

تأثیر مقادیر سیلیسیم و زمان آستمپر بر دمای شکست نرم به ترد چدن نشکن آستمپر نیمه آلیاژی

افشین عارفی^۱، حامد ثابت^{۲*} و ساسان یزدانی^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج

۲- عضو هیأت علمی گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج

۳- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز

*h-sabet@kiaui.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۸۹/۰۶/۰۴، تاریخ پذیرش: ۸۹/۰۸/۲۲)

چکیده

در تحقیق حاضر Y بلوک‌های استاندارد از جنس چدن نشکن با درصدهای متفاوتی از سیلیسیم درون قالب‌هایی از جنس CO₂ سیلیکات سدیم ریخته‌گری گردیدند، سپس نمونه‌های استاندارد ضربه از آن ماشین‌کاری و تحت عملیات حرارتی آستمپر قرار گرفتند و آزمون‌ها طی ۲ مرحله انجام شدند، در مرحله اول نمونه‌های ضربه تحت عملیات آستمپر قرار گرفتند. برای این منظور دما و زمان آستنیت به ترتیب ۸۷۵ درجه سانتی‌گراد و ۶۰ دقیقه و دمای آستمپر نیز ۳۷۵ درجه سانتی‌گراد در ۶ زمان مختلف انتخاب و اجرا گردید. نتایج آزمون ضربه مرحله اول در دمای محیط نشان دادند که با افزایش عنصر سیلیسیم انرژی ضربه در یک زمان مشخص آستمپر کاهش می‌یابد و بالاترین مقدار انرژی ضربه در محدوده سیلیسیم ۲/۴۲ تا ۲/۸۱ درصد و در محدوده زمانی ۹۰ دقیقه حاصل می‌گردد. در مرحله دوم اثر سیلیسیم بر دمای شکست نرم به ترد (DBTT) مورد بررسی قرار گرفته شد، در این مرحله نمونه‌های ضربه به ترتیب در دمای آستنیت ۸۷۵ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان ۶۰ دقیقه و دمای آستمپر ۳۷۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۹۰ دقیقه تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند و سپس تحت آزمون ضربه در دماهای بالای صفر و زیر صفر قرار گرفتند، نتایج آزمون‌های مرحله دوم مشخص نمودند که با افزایش مقدار سیلیسیم دمای شکست نرم به ترد افزایش می‌یابد.

واژه‌های کلیدی:

مقدار سیلیسیم، زمان آستمپر، دمای آستمپر، چدن نشکن، DBTT.

۱- مقدمه

آستمپرینگ تولید می‌شوند برای این منظور ابتدا قطعات ریخته شده را در محدوده دمایی ۸۵۰ - ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد آستنیت نموده و سپس در محدوده دمایی تشکیل بینیت (آستمپر ۲۳۰ - ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد) به مدت زمان کافی نگهداری می‌نمایند. ساختار این نوع چدن‌ها مخلوطی از تیغه‌های سوزنی

چدن‌های نشکن آستمپر طی دهه اخیر به دلیل دارا بودن استحکام و چقرمگی بالا مورد توجه وسیع محققین و صنایع قرار گرفته‌اند به نحوی که در بسیاری موارد جانشین فولادهای فورج شده گردیده‌اند. این چدن‌ها از طریق انجام عملیات حرارتی

بررسی‌ها نشان می‌دهد که با افزایش مقدار سیلیسیم بیشتر از ۳/۵ درصد در چدن نشکن فریتی انرژی ضربه در دمای محیط کاهش می‌یابد، به نحوی که سطح مقطع شکست نمونه‌ای با مقدار $Si = 2.9\%$ دارای الگوی شکست نرم بوده، در حالی که سطح شکست نمونه‌هایی با $Si = 4.0\%$ دارای الگوی شکست ترد می‌باشند [۶]. از طرفی مشخص شده است که افزودن عناصر کاربیدزا (در محدوده ۰/۶-۰/۲ درصد) مانند Cr, V, Ti, Mn باعث تشکیل کاربیدهای آلیاژی در مرز سل یوتکتیک‌ها شده و بدین ترتیب انرژی ضربه را در دمای محیط کاهش داده و باعث افزایش دمای شکست نرم به ترد^۱ (DBTT) چدن نشکن می‌شوند [۷]. در مقابل عنصر نیکل باعث کاهش دمای شکست نرم به ترد چدن‌های نشکن ریختگی و آستمپر می‌گردد [۸].

