

مکانیزم پدیده خستگی حرارتی در چدن خاکستری GG25 *

سید محمد حسین میرباقری^(۱)مریم باری^(۲)نگار اشعری آستانی^(۳)

چکیده

در پژوهش پیش رو کوشش شده است مکانیزم شکست ناشی از خستگی حرارتی بدون قید با دامنه حرارتی بالا بین صفر تا 900°C در قطعات چدن خاکستری ارائه شود. به این منظور نمونه‌هایی از چدن GG25 با ابعاد $20 \times 5 \times 5$ میلیمتر تراشکاری شد. سپس با ایجاد شکافی به ضخامت 0.3 میلیمتر در وسط آن‌ها و به عمق 2.5 میلیمتر، عملیات خستگی حرارتی از دمای 900°C و کوئنچ کردن در دو محیط مختلف، یکی محیط آب یخ و دیگری دوغاب ضد اکسیداسیون، بر نمونه‌های چدنی انجام گرفت. در سیکل‌های مختلف، ساختار نمونه در اطراف گرافیت‌ها و زمینه فلزی مورد بررسی قرار گرفت. تصاویر متالوگرافی الکترونی و آزمون میکروسختی نشان می‌دهند مکانیزم خستگی حرارتی در چدن یاد شده به این صورت است که با اعمال شوک حرارتی در دمای بالا فاز Fe_3C به کربن و فریت تجزیه می‌شود. سپس با رسوب کربن روی گرافیت‌های آزاد اولیه، ساختار پرلیتی اولیه ریختگی به فاز نرم فریتی تبدیل می‌شود و به علت اختلاف ضرایب انبساط حرارتی گرافیت و فریت، ترک‌های ریزی در مرز بین گرافیت و زمینه فلزی جوانه زنی، رشد و اشاعه می‌یابند که در نهایت منجر به شکست نمونه‌ها می‌شوند. اما در مورد نمونه‌هایی که سطح آن‌ها با ماده ضد اکسیداسیون پوشش داده نشده بود (محیط آب یخ) پدیده اکسیداسیون داغ از تمام سطوح شروع و به عمق ماده پیشروی می‌کند؛ به طوری که مکانیزم غالب در شکست نمونه‌ها به جای خستگی حرارتی، پدیده خوردگی اکسیداسیون داغ خواهد بود.

واژه‌های کلیدی خستگی حرارتی، گرافیت، چدن خاکستری، آزمون شوک حرارتی، ریزساختار، اکسیداسیون داغ.

Thermal Fatigue Mechanism in the GG25 Gray Iron

M.H.Mirbagheri

M.Bari

N.Ashari Astani

Abstract

In this paper a mechanism for fracture of GG25 Gray Iron has been presented under the non-constrained thermal shock. In order to constrain the residual stress on the Cast Iron matrix a notched sample with dimensions $5 \times 5 \times 20$ mm from the GG25 were designed and machined. The notch had dimensions of 0.3 mm thickness and 2.5 mm depth. Then the samples were thermal shocked between cycles 900°C and 0°C in the ice-water and the non-oxidation slurry. Results of SEM metallographic and micro hardness show that thermal shocks can cause the Fe_3C phase decomposition to carbon and ferrite. The precipitating of carbon on initial free graphite flakes can cause the growth and toughness of the graphite flakes. Then, due to difference of thermal expansion between the graphite and the ferrite, at the interface, micro cracks propagate into the ferrite phase and leads to fracture. However, dominant phenomenon for the quenched samples into the ice-water was the hot oxidation.

Key Words Thermal fatigue, Graphite, Gray Iron, Thermal Shock, Microstructure, Hot Corrosion.

* نسخه نخست مقاله در تاریخ ۸۷/۹/۲۸ و نسخه پایانی آن در تاریخ ۸۸/۸/۲۷ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) استادیار دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیر کبیر

(۲) دانش آموخته کارشناسی متالورژی و مواد

(۳) دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیر کبیر

مقدمه

در یک تعریف عمومی، داغ و سرد شدن ناگهانی با اختلاف دامنه دمایی بالا که منجر به شکست زود هنگام قطعات مهندسی شود را شوک حرارتی یا خستگی حرارتی گویند. در مورد چدن‌ها، تحقیقات نشان می‌دهند که چدن‌ها به چهار طریق کلی در شرایط خستگی حرارتی کارایی خود را از دست می‌دهند. در نوع اول: ترک‌ها ابتدا در سطحی که گرم می‌شود ظاهر شده و به صورت شبکه تار عنکبوتی و به طور ناگهانی گسترش می‌یابند و سرانجام رشد ترک‌ها منجر به زوال قطعه می‌شود. این نوع زوال در چدن‌های خاکستری و دیگر مواد ترد مشاهده شده است. نوع دوم: عامل اصلی زوال قطعه، اعوجاج شدید است. این نوع زوال معمولاً در چدن‌های داکتیل مشاهده می‌شود. نوع سوم: ایجاد ترک بزرگ در میان سطح مقطع قطعه در چند سیکل اول کار است. این نوع زوال به دلیل هماهنگ نبودن طراحی و ماده انتخابی و اعمال سیکل‌های حرارتی نامنظم بر قطعه می‌باشد. نوع چهارم: پایین آمدن خواص مکانیکی ماده به دلیل تغییرات متالورژیکی به وجود آمده حین خستگی حرارتی است. این تغییرات می‌تواند شامل تغییرات ریزساختاری و اکسیداسیون داخلی باشد که می‌تواند به زوال زودرس قطعه بیانجامد [1,2].

زوال نوع اول در مواد با چقرمگی کم مشاهده شده است و زوال نوع دوم مختص مواد با چقرمگی زیاد است. همچنین، این تنش‌ها در مقیاس ماکروسکوپی ممکن است محرکی برای سرعت بخشیدن به اکسیداسیون داخلی و تغییرات ریزساختاری که در سیکل‌های حرارتی در قطعات مشاهده شده است، باشد. وجود گرافیت به صورت ورقه‌ای در چدن خاکستری، خود به عنوان ترک اولیه کوچکی است و از این رو، شروع ترک‌ها از لایه‌های گرافیت بوده و همچنین مسیر آن ترجیحاً در اطراف گرافیت‌ها شکل می‌گیرد. برای این کار ترک کوتاهترین فاصله را برای

رسیدن به گرافیت بعدی از میان زمینه، انتخاب می‌کند [3].

به طور کلی مرور مقالات در زمینه خستگی حرارتی نشان می‌دهد که عوامل زیر بر خستگی حرارتی مؤثرند: (۱) سیکل حرارتی (۲) هدایت حرارتی (۳) ضریب انبساط حرارتی (۴) استحکام کششی (۵) مدول کشسانی (۶) مقاومت در برابر آزاد شدن انرژی؛ که در ادامه در مورد هر کدام به طور مختصر توضیح داده شده است. نتایج تحقیقات پژوهشگران نشان داده است در دامنه سیکل حرارتی، افزایش درجه حرارت ماکزیمم این سیکل، شرایط را بسیار دشوار می‌کند و زوال قطعه تسریع می‌شود. با افزایش درجه حرارت ماکزیمم، تعداد ترک‌های به وجود آمده افزایش می‌یابند [4]. افزایش درجه حرارت ماکزیمم همچنین باعث افزایش تنش کششی باقی مانده در قطعه می‌شود.

