

# بهینه نمودن شرایط عملیات حرارتی آستمپرینگ چدن نشکن همگن شده توسط عملیات حرارتی همگن سازی از طریق ذوب جزئی

مسعود مصلاهی پور یزدی\*، محمود حاجی صفری هامانه\* و محمود نیلی احمدآبادی\*\*\*

\* عضو هیات علمی گروه مهندسی مواد دانشگاه یزد

\*\* عضو هیات علمی گروه مهندسی مواد دانشگاه آزاد اسلامی واحد یزد

\*\*\* عضو هیات علمی دانشکده مواد دانشگاه تهران

## چکیده

خواص مکانیکی بهینه چدن‌های نشکن آستمپر شده باعث گسترش استفاده از این مواد در صنایع مختلف شده است. در این مقاله بر خلاف روش‌های مرسوم به منظور توزیع یکنواخت عناصر آلیاژی در زمینه چدن نشکن از عملیات حرارتی همگن سازی از طریق ذوب جزئی استفاده گردید. برای بررسی تاثیر شرایط عملیات آستمپرینگ بر نمونه‌های همگن شده، از شمش چدن نشکن ریخته‌گری شده توسط کوره القایی با فرکانس متوسط، نمونه‌هایی مکعبی شکل بریده شد و تحت عملیات آستمپرینگ واقع شدند. پارامترهای موثر بر عملیات حرارتی آستمپرینگ چدن‌های نشکن از قبیل دما و زمان فرایند آستنیت‌زدایی و دما و زمان عملیات آستمپرینگ در این مقاله مورد بررسی قرار گرفت. انتخاب مناسب دما و زمان فرایندهای آستمپرینگ و آستنیت‌زدایی، منجر به ایجاد داکتیلیته و استحکام کششی بهینه در نمونه‌های آستمپر شده می‌گردد، در غیر این صورت چدن نشکن آستمپر شده رفتار تردی را از خود نشان می‌دهد.

## واژه‌های کلیدی

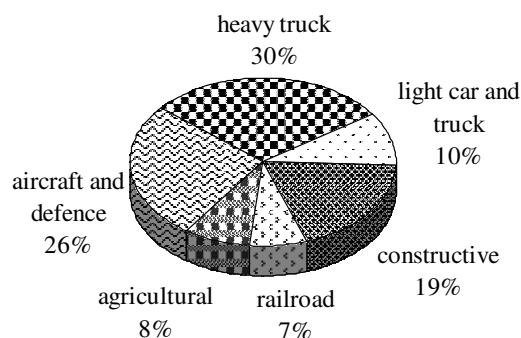
چدن‌های نشکن، عملیات همگن سازی، ذوب جزئی، آستنیت‌زدایی، شکست نگاری، خواص کششی

به صورت پتنت منتشر نمود که به‌عنوان تولد رسمی چدن نشکن مطرح شد [۱].

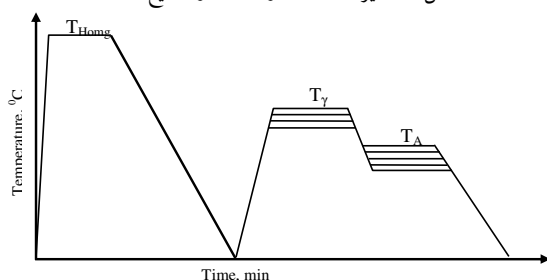
مقاومت به اکسیداسیون و خوردگی مطلوب چدن‌های نشکن در کنار خواص مکانیکی مطلوب این مواد از قبیل استحکام ویژه بالا، داکتیلیته مطلوب، مقاومت سایشی عالی، استحکام خستگی خوب، به‌مراه قابلیت ریخته‌گری آسان و دیگر خصوصیات ویژه، باعث توسعه استفاده از چدن‌های نشکن در صنایع مختلف شده است. افزایش حجم در اثر تشکیل فاز گرافیت حین ریخته‌گری و انجماد چدن‌های نشکن، ضرورت استفاده از تغذیه حین ریخته‌گری این مواد برای جلوگیری از تشکیل حفرات انقباضی را کاهش و در اغلب موارد منتفی می-

