

تأثیر عملیات زیر صفر عمیق بر سختی و رفتار سایشی فولاد DIN ۱.۲۳۴۴

بهنام مکاریان خوزانی^۱، کامران امینی^{۲*}، حمید غیور^۴

چکیده

عملیات زیرصفر، عملیات تکمیلی است که بر روی انواع فولادهای ابزار، فولادهای کربن دهی شونده، تندبر، با هدف بهبود مقاومت سایشی و سختی انجام میگردد. در این پژوهش تأثیر عملیات زیر صفر عمیق بر روی رفتار سایش سرد، سختی و ریزساختار فولاد گرم کار ۱.۲۳۴۴ مورد بررسی قرار گرفته است. به این منظور نمونه‌ها پس از پیشگرم در دمای 800°C به مدت ۲۰ دقیقه و سپس عملیات آستنیت‌دهی در دمای 1050°C به مدت زمان ۵۰ دقیقه در روغن کوئنچ گردیدند. برای بررسی تأثیر عملیات زیرصفر، بعضی از نمونه‌ها تحت عملیات زیرصفر در محیط نیتروژن مایع به مدت ۲۴ ساعت قرار گرفتند. نتایج نشان داد، میزان آستنیت باقیمانده از ۸٪ در نمونه کوئنچ به میزان بسیار کم در نمونه زیرصفر شده می‌رسد. همچنین نتایج نشان داد که عملیات زیر صفر عمیق، منجر به افزایش سختی و افزایش مقاومت در برابر سایش به ترتیب به میزان ۲۵٪ و ۴۹٪ در مقایسه با نمونه کوئنچ- تمپر می‌گردد. دلیل بهبود سختی و مقاومت به سایش در نمونه‌های زیرصفر شده کاهش در مقدار آستنیت باقیمانده، رسوب کاربیده‌های ریز و نانومتری، توزیع بهتر کاربیدها و افزایش درصد کاربیدها است. همچنین بررسی سطوح سایش حاکی از آن است که مکانیزم غالب سایش، چسبان و تریبوشیمیایی است و ذرات جدا شده از سطح در نمونه زیرصفر شده ریزتر می‌باشند.

واژه‌های کلیدی: آستنیت باقیمانده، سختی، عملیات زیر صفر عمیق، فولاد DIN 1.2344، مقاومت سایشی.

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

۲- دانشیار، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

۳- دانشیار، دانشکده مهندسی مکانیک، واحد تیران، دانشگاه آزاد اسلامی، تیران، اصفهان، ایران

۴- استادیار، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

*-نویسنده مسئول مقاله: K_amin@iautiran.ac.ir

پیشگفتار

در فولادها با افزایش درصد کربن و عناصر آلیاژی، دمای شروع و پایان استحاله مارتنزیتی کاهش پیدا می‌کند. حتی ممکن است در فولادهای پرآلیاژ و با کربن بالا، دمای پایان استحاله مارتنزیتی به کم‌تر از صفر درجه سانتی‌گراد برسد [۱]. به همین 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]. آستنیت باقیمانده فازی است ناپایدار که در شرایط کاری و اعمال تنش ممکن است به مارتنزیت تبدیل شود. مارتنزیت تازه تشکیل شده، تمپر نشده می‌باشد و بنابراین بسیار ترد و شکننده است. همچنین استحاله مذکور همراه با حدود ۰.۴٪ افزایش حجم است. این افزایش حجم ناخواسته می‌تواند منجر به اعوجاج و ناپایداری ابعادی گردد [۲-۳]. بنابراین، یکی از موضوعات مهم در عملیات حرارتی فولادها کاهش و یا حذف آستنیت باقیمانده است. در عملیات حرارتی متداول با طراحی مناسب سیکل عملیات حرارتی بازگشت می‌توان آستنیت باقیمانده را کاهش داد؛ اما به سبب نرم شدن ساختار و رشد کاربیدها، با انجام این عملیات سختی و استحکام فولاد کاهش می‌یابد. در نتیجه استفاده از عملیات تمپر جهت کاهش آستنیت باقیمانده چندان مناسب نمی‌باشد. یکی از روش‌های دیگر برای کاهش و یا حذف آستنیت باقیمانده استفاده از عملیات زیرصفر است [۴].

