

بررسی تأثیر عملیات زیر صفر عمیق بر ریزساختار، مقاومت سایشی و خواص کششی فولاد GOST9HF در دماهای تمپر ۱۵۰ تا ۶۵۰ درجه سانتیگراد

کامران امینی^{۱*}

۱- دانشیار، مرکز تحقیقاتی مهندسی پیشرفته، واحد شهر مجلسی، دانشگاه آزاد اسلامی، مجلسی، اصفهان، ایران

* عهده‌دار مکاتبات: k.amini@iaumajlesi.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۰۸/۱۸، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۹/۰۲/۲۶)

چکیده: عملیات زیر صفر در سال‌های اخیر جهت بهبود مقاومت سایشی و سختی فولادهای ابزار توصیه شده است. این عملیات قبل از عملیات تمپر و بعد از کوئنچ بر روی فولاد انجام می‌گردد. در تحقیق حاضر تأثیر عملیات زیر صفر عمیق بر روی فولاد GOST9HF بررسی می‌گردد. بدین منظور دو نمونه کوئنچ- تمپر و کوئنچ- زیر صفر به مدت ۴۸ ساعت- تمپر آماده‌سازی شده و تأثیر عملیات زیر صفر بر میزان آستنیت باقیمانده، رسوب کاربیدهای ریز، سختی، استحکام و مقاومت سایشی با انجام آزمایش‌های پراش پرتو ایکس، بررسی ساختار توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی، میکروسکوپ الکترونی عبوری، سختی سنجی، کشش و سایش به روش پین بر روی دیسک بررسی می‌گردد. نتایج نشان داد در نمونه‌های زیر صفر شده در مقایسه با نمونه کوئنچ- تمپر در تمام دماهای تمپر (۱۵۰ درجه سانتیگراد تا ۶۵۰ درجه سانتیگراد) سختی، مقاومت سایشی و خواص کششی بالاتر است. ضمن آنکه با افزایش دمای تمپر در هر دو نمونه سختی، مقاومت سایشی و خواص کششی به دلیل نرم شدن ساختار و رشد دانه‌ها کاهش می‌یابد. دلیل بهبود خواص در نمونه زیر صفر شده حذف آستنیت باقیمانده، رسوب کاربیدهای ریز و یکنواخت‌تر این کاربیدها است. به نحوی که عملیات زیر صفر باعث کاهش میزان آستنیت باقیمانده از ۱۲٪ در نمونه کوئنچ - تمپر به کمتر از ۱٪ در نمونه زیر صفر شده می‌شود. همچنین عملیات زیر صفر باعث افزایش کسر حجمی کاربیدها به میزان ۵۲٪ می‌گردد.

واژه‌های کلیدی:

عملیات زیر صفر عمیق، سختی، دمای تمپر، ریزساختار.

۱- مقدمه

در فولادها با افزایش درصد کربن و عناصر آلیاژی، دمای شروع و پایان استحاله مارتنزیتی کاهش پیدا می‌کند. حتی ممکن است در فولادهای پر آلیاژ و با کربن بالا، دمای پایان استحاله مارتنزیتی به کمتر از صفر درجه سانتی‌گراد برسد [۱]. به این دلیل، بعد از کوئنچ تا دمای محیط در ساختار فولاد آستنیت باقیمانده وجود خواهد داشت. آستنیت باقیمانده فازی نرم است

که باعث کاهش سختی، مقاومت سایشی و پایداری ابعادی می‌گردد [۱]. یکی از روش‌ها برای کاهش و یا حذف آستنیت باقیمانده استفاده از عملیات زیر صفر است [۲]. عملیات حرارتی سرد کردن زیر صفر عبارت است از سرد کردن آهسته قطعه از دمای اتاق با نرخ کم (~ 2.5 °C/min) تا دماهای کمتر از دمای اتاق، نگهداری در آن دما برای زمان‌های طولانی (۲۴ ساعت یا

مناسب تر و همگن تر کاربدها می گردد و لذا با توجه به دو عامل مذکور، سختی و مقاومت سایش در اثر عملیات زیرصفر بهبود می یابد. در تحقیق دیگری که بر روی فولاد 100Cr6 انجام گردید، این محققین نشان دادند اگر دمای آستنیت در بالای رنج دمایی استاندارد انتخاب گردد، کاربدها در آستنیت حلالیت بیشتری یافته، بنابراین با توجه به حلالیت بیشتر کاربدها در آستنیت، میزان کربن در آستنیت افزایش یافته، بنابراین مقاومت آستنیت در برابر استحاله برشی مارتزیت بیشتر شده و لذا دمای شروع و پایان استحاله مارتزیت کاهش می یابد بنابراین بعد از کوئنچ تا دمای محیط، آستنیت باقیمانده بیشتری ایجاد شده و لذا سختی فولاد کاهش می یابد [۸]. در تحقیق دیگری که توسط Kara و همکاران بر روی فولاد سرد کار D2 انجام پذیرفت. این محققین نشان دادند که در زمان زیر صفر ۳۶ ساعت بالاترین سختی ایجاد شده است. این محققین دلیل این موضوع را رسوب کاربدهای ریز و توزیع یکنواخت کاربدها در مقایسه با نمونه کوئنچ- تمپر دانسته اند [۹]. در تحقیق دیگری که توسط Senthilkumar و همکاران بر روی فولاد فتر En31 انجام پذیرفت. این محققین نشان دادند در نمونه های عملیات زیر صفر شده در مقایسه با نمونه های کوئنچ- تمپر، استحکام کششی نهایی افزایش و تنش های باقیمانده کاهش می یابد. تبدیل آستنیت باقیمانده به مارتزیت و رسوب کاربدهای کروی شکل و ریز ثانویه در حین عملیات زیرصفر دلیل بهبود خواص عنوان گردیده است [۱۰].

اگرچه تحقیقات مختلفی بر روی تأثیر عملیات زیرصفر بر روی خواص مکانیکی فولادهای ابزار انجام شده است اما در مورد تأثیر متقابل عملیات تمپر و عملیات زیرصفر در دماهای مختلف تمپر تحقیقات چندانی وجود ندارد. بدین صورت که تحقیقی بر روی آنکه در دماهای تمپر بالا تأثیر عملیات زیرصفر بر بهبود خواص مکانیکی فولاد کماکان ادامه دارد یا نه، انجام نشده است. از این رو در تحقیق حاضر تأثیر عملیات زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد GOST9HF بررسی می گردد. همچنین تأثیر عملیات تمپر در

بیشتر) و سپس گرم کردن قطعه تا دمای اتاق به شکل آهسته برای جلوگیری از هرگونه شوک حرارتی [۱]. عملیات سرد کردن زیر صفر به دو دسته زیر تقسیم بندی می گردد.

۱- عملیات زیرصفر سطحی: که در بازه دمایی $^{\circ}\text{C}$ ۸۰- تا ۱۲۰- یا قرار دادن نمونه در یخ خشک انجام می شود.

۲- عملیات زیر صفر عمیق: که در بازه دمایی $^{\circ}\text{C}$ ۱۲۰- تا ۱۹۵- و توسط قرار دادن نمونه در محفظه های حاوی نیتروژن مایع انجام می شود [۱].

در عملیات زیر صفر عمیق تبدیل آستنیت باقیمانده به مارتزیت [۲-۶] و تشکیل کاربدهای بسیار ریز با توزیع یکنواخت تر [۱-۴] دو عامل اصلی در بهبود سختی و مقاومت سایشی می باشند. بر اساس مطالعاتی که توسط Huang بر روی فولاد M2 انجام گردید [۷] بهبود در مقاومت سایشی قطعات عملیات زیر صفر شده نسبت به نمونه های بدون عملیات زیرصفر می تواند ناشی از استحاله آستنیت باقیمانده به مارتزیت و رسوب کاربدهای آلیاژی باشد. با توجه به میزان کم آستنیت باقیمانده در این فولاد نقش عامل دوم بالاتر است. بررسی Huang نشان داد که دو عامل زیر در افزایش مقاومت سایشی در اثر رسوب کاربدهای آلیاژی در نمونه ای که تحت عملیات زیر صفر قرار گرفته است مؤثر بوده است: ۱- کاربدهای آلیاژی در نمونه های عملیات زیرصفر شده نسبت به نمونه های بدون عملیات زیرصفر توزیع یکنواخت تری دارند. ۲- کسر حجمی کاربدها در نمونه های زیرصفر شده دو برابر نمونه های عملیات حرارتی متداول است. رسوب گذاری بیشتر کاربدها که در اثر عملیات حرارتی زیرصفر ایجاد می شود باعث فقیر شدن زمینه از عناصر آلیاژی و کربن می شود و بدین ترتیب چقرمگی زمینه اصلاح می گردد. Huang عقیده دارد ترکیب بهینه از کاربدهای رسوب کرده بیشتر و فاز زمینه با چقرمگی بالاتر عامل اصلی در بهبود مقاومت سایشی فولاد M2 است. در تحقیق دیگری که توسط امینی و همکاران [۲] بر روی فولاد AISI D2 انجام گردید این محققین نشان دادند عملیات زیرصفر باعث حذف آستنیت باقیمانده، رسوب کاربدهای ریز با سایز نانومتر و توزیع

