

به نام خدا



مرکز دانش و رایگان
مهندسی متالورژی و مواد

www.Iran-mavad.com



مطالعه تاثیر عملیات حرارتی همگن سازی از طریق ذوب جزئی بر خواص

مکانیکی چدن نشکن آستمپر شده

مسعود مصلائی پور^۱، عصمت داستانیپور^۲، مهدی دهقان^۲، فرشته عادل مهربان^۲ و علیرضا دهقانی^۲

چکیده

خواص مکانیکی مطلوب به همراه مقاومت به سایش عالی چدنهای نشکن آستمپر شده (Austempered Ductile Iron: ADI) موجب کاربرد گسترده‌ی این گروه از مواد در صنایع مختلفی از قبیل خودروسازی، کشاورزی و غیره شده است. مهمترین عامل موثر بر کارایی چدنهای ADI ترکیب شیمیایی و توزیع یکنواخت عناصر آلیاژی در زمینه آنها می باشد؛ بطوریکه هر گونه جدایش و توزیع غیر یکنواخت عناصر آلیاژی موجب تاثیرات نامطلوبی بر خواص مکانیکی این گروه از مواد می گردد. در این پژوهش برخلاف تحقیقات قبلی از عملیات حرارتی همگن سازی توسط ذوب جزئی برای حصول توزیع یکنواخت عناصر آلیاژی در زمینه چدنهای نشکن استفاده شد. مطالعات ریزساختاری همراه با آزمون فازي XRD حاکی از قابلیت عملیات همگن سازی از طریق ذوب جزئی در ایجاد ریزساختاری کاملاً یکنواخت بعد از عملیات آستمپرینگ دارد. همچنین، عملیات همگن سازی مذکور موجب کاهش ۳۰ درصدی میزان آستنیت باقیمانده ناپایدار در نمونه های آستمپر شده می شود. ارزیابی استحکام کششی و مقاومت به ضربه همراه با شکست نگاری سطوح شکست دلالت بر تاثیرات مثبت عملیات همگن سازی از طریق ذوب جزئی بر خواص مکانیکی چدنهای ADI دارد.

واژه های کلیدی: چدن نشکن، ADI، عملیات آستمپرینگ، جدایش، همگن سازی توسط ذوب جزئی.

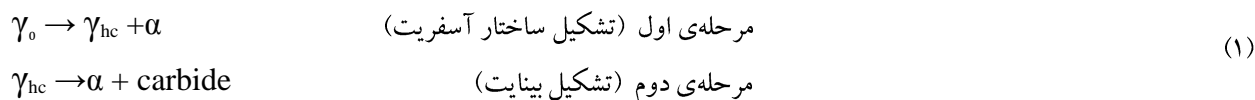
۱- استادیار، دانشکده مهندسی مواد و معدن، دانشگاه یزد. mosal@yazduni.ac.ir

۲- دانشجوی کارشناسی، مهندسی مواد و معدن، دانشگاه یزد.

۱- مقدمه

چندنهای نشکن آستمپر شده (Austempered Ductile Iron: ADI) بدلیل دارا بودن مجموعه‌ای از خواص مکانیکی مطلوب، مقاومت سایشی خوب، قیمت مناسب، قابلیت ریخته‌گری و غیره در صنایع مختلفی از قبیل صنعت خودروسازی، کشاورزی، ساختمان‌سازی، تجهیزات نظامی و غیره مورد توجه و استفاده واقع شده است [۲و۱].

ADI توسط اعمال عملیات حرارتی آستمپرینگ بر چدن نشکن با ترکیب شیمیایی مناسب حاصل می‌شود. عملیات آستمپرینگ شامل آستنیت نمودن کامل چدن در دمای $900 \pm 50^\circ\text{C}$ ، سریع سرد کردن به دمای آستمپرینگ ($350 \pm 100^\circ\text{C}$) و نگهداری برای مدت زمان مناسب در دمای آستمپرینگ و در ادامه سرد نمودن در هوا تا دمای محیط می‌باشد [۴و۳]. عملیات آستمپرینگ موجب توسعه ساختار آسفریت (مخلوطی از فریت سوزنی و آستنیت پایدارشده‌ی غنی از کربن) در زمینه ADI می‌شود که موجب توسعه‌ی خواص مکانیکی عالی و دیگر خصوصیات مطلوب این گروه از مواد می‌گردد [۵]. استحاله‌ی آستمپرینگ در چندنهای نشکن یک واکنش دو مرحله‌ای (واکنش ۱) می‌باشد [۷و۶]:



در مرحله‌ی اول استحاله آستمپرینگ، آستنیت زمینه‌ی (γ_0) به صورت هم‌دما به ساختار آسفریت تبدیل می‌شود. در ادامه (مرحله‌ی دوم)، خارج شدن کربن از آستنیت پایدارشده (γ_{hc}) موجب تشکیل کاربید و ناپایداری فاز آستنیت می‌شود که حین سرد شدن تا دمای محیط به فاز مارتنزیت تبدیل شده و افت چشمگیر خواص مکانیکی را به همراه دارد [۸].

