

بررسی تاثیر عملیات زیر صفر عمیق بر ریز ساختار و مقاومت سایش فولاد کم آلیاژ 100Cr6

حسین پایدار*^۱، کامران امینی^۲، امین اخباری زاده^۳، مهدی نجفیان^۴

۱- استادیار، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد شهر مجلسی، اصفهان، ایران

۲- استادیار، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد تیران، تیران، ایران

۳- استادیار، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد شیراز، شیراز، ایران

۴- مربی، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد شهر مجلسی، اصفهان، ایران

* hpaidar47@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۱/۰۷/۱۵، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۲/۰۱/۲۳)

چکیده

عملیات زیرصفر عمیق به عنوان یک عملیات تکمیلی که بلافاصله بعد از کوئنچ و قبل از تمپر بر روی قطعات انجام می‌پذیرد و باعث بهبود سختی و مقاومت سایشی می‌گردد، در سال‌های اخیر مورد توجه محققین قرار گرفته است. در تحقیق حاضر نمونه‌هایی از جنس فولاد 100Cr6 در دو دمای ۹۲۰ و ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد و زمان‌های ۲۰ و ۸۰ دقیقه، آستنیته و سپس نمونه‌ها در روغن کوئنچ گردیدند، سپس بعضی از نمونه‌ها تحت عملیات زیرصفر عمیق در ۱۹۶- درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۴ ساعت قرار گرفتند. با انجام آزمون‌های پراش پرتو ایکس، بررسی بوسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی و اندازه‌گیری سختی و مقاومت سایشی، تاثیر عملیات زیرصفر بر سختی، ساختار و مقاومت سایشی این فولاد مشخص گردید. نتایج نشان داد با انجام عملیات زیرصفر، سختی و مقاومت سایشی به دلیل حذف آستنیته باقی‌مانده و رسوب کاربیدهای ریز، بهبود می‌یابد. همچنین بالاترین سختی و مقاومت سایشی مربوط به نمونه‌هایی است که در دمای ۹۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۰ دقیقه آستنیته شده‌اند. مکانیزم سایش نمونه‌ها، خراشان و تریبو شیمیایی است.

واژه‌های کلیدی:

فولاد 100Cr6، عملیات زیرصفر عمیق، سایش، سختی

۱- مقدمه

می‌رود. عملیات زیرصفر به دو دسته کلی عملیات حرارتی زیرصفر سطحی (SCT)^۱ و زیرصفر عمیق (DCT)^۲ تقسیم بندی می‌شود [۱-۳]. الف- زیرصفر سطحی: در این عملیات قطعه تا محدوده دمایی ۵۰- تا ۱۰۰- و به منظور کاهش و یا حذف آستنیته باقی‌مانده و با نرخ سرد کردن پایین سرد می‌شود. هدف

عملیات زیر صفر عبارت است از سرد کردن قطعه تا دماهای پایین به منظور تغییر فاز آستنیته به عنوان فاز نرم به مارتنزیت به عنوان فاز سخت که در فولادها به کار گرفته می‌شود. این عملیات به عنوان یک عملیات دائمی که کل قطعه را شامل می‌شود در پایان عملیات حرارتی مرسوم و پیش از تمپر به کار

می‌شود. به دلیل این موضوع تعداد بسیار زیادی عیوب شامل نابجایی‌ها و دو قلوها در داخل مارتزیت و در مرز آستیت- مارتزیت تولید می‌شوند. در اثر کاهش دما و انقباض شبکه مارتزیتی، مارتزیت به شکل کاملاً فوق اشباع از اتم‌های کربن درمی‌آید. در این شرایط یکا یاخته^۳ مارتزیتی دچار اعوجاج شده و ساختار مارتزیتی ناپایدارتر می‌شود. در نتیجه این پدیده، اتم‌های کربن از ساختار مارتزیت جدا شده و به عیوب کناری مهاجرت می‌کنند. این اتم‌ها در عملیات تمپر به عنوان محل‌های جوانه زنی کاربید عمل کرده و در نهایت پس از تمپر درصد کاربیدهای ایجاد شده در ماده را افزایش می‌دهند [۳، ۷، ۹، ۱۳، ۱۵-۲۰]. با افزایش زمان نگهداری در دمای زیر صفر، اتم‌های بیشتری مهاجرت می‌کنند و در نتیجه کاربیدهای تولید شده نیز بزرگ‌تر خواهند بود. به همین دلیل داس^۴ نشان داد که حد بهینه‌ای وجود دارد که پس از آن کاربیدها یکنواختی خود را از دست می‌دهند و کاربیدهای ریز و پراکنده جایگزین کاربیدهای درشت و موضعی خواهند شد [۱۸ و ۲۰]. تاکنون تحقیقات زیادی بر روی عملیات زیرصفر و مکانیزم‌های آن صورت نگرفته است.

به همین دلیل و به دلیل تازگی این نوع از عملیات حرارتی تکمیلی در صنایع و همچنین کاربردهای صنعتی این نوع عملیات حرارتی توجه به انجام تحقیقات متعدد در این موضوع ضروری به نظر می‌رسد.

فولاد کم آلیاژ 100Cr6 (AISI 52100) از دسته فولادهای کم آلیاژ می‌باشد که در ساخت یاطاقان‌های مورد استفاده در اجزای متحرک ماشین‌ها کاربرد فراوانی دارد. هدف از انجام این تحقیق بررسی فاکتورهای موثر بر عملیات حرارتی و عملیات زیر صفر عمیق بر روی فولاد کم آلیاژ 100Cr6 (AISI 52100) می‌باشد. برای این منظور دو دمای آستینیت متفاوت 920°C و 850°C انتخاب شده و نمونه‌ها برای زمان‌های متفاوت ۲۰ و ۸۰ دقیقه آستینیت می‌گردند. به منظور بررسی عملیات زیرصفر عمیق این نمونه‌ها تا دمای نیتروژن مایع خنک شده و تحت عملیات زیرصفر عمیق قرار می‌گیرند. در نهایت اثر هر یک از عوامل بالا

از انجام این فرآیند بهبود سختی سطحی و پایداری حرارتی می‌باشد.