هدایت حرارتی چدن‌ها توسط ریزساختار، درجه حرارت و ترکیب شیمیایی تحت تأثیر قرار می‌گیرد. حضور گرافیت به صورت لایه‌ای، هدایت حرارتی چدن خاکستری را افزایش می‌دهد. همچنین چدن‌های زمینه فریتی معمولاً هدایت حرارتی بیشتری نسبت به چدن‌های پرلیتی دارند. روشن است که افزایش کربن چدن باعث افزایش حجم گرافیت و کاهش سایر فازهای فلزی شده و به علت نفوذ حرارتی بالای گرافیت نسبت به زمینه فلزی (مانند فریت یا آستنیت) باعث افزایش نرخ سرد شدن چدن می‌شود. البته این موضوع در چدن خاکستری بسیار مؤثرتر از چدن نشکن می‌باشد. نشان داده شده است که آلیاژ کردن به وسیله تعدادی از عناصر، اثر مهمی روی هدایت حرارتی چدن خاکستری می‌گذارد. این تأثیر ممکن است به خاطر اثر آن‌ها بر ریزساختار زمینه چدن باشد. مم فادن [5] تأثیر عناصر آلیاژی مختلف را بر هدایت حرارتی آهن خالص، مشخص کرد. نتیجه تحقیقات نشان می‌دهد که تمام عناصر آلیاژی که با آهن تشکیل محلول جامد می‌دهند، به ویژه دو عنصر

هستند، هدایت حرارتی تأثیر کمی بر مقاومت خستگی حرارتی دارد، زیرا معمولاً تمام قطعه به طور یکنواخت و با سرعت کم گرم و سرد می‌شود. البته مقدار این تنش‌ها به میزان آزاد شدن تنش که در بالاترین درجه حرارت سیکل حرارتی رخ می‌دهد، بستگی دارد. مقاومت خستگی حرارتی در حقیقت تابع مقاومت در مقابل آزاد شدن تنش است که به شدت توسط عناصر آلیاژی تحت تأثیر قرار می‌گیرد؛ اما توانایی مقاومت در مقابل خستگی مکانیکی نیز به وسیله استحکام کششی ماده کنترل می‌شود، لذا به نظر می‌رسد که می‌توان تعداد سیکل تا زوال در خستگی حرارتی را بسته به قیددار بودن یا بدون قید بودن سازه (سازه آزاد)، هم به عناصر آلیاژی و هم به استحکام کششی ماده ربط داد [8]. هر چند که در منحنی خستگی مکانیکی، لگاریتم تعداد سیکل تا شکست؛ نسبت خطی با استحکام کششی دارد؛ ولی خستگی حرارتی این گونه نیست و دلیل آن هم ماهیت پیچیده خستگی حرارتی و وابستگی آن به عوامل دیگر است که قبلاً شرح داده شده است، اما به طور کلی در این گونه قطعات نیز با افزایش استحکام کششی، مقاومت به خستگی حرارتی افزایش می‌یابد.

در مواد با مدول کشسانی زیاد در اثر گرم و سرد شدن، تنش حرارتی بزرگتری ایجاد می‌شود، لذا از دیدگاه خستگی حرارتی مواد با مدول کشسانی کم مناسب‌ترند. در چدن‌های خاکستری، استحکام و مدول کشسانی رابطه نزدیکی با اندازه و ورقه‌های گرافیت و مورفولوژی آن‌ها دارد. چدن‌های پرکربن که معمولاً حاوی حجم زیادی گرافیت هستند، مدول کشسانی پایینی دارند، ولی از طرف دیگر استحکام کششی آن‌ها نیز کم است. نکته مثبت در مورد چدن‌های خاکستری این است که امکان بالا بردن استحکام به وسیله عناصر آلیاژی، بدون اینکه افزایش چندان در مدول الاستیسیته رخ دهد، وجود دارد. این گونه عناصر زمینه چدن را تحت تأثیر قرار می‌دهند و

Si و Al هدایت حرارتی فاز فلزی آهن (α و γ و δ) را کاهش می‌دهند.

دونلسن [6] برای چدن خاکستری مشخص کرد که عناصر آلیاژی Si، Al، Ni و Cu باعث کاهش هدایت حرارتی می‌شوند، در حالی که عناصر W، Cr و Mo (با شدت کمتر) باعث کاهش هدایت حرارتی چدن خاکستری می‌شوند. افزایش درجه حرارت معمولاً باعث کاهش هدایت حرارتی ماده می‌شود.

نتیجه گرم و سرد کردن مواد با ضریب انبساط حرارتی زیاد، ایجاد تنش‌های حرارتی بزرگ است و از این رو، عمر خستگی حرارتی این گونه مواد کم است. ضریب انبساط حرارتی چدن خاکستری به طور عمده تابع ساختار زمینه می‌باشد. افزون بر این، ضریب یاد شده با درجه حرارت و ترکیب شیمیایی تغییر می‌کند. انبساط حرارتی چدن‌های فریتی و مارتنزیتی معمولاً کمی بیش از چدن‌های پرلیتی است [7].

وقتی قطعه ای (مثل یک میله) در معرض شوک حرارتی قرار می‌گیرد، در آن انبساط و انقباض (افزایش و کاهش طول) صورت می‌گیرد. حال اگر دو انتهای میله توسط قیدی (مانعی) محکم یا بسته شده باشد، انبساط و انقباض مذکور باعث ایجاد تنش پسماند مکانیکی در میله می‌شود و در این حالت مقاومت مکانیکی یا استحکام کششی میله (ماده) نقش اصلی و غالب را دارد. اما اگر همین میله به صوت آزاد بدون هیچ بست یا قیدی باشد، دیگر انقباض و انبساط منشاء تنش مکانیکی در میله نمی‌شود. اگر تنش پسماند حرارتی در قطعه وجود داشته باشد ناشی از تغییر حجم فازهای تشکیل دهنده ساختار آن ماده است. در این صورت عناصر آلیاژی در ایجاد تنش پسماند نقش اصلی و غالب را بر عهده دارند که گاهی در منابع به آن تنش پسماند متالورژیکی گویند، زیرا تنش حاصله ناشی از تغییر ساختار و فازهای متالورژیکی است؛ نه تنش ناشی از نیروهای خارجی (تنش مکانیکی). در مورد قطعاتی که در قید و بند سایر اجزای سیستم

سیکل‌ها، بر مقدار آزاد شدن تنش تأثیر می‌گذارد. هر چه زمان توقف در درجه حرارت ماکزیمم در یک سیکل بیشتر باشد، خستگی قید دار بیشتری رخ داده و از این رو هنگام سرد شدن، تنش کششی باقی مانده بزرگتری در قطعه مقید به وجود خواهد آمد.

با افزایش تعداد سیکل‌های حرارتی، مجموع تغییر فرم پلاستیک که به وسیله خستگی قید دار انجام می‌شود، افزایش می‌یابد و از این رو، تنش فشاری که هنگام گرم شدن به وجود می‌آید، با افزایش تعداد سیکل‌ها کاهش می‌یابد؛ ولی از طرف دیگر، به دلیل کوچکتر شدن ابعاد قطعه، در هنگام سرد شدن، تنش کششی باقی مانده افزایش خواهد یافت. البته باید توجه داشت که ماکزیمم خستگی قید دار در سیکل‌های ابتدایی رخ می‌دهد و چنانچه قطعه مقاومت کند، سیکلی فرا خواهد رسید که میزان انبساط ناشی از خستگی قید دار در آن نزدیک صفر است، زیرا در آن درجه حرارت، تنش فشاری کافی که بتواند انرژی یکی از مکانیزم‌های خستگی قید دار را تامین کند وجود ندارد و از این سیکل به بعد اندازه تنش فشاری (در هنگام سرد شدن) ثابت می‌ماند.

بیشتر فعالیت‌های علمی انجام شده در مورد خستگی حرارتی چدن‌های خاکستری بر پایه کارهای آزمایشگاهی بوده است. انواع آزمون‌های خستگی حرارتی انجام گرفته بر چدن‌ها به ۷ گروه تقسیم می‌شوند: (۱) آزمون شوک حرارتی (۲) آزمون قارچی (۳) آزمون خستگی حرارتی مقید (۴) آزمون دیسک مقید (۵) آزمون شوک حرارتی دیسک پره ای شکل (۶) آزمون خستگی حرارتی پل (۷) آزمون استوانه ای. این آزمون‌ها به تفصیل در مرجع [12] توضیح داده شده‌اند.