## ۱- مقدمه

از اوایل قرن بیستم تحقیقات وسیعی در زمینه تولید چدن نشکن با قابلیت ریخته‌گری آسان همانند چدن خاکستری و با خواص مکانیکی مطلوب مانند چدن‌های مالیل شروع گردید. در سال ۱۹۴۳ میلادی Keith Dwight Mills از شرکت بین‌المللی Nickel، منیزیم را به صورت آلیاژی از مس و منیزیم به مذاب چدن اضافه نمود، که منجر به تولید چدن با گرافیت کروی گردید. پیدایش چدن نشکن پنج سال بعد یعنی در سال ۱۹۴۸ در کنفرانس AFS توسط Henton Morrigh از مرکز تحقیقات British Cast Iron اعلام شد. در این هنگام شرکت بین‌المللی Nickel نتایج تحقیقات پنج سال قبل K. D. Mills را



شکل (۱): میزان استفاده از ADI در صنایع مختلف



شکل (۲): سیکل‌های عملیات حرارتی اعمالی بر نمونه‌های مختلف

جدول (۱): ترکیب شیمیایی شمش چدن نشکن مورد استفاده در این پژوهش.

Fe	C	Si	Mn	Cu
Rem.	۳/۷	۲/۵	۰/۲۵	۰/۰۹
Ni	Mo	S	P	Mg
۱/۸۵	۰/۰۵	۰/۰۰۹	۰/۰۲	۰/۰۳۵

سرد شده و در این دما قرار می‌گیرند. استحاله آستمپرینگ در چدن‌های نشکن یک پروسه دو مرحله‌ای می‌باشد. حین مرحله اول عملیات حرارتی آستمپرینگ، فاز فریت در دمای آستمپرینگ شروع به جوانه‌زنی و رشد در فاز آستنیت می‌نماید، کربن پسرزده شده از صفحات فریت به فاز آستنیت مجاور، باعث غنی شدن این فاز از کربن شده و در نتیجه از رشد صفحات فریت جلوگیری می‌نماید. لازم به ذکر است که مقدار سیلیسیم زیاد چدن نشکن، مانع از تشکیل کاربید در زمینه چدن نشکن حین عملیات حرارتی آستمپرینگ می‌شود. ریز ساختار حاصل در این مرحله آسفریت (Ausferrite) نامیده می‌شود (واکش شماره ۱)



در صورت طولانی شدن مدت زمان حرارت دادن نمونه در دمای آستمپرینگ، مرحله دوم عملیات حرارتی آستمپرینگ

گرداند [۲-۴].

دانسیته کمتر چدن‌های نشکن نسبت به فولاد (در حدود ۱۰٪) منجر به جایگزینی فولادهای فورج شده و کم آلیاژی توسط چدن نشکن آستمپر شده (Austempered Ductile Iron) شده است. از طرفی با توجه به استحکام ۳ برابری ADI نسبت به آلومینیم، در موارد متنوعی ADI قابلیت استفاده به جای آلومینیم را دارا می‌باشد؛ لازم به ذکر است که دانسیته ADI تنها ۲/۵ برابر آلومینیم می‌باشد و با توجه به نسبت استحکام به دانسیته این دو آلیاژ و شرایط ریخته‌گری و انجماد آنها جایگزینی آلومینیم توسط ADI باعث کاهش هزینه‌ها می‌گردد [۶۰۵]. از مهمترین زمینه‌های کاربرد چدن‌های نشکن می‌توان به این موارد اشاره نمود؛ الف) صنعت اتومبیل، مواردی از قبیل میل لنگ، میل بادامک، چرخ دنده‌ها و غیره؛ ب) راه آهن مواردی از قبیل track plates, pick-up arm, rail braces؛ ج) در خودروهای سنگین مواردی مانند spring hangar brackets, pivot pins؛ د) صنعت معدن از قبیل sprockets, chains, chain guides, wear plates؛ ه) دیگر موارد از قبیل تجهیزات ساختمانی، کمپرسور و غیره. در شکل (۱) میزان تقریبی استفاده از چدن‌های نشکن در صنایع مختلف ارائه شده است [۱۰۶-۳].

مهمترین فاکتورها در تعیین ترکیب شیمیایی چدن‌های نشکن به منظور تولید ADI عبارتند از: الف) میزان کربن معادل مذاب چدن نشکن می‌بایست به گونه‌ای انتخاب شود تا از انجام استحاله پرلیت جلوگیری شود ولی مانع استحاله بینیت نشود؛ ب) تمایل به جدایش شیمیایی حداقل باشد؛ ج) ریز ساختار عاری از فسفات‌ها و کاربیدهای سلولی باشد [۷-۱۱]. بعد از تولید چدن نشکن مهمترین مرحله در تهیه ADI انجام عملیات حرارتی آستمپرینگ می‌باشد. بر حسب فاکتورهای مختلف عملیات حرارتی آستمپرینگ، رنج وسیعی از خواص قابل حصول می‌باشد که به توسعه رده‌های مختلف ADI بر اساس استاندارد ASTM A 897 منجر می‌شود [۱۲].