ب- زیرصفر عمیق: در این عملیات قطعه با نرخ سرد کردن پایین برای جلوگیری از تولید ترک‌های ریز تا دمای 125°C - و پایین‌تر سرد می‌شود. در زیرصفر عمیق دو عامل به شکل هم‌زمان بر روی مقاومت سایشی ماده تأثیر می‌گذارد.

۱- توزیع بهتر کاربیدها.

۲- از بین رفتن آستینیت باقی مانده [۲، ۴-۸].

در عملیات حرارتی فولادهای ابزار مشکل وجود آستینیت باقی مانده پس از عملیات حرارتی علیرغم پیشرفت‌های زیاد در این نوع فولادها همچنان باقی مانده است. آستینیت فازی نرم و در دمای پایین ناپایدار است و امکان تبدیل آن به مارتزیت در شرایط خاصی مانند انجام عملیات مکانیکی بر روی قطعه امکان‌پذیر است. این مارتزیت تازه تولید شده بسیار ترد است و برعکس مارتزیت باز پخت شده در عملیات حرارتی فولادها فازی پذیرفته شده نمی‌باشد. از سویی این تغییر فاز باعث افزایش حجمی برابر با ۴٪ می‌شود که باعث اعوجاجی نسبتاً چشمگیر در قطعه می‌شود [۱، ۹]. به همین دلیل قبل از به کارگیری قطعات بهتر است درصد آستینیت باقی مانده به کم‌ترین میزان خود برسد. در عملیات زیرصفر عمیق علاوه بر کاهش درصد آستینیت باقی مانده، درصد کاربیدهای آلیاژی نیز افزایش می‌یابد. علت افزایش درصد کاربیدها در عملیات زیرصفر به دلیل افزایش درصد عیوب شبکه در حین سرد کردن می‌باشد. با توجه به تفاوت ضریب انبساط حرارتی اجزاء مختلف در نمونه و تولید مارتزیت در اثر سرد شدن، عیوب شبکه‌ای مثل نابجایی‌ها تولید می‌شوند که محل بسیار مناسبی برای جذب اتم‌های کربن و سایر عناصر آلیاژی می‌باشند. در اثر این جذب افزایش اشباع بودن مارتزیت در اثر کاهش دما، محل‌های اشباع از عناصر آلیاژی و کربن تولید می‌شوند که در تمپر و یا گرم کردن می‌توانند به کاربید تبدیل شوند [۱، ۲، ۴، ۱۰-۱۴]. یک تنش داخلی بسیار شدید در داخل ماده به دلیل استحاله آستینیت به مارتزیت و ضریب انقباض متفاوت آستینیت و مارتزیت تولید

در دمای 920°C و 850°C آستنیته شده و سپس در محیط روغن کوئنچ شدند. به منظور بررسی تاثیر عملیات زیر صفر عمیق از دمای 196°C - استفاده شد. در عملیات زیر صفر عمیق، نمونه‌ها با نرخ سرد شدن $20-15^{\circ}\text{C/h}$ تا دمای 196°C - سرد شده و در این محیط عملیات زیر صفر عمیق بر روی آن انجام شد. به منظور عملیات حرارتی زیر صفر عمیق نمونه‌ها به مدت ۲۴ ساعت در این دما نگهداری شده و سپس به آهستگی تا دمای اتاق گرم شدند. نمونه‌ها پس از گرم شدن تا دمای محیط به مدت ۱ ساعت در دمای 210°C - تمپر شدند. عملیات حرارتی نمونه‌ها و علامت اختصاری آن عملیات در جدول (۲) آورده شده است.

بر روی ریزساختار، سختی و مقاومت سایشی نمونه‌ها مورد بررسی قرار خواهد گرفت.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- نمونه سازی

در این تحقیق یک میله به قطر ۲۰ میلی‌متر از فولاد کم آلیاژ 100Cr6 (AISI 52100) با ترکیب اشاره شده در جدول (۱) به دیسک‌هایی با ضخامت ۵ میلی‌متر برش زده شد.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد کم آلیاژ AISI 52100 (درصد وزنی)

