

بررسی تأثیر عملیات حرارتی همگن سازی به روش ذوب جزئی بر خواص مکانیکی و ریزساختار چدن های نشکن آس تمپر شده *

مسعود مصالایی پور^(۱) عصمت داستانپور^(۲) مهدی دهقان^(۳)

چکیده

خواص مکانیکی و قابلیت ماشین کاری چدن نشکن آس تمپر شده وابستگی زیادی به ترکیب شیمیایی و توزیع عناصر آلیاژی در زمینه آن دارند. از جمله عوامل مؤثر در افت خواص مکانیکی چدن نشکن می توان به جدایش ایجاد شده در حین انجام اشاره کرد که اثرات نامطلوبی بر کارایی عملیات حرارتی آس تمپر دارد. در این پژوهش، از عملیات حرارتی همگن سازی به روش ذوب جزئی برای همگن کردن توزیع عناصر آلیاژی در زمینه چدن نشکن و کاهش مقدار فاز آستنیت باقیمانده ناپایدار در آن استفاده شد. مطالعات ریزساختاری به کمک میکروسکوپ های نوری و الکترونی روبشی و تحلیل های فازی پراش اشعه X نشان دادند که انجام فرایند همگن سازی به روش ذوب جزئی باعث یکنواختی ریزساختار نمونه ها و کاهش مقدار فاز آستنیت باقی مانده ناپایدار در آن ها می شود. افزون بر این، بررسی نتایج آزمون های کشش، ضربه و شکست نگاری سطح نمونه ها بهبود خواص مکانیکی نمونه های همگن شده را تأیید کردند.

واژه های کلیدی چدن نشکن، آس تمپر، جدایش، همگن سازی، ذوب جزئی، استحکام.

Study of the effect of Homogenization Treatment via Partial Melting on the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron

M. Mosallae Pour

E. Dastanpur

M. Dehghan

Abstract

The chemical composition and uniform distribution of alloying elements in the matrix of austempered ductile irons (ADIs) have significant influences on their properties, e.g. segregation of the alloying elements have detrimental effects on the mechanical properties of these materials. Unlike previous studies, the homogenization treatment via partial melting was used in this study in order to reduce the segregation of alloying elements within the matrix. The optical and electron microscopic studies showed the efficiency of homogenization treatment using partial melting in lowering the amount of segregation in the matrix of ADI. The XRD phase analysis was used for estimating the fraction of phases. The results of Charpy impact and tensile tests as well as the fractographic examinations of the fractured samples before and after being homogenized indicated that the homogenization process with partial melting is an efficient method for improving the mechanical properties of ADIs.

Key Words Ductile iron, Austempering, segregation, homogenization, partial melting, strength.

* نسخه ی نخست مقاله در تاریخ ۹۰/۴/۱۸ و نسخه ی پایانی آن در تاریخ ۹۰/۱۰/۲۶ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده ی مسوول: استادیار، دانشکده ی مهندسی متالورژی و معدن، دانشگاه یزد

(۲) دانش آموزخته ی دوره ی کارشناسی، دانشکده ی مهندسی متالورژی و معدن، دانشگاه یزد

(۳) دانش آموزخته ی دوره ی کارشناسی، دانشکده ی مهندسی متالورژی و معدن، دانشگاه یزد

مقدمه

افزوده شده به ترکیب شیمیایی چدن نشکن می توان به مولیبدن، منگنز، نیکل، مس و غیره اشاره کرد که با جلوگیری از وقوع استحاله‌ی آستنیت به پرلیت حین سرد کردن از دمای آستنیت به دمای آس تمپر و نیز، با افزایش فاصله‌ی زمانی میان دو مرحله از واکنش تشکیل آسفریت، باعث افزایش کارایی عملیات آس تمپر و سختی پذیری چدن نشکن می شوند [7,8].

جدایش و توزیع غیر یکنواخت عناصر آلیاژی، از جمله مشخصه‌های چدن نشکن ریخته شده هستند. وقوع این دو پدیده منجر به حلالیت غیر یکنواخت کربن در مناطق مختلف زمینه و سختی پذیری متغیر ماده و نیز، تغییر سینتیک استحاله‌ی آس تمپر در نواحی مختلف ساختار می شود. این تغییرات افت خواص چدن‌های نشکن آس تمپر شده را به دنبال دارند [9,10].

مطالعات داتا و همکاران، [1]، نشان داده‌اند که عناصر کرم، منگنز، مولیبدن و وانادیم جدایش مثبت داشته و تمایل به جدایش در پایان انجماد و در مناطق بین سلولی دارند. این در حالی است که عناصر سیلیسیم، مس و نیکل جدایش منفی داشته و تمایل به جدایش در ابتدای انجماد و در اطراف کره‌های گرافیت دارند. افزون بر این، بررسی‌های لین و همکاران، [12]، نشان داده‌اند که جدایش عناصر آلیاژی در چدن نشکن تأثیر زیادی بر سختی ندارد، اما چقرمگی و ضربه‌پذیری آن را به شدت تغییر می دهند. بنابراین، برای به دست آوردن چدن نشکن با خواص و کارایی مطلوب، کاهش میزان جدایش و یا جلوگیری از وقوع آن در زمینه ضروری است.

تحقیقات نشان داده‌اند که همگن سازی در حالت جامد و به روش‌های مرسوم تأثیر چندانی بر جدایش عناصر آلیاژی ندارد [13,14]. عدم انجام مطلوب همگن سازی در چدن‌های نشکن به روش‌های متعارف، انگیزه‌ای را برای انجام پژوهش حاضر در زمینه‌ی همگن سازی چدن نشکن به وسیله‌ی ذوب جزئی به وجود آورد. در این روش، انتخاب دمای

ویژگی‌های چدن‌های نشکن آس تمپر شده (Austempered Ductile Irons, ADIs) از جمله خواص مکانیکی مطلوب، مقاومت به سایش خوب، قابلیت ریخته‌گری و قیمت مناسب و مانند آن، باعث استفاده‌ی گسترده از آنها در صنایع مختلف از قبیل خودروسازی، ساخت تجهیزات نظامی، ساختمان‌سازی و نظیر آن شده است [1].