یکی از راهکارهای افزایش قابلیت آستمپرپذیری^۱ (Austemperability) چندنهای نشکن، اضافه نمودن عناصر آلیاژی به ترکیب شیمیایی آنها می‌باشد [۹]. عناصر Mo، Mn و Ni با قابلیت افزایش سختی‌پذیری چندنهای نشکن و جلوگیری از تشکیل فازهای یوکتوئیدی حین سرد شدن از دمای آستنیت تا درجه حرارت آستمپرینگ موجب بهبود قابلیت آستمپرپذیری چدن‌های نشکن می‌شود [۱۰]. اما جدایش نسبتاً شدید عناصر آلیاژی حین انجماد یوکتیکی مذاب چدن‌های نشکن باعث تأثیرات ناخواسته‌ای از جمله افت کارایی عملیات آستمپرینگ چدن‌های نشکن می‌شود [۱۱و۱۲].

بررسیهای انجام شده حاکی از جدایش نرمال عناصر کاربیدزا از قبیل Cr، Mn، Mo و غیره به مناطق بین سلولی و جدایش معکوس عناصر گرافیت‌زا مثل Si، Ni، Cu و غیره به نواحی اطراف کره‌های گرافیتی می‌باشد [۱۳و۱۴]. جدایش عناصر آلیاژی موجب مشکلاتی از قبیل حلالیت غیریکنواخت کربن در زمینه چدن

۱- قابلیت آستمپرپذیری: قابلیت تشکیل ساختار آسفریت در نواحی داخلی نمونه چدن نشکن تعریف می‌شود.

نشکن شده که باعث اختلاف در سختی پذیری و در نتیجه سینتیک غیریکسان استحاله آستمپرینگ در نواحی مختلف زمینه می شود [۱۱-۱۵]. مطالعات زیادی در مورد تاثیرات ناخواسته جدایش عناصر آلیاژی بر خواص مکانیکی ADI صورت پذیرفته است. مثلاً بررسی های Lin و همکارانش [۱۲] نشان داد هرچند جدایش عناصر آلیاژی در چدن نشکن تاثیر زیادی بر سختی ندارد اما به شدت موجب افت چقرمگی و استحکام ضربه ای این مواد می شود.

مطالعات انجام شده دلالت بر ناکارآمدی روشهای سنتی همگن سازی در حذف جدایش از زمینه چدن های نشکن دارد [۱۶-۱۸]. بنابراین در این پژوهش عملیات همگن سازی از طریق ذوب جزئی برای کاهش و حذف جدایش از زمینه چدن های نشکن و تاثیر عملیات همگن سازی بر خواص مکانیکی نمونه ها مورد ارزیابی و مطالعه واقع شد. در عملیات همگن سازی از طریق ذوب جزئی [۱۹] نمونه تا دمای بالاتر از درجه حرارت خط جامد (Solidus) حرارت داده شده که شرایط برای تشکیل حوضچه های فاز مذاب در مناطقی از زمینه ایجاد می شود. نفوذ سریعتر عناصر آلیاژی در فاز مذاب نسبت به نفوذ در فاز جامد موجب کاهش قابل ملاحظه جدایش از زمینه می شود.

۲- مواد و روش تحقیق

چدن نشکن مورد استفاده در این پژوهش با ترکیب شیمیایی Fe-0.29C-2.4Si-1.04Mn-0.035Mg wt% به فرم بلوک های Y شکل در قالب CO₂ ریخته گری شد. عملیات کروی نمودن گرافیت ها با استفاده از فروسیلیس منیزیم (Fe:49%-Si:45%-Mg:6%) به روش ساندویچی در پاتیل و عملیات جوانه زنی توسط جوانه زای فروسیلیس (Fe:80-Si20) انجام شد.

به منظور مطالعه شرایط همگن سازی از طریق ذوب جزئی نمونه هایی با ابعاد 10×10×10mm از شمش ریختگی برش زده شد و در محدوده دمایی 1100-1150°C در رنج زمانی 10-180min مورد عملیات همگن سازی واقع شد. در ادامه برای بررسی تاثیر عملیات همگن سازی بر کارایی عملیات حرارتی آستمپرینگ، نمونه هایی در دو وضعیت همگن شده (مطابق با شرایط بهینه همگن سازی) و همگن نشده مورد عملیات آستمپرینگ (آستنتیه نمودن 900°C/90min و سریع سرد کردن در حمام نمک آستمپرینگ با دمای 375C و نگهداری به مدت 120min در حمام و سپس سرد کردن در هوا تا دمای محیط) واقع شدند.

بعد از هر مرحله همگن سازی و آستمپرینگ، نمونه های مورد نظر مطابق با اصول استاندارد متالوگرافی آماده سازی سطحی شدند و توسط محلول اچانت نایتال ۲٪ (98^{cc}CH₃OH+2^{cc}HNO₃) به مدت 3-4sec حکاکی شیمیایی شده و مورد مطالعات ریزساختاری واقع شدند. مطالعات ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل XL30 و ولتاژ شتاب دهنده 20 KV انجام شد.