استفاده شد. در عملیات زیر صفر عمیق نمونه‌ها با نرخ سرد شدن $1^\circ\text{C}/\text{min}$ تا دمای 196°C - (دمای نیتروژن مایع) سرد شده و در این محیط به مدت زمان ۴۸ ساعت نگهداری شدند (DCT48). نمونه زیرصفر عمیق پس از گرم شدن با سرعت $1^\circ\text{C}/\text{min}$ تا دمای محیط، به مدت ۳ ساعت در دمای 150°C تحت عملیات تمپر قرار گرفتند. عملیات تمپر در کوره عملیات حرارتی از نوع کوره نوبرترم ان ۶۰ آ ساخت کشور آلمان انجام شد. سختی سنجی از نمونه‌ها بعد از عملیات کوئنچ و بعد از عملیات تمپر انجام شد. همچنین ریز سختی نمونه‌ها با استفاده از روش ویکرز و مطابق استاندارد ASTM E384 و ASTM E92 با استفاده از دستگاه ریز سختی سنجی ساخت شرکت کوپا مدل MH1 با نیروی 500gr انجام گردید. برای گزارش نتایج سختی سنجی، سختی ۸ نقطه اندازه‌گیری و میانگین آن‌ها گزارش گردید. برای بررسی ساختار نمونه‌ها از محلول اچ با ترکیب 100 میلی‌لیتر اتانول، 100 میلی‌لیتر HCl و 5 گرم CuCl_2 استفاده گردید. برای مطالعه ساختار و بررسی کاربیدها از میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی (FESEM) مدل JEOL2010 استفاده شد.

دماهای مختلف در بازه دمایی 150 تا 650 درجه سانتیگراد بر روی ریزساختار، سختی، مقاومت سایشی و خواص کششی نمونه‌های زیر صفر شده و زیر صفر نشده بررسی می‌گردد. همچنین با انجام آزمون‌های دیلاتومتری دمای مناسب آستنیته بهینه این فولاد تعیین می‌گردد.

۲- مواد و روش انجام تحقیق

فولاد GOST9HF یک فولاد ابزار سردکار در استاندارد روسیه با کاربردهای وسیع در ساخت انواع ابزارهای برش و کاربرد اصلی این فولاد در ساخت غلتک‌های نورد سرد است. ترکیب شیمیایی این فولاد که توسط آزمون کوانتومتری تعیین گردیده است، در جدول (۱) آورده شده است. برای انجام عملیات حرارتی متداول (کوئنچ-تمپر)، نمونه‌ها پس از پیش گرم در دمای 620°C به مدت 20 دقیقه تا دمای آستنیته $920 \pm 5^\circ\text{C}$ در کوره نوبرترم ان ۴۱ ساخت کشور آلمان تحت اتمسفر محافظ گاز آرگون حرارت داده شده و پس از سریع سرد کردن (کوئنچ) در روغن با دمای 60°C ، تحت عملیات تمپر (بازگشت) در دمای 150°C به مدت 3 ساعت قرار گرفتند (QT). به منظور مطالعه تأثیر عملیات زیر صفر در مقایسه با عملیات حرارتی کوئنچ-تمپر، از دمای زیر صفر 196°C - (زیر صفر عمیق)

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد GOST9HF (درصد وزنی)

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo	%P	%S	%Fe
0.8	۰,۳۲	۰,۲۵	۳,۰۶	۰,۲۵	۰,۰۰۰۵	۰,۰۰۰۹	Bal.

که در آن UT فرم پذیری، S_{II} تنش حداکثر و e_f کرنش شکست نمونه می‌باشد. برای ارائه نتایج، آزمون کشش بر روی ۳ نمونه انجام گردیده و میانگین اعداد به دست آمده، گزارش گردید. برای تعیین فازها و درصد آن‌ها از روش پراش اشعه ایکس با استفاده از دستگاه Philips PW3710 و تابش $\text{CuK}\alpha$ و مطابق با استاندارد ASTM E975 [۱۱] استفاده شد. بدین منظور نمونه‌ها در ابعاد مناسب تهیه و با استفاده از نرم‌افزار

آزمون کشش مطابق با استاندارد ASTM E8 و با سرعت $5\text{mm}/\text{min}$ و با استفاده از دستگاه کشش Zwick Z52 ساخت کشور آلمان انجام شد. میزان افزایش طول با استفاده از سنجه دستگاه و فرم پذیری فولاد با استفاده از رابطه زیر (رابطه ۱) محاسبه شد.

$$U_T = \frac{2}{3} S_{II} e_f \quad (1)$$

اصلی دستگاه (که از جنس Al_2O_3 است) قرار می‌گیرند. فک‌های دستگاه از طریق میله‌های سرامیکی دقیق و حساسی به یک پتانسیومتر با مقیاس میکرونی ارتباط دارند و دمای نمونه توسط یک ترموکوپل نوع S به دقت اندازه‌گیری می‌شود. بر این اساس در حین سیکل‌های عملیات حرارتی تغییرات طول که نماینده تغییرات حجم نمونه می‌باشد در مقیاس میکرون اندازه‌گیری می‌شود.

۳- نتایج و بحث

در این تحقیق از فولاد GOST9HF با ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول (۱) استفاده گردید. این فولاد ابزار سردکار می‌باشد که جهت ساخت غلتک‌های نورد سرد استفاده می‌شود. جهت انتخاب دمای آستنیت مناسب، آزمون دیلاتومتری به شرح ذیل بر روی نمونه‌ها انجام گردید.

۳-۱- تعیین دماهای بحرانی فولاد با استفاده از

دستگاه دیلاتومتری

در شکل (۱) نمونه‌ای از سیکل‌های دیلاتومتری آورده شده است. مشاهده می‌گردد با افزایش دما از ۲۵ درجه سانتیگراد طول نمونه به دلیل انبساط افزایش یافته تا آنکه در دمای ۷۹۸/۴ درجه سانتیگراد به دلیل تغییر فاز از ناحیه دوفازی فریت+سمانتیت به ناحیه دوفازی فریت+آستنیت کاهش طول نمونه اتفاق می‌افتد.

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 و با استفاده از رابطه زیر (رابطه ۲) درصد آستنیت باقیمانده با فرض $V_\gamma + V_M + V_{Carbide} = 1$ محاسبه گردید.

$$V_\gamma = \left[\frac{(1 - V_c) \left(\frac{1}{q} \sum_{j=1}^q \left(\frac{I_{\gamma j}}{R_{\gamma j}} \right) \right)}{\frac{1}{p} \sum_{i=1}^p \left(\frac{I_{\alpha i}}{R_{\alpha i}} \right) + \frac{1}{q} \sum_{j=1}^q \left(\frac{I_{\gamma j}}{R_{\gamma j}} \right)} \right] \quad (2)$$

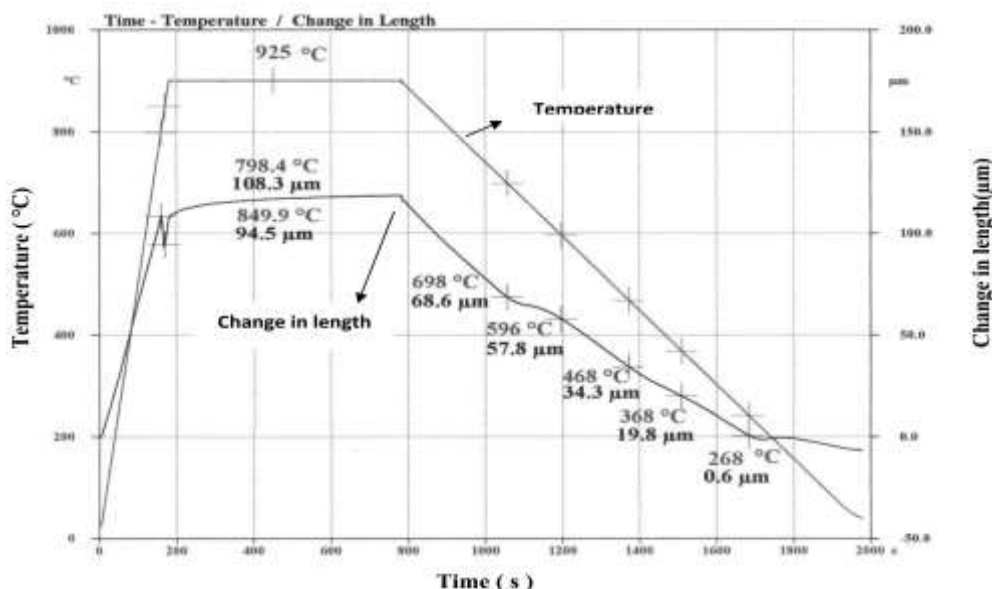
در رابطه بالا:

V_γ : درصد آستنیت باقیمانده، V_c : درصد کاربید، q : تعداد پیک‌های آستنیت، P : تعداد پیک‌های مارتنزیت، I : شدت پراش اشعه X در صفحات (hkl) و R : ضریب تفرق ماده است. نمونه‌های آزمون سایش به شکل دیسک‌هایی با قطر ۵ cm و با استفاده از روش وایر کات قبل از عملیات حرارتی از نمونه اصلی بریده شد و برای یکنواختی سطح، سنگ مغناطیسی زده شد. آزمون سایش به روش پین روی دیسک با پین از جنس فولاد بلبرینگ (۵۲۱۰۰) و سختی ۶۴HRC و دیسک متحرک در نیروی ۱۲۰ نیوتن و در سرعت ۰/۱ متر بر ثانیه و مطابق با استاندارد ASTM G99 [۱۲] انجام شد. در مراحل آزمایش، کاهش وزن نمونه توسط ترازوی دیجیتال و با دقت ده‌هزارم گرم محاسبه گردید. آزمون سایش در مسافت ۱۰۰۰ متر در رطوبت هوای $30 \pm 5\%$ و دمای $25 \pm 5^\circ C$ انجام شد؛ و نرخ سایش با استفاده از رابطه زیر (رابطه ۳) محاسبه شد.

$$W_r = \Delta m / (\rho \times l \times F) \times 10^6 \quad (3)$$

در رابطه بالا:

W_r : نرخ سایش برحسب Δm $mm^3/N.m$: کاهش وزن برحسب گرم، ρ : چگالی فولاد برحسب gr/cm^3 ؛ l : مسافت طی شده برحسب متر و F : نیروی اعمالی برحسب نیوتن می‌باشد. برای بررسی استحاله‌های فازی در فولاد از دستگاه دیلاتومتری مدل Bahr 805A/D ساخت کشور آلمان استفاده گردید. نمونه‌ها در محفظه اصلی دستگاه قرار گرفته و بین دو فک



شکل (۱): نمونه‌ای از نمودارهای دیلاتومتری به دست آمده از فولاد مورد مطالعه که بعد از آستنیت شدن در ۹۲۵°C به مدت زمان ۱۰ دقیقه، در مدت زمان ۱۲۰۰ ثانیه تا دمای محیط سرد شده است.

قبلی نویسنده مقاله دمای پایان استحالته مارتنزیتی این فولاد را ۸۷- درجه سانتیگراد نشان داده است [۱۳]؛ بنابراین بعد از کوئنچ فولاد تا دمای محیط، مقداری آستنیت باقیمانده در ساختار فولاد وجود خواهد داشت و لذا برای بهبود مقاومت سایشی و افزایش سختی استفاده از عملیات زیرصفر در این فولاد ضروری است. لذا با توجه به آنکه دمای Ac_3 این فولاد ۸۴۹ درجه سانتیگراد است، بنابراین دمای آستنیت مناسب برای این فولاد حدود ۹۲۵ درجه سانتیگراد پیشنهاد می‌گردد.

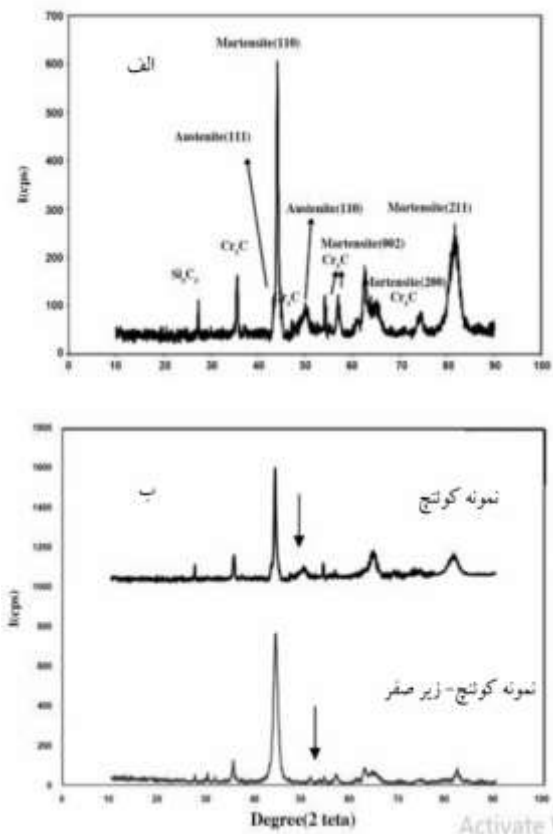
۳-۲- بررسی ساختار نمونه‌ها

اصولاً در عملیات زیرصفر دو تحول متالورژیکی نقش اساسی دارند که در ادامه به این مکانیزم‌ها پرداخته می‌شود.

۳-۲-۱- تأثیر عملیات زیر صفر بر میزان آستنیت باقیمانده

برای بررسی ساختار نمونه‌ها پس از عملیات حرارتی، ساختار دو نمونه آستنیت- کوئنچ در روغن و آستنیت- کوئنچ در روغن-

این دما، دمای شروع استحالته آستنیتی (Ac_1) می‌باشد. در ادامه افزایش دما، کاهش طول نمونه ادامه دارد تا آنکه در دمای ۸۴۹ درجه سانتیگراد تمام فریت تبدیل به آستنیت می‌شود. این دما، پایان استحالته آستنیتی (Ac_3) می‌باشد. از این پس مجدداً با گرم کردن نمونه افزایش طول نمونه اتفاق می‌افتد. نمونه سپس در دمای ۹۲۵ درجه سانتیگراد به مدت زمان ۱۰ دقیقه نگهداری می‌شود که در این فاصله طول نمونه ثابت خواهد بود. در این سیکل نمونه در ۱۲۰۰ ثانیه تا دمای محیط سرد شده است. همان‌طوری که از شکل مشخص است دمای شروع و پایان استحالته آستنیت به فریت- پرلیت (Ar_3 و Ar_1) به ترتیب ۶۹۸ و ۵۹۶ درجه سانتیگراد می‌باشد؛ اما پس از این نیز با کاهش دما، تغییر در شیب خط تغییرات طول، ادامه دارد که مربوط به تبدیل آستنیت باقیمانده به بینیت است؛ بنابراین دمای شروع و پایان استحالته بینیت به ترتیب ۴۶۸ و ۳۶۸ درجه سانتیگراد است. پس از اتمام دگرگونی بینیتی، با انجام استحالته آستنیت باقیمانده به مارتنزیت، افزایش در طول نمونه اتفاق می‌افتد؛ بنابراین دمای شروع استحالته مارتنزیت، ۲۶۸ درجه سانتیگراد است. تحقیقات

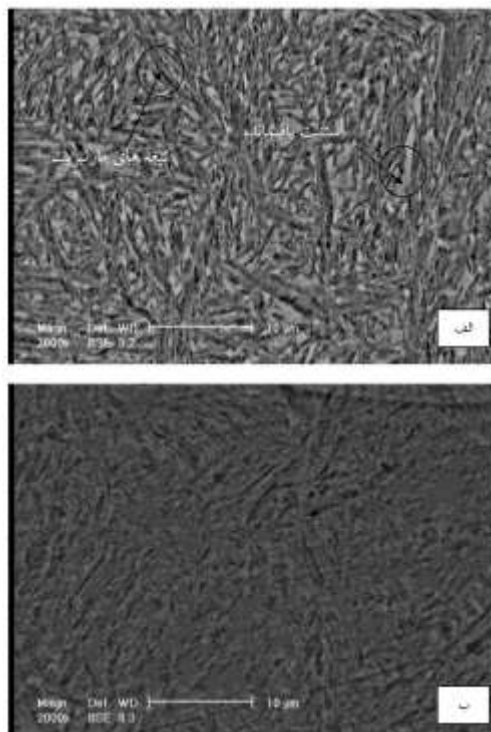


شکل (۳): الگوی پراش پرتو X برای نمونه‌های: (الف): کوئنچ در روغن و (ب): کوئنچ در روغن و کوئنچ در روغن - زیر صفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت. پیک‌های پراش پرتو ایکس مربوط به شرایط قبل از عملیات تمپر است.