برای تولید این چدن‌ها، چدن نشکن ریخته شده مطابق با نمودار ITT در شکل (۱)، آس تمپر می شود. عملیات آس تمپر از چهار مرحله‌ی آستنیت کردن (I)، کوئنچ کردن تا دمای آس تمپر (II)، نگه‌داری در این دما برای تبدیل فاز آستنیت به آسفریت (مخلوط فریت و آستنیت) (III)، و سرد کردن تا دمای محیط (IV)، تشکیل شده است [2,3].

مطالعات انجام شده در زمینه‌ی تشکیل ساختار آسفریت حین عملیات حرارتی آس تمپر نشان می دهند که واکنش تشکیل آن دو مرحله‌ای است (شکل ۲). مدت زمان نگه‌داری نمونه در دمای آس تمپر می باید به گونه‌ای انتخاب شود تا مرحله‌ی اول واکنش $(\gamma \rightarrow \gamma_{hc} + \alpha)$ کامل انجام شده و از شروع مرحله‌ی دوم واکنش $(\gamma_{hc} \rightarrow \alpha + \text{carbide})$ جلوگیری به عمل آید [3,4].

بهبود خواص چدن نشکن پس از مرحله‌ی اول واکنش آس تمپر، به توزیع یکنواخت فاز فریت سوزنی شکل در زمینه‌ی فاز آستنیت پایدار بستگی دارد. این در حالی است که در مرحله‌ی دوم واکنش، تشکیل ذرات کاربیدی در فصل مشترک فازهای زمینه باعث ایجاد مسیر آسان برای رشد ترک و کاهش چشم‌گیر انعطاف پذیری آلیاژ می شود [5,6].

سختی پذیری مناسب چدن نشکن اولیه، یکی از مهم‌ترین عوامل کنترل کننده‌ی ریزساختار و خواص مکانیکی آن است. به این دلیل، ترکیب شیمیایی چدن نشکن می باید دقیقاً انتخاب شود. از عناصر آلیاژی

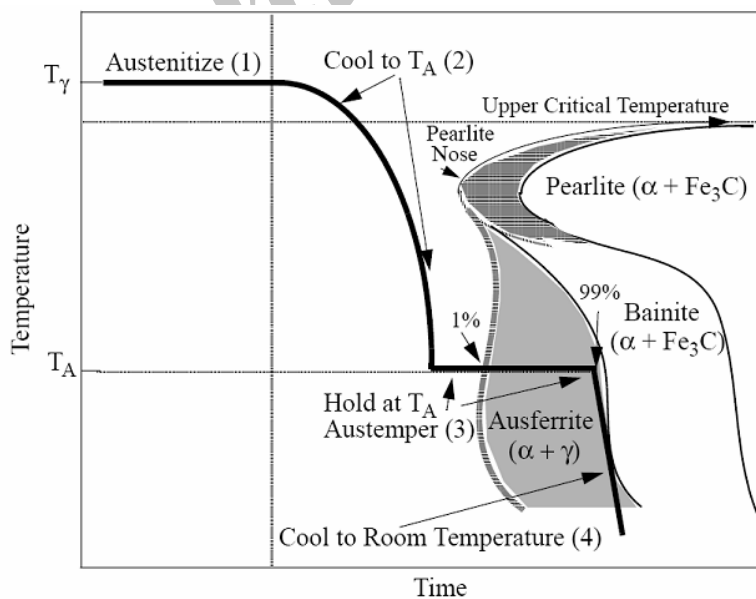
برای مطالعه‌ی شرایط همگن‌سازی به‌روش ذوب جزئی، نمونه‌هایی به ابعاد $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ از نواحی مختلف درون شمش ریخته شده بریده شدند و در محدوده دمایی 1110°C تا 1150°C و بازه‌ی زمانی ۱۰ تا ۱۸۰ دقیقه عملیات حرارتی شدند.

برای بررسی تأثیر عملیات همگن‌سازی بر کارایی عملیات آس‌تمپر، نمونه‌ها در دو حالت همگن و همگن نشده آس‌تمپر شدند. عملیات آس‌تمپر شامل آستیت‌کردن به مدت ۹۰ دقیقه در دمای 900°C ، کوئنچ کردن در حمام نمک مذاب با دمای 375°C ، نگهداری در آن به مدت ۱۲۰ دقیقه و سرد کردن در هوا تا دمای محیط بود. پس از هر مرحله از فرایندهای همگن‌سازی و آس‌تمپر، سطح نمونه‌ها مطابق با اصول استاندارد متالوگرافی آماده شده و سپس با محلول نایتال ۲٪ $(2\% \text{HNO}_3 + 98\% \text{CH}_3\text{OH})$ به مدت زمان ۳ تا ۴ ثانیه حکاکی شدند. پس از این مرحله، ریزساختار نمونه‌ها بررسی شدند. مطالعات ریزساختاری به کمک میکروسکپ‌های نوری و الکترونی روبشی (مدل Philips-XL30) انجام شد.