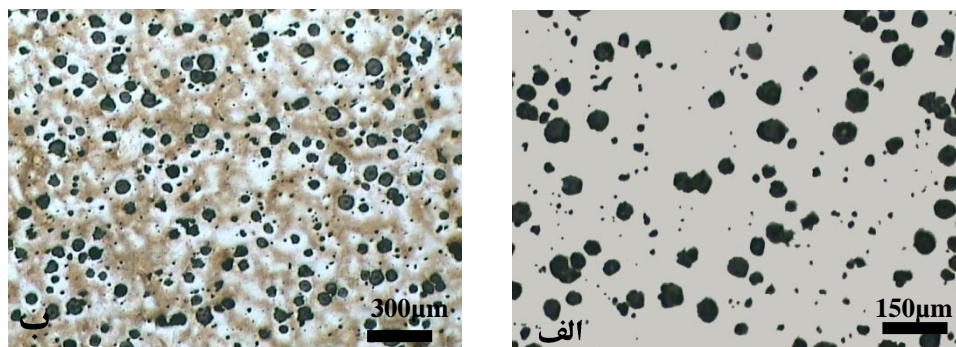
برای مطالعه کمی و کیفی فازهای نمونه‌ها از آنالیز فازی XRD استفاده شد. آنالیز XRD توسط دستگاه XPERT و با استفاده از پرتوی تکرنگ Cu- α در محدوده 10° - 100° با نرخ پیشروی $0.05^{\circ}/\text{sec}$ صورت گرفت.

از دو آزمون کشش و ضربه برای ارزیابی تاثیر عملیات حرارتی همگن‌سازی به روش ذوب جزئی بر خواص مکانیکی نمونه‌ها استفاده شد. نمونه‌های کشش مطابق استاندارد ASTM E-8 ساخته و با نرخ کرنش $1\text{mm}/\text{min}$ مورد آزمون کشش واقع شدند. نمونه‌های آزمون ضربه با ابعاد $10\times 10\times 55\text{mm}$ بدون ناچ مطابق با استاندارد ASTM A326-80 تهیه و در دمای محیط مورد آزمون ضربه واقع شدند.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- مطالعه ریزساختاری نمونه ریختگی

ریزساختار چدن نشکن ریخته‌گری شده در شکل ۱ ارائه شده است. ساختار چدن نشکن عمدتاً شامل کره‌های گرافیتی با درصد کرویت $90\pm 5\%$ (شکل ۱-الف) احاطه شده در غلافی از فریت و زمینه پرلیتی (شکل ۱-ب) می‌باشد. تهی شدن کربن در مجاورت کره‌های گرافیتی موجب ایجاد بستر مناسب برای تشکیل فریت اطراف گرافیت شده است. اختلاف کنتراست رنگ در شکل ۱-ب دلالت بر توزیع غیریکنواخت عناصر آلیاژی در زمینه و در نتیجه تفاوت در آج شدن نواحی مختلف ریزساختار نمونه ریختگی دارد.



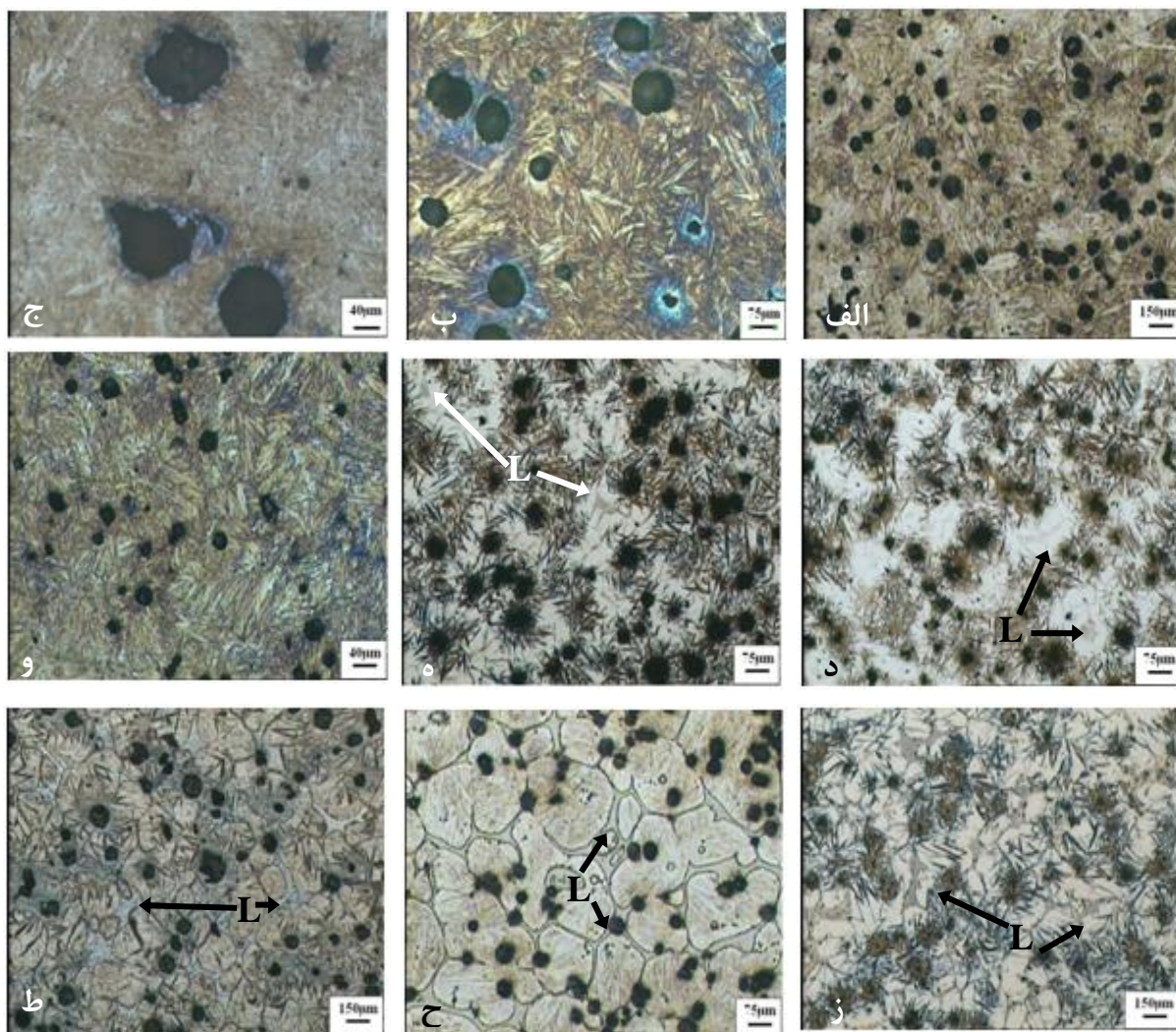
شکل ۱. ساختار نمونه ریختگی چدن نشکن (الف) قبل از آج (ب) بعد از آج.