روش تحقیق

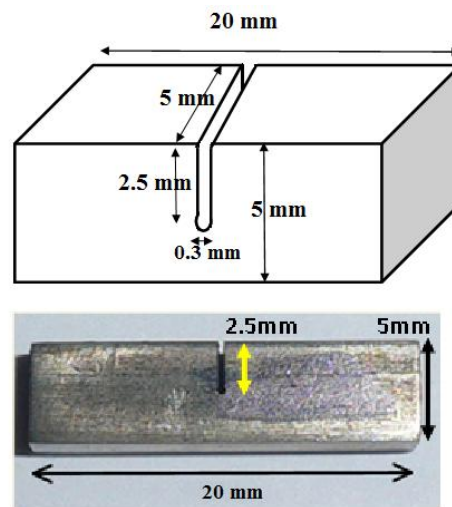
از آنجا که آزمون شوک حرارتی، به ویژه در مورد انواع چدن‌ها، آزمونی استاندارد نیست و محققان هر کدام

یا توزیع گرافیت‌ها را عوض می‌کنند. برای کاربردهای دمای بالا، عنصر Mo، برای این منظور مفید شناخته شده است [9]. مدول کشسانی تابع درجه حرارت نیز هست و معمولاً با افزایش درجه حرارت مدول کشسانی کاهش می‌یابد. برتودو [10] اثر عناصر آلیاژی مختلف را بر خستگی قید دار و آزاد شدن تنش در چدن‌های خاکستری کلاس ۲۰ مورد بررسی قرار داد. وی توضیح داد که مقاومت خستگی قید دار به وسیله آن دسته از عناصر آلیاژی بهتر خواهد شد که بتوانند باعث کند شدن حرکت ناب‌ه جایی در فاز فریت شوند. کند کردن سرعت حرکت ناب‌ه جایی‌ها از دو روش امکان پذیر است [11]. اول به وسیله عناصر حل شونده ای که به قدر کافی اختلاف شعاع اتمی با آهن دارند، به گونه ای که می‌توانند به محل ناب‌ه جایی‌ها مهاجرت کرده و با کاهش اعوجاج شبکه، انرژی ناب‌ه جایی را کم کنند. دوم حرکت ناب‌ه جایی باعث ایجاد جاهای خالی می‌شود، که مکان مناسبی برای رسوب کردن کاربیدهاست، بنابراین عناصری که در چدن کاربرد تشکیل می‌دهند، با رسوب در جاهای خالی، مانع حرکت ناب‌ه جایی‌ها شده و خستگی قید دار را کاهش می‌دهند. از عناصر حل شونده در فاز فریت، تنها وانادیوم، تنگستن، تیتانیوم و سیلیسیوم به اندازه کافی با آهن اختلاف شعاع اتمی دارند که بتوانند با مهاجرت به داخل شبکه اعوجاج یافته، انرژی ناب‌ه جایی‌ها را کم کنند. لذا به نظر می‌رسد به علت ماهیت ذاتی این مکانیزم می‌توان آن را به خستگی حرارتی بدون قید هم ارتباط داد ولی فقط باید آن را، برای این نوع مد خستگی، اصلاح نمود

گوندلاچ آزاد شدن تنش را در شش نوع چدن خاکستری آلیاژی که تحت تنش پسماند قید دار قرار داشتند، مورد بررسی قرار داد. در نتایج او مشاهده شد که کاهش تنش فشاری در میله‌های آزمایش در ثانیه‌های ابتدایی رخ می‌دهد. این نتایج نشان می‌دهد که زمان توقف در درجه حرارت بالا و همچنین تعداد

یک موتور برف پاک کن پراید که به دو بازوی ۱۸۰ درجه وصل شده بود ساخته شد. هر بازو به ترتیب در یک نیم دور ۱۸۰ درجه؛ وارد محیط خنک کننده با دمای صفر و در نیم دور برگشت، در یک کوره مقاومتی به دمای ۹۰۰ درجه سلسیوس وارد می‌شد. زمان توقف در هر محیط ۳ دقیقه طراحی شده (البته زمان برای هر بازو به طور جداگانه قابل تنظیم است) و برای معکوس کردن گردش بازو، در هر نیم دور توسط یک سویچ تماسی عملیات قطع و وصل انجام می‌گرفت. نمونه‌ها در داخل یک سبد توری فلزی قرار داده شده بود و سبدها به انتهای بازوها وصل شده بودند. بنابراین با این دستگاه که توسط نویسندگان طراحی شده بود، دامنه شوک حرارتی ۹۰۰°C درجه (دامنه بالا) و از نوع بدون قید به نمونه‌ها اعمال می‌شد. سپس نمونه‌های چدنی GG25 در کوره الکتریکی مقاومتی تا دمای ۹۰۰°C به مدت ۳ دقیقه گرم می‌شدند و پس از آن به سرعت در مخلوط آب و یخ صفر درجه فرو برده شده و به مدت ۱ دقیقه نگهداری می‌شد به طوریکه هر بار انجام سرمایش و گرمایش (از ۹۰۰°C تا ۰°C) یک سیکل محسوب می‌شدند. از آنجا که در آزمون‌های ابتدایی سطح چدن مذکور دچار اکسیداسیون شدید در دامنه شوک حرارتی ۹۰۰ درجه شد، این آزمون برای محیط خنک کننده دیگری که در آن به جای آب از دوغاب ضد اکسیداسیون استفاده شده بود، تکرار گردید. این ماده ضد اکسیداسیون که توسط نویسندگان مقاله تولید شده نوعی دوغاب دیرگداز است که برای جلوگیری از خوردگی و اکسیداسیون داغ تهیه شده است و ارزش صنعتی بالایی دارد [۱۵]. این ماده ترکیبی از اکسید بر، سیلیکون، آلومینا و چند ماده نگه دارند می‌باشد که قابلیت چسبندگی بالایی به سطح فلزات دارد و در مورد آن نفوذ اتم اکسیژن در ضخامت‌های بیش از نیم میلیمتر، امکان ندارد. همچنین به منظور بررسی تحولات سینتیکی استحالتهای تصاویر متالوگرافی توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) Leo-1524FEGSME قبل و بعد از

برای آن طراحی ارائه داده اند، در پژوهش حاضر با الگوگیری از نمونه استاندارد آزمون ضربه، نمونه‌ای مشابه نمونه آزمون ضربه ولی با ابعاد بسیار کوچک‌تر (به علت بررسی تنش پسماند متالورژیکی یاهمان خستگی حرارتی بدون قید) به شکل مکعب مستطیل با ابعاد ۲۰×۵×۵ میلی‌متر، شکل (۱)، و از جنس چدن GG25 با ترکیب شیمیایی مطابق با جدول (۱) تهیه شد.



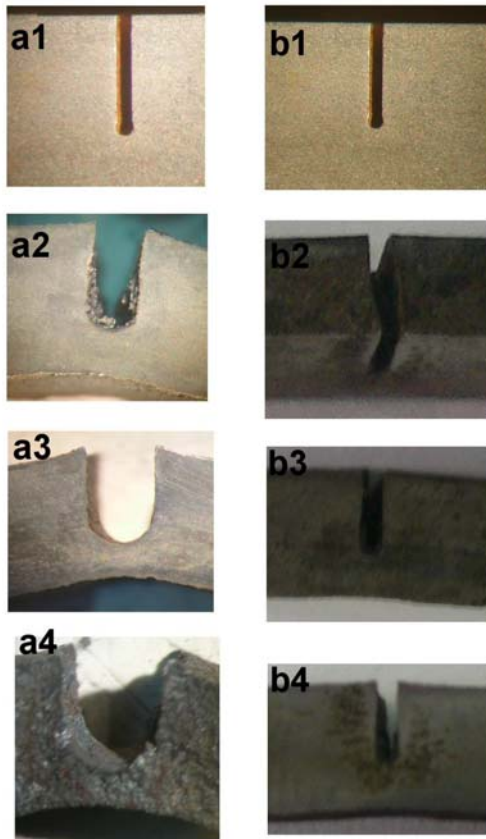
شکل ۱ طراحی نمونه چدنی GG25 شیار دار برای انجام آزمون خستگی حرارتی

جدول ۱ ترکیب شیمیایی چدن GG25

C	Si	P	S	Cr	Mo
٪۳/۷	٪۱/۶	٪۰/۰۵	٪۰/۰۵	٪۰/۵	٪۰/۴

سپس به وسیله سیم برش یک شیار (باریک ترین و تیزترین شیار) که با ابزار دقیق می‌توان ایجاد کرد) به ضخامت ۰/۳ میلی‌متر (ضخامت سیم wire cut برابر با ۰/۲۵ میلی‌متر) و به عمق ۲/۵ میلی‌متر در وسط آن تعبیه شد. چدن یاد شده دارای استحکام کششی ۲۵۰ MPa و ظرفیت حرارتی ۵۳/۳ KW/m بود و از لحاظ ساختار متالورژیکی دارای گرافیت ورقه ای از نوع A با زمینه ۹۰٪ پرلیت و ۱۰٪ فریت بود. طراحی و تعبیه شیار در نمونه به منظور جهت دادن و تسریع شکست، تحت سیکل‌های شوک حرارتی انجام گرفت. به این منظور دستگاه خستگی حرارتی، توسط

حتی ساختار نمونه‌ها نیز تفاوت چندانی نداشت که منطقی هم به نظر می‌رسد زیرا شرایط دمایی آزمون‌ها کاملاً یکسان بود.