۳-۲-۲- تأثیر عملیات زیر صفر بر رسوب‌گذاری کاربیدهای ریز

در اثر عملیات زیر صفر علاوه بر استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت، رسوب کاربیدهای بسیار ریز ثانویه نیز صورت می‌پذیرد. برای رسوب کاربیدهای ریز ثانویه زیر مطرح شده است. بر اساس این تئوری، دلیل رسوب کاربیدها آن است که به واسطه سرد کردن مارتنزیت تا دمای بسیار پایین، استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت و تفاوت در ضریب انقباض حرارتی فازهای مختلف، تنش‌های داخلی افزایش می‌یابد و بنابراین عیوب کریستالی نظیر نابجایی و دوقلویی به وجود می‌آید. از طرفی با کاهش دما تا دمای ۱۹۶- درجه سانتیگراد، پارامتر شبکه کریستالی مارتنزیت تمایل به کاهش دارد و بنابراین فوق اشباع در مارتنزیت با کاهش دما، افزایش می‌یابد و لذا

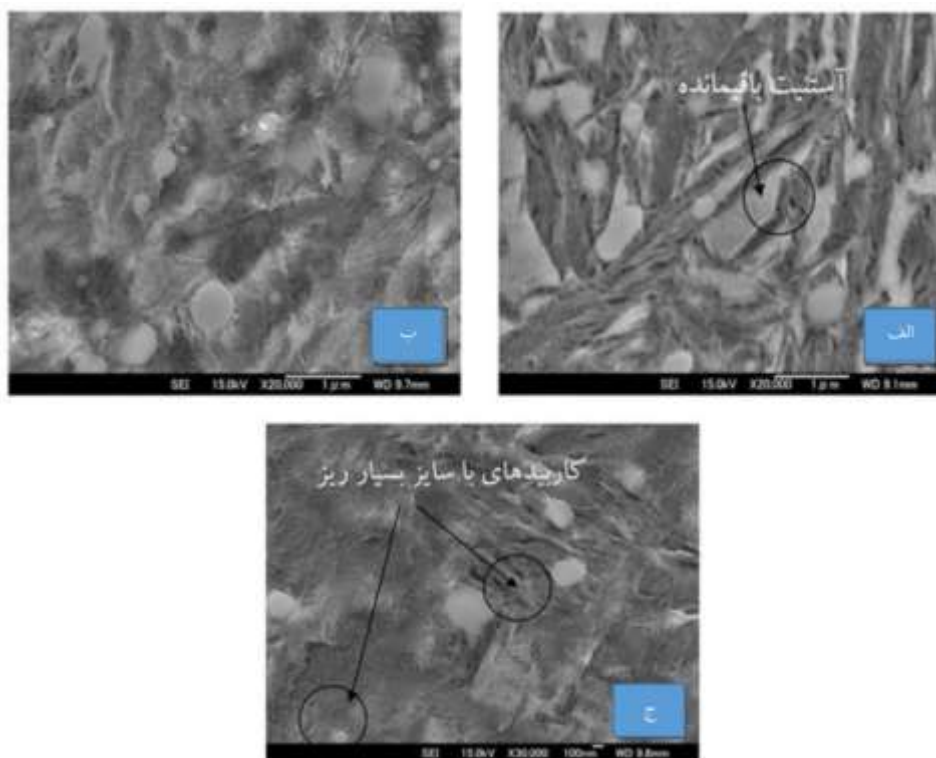
عملیات زیر صفر به مدت ۴۸ ساعت مورد مطالعه قرار گرفت که تصاویر آن در شکل (۲) آورده شده است. ریزساختار این نمونه‌ها شامل تیغه‌های مارتنزیت و آستنیت باقیمانده است. همان‌طوری که مشخص است در نمونه زیر صفر عمیق، درصد آستنیت باقیمانده کاهش زیادی یافته است. برای تعیین درصد آستنیت باقیمانده از روش پراش پرتو ایکس استفاده گردید. همان‌طوری که از شکل (۳) مشخص است در اثر عملیات زیر صفر عمیق شدت پیک‌های آستنیت کاهش یافته است. نتایج حاصل از محاسبه کمی مقدار آستنیت باقیمانده با استفاده از رابطه ۲ حاکی از کاهش مقدار آستنیت باقیمانده از ۱۲٪ در نمونه کوئنچ در روغن به کمتر از ۱٪ در نمونه کوئنچ در روغن - زیر صفر عمیق است. کاهش در مقدار آستنیت باقیمانده در اثر عملیات زیر صفر بر روی فولادهای دیگر نیز اثبات شده است [۴-۱، ۱۳-۱۲].



شکل (۲): تصویر تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه: (الف): کوئنچ در روغن و (ب): کوئنچ در روغن - عملیات زیر صفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت. ساختار نمونه‌ها در شرایط قبل از عملیات تمپر تهیه شده است.

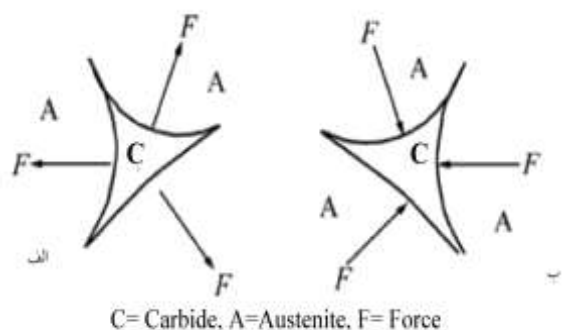
کاربیدهای ریز بسیار شبیه به فرآیند تمپر (در نمونه‌های کوئنچ-تمپر) می‌باشد با این تفاوت که چون دما پایین تر است، رسوبات کاربید ریزتر و توزیع یکنواخت‌تری دارند [۱۸]. در شکل (۴) ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی (FESEM) برای نمونه‌های کوئنچ-تمپر (QT) و کوئنچ-زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت-تمپر (DCT48) آورده شده است. بررسی تصاویر، کاهش در مقدار آستنیت باقیمانده و رسوب کاربیدهای بسیار ریز را در عملیات زیرصفر تأیید می‌نماید. همچنین در اثر عملیات زیرصفر عمیق رسوبات کاربیدی ریز با توزیع یکنواخت‌تری در مقایسه با عملیات حرارتی کوئنچ-تمپر ایجاد شده است. Huang در فولاد M2 نشان داد در اثر عملیات زیرصفر عمیق کسر حجمی کاربیدها دو برابر و توزیع مناسب‌تری از کاربیدها ایجاد می‌شود [۷].

اعوجاج شبکه‌ای و ناپایداری ترمودینامیکی در مارتنزیت افزایش پیدا می‌کند. هردو عامل ذکرشده در بالا، نیروی محرکه‌ای برای خروج اتم‌های کربن از مارتنزیت و قرارگیری این اتم‌ها در اطراف عیوب کریستالی برای کاهش انرژی نهایی سیستم می‌باشند [۵، ۱۴-۱۹]. به دلیل آنکه ضریب نفوذ اتم‌های کربن در دمای ۱۹۶- درجه سانتیگراد بسیار پایین است قرارگیری اتم‌های کربن در اطراف عیوب کریستالی بسیار سخت و رسوب کاربیدهای ریز، غیرممکن است؛ اما در گرم کردن نمونه از دمای زیرصفر تا دمای محیط، ضریب نفوذ کربن افزایش یافته و بنابراین اتم‌های کربن با پس زده شدن از شبکه کریستالی مارتنزیت و انجام نفوذ بسیار کم دامنه موجب ایجاد خوشه‌های ریز در اطراف عیوب کریستالی شده و در ادامه باعث تشکیل کاربیدهای بسیار ریز می‌شوند. فرآیند تشکیل رسوب در عملیات زیرصفر عمیق شامل تجزیه مارتنزیت و ایجاد



شکل (۴): ریزساختار تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی (FESEM): (الف): نمونه کوئنچ-تمپر (ب و ج): نمونه کوئنچ-زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت-تمپر در بزرگنمایی‌های مختلف، (عملیات تمپر در دمای ۱۵۰ درجه سانتیگراد و به مدت ۳ ساعت بر روی نمونه‌ها انجام شده است)

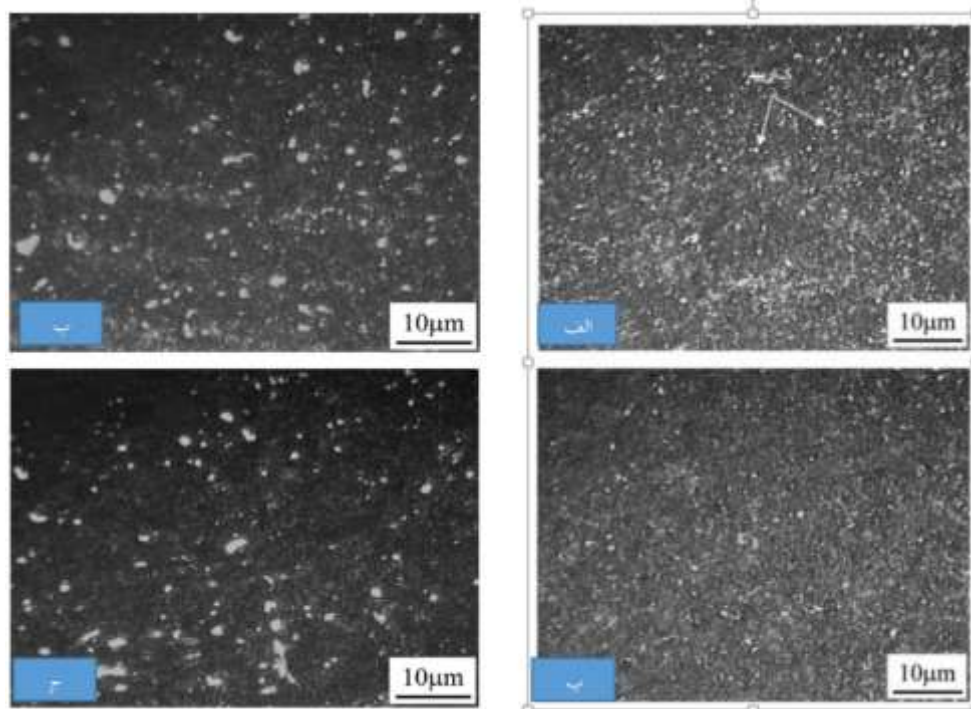
شده است همان طوری که مشاهده می گردد تعداد کاربیدها در نمونه ای که عملیات زیر صفر عمیق بر روی آن انجام شده است در هر دو دمای تمپر ۱۵۰ و ۵۵۰ درجه سانتیگراد بیشتر است. همچنین همان طوری که مشاهده می گردد با افزایش دمای تمپر، کاربیدها رشد یافته اند (مقایسه تصاویر الف با ب و پ با ج).