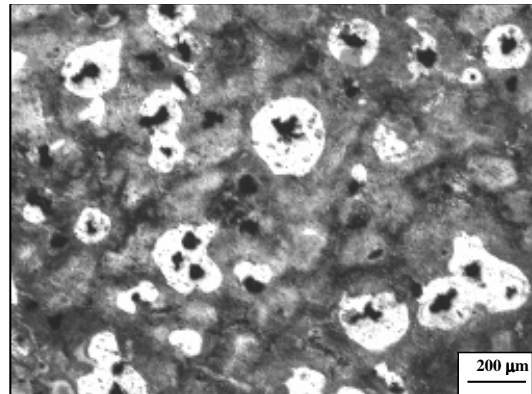
نمونه‌ها بعد از آستنیت شدن، سریعاً تا دمای آستمپرینگ

انجام مرحله دوم استحالته آستمپرینگ باعث افت داکتیلیته و کاهش چقرمگی ADI می شود [۱۶-۱۳]. یکی از مشکلات عمده حین آستمپرینگ چدنهای نشکن مسئله جدایش عناصر آلیاژی می باشد. عناصر آلیاژی به منظور افزایش سختی پذیری (Hardenability) چدنهای نشکن، به ترکیب شیمیایی این مواد اضافه می شود. جدایش عناصر آلیاژی در مناطق بین سلولی، باعث کاهش سرعت استحالته آستمپرینگ در این نواحی می گردد. طولانی نمودن مدت زمان عملیات آستمپرینگ برای انجام واکنش آستمپرینگ در این نواحی باعث شروع مرحله دوم استحالته آستمپرینگ در نواحی مجاور کره های گرافیتی می شود. تشکیل فاز کاربید و فاز مارتنزیت در ریز ساختار ADI باعث افت خواص مکانیکی این مواد می شود [۱۷-۱۹].

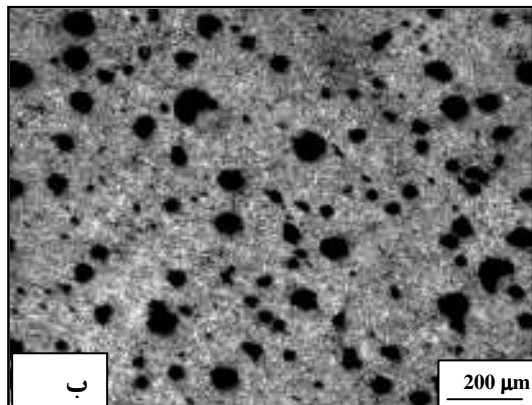
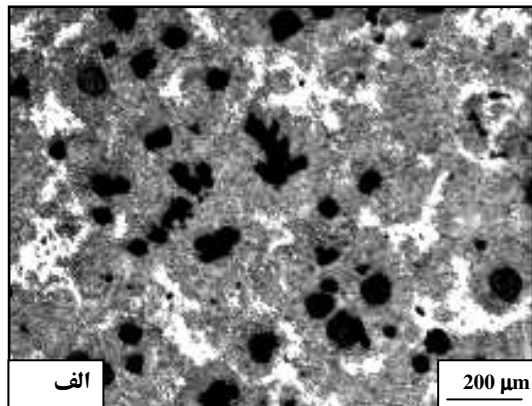
با توجه به عدم کارآمدی عملیات حرارتی همگن سازی متداول در حذف جدایش عناصر آلیاژی از زمینه چدن های نشکن، در این مقاله عملیات حرارتی همگن سازی از طریق ذوب جزئی برای همگن نمودن توزیع عناصر آلیاژی در زمینه نمونه های مورد تحقیق استفاده شده است [۲۰]. برای بررسی تاثیر عملیات حرارتی همگن سازی از طریق ذوب جزئی بر فاکتورهای مختلف عملیات حرارتی آستمپرینگ، نمونه های همگن شده توسط عملیات همگن سازی از طریق ذوب جزئی تحت شرایط مختلف آستمپرینگ واقع شدند و خواص کششی ADI حاصله مورد بررسی واقع گردید.