شکل ۲ روند گشاد شدن شکاف نمونه‌ها در محیط خنک کننده با دمای صفر درجه سلسیوس در بزرگنمایی ۵۰ برابر. به ترتیب در ۴۰۰، ۳۲۰، ۲۰۰ و ۰ سیکل. (a) محیط آب یخ، (b) محیط دوغاب ضد اکسیداسیون

جدول ۲ نتایج سختی سنجی ماکرو قبل و بعد از شوک: ۴۰۰ سیکل در محیط آب یخ و دوغاب

فاصله از لبه نمونه Cm	۰/۹	۰/۴۵	
قبل از شوک - آب یخ (HRC)	۳۳	۳۰	۳۹
پس از شوک - آب یخ (HRC)	۸۵	۸۵/۵	۸۴
قبل از شوک - دوغاب (HRC)	۳۳	۳۰	۳۹
پس از شوک - دوغاب (HRC)	۳۲	۲۹	۳۷

جدول (۳) نتایج میکروسختی نمونه‌ها را برای هر دو محیط آب یخ و دوغاب ضد اکسیداسیون نشان می‌دهد. این سختی‌ها مربوط به نواحی اطراف

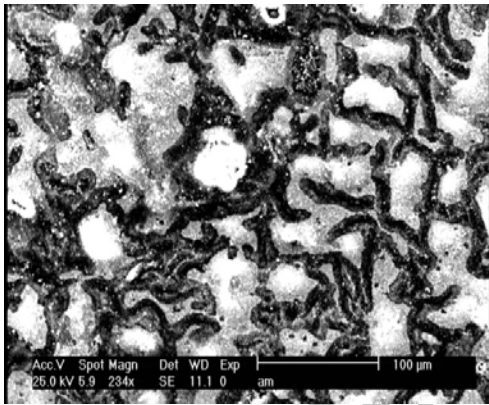
شوک حرارتی تهیه و مقایسه شد. برای تهیه تصاویر SEM ابتدا نمونه‌ها به ترتیب توسط سمباده‌های شماره ۵۰۰، ۸۰۰، ۱۲۰۰ و ۲۰۰۰ پولیش شده و در نهایت توسط محلول Polishing colloidal silica emulsion به مدت ۱۰ دقیقه پولیش نهایی شده و توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی عکس‌هایی در بزرگنمایی‌های مورد نظر گرفته شدند. متالوگرافی نوری پس از سمباده زنی و نم‌زنی با خمیر الماسه و اچ نمودن توسط محلول نایتال به مدت ۲۰ ثانیه و سپس توسط محلول پیکرال به مدت ۱۰ ثانیه با میکروسکوپی نوری (Carl Zeiss AG, Oberkochen, Germany) انجام گرفت. از آنجا که ساختار زمینه چدن خاکستری مورد آزمون دارای فازهای فریت و سمنتیت به صورت ساختار پرلیت است، و ورقه‌های گرافیت پراکنده در زمینه به عنوان فاز دوم محسوب می‌شوند، دو نوع آزمون سختی سنجی ماکرو و میکرو برای رفتار چدن تحت خستگی حرارتی قبل از اعمال شوک و بعد از آن انجام شد. آزمون سختی میکرو ویکرز با اعمال بار ۱۰۰ gr توسط دستگاه Shimadzu-M در ۵ نقطه پشت شیار نمونه، انجام شد، اما نتایج آزمون سختی سنجی ماکرو در مقیاس راکول C توسط دستگاه Duplex-713-SRD در سه نقطه مختلف در طول نمونه انجام گرفت.

نتایج

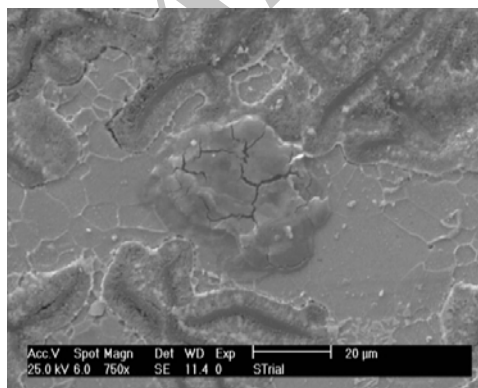
شکل (۲) مقایسه ای از روند رشد شکاف نمونه‌های آزمون شوک حرارتی را به ترتیب در دو محیط آب یخ و دوغاب ضد اکسیداسیون نشان می‌دهد. جدول (۲) نتایج سختی سنجی ماکرو در مقیاس راکول را از لبه نمونه به عمق آن برای نمونه قبل از شروع شوک حرارتی و پس از ۴۰۰ سیکل شوک حرارتی در محیط آب یخ که منجر به شکست نمونه شد، و همچنین نمونه ای که در دوغاب ضد اکسیداسیون کوئنچ شد، را ارائه می‌دهد. لازم به ذکر است که نمونه کوئنچ شده در دوغاب ضد اکسیداسیون در ۴۲۰ سیکل شکسته نشد و

متالوگرافی همین نمونه را پس از شکست نمونه در اثر عملیات شوک حرارتی در بزرگنمایی ۲۳۴ برابر توسط میکروسکوپ الکترونی نمایش می‌دهد. شکل (۵) نحوه توزیع و مورفولوژی گرافیت و نواحی پرلیتی را به کمک تصاویر میکروسکوپ الکترونی SEM به صورت واضح تری در بزرگنمایی ۳۷۵ برابر قبل از شوک حرارتی نشان می‌دهد.

شکل (۶) نحوه توزیع و مورفولوژی گرافیت‌های رشد کرده در اثر رسوب کربن ناشی از تجزیه فاز سمیت روی گرافیت‌های اولیه، و تولید زمینه فریتی را به کمک تصاویر میکروسکوپ الکترونی SEM در بزرگنمایی ۷۵۰ برابر بعد از ۴۰۰ شوک حرارتی نشان می‌دهد.



شکل ۴ ریزساختار نمونه بعد از انجام آزمون خستگی حرارتی: گرافیت به صورت ورقه‌ای رشد کرده و زمینه پرلیتی به زمینه فریتی تبدیل شده است، میکروسکوپ الکترونی بزرگنمایی ۲۳۴



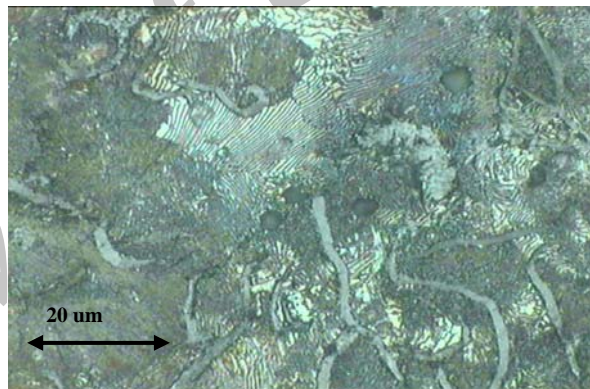
شکل ۶ تصویر SEM از نحوه توزیع لایه‌های گرافیت رشد کرده و در هم تنیده ناشی از تبدیل زمینه کاملاً پرلیتی به فریتی در چدن GG25 بعد از ۴۰۰ سیکل شوک در بزرگنمایی ۷۵۰

گرافیت‌ها است و برای تعیین نوع فاز زمینه (فریت، بینیت و مارتنزیت) که گرافیت‌ها را احاطه نموده، انجام گرفته است.