علاوه بر عناصر آلیاژی متغیرهای عملیات حرارتی آستمپرینگ (دما و زمان آستمپر) نیز می‌توانند بر مقدار انرژی ضربه در دمای محیط مؤثر باشند، به نحوی که دمای آستمپر پایین ۲۰۰-۲۸۰ درجه سانتی‌گراد به دلیل تشکیل بینیت پایینی باعث افزایش سختی و کاهش انرژی ضربه می‌شود، همچنین با افزایش زمان آستمپر سهم استحاله نفوذی بیشتر شده و باعث افزایش فریت بینیتی و در نتیجه افزایش انرژی ضربه می‌شود [۹]. تحقیق حاضر بر همین اساس انجام شده است و هدف آن بررسی اثر مقادیر سیلیسیم و همچنین زمان آستمپر بر دمای شکست نرم به ترد چدن نشکن آستمپر نیمه‌آلیاژی می‌باشد.

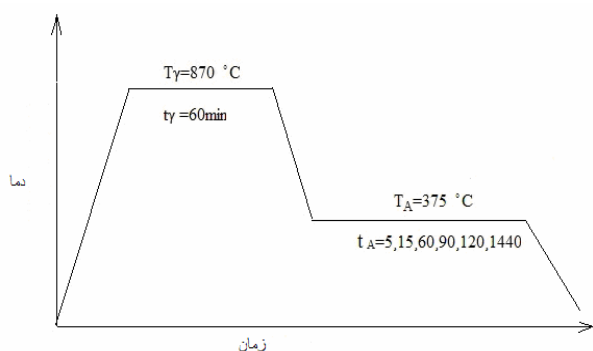
۲- مواد و روش تحقیق

جهت انجام تحقیق از مدل Y بلوک یک اینچ مطابق استاندارد ASTM A 536-84 استفاده شد و عملیات قالب‌گیری به روش CO_2 سیلیکات سدیم برای ریخته‌گری هم زمان ۴ عدد Y بلوک انجام شد. مذاب مورد نیاز توسط یک کوره القایی یک تن با استفاده از قراضه فولادی، شمش چدن، برگشتی، فروسیلیسیم ۷۵٪ و گرافیت گرانوله تهیه گردید، سپس بعد از انجام کنترل‌های لازم (دمایی و آنالیزی) بر روی مذاب، ذوب شاهد با ۱/۷ درصد سیلیسیم در قالب اول در دمای 10 ± 1410 درجه

شکل فریت در زمینه‌ای از آستنیت باقیمانده می‌باشد که آسفریت نامیده می‌شود [۱]. یکی از مهمترین عوامل مؤثر بر خواص مکانیکی و ساختاری چدن‌های نشکن آستمپر شده ترکیب شیمیایی آنها می‌باشد، سیلیسیم به عنوان عنصر اصلی در چدن‌های نشکن بر روی استحاله آستمپر تأثیر قابل توجهی داشته و سرعت استحاله را تحت تأثیر قرار می‌دهد. سیلیسیم یک عنصر گرافیت‌زا و فریت‌زا بوده و به سمت گرافیت‌ها جدایش می‌یابد [۲]. سیلیسیم ترکیب شیمیایی نقاط یوتکتیک و یوتکتوئید و حداکثر حلالیت کربن در آستنیت را به طور قابل توجهی کاهش می‌دهد. افزودن سیلیسیم به سیستم آهن-کربن باعث افزایش دماهای استحاله‌های یوتکتیک و یوتکتوئید می‌شود و در حضور این عنصر استحاله‌های مذکور در یک محدوده‌ای از درجه حرارت انجام می‌گیرند [۳]. برای تأخیر در مرحله دوم استحاله آستمپر، حداقل ۲ درصد سیلیسیم لازم است، گزارش شده است که افزایش سیلیسیم تا ۳/۲ درصد باعث تأخیر در مرحله دوم استحاله آستمپر می‌شود [۴]. از طرفی سیلیسیم زیاد باعث فریتی شدن زمینه و در نتیجه کاهش استحکام ضربه خواهد شد. بدین صورت که سیلیسیم باعث کاهش میزان حلالیت کربن در آستنیت و تسریع نفوذ کربن در آن می‌شود. این دو اثر، جوانه‌زنی و رشد فریت را در زمینه آستنیتی بهبود می‌بخشد و مرحله اول استحاله آستمپر سریعتر انجام می‌شود. سیلیسیم اضافی در فریت حل شده و استحکام کششی و سختی را مجدداً افزایش می‌دهد [۵]. لذا از آنجایی که سیلیسیم باعث کاهش حلالیت کربن در آستنیت می‌شود، به نظر می‌رسد که سیلیسیم میزان سختی‌پذیری چدن‌های نشکن آستمپر را کاهش می‌دهد. اما چنانچه سختی‌پذیری این چدن‌ها با درصدهای متفاوت سیلیسیم و درصدهای یکسان کربن موجود در آستنیت (که با تغییر درجه حرارت آستنیت کردن حاصل می‌شود) مقایسه گردد ملاحظه خواهد شد که سیلیسیم باعث افزایش سختی‌پذیری چدن‌های نشکن می‌گردد. وجود سیلیسیم بالا نیز باعث کاهش نیروی محرکه جهت تشکیل کاربیدها در زمینه خواهد شد و در نتیجه موجب تغییرات خواص ضربه‌پذیری می‌گردد [۵ و ۶].