شکل (۵): شماتیکی از تنش ایجاد شده بر روی فازها در: (الف): سرد کردن تا دمای زیر صفر و (ب): گرم کردن از دمای زیر صفر تا دمای محیط [۲۲]

در شکل (۵) شماتیکی از تنش های ایجاد شده در حین عملیات زیر صفر که در ارتباط با تفاوت در ضریب انقباض و انبساط فازهای مختلف است آورده شده است. با توجه به آن که ضریب انبساط و انقباض حرارتی فاز کاربید از آستنیت و فریت کمتر است. در حین سرد کردن تنش کششی و در حین گرم کردن تنش فشاری بر روی کاربید ایجاد می شود. این تنش ها در حین سرد کردن منجر به ایجاد نابجایی می شود. خوشه ای شدن اتم های کربن در اطراف این نابجایی ها برای کاهش انرژی نهایی سیستم باشد [۵، ۱۸-۱۶، ۲۱-۲۰]. افزایش چگالی عیوب کریستالی بعد از عملیات زیر صفر عمیق [۱۸، ۲۰] و بهبود مقاومت سایشی با افزایش زمان نگهداری در دمای زیر صفر دلیلی بر تأیید مکانیزم تشکیل کاربیدهای بسیار ریز در عملیات زیر صفر عمیق است [۱۶].

ریز ساختار میکروسکوپ نوری از نمونه های عملیات حرارتی کوئنچ- تمپر و کوئنچ- زیر صفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت- تمپر در دماهای تمپر ۱۵۰ و ۵۵۰ درجه سانتیگراد در شکل (۶) آورده



شکل (۶): ریز ساختار تهیه شده توسط میکروسکوپ نوری: (الف و ب): نمونه کوئنچ- عملیات زیر صفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت- تمپر در دماهای تمپر ۱۵۰ و ۵۵۰ درجه سانتیگراد و (پ و ج): نمونه عملیات حرارتی کوئنچ- تمپر در دماهای تمپر ۱۵۰ و ۵۵۰ درجه سانتیگراد.

۳-۳- تأثیر عملیات زیرصفر بر سختی و مقاومت

سایشی

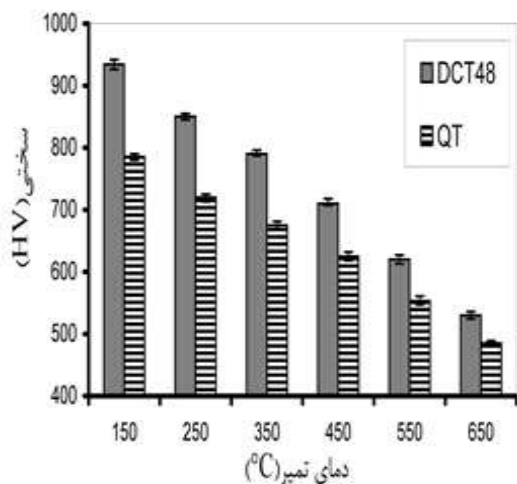
برای بررسی تأثیر عملیات زیر صفر عمیق بر سختی، آزمون سختی سنجی به روش ویکرز بر روی نمونه‌های کوئنچ و کوئنچ- عملیات زیر صفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت (قبل از تمپر) انجام پذیرفت. نتایج حاصله از این آزمون در شکل (۹) آورده شده است. افزایش سختی در نمونه‌ای که عملیات زیر صفر عمیق بر روی آن انجام شده است، در ارتباط با تبدیل کامل آستنیت باقیمانده به مارتنزیت می‌باشد. نتایج حاصل از پراش پرتو ایکس که قبلاً ارائه گردید، کاهش در مقدار آستنیت باقیمانده از ۱۲٪ در نمونه کوئنچ به کمتر از ۱٪ در نمونه‌ای که عملیات زیر صفر عمیق بر روی آن انجام شده است را نشان می‌داد. به منظور بررسی تأثیر دمای تمپر بر سختی، نمونه‌های کوئنچ و کوئنچ- زیر صفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت در دماهای ۱۵۰، ۲۵۰، ۳۵۰، ۴۵۰، ۵۵۰ و ۶۵۰ درجه سانتیگراد به مدت زمان ۳ ساعت تحت عملیات حرارتی تمپر قرار گرفتند. نتایج حاصل از سختی نمونه‌ها در شکل (۱۰) آورده شده است.



شکل (۷): تصویر تهیه شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری: (الف): کوئنچ- تمپر و (ب): کوئنچ- زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت- تمپر

همچنین برای اندازه‌گیری کسر حجمی و توزیع کاربیدها از نرم‌افزار CLEMEX استفاده گردید. محاسبات نشان داد در اثر عملیات زیرصفر عمیق کسر حجمی کاربیدها از $3\% \pm 0.2$ در عملیات حرارتی کوئنچ- تمپر به $5\% \pm 0.3$ در عملیات کوئنچ- زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت- تمپر می‌رسد. همچنین همان‌طوری که از شکل (۴-ج) مشخص است در اثر عملیات زیرصفر عمیق، تعداد کاربیدها افزایش و توزیع یکنواخت‌تری از کاربیدهای با سایز کمتر از ۱۰۰ نانومتر به وجود آمده است. در شکل (۷) تصویر TEM از نمونه کوئنچ- تمپر و نمونه کوئنچ- زیرصفر عمیق - تمپر آورده شده است. با توجه به بررسی‌های انجام شده در نمونه کوئنچ- تمپر ساختار شامل مارتنزیت تمپر شده، آستنیت باقیمانده و کاربید است. ناحیه مارتنزیتی با مورفولوژی سوزنی شکل به همراه دوقلوبی‌هایی مشاهده می‌گردد. همچنین در نمونه کوئنچ- زیرصفر عمیق- تمپر ریزساختار شامل مارتنزیت تمپر شده، کاربید و مقدار بسیار کم از آستنیت باقیمانده است.

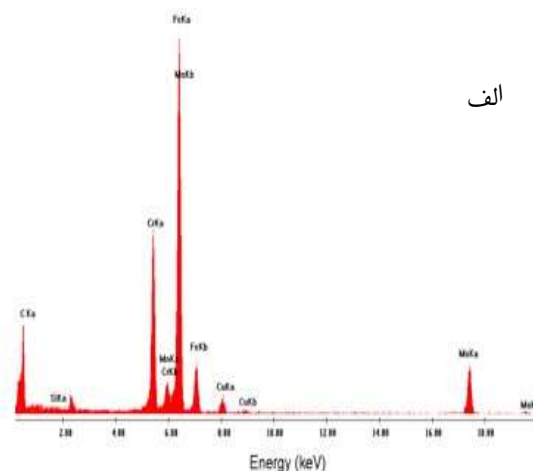
با توجه به بررسی‌های انجام گرفته توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری و روشی دو نوع کاربید اولیه (باقیمانده از دمای آستنیت) و کاربیدهای ثانویه (کاربیدهایی که در مرحله تمپر رسوب می‌کنند) در نمونه‌ها پس از عملیات حرارتی تمپر موجود می‌باشد. کاربیدهای ثانویه را می‌توان به دو گروه کاربیدهای ثانویه درشت (اندازه بالاتر از ۳۰۰ نانومتر) و کاربیدهای ثانویه ریز (اندازه کمتر از ۳۰۰ نانومتر) تقسیم‌بندی نمود. کاربیدهای اولیه مطابق با بررسی‌های پراش پرتو ایکس از نوع Cr_3C_2 می‌باشند. ترکیب شیمیایی کاربیدهای ثانویه ریز درشت در شکل (۸) آورده شده است. همان‌طوری که مشاهده می‌شود کاربیدهای ثانویه درشت (نقطه ۲ در شکل (۷-ب)) در مقایسه با کاربیدهای ثانویه ریز (نقطه ۱ در شکل (۷-ب)) دارای مقادیر بالاتری از کروم، مولیبدن و سیلیسیم می‌باشند.