۳-۲- عملیات همگن‌سازی از طریق ذوب جزئی

تاثیر دما و زمان همگن‌سازی از طریق ذوب جزئی بر تغییرات ریزساختاری زمینه چدن نشکن در شکل ۲ نشان داده شده است. از نکات قابل توجه در این شکل تشکیل حوضچه‌های حاوی فاز مذاب در نمونه‌های همگن شده در دماهای بالاتر از 1110°C می‌باشد. حوضچه‌های مذاب عمدتاً در مناطق بین‌دندریتی (نواحی بین کره‌های گرافیتی) تشکیل شده که می‌توان به پایین‌تر بودن درجه حرارت یوتکتیک در این مناطق نسبت به دمای یوتکتیک بقیه قسمت‌ها نسبت داد. کمتر بودن درجه حرارت یوتکتیک در مناطق بین کره‌های گرافیتی در

نتیجه جدایش نرمال عناصر کاربیدزا از قبیل (Cr و Mn، Mo) و تجمع آنها در مناطق بین گرافیتی می باشد [۱۳]. در این حالت با توجه به روابط تجربی ارائه شده در مورد تغییرات درجه حرارت یونکتیک بر حسب ترکیب شیمیایی (رابطه ۲) می توان پیش بینی نمود افزایش غلظت عناصر کاربیدزا در نواحی بین گرافیتی موجب کاهش درجه حرارت یونکتیک در این نواحی می شود. از طرفی جدایش معکوس عناصر گرافیتزا (از قبیل Al، Ni و Si) [۱۳] موجب افزایش درجه حرارت یونکتیک در نواحی اطراف کره های گرافیتی می گردد.

$$T_E = 1148 + (4 \times \%Si) + (5 \times \%Cu) + (8 \times \%Al) + (4 \times \%Ni) - (2 \times \%Mn) \quad (2)$$



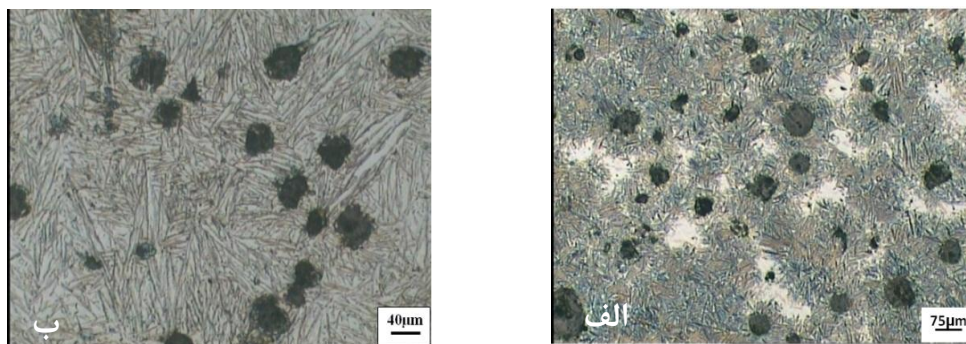
شکل ۲. ریزساختار نمونه های همگن شده (الف: ۱۱۱۰°C/۱۰min، ب: ۱۱۱۰°C/۳۰min، ج: ۱۱۱۰°C/۴۵min، د: ۱۱۲۰°C/۱۰min، ه: ۱۱۲۰°C/۳۰min و ۱۱۲۰°C/۴۵min، ز: ۱۱۴۰°C/۱۰min، ح: ۱۱۴۰°C/۳۰min، ط: ۱۱۴۰°C/۶۰min. L: فاز لدبوریت (حوضچه های فاز مذاب). همانگونه که در شکل ۲-د و مشاهده میشود با افزایش مدت زمان همگن سازی تا حدود ۴۵min، حوضچه های مذاب تشکیل شده در نمونه های همگن شده در دمای ۱۱۲۰°C منجمد می شود (انجماد همدا). مکانیزم انجماد همدا را می توان به تغییر ترکیب شیمیایی حوضچه های مذاب با افزایش مدت زمان نگهداری