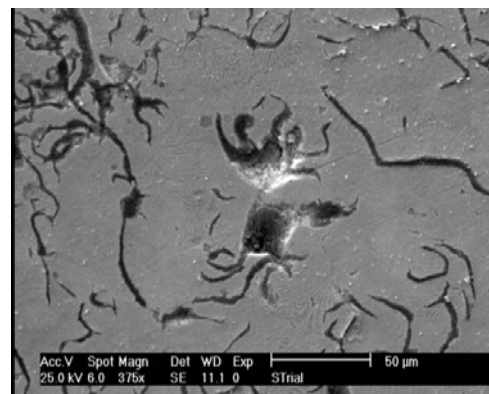
جدول ۳ نتایج سختی سنجی میکرو ویکرز (HV) قبل و بعد از شوک: ۴۰۰ سیکل در محیط آب یخ و دوغاب

فاصله از نوک شیپار (mm)	۰/۵	۱	۱/۵	۲	۲/۴
سختی قبل از شوک آب یخ	۱۸۷	۲۰۶	۲۹۷	۲۵۱	۲۶۴
سختی بعد از شوک آب یخ	۱۷۰	۱۸۰	۱۷۰	۱۷۱	۱۷۳
سختی قبل از شوک دوغاب	۱۸۷	۲۰۶	۲۹۷	۲۵۱	۲۶۴
سختی بعد از شوک دوغاب	۱۶۸	۲۰۲	۲۹۵	۲۵۰	۲۶۱

شکل (۳) ریزساختار نمونه را قبل از انجام آزمون شوک حرارتی، در بزرگنمایی ۵۰۰ برابر توسط میکروسکوپ نوری، نشان می‌دهد. شکل (۴) تصویر



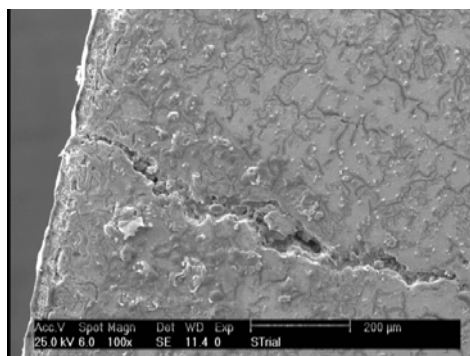
شکل ۳ ریزساختار نمونه حاوی گرافیت ورقه‌ای در زمینه پرلیتی قبل از شوک، میکروسکوپ نوری، بزرگنمایی ۵۰۰



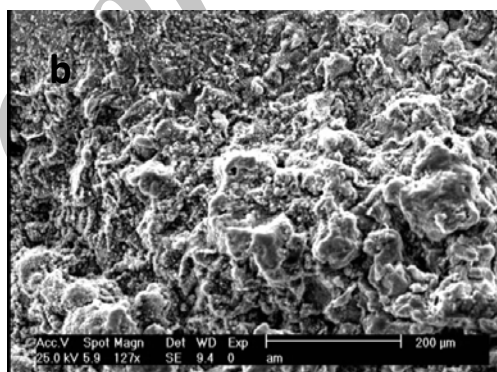
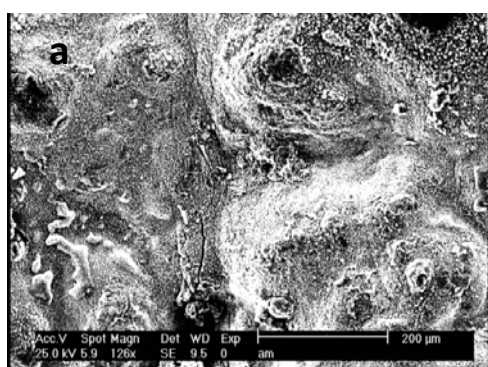
شکل ۵ تصویر SEM از نحوه توزیع لایه‌های گرافیت در زمینه پرلیتی قبل از آزمون خستگی حرارتی، بزرگنمایی ۳۷۵

بعد از ۴۲۰ سیکل شوک حرارتی برای نمونه‌هایی که در محیط آب یخ خنک شده‌اند را در بزرگنمایی ۱۲۶ در کنار نمونه‌هایی که در محیط دوغاب ضد اکسیداسیون خنک شده‌اند، نشان می‌دهد. نمونه‌های اخیر به علت عدم اکسید شدن در ۱۲۳۶ سیکل شکستند.

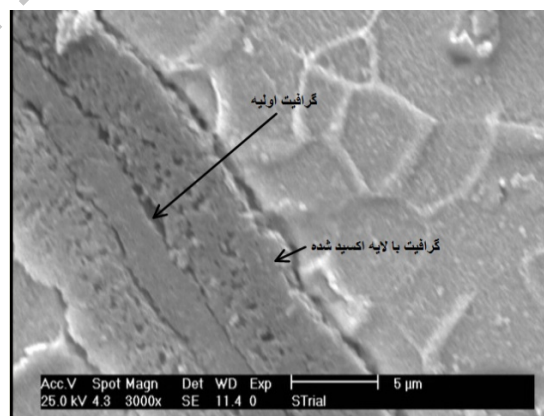
شکل (۷) تصویر SEM از ترکی واقع در سطح بیرونی نمونه را بعد از ۴۰۰ سیکل شوک حرارتی در بزرگنمایی ۱۰۰ قبل از اینکه پدیده شکست رخ دهد نشان می‌دهد. اما شکل (۸) تصویر SEM توپوگرافی مقطع شکاف نمونه را پس از رخداد پدیده شکست،



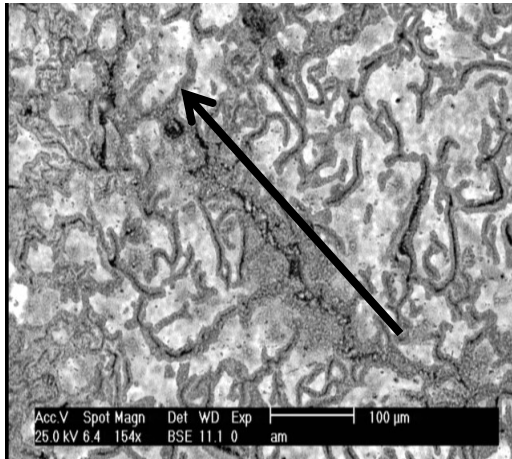
شکل ۷ تصویر SEM از ترک‌های سطح ناشی از خستگی حرارتی پس از ۴۰۰ سیکل در بزرگنمایی ۱۰۰



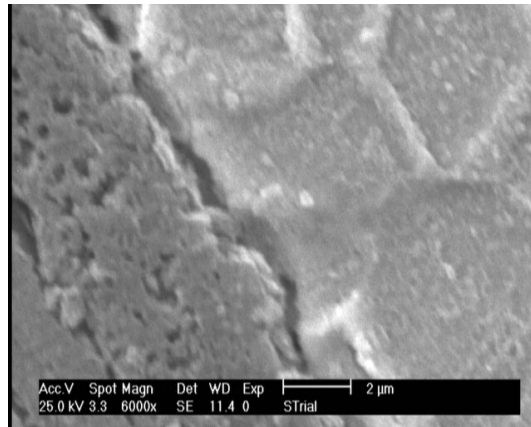
شکل ۸ تصویر SEM از توپوگرافی مقطع شکست نمونه چدنی از پشت محل شکاف نمونه‌ها در بزرگنمایی ۱۲۷: (a) پس از ۴۲۰ سیکل برای محیط آب یخ (b) پس از ۱۲۳۶ سیکل برای محیط دوغاب ضد اکسیداسیون.



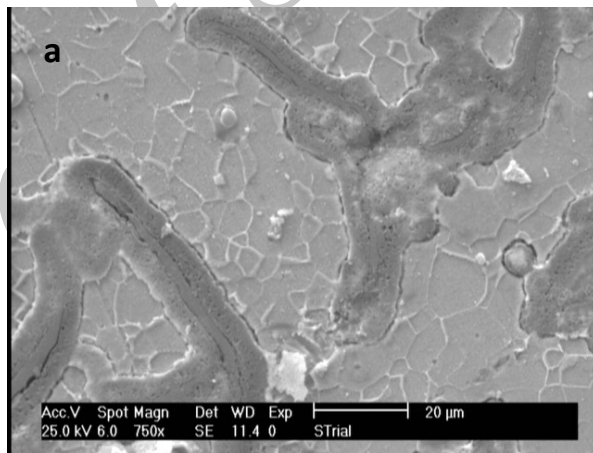
شکل ۹ نمای بزرگ شده قسمتی از شکل (۶) برای بررسی مکانیزم ترک‌های خستگی حرارتی در بزرگنمایی ۳۰۰۰



شکل ۱۱ به هم پیوستن ترک‌های کوچک در راستای پیکان و تولید ترک بزرگ پس از ۱۲۰۰ سیکل در دوغاب ضد اکسیداسیون



شکل ۱۰ نمای محل تماس گرافیت رشد کرده و زمینه فریتی از شکل (۹) در بزرگنمایی ۶۰۰۰ برابر



شکل ۱۲ مقایسه تصویر SME برای نمونه‌ها پس از ۴۱۲ سیکل شوک در بزرگنمایی ۷۵۰ از پشت شکاف نمونه، (a) نمونه کوئنچ شده در آب یخ، (b) نمونه کوئنچ شده در دوغاب ضد اکسیداسیون.