جدول (۱): ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) Y بلوک‌های ریختگی.

ترکیب شیمیایی	C	Si	Mo	Cu	Mn	Ni	P	S
نمونه شاهد	۳/۴۶	۱/۷۱	۰/۱۴	۰/۵۱	۰/۲۷	۰/۹۲	۰/۰۱۳	۰/۰۱۳
نمونه ۱	۳/۴۳	۲/۴۲	۰/۱۴	۰/۵۱	۰/۲۶	۰/۹۲	۰/۰۱۳	۰/۰۱۲
نمونه ۲	۳/۳۷	۲/۸۱	۰/۱۴	۰/۵۲	۰/۲۷	۰/۹۱	۰/۰۱۳	۰/۰۱۲
نمونه ۳	۳/۳۴	۳/۱۸	۰/۱۳	۰/۵۰	۰/۲۶	۰/۹۱	۰/۰۱۳	۰/۰۱۲
نمونه ۴	۳/۳۷	۳/۵۲	۰/۱۴	۰/۵۱	۰/۲۶	۰/۹۰	۰/۰۱۳	۰/۰۱۲



شکل (۱): شماتیک سیکل عملیات حرارتی آستمبرینگ بر نمونه‌های ضربه در مرحله اول آزمون.

جدول (۲): نتایج متالوگرافی قبل از اچ نمونه‌ها.

تعداد گرفت‌های کروی در واحد سطح (تعداد /mm ²)	اندازه گرفت‌های کروی (میکرون)	درصد کروی بودن
۲۰۰-۲۳۰	۲۰-۲۷	۹۰-۹۵

آزمون ضربه شارپی قرار گرفتند که متوسط نتایج ۲ آزمون معیار انرژی ضربه برای هر شرایط در نظر گرفته شد. همچنین لازم به ذکر است که در هر مرحله از آزمون نمونه‌هایی نیز جهت بررسی متالوگرافی نوری تهیه گردیدند که بعد از آماده‌سازی، عملیات متالوگرافی نوری در حالت قبل از اچ بر روی نمونه‌های ریختگی و بعد از اچ (نایتال ۲٪) به روی نمونه‌های آستمبر شده انجام شد، برای این منظور از یک دستگاه میکروسکوپ نوری مدل OLYMPUS BX57M استفاده شد. جدول (۲) نتایج متالوگرافی قبل از اچ نمونه‌ها را نشان می‌دهد.

سانتی‌گراد ریخته‌گری شد. لازم به ذکر است که عملیات کروی‌سازی به روش درون قالب^۱ با استفاده از فروسیلیسیم منیزیم زیرکونیوم با دانه‌بندی ۱-۴ میلی‌متر درون قالب انجام شد. در مرحله بعد ۴ ذوب مشابه با شرایط تولید نمونه شاهد تهیه شدند، جدول (۱)، ترکیب شیمیایی Y بلوک‌های ریختگی را که از نمونه‌های پولکی طراحی شده درون قالب‌ها به روش اسپکتروگرافی نشر نوری (OES) تعیین گردیده است، را نشان می‌دهد.

در مرحله بعد از Y بلوک‌های ریختگی تعداد ۱۲۰ نمونه ضربه بدون شیار به ابعاد ۱۰×۱۰×۵۵ میلی‌متر مطابق استاندارد ASTM A 327-90 به روش ماشین‌کاری تهیه گردید. آزمون‌های ضربه طی ۲ مرحله انجام شد، در مرحله اول هدف تعیین زمان بهینه آستمبر نمونه‌هایی با درصد‌های متفاوت سیلیسیم بود، لذا برای هر ترکیب شیمیایی ۱۲ عدد نمونه ضربه در دمای ۸۷۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۶۰ دقیقه آستنتیه و در دمای ۳۷۵ درجه سانتی‌گراد در زمان‌های مختلف ۵، ۱۵، ۶۰، ۹۰، ۱۲۰ و ۱۴۴۰ دقیقه تحت عملیات آستمبر قرار گرفتند. لازم به ذکر است که در این تحقیق انتخاب دمای آستمبر بر مبنای تولید چدن نشکن آستمبر با خواصی منطبق با استاندارد ASTM A 897-M-Grade2 انجام گردیده است. شکل (۱) شماتیک سیکل عملیات حرارتی به کار رفته در مرحله اول تحقیق را نشان می‌دهد. پس از عملیات حرارتی آستمبر برای هر ترکیب شیمیایی در یک زمان آستمبر خاص، ۲ نمونه تحت

جدول (۳): دماهای آزمون و محیط‌های خنک‌کننده مورد استفاده در مرحله دوم تحقیق.