عملیات حرارتی سردکردن زیر صفر عبارت است از سردکردن آهسته قطعه از دمای اتاق با نرخ کم ($2.5 \sim ^\circ\text{C}/\text{min}$) تا دماهای کم‌تر از دمای اتاق، نگهداری در آن دما برای زمان‌های طولانی (۲۴ ساعت یا بیشتر) و سپس گرم کردن قطعه تا دمای اتاق به شکل آهسته برای جلوگیری از هرگونه شوک حرارتی [۱]. عملیات سردکردن زیر صفر در دو محدوده دمایی کاملاً متفاوت بر روی قطعات انجام می‌شود:

۱- ما بین 80°C تا 120°C - که به آن اصطلاحاً سردکاری سطحی^۱ گفته می‌شود و عموماً توسط یخچال‌های دارای کمپرسورهای قوی و یا قرار دادن نمونه در یخ خشک انجام می‌شود.

۲- ما بین 120°C تا 195°C - که به آن اصطلاحاً سردکاری عمیق^۲ گفته می‌شود و توسط قراردادن نمونه در محفظه‌های حاوی نیتروژن مایع انجام می‌شود [۱].

بیش‌ترین افزایش در خواص زمانی حاصل می‌شود که عملیات زیر صفر، بلافاصله بعد از کوئنچ و قبل از تمپر انجام شود. دو پدیده استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت و رسوب کاربیدهای بسیار ریز، عوامل اصلی در افزایش خواص در عملیات زیرصفر می‌باشند [۱].

در عملیات زیر صفر عمیق تبدیل آستنیت باقیمانده به مارتنزیت [۲-۶] و تشکیل کاربیدهای بسیار ریز با توزیع یکنواخت تر [۱-۴] دو عامل اصلی در بهبود سختی و مقاومت سایشی می‌باشند. رسوب کاربیدهای ریز در عملیات زیرصفر، می‌تواند ناشی از دو عامل دانسیته بالای نابجایی‌ها که در ارتباط با کرنش حاصله ناشی از تبدیل آستنیت باقیمانده به مارتنزیت و یا ناشی از تفاوت انقباض حرارتی فاز زمینه با فاز کاربید در حین سرد کردن تا دمای نیتروژن مایع و خوشه‌ای شدن اتم‌های کربن در اطراف نابجایی‌ها برای کاهش انرژی نهایی سیستم باشد. در تحقیقی که امینی و همکارانش [۵] روی فولاد D2 انجام دادند، دریافتند که انجام عملیات زیرصفر عمیق به مدت ۳۶ ساعت سبب افزایش سختی شده و نگهداری به مدت بیشتر موجب کاهش سختی این فولاد می‌گردد. منگ با انجام عملیات زیرصفر بر روی فولاد Fe-12Cr-^۳Mo-V-1.4C با استفاده از آزمون نمونه بر روی چرخ^۳ بهبود مقاومت سایشی را به میزان ۱۱۰٪ تا ۶۰۰٪ در سرعت‌های مختلف گزارش کرد. منگ همچنین نشان داد علی‌رغم عدم تغییر درصد مارتنزیت در دمای 50°C - و 185°C - مقاومت سایشی در نمونه‌ای که عملیات سرد عمیق بر روی آن انجام شده به دلیل رسوب کاربیدهای ریز η بهبود بیش‌تری می‌یابد [۶]. دلیل رسوب این کاربیدها در انقباض شبکه و وارد کردن فشار به اتم‌های

1-Shallow cryogenic heat treatment

2-Deep cryogenic heat treatment

3-Sample on wheel

حاضر تاثیر عملیات زیرصفر عمیق بر سختی، رفتار سایش و ریز ساختار این فولاد بررسی خواهد شد.