همچنین در راستای قطری تصویر شکل (۱۱) ترک بزرگی را که ناشی از هم راستا شدن شکاف بین گرافیت‌ها و زمینه فریتی است، نشان می‌دهد. برای بررسی اینکه نوع محیط خنک کننده، آب یخ و دوغاب ضد اکسیدان، بر ساختار حاصل از خستگی حرارتی اثر دارد یا نه، ساختار چدن مورد آزمون در دو محیط یاد شده پس از ۴۱۲ سیکل در بزرگنمایی ۷۵۰ توسط میکروسکوپ SEM تهیه و برای مقایسه در کنار هم در شکل (۱۲) ارائه شده است.

شکل‌های (۹) و (۱۰) نمای قسمتی از شکل (۶) را به ترتیب در بزرگنمایی ۳۰۰۰ برابر و ۶۰۰۰ برابر برای بررسی مکانیزم جوانه زنی و رشد ترک حرارتی و همچنین، تحول فازهای زمینه یا هرگونه تغییری در ساختار زمینه را نشان می‌دهد. شکل (۱۱) شبکه گرافیتی که لایه ای از کربن رسوبی دور تا دور آنها را احاطه نموده و باعث افزایش ضخامت آنها و تشکیل شبکه متصل به هم گرافیتی شده است، نشان می‌دهد.

بحث

همانطور که در مقدمه آورده شد، با توجه به طبقه بندی انجام گرفته در مورد انواع آزمون‌های خستگی حرارتی، پژوهش حاضر را می‌توان در دسته آزمون‌های خستگی حرارتی خود مقید با انرژی ورودی و محدوده دمایی حداقل و حداکثر ثابت قرار داد. زیرا به علت ساختار چند فازی چدن خاکستری پرلیتی و اختلاف انبساط (و یا انقباض) هر فاز، به ویژه فاز غیر فلزی کربن، در مقایسه با فازهای فلزی زمینه چدن، تغییرات حجم حاصل از این اختلاف انبساط در داخل هر فاز و به ویژه در فصل مشترک بین فازها که از بی نظمی و عدم تطابق شبکه کریستالی برخوردار هستند، باعث ایجاد تنش پسماند شده و با تغییر نوع (فشاری یا کششی)، مقدار (در حد الاستیک یا پلاستیک) و جهت (نرمال یا برشی) این تنش منجر به ایجاد خستگی حرارتی در نمونه‌های چدنی می‌شود. لذا به همین علت مکانیزم و منشاء این تنش در پژوهش حاضر، خود مقید (بدون قید خارجی) نامیده می‌شود. از طرف دیگر برای سرعت بخشیدن به خستگی فوق‌الذکر، شکافی با حداقل ضخامت و تیزترین نوک در نمونه‌ها طراحی شد (حاد ترین ترک از لحاظ تمرکز تنش) تا شکست حاصل از خستگی حرارتی زودتر (در سیکل‌های کمتر) اتفاق افتد. ولی با توجه به شکل (۲) مشاهده می‌شود که شکست زود هنگام در ۴۱۲ سیکل فقط در نمونه‌هایی اتفاق افتاده که در محیط آب یخ کوئنچ شده اند و نمونه‌هایی که در دوغاب ضد اکسیداسیون کوئنچ شده‌اند، حتی در ۱۲۰۰ سیکل هم نشکسته‌اند. با کمی دقت در تصاویر شکل (۲) مشخص می‌شود که نمونه‌های کوئنچ شده در آب شدیداً دچار خوردگی و اکسیداسیون داغ، در سطوح خارجی و از جمله سطوح داخل شکاف، شده‌اند به نحوی که بعد از هر ۴۰ سیکل، مطالعه ساختار ظاهری نمونه‌ها لایه‌های اکسیدی ضخیمی به اندازه ۰/۱۵ تا ۰/۲۰ میلی‌متر را نشان می‌داد. از آنجا که برای متالوگرافی نمونه‌ها باید

سمباده کاری می‌شدند، در طی سمباده زنی لایه اکسیدی از سطح ساییده و کنده می‌شد و باعث پیشرفت و عمیق تر شدن شکاف می‌شد و دوباره در ۴۰ سیکل بعدی لایه اکسیدی تازه ای تشکیل می‌شد و این تکرار منجر به عمیق تر شدن مداوم شکاف در اثر پدیده خوردگی می‌شد که خود به خود از ضخامت محل اتصال شکاف نمونه کم می‌نمود. نمونه سر انجام در سیکل ۴۰۰ در طی عملیات سمباده زنی از محل شکاف شکست. به همین منظور برای جلوگیری از اکسیداسیون نمونه‌های چدنی، محیط کوئنچ کننده به دوغاب ضد اکسیداسیون و نوسوز تبدیل شد. همانطور که در شکل (۲-ب) دیده می‌شود دیگر اثری از لایه اکسیدی در سطوح و داخل شکاف نمونه وجود ندارد. به این ترتیب از اثر پدیده خوردگی در نمونه‌ها جلوگیری به عمل آمد تا تصاویر متالوگرافی فقط نتایج پدیده خستگی حرارتی را نشان دهند (نه اثر توام آن با پدیده خوردگی را).

از دیگر سو، بررسی مداوم نوک شکاف در نمونه‌های کوئنچ شده در محیط دوغاب در تصاویر شکل (۲) نشان می‌دهد که ترک تقریباً هیچ رشدی نداشته است و به عبارت دیگر، تا سیکل ۱۲۰۰ مقاومت به شوک حرارتی چدن خاکستری تقریباً مستقل از شکل و شعاع شیار نمونه بوده است، چرا که شیار موجود، در اثر این شوک‌ها به هیچ وجه در جهت طولی پیشروی ننمود بلکه فقط دهانه آن در جهت عرضی از ۰/۳ به ۰/۴۲ میلی‌متر افزایش یافته است. گویی نمونه‌ها از محل نوک شکاف به طرف بیرون خم شده‌اند (شکل (۲) را ببینید) بدون اینکه در نوک شکاف ترکی یا پیشروی رخ داده باشد.

پس می‌توان نتیجه گرفت که بر خلاف نمونه‌هایی که پدیده اکسیداسیون در زوال قطعه نقش اصلی را داشت و بررسی اثر مکانیزم خستگی حرارتی را مخدوش می‌نمود، در این نوع از مد خستگی یا شوک حرارتی (مد خود مقید و دامنه ثابت)، تغییر

می‌دهد که ساختار پرلیتی کاملاً حذف شده است و به نظر می‌رسد که در اثر اعمال این شوک حرارتی با دامنه بالا از ۹۰۰ درجه به صفر درجه سلسیوس، پدیده نفوذ جرمی کربن در اثر تجزیه لایه‌های کاربیدی Fe_3C انجام شده و کربن حاصل از تجزیه کاربید بر سطح گرافیت‌های نازک اولیه با ضخامت ۲/۵ الی ۴/۵ میکرون طی هر سیکل؛ رسوب نموده و باعث ضخیم شدن و حتی به هم رسیدن این تیغه‌های گرافیتی به صورت شبکه‌ای تقریباً به هم پیوسته، در زمینه فریتی شده است. این مکانیزم به علت فاصله کوتاه لایه‌های پرلیتی ریز می‌تواند منطقی باشد. ولی برای اطمینان بیشتر آزمون میکروسختی ویکرز برای نمونه‌ها انجام شد. نتایج این آزمون در جدول (۳) در کنار نتایج نمونه خام قبل از انجام شوک حرارتی، برای هر دو محیط آب یخ و دوغاب، آورده شده است. ملاحظه می‌شود که در عمق نمونه سختی میکرو شدیداً کاهش یافته است که می‌تواند تأیید کننده انحلال کاربید که فاز سختی در زمینه است، به فریت که فاز نرم تری است باشد. برای اطمینان بیشتر از این نظریه تصاویر متالوگرافی نمونه خام، توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه شد. شکل (۵) که مربوط به نمونه بدون شوک حرارتی است، زمینه اطراف چدن را در بزرگنمایی ۳۷۵ برابر، پرلیتی با گرافیت‌های نازک ورقه‌ای و فصل مشترک مذکور را کاملاً تیز و چسبیده بین گرافیت و پرلیت نشان می‌دهد. اما تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه پس از انجام ۴۰۰ شوک حرارتی در شکل (۶)، گرافیت‌ها را ضخیم تر نشان می‌دهد. به منظور تعیین نرخ رشد لایه کربنی رسوبی؛ در هر ۴۰ سیکل ضخامت آنها در چندین مکان اندازه‌گیری شد. نتایج متوسط اندازه‌گیری‌ها نشان داد که تقریباً در هر ۴۰ سیکل، افزایش ضخامت لایه گرافیت رسوبی، در هر طرف ورقه گرافیت اولیه، بین ۰/۶۵ الی ۰/۷۵ میکرون بوده است و رشد قابل ملاحظه‌ای در جهت طولی از خود نشان نداده است و تقریباً برابر

یافتن ریزساختار چدن از ریزساختار داخل نمونه (نه از سطح و یا نوک شیار نمونه‌ها)، نقش اساسی را در زوال قطعه ایفاء می‌نماید.