در دمای همگن سازی در نتیجه نفوذ درهم بین فاز مذاب و جامد اطراف آن نسبت داد. عبارت دیگر پس زده شدن عناصر کاربیدزا از حوضچه های مذاب به فاز جامد اطراف و ورود عناصر گرافیتزا از فاز جامد اطراف به حوضچه های مذاب موجب افزایش درجه حرارت یوتکتیک فاز مذاب و در نتیجه کاهش تدریجی حجم فاز مذاب در نمونه ها را باعث می شود. افزایش مدت زمان نگهداری نمونه ها در دمای همگن سازی موجب پیشروی انجماد همدمما و تکمیل انجماد فاز مذاب می شود.

حضور فاز لدبورت در مناطق بین کره های گرافیتی در نمونه همگن شده در دمای 1140°C به مدت 60min (شکل ۲-ط) دلالت بر عدم تکمیل انجماد همدمما در این نمونه دارد. بررسیهای بیشتر نیز حکایت از عدم تکمیل انجماد در این نمونه بعد از حدود 6hr نگهداری در دمای 1140°C داشت. عدم تکمیل انجماد همدمما در این نمونه به دلیل بالا بودن بیش از حد دمای همگن سازی است. عبارت دیگر افزایش دمای یوتکتیک در نتیجه نفوذ درهم عناصر آلیاژی در این حالت نمی تواند باعث فراهم شدن شرایط لازم برای تکمیل انجماد همدمما شود.

۳-۳- تاثیر عملیات همگن سازی از طریق ذوب جزئی بر کارایی عملیات آستمپرینگ

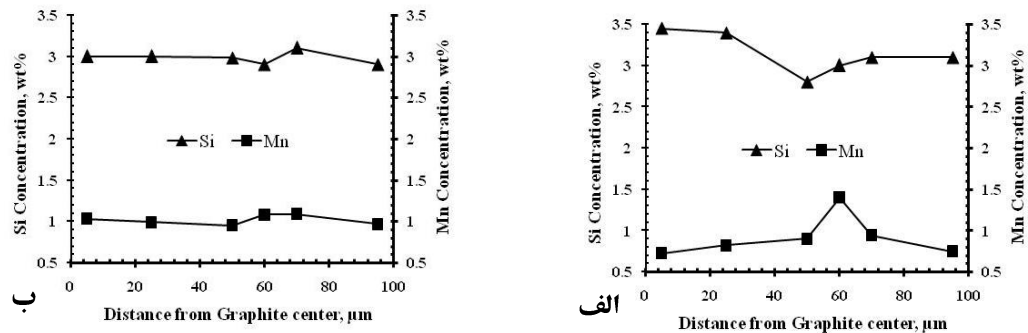
در شکل ۳ تاثیر عملیات همگن سازی از طریق ذوب جزئی بر ریزساختار نمونه های ADI نشان داده شده است.



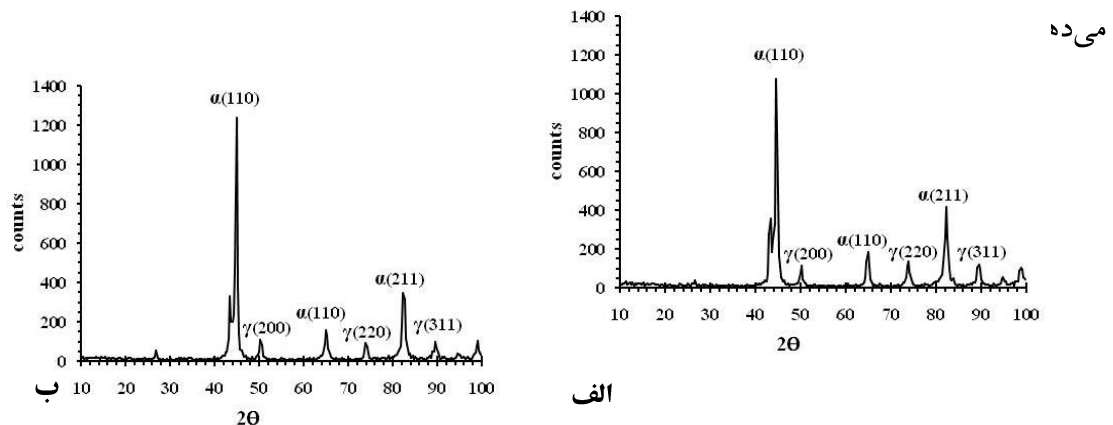
شکل ۳. ریزساختار چدن نشکن آستمپر شده قبل از عملیات همگن سازی (الف). ریزساختار چدن نشکن آستمپر شده بعد از عملیات همگن سازی در دمای $1120^{\circ}\text{C}/2\text{hr}$ (ب).