۲۰۰°C	۱۰۰°C	۲۵°C	صفر درجه سانتی‌گراد	-۱۶°C	-۷۸/۵°C	-۱۹۷°C
کوره	آب جوش	دمای محیط	آب و یخ	یخ، الکل، نمک	CO2 جامد	نیتروژن مایع

در مرحله دوم هدف اثر مقدار سیلیسیم بر دمای شکست نرم به ترد (DBTT) نمونه‌ها در زمان بهینه آستمبر (۹۰ دقیقه) بود، لذا در این مرحله برای هر ترکیب شیمیایی ۱۸ نمونه ضربه تحت عملیات آستمبر قرار گرفتند در این مرحله نیز دمای آستنتیه ۸۷۵ درجه سانتی‌گراد، زمان آستنتیه ۶۰ دقیقه و دمای آستمبر ۳۷۵ درجه سانتی‌گراد و زمان آستمبر، زمان بهینه آزمون مرحله اول (۹۰ دقیقه) در نظر گرفته شد، بعد از عملیات آستمبر کردن، نمونه‌های ضربه در دماهای مختلف زیر صفر و بالای صفر تحت آزمون ضربه قرار گرفتند. دماهای آزمون و محیط‌های خنک‌کننده در جدول (۳) ارائه شده است.

بعد از انجام آزمون ضربه بر روی نمونه‌ها بررسی شکست‌نگاری از مقاطع شکست نمونه‌های ضربه توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل VEGA TESCAN با ولتاژ شتاب‌دهنده ۳۰ kv انجام شد. علاوه بر این جهت تجزیه و تحلیل دقیق‌تر نتایج، به کمک برنامه MATLAB نمودارهای دمای انتقال شکست نرم به ترد نمونه‌های ضربه رسم گردید. برای این منظور نتایج انرژی ضربه در مرحله دوم از طریق برون‌یابی در برنامه MATLAB به صورت منحنی با محدوده انحراف معیار $\pm 10\%$ درصد رسم و نقاط عطف نمودارها به عنوان دمای انتقال شکست نرم به ترد (DBTT) انتخاب شدند.

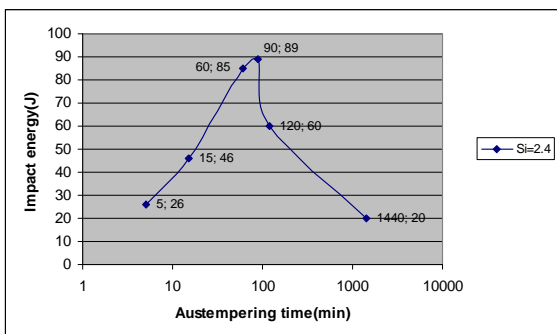
۳- نتایج و بحث

۳-۱- اثر سیلیسیم و زمان آستمبر بر انرژی ضربه

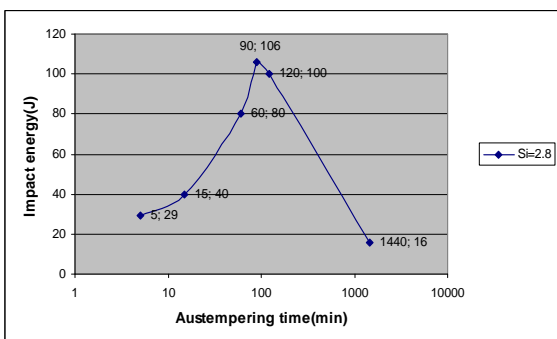
شکل (۲) تغییرات انرژی ضربه نمونه‌ها را نسبت به زمان عملیات حرارتی آستمبرینگ نشان می‌دهد. شکل (۲-الف) تغییرات انرژی ضربه در نمونه $Si = 0.2/42$ را نشان می‌دهد، همانگونه که مشخص است انرژی ضربه تا زمان ۹۰ دقیقه افزایش یافته و به $90 J/cm^2$ می‌رسد و در زمان‌های بیشتر از ۹۰ دقیقه انرژی ضربه