مواد و روش‌ها

ترکیب شیمیایی فولاد DIN1.2344 در جدول ۱ آورده شده است. عملیات حرارتی نمونه‌ها شامل عملیات پیشگرم در دمای 800°C به مدت ۲۰ دقیقه و سپس آستنیت‌نمودن نمونه‌ها در دمای 1050°C و به مدت زمان ۵۰ دقیقه و نهایتاً کوئنچ در روغن بود. سپس بعضی از نمونه‌ها بعد از کوئنچ تحت عملیات حرارتی تمپر در دمای 600°C به مدت ۱ ساعت قرار گرفتند (نمونه کوئنچ-تمپر) (QT). به منظور بررسی تاثیر عملیات زیرصفر عمیق، بعضی از نمونه‌ها در زمان ۲۴ ساعت در نیتروژن مایع نگهداری شدند و سپس تحت عملیات تمپر قرار گرفتند (نمونه کوئنچ-زیرصفر-تمپر) (QCT). نمونه‌ها پس از انجام فرایند مذکور و به منظور از بین بردن اکسیدهای سطحی و دقت در محاسبه سختی و دست یابی به سطحی صاف و صیقلی، بلافاصله تا سمباده ۱۲۰۰ سمباده زده شده و زبری سطح آن‌ها به $0.3 \mu\text{m}$ رسانیده شد. اندازه‌گیری سختی نمونه‌ها به روش ویکرز با استفاده از دستگاه سختی سنجی Dia Tester 2 RC-S کشور آلمان با بار اعمالی ۳۰۰ نیوتون انجام گردید. برای تعیین فازها و درصد فازها از روش تفرق اشعه X با استفاده از دستگاه Philips PW3710 ساخت کشور هلند و تابش $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 0.1542 \text{ nm}$) و مطابق با استاندارد ASTM E975 استفاده شد [۹]. بدین منظور نمونه‌ها در ابعاد مناسب تهیه و با استفاده از نرم افزار X'Pert، فازهای موجود تعیین شد. با استفاده از رابطه‌ی (۱) میزان آستنیت باقیمانده محاسبه شد. که در آن I^{hklM} و $I^{\text{hkl}\gamma}$ شدت پیک (hkl) آستنیت و مارتنزیت و $R^{\text{hkl}\gamma}$ و R^{hklM} فاکتورهای شدت نسبی مربوط به صفحات کریستالوگرافی است.

$$\gamma (\%) = \frac{I^{\text{hkl},\gamma} / R^{\text{hkl},\gamma}}{\left[(I^{\text{hkl},\gamma} / R^{\text{hkl},\gamma}) + (I^{\text{hkl},M} / R^{\text{hkl},M}) \right]} \quad (1)$$

کربن در ترک محل‌های اولیه می‌باشد. این کاربیدها باعث افزایش استحکام و چقرمگی فولاد می‌شوند [۶ و ۷]. براساس مطالعاتی که توسط Huang بر روی فولاد M2 انجام گردید [۷] بهبود در مقاومت سایشی قطعات عملیات زیر صفر شده نسبت به نمونه‌های بدون عملیات زیرصفر می‌تواند ناشی از استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت و رسوب کاربیدهای 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 کاربیدهای آلیاژی در نمونه‌ای که تحت عملیات زیر صفر قرار گرفته است موثر بوده است: ۱- توزیع کاربیدهای آلیاژی در نمونه‌های عملیات زیرصفر شده نسبت به نمونه‌های بدون عملیات زیرصفر بالاتر است.

۲- کسر حجمی کاربیدها در نمونه‌های زیرصفر شده دو برابر نمونه‌های عملیات حرارتی متداول است. رسوب گذاری بیش‌تر کاربیدها که در اثر عملیات حرارتی زیرصفر ایجاد می‌شود باعث فقیر شدن زمینه از عناصر آلیاژی و کربن می‌شود و بدین ترتیب تافنس زمینه اصلاح می‌گردد. Huang عقیده دارد ترکیب بهینه از کاربیدهای رسوب کرده بیش‌تر و فاز زمینه با چقرمگی بالاتر عامل اصلی در بهبود مقاومت سایشی فولاد M2 است. در اثر عملیات زیرصفر بهبود در سختی [۴ و ۱]، مقاومت سایشی [۴ و ۱] و پایداری ابعادی [۱] به دلیل تبدیل آستنیت باقیمانده به مارتنزیت و رسوب کاربیدهای ریز، توزیع مناسب‌تر این کاربیدها و افزایش کسر حجمی کاربیدها رخ می‌دهد. اگرچه تحقیقات آمینی و همکاران در مورد فولاد ابزار D2 نشان داده است که در اثر افزایش کسر حجمی کاربیدها در عملیات زیرصفر عمیق، زمینه از عنصر کروم تخلیه شده و لذا مقاومت خوردگی کاهش می‌یابد [۸].