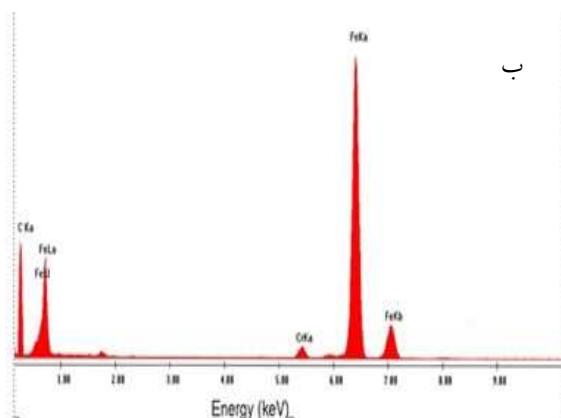
شکل (۱۰): ارتباط بین سختی - دمای تمپر در نمونه‌های کوئنچ - تمپر (QT) و کوئنچ - عملیات زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت - تمپر (DCT48)

همانطوری که مشخص است سختی نمونه کوئنچ - زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت در تمام دماهای تمپر در مقایسه با نمونه عملیات حرارتی کوئنچ - تمپر بالاتر است. این مسئله در ارتباط با حذف آستنیت باقیمانده و تأثیر عملیات زیرصفر عمیق بر هسته گذاری و رشد کاربیدهای بسیار ریز ثانویه می‌باشد. همچنین همانطوری که قبلاً بحث گردید عملیات زیرصفر عمیق در فولاد مورد مطالعه باعث افزایش کسر حجمی و توزیع مناسب‌تر کاربیدها در مقایسه با عملیات حرارتی کوئنچ - تمپر می‌شود؛ بنابراین تأثیر هم‌زمان دو عامل زیر باعث افزایش سختی در نمونه کوئنچ - زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت، در تمام دماهای تمپر می‌شوند: ۱- استحاله آستنیت باقیمانده به مارتزیت و ۲- رسوب کاربیدهای ریز در عملیات زیر صفر عمیق.

علت کاهش سختی با افزایش دمای تمپر، مربوط به نرم شدن ساختار و رشد کاربیدها با افزایش دمای تمپر است [۱-۳]. در شکل (۱۱) نیز ارتباط بین نرخ سایش و دمای تمپر آورده شده است همانطوری که مشخص است نرخ سایش در نمونه زیرصفر عمیق شده در تمام دماهای تمپر بالاتر است دلیل این مسئله افزایش درصد مارتزیت و رسوب کاربیدهای ثانویه

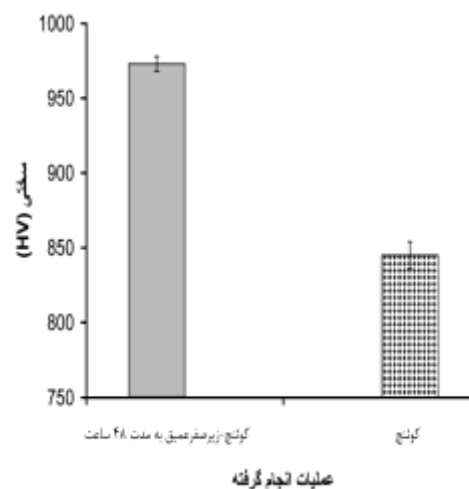


الف

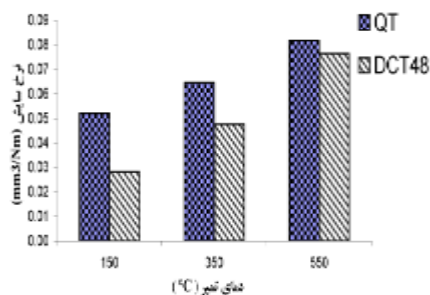


ب

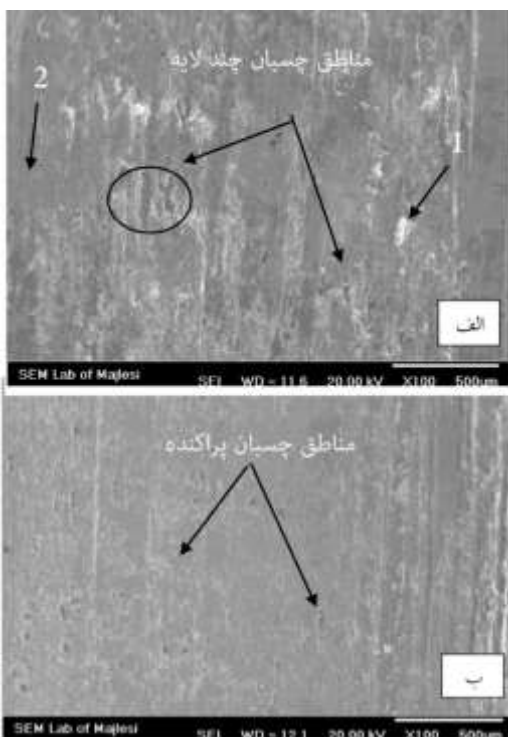
شکل (۸): ترکیب شیمیایی کاربیدها: الف) کاربیدهای ثانویه درشت و ب) کاربیدهای ثانویه ریز



شکل (۹): میزان سختی در نمونه‌های کوئنچ و کوئنچ - زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت (قبل از عملیات تمپر)



شکل (۱۱): ارتباط بین نرخ سایش- دمای تمپر در سرعت ۰/۱ متر بر ثانیه و نیروی ۱۲۰ نیوتن در نمونه‌های کوئنچ- تمپر (QT) و کوئنچ- عملیات زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت- تمپر (DCT48)



شکل (۱۲): سطح سایش در نمونه‌های: (الف): کوئنچ- تمپر و (ب): کوئنچ- زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت- تمپر (عملیات تمپر در دمای ۱۵۰ درجه سانتیگراد و به مدت ۳ ساعت بر روی نمونه‌ها انجام شده است).

۳-۴- تأثیر عملیات زیر صفر بر رفتار کشش

آزمون کشش بر روی نمونه‌های کوئنچ- تمپر (در دو دمای تمپر ۱۵۰ و ۵۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۳ ساعت) و کوئنچ- زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت - تمپر (در دو دمای تمپر ۱۵۰ و ۵۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۳ ساعت) انجام پذیرفت که نتایج حاصل از آزمون‌های کشش در جدول (۲) آورده

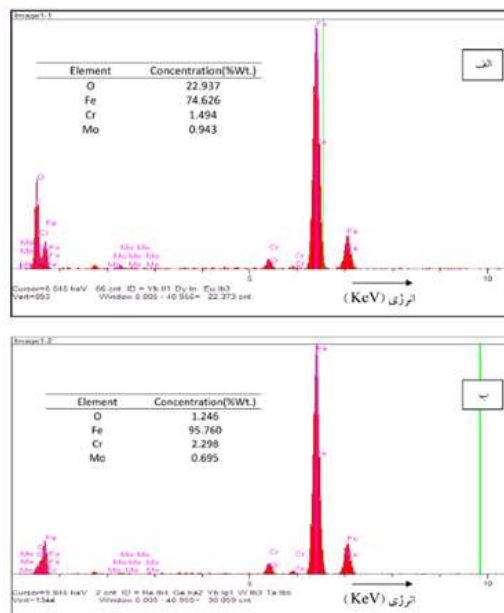
بیشتر در نمونه زیرصفر عمیق شده است. در شکل ۱۲ سطح سایش نمونه‌ها آورده شده است. همانطوری که از تصاویر مشخص است، مکانیزم سایش چسبان است. جهت بررسی بیشتر از سطح سایش نمونه‌ها در نقاط ۱ و ۲ آنالیز EDS تهیه گردید که نتایج آن در شکل ۱۳ آورده شده است. همانطوری که از این شکل مشخص است به جز مکانیزم سایش چسبان، مکانیزم سایش تریبو شیمیایی ناشی از بالا رفتن دما در سطوح سایش و اکسید شدن این سطوح وجود دارد.

بررسی ترکیب شیمیایی این سطوح (شکل ۱۳) حضور اکسیژن بسیار بالاتر را در لایه‌های چسبیده به سطح سایش منطقه ۱ در شکل ۱۲ در مقایسه با منطقه ۲ در همین شکل نشان می‌دهد؛ بنابراین مکانیزم سایش در نمونه‌های مذکور به شرح ذیل است: در نمونه کوئنچ- تمپر: چسبان شدید (تکه‌های چسبان چند لایه) و تریبو شیمیایی. در نمونه کوئنچ- زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت- تمپر: چسبان ضعیف (تکه‌های چسبان پراکنده) و تریبو شیمیایی. در مطالعاتی که توسط Fantalvo و همکارانش بر روی فولادهای ابزار انجام پذیرفت، افزایش کسر حجمی و کاهش فاصله بین کاربیدها باعث کاهش سایش چسبان شده است [۲۲].