## ۲- روش تحقیق

نمونه های مورد نیاز برای عملیات حرارتی همگن سازی از طریق ذوب جزئی توسط کوره القایی با فرکانس متوسط ذوب و در قالب از جنس ماسه CO<sub>2</sub> ریخته گری شدند. لازم به ذکر است عملیات کروی سازی گرافیت ها توسط فروسیلیس منیزیم با ترکیب 49%Fe-45%Si-6%Mg و از روش ساندویچی در پاتیل انجام شد. برای عملیات جوانه زایی مذاب، جوانه زای فروسیلیس با ترکیب 80%Fe-20%Si پس از عملیات کروی

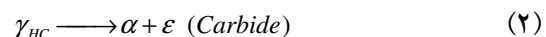


شکل (۳): ریز ساختار چدن نشکن ریخته گری



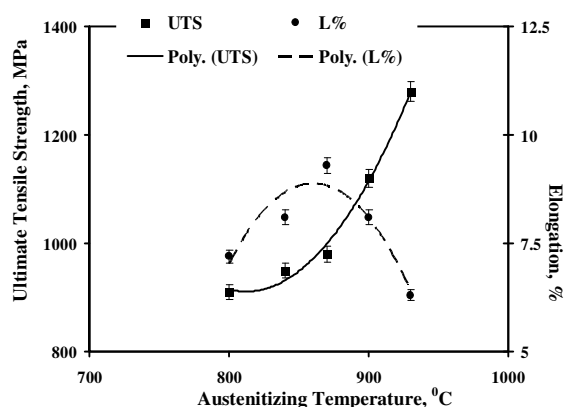
شکل (۴): ریز ساختار نمونه های آستمپر شده؛ الف) بدون عملیات همگن سازی ب) اعمال عملیات همگن سازی.

شروع می شود که باعث تجزیه شدن آستنیت غنی از کربن به فریت و کاربید می شود (واکنش شماره ۲).



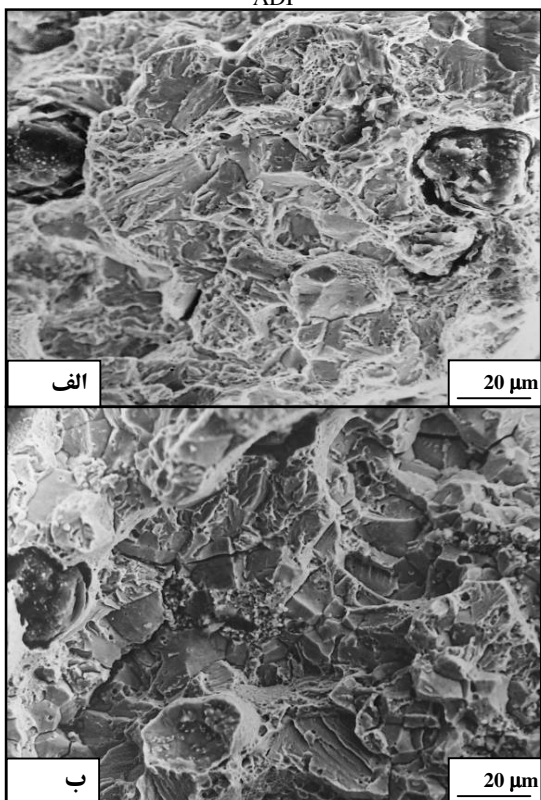
جدول (۲): نتایج حاصل از بررسی کره‌های گرافیتی در نمونه‌های مختلف

کرویت (%)	قطر متوسط (mm)	مساحت سطحی (%)	تعداد کره‌های گرافیت بر سطح (1/mm <sup>2</sup> )
۸۷	۰/۰۳	۸/۷	۲۰۳



شکل (۵): تاثیر دمای آستنیت‌کردن بر استحکام کششی و داکتیلیته نمونه‌های

ADI



شکل (۶): ریز ساختار سطح مقطع شکست الف) نمونه آستنیت‌شده در دمای

۸۶۰°C (ب) نمونه آستنیت‌شده در دمای ۹۳۰°C

سازی به مذاب داخل پاتیل اضافه گردید. با کمک کوانتومتری از نمونه‌های ریخته‌گری شده و با تغییرات شارژ کوره، ترکیب شیمیایی مورد نظر مطابق با جدول (۱) بدست آمد.