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo
۰/۱	۰/۲	۰/۴۵	۱/۴	۰/۱

برای عملیات حرارتی، نمونه‌ها به مدت ۲۰ و ۸۰ دقیقه در

جدول (۲): عملیات حرارتی نمونه‌ها

شماره نمونه	عملیات حرارتی	علامت اختصاری
۱	آستنیته در دمای 920°C به مدت ۲۰ دقیقه در کوره با اتمسفر گاز آرگون- کوئنچ روغن- تمپر 210°C به مدت یک ساعت.	CHT920-20
۲	آستنیته در دمای 920°C به مدت ۸۰ دقیقه در کوره با اتمسفر گاز آرگون- کوئنچ روغن- تمپر 210°C به مدت یک ساعت.	CHT920-80
۳	آستنیته در دمای 850°C به مدت ۲۰ دقیقه در کوره با اتمسفر گاز آرگون- کوئنچ روغن- تمپر 210°C به مدت یک ساعت.	CHT850-20
۴	آستنیته در دمای 850°C به مدت ۸۰ دقیقه در کوره با اتمسفر گاز آرگون- کوئنچ روغن- تمپر 210°C به مدت یک ساعت.	CHT850-80
۵	آستنیته در دمای 920°C به مدت ۲۰ دقیقه در کوره با اتمسفر گاز آرگون- کوئنچ روغن- عملیات سردکاری در دمای 185°C - به مدت ۲۴ ساعت- تمپر 210°C به مدت یک ساعت.	DCT920-20
۶	آستنیته در دمای 920°C به مدت ۸۰ دقیقه در کوره با اتمسفر گاز آرگون- کوئنچ روغن- عملیات سردکاری در دمای 185°C - به مدت ۲۴ ساعت- تمپر 210°C به مدت یک ساعت.	DCT920-80
۷	آستنیته در دمای 850°C به مدت ۲۰ دقیقه در کوره با اتمسفر گاز آرگون- کوئنچ روغن- عملیات سردکاری در دمای 185°C - به مدت ۲۴ ساعت- تمپر 210°C به مدت یک ساعت.	DCT850-20
۸	آستنیته در دمای 850°C به مدت ۸۰ دقیقه در کوره با اتمسفر گاز آرگون- کوئنچ روغن- عملیات سردکاری در دمای 185°C - به مدت ۲۴ ساعت- تمپر 210°C به مدت یک ساعت.	DCT850-80

سمباده زده شدند. پس از تمپر، مجدداً نمونه‌ها برای یکنواختی سطح در آزمون سایش و حذف ناهمگونی‌های ایجاد شده برای

نمونه‌ها پس از عملیات حرارتی آستنیته و برای از بین بردن اکسیدهای سطحی و دقت در محاسبه سختی تا سمباده ۶۰۰

۲۲۰ نیوتن و در سرعت‌های ۰/۰۵ m/s، ۰/۱ و ۰/۲۰ انجام شد. در مراحل آزمایش، کاهش وزن نمونه توسط ترازوی دیجیتال و با دقت ده هزارم گرم محاسبه شد. آزمون سایش در مسافت ۱۰۰۰ متر، در رطوبت هوای $5 \pm 30\%$ و دمای $25 \pm 5^\circ\text{C}$ انجام شد.

در آزمون سایش نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت و نرخ سایش بر حسب مسافت رسم شد. هم‌چنین نرخ سایش با استفاده از رابطه (۱) محاسبه گردید:

$$W_r = \Delta m / (\rho \times l \times F) \times 10^3 \quad (1)$$

در این معادله W_r نرخ سایش بر حسب Δm ، mm^3/Nm کاهش وزن بر حسب میلی‌گرم، ρ چگالی فولاد بر حسب g/cm^3 مسافت طی شده بر حسب متر، F نیروی اعمال شده بر حسب نیوتن و ضریب 10^3 برای تبدیل واحد است.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ساختار

نتایج حاصل از تفرق پرتو X نشان می‌دهد در اثر سرد کردن نمونه‌ها تا دمای نیتروژن مایع، آستنیت باقی‌مانده کاملاً حذف می‌گردد (شکل ۱). در اثر سرد کردن نمونه‌ها تا دمای کمتر از دمای پایان استحاله مارتنزیتی (M_f)، آستنیت باقی‌مانده به مارتنزیت تبدیل می‌شود. علاوه بر آستنیت و مارتنزیت، نمودار حاصل از XRD وجود درصد قابل توجهی از کاربید کرم را نیز نشان می‌دهد. آزمون XRD نشان می‌دهد که با افزایش زمان آستنیت‌زدن در دمای 920°C از ۲۰ دقیقه به ۸۰ دقیقه، درصد آستنیت باقی‌مانده در نمونه‌های کوئنچ-تمپر شده افزایش یافته و از ۵٪ در CHT20 به ۸٪ در نمونه CHT80 افزایش می‌یابد. دلیل این افزایش حل شدن کاربیدهای اولیه در ساختار با افزایش زمان آستنیت‌زدن و ایجاد محلول جامد کربن و آهن می‌باشد که منجر به کاهش دمای شروع و پایان مارتنزیت (M_s و M_f) می‌گردد (شکل ۱).

آزمون کشش تا سلباده ۱۰۰۰، سایش داده شده و سپس تحت آزمون قرار گرفتند.

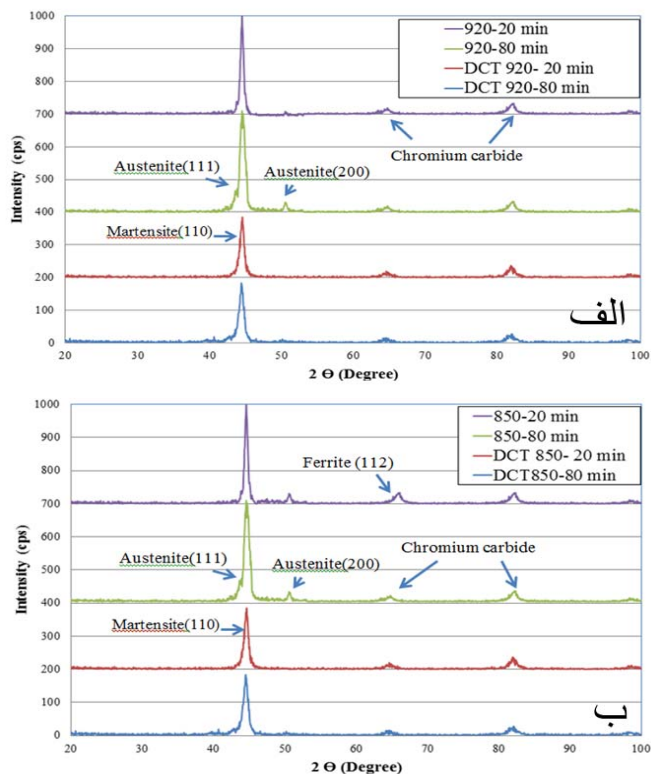
۲-۲ بررسی ریز ساختار

برای تعیین فازها و درصد آن‌ها از روش تفرق اشعه X با تابش $\text{CuK}\alpha$ استفاده شد. بدین منظور نمونه‌ها در ابعاد مناسب تهیه و با استفاده از نرم افزار دستگاه XRD، فازهای موجود با استفاده از عناصر اولیه تعیین شد. در مرحله بعد، با توجه به وجود سه فاز آستنیت باقی‌مانده، مارتنزیت و کاربید کرم و مشخص بودن درصد کاربید کرم محاسبه شد.