همانگونه که در شکل ۳ دیده می شود اعمال عملیات آستمپرینگ بر نمونه ریختگی همگن نشده (نمونه خام) موجب ایجاد یک ساختار غیریکدست و تشکیل مقادیر قابل ملاحظه ای آستنیت باقیمانده ناپایدار در نواحی بین گرافیتی می شود (شکل ۳-الف، ب). غیریکنواختی در ریزساختار نمونه ریختگی آستمپر شده در نتیجه توزیع غیریکنواخت عناصر آلیاژی و سختی پذیری متفاوت نواحی مختلف زمینه می باشد. تجمع Mn در مناطق بین کره های گرافیتی موجب افزایش سختی پذیری این ناحیه و به تاخیر افتادن استحاله آستمپرینگ در نواحی

بین کره‌های گرافیتی می‌گردد. در مقابل نمونه همگن و آستمپر شده دارای ساختاری کاملاً یکدست می‌باشد (شکل ۳ج) که اشاره بر توزیع نسبتاً یکنواخت عناصر آلیاژی و در نتیجه سختی پذیری یکسان نواحی مختلف زمینه دارد. مطالعه توزیع ترکیب شیمیایی در نواحی بین کره‌های گرافیتی نیز دلالت بر کارآمدی عملیات همگن سازی در کاهش جدایش از زمینه چدن نشکن داشت.



شکل ۴. پروفیل غلظتی عناصر آلیاژی بین دو کره گرافیتی. (الف) بدون همگن سازی (ب) بعد از همگن سازی.
شکل ۵. نتایج آزمون فازی XRD بر نمونه‌های ADI در دو وضعیت همگن شده و همگن نشده را نشان



شکل ۵. الگوی تفوق پرتو x (الف) آنالیز نمونه همگن نشده (ب) آنالیز نمونه همگن شده در دمای 1120/2hr

محاسبه مقادیر دو فاز α و γ در این نمونه‌ها توسط روابط ۳-۵ و با استفاده از صفحات $(110)_\alpha$ ، $(211)_\alpha$ ، $(220)_\gamma$ و $(311)_\gamma$ انجام شد. مطالعات XRD به همراه بررسیهای آنالیزگر تصویری حاکی از افزایش مقدار فریت در ADI بعد از همگن سازی به میزان ۳۷٪ و همچنین کاهش قابل ملاحظه مقدار آستنیت باقیمانده استحالته نیافته در نمونه‌های همگن شده بود.

$$\frac{R_\alpha}{R_\gamma} * \frac{I_\gamma}{I_\alpha} = \quad (۳)$$

$$R = \left[P * F^2 * \left(\frac{1 + \cos 2\theta^2}{\cos \theta * \sin \theta^2} \right) * e^{-2M} \right] * \frac{C_\gamma}{C_\alpha} \quad (۴)$$