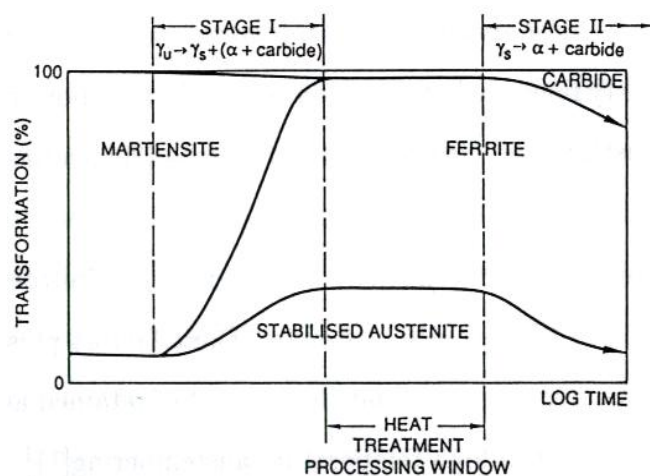
همگن‌سازی در محدوده دمای خط انجماد (solidus) منجر به تشکیل حوضچه‌های مذاب در نواحی بین سلولی در زمینه می‌شود و این، نفوذ سریع‌تر عناصر آلیاژی در فاز مذاب نسبت به فاز جامد و نیز، امکان کاهش میزان جدایش و یا حذف آن در زمینه‌ی چدن نشکن را فراهم می‌آورد [15].

روش تحقیق

پس از تهیه و آماده‌سازی مواد اولیه، فرایندهای ذوب کردن و آلیاژسازی چدن نشکن در کوره‌ی القایی فرکانس متوسط انجام شدند. فرایند کروی سازی چدن به‌وسیله‌ی فروسیلیسیم-منیزیم ($49\% \text{Fe}-45\% \text{Si}$) و به‌روش ساندریچی در پاتیل، و عمل جوانه‌زایی با استفاده از فروسیلیسیم ($80\% \text{Fe}-20\% \text{Si}$) انجام شد. نمونه‌های آزمون به‌صورت بلوک‌های Y شکل درون قالب CO_2 ریخته شدند. ترکیب شیمیایی نمونه‌ی ریخته شده به کمک دستگاه کوانتومتری مدل ARL-3460 اندازه‌گیری شد، و نتیجه‌ی آن در جدول (۱) نشان داده شده است.



شکل ۱ نمودار ITT و سیکل عملیات حرارتی آس‌تمپر در چدن‌های نشکن [۱].



شکل ۲ تغییرات ریزساختار چدن‌های نشکن بر حسب مدت زمان فرایند آس تمپر [۳]

جدول ۱ ترکیب شیمیایی نمونه‌های ریخته شده

عنصر	C	Si	Mn	Mg	Fe	P	S	Cu	Ni	Cr	etc
درصد وزنی (wt.%)	2.95	2.42	1.045	0.036	93.34	0.03	0.01	0.07	0.03	0.01	0.06

میکروسکپ الکترونی رویشی مدل XL30 انجام شد.

نتایج و بحث

مطالعه‌ی ریزساختار نمونه‌ی ریخته شده. در شکل (۳)، ریزساختار چدن نشکن ریخته شده نشان داده شده است. ریزساختار این نمونه عمدتاً از کره‌های گرافیت (با درصد کروی بودن $7 \pm 90\%$) درون زمینه‌ی فریت + پرلیت تشکیل شده است. دلایل کروی بودن گرافیت در ریزساختار چدن نشکن ریخته شده توسط محققان مختلف بررسی شده است. در این پژوهش، با توجه به ترکیب شیمیایی چدن در جدول (۱)، می‌توان به حضور عناصر گرافیت‌زا از جمله منیزیم و ایجاد بخارهای ناشی از تبخیر آن در تشکیل کره‌های گرافیت اشاره کرد [16]. اختلاف وضوح رنگ در شکل (۳-ب)، توزیع

برای مطالعه‌ی کمی و کیفی فازها در ریزساختار، از روش تحلیل فازی تفرق اشعه X (XRD) و تحلیل‌گر تصویری استفاده شد. تحلیل فازی XRD به وسیله‌ی دستگاه XPERT و با استفاده از پرتوی تک‌رنگ Cu- α در محدوده دمایی 20°C تا 100°C و با نرخ پیش‌روی 0.05°C/s انجام شد. به منظور ارزیابی تأثیر عملیات حرارتی همگن‌سازی به روش ذوب جزئی روی خواص مکانیکی نمونه‌ها، از آزمون‌های کشش و ضربه استفاده شد. نمونه‌های کشش مطابق با استاندارد ASTM-A897 تهیه شدند و با نرخ کرنش $1/s$ تا $10/s$ کشیده شدند. نمونه‌های بدون شیار آزمون ضربه مطابق با استاندارد ASTM-8375 به ابعاد $10 \times 10 \times 55 \text{ mm}^3$ ساخته شدند و آزمون ضربه با استفاده از این نمونه‌ها انجام شد. شکست‌نگاری سطح شکست نمونه‌ها توسط

نواحی اطراف کره‌های گرافیت و جدایش عناصر کاربیدزا نظیر کُرم، منگنز و ماندن آن در مناطق بین کره‌های گرافیت) مطابق با رابطه‌ی ۱ موجب کاهش و افزایش دمای استحاله‌ی یوتکتیک به ترتیب در نواحی بین و اطراف کره‌های گرافیت می‌شود. در رابطه‌ی ۱، دمای یوتکتیک بر حسب درصد وزنی عناصر آلیاژی بیان شده است [17]:

$$T_E (^{\circ}\text{C}) = 1148 + 4 \times \% \text{Si} + 5 \times \% \text{Cu} + 8 \times \% \text{Al} + 2 \times \% \text{Mn} - 4 \times \% \text{Ni} \quad (1)$$

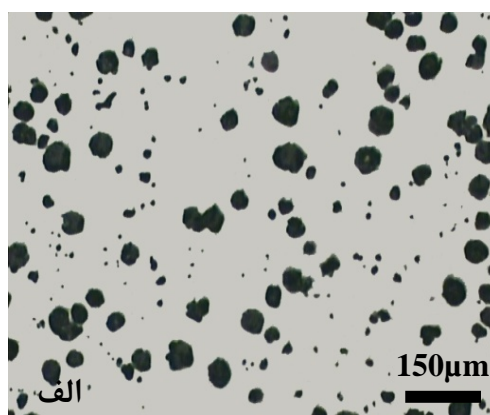
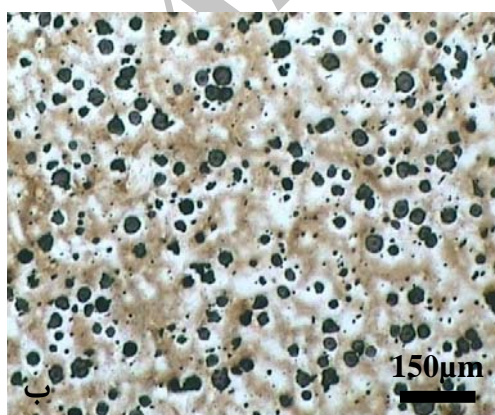
بنابراین، با انتخاب دمای همگن‌سازی بین این دو محدوده دمای استحاله‌ی یوتکتیک، حوضچه‌های مذاب در زمینه تشکیل می‌شوند.