با استفاده از سنباده های با شماره‌های مختلف و خمیر الماسه، آماده سازی سطحی نمونه‌ها انجام شد سپس نمونه‌ها توسط محلول اچ نایتال ۲٪ اچ شدند. بررسی ریز ساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری، بررسی کسر حجمی فازهای مختلف توسط آنالیزگر تصویری و بررسی سطوح شکست توسط میکروسکوپ الکترونی انجام شد. عملیات حرارتی همگن‌سازی از طریق ذوب جزئی در کوره مقاومتی و اعمال سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی آستنیت‌ه و آستمپرینگ با استفاده از حمام نمک انجام شد. نمونه‌های کشش استوانه‌ای مطابق استاندارد ASTM E-8 در ابعاد کوچک (Sub Size tensile specimen) تهیه گردید. سیکل عملیات حرارتی اعمالی بر نمونه‌ها در شکل (۲) ارائه شده است.

در شکل (۲)،  $T_{Homg}$  معرف دمای عملیات حرارتی همگن سازی،  $T_{\gamma}$  معرف دمای عملیات آستنیت‌ه کردن و  $T_A$  معرف دمای عملیات حرارتی آستمپرینگ می‌باشد.

### ۳- نتایج و مباحث

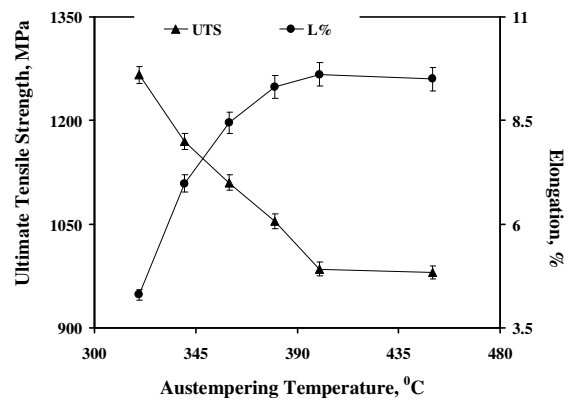
ریز ساختار چدن نشکن بعد از ریخته‌گری (As Cast Ductile Iron) در شکل (۳) نشان داده شده است. زمینه ریز ساختار نشان داده شده در شکل (۳)، پرلیت و مناطق سفید رنگ اطراف کره‌های گرافیت، فاز فریت می‌باشد. مناطق پررنگ در زمینه در نتیجه جدایش عناصر آلیاژی در مناطق بین دندریتی می‌باشد. با تشکیل کره‌های گرافیت، غلظت کربن در نواحی اطراف کره‌های گرافیتی کاهش یافته و شرایط برای جوانه‌زنی و تشکیل فاز فریت مهیا می‌شود. ساختار زمینه در این حالت، ساختار چشم‌گاو (Bull's Eye Structure) نامیده می‌شود. جدایش عناصر آلیاژی در نواحی بین کره‌های گرافیتی منجر به تیره‌تر شدن این نواحی نسبت به دیگر مناطق زمینه در تصویر میکروسکوپی ارائه شده در شکل (۳) می‌شود.

نتایج حاصل از بررسی تاثیر دمای آستنیت کردن بر خواص کششی نمونه‌ها در شکل (۵) ارائه شده است. مدت زمان آستنیت کردن تمام نمونه‌ها ۹۰ min انتخاب شد. نمونه‌ها بعد از اعمال سیکل فوق، در دمای  $380^{\circ}\text{C}$  به مدت ۲ hr تحت عملیات آستمپرینگ واقع شدند.