متالوگرافی نمونه‌ها با استفاده از روش‌های متداول سلباده زنی و پولیش با امولسیون دستگاه حاوی آلومینای $0.5 \mu\text{m}$ انجام گرفت. برای اچ کردن نمونه‌ها و مشاهده ذرات کاربید از محلول ۱۰۰ میلی‌لیتر H_2O ، ۱۰ گرم $\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$ و ۱۰ گرم NaOH استفاده شد. برای مشاهده ذرات کاربید پس از چندین بار پولیش و اچ، نمونه به زیر میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) برده شد. درصد کاربید کرم با استفاده از تصاویر حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی و میکروسکوپ نوری پس از پولیش محاسبه شد. بدین شکل که تصاویر توسط نرم افزار آنالیز تصاویر LEMEX 3.5 مورد بررسی قرار گرفته و درصد فاز کاربید با کمک نرم افزار تعیین گردید.

۲-۳ سختی و سایش

سختی نمونه‌ها با استفاده از روش ویکرز و مطابق استاندارد ASTM E384 و ASTM E92 با استفاده از دستگاه میکرو سختی سنج ساخت شرکت کوپا، با نیروی ۵۰۰gf و با زمان نگهداری ۲۰ ثانیه انجام گردید. این کار پس از سلباده زنی نمونه‌ها بعد از عملیات کوئنچ و بعد از عملیات تمپر، در نمونه‌های سایش و در وسط نمونه به شکلی که در آزمون سایش تداخلی ایجاد نشود، انجام گردید. هم‌چنین آزمون سایش با استفاده از دستگاه سایش و به روش پین روی دیسک، با پین فولاد بلبرینگ و سختی HRC ۶۴ و دیسک متحرک در نیروی

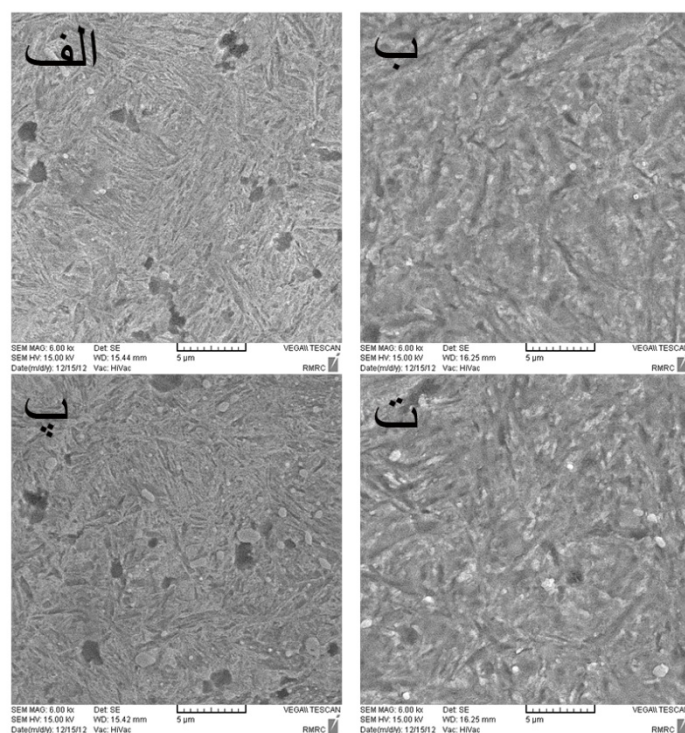


شکل (۱): نمودار تفرق اشعه X (XRD) نمونه فولادی با و بدون عملیات زیر صفر عمیق: الف) آستنیت شده در دمای 920°C و ب) آستنیت شده در دمای 850°C .

یکنواخت تر آن‌ها گردید (شکل ۲). در طول عملیات زیر صفر یک تنش داخلی بسیار شدید در داخل ماده به دلیل استحاله آستنیت به مارتنزیت و ضریب انقباض متفاوت آستنیت و مارتنزیت تولید می‌شود. به دلیل این موضوع، تعداد بسیار زیادی عیوب شامل نابجایی‌ها و دوقلوبی‌ها در داخل مارتنزیت و در مرز آستنیت-مارتنزیت تولید می‌شوند. در اثر کاهش دما و انقباض شبکه مارتنزیتی، مارتنزیت به شکل کاملاً فوق اشباع از اتم‌های کربن درمی‌آید. در این شرایط یکا یاخته مارتنزیتی دچار اعوجاج شده و ساختار مارتنزیتی ناپایدارتر می‌شود. در نتیجه این پدیده، اتم‌های کربن از ساختار مارتنزیت جدا شده و به عیوب کناری مهاجرت می‌کنند. این اتم‌ها در عملیات تمپر به عنوان محل‌های جوانه زنی کاربرد عمل کرده و در نهایت پس از تمپر درصد کاربیدهای ایجاد شده در ماده را افزایش می‌دهند [۱, ۲, ۴, ۶-۸, ۱۳, ۱۵, ۲۰-۲۳].