افت می‌کند، علت این امر ناشی از انجام مرحله دوم استحاله می‌باشد. در این مرحله زمینه آستنتیتی به فریت و کاربید تجزیه می‌شود که با تشکیل کاربید، انرژی ضربه کاهش می‌یابد [۸]. شکل (۲-ب) تغییرات انرژی ضربه را در نمونه $Si = 0.2/18$ نشان می‌دهد، همانگونه که از این شکل ملاحظه می‌شود انرژی ضربه در زمان ۹۰ دقیقه به $106 J/cm^2$ رسیده که نسبت به $Si = 0.2/42$ انرژی ضربه افزایش نموده است، علت این امر ناشی از غلظت سیلیسیم می‌باشد. غلظت زیاد سیلیسیم در زمینه آستنتیت از تشکیل کاربیدها که یکی از مشخصه‌های استحاله بینیتی است ممانعت به عمل آورده و اجازه می‌دهد که کربن دفع شده از فریت در حال رشد، آستنتیت مجاور را از کربن غنی سازد. این آستنتیت غنی شده از کربن به واسطه سرد کردن بعدی تا دمای محیط پایدار خواهد بود که در نتیجه باعث افزایش انرژی ضربه می‌شود [۲]. با افزایش زمان بیشتر از ۹۰ دقیقه انرژی ضربه کاهش می‌یابد که علت آن نیز ناشی از شروع مرحله دوم استحاله و تشکیل کاربید در زمینه می‌باشد [۲ و ۹]. نگهداری طولانی در دمای آستمبرینگ (زمان ۱۴۴۰ دقیقه) به تجزیه آستنتیت پرکربن به دو فاز پایدارتر فریت و کاربید منجر می‌شود. تشکیل کاربیدها در این مرحله از استحاله آستمبر، انعطاف‌پذیری چدن را به شدت کاهش می‌دهند [۹].

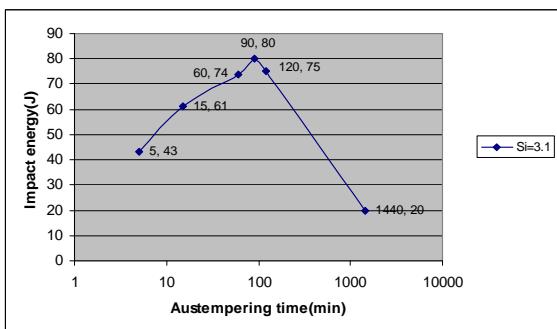
با بررسی نتایج آزمون ضربه نمونه‌های $Si = 0.3/18$ و $Si = 0.3/52$ (شکل‌های ۲-ج و د) مشاهده می‌گردد که مشابه با نمونه‌های ۱ و ۲ زمان بهینه آستمبر ۹۰ دقیقه می‌باشد که در این زمان بیشترین انرژی ضربه حاصل می‌گردد به نحوی که در $Si = 0.3/18$ انرژی ضربه به مقدار $80 J/cm^2$ و در $Si = 0.3/52$ به مقدار $75 J/cm^2$ می‌رسد. در این نمونه‌ها افزایش بیش از اندازه غلظت سیلیسیم باعث کاهش میزان کربن حل شده در آستنتیت می‌گردد، لذا آستنتیت کم کربن در اثر سرد شدن به مارتنزیت



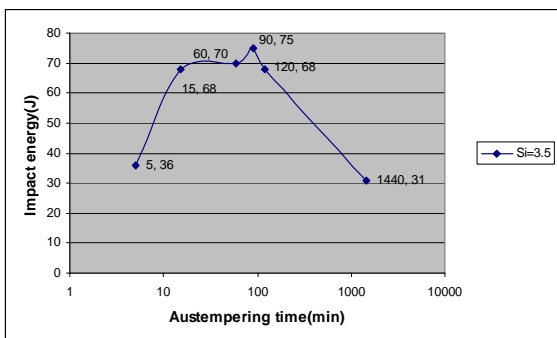
(الف) Si = ۲/۴۲



(ب) Si = ۲/۸۱



(ج) Si = ۳/۱۸



(د) Si = ۳/۵۲

شکل (۲): تغییرات انرژی ضربه بر حسب مقدار سیلیسیم و زمان آستمپرینگ (اعداد سمت راست مقدار انرژی ضربه و اعداد سمت چپ زمان آستمپر را نشان می دهد).

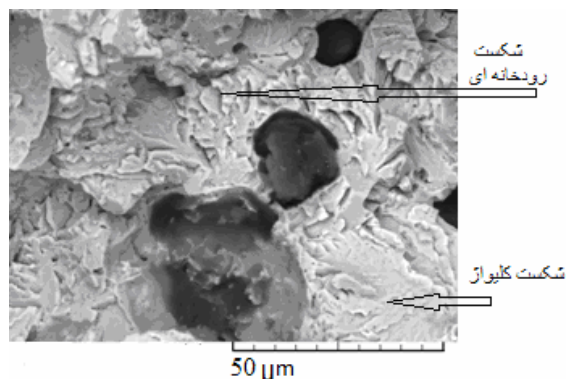
تبدیل می شود، بنابراین با افزایش زمان آستمپر و افزایش سیلیسیم انرژی ضربه کاهش می یابد [۱۰ و ۱۱].