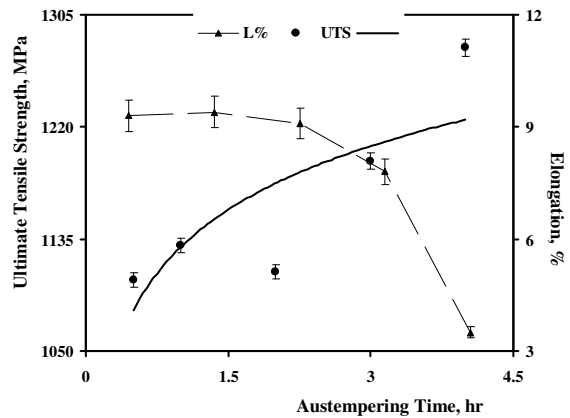
همانطوری که در شکل (۵) دیده می‌شود، افزایش دمای آستنیت کردن تا  $870^{\circ}\text{C}$  موجب افزایش استحکام و داکتیلیته می‌گردد. افزایش دمای آستنیت کردن در محدوده فوق‌الذکر باعث افزایش مقدار کربن فاز آستنیت شده، در نتیجه میزان فاز آستنیت باقیمانده پایدار (آستنیت غنی از کربن) بعد از عملیات حرارتی آستمپرینگ در نمونه‌ها افزایش می‌یابد. همچنین افزایش کربن آستنیت باعث افزایش استحکام برشی این فاز شده (استحکام دهی حاصل از محلول جامد) در نتیجه مقاومت در برابر رشد صفحات فریت بینیتی بیشتر شده و فاز فریت بینیتی ریز دانه در ساختار آسفریت نمونه آستمپر شده حاصل می‌شود. در صورتیکه دمای آستنیت کردن بیشتر از  $870^{\circ}\text{C}$  انتخاب شود، رشد دانه‌های فاز آستنیت، به همراه افزایش بیش از حد مقدار کربن فاز آستنیت باعث به تاخیر افتادن استحاله آستمپرینگ و در نتیجه کاهش فاصله زمانی بین دو مرحله استحاله آستمپرینگ می‌گردد. در این حالت تمایل به تشکیل فاز کاربید و فاز مارتنزیت در نمونه‌ها بیشتر می‌گردد که این عوامل باعث کاهش شدید داکتیلیته و افزایش استحکام کششی نمونه‌ها می‌گردد. بررسی سطح مقطع شکست نمونه‌های آستنیت شده در دماهای مختلف در شکل (۶) نشان داده شده است.

همانگونه که در شکل فوق دیده می‌شود با افزایش درجه حرارت آستنیت کردن از  $860^{\circ}\text{C}$  به  $930^{\circ}\text{C}$  شکست نمونه‌ها به شکست ترد نزدیک می‌شود. حضور صفحات یخ در سطح شکست نمونه آستنیت شده در دمای  $930^{\circ}\text{C}$ ، مبین داکتیلیته کمتر نمونه مذکور می‌باشد.

به منظور بررسی تاثیر دما و زمان آستمپرینگ بر خواص کششی نمونه‌های ADI، نمونه‌ها در ابتدا در دمای  $860^{\circ}\text{C}$  به مدت ۱ hr تحت عملیات آستنیت کردن واقع شدند سپس در



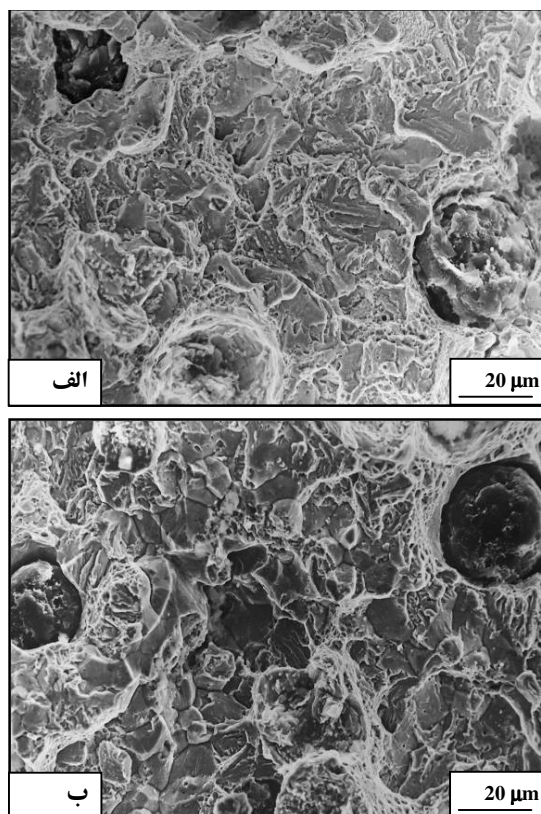
شکل (۷): تاثیر دمای آستمپرینگ بر استحکام کششی و داکتیلیته نمونه‌های ADI



شکل (۸): تاثیر زمان آستمپرینگ بر استحکام کششی و داکتیلیته نمونه‌های

نتایج حاصل از بررسی مورفولوژی فاز گرافیت در جدول (۲) ارائه شده است. نتایج مذکور حاصل از میانگین خصوصیات حداقل ۵۰ کره گرافیت می‌باشد.

بررسی ریز ساختاری نمونه‌های همگن شده از طریق ذوب جزئی در شکل (۴) ارائه شده است. همان‌طوری که در این شکل دیده می‌شود بعد از انجام عملیات آستمپرینگ نمونه‌های همگن شده با استفاده از عملیات حرارتی همگن سازی از طریق ذوب جزئی، مقدار آستنیت باقیمانده ناپایدار به حداقل ممکن کاهش یافته است. فاز مذکور در مناطق بین کره‌های گرافیتی تشکیل می‌شود که به دلیل جدایش عناصر آلیاژی در این نواحی و افزایش سختی‌پذیری نواحی مذکور، استحاله آستمپرینگ در این نواحی به تاخیر می‌افتد.