عدم تشکیل حوضچه‌های فاز مذاب در نمونه‌های همگن شده در دمای کم‌تر از 1120°C را می‌توان به دلیل پایین‌تر بودن دمای همگن‌سازی نسبت به حداقل دمای استحاله‌ی یوتکتیک در نواحی مختلف زمینه دانست. افزون بر این، تشکیل فاز مذاب در نمونه‌های همگن شده در دمای $1130 \pm 5^{\circ}\text{C}$ و بالاتر را نیز می‌توان به بالاتر بودن دمای همگن‌سازی نسبت به حداقل دمای استحاله‌ی یوتکتیک در زمینه‌ی نمونه‌ها مرتبط دانست.

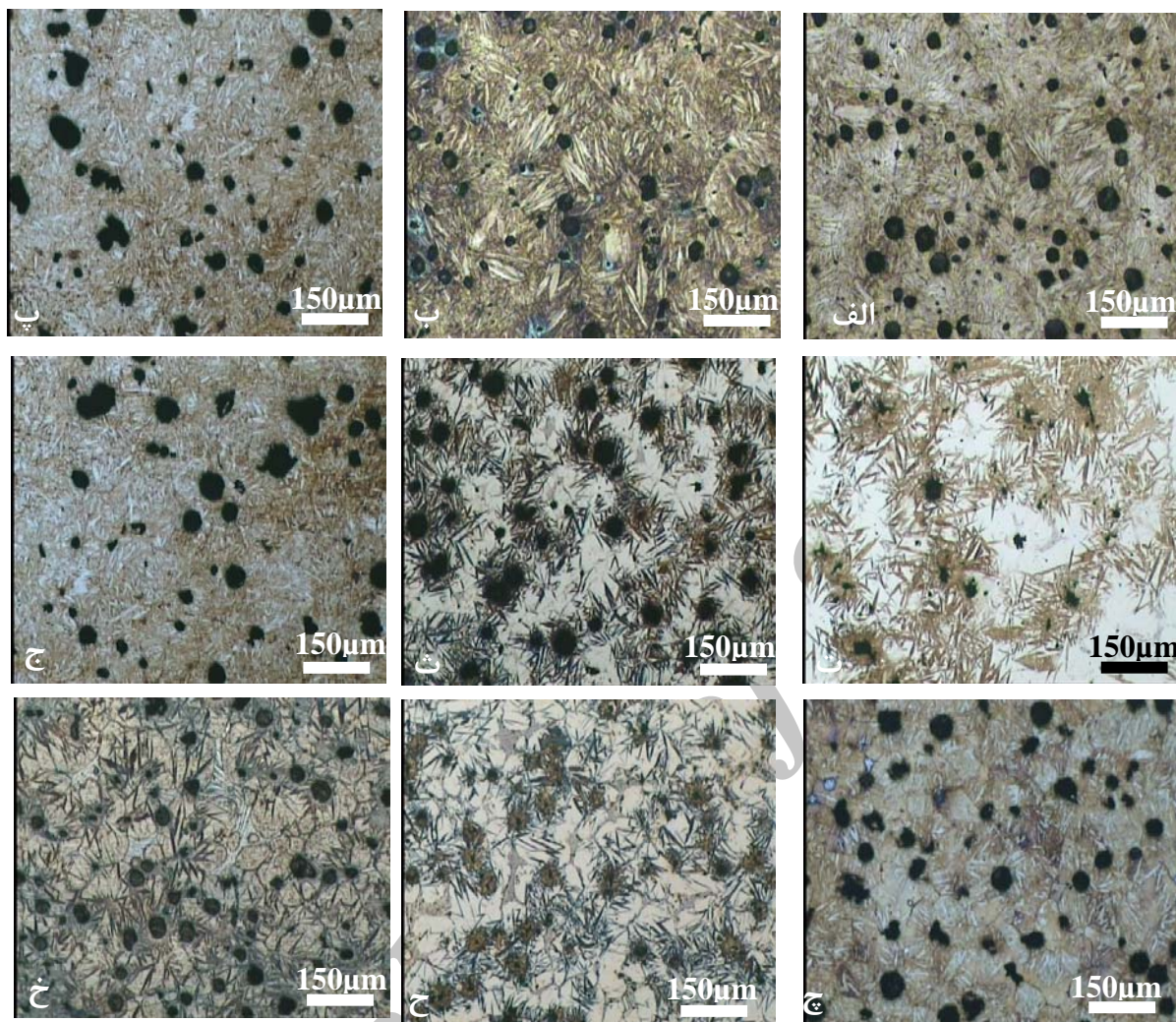
غیر یکنواخت عناصر آلیاژی در زمینه و در نتیجه، تفاوت در حکاکی نواحی مختلف در ریزساختار نمونه‌ی ریخته شده را نشان می‌دهد.