فولاد DIN1.2344 فولاد گرم کار می‌باشد و در ساخت اجزا قالب، ماتریس‌ها و سنبه‌ها کاربرد وسیعی دارد. از آنجا که تاکنون تحقیقات اندکی در زمینه عملیات زیر صفر عمیق این نوع فولاد انجام شده است. در تحقیق

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد ۱/۲۳۴۴ (درصد وزنی)

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Fe
۰/۴۲	۱/۱	۰/۳۵	۵/۰	۱/۴	۱/۰	۰/۳۰	۹۰/۴

این الگو به خوبی قابل مشاهده است، درصد آستنیت باقیمانده با انجام عملیات زیر صفر عمیق به مدت ۲۴ ساعت کاهش یافته است. درصد فاز آستنیت باقیمانده در جدول ۲، با استفاده از رابطه‌ی ۱ محاسبه شده است. همان گونه که مشخص است میزان آستنیت باقیمانده از ۸٪ در نمونه‌ی کوئنچ، به مقادیر بسیار کم در نمونه زیرصفر شده رسیده است. کاهش در مقدار آستنیت باقیمانده در اثر عملیات زیرصفر بر روی فولادهای دیگر نیز اثبات شده است [۳-۱۰].

در شکل ۲ ریز ساختار نمونه‌های کوئنچ- تمپر (QT) و کوئنچ- زیرصفر- تمپر (QCT) آورده شده است. همان گونه که از بررسی تصاویر مشخص است در اثر عملیات زیرصفر، کاربیدها افزایش، ریزتر و توزیع مناسب تری یافته‌اند. بنابراین در عملیات زیرصفر افزون بر حذف یا کاهش در مقدار آستنیت باقیمانده، کاربیدهای بسیار ریزی نیز رسوب می‌نمایند که دارای توزیع مناسب تری نیز در مقایسه با کاربیدهای نمونه کوئنچ- تمپر می‌باشند. دلیل رسوب این 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 دوقلوبی 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 [۵-۶] و لذا اعوجاج شبکه‌ای و ناپایداری ترمودینامیکی در مارتنزیت افزایش پیدا می‌کند. هردو عامل ذکرشده در بالا، نیروی محرکه‌ای برای خروج اتم‌های کربن از مارتنزیت و قرار گیری این اتم‌ها در اطراف عیوب کریستالی برای کاهش انرژی نهایی سیستم

متالوگرافی نمونه‌ها با استفاده از روش‌های متداول سمباده زنی و پولیش با امولسیون دستگه حاوی آلومینای $0.5 \mu\text{m}$ ، انجام گرفت. برای اچ کردن نمونه‌ها و بررسی ساختار توسط SEM از محلول اچ نایتال $2/5\%$ استفاده شد.

تست سایش سرد بر روی نمونه‌ها با استفاده از گلوله‌ی کاربید تنگستنی و به روش پین روی دیسک با بار ۶۰ نیوتون، به مسافت ۱۰۰۰ متر در رطوبت هوای $5 \pm 3\%$ و دمای $5 \pm 25^\circ\text{C}$ برای سایش سرد و دمای $10 \pm 40^\circ\text{C}$ برای سایش گرم انجام شد؛ نرخ سایش و مقاومت سایش نمونه‌ها با استفاده از رابطه‌ی (۲) (که در آن W_f نرخ سایش (mg/N.m)، Δm کاهش جرم (mg)، ρ چگالی (g/cm^3)، F نیرو (N) و L مسافت سایش (m)) و درصد افزایش مقاومت سایشی نمونه‌ها با استفاده از رابطه‌ی (۳) (R_0 مقاومت نمونه‌ی عملیات حرارتی متداول شده و R_i مقاومت سایشی نمونه‌ی مورد نظر)، محاسبه شد. همچنین برای بررسی سطح سایش نمونه‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Philips XI30 ساخت کشور هلند استفاده گردید.