شکل (۹): سطح مقطع شکست نمونه های آستمبر شده در دمای  $360^{\circ}\text{C}$  به مدت زمان الف) ۲hr ب) ۴hr.

شود. نتایج سختی سنجی نمونه ها نیز موید این مطلب بود. سطوح شکست نمونه های آستمبر شده در مدت زمان های مختلف در شکل (۹) ارائه شده است. همان طوری که در این شکل دیده می شود با افزایش مدت زمان آستمبرینگ از ۲ hr به ۴ hr سطح شکست زمخت تر شده که این مبین تردتر بودن نوع شکست می باشد.

#### ۴- نتیجه گیری

۱- کاهش شدید آستنتیت باقیمانده ناپایدار در زمینه نمونه هایی که بعد از همگن سازی از طریق ذوب جزئی، تحت عملیات آستمبرینگ واقع می شوند نسبت به نمونه های آستمبر شده بدون عملیات همگن سازی قبلی، حاکی از موثر بودن عملیات همگن سازی از طریق ذوب جزئی در توزیع یکنواخت عناصر آلیاژی در زمینه می باشد.

زمانها و دماهای مختلف تحت آستمبرینگ قرار گرفتند. نتایج حاصل از بررسی تاثیر دمای آستمبرینگ بر خواص کششی نمونه های مختلف در شکل (۷) ارائه شده است. همان طوری که در این شکل نشان داده شده است افزایش دمای آستمبرینگ تا حدود  $390^{\circ}\text{C}$  باعث ازدیاد طول نسبی نمونه ADI شده و در مقابل استحکام کششی نمونه های مذکور مقداری کاهش می یابد. تغییر مورفولوژی فریت بینابینی با تغییر دمای آستمبرینگ منجر به این تغییرات در استحکام و داکتیلیته نمونه ها می گردد. آستمبرینگ در دمای بالاتر از  $390^{\circ}\text{C}$  باعث خروج کربن از فاز آستنتیت باقیمانده و ناپایداری این فاز و در نتیجه تشکیل فاز مارتنزیت در حین سرد کردن نمونه ها از دمای آستمبرینگ تا دمای محیط می شود. حضور این فاز در زمینه باعث کاهش داکتیلیته نمونه می شود. با تشکیل فاز مارتنزیت و کاربید، مراکز تمرکز تنش در ریز ساختار نمونه افزایش یافته که منجر به کاهش استحکام کششی نمونه ها می گردد.

به منظور بررسی تاثیر مدت زمان آستمبرینگ نمونه ها، بعد از آستنتیت کردن آنها در دمای  $860^{\circ}\text{C}$  به مدت ۱ hr، در محدوده زمانی ۰/۵ تا ۴ ساعت در دمای  $360^{\circ}\text{C}$  تحت عملیات آستمبرینگ واقع شدند. در این شکل تاثیر مدت زمان آستمبرینگ بر استحکام کششی و داکتیلیته نمونه های ADI ارائه شده است. همان طوری که در شکل (۸) دیده می شود، با افزایش مدت زمان آستمبرینگ داکتیلیته نمونه ها کاهش می یابد. روند کاهش داکتیلیتی نمونه ها در ابتدا اندک و سپس سریع می باشد. در مقابل روند تغییرات استحکام کششی صعودی می باشد. بررسی ریز ساختار نمونه های آستمبر شده در زمانهای بیشتر از ۳ hr حاکی از تشکیل فاز کاربید و مارتنزیت در سطح مقطع نمونه ها بود. افزایش مدت زمان عملیات آستمبرینگ باعث خارج شدن کربن از فاز آستنتیت به صورت فاز کاربید می باشد که باعث ناپایداری فاز آستنتیت می شود. حین سرد نمودن نمونه ها از دمای آستمبرینگ تا دمای محیط فاز آستنتیت ناپایدار به فاز مارتنزیت تبدیل می شود. حضور فاز مارتنزیت موجب افزایش سختی و استحکام نمونه ها و کاهش ازدیاد طول نسبی آنها می -