بررسی ریزساختار نمونه‌ی همگن‌سازی شده به روش فوب جزئی. مطالعات ریزساختاری انجام شده عدم تشکیل فاز مذاب حین همگن‌سازی در دمای 1110°C (شکل ۴- الف تا ۴- پ) و تکمیل نشدن انجماد هم‌دما در نمونه‌های همگن شده در دمای 1140°C (شکل ۴- چ تا ۴- خ) را نشان دادند. برخلاف نمونه‌های همگن شده در این محدوده‌های دمایی، همگن‌سازی نمونه‌ها در دمای $1130 \pm 5^{\circ}\text{C}$ باعث تشکیل حوضچه‌های مذاب در زمینه‌ی نمونه‌ها (شکل ۴- ت و ۴- ث) و تکمیل انجماد این حوضچه‌ها در دمای همگن‌سازی (شکل ۴- ج) پس از حدود 45 دقیقه نگهداری در دمای همگن‌سازی شده است.

تشکیل حوضچه‌های فاز مذاب حین همگن‌سازی را می‌توان به تغییرات دمای استحاله‌ی یوتکتیک در زمینه‌ی چدن نشکن ریخته شده نسبت داد. به عبارت دیگر، توزیع غیر یکنواخت عناصر آلیاژی در زمینه‌ی چدن نشکن ریخته شده (به دلیل جدایش عناصر گرافیت‌زا نظیر سیلیسیم، مس و ماندن آن در



شکل ۳ ریزساختار نمونه‌ی چدن نشکن ریخته شده؛ (الف): قبل از حکاکی، (ب): بعد از حکاکی



شکل ۴ ریزساختار نمونه‌های همگن شده: (الف): $1110\text{ }^{\circ}\text{C}/10\text{ min}$ ، (ب): $1110\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$ ، (پ): $1110\text{ }^{\circ}\text{C}/45\text{ min}$ ، (ت): $1120\text{ }^{\circ}\text{C}/10\text{ min}$ ، (ث): $1120\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$ ، (ج): $1120\text{ }^{\circ}\text{C}/45\text{ min}$ ، (چ): $1140\text{ }^{\circ}\text{C}/10\text{ min}$ ، (ح): $1140\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$ ، (خ): $1140\text{ }^{\circ}\text{C}/60\text{ min}$. حرف L در تصویرهای این شکل فاز لدبوریت را نشان می‌دهد.

دیده می‌شود، افزایش مدت زمان نگهداری در دمای $1130 \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ باعث کاهش میزان لدبوریت و یا ناپدید شدن آن در زمینه‌ی نمونه‌ها شده است، و این پدیده انجماد حوضچه‌های فاز مذاب در دمای همگن‌سازی (انجماد هم‌دما) را نشان می‌دهد. با افزایش مدت زمان نگهداری نمونه‌ها در محدوده دمای فوق‌الذکر برای همگن‌سازی ($1130 \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$)، نفوذ عناصر آلیاژی بین فاز مذاب و فاز جامد اطراف آن موجب تغییر ترکیب

همگن‌سازی در دمای $1130 \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ باعث قرارگیری نواحی بین کره‌های گرافیت در دماهای بالاتر از دمای استحاله‌ی یوتکتیک این نواحی شده و در نتیجه، حوضچه‌های مذاب در این نواحی ایجاد می‌شوند. تشکیل فاز لدبوریت در نواحی بین گرافیت در شکل ۴- ت نشان‌دهنده‌ی ایجاد فاز مذاب و انجماد آن حین سریع سرد شدن تا دمای محیط است. همان‌گونه که در شکل‌های (۴- ت) تا (۴- ج)

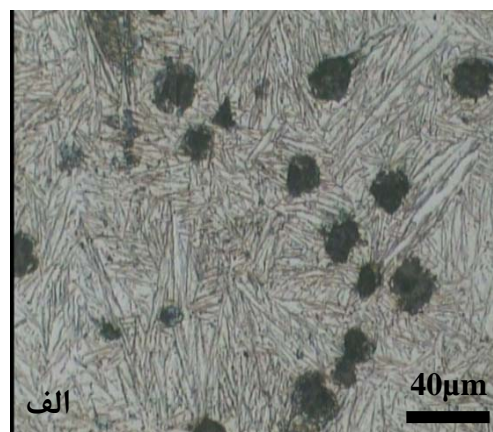
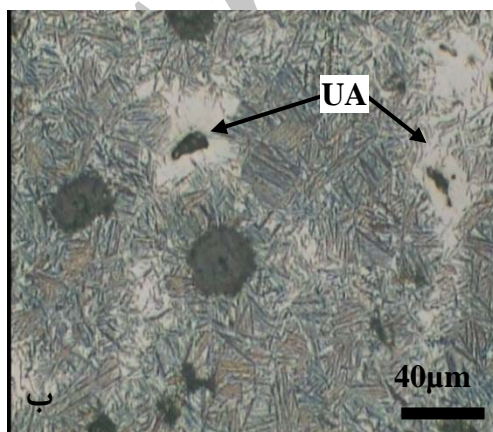
سختی پذیری یکسان نواحی مختلف زمینه در نتیجه‌ی همگن‌سازی را می‌توان دلیل این رفتار دانست. این در حالی است که در نمونه‌ی همگن نشده (شکل ۵-ب) و به دلیل توزیع غیر یکنواخت عناصر آلیاژی و سختی‌پذیری متفاوت نواحی مختلف در زمینه، ساختاری غیر یکنواخت و حاوی مقادیر قابل توجهی از آستنیت باقی‌مانده‌ی ناپایدار (فاز سفید رنگ) در زمینه به دست آمده است.

مطالعه‌ی توزیع عناصر آلیاژی در نمونه‌های آس‌تمپر شده در دو حالت همگن شده و نشده نیز کارایی عملیات همگن‌سازی به روش ذوب جزئی را نسبت به توزیع نسبتاً یکنواخت عناصر آلیاژی درون زمینه‌ی نمونه‌های همگن شده را نشان می‌دهد (شکل ۶).