۲-۳ اثر سیلیسیم بر دمای انتقال شکست نرم به ترد

شکل (۳) نمودارهای دمای انتقال شکست نرم به ترد (DBTT) را بر حسب مقدار غلظت سیلیسیم در زمان بهینه آستمپر (۹۰ دقیقه) نشان می دهد. همانگونه که مشاهده می شود با افزایش مقدار سیلیسیم در چدن، دمای انتقال شکست نرم به ترد افزایش می یابد. علت تغییرات دمای انتقال شکست نرم به ترد با افزایش سیلیسیم، ناشی از مقدار سیلیسیم حل شده در فریت بینیتی می باشد [۱۲]، به نحوی که با افزایش سیلیسیم در چدن، مقدار سیلیسیم فریت بینیتی افزایش یافته و باعث تأثیرگذاری بر انعطاف پذیری و نرمی فریت در دماهای متفاوت می گردد [۱۱ و ۱۲].

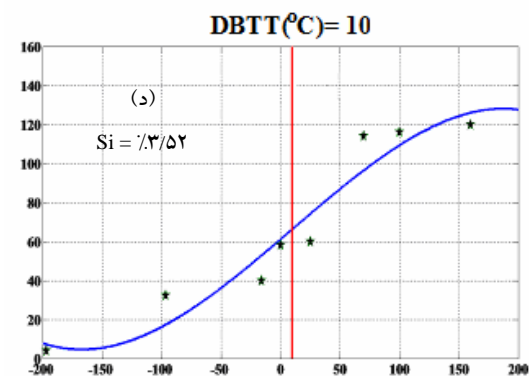
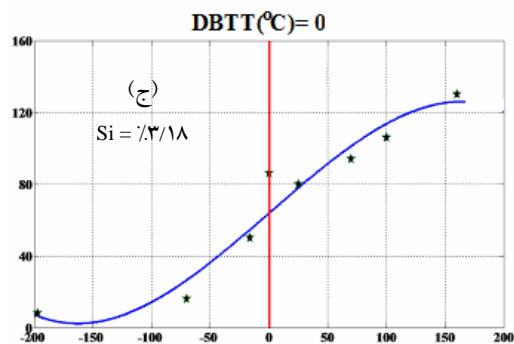
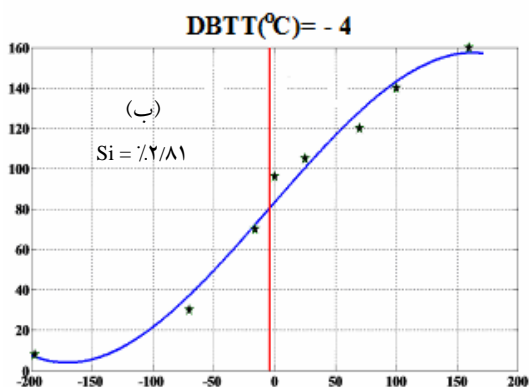
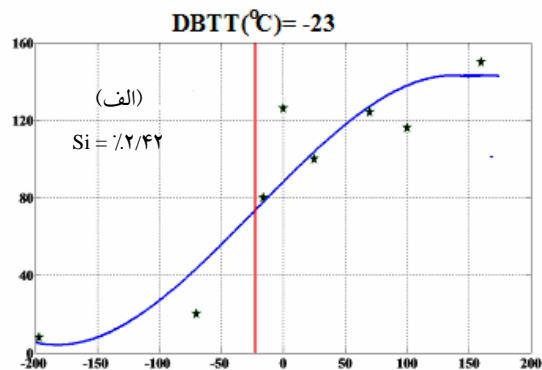
بررسی شکست نگاری توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از سطح شکست نمونه های ضربه نشان دهنده وجود شکست ترد نمونه های ضربه در دماهای آزمون ۷۰- و ۱۹۶- درجه سانتی گراد و همچنین شکست نرم در دمای ۲۰۰ درجه سانتی گراد می باشد. شکل (۴) سطح شکست نمونه ضربه در نمونه حاوی Si = ۲/۸۱، در دمای ۱۹۶- درجه سانتی گراد نشان می دهد، در این شکل وجود مدل شبه رودخانه ای و صفحات کلیواژ بر روی سطح شکست، نشان دهنده وقوع شکست کاملاً ترد می باشد.