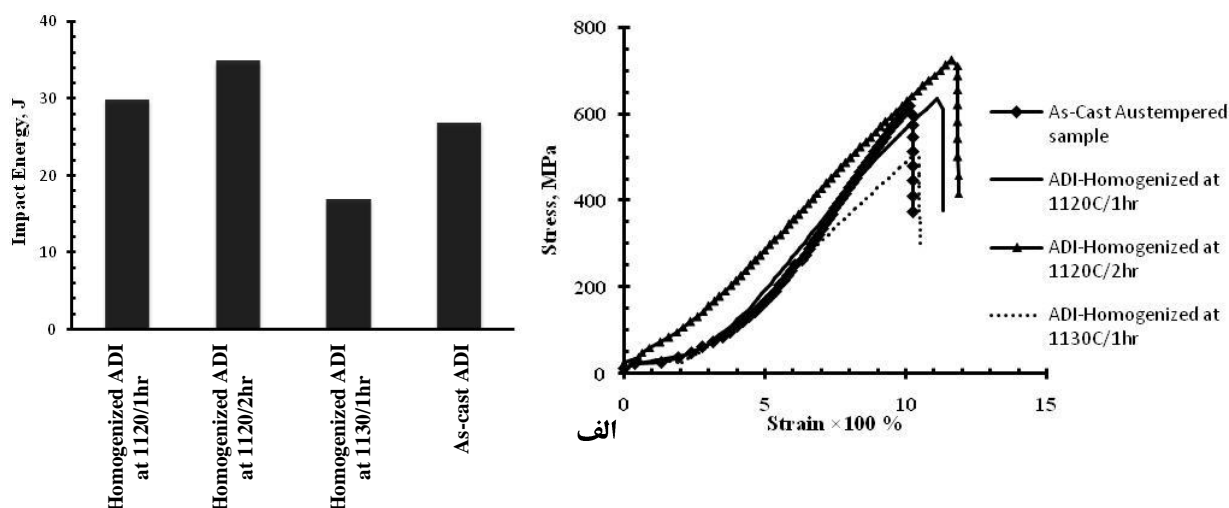
$$\frac{1}{V^2}$$

$$C_{\gamma} + C_{\alpha} = 1 \quad (5)$$

در این روابط مقدار I شدت پرتو، C_x کسر حجمی فاز x ، P فاکتور چندگانه، F فاکتور ساختاری، V حجم سلول واحد و e^{-2M} فاکتور دما و اندیسه‌های α و γ به ترتیب مبین فازهای فریت و آستنیت می‌باشد [۲۰].

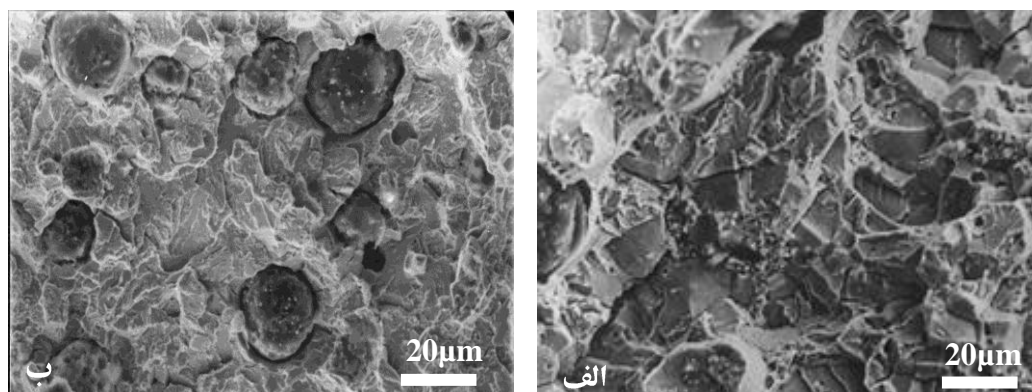
۳-۴- ارزیابی خواص مکانیکی نمونه‌ها

نتایج حاصل از مطالعه استحکام ضربه و کششی نمونه‌ها در شکل ۶ ارائه شده است. همانطوریکه از این شکل استنباط می‌شود، شرایط همگن‌سازی تاثیر زیادی بر انرژی ضربه و خواص کششی ADI دارد. بهبود استحکام ضربه و خواص کششی نمونه‌ها بعد از عملیات همگن‌سازی در شرایط $1120^{\circ}\text{C}/2\text{ hr}$ را می‌توان به توزیع یکنواخت عناصر کاربیدزا و یکدستی ساختار نسبت داد که در همخوانی با مطالعات ریزساختاری انجام شده است. افت استحکام کششی در نمونه همگن شده در دمای $1130^{\circ}\text{C}/1\text{hr}$ احتمالاً بعلة رشد دانه در این نمونه و یا عدم تکمیل انجماد همدم‌ها در مناطقی از زمینه می‌باشد.



شکل ۶. تاثیر عملیات همگن‌سازی بر خواص مکانیکی ADI. الف) نمودار تنش-کرنش ب) استحکام ضربه.

بررسی سطوح شکست نمونه‌های همگن نشده و همگن شده نیز مؤید افزایش داکتیلیتی و افزایش درصد شکست نرم در نمونه‌ها بعد از عملیات همگن‌سازی از طریق ذوب‌جزئی می‌باشد. حضور نواحی شبه کلیواژ در سطح مقطع نمونه همگن نشده دلالت بر تغییر شکل پلاستیک کم در این نمونه دارد (شکل ۷-الف). وجود نواحی شبه دیمپل و ناهمواریهای زیاد سطحی در سطح شکست نمونه همگن شده (شکل ۷-ب) در همخوانی با انرژی ضربه و استحکام کششی بیشتر این نمونه در مقایسه با مقادیر مربوط به نمونه همگن نشده دارد.



شکل ۷. سطوح شکست نمونه ADI. الف) بدون عملیات همگن سازی ب) بعد از عملیات همگن سازی.

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش عملیات همگن سازی از طریق ذوب جزئی نمونه های چدن نشکن و تاثیر عملیات مذکور بر کارایی عملیات آستمپرینگ و خواص مکانیکی نمونه ها مورد ارزیابی و مطالعه واقع شد که نتایج زیر را می توان بعنوان مهمترین نتایج حاصل از این پژوهش بیان نمود.

۱. عملیات همگن سازی از طریق ذوب جزئی با کاهش جدایش عناصر آلیاژی موجب بهبود کارایی عملیات آستمپرینگ چدن نشکن آستمپر شده می شود.