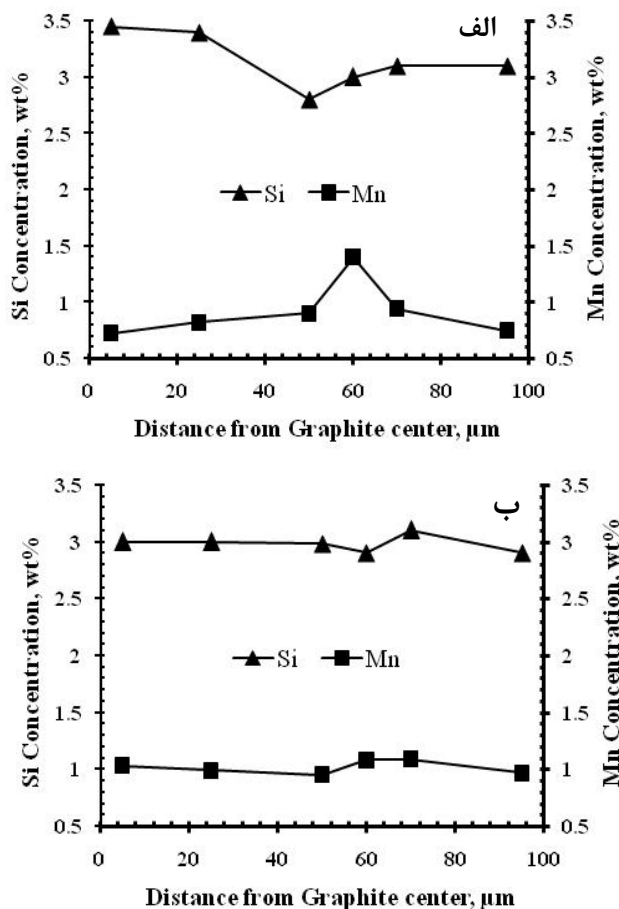
نتایج تحلیل فازی XRD مربوطه به نمونه‌های همگن شده و نشده در شکل (۷) نشان داده شده‌اند. همان‌طور که در این شکل دیده می‌شود، ریزساختار نمونه‌ها از سه فاز آستنیت، مارتنزیت و فریت تشکیل شده است. به منظور بررسی کمی و کیفی فازهای فریت و آستنیت در ریزساختار، از رابطه‌های ۲ تا ۴، [18] و صفحه‌های $\alpha(211)$ ، $\alpha(200)$ ، $\gamma(311)$ ، $\gamma(200)$ و $\gamma(220)$ استفاده شد.

شیمیایی (ورود عناصر گرافیت‌زا به حوضچه‌های مذاب و خروج عناصر کاربیدزا از آن‌ها) و در نتیجه، افزایش دمای یوتکتیک مربوط به حوضچه‌های مذاب می‌شود. در پایان و با افزایش دمای یوتکتیک در این نواحی نسبت به دمای همگن‌سازی، فاز مذاب به‌طور کامل در دمای همگن‌سازی منجمد می‌شود (تکمیل انجماد هم‌دم). بر خلاف انجماد فاز مذاب حین سرد شدن، سرد شدن نمونه‌هایی که انجماد هم‌دم در آن‌ها تکمیل شده است باعث وقوع جدایش در زمینه نمی‌شود. دلیل این رفتار، عدم حضور فاز مذاب و پس زده نشدن عناصر آلیاژی بین دو فاز مذاب و جامد حین سرد شدن می‌باشد.

مطالعه‌ی عملیات آس‌تمپر نمونه‌ها قبل و بعد از همگن‌سازی. برای مطالعه‌ی تأثیر عملیات حرارتی همگن‌سازی به روش ذوب جزئی روی کارایی عملیات آس‌تمپر کردن، ریزساختار نمونه‌های آس‌تمپر شده در دو حالت همگن شده و نشده بررسی شد. شکل (۵) ریزساختار این نمونه‌ها را نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل (۵-الف) مشاهده می‌شود، نمونه‌ی همگن و آس‌تمپر شده دارای ساختار یکنواختی از آسفریت در زمینه است. توزیع نسبتاً یکنواخت عناصر آلیاژی و



شکل ۵ (الف): ریزساختار چدن نشکن آس‌تمپر شده پس از عملیات همگن‌سازی در دمای 1120°C به مدت ۲ ساعت، (ب): ریزساختار چدن نشکن آس‌تمپر شده قبل از عملیات همگن‌سازی. (UA: آستنیت باقی‌مانده‌ی ناپایدار)



شکل ۶ تغییرات غلظت عناصر آلیاژی بین دو کره‌ی گرافیت،
(الف): قبل از همگن سازی، (ب): پس از همگن سازی

بررسی‌ها نشان دادند که فرایند همگن سازی موجب افزایش میزان فاز فریت و کاهش مقدار فاز آستنیت باقی مانده به میزان حدود ۱۳ درصد در نمونه‌های همگن شده می‌شود. افزایش فاز فریت در این نمونه‌ها، پیشرفت استحاله‌ی آس‌تمپر در نمونه‌های همگن شده را نشان می‌دهد، و این با مطالعات فوق‌الذکر هم‌خوانی دارد. انجام تحلیل تصویری نیز کاهش قابل ملاحظه‌ی فاز آستنیت باقی مانده‌ی ناپایدار (به میزان حدود ۹۵ درصد) را در نمونه‌های همگن شده نشان داد.

$$\frac{R_{\gamma}}{R_{\alpha}} \times \frac{I_{\alpha}}{I_{\gamma}} = \frac{C_{\gamma}}{C_{\alpha}} \quad (2)$$

$$R = \left[P \times F^2 \times \left(\frac{1 + \cos 2\theta^2}{\cos \theta \times \sin \theta^2} \right) \times e^{-2M} \right] \times \frac{1}{V^2} \quad (3)$$

