austempered ductile iron, *Wear*, 2006, 260, 879-885.
- [19] Erfanian-Naziftoosi H.R., Kiani Rashid A. R., Haghdadi N., The effect of isothermal heat treatment time on the microstructure and properties of 2.11% Al austempered ductile iron, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, 21, 1785-1792.
- [20] Panneerselvam S., Martis C. J., Putatunda S. K., Boileau J. M., An investigation on the stability of austenite in austempered ductile cast iron (ADI), *Materials Science and Engineering A*, 2015, 626, 237-246.
- [21] Bahmani M., Elliot P., Varahram N., The austempering kinetics and mechanical properties of an austempered Cu – Ni – Mo – Mn alloyed ductile iron, *Journal of Materials Science*, 1997, 32, 4783-4791.
- [22] Ghoroghi M., Varahram N., Effect of austempering parameters on microstructure and mechanical properties of heavy section machinable austempered ductile cast iron (MADI), *Material Research Express*, 2019, 6(6) 1-10.
- [8] Upadhyaya R., Singh K K , Kumar R., Effect of heat treatment parameters on the characteristics of thin wall austempered ductile iron casting, *Materials Science and Engineering* 330, 2018.
- [9] Haque M.M., Investigation on properties and microstructures of spheroidal graphite Fe-C-2Si and Fe-C-2Al cast irons, *Journal of Material Processing Technology*, 2007, 191(1-3) 360-363.
- [۱۰] ناصرزشکی ح.، شایسته زراعتی ع.، کیانی رشید ع.، بررسی اثر عنصر آلومینیم بر ریزساختار و سختی چدن نشکن، دومین همایش مشترک انجمن مهندسی متالورژی ایران و جامعه ریخته‌گری ایران، کرج، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، ۱۳۸۷.
- [11] *Cast Iron Technology*. Butter worth sand Co., 1988.
- [12] Cardilo V., et al., Correlation between microstructure and mechanical properties of austempered ductile irons, *Material Science Forum*, 2018, 925, 203-209.
- [۱۳] صبوری د.، بوتراپی س.م.ع.، بررسی ساختار و سینتیک چدن نشکن آستمپر آلومینیمی حاوی ۵ درصد آلومینیم، پایان‌نامه کارشناسی، دانشگاه علم و صنعت ایران، ۱۳۹۳.
- [14] Balos S., Rajnovic D., Dramicanin M., D Labus, Eric-Cekic O., Sidjanin L., Abrasive wear behaviour of ADI material with various retained austenite content, *International Journal of Cast Metals Research*, 2016, 29, 187-193.
- [15] Bosnjak B., Radulovic B., Pop-Tonev K., Asanovic V., Microstructural and mechanical characteristics of low alloyed Ni-Mo-Cu austempered ductile iron, *ISIJ International*, 2008, 40(12) 1246-1252.

IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Investigation of Microstructure and Hardness of upper Bainitic Austempered Aluminum Ductile Iron (Fe-3.4C-4.3Al-Mg)

Bahram Shakeri¹, Seyed Mohammad Ali Boutorabi^{2*}

1. M.Sc. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology

2. Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology

* **Corresponding Author:** P.O. Box 16846-13114, Narmak, Tehran, Iran. Tel: +98 21 77240540/ Fax: +98 21 77240480.

Paper history:

Received: 15 June 2019

Accepted: 06 September 2019

Abstract:

The Austempering process that leads to formation of a bainitic microstructure in cast iron is significantly affected by any variation in austempering time and temperature as well as chemical composition of samples. The present work is aimed to reveal the effects introduced by aluminum substitution for silicon in the alloy and austempering treatment on bainite transformation kinetics. Samples of the same size were initially austenitizing at 900°C for 2h in order to achieve a uniform austenitic microstructure, followed by austempering at four upper bainitic temperatures of (375, 400, 425 and 450°C) at various times (1 to 512 min.). Microstructural analyses were carried out by means of optical and electron microscopes and observed that by increasing austempering temperature the thickness of ferritic bainitic plates increases from 0.31 μm in 375°C to 0.63 μm in 450°C. It was concluded that austempering transformation in aluminum ductile cast iron is somehow similar Si cast iron. The difference is that the rate of the first stage of austempering was higher while other stages went through the same rates as the other types of cast iron.

Keywords:

Aluminum ductile iron,
Retained austenite,
Bainitic ferrite,
Process window.

Please cite this article using:

Bahram Shakeri, Seyed Mohammad Ali Boutorabi, Investigation of Microstructure and Hardness of upper Bainitic Austempered Aluminum Ductile Iron (Fe-3.4C-4.3Al-Mg), in Persian, Founding Research Journal, 2019, 3(2) 75-90.

DOI: 10.22034/FRJ.2019.190184.1089

Journal homepage: www.foundingjournal.ir