در نمونه‌هایی که در دمای 850°C به مدت ۲۰ دقیقه نگهداری شده‌اند رفتار متفاوت تری مشاهده گردید، در زمان ۸۰ دقیقه ساختار کاملاً آستنیتی شده و در اثر سرکردن مارتنزیت تولید می‌شود. در این حالت میزان آستنیت باقی مانده کمتر از دمای 920°C بوده و به ۷٪ کاهش می‌یابد. دلیل این کاهش در درصد آستنیت باقی مانده، مقدار کمتر کربن حل شده در ساختار است که باعث افزایش دمای شروع و پایان مارتنزیت (M_s و M_f) و به تبع آن کاهش مقدار آستنیت باقی مانده می‌گردد. وقتی نمونه به مدت ۲۰ دقیقه در دمای 850°C آستنیت می‌شود، ساختار فرصت کامل برای تبدیل شدن به آستنیت را نمی‌یابد. به همین دلیل در ساختار آن مقداری فریت یا پرلیت نیز در کنار مارتنزیت مشاهده می‌گردد که باقی مانده از قبل از عملیات حرارتی است.

در شکل (۲) تاثیر عملیات زیرصفر عمیق بر افزایش درصد کاربیدها نشان داده شده است. در دمای 920°C عملیات زیر صفر عمیق باعث افزایش درصد کاربیدها و پراکنندگی بسیار



شکل (۲): تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از توزیع کاربید کرم در نمونه فولادی آستنیت شده در دمای 920°C : الف) نمونه CHT80، ب) نمونه CHT20، پ) نمونه DCT80 و ت) نمونه DCT20.

عملیات زیر صفر عمیق باعث افزایش درصد کاربیدها و پراکندگی یکنواخت تر آن‌ها می‌گردد. دلیل این پدیده در حالت زیر صفر عمیق، مانند دمای 920°C ایجاد یک ساختار فوق اشباع در درون ماده است که به پرش اتم‌های کربن کمک می‌کند. با افزایش زمان آستنیت کردن، کاربیدهای بیشتری حل شده و در نتیجه درصد کلی کاربیدها کاهش یافته و از همگن بودن ساختار آن‌ها کاسته می‌شود (شکل ۳). در زمان‌های کوتاه آستنیت کردن، با توجه به دمای کم آستنیت و زمان کم، امکان همگن سازی کامل در ساختار وجود نداشته و در نتیجه مقداری فریت در ساختار نهایی باقی می‌ماند. این فریت در نمودارهای XRD مشخص شده است (شکل ۱). برای دقت بیشتر در تعیین نوع رسوبات از رسوب مشاهده شده در SEM با کمک EDX آنالیز ترکیب شیمیایی صورت گرفت و مشخص شد که رسوب حاصل کاربید کرم می‌باشد (شکل ۳ ث).

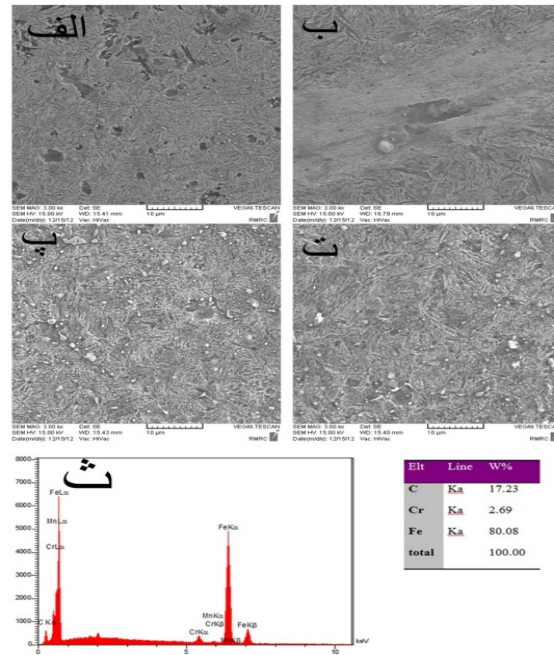
با افزایش زمان نگهداری نمونه‌ها در دمای 920°C ، درصد کاربیدها کاهش یافته و از میزان همگن بودن آن‌ها کاسته می‌شود (شکل ۲ و جدول ۳). دلیل این کاهش، حل شدن کاربیدهای اولیه در ساختار و ایجاد محلول جامد کربن و آهن می‌باشد. در اثر این انحلال، سختی پذیری ساختار به دلیل کاهش دمای شروع و پایان مارتنزیت (M_s و M_f) به شدت کاهش می‌یابد. به دلیل کاهش سختی پذیری فولاد و درصد بالاتر آستنیت باقی مانده در این نمونه‌ها، اعوجاج کم‌تری در شبکه تولید می‌شود و در نتیجه درصد کاربید تولیدی در حین عملیات زیر صفر عمیق کاهش می‌یابد [۱ و ۴]. این پدیده و انحلال کاربیدهای بیشتر در زمان‌های طولانی‌تر نگهداری در دمای آستنیت باعث کاهش درصد کاربیدهای تولیدی در زمان‌های طولانی‌تر نگهداری نمونه در دمای آستنیت کردن می‌شود (شکل ۲). در نمونه‌هایی که در دمای 850°C آستنیت شده‌اند،