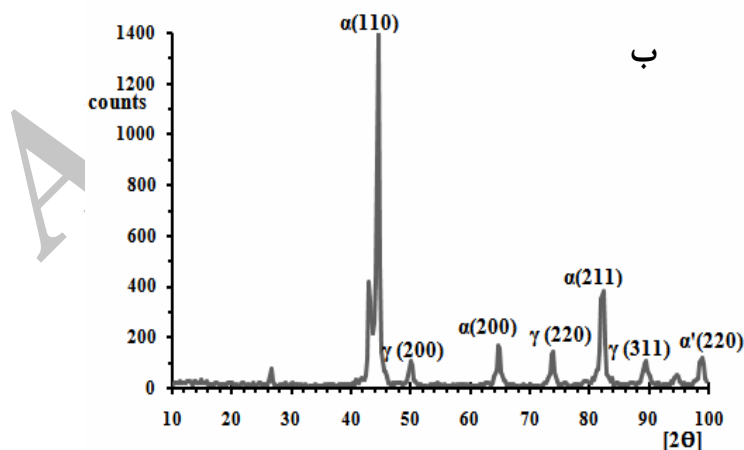
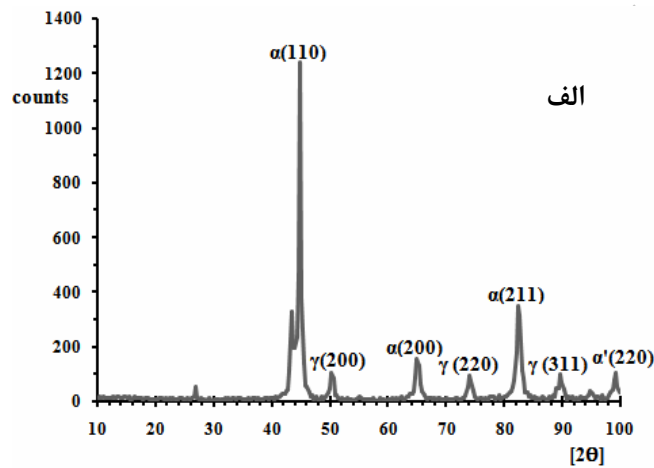
$$C_{\gamma} + C_{\alpha} = 1 \quad (4)$$

در این رابطه‌ها، I شدت پرتو، C_x کسر حجمی فاز x ، P عامل چندگانگی، F عامل ساختاری، V حجم سلول واحد، e^{-2M} عامل دما، و شاخص‌های α و γ به ترتیب نشان‌دهنده‌ی فازهای فریت و آستنیت هستند.

ریزساختاری مربوطه مطابقت دارد. کاهش شدید مقاومت به ضربه و استحکام کششی نمونه‌های همگن شده در دمای 1140°C ، به دلیل تشدید جدایش در نتیجه‌ی عدم تکمیل انجماد هم‌دمای در این نمونه‌ها است، به گونه‌ای که با ایجاد ساختار غیر یکنواخت مراکز تمرکز تنش و مسیرهای آسان برای رشد ترک به وجود می‌آیند.

ارزیابی خواص مکانیکی نمونه‌ها. نتایج حاصل از ارزیابی خواص مکانیکی نمونه‌ها قبل و بعد از فرایند همگن‌سازی در جدول (۲) ارائه شده‌اند.

بهبود انرژی ضربه و استحکام کششی نمونه‌ها پس از همگن‌سازی در دمای 1130°C به مدت ۲ ساعت را می‌توان به دلیل توزیع نسبتاً یکنواخت عناصر آلیاژی و ایجاد ساختار یکنواخت آسفریت در این نمونه‌ها دانست. این تحلیل با نتایج مطالعات

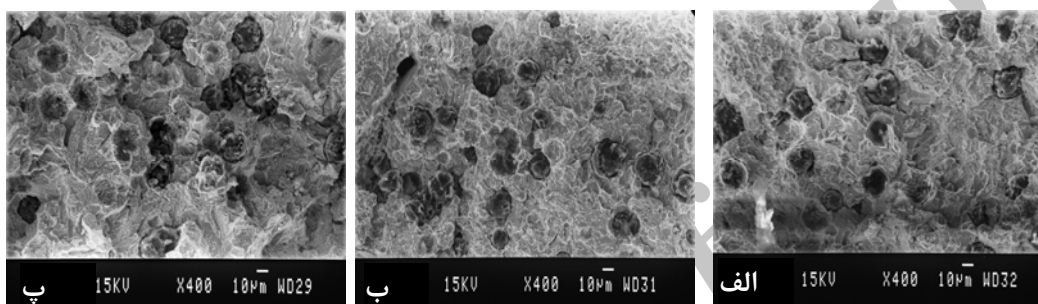


شکل ۷ الگوی پراش اشعه‌ی X: (الف): نمونه‌ی همگن نشده،

(ب): نمونه‌ی همگن شده در دمای 1130°C به مدت ۲ ساعت

جدول ۲ انرژی ضربه و استحکام کششی نمونه‌های آس تمپر شده در شرایط مختلف همگن سازی به روش ذوب جزئی

نمونه	شرایط همگن سازی		خواص کششی		انرژی ضربه
	T (°C)	t (hr)	UTS (MPa)	EL (%)	J
همگن نشده	-	-	597±10	10.2±0.5	27
همگن شده	1110	2	600±15	10.5±1	28
	1130	1	633±15	11.3±1	30
	1130	2	724±20	11.8±0.8	35
	1140	2	475±10	8.77±1	18



شکل ۸ سطوح شکست نمونه‌های چدن نشکن آس تمپر شده؛ (الف): بدون عملیات همگن سازی، (ب): پس از عملیات همگن سازی در دمای 1120 °C به مدت ۲ ساعت، (پ): پس از عملیات همگن سازی در دمای 1140 °C به مدت ۱ ساعت

توزیع یکنواخت آن‌ها، باعث بهبود کارایی عملیات آس تمپر، افزایش میزان فریت در زمینه و کاهش قابل ملاحظه‌ی میزان فاز آستنیت باقی مانده‌ی ناپایدار می‌شود.