Yang و همکارانش افزایش سختی در سطح فولاد را عامل اصلی در مقاومت به سایش چسبان دانسته‌اند [۲۳]. با توجه به موارد ذکر شده، در نمونه‌هایی که تحت عملیات زیرصفر عمیق قرار می‌گیرند، به واسطه افزایش کسر حجمی کاربیدها و ریز شدن آن‌ها و نهایتاً افزایش سختی (به دلیل افزایش درصد مارتنزیت و رسوبات کاربیدی ریز)، سایش چسبان کاهش می‌یابد.

نتایج جدول (۲) مشخص است با افزایش دمای تمپر از ۱۵۰ درجه سانتیگراد به ۵۵۰ درجه سانتیگراد استحکام کاهش و فرم پذیری افزایش می‌یابد اما استحکام نمونه‌ای که تحت عملیات زیر صفر قرار گرفته است، نسبت به نمونه کوئنچ- تمپر بالاتر است.

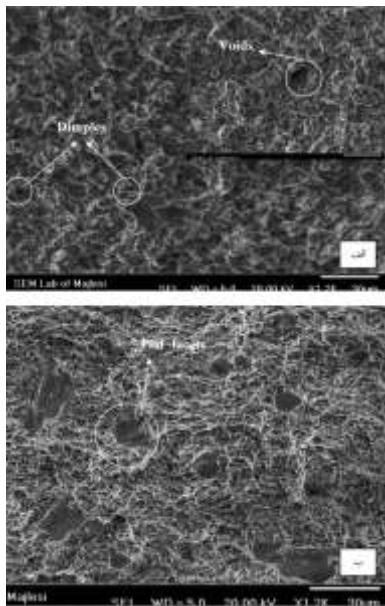
شده است. همانطوری که از جدول (۲) مشخص است به دلیل درصد بالای مارتزیت، رفتار کشش در نمونه‌ها به صورت ترد است. از سویی در نمونه‌هایی که تحت عملیات زیر صفر عمیق قرار گرفته‌اند در مقایسه با نمونه‌های کوئنچ- تمپر، استحکام افزایش (در حدود ۸٪) و فرم پذیری به دلیل حذف کامل آستنیت باقیمانده کاهش می‌یابد. همچنین همانطوری که از



شکل (۱۳): - ترکیب شیمیایی در سطح سایش نمونه کوئنچ- تمپر: (الف) مربوط به نقطه ۱ و (ب) مربوط به نقطه ۲ در شکل ۱۲.

جدول (۲): خواص مکانیکی در نمونه‌های کوئنچ- تمپر و کوئنچ- زیر صفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت- تمپر (طول اولیه نمونه‌ها در آزمون کشش ۳۰ میلی‌متر)

عملیات انجام گرفته	تنش تسلیم (MPa)	تنش شکست (MPa)	کرنش نهایی شکست (mm/mm)	تنش تسلیم حقیقی (MPa)	تنش شکست حقیقی (MPa)	کرنش حقیقی شکست (mm/mm)	فرم پذیری (MPa)
عملیات حرارتی کوئنچ- تمپر (دمای تمپر ۱۵۰ درجه سانتیگراد)	۱۹۱۰	۲۰۰۳	۰/۰۱۸	۱۹۷۷/۴	۲۰۳۹	۰/۰۱۷۸	۲۴/۰۳۶
عملیات کوئنچ- زیر صفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت- تمپر (دمای تمپر ۱۵۰ درجه سانتیگراد)	۲۰۲۷	۲۱۴۷	۰/۰۱۳	۲۰۵۴/۷۶	۲۱۷۶/۴	۰/۰۱۳	۱۸/۶
عملیات حرارتی کوئنچ- تمپر (دمای تمپر ۵۵۰ درجه سانتیگراد)	۱۵۶۳	۱۶۹۳	۰/۰۴۵	۱۶۳۴/۳	۱۷۷۰/۲	۰/۰۴۴	۵۰/۷۹
عملیات کوئنچ- زیر صفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت- تمپر (دمای تمپر ۵۵۰ درجه سانتیگراد)	۱۶۲۰	۱۷۷۵	۰/۰۴۱	۱۶۸۶/۷	۱۸۴۸	۰/۰۴	۴۸/۵۱



شکل (۱۴): عملیات حرارتی کوئنچ- تمبر و ب) عملیات حرارتی کوئنچ- زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت- تمبر

۴- نتیجه گیری

- ۱- با انجام آزمون‌های دیلاتومتری دمای Ac1 و Ac3 به ترتیب ۷۹۸ و ۸۴۹ درجه سانتیگراد مشخص گردید؛ بنابراین دمای آستنیت مناسب برای این فولاد حدود ۹۲۵ درجه سانتیگراد پیشنهاد می‌گردد.
- ۲- عملیات زیرصفر باعث کاهش در مقدار آستنیت باقیمانده می‌شود. به نحوی که درصد آستنیت باقیمانده از ۱۲٪ در عملیات حرارتی کوئنچ در روغن به کمتر از ۱٪ در عملیات کوئنچ در روغن- زیرصفر عمیق می‌رسد.
- ۳- با توجه به مطالعات انجام گرفته عملیات زیرصفر عمیق باعث تولید کاربیدهایی با اندازه نانومتر می‌شود. در اثر عملیات زیرصفر توزیع یکنواخت‌تری از این کاربیدهای ریز ثانویه ایجاد و کسر حجمی این کاربیدها به اندازه ۵۲٪ افزایش می‌یابد؛ بنابراین عملیات زیرصفر عمیق نیروی محرکه‌ای جهت ایجاد کاربیدهای بسیار ریز است.
- ۴- در عملیات حرارتی کوئنچ- زیرصفر عمیق به مدت ۴۸ ساعت- تمبر، سختی، مقاومت سایشی و استحکام کششی در

بالتر بودن خواص مکانیکی نظیر سختی و استحکام در نمونه‌هایی که تحت عملیات زیر صفر عمیق قرار می‌گیرند در مقایسه با نمونه‌های عملیات حرارتی کوئنچ- تمبر به دلیل آن است که در عملیات زیرصفر عمیق که آستنیت باقیمانده به مارتنزیت تبدیل می‌شود، ایجاد مارتنزیت همراه با اعوجاج شبکه‌ای شدید است؛ بنابراین میدان‌های تنشی و کرنشی شدید در فصل مشترک آستنیت/ مارتنزیت به وجود می‌آید. این میدان‌ها باعث مقاومت شبکه در برابر حرکت نابجایی‌ها شده و لذا استحکام و سختی آلیاژ افزایش می‌یابد [۲۴]. مطالعات کمی در مورد تأثیر عملیات زیر صفر بر خواص استاتیکی نظیر استحکام کششی و استحکام خمشی انجام شده است. در تحقیقی که بر روی فولاد M2 و T1 انجام گردید، عملیات زیر صفر عمیق باعث افزایش در استحکام خمشی به ترتیب به مقدار ۲۰٪ و ۲۵٪ گردید [۱۸]. در تحقیق دیگری که بر روی فولاد نورد سرد شده ۴۱۴۰ انجام پذیرفت، استحکام کششی بعد از عملیات زیر صفر ۷٪ - ۱۶٪ افزایش یافت [۲۵]. در تحقیق دیگری مقاومت خستگی در فولاد En353 در اثر عملیات زیرصفر ۷۴٪ افزایش یافت. کاهش در مقدار آستنیت باقیمانده و رسوب کاربیدهای ریز در عملیات زیرصفر عمیق، علت بهبود مقاومت خستگی ذکر شده است [۲۶]. بررسی سطوح شکست نمونه‌ها که در شکل ۱۴ آورده شده است بیانگر آن است که در نمونه عملیات حرارتی کوئنچ- تمبر به دلیل تغییر فرم پلاستیک ایجاد شده در سطوح نرم به دلیل وجود فاز آستنیت، این نوع شکست با ایجاد برآمدگی‌ها و فرورفتگی‌های سطحی همراه می‌باشد. همچنین همانطوری که از شکل ۱۴ مشخص است، در نمونه‌ای که تحت عملیات زیرصفر عمیق قرار گرفته است، کاهش مکان‌هایی که به صورت نرم تغییر فرم می‌دهند مانند حفرات ریز و سوراخ‌ها و حضور بیشتر صفحات تخت که از مشخصات شکست ترد است، مشاهده می‌شود.