$$W_f = \frac{\Delta m}{f \times l \times \rho} \quad (2)$$

$$\text{درصد افزایش مقاومت سایشی} = \frac{R_i - R_0}{R_0} \times 100 \quad (3)$$

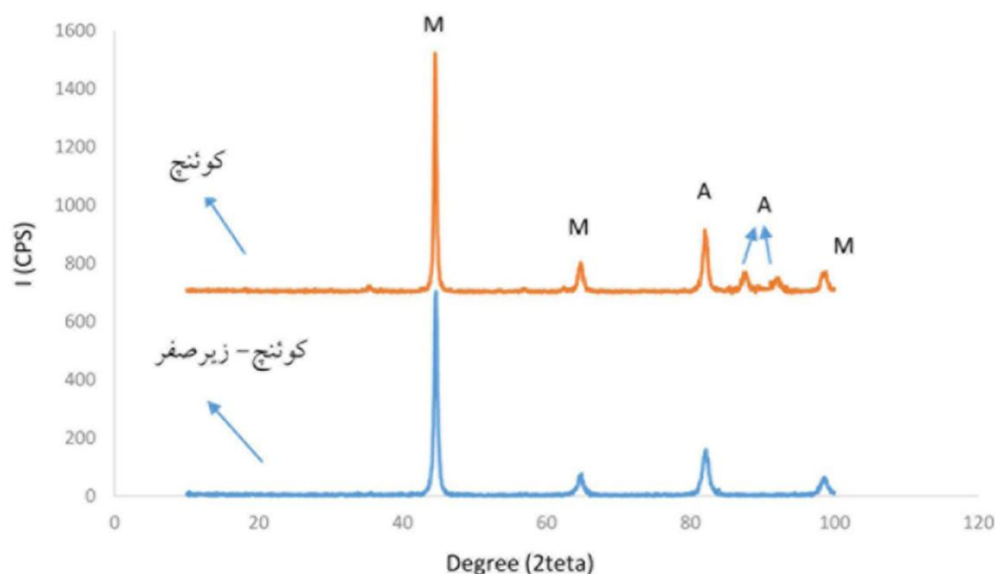
نتایج و بحث

بررسی ریز ساختار

الگوی پراش پرتوی ایکس نمونه‌های مورد بررسی قرارگرفته در شکل ۱ آورده شده است؛ همان‌گونه که در

چون دما پایین تر است، رسوبات کاربید ریزتر و توزیع مناسب تری دارند. در عملیات زیر صفر دو مرحله اساسی وجود دارد: در مرحله اول که تا دمای ۱۳۰- درجه سانتیگراد انجام می شود، استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت انجام می شود که باعث افزایش سختی می گردد. در مرحله دوم که تا دمای ۱۹۶- درجه سانتیگراد (دمای نیتروژن مایع) انجام می شود، تجزیه ایزوترمال مارتنزیت اولیه صورت می پذیرد که علی رغم نرم شدن ساختار، جوانه هایی برای رسوب کاربیدهای نانومتری ایجاد می شود. کاربیدهای ذکر شده به علاوه تاثیر بر افزایش سختی باعث بهبود مقاومت سایشی می گردند [۱۳]. این کاربیدها نقش اصلی را در بهبود مقاومت سایشی و افزایش سختی در نمونه های زیر صفر عمیق، ایفا می کنند.