۲- بهترین شرایط همگن سازی به روش ذوب جزئی در گستره‌ی دمایی 1130 ± 5 °C به مدت 60 ± 10 min به دست آمد.

۳- همگن سازی در دماهای بالاتر از 1140 °C تشدید جدایش در ریزساختار و افت خواص مکانیکی نمونه‌های چدن نشکن آس تمپر شده را به دنبال داشت.

۴- انجام عملیات همگن سازی به روش ذوب جزئی موجب بهبود انرژی ضربه و استحکام کششی نمونه‌ها به ترتیب به میزان حدود 20 و 30 درصد شد.

۵- انجام عملیات همگن سازی به روش ذوب جزئی

مطالعه‌ی سطوح شکست نمونه‌های همگن شده و نشده (شکل ۸)) نیز نشان داد که انعطاف پذیری و درصد شکست نرم نمونه‌ها پس از عملیات همگن سازی به روش ذوب جزئی افزایش می‌یابند. وجود ناهمواری‌های زیاد سطحی در سطح شکست نمونه‌ی همگن شده (شکل ۸-ب) نشان دهنده‌ی وقوع تغییر شکل مومسان بیش تر در این نمونه در مقایسه با نمونه‌ی همگن نشده (شکل ۸-الف) است. در شکل (۸-پ) نیز می‌توان شکست ترد نمونه‌ی همگن شده در دمای 1140 °C را به وجود ساختار غیر یکنواخت ناشی از عدم تکمیل انجماد هم‌دمای حوضچه‌های مذاب و ایجاد مسیرهای آسان برای رشد ترک نسبت داد.

نتیجه گیری

۱- انجام عملیات همگن سازی بر روی چدن به روش ذوب جزئی ضمن کاهش جدایش عناصر آلیاژی و

درصد شکست ترد و کلیواژ در نمونه‌های چدن
نشکن آس‌تمپر شده را کاهش و درصد شکست
نرم آن‌ها را افزایش داد.

مراجع

1. Kumari, U.R. and Rao, P.P. "Study of wear behaviour of austempered ductile iron", *Journal of Material Science*, v. 44, pp. 1082–1093, (2009).
2. Gregorutti, R., Laneri, K., Desimoni, J., and Mercader, R.C., "Study of the Austempering Transformation Kinetics in Compacted Graphite Cast Irons", *Matallurgical and Materials Transactions*, v. 35, pp. 103-110, (2004).
3. Salman, S., Findik, F., and Topuz, P., "Effects of various austempering temperatures on fatigue properties in ductile iron", *Materials and Design*, v. 28, pp. 2210–2214, (2007).
4. Putatunda, S.K., Singar, A.V., Tackett, R. and Lawes, G., "Development of A High Strength High Toughness Ausferritic Steel", *Materials Science and Engineering*, pp. 1-48, (2009).
5. Perez, M.J., Ciseneros, M.M., Mancha, H., Calderon, H.A. and Campos, R.E., "Experimental Study of the Thermal Stability of Austempered Ductile Irons", *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 11, pp. 519-526, (2002).
6. Batra, U., Ray, S. and Prabhakar, S.R., "Austempering and Austempered Ductile Iron Microstructure in Copper Alloyed Ductile Iron", *Journal of Materials Engineering Performance*, v. 12, pp. 426-29, (2003).
7. Bosnjak, B., Asanovic, V., Radulovic, B. and Pop-Tonev, K., "Influence of Microalloying and Heat Treatment on the Kinetics of Bainitic Reaction in ADI", *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.10, n.2, pp.203-211, (2003).
8. Nofal, A.A. and Jekova, L., "Novel Processing Techniques and Applications of Austempered Ductile Iron", *Journal of the University of Chemical Technology and Metallurgy*, v. 44, pp. 213-228, (2009).
9. Owhadi, A., Hedjazi, J., Davami, P., Fazeli, M. and Shabestari, J.M., "Microsegregation of manganese and silicon in high manganese ductile iron". *Materials Science and Technology*, v.13, pp. 813-817, (1997).
10. Nofal, A.A., El-din, H.N. and Ibrahim, M.M., "Thermomechanical Treatment of Austempered Ductile Iron", *Proceedings of the 8th Symposium on Science and Processing of Cast Iron SPCI-8*, Beijing, China, pp. 397-402, (2006).
11. Datta, N.K. and Engel, N.N., "Electron Microprobe Study of the Distribution of Si, Cu, Ni, Mn, Mo, and Cr in Ductile Iron", *AFS. Trans.*, v. 84, pp. 431-436, (1976).
12. Lin, B.Y., Chen, E.T. and Lei, T.S., "The Effect of Segregation on the Austempering Transformation and Toughness of Ductile Irons" *.Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 7, n. 3, pp.

- 407-419, (1998).
13. Jolley, G., Grad, M.L., Gilbert, G.N.J. and Mesh, G., "Segregation in Nodular Iron and its Influence on Mechanical Properties." *The British Foundryman*, pp. 72-97, (1967).
 14. Purdy, G.R., Malakhov, D.V. and Guha, A., "Homogenization of multicomponent alloy via partial melting", *Journal Phase Equilibrium*, v. 22, n. 4, pp. 439-450, (2001).
 15. Nili-Ahmadabadi, M. and Mosallaiee-Pour, M., "Homogenization of ductile iron using partial melting aided by modeling", *Materials Science and Engineering*, v. 373, pp. 309-314, (2004).
 16. Stadelmaier, H., "Über Sphärolithenbildung in Metallschmelzen", *Z.Metallkunde*, pp. 601-604, (1960).
 17. *Metals Handbook*, vol. 15, ASM International Publication, pp. 168-185, (1990).
 18. Cullity, D., "Elements of X-Ray Diffraction", Addison Wesley Publishing Company, MA, pp. 390-96, (1956).

Archive of SID