- J. Aranzabal, I. Gutierrez, J.M. Rodriguez-Ibabe and J.J. Urcola, "Influence of Heat Treatments on Microstructure and Toughness of Austempered Ductile Iron", *Materials Science and Technology*, vol. 8, no. 3, March 1992, pp.263-73. [۱۰]
- J. Aranzabal, I. Gutierrez, J.M. Rodriguez-Ibabe and J.J. Urcola, "Influence of the Amount and Morphology of Retained Austenite on the Mechanical Properties of an Austempered Ductile Iron", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 28A, no. 5, May 1997, pp. 1143-1156. [۱۱]
- J.R. Davis(Edited), "ASM Specialty Handbook Cast Irons", ASM International Publication, New York, 1996. [۱۲]
- 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 Austempered Ductile Irons", *Journal of Heat Treating*, vol. 4, no. 1, Jun, 1985, pp. 7-24. [۱۳]
- 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*, vol. 9, no. 2, Apr, 2000, pp. 193-203. [۱۴]
- 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. [۱۵]
- N. Darwish and R. Elliott, "Austempering of low Manganese Ductile Irons. Part 2: Influence of Austenitising Temperature", *Materials Science and Technology*, vol. 9, no. 7, July 1993, pp. 586-602. [۱۶]
- C.F. Yeung, H.Zhao and W.B. Lee, "Effect of Homogenization Treatment on Segregation of Silicon in Ferritic Ductile Irons: A Colour Metallographic Study", *Materials Science and Technology*, vol. 15, no. 7, July 1999, pp. 733-737. [۱۷]
- J.M. Schissler and J. Saverna, "Effect of Segregation on the Formation of Austempered Ductile Iron", *Journal of Heat Treating*, vol. 4, no. 2, Dec, 1985, pp. 167-176. [۱۸]
- M. Nili Ahmadabadi, E. Niyama and T. Ohide, "Structural Control of 1% Mn ADI Aided by Modeling of Microsegregation", *AFS Transactions*, vol.59, 1994, pp. 269-278. [۱۹]
- M. Nili Ahmadabadi and M. Mosallaiee-Pour, "Homogenization of Ductile Iron Using Partial Melting Aided by Modeling", *Materials Science and Engineering A*, vol. A373, no. 1-2, 25 May, 2004, pp. 309-314. [۲۰]
- ۲- با افزایش دمای آستنیته کردن در یک شرایط آستمپرینگ یکسان، در ابتدا خواص کششی نمونه‌های ADI بهبود یافته و سپس دستخوش افت می‌شود.
- ۳- با افزایش دمای آستمپرینگ، به علت افزایش ضریب نفوذ کربن و دیگر عناصر آلیاژی در فاز زمینه، مدت زمان لازم برای شروع مرحله دوم استحاله آستمپرینگ کاهش یافته و نمونه ADI سریعتر دستخوش افت داکتیله می‌گردد.
- ۵- مراجع
- www.dctile.org [۱]
- 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. [۲]
- P. Shanmugam, P.R. Prasad, U. Rajendra and N. Venkataraman, "Effect of Microstructure on the Fatigue Strength of an Austempered Ductile Iron", *Journal of Materials Science*, vol. 29, no. 18, Sept 15, 1994, pp 4933-4940. [۳]
- R.C. Voigt, "Austempered Ductile Iron Processing and Properties", *Cast Metals*, vol. 2, no.2, 1989, pp. 71-93. [۴]
- K. Okazakie, H. Asai, M. Tokuyoshi, H. Kusumoki, H.Sakamura, "Application of ADI to Automotive parts", in *Processing of the International Conference on Austempered Ductile Iron*, New York, USA, 1991, Vol.1, pp.288-299. [۵]
- W. Zhao, G. Wang, "Control of the Chemical Composition, Microstructure and Mechanical Properties of Beinite Ductile Iron for Liner Plates", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 95, no. 1-3, Oct, 1999, pp. 27-29. [۶]
- J.M. Schissler, Y.C. Liu, J.P. Chobaut and P. Brenot, "Upper Bainitic Heat Treatment of Manganese, Nickel and Copper Alloyed, S.G. Cast Iron", in *Processing of the International Conference on Austempered Ductile Iron*, New York, USA, 1991, Vol.2, pp.424-435. [۷]
- K.R. Brandenburg, J. Rimmer, A. Rimmer, K. Hayrynen, "An ADI Crankshaft Designed for High Performance in TVR's Tuscan Speed Six Sport Car", *Automotive Casting Processes and Materials*, SAE World Congress, March, 2001. [۸]
- 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 3<sup>rd</sup> International Conference on ADI*. Chicago: Bloomingdale; 1991, pp. 375-87. [۹]