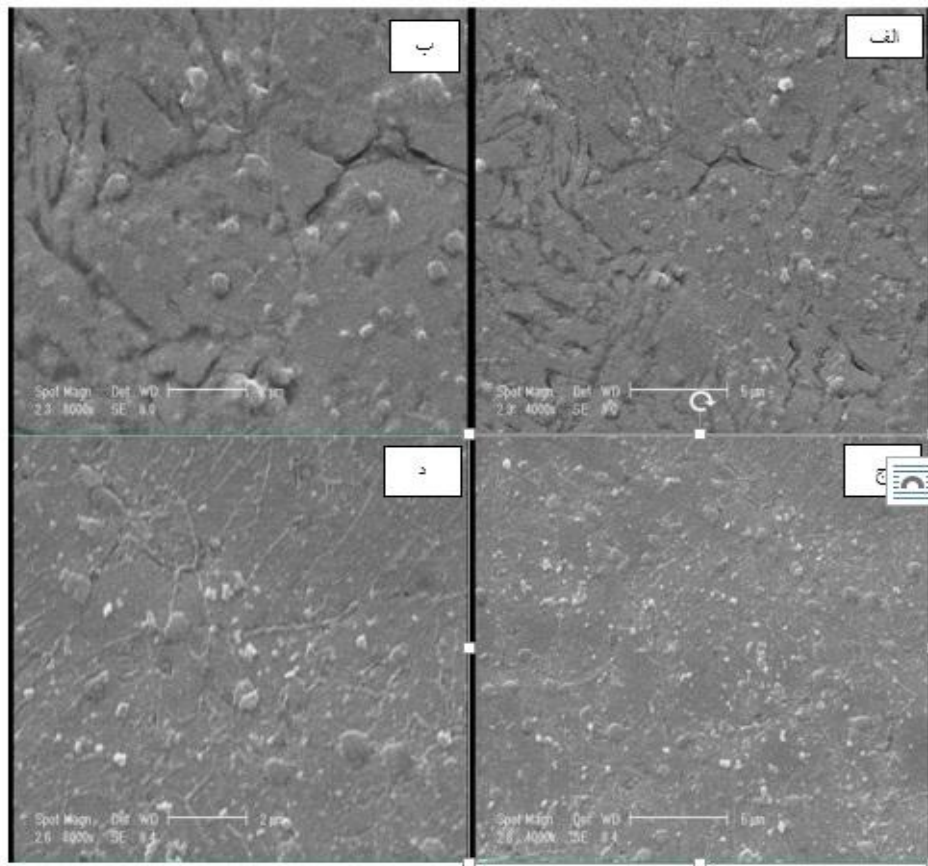
می باشند [۱-۳، ۵-۱۱ و ۱۳]. به دلیل آن که ضریب نفوذ اتم های کربن در دمای ۱۹۶- درجه سانتیگراد بسیار پایین است قرار گیری اتم های کربن در اطراف عیوب کریستالی بسیار سخت و رسوب کاربیدهای ریز، غیر ممکن است؛ اما در گرم کردن نمونه از دمای زیر صفر تا دمای محیط، ضریب نفوذ کربن افزایش یافته و بنابراین اتم های کربن با پس زده شدن از شبکه کریستالی مارتنزیت، و انجام نفوذ بسیار کم دامنه موجب ایجاد خوشه های ریز در اطراف عیوب کریستالی شده و در ادامه باعث تشکیل کاربیدهای بسیار ریز می شوند. فرآیند تشکیل رسوب در عملیات زیر صفر عمیق شامل تجزیه مارتنزیت و ایجاد کاربیدهای ریز بسیار شبیه به فرآیند تمپر (در نمونه های کوئنچ- تمپر) می باشد با این تفاوت که



شکل ۱- الگوی پراش پرتوی ایکس نمونه کوئنچ و کوئنچ- زیر صفر

جدول ۲- درصد فاز آستنیت باقیمانده در نمونه های مختلف

نمونه	کوئنچ	کوئنچ- زیر صفر
درصد آستنیت باقیمانده	۸٪	کمتر از حد تشخیص دستگاه



شکل ۲- تصاویر تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریز ساختار نمونه‌های:

الف و ب) کوئنچ - تمپر (QT) در بزرگنمایی‌های مختلف، ج و د) کوئنچ - زیر صفر - تمپر (QCT) در بزرگنمایی‌های مختلف

بررسی سختی و رفتار سایشی نمونه‌ها

افزایش سختی در ارتباط با استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت و رسوب کاربیدهای ثانویه در عملیات زیر صفر عنوان شده است [۱۴]. در تحقیق دیگری که توسط اخباری زاده و همکارانش بر روی فولاد D6 انجام پذیرفت، افزایش در سختی راکول سی (سختی بالک) در عملیات زیر صفر سطحی و عمیق در مقایسه با عملیات حرارتی متداول به ترتیب $1/6\%$ و $3/2\%$ بود. آن‌ها دلیل افزایش سختی را در ارتباط با استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت و رسوب کاربیدهای ثانویه در عملیات زیر صفر دانسته‌اند [۱۵].