جدول (۳): درصد کاربرد در نمونه‌های آستنیته شده در دمای ۹۲۰ °C

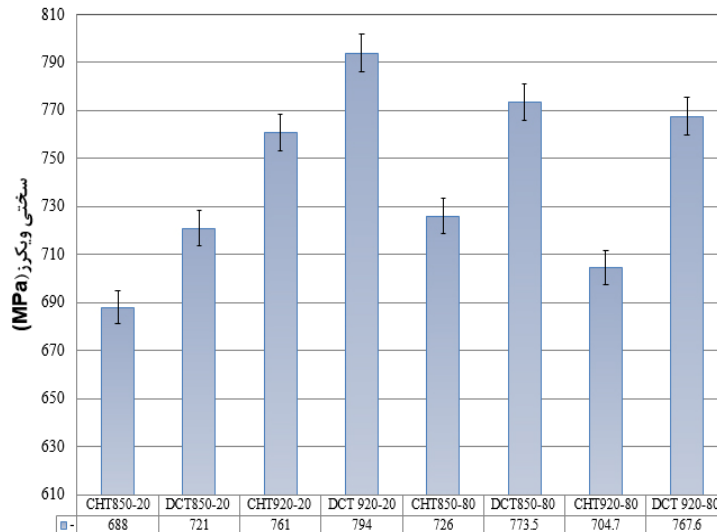
درصد کاربرد	نمونه
۶	CHT20
۴	CHT80
۲۱	DCT20
۱۸	DCT80

۳-۲- بررسی سختی و رفتار سایشی

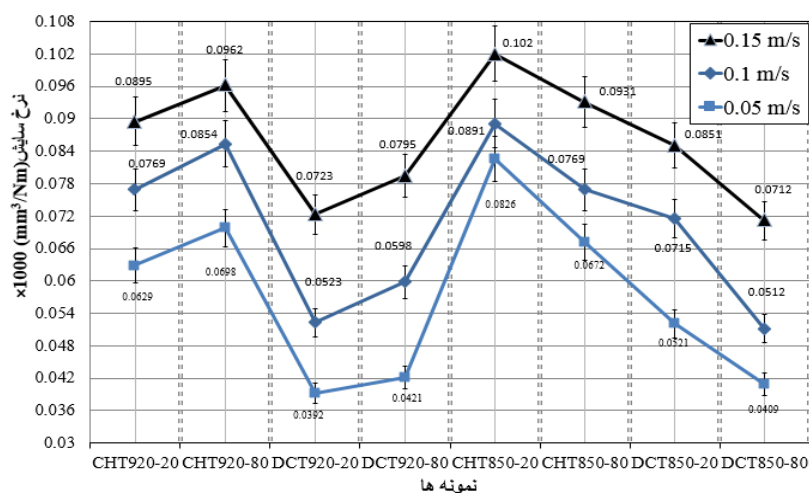
نتایج حاصل از آزمون سختی نشان می‌دهد که در اثر عملیات زیر صفر، سختی نمونه‌ها به میزان ۵-۷٪ بهبود نشان می‌دهد (شکل ۴). در نمونه‌هایی که تحت عملیات زیر صفر عمیق قرار گرفته‌اند به دلیل حذف آستنیته باقی مانده، افزایش کاربیدها و توزیع یکنواخت تر آن‌ها، سختی و مقاومت سایشی در مقایسه با نمونه‌های عملیات حرارتی مرسوم، افزایش می‌یابد (شکل‌های ۴ و ۵). در نمونه DCT920-80 مقاومت سایشی و سختی به دلیل انحلال کاربیدها و کاهش دمای شروع استحاله مارتزیتی در مقایسه با نمونه DCT920-20 کاهش می‌یابد (شکل‌های ۴ و ۵).



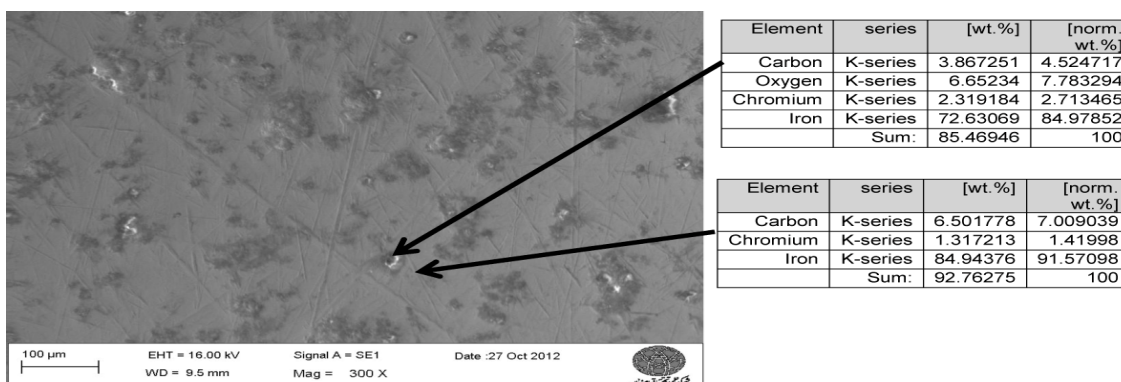
شکل (۳): تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از توزیع کاربرد کرم در نمونه فولادی آستنیته شده در دمای ۸۵۰ °C (الف: نمونه CHT80، ب: نمونه CHT20، پ: نمونه DCT80، ت: نمونه DCT20، و ث) EDX رسوب.



شکل (۴): سختی نمونه‌های فولادی.



شکل (۵): مقاومت سایشی نمونه‌های فولادی در سرعت‌های مختلف سایش ۰/۰۵، ۰/۱ و ۰/۲۰ متر بر ثانیه و نیروی اعمالی ۲۲۰ نیوتن.