شکل (۵) سطوح شکست نمونه های آستمپر شده حاوی مقادیر سیلیسیم متفاوت را در دمای ۷۰- درجه سانتی گراد را نشان می دهد، همانگونه که از این شکل مشخص است، با افزایش سیلیسیم سطوح شکست کلیواژ افزایش می یابد به نحوی که بیشترین سطوح شکست کلیواژ مربوط به نمونه حاوی Si = ۳/۵۲ می باشد. علت این امر ناشی از اثر سیلیسیم بر استحکام فاز فریت بینیتی می باشد [۱۱ و ۱۲]. علاوه بر این بررسی شکل (۵-الف و ب) مشخص می نماید که در نمونه های حاوی سیلیسیم کمتر سطح شکست به شکست شبه ترد با سطوح

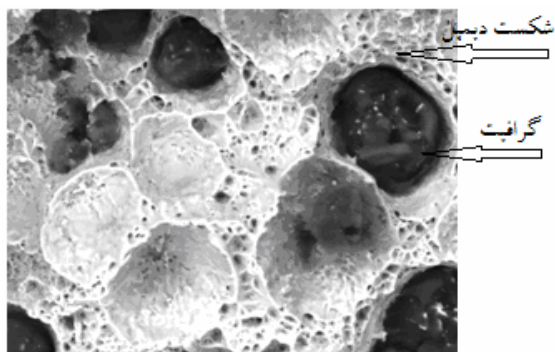


شکل (۴): تصویر تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه ضربه حاوی ۲/۸۱٪ سیلیسیم در دمای 196°C -

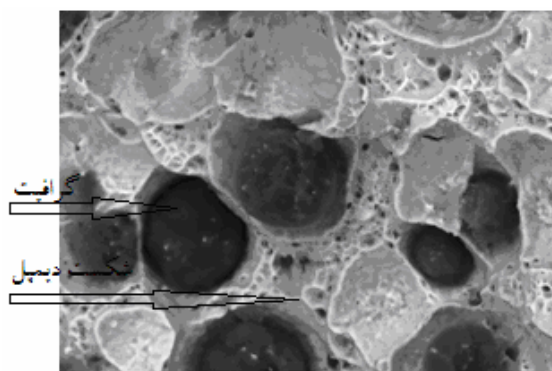
شکست کلیواژ کم تبدیل شده است. از طرفی بیشترین رفتار تردی و صفحات کلیواژ نیز در نزدیک گرافیت‌ها مشاهده می‌شود که علت آن ناشی از جدایش منفی سیلیسیم در ساختار چدن نشکن است که باعث می‌گردد بیشترین غلظت سیلیسیم در نواحی نزدیک گرافیت‌ها باشد و با فاصله از گرافیت‌ها به سمت مرز سلول‌های یوتکتیک مقدار آن کاهش می‌یابد [۱۲]. شکل (۶) تصویر SEM سطح مقطع شکست نمونه ضربه $\text{Si} = 2/81\%$ و $\text{Si} = 3/52\%$ را در دمای 200°C درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد همانگونه که مشاهده می‌گردد وجود دیمپل‌ها نشان‌دهنده شکست نرم در این دما می‌باشد. بنابراین در دماهای بالا اثر مقدار سیلیسیم بر نوع شکست بی‌تأثیر است و شکست در حالت نرم اتفاق می‌افتد و در نمودار DBTT نیز در دماهای بالا انرژی ضربه افزایش می‌یابد.



شکل (۳): نمودارهای دمای انتقال شکست نرم به ترد چدن نشکن آستربر حسب مقدار سیلیسیم.



50 μm
Si = ۲/۸۱ (الف)

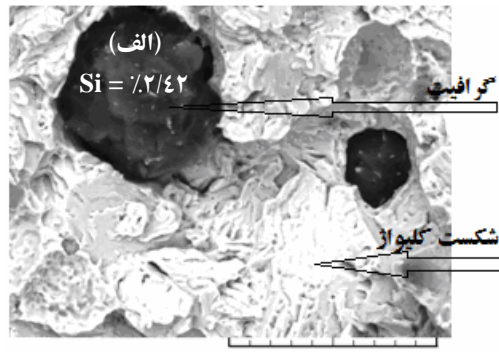


50 μm
Si = ۳/۵۲ (ب)

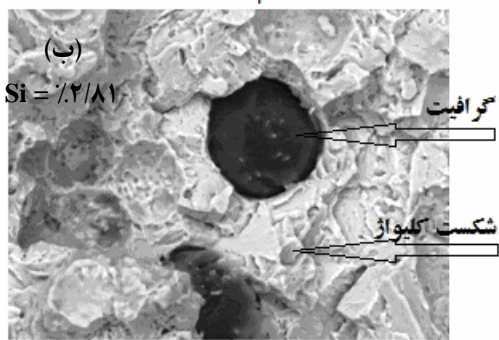
شکل (۶): تصویر تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطوح شکست نمونه‌های ضربه با مقادیر سیلیسیم متفاوت دمای ۲۰۰°C.