بر اساس جدول ۳، مشاهده می‌گردد که با انجام عملیات زیر صفر عمیق به مدت ۲۴ ساعت، سختی نمونه‌ها افزایش یافته است. دلیل این موضوع کاهش در مقدار آستنیت باقیمانده، افزایش کسر حجمی کاربیدها، توزیع مناسب‌تر و ریز شدن آن‌ها است. در تحقیقی که بر روی فولاد D2 انجام پذیرفت، افزایش در سختی ویکرز (سختی بالک) در عملیات زیر صفر سطحی و عمیق در مقایسه با عملیات حرارتی متداول به ترتیب $2/5\%$ و $4/2\%$ بود. دلیل

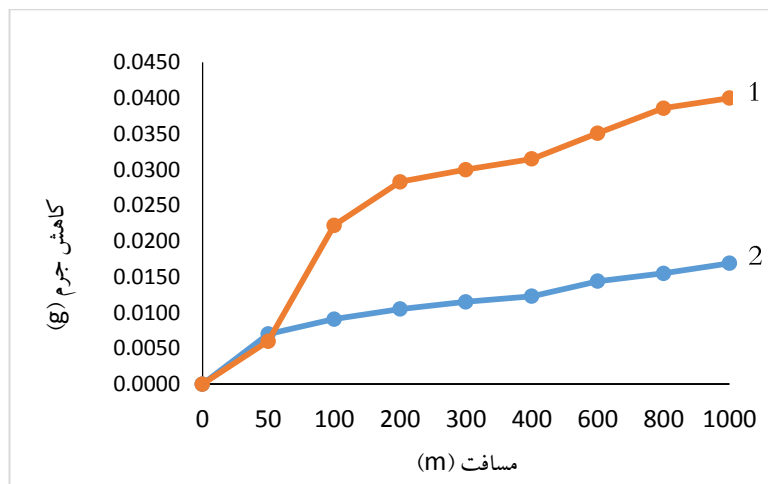
جدول ۳- سختی براساس نوع عملیات انجام شده

نمونه	سختی پس از کوئنچ یا پس از کوئنچ- زیرصفر (HV 30)	سختی بعد از عملیات حرارتی تمپر (HV 30)
QT	۴۸۵±۱۵	۴۱۶±۱۹
QCT	۵۸۲±۶	۵۲۱±۸

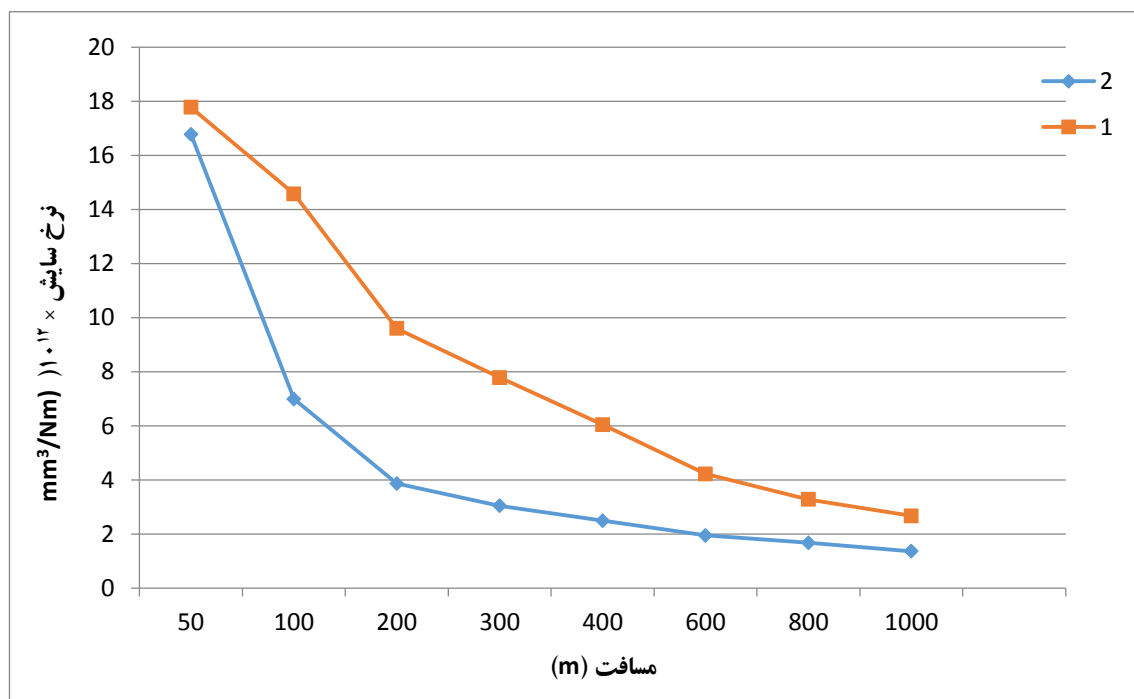
نرم، افزایش در درصد کاربیدهای آلیاژی و توزیع یکنواخت تر و همگن تر این رسوبات می باشد. رسوب کاربیدهای ریز، سبب کاهش درصد کربن و عناصر آلیاژی در فاز زمینه می شود. بنابراین، چقرمگی فاز زمینه افزایش می یابد. مجموعه رسوب کاربیدهای ریز سخت و افزایش چقرمگی زمینه (مارتنزیت) باعث کاهش نرخ سایش در عملیات زیرصفر عمیق می گردد [۱۱-۷-۶]. در تحقیقی که بر روی فولاد D6 انجام پذیرفت، افزایش در مقاومت سایشی در عملیات زیرصفر سطحی و عمیق در مقایسه با عملیات حرارتی متداول (کوئنچ- تمپر) به ترتیب ۵٪-۱۱٪ و ۳۹٪-۶۸٪ بود. دلیل افزایش مقاومت سایشی در ارتباط با استحاله بخشی از آستنیت باقیمانده به مارتنزیت در عملیات زیرصفر سطحی و تبدیل کامل آستنیت باقیمانده به مارتنزیت و رسوب کاربیدهای ثانویه در عملیات زیرصفر عمیق عنوان شده است [۱۵].