۲. بر اساس آزمایشات انجام شده در این پژوهش، بهترین شرایط برای همگن سازی از طریق ذوب جزئی نمونه های مورد استفاده در این پژوهش محدوده دمایی $1120 \pm 10^{\circ}\text{C}$ به مدت 120 ± 10 min می باشد.

۳. عملیات همگن سازی از طریق ذوب جزئی موجب کاهش مقدار آستنیت باقیمانده استحاله نیافته و توزیع یکنواخت فاز آسفریت در مناطق مختلف زمینه چدن نشکن آستمپر شده گردید.

۴. بهبود استحکام ضربه و استحکام کششی ADI به ترتیب تا حدود 17% و 29% توسط عملیات همگن سازی از طریق ذوب جزئی حاصل شد.

۵- مراجع

- 1- K.L. Hayrenen, D.J. Moore, and K.B. Rundman, "Tensile and Fatigue Properties of Relatively Pure ADI," Trans. AFS, 1992, v.100, pp. 93-104.
- 2- J. Zimba, D.J. Simbi and E. Navara, "Austempered Ductile Iron: an Alternative Material for Earth Moving Components", Cement & Concrete Composites, vol. 25, 2003, pp. 643-649.
- 3- D.J. Moore, T.N. Rouns, and K.B. Rundman: "Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron," Trans. AFS, 1985, v.103, pp. 705-18.
- 4- T.S. Shih, C.S. Chang, and L.Z. Haung: "Mechanical Properties and Microstructures of Austempered Ductile Iron," Trans. AFS, 1991, v.107, pp. 793-808.
- 5- J. Aranjbal, I. Gutierrez, J.M. Rodriguez-Ibabe, and J.J. Urocla: "Influence of Heat Treatments on Microstructure and Toughness of Austempered Ductile Iron," Mater. Sci. Technol., 1992, 11, pp. 263-73.
- 6- J. Achary and D. Venugopalan, "Microstructural development and austempering kinetics of ductile iron during thermo-mechanical processing", Metallurgical and Materials Transactions A, v.13, n.10, pp. 2575-2585
- 7- J.R. Davis(Edited), "ASM Specialty Handbook Cast Irons", ASM International Publication, New York, 1996.
- 8- S.K. Putatunda and K.P. Gadricherla, "Effect of Austempering Time on Mechanical Properties of a low Manganese Austempered Ductile Iron", Journal of Materials Engineering and Performance, v. 9, 2000, pp. 193-203.
- 9- B. Bosnjak, V. Asanovic, B. Radulovic and K. Pop-Tonev, "Influence of microalloying and heat treatment on the kinetics of bainitic reaction in ADI", Journal of Materials Engineering and Performance, 2003, v.10, n.2, pp.203-211.
- 10- T. Shiokawa, "The Influence of Alloying Elements and Heat Treatment Condition on the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron", In: Proceedings of the 3rd International Conference on ADI. Chicago: Bloomingdale; 1991, pp. 375-87.
- 11-15- N. Darwish and R. Elliott, "Austempering of low Manganese Ductile Irons. Part 3: Variation of Mechanical Properties with Heat Treatment Conditions", Materials Science and Technology, vol. 9, no 10, Oct. 1993, pp. 882-889.
- 12- B.Y. Lin, E.T. Chen, and T.S. Lei, "The effect of segregation on the austempering transformation and toughness of ductile irons." Journal of Materials Engineering and Performance, 1998, v. 7, n. 3, pp. 407-419.
- 13- B. Kovacs, "The effects of alloying elements and their segregation in ADI." Proc. 2^{ed} Int. Conf. on Austempered Ductile Iron, New York, USA, 1991, v. 1, pp. 241-252.
- 14- A. Owhadi, J. Hedjazi, P. Davami, M. Fazeli and J.M. Shabestari, "Microsegregation of manganese and silicon in high manganese ductile iron." Materials Science and Technology, 1997, v. 13, pp. 813-817.
- 15- D.J. Moore, T.N. Rouns and K.B. Rundman, "Effect of Heat Treatment, Mechanical Deformation and Alloying Element additions on the Rate of Bainite Formation in ADIs", Journal of Heat Treating, 1985, v.4, n.1, pp. 7-24.
- 16- E. Dorazil, "High strength austempered ductile cast iron." 1st Ed. Eills Horwood Publication, 1991, London PP. 128-215.
- 17- G. Jolley, M.L. Grad, G.N.J. Gilbert, and G. Mesh, "Segregation in nodular iron and its influence on mechanical properties." The British Foundryman 1967, pp. 72-97.
- 18- J. Lacaze, A. Boudot, V. Gerval, D.Oquab and H.Santos, "The role of Mn and Cu in the eutectoid transformation of spheroidal graphite cast iron." Metallurgical and Materials Transaction A, 1997, v. 28A, pp. 2015-2025.
- 19- G. R. Purdy, D.V. Malakhov and A. Guha, "Homogenization of multicomponent alloy via partial melting." *Journal of Phase Equilibria*, 2001, v. 22, n. 4, pp. 439-450.
- 20- D. Cullity, "Elements of X-Ray Diffraction", Addison Wesley Publishing Company, MA, 1956, pp. 390-96.