۴- نتیجه گیری

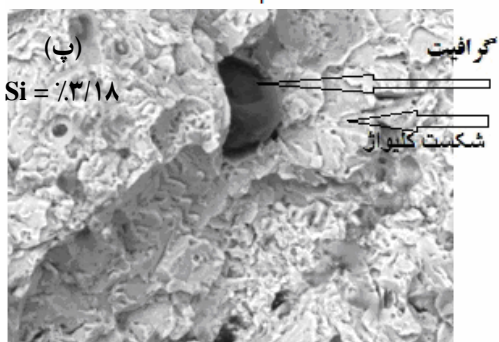
- ۱- زمان بهینه عملیات آستمپرینگ در دمای ۳۷۵ درجه سانتی گراد در محدوده ترکیب شیمیایی $Si = ۲/۴۲$ تا $Si = ۳/۵۲$ ، ۹۰ دقیقه می‌باشد.
- ۲- با افزایش زمان آستمپر (در محدوده $Si = ۲/۴۲ \sim ۳/۵۲$) از ۹۰ دقیقه، انرژی ضربه کاهش می‌یابد.
- ۳- زمان آستمپر کمتر از ۹۰ دقیقه (در محدوده $Si = ۲/۴۲ \sim ۳/۵۲$) از انرژی ضربه کمی برخوردار است.
- ۴- مقدار بهینه سیلیسیم، جهت دستیابی به حداکثر انرژی ضربه ۲/۸۱ درصد می‌باشد و با افزایش از این مقدار، انرژی ضربه کاهش می‌یابد.



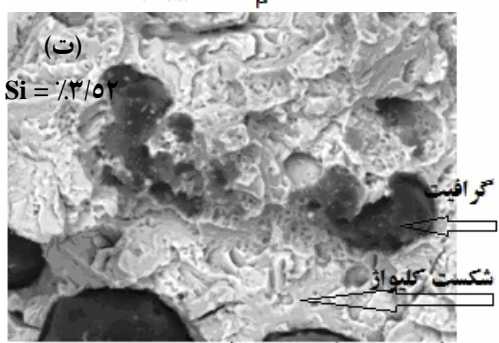
50 μm



50 μm



50 μm



50 μm

شکل (۵): تصویر تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطوح شکست نمونه‌های ضربه در دمای ۷۰°C -

- [7] R. Martinz, "Embrittlement of Austempered Ductile Iron on Contact with Water-Testing under Applied Potential", *Materials Science*, Vol. 38, pp. 2971-2977, 2003.
- [8] J. Aranzabal, I. Gutierrez, "Influence of the Amount and Morphology of Retained Austenite on the Mechanical Properties of an Austempered Ductile Iron", *Metallurgical and Materials Transaction A*, 34A, pp. 1143-1149, 1997.
- [9] A. Refaey, N. Fatahalla, "Effect of Microstructure on Properties of ADI and Low Alloyed Ductile Iron", *Jornal of Materials Science* 38, pp. 351-362, 2003.
- [10] S. Yazdani and R. Elliott, "Influence of Molybdenum on Austempering Behavior of Ductile Iron Part1, *Materials Science and Technology* May 1999, Vol. 40, No. 12, pp. 1246-1252, 2000.
- [11] U. Batra, "Fracture Behavior and Mechanism in Austempered Ductile Iron", *ASM International*, Jfapbc 5, pp. 75-81, 2005.
- [12] J. Mallia, M. Grech, "Effect of Silicon Content on Transformation Kinetics of Austempered Ductile Iron", *Materials Science and Technology*, Vol. 4, No. 5, pp. 452-460, 2000.

۶- پی نوشت

- 1- Ductile Brittle Transition Temperature
2- Inmold

- ۵- با افزایش سیلیسیم دمای انتقال شکست نرم به ترد چدن نشکن آستمپر افزایش می یابد.
- ۶- بررسی های شکست نگاری نشانگر افزایش تردی با افزایش مقدار سیلیسیم در دمای زیر صفر می باشد.

۵- مراجع

- [1] O. Eric, M. Jovanovic, "The Austempering Study of Alloyed Ductile Iron", *Materials and Design* 27, pp. 617-622, 2006.
- [2] Z. M. EL-Baradie, "Austempering Spheroidal Graphite Cast Iron", *Materials Science*, Vol. 40, pp. 14-19, 2004.
- [۳] ح. ثابت، م. تدین سعیدی، "مبانی متالورژی چدن نشکن"، انتشارات دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، ۱۳۸۶.
- [4] Y. Q. Wang, "Effect of Silicon on Producing Ductile Iron with Complex Structure of Bainite and Martensite", *Acta Metallurgica Sinica*, Vol. 11, No. 1, pp. 25-28, January 2000.
- [5] M. Erdogan, "Transformation Characteristics of Ductile Iron Austempered from Intercritical Austenitizing Temperature Ranges", *J. Mater.*, Vol. 44, pp. 1394-1403, 2009.
- [6] L. H. Chen, H. M. Lin, "Effect of Silicon Content on Intergranular Embrittlement of Ferritic Spheroidal Graphite Cast Iron Suffered from Cyclic Heating", *Mater Trans*, Vol. 44, No. 1, pp. 173-180, 2003.