با توجه به پدیده اکسیداسیون داغ در نمونه‌هایی که در محیط آب یخ کوئنچ می‌شدند و شرح آن قبلاً داده شد، جای این سوال مطرح بود که آیا مکانیزم زوال نمونه‌ها در اثر خستگی حرارتی از داخل نمونه (یعنی تغییر ریزساختار متالورژیکی) در محیط آب یخ با محیط دوغاب تفاوت دارد یا نه؟ برای جواب دادن به این سؤال، ریزساختار نمونه‌ها پس از ۴۱۲ سیکل در محیط آب یخ و پس از ۴۱۲ سیکل در محیط دوغاب ضد اکسیداسیون، در شکل (۱۲) در کنار یکدیگر مقایسه شدند. بررسی ساختار متالوگرافی هر دو نمونه در تصاویر این شکل نشان می‌دهد، فازها یکسان و ساختارها مشابه هم هستند. همچنین، سختی میکرو و ماکروساختار هر دو نمونه در جداول (۲) و (۳) مشابه بودن ساختارها را بعد از سیکل‌های مساوی تأیید می‌کند. به دیگر عبارت، نوع محیط خنک کننده؛ هیچ اثری بر مکانیزم خستگی حرارتی از داخل نمونه‌ها نداشته است و محیط دوغاب، پدیده اکسیداسیون سطحی را حذف نموده تا خطایی در تحلیل ساختارها و نتایج، ناشی از پدیده خوردگی، به وجود نیاید. بنابراین با قاطعیت می‌توان گفت: در صورت تشخیص مکانیزم زوال نمونه‌ها، این مکانیزم برای هر دو محیط، تابع دمای آن است.

تصویر شکل (۳) قبل از هرگونه اعمال شوک حرارتی نشان می‌دهد که نمونه چدنی قبل از آزمون شوک حرارتی؛ دارای ساختار کاملاً پرلیتی می‌باشد و فاصله بین لایه‌های پرلیتی کم است و همچنین تیغه‌ها یا ورق‌های گرافیت نازک و بدون هیچگونه تخلخل می‌باشند. از طرفی دیگر هیچگونه ترکی بین فصل مشترک تیغه‌های گرافیت و ساختار پرلیتی زمینه وجود ندارد. اما تصویر شکل (۴) که از نمونه چدنی بعد از ۴۰۰ سیکل شوک حرارتی تهیه شده است، نشان

زمینه فریتی بود، توسط میکروسکوپ الکترونی SEM بزرگنمایی شد. شکل‌های (۹) و (۱۰) این بزرگنمایی را به ترتیب در ۳۰۰۰ و ۶۰۰۰ برابر نشان می‌دهند. بررسی دقیق این تصاویر نشان می‌دهد که شکاف یا ترک‌های کاملاً مشخصی در راستای مماس با دیواره‌های گرافیت ورق‌های (عدم اتصال در فصل مشترک گرافیت و زمینه فلزی) وجود دارد. علت این ترک ناشی از اختلاف انبساط حرارتی گرافیت و فریت فلزی زمینه است. مقایسه بین ضریب انبساط حرارتی گرافیت در دمای بالا ($1/23 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$) با فاز فریت ($14 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$) [۱۴-۱۳] باز تأیید کننده این مطلب است که حتماً تنش پسماند حرارتی در هر دو فاز گرافیت و آهن فریتی، به وجود می‌آید.

نکته قابل توجه وجود تخلخل در لایه گرافیتی رسوبی روی گرافیت‌های اولیه است که در تصاویر (۹) و (۱۰) و حتی تصویر شکل (۴) به خوبی قابل مشاهده است. وجود تخلخل در این گرافیت‌ها، اولاً نمی‌گذارد ترک ناشی از تنش پسماند حرارتی در این لایه ایجاد شود. چرا که وجود تخلخل (ماده متخلخل) به راحتی انقباض و انبساط را در خود مستهلک می‌کند. ثانیاً به علت ماهیت رسوبی و تخلخلی آن به هیچ وجه باعث افزایش رشد طولی ترک از نوک تیغه‌های گرافیت نسبت به جهت عرضی آن نشده است، بلکه ماهیت جوانه زنی و رشد تمامی ترک‌ها در راستای دیواره‌های گرافیت‌ها و به صورت مماسی یا برشی بوده نه عمود بر دیواره گرافیت یا از نوک تیز گرافیت‌های اولیه. علاوه بر آن حتی رسوب این گرافیت‌های ثانویه باعث بزرگ شدن شعاع نوک گرافیت و کاهش تمرکز تنش در راس گرافیت شده و از پیشروی تیز آن در این راستا شدیداً کاسته است. به عبارت ساده تر بر اساس تحلیل شکل‌های (۶)، (۹) و (۱۰) اختلاف انبساط و انقباض حجمی طی هر سیکل باعث ایجاد تنش پسماند حرارتی در هر کدام از فازها (فریت و گرافیت) می‌شود. از آنجا که فصل مشترک گرافیت با زمینه

همان رشد عرضی است، به طوری که سر تیز گرافیت‌ها پس از ۸۰ سیکل؛ پهن شده و چنانچه در شکل (۶) دیده می‌شود، حتی در مواردی رشد عرضی گرافیت‌ها، به علت فاصله کم لایه‌های پرلیتی، در جهات مختلف باعث تشکیل حلقه یا شبکه پیوسته گرافیتی شده است. اندازه گیری‌های ضخامت ورقه‌های گرافیتی در هر ۴۰ سیکل نشان می‌دهد، سرعت رشد گرافیت‌ها (عمود بر دیواره گرافیت‌ها) به طور متوسط $0.7/10$ میکرون بر هر ۴۰ سیکل است؛ به طوری که پس از ۱۲ سیکل ضخامت ورقه‌های گرافیتی از $2/5$ الی $3/5$ میکرون در سیکل اول به حدود $15/5$ الی $19/5$ میکرون می‌رسد.

همچنین در تصویر شکل (۶) ساختار زمینه از الگوی لایه لایه‌ای پرلیتی، به دانه‌های چند ضلعی فریتی و بزرگ تبدیل شده است. کاهش سختی زمینه در جداول (۲) و (۳) قبل از شوک و بعد از شوک حرارتی؛ نیز این مطلب را کاملاً تأیید می‌کند. پس به علت کاهش شدید کربن زمینه در اثر تجزیه سمیتیت در دمای 900°C در مدت ۳ دقیقه برای نمونه‌های نازک (ضخامت ۵ میلیمتر) در هر سیکل، می‌توان استنباط کرد که هنگام کوئنچ نمودن نمونه‌ها دیگر ساختار مارتنزیتی تولید نمی‌شود، چرا که نقطه تبدیل فاز آستنیت به مارتنزیت تابع درصد کربن چدن است و آنقدر کربن زمینه پایین آمده که دمای تحول مارتنزیت به زیر دمای صفر (دمای محیط کوئنچ) می‌رسد. پس خود به خود احتمال تشکیل مارتنزیت منتفی است و فقط فاز فریت یا بینیت می‌تواند تشکیل شود که نتایج سختی بیشتر سختی فاز فریت را تأیید می‌کند. همچنین مقایسه مورفولوژی و نحوه قرار گرفتن ورقه‌های گرافیت در شکل (۶) با شکل (۳) نشان می‌دهد که فصل مشترک گرافیت و زمینه فریتی از چسبندگی کافی برخوردار نبوده و گویا ترکی در این فصل مشترک وجود دارد. برای اطمینان از این ادعا، قسمتی از تصویر شکل (۶) که محل فصل مشترک گرافیت و

به این صورت بود: فاز کاربیدی سمیتیت در دمای بالا به کربن آزاد و فاز فریت تجزیه می‌شود و کربن آزاد روی گرافیت‌های اولیه رسوب می‌کند؛ این رسوب متخلخل بوده و باعث ضخیم شدن و پهن شدن شعاع نوک گرافیت‌های اولیه می‌شود. از طرفی اختلاف زیاد انبساط حرارتی بین گرافیت و فریت در دامنه دمایی صفر تا 900°C باعث آزاد شدن تنش پسماند حرارتی در مرز بین گرافیت و فاز فریت می‌شود. از این رو، دور تا دور گرافیت‌ها شکاف به وجود می‌آید که به صورت ترک‌های مماسی (دیواره ای) جوانه زنی و رشد می‌نمایند. با تکرار سیکل حرارتی، ریزترک‌ها از داخل شبکه به هم پیوسته شده گرافیت‌ها به همدیگر متصل می‌شوند و ترک بزرگی تولید می‌کنند که باعث زوال قطعه در اثر شوک حرارتی می‌شود.