- [6] Akhbarizadeh, S. Javadpou, K. Amini & A. H. Yaghtin, "Investigating the effect of ball milling during the deep cryogenic heat treatment of the 1.2080 tool steel", *Vacuum*, Vol. 90, pp.70-74, 2013.
- [7] J. Y. Huang, Y. T. Zhu, X. Z. Liao, I. J. Beyerlein, M. A. Bourke & T. E. Mitchell, "Microstructure of cryogenic treated M2 tool steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 339, No. 1-2, pp. 241-244, 2003.
- [8] H. Paydar, K. Amini & A. Akhbarizadeh, "Investigating the effect of deep cryogenic heat treatment on the wear behaviour of 100Cr6 alloy steel", *Kovove Mater.*, Vol. 52, pp. 163-169, 2014.
- [9] F. Kara, M. Karabatak, M. Ayyıldız, E. Nas, "Effect of machinability, microstructure and hardness of deep cryogenic treatment in hard turning of AISI D2 steel with ceramic cutting", *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 9(1), pp. 969-83, 2020.
- [10] D. Senthilkumar, "Tensile and residual stress behaviour of deep cryogenically treated EN31 steel", *Advances in Materials and Processing Technologies*, Vol. 6(1), pp.1-12, 2020.
- [11] ASTM E975-00: Standard practice for X-Ray determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation, *ASTM Book of Standards*, V 03.01, West Conshohocken, PA, United States, 2004.
- [12] ASTM G99-05: Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-On-Disk Apparatus, *ASTM Book of Standards*; Vol. 03.02, West Conshohocken, Pa, United States. In. (accessed), 2005.
- [13] K. Amini, S. Nategh, A. Shafyei & A. Rezaeian, "Effect of deep cryogenic treatment on the properties of 80CrMo12 5 tool steel", *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Vol. 19, No. 1, pp. 30-37, 2012.
- [14] J. Soleimany, H. Ghayour, K. Amini & F. Gharavi, "The effect of deep cryogenic treatment on microstructure and wear behavior of h11 tool steel", *Physics of Metals and Metallography*, Vol. 120, No. 9, pp. 888-897, 2019.

تمام دماهای تمپر در مقایسه با عملیات حرارتی کوئنچ- تمپر بالاتر است. دلیل این مسئله حذف آستنیت باقیمانده و رسوب کاربیدهای ریز ثانویه بیشتر، در نمونه‌هایی است که عملیات زیرصفر عمیق بر روی آن‌ها انجام شده است. همچنین با افزایش دمای تمپر در هر دو نمونه کوئنچ- تمپر و کوئنچ- زیرصفر- تمپر سختی، مقاومت سایشی و استحکام کششی کاهش می‌یابد. دلیل این موضوع نرم شدن ساختار و رشد کاربیدها است.

۵- بررسی سطوح سایش نمونه‌ها حاکی از وقوع مکانیزم سایش چسبان در نمونه‌ها است. در نمونه کوئنچ- تمپر به واسطه سختی کمتر سایش چسبان شدیدتری مشاهده می‌شود همچنین به سبب بالا رفتن دما در آزمون سایش، سایش تریبو شیمیایی نیز مشاهده می‌گردد.

۵- مراجع

- [1] K. Amini, A. Akhbarizadeh & S. Javadpour "Cryogenic heat treatment of the ferrous materials – a review of the current state", *Metallurgical Research and Technology*, Vol. 113, No. 6, pp. 3244-3256, 2016.
- [2] K. Amini, A. Akhbarizadeh & S. Javadpour "Effect of carbide distribution on corrosion behavior of the deep cryogenically treated 1.2080 steel", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 25, No. 2, pp. 365-73, 2016.
- [3] Y. Dong, X. Lin & H. S. Xiao, "Deep cryogenic treatment of high-speed steel and its mechanism", *Heat Treatment of Metals*, Vol. 25, pp. 55-59. 1998.
- [4] K. Amini, A. Araghi & A. Akhbarizadeh "Effect of deep cryogenic heat treatment on the wear behavior of carburized din 1.7131 grade steel", *Acta Metallurgica Sinica (English letters)*, Vol. 28, No. 3, pp.348-53, 2015.
- [5] F. Meng, K. Tagashira, R. Azume & H. Sohma, "Role of Eta-Carbide Precipitation in the Wear Resistance Improvements of Fe-12cr-Mo-V-1.4c Tool Steel by Cryogenic Treatment", *ISIJ International*, Vol. 34, No. 2, pp. 205-210.1994.

- [22] G.A. Fontalvo, R. Humer, C. Mitterer, K. Sammt, and L. Schemmel, "Microstructural Aspects Determining the Adhesive Wear of Tool Steels", *Wear*, Vol. 260, No. 9-10, pp. 1028-1034, 2006.
- [23] J. Yang, Y. Liu, Z. Ye, D. Yang, and S. He, S., "Microstructural and Tribological Characterization of Plasma- and Gas-Nitrided 2Cr13 Steel in Vacuum", *Materials & Design*, Vol. 32(2), pp. 808-814, 2011.
- [24] Y. Z. Zhu, Z. M. Yin, Y. Zhou, Q. F. Lei & W. S. Fang, "Effects of cryogenic treatment on mechanical properties and microstructure of Fe-Cr-Mo-Ni-C-Co-alloy", *Journal of Central South University of Technology*, Vol. 15, pp. 454-458, 2008.
- [25] K. P. Kollmer, "Applications & developments in the cryogenic processing of materials", *The Technology Interface Journal, Electronic Journal for Engineering Technology*, Vol. 3, No. 1, pp. 1-18, 1999.
- [26] L. Bensely, S. Shyamala, D. Harish, G. Mohan Lal, K. Nagarajan, A. Junik & A. Rajadurai, "Fatigue behavior and fracture mechanism of cryogenically treated En 353 steel", *Materials & Design*, Vol. 30, No. 8, pp. 2955-2962, 2009.
- [29] M. Jamalian, "An investigation of structural, magnetic and microwave properties of strontium hexaferrite nanoparticles prepared by a sol-gel process with doping Sn and Tb", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 378, pp. 217-220, 2015.
- [15] S. Li, Y. Xie & X. Wu, "Hardness and toughness investigations of deep cryogenic treated cold work die steel", *Cryogenics*, Vol. 50, No. 2, pp. 89-92, 2010.
- [16] P. F. Stratton "Optimizing nano-carbide precipitation in tool steels", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 449-451, pp. 809-812, 2007.
- [17] Akhbarizadeh, A. Shafyei & M. A. Golozar, "Effects of cryogenic treatment on wear behavior of D6 tool steel", *Materials & Design*, Vol. 30, No. 8, pp. 3259-3264, 2009.
- [18] D. Yun, L. Xiaoping & X. Hongshen, "Deep cryogenic treatment of high-speed steel and its mechanism", *Heat Treatment of Metals*, Vol. 3, pp. 55-59, 1998.
- [19] B. Mokarian, K. Amini, H. Ghayour & F. Gharavi, "The combined effect of cryogenic and boronising treatments on the wear behavior and microstructure of DIN 1.2344 steel", *Transactions of the IMF*, Vol. 97, No. 3, pp. 121-128, 2019.
- [20] Bensely, S. Venkatesh, D. Mohan Lal, G. Nagarajan, A. Rajadurai and K. Junik, "Effect of cryogenic treatment on distribution of residual stress in case carburized En 353 steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 479, No. 1-2, pp. 229-235, 2008.
- [21] A. L. Tyshchenko, W. Theisen, A. Oppenkowski, S. Siebert & O. N. Razumov, "Low temperature martensitic transformation and deep cryogenic treatment of a tool steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 7027-7039, 2010.

Evaluating the Effect of Deep Cryogenic Heat Treatment on Microstructure, Wear and Tension Properties of the GOST9HF-Steel at Tempering Temperature from 150 to 650°C

Kamran Amini^{1*}

1- Associate Professor, Center for Advanced Engineering Research, Majlesi Branch, Islamic Azad University, Isfahan, Iran

*Corresponding author: k.amini@iaumajlesi.ac.ir

Abstract

In recent years, cryogenic-treatment is considered in order to improve of wear and hardness resistance of tool steels. Cryo-treatment is performed on steel before and after of tempering and quenching treatment, respectively. In this research, the effect of deep cryogenic treatment is investigated on the GOS9HF-steel. In this regard, the quenched-tempered and quenched-Cryo-treated samples are prepared after tempering treatment for 2hrs. then, impact of Cryo-treatment on value of retained austenite, fine carbide precipitations are evaluated by XRD, SEM and the amount of hardness, strength and wear resistance are measured by micro-hardness, tensile and wear tests. The wear test is conducted by pin-on-disc method. The results indicated that the amount of hardness and properties of wear and tensile in the Cryo-treated sample were rather than the quenched-tempered samples at all of tempering temperatures (i.e. from 150 to 650°C). Additionally, with increase of tempering temperature, the amount of hardness, wear behavior and tensile property are decreased in both of Cryo-treated and quenched-tempered samples. This can be attributed to the softening of microstructure and the growing of grain sizes. Moreover, it was obvious that improving of Cryo-treated samples are related to the removing of retained austenite, precipitation of fine carbides and more appropriate distribution of these carbides. It is cleared that the Cryo-treatment causes to decrease of value of retained austenite from 12% to below of 1% at quenched-tempered and Cryo-treated samples, respectively. Finally, Cryo-treatment causes to increase of volume fracture of carbides to 52%.

Keywords: Deep Cryogenic Treatment, Hardness, Tempering, Temperature, Microhardness.

Journal homepage: ma.iaumajlesi.ac.ir

Please cite this article using:

Kamran Amini, Evaluating the Effect of Deep Cryogenic Heat Treatment on Microstructure, Wear and Tension Properties of the GOST9HF-Steel at Tempering Temperature from 150 to 650°C, *New Process in Material Engineering*, 2020, 14(2), 51-66.