شکل (۶): سطح سایش و آنالیز EDS تهیه شده از نمونه CHT850-20 در نیروی ۲۲۰ نیوتن و مسافت سایش ۱۰۰۰ متر

دقیقه، نمونه نگهداری شده در دمای 850°C به دلیل حضور فاز نرم فریت، مقاومت سایشی کمتر می‌باشد و در زمان ۸۰ دقیقه در دمای 920°C ، کاربید بیشتری در ساختار حل شده و درصد کاربید نهایی در ساختار در این نمونه کمتر از نمونه 850°C می‌باشد. به همین دلیل مقاومت سایشی نمونه‌هایی که در دمای 850°C و زمان نگهداری ۸۰ دقیقه آستنیت شده‌اند، بالاتر از سختی نمونه‌هایی است که در دمای 920°C آستنیت شده‌اند (شکل ۵). شکل (۵) نشان می‌دهد که با افزایش سرعت سایش، نرخ سایش افزایش می‌یابد. نرخ سایش در سرعت‌های بالاتر به دلیل نیروی بیشتر ایجاد شده بین سطوح سایش و حرارت تولیدی بیشتر در سطوح تماس، افزایش می‌یابد. برای تعیین مکانیزم سایش، سطح نمونه‌ها پس از سایش توسط

در نمونه‌هایی که در دمای 850°C آستنیت شده‌اند، رفتار سایشی متفاوت از نمونه‌هایی است که در دمای 920°C آستنیت شده‌اند. در نمونه‌هایی که در دمای 850°C و به مدت ۲۰ دقیقه آستنیت شده‌اند، ساختار ناهمگن بوده و درصد کمی فریت نیز در ساختار مشاهده می‌شود. به دلیل حضور یک فاز نرم در ساختار، مقاومت سایشی به شکل محسوسی نسبت به سایر نمونه‌ها کاهش می‌یابد (شکل ۵). در زمان‌های طولانی‌تر آستنیت کردن، سختی افزایش می‌یابد زیرا ساختار کاملاً آستنیت شده و در ساختار نهایی اثری از فریت مشاهده نمی‌شود. به همین دلیل مقاومت سایشی در دمای آستنیت 850°C در زمان نگهداری ۸۰ دقیقه بالاتر از زمان نگهداری ۲۰ دقیقه در هر دو نمونه زیر صفر عمیق شده و نشده می‌باشد. در مقایسه بین دماهای مختلف، در زمان نگهداری ۲۰

باعث کاهش شدید سختی و مقاومت سایشی نمونه می‌شود. در زمان‌های طولانی‌تر (۸۰ دقیقه) ساختار همگن شده و فاز فریت از بین می‌رود. در نتیجه سختی افزایش یافته و مقاومت سایشی بهبود می‌یابد.

۵- بهبود رفتار سایشی و سختی در زمان کمتر نگهداری در دمای آستنیت به بالا (۹۲۰ °C) و در زمان طولانی نگهداری در دمای آستنیت پایین (۸۵۰ °C)، برای حالت زیر صفر شده و نشده صادق است.

۶- مکانیزم غالب سایش در نمونه سایش خراشان می‌باشد که به دلیل دمای بالای موضعی در حین سایش، سایش تریبوشیمیایی نیز در سطوح مشاهده می‌گردد.

۵- تشکر و قدردانی

از معاونت محترم پژوهش و فناوری دانشگاه آزاد اسلامی واحد شهر مجلسی به جهت تأمین هزینه‌های این تحقیق در قالب طرح پژوهشی تقدیر و تشکر می‌گردد.

۶- مراجع:

- [1] D. Collins, "Deep Cryogenic Treatment of Tool Steels: a Review", Heat Treatment of Metals(UK), pp. 40-42, 1996.
- [2] F. J. Da Silva, S. D. Franco, Á. R. Machado, E. O. Ezugwu, A. M. Souza Jr, "Performance of Cryogenically Treated HSS tools", Wear, Vol. 4, pp. 674-685, 2006.
- [3] D. Das, R. Sarkar, A. K. Dutta, K. K. Ray, "Influence of Sub-Zero Treatments on Fracture Toughness of AISI D2 Steel", Materials Science and Engineering: A, pp. 589-603, 2010.
- [4] V. Bulancea, D. Condurache, D. A. Gheorghiu, "Frozen High Alloyed Steels", Annals of the University of Craiova, Electrical Engineering Series, pp. 342-345, 2008.
- [5] F. Cajner, V. Leskovšek, D. Landek, H. Cajner, "Effect of Deep-Cryogenic Treatment on High Speed Steel Properties", Materials and Manufacturing Processes, pp. 743-746, 2009.
- [6] D. Das, A. K. Dutta, K. K. Ray, "Influence of Varied Cryotreatment on the Wear Behavior of AISI D2 Steel", Wear, pp. 297-309, 2009.
- [7] D. Das, A. K. Dutta, K. K. Ray, "Sub-Zero Treatments of AISI D2 Steel: Part I. Microstructure and Hardness", Materials Science and Engineering: A, pp. 2182-2193, 2010.

میکروسکوپ الکترونی روشی مورد بررسی قرار گرفت (شکل ۶). نتایج نشان می‌دهد که مکانیزم غالب سایش در نمونه‌ها، سایش خراشان می‌باشد. دلیل اصلی بهبود کاهش نرخ سایش در نمونه‌های زیر صفر شده، حذف آستنیت باقی‌مانده، افزایش درصد کاربیدهای آلیاژی و توزیع یکنواخت‌تر آن‌ها می‌باشد. نتایج بررسی‌های EDS نشان داد که در هر دو سطح بین و دیسک درصد بالایی از اکسیژن وجود دارد. این درصد بالا از اکسیژن نشان می‌دهد که علاوه بر مکانیزم خراشان، تریبوشیمیایی که عبارت است از اکسید شدن شدید سطح در حین سایش نیز اتفاق می‌افتد.

۴- نتیجه گیری

۱- نشان داده شد که عملیات زیر صفر باعث حذف آستنیت باقی‌مانده در نمونه‌های فولادی می‌گردد. هم‌چنین درصد کاربید کرم در اثر عملیات زیر صفر افزایش یافته و پراکندگی کاربیدهای کرم یکنواخت‌تر گردید.