۲- مکانیزم خستگی حرارتی بند ۱ فقط تابع دمای محیط خنک کننده بود (صفر درجه) ولی در صورتی که محیط خنک کننده مستعد به خوردگی داغ و اکسیداسیون باشد شکست نمونه‌های چدنی در اثر شوک حرارتی، فقط به خاطر رشد لایه اکسیدی و نازک شدن شکاف نمونه‌ها می‌باشد. به عبارتی ساده‌تر در چنین محیط‌هایی مکانیزم اکسیداسیون داغ، بر مکانیزم خستگی حرارتی غلبه می‌کند.

۳- لایه گرافیت‌های رسوبی نسبت به گرافیت‌های اولیه بسیار متخلخل بوده و نرخ رشد گرافیت متخلخل در هر 40 سیکل حدود 0.70 میکرون در جهت عمود بر دیواره‌های گرافیت‌ها می‌باشد و پس از 412 سیکل گرافیت‌های رشد کرده ضخامتی بین $15/5$ الی $19/5$ میکرون داشته اند.

۴- گرافیت متخلخل به علت فیزیک تخلخل، انبساط و انقباض حرارتی را در خود مستهلک می‌کند و زمینه فریتی به علت تنش الاستیک-پلاستیک بالا،

فلزی به علت عدم تطابق شبکه کریستالی گرافیت و آهن فریتی، بهترین و مساعدترین مکان برای آزاد شدن تنش پسماند است، این تنش به صورت برشی در فصل مشترک مذکور آزاد شده و به صورت ترک یا جدا شدن گرافیت از زمینه فلزی خود را نشان می‌دهد (یعنی: جوانه زنی ترک خستگی حرارتی) و در طی سیکل‌های بعدی این ترک در راستای مماس با دیواره‌های گرافیت توسعه سه بعدی می‌نماید (یعنی: رشد ترک خستگی حرارتی). این کار برای گرافیت‌های مختلف (که در کنار هم قرار گرفتند) به طور همزمان نیز انجام می‌شود. لذا در شرایطی که مرز دانه‌های زمینه فلزی از استحکام کافی برخوردار نباشند، این ترک‌ها دست به دست هم داده و به صورت ترک بزرگ، مطابق راستای علامت پیکانی که در شکل (۱۱) مشخص شده، خود را نشان می‌دهند (یعنی: اشاعه ترک خستگی حرارتی در تمامی نمونه). سرانجام بعد از چند سیکل دیگر، نمونه در راستای مسیر اشاعه ترک خواهد شکست، نه در راستای شکاف طراحی شده در نمونه‌ها. شکل (۸-ب) مقطع شکست این نمونه را پس از 1236 سیکل نشان می‌دهد. نتایج سایر محققان نیز نشان می‌دهد وجود عناصر آلیاژی مانند عناصر کاربیدزا در این نوع مکانیزم جوانه زنی، رشد و اشاعه ترک نقش اصلی را بر عهده دارند [10] و به ویژه در مرحله جوانه زنی ترک می‌توانند مقدار تنش پسماند را در فاز فلزی شدیداً افزایش دهند و یا به عبارت ساده‌تر انرژی پیوستگی فصل مشترک گرافیت و زمینه فلزی را شدیداً کاهش دهند. اما نوع توپوگرافی شکست به علت وجود فاز فریتی و گاهی در بعضی مکان‌ها به علت وجود بینیت بالایی در اطراف گرافیت‌های رسوبی، شکستی از نوع نرم و غیر کلیواژ بوده است.

نتیجه گیری

۱- مکانیزم ترک‌های ناشی از شوک حرارتی در ساختار داخلی چدن GG25 با زمینه کاملاً پرلیتی

استحاله مارتنزیت به زیرصفر درجه سلسیوس، باعث پایداری فاز فریت در تمامی سیکل‌ها شده است.

۵- افزایش دامنه سیکل حرارتی به هیچ وجه سبب رشد شیار طراحی شده در نمونه نشد. از این رو، تنش پسماند حرارتی ناشی از کوئچ نمودن توانایی رشد شیار و شکست نمونه را از این مکان نداشته است. در مورد نمونه‌هایی که در آب یخ سرد شدند، اکسیداسیون سطحی چدن و گسترش آن به داخل شیار و کاهش ضخامت محل تماس در شیار، منجر به شکست نهایی شد.

تنش حاصل از انبساط و انقباض حرارتی را در خود ذخیره می‌کند. از این رو، تنش حرارتی یاد شده فقط می‌تواند در مرز بین گرافیت و زمینه فریتی آزاد شده و منجر به جوانه زنی ترک شود (جداشدن گرافیت از زمینه).

۴- در این پژوهش نکته جالب توجه این بود که زمینه چدن در اثر کوئچ و سرد شدن‌های متوالی تا اتمام سیکل‌های خستگی دارای فاز فریت بود. نتایج سختی سنجی‌ها و تصاویر متالوگرافی به هیچ وجه ساختار مارتنزیتی را نشان نداد. علت اصلی خروج کربن از زمینه و رسوب آن بر روی گرافیت‌های اولیه بود که به شدت کربن حل شده زمینه را کاهش داده و با کاهش دمای شروع

مراجع

1. Lee, S.C., and Wang L.C., "On thermal shock resistance of austenite cast irons", *Met. Trans.*, 22A, pp.1821-1831, (1991).
2. Bertodo, P., "Gray cast irons for thermal stress application, *Strain Analysis*", 5(2), pp. 98-109, (1970).
3. Malesys, N., Vincent, L., and Hild, F., "A probabilistic model to predict the formation and propagation of crack networks in thermal fatigue", *Int. J. of Fat.*, 31, pp. 565-574, (2009).
4. Zhang, Z., Zhou, H., Ren, L., Tong, X., Shan, H., L0iu, L., "Effect of units in different sizes on thermal fatigue behavior of 3Cr2W8V die steel with biomimetic non-smooth surface", *Int. J. of Fat.*, 31, pp. 468-475, (2009).
5. McFadden, S., and Browne, D.J., "A front-tracking model to predict solidification macrostructures and columnar to equiaxed transitions in alloy castings", *Applied Mathematical Modelling*, 33, pp.1397-1416, (2009).
6. Donaldson, J. W., "The thermal conductivities of High-Duty and alloy cast irons". *British Foundryman*, 32, pp.125-131, (1938).
7. Gundlach, "Elevated temperature properties of alloyed gray iron for diesel engine components", *AFS Trans.*, 86, pp.55-64, (1978).
8. Park, Y.J., Gunlach, R.B., Thous, M.I., and Janawk., "Thermal fatigue resistance of gray and compacted graphite irons", *AFS Trans.*, 93, pp. 419-422, (1985).
9. Il'inskii, A., "Influence of chemical composition and structure on thermal durability of cast irons". *Russ. Cast. Prod.*, 17, pp. 312, (1970).

10. Bertodo, P., "Gray cast irons for thermal stress application". J. of Strain Analysis. , 5(2), pp.98-109, (1970).
11. Dieter ,G., "Mechanical Metallurgy", MC-Graw Hill, New York, pp. 447-449, (1986).
12. Wei, S., "Predicting the life time of casting mould", Report, A Bowll and Howel information company., pp.28-35.(2003).
13. Tsang, D.K.L., Marsden, B.J., Fok, S.L., and Hall, G., "Graphite thermal expansion relationship for different temperature ranges", Carbon, 43(14), pp. 2902-2906, (2005).
14. <http://etd.lib.metu.edu.tr/upload/12606917/index.pdf>
۱۵. مریم باری، و محمدحسین میرباقری، " ساخت رنگ ضد اکسیداسیون در دمای بالای ۸۵۰ درجه سلسیوس"، سازمان مالکیت فکری- اداره اختراعات، شماره ثبت اختراع ۵۹۲۴۲، (۱۳۸۸).

Archive of SID