۲- عملیات زیر صفر باعث بهبود سختی به میزان ۵-۷٪ در مقیاس ویکرز گردید. هم‌چنین مقاومت سایشی در نمونه‌های زیرصفر شده به میزان ۴۵-۷۰٪ افزایش یافت.

۳- با افزایش زمان نگهداری نمونه‌ها در دمای آستنیت و در دمای ۹۲۰ °C سختی و درصد کاربیدها کاهش می‌یابد. هم‌چنین مقاومت سایشی تضعیف شده و کاربیدها پراکندگی غیریکنواخت‌تری از خود نشان می‌دهند. در اثر افزایش زمان نگهداری نمونه‌ها در دمای آستنیت ۹۲۰ °C، دانه‌ها بزرگ شده و از اعوجاج شبکه مارتزیت کاسته می‌شود. هم‌چنین درصد آستنیت باقی‌مانده در نمونه‌هایی که به مدت ۸۰ دقیقه در دمای ۹۲۰ °C نگهداری شده‌اند، بیشتر از نمونه‌هایی است که در همان دما و برای مدت ۲۰ دقیقه نگهداری شده‌اند.

۴- با تغییر زمان نگهداری نمونه‌ها در دمای آستنیت و در دمای ۸۵۰ °C رفتار متفاوتی مشاهده می‌شود. در زمان‌های کم (۲۰ دقیقه) به دلیل عدم همگن شدن ساختار به دلیل دمای کم آستنیت، مقداری فریت در ساختار مشاهده می‌شود. این فریت

- [19] D. Das, A. K. Dutta, K. K. Ray, "Sub-Zero Treatments of AISI D2 Steel: Part II. Wear Behavior", *Materials Science and Engineering: A*, pp. 2194-2206, 2010.
- [20] D. Das, K. K. Ray, "Structure-Property Correlation of Sub-Zero Treated AISI D2 Steel", *Materials Science and Engineering: A*, pp. 45-60, 2012.
- [21] A. Bensely, S. Venkatesh, D. Mohan Lal, G. Nagarajan, A. Rajadurai, K. Junik, "Effect of Cryogenic Treatment on Distribution of Residual Stress in Case Carburized En 353 steel", *Materials Science and Engineering: A*, pp. 229-235, 2008.
- [22] E. Darmiani, I. Danaee, M. A. Golozar, M. R. Toroghinejad, "Corrosion Investigation of Al-SiC Nano-Composite Fabricated by Accumulative Roll Bonding (ARB) Process", *Journal of Alloys and Compounds*, pp. 31-39, 2013.
- [23] J. D. Darwin, D. Mohan Lal, G. Nagarajan, "Optimization of Cryogenic Treatment to Maximize the Wear Resistance of 18% Cr Martensitic Stainless Steel by Taguchi Method", *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 241-247, 2008.
- [8] D. Das, K. K. Ray, A. K. Dutta, "Influence of Temperature of Sub-Zero Treatments on the Wear Behaviour of Die Steel", *Wear*, pp. 1361-1370, 2009.
- [9] A. Akhbarizadeh, A. Shafyei, M. A. Golozar, "Effects of Cryogenic Treatment on Wear Behavior of D6 Tool Steel", *Materials & Design*, pp. 3259-3264, 2009.
- [10] A. Akhbarizadeh, S. Javadpour, "Investigating the Effect of As-Quenched Vacancies in the Final Microstructure of 1.2080 Tool Steel During the Deep Cryogenic Heat Treatment", *Materials Letters*, pp. 247-250, 2013.
- [11] A. Akhbarizadeh, S. Javadpour, K. Amini, "Investigating the Effect of Electric Current Flow on the Wear Behavior of 1.2080 Tool Steel During the Deep Cryogenic Heat Treatment", *Materials & Design*, pp. 103-109, 2013.
- [12] K. Amini, A. Akhbarizadeh, S. Javadpour, "Investigating the Effect of the Quench Environment on the Final Microstructure and Wear Behavior of 1.2080 Tool Steel After Deep Cryogenic Heat Treatment", *Materials & Design*, pp. 316-322, 2013.
- [13] R. F. Barron, "Cryogenic Treatment of Metals To Improve Wear Resistance", *Cryogenics*, pp. 409-413, 1982.
- [14] L. X. Dong Yun, X|Ao Hongshen, "Deep Cryogenic Treatment of High-Speed Steel and its Mechanism", *HEAT TREATMENT OF METALS*, pp. 55-59, 1983.
- [15] A. Bensely, A. Prabhakaran, D. Mohan Lal, G. Nagarajan, "Enhancing the Wear Resistance of Case Carburized Steel (En 353) by Cryogenic Treatment", *Cryogenics*, pp. 747-754, 2005.
- [16] A. Bensely, D. Senthilkumar, D. Mohan Lal, G. Nagarajan, A. Rajadurai, "Effect of Cryogenic Treatment on Tensile Behavior of Case Carburized Steel-815M17", *Materials Characterization*, pp. 485-491, 2007.
- [17] W. D. Cao, X. P. Lu, A. F. Sprecher, H. Conrad, "Increased Hardenability of Steel by an External Electric Field", *Materials Letters*, pp. 193-197, 1990.
- [18] D. Das, A. K. Dutta, K. K. Ray, "Optimization of the Duration of Cryogenic Processing to Maximize Wear Resistance of AISI D2 Steel", *Cryogenics*, pp. 176-184, 2009.

۶- پی نوشت

- 1- Shallow Cryogenic treatment
- 2- Deeo cryogenic treatment
- 3- Unit cell
- 4- Das