همچنین همان گونه که از نتایج آزمون سایش (شکل ۳ و ۴) مشخص است در اثر عملیات زیرصفر، مقاومت سایشی بهبود یافته است. نتایج نشان می دهد که مقاومت سایشی در نمونه عملیات زیر صفر شده عمیق به مدت ۲۴ ساعت به میزان ۴۹٪ افزایش یافته است. دلیل این بهبود، حذف یا کاهش آستنیت باقیمانده و توزیع مناسب تر، ریزشدن و افزایش کسر حجمی کاربیدها می باشد. همچنین شکل ۴ نشان می دهد که در اثر افزایش مسافت و به دلیل کار سرد شدن لایه های تحت سایش از نرخ کاهش وزن یا سایش بر حسب مسافت کاسته می شود [۱۶].

دلیل افزایش مقاومت سایشی در عملیات زیرصفر عمیق، علاوه بر حذف آستنیت باقیمانده به عنوان یک فاز



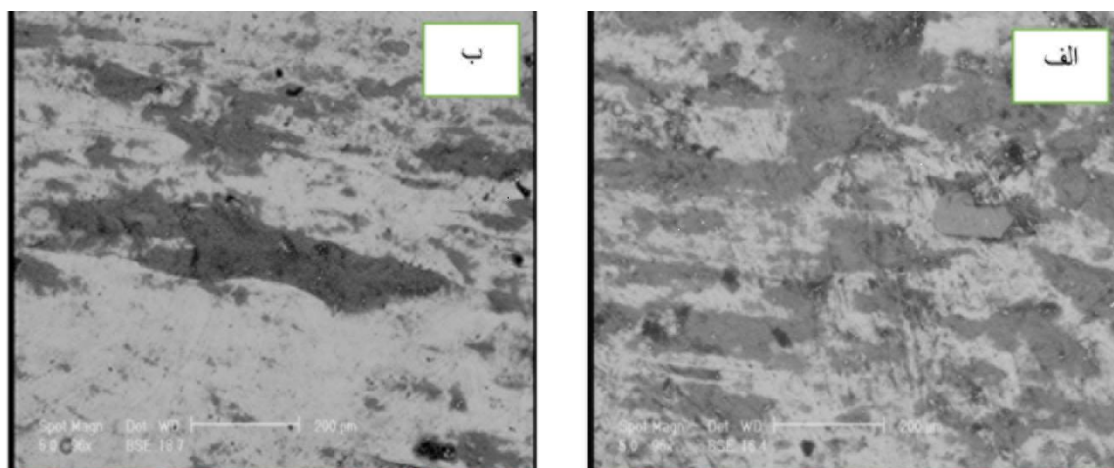
شکل ۳ - نمودار کاهش جرم بر حسب مسافت در آزمون سایش برای نمونه های: (۱) QT و (۲) QCT



شکل ۴- نمودار نرخ سایش بر حسب مسافت در آزمون سایش برای نمونه‌های: (۱) QT و (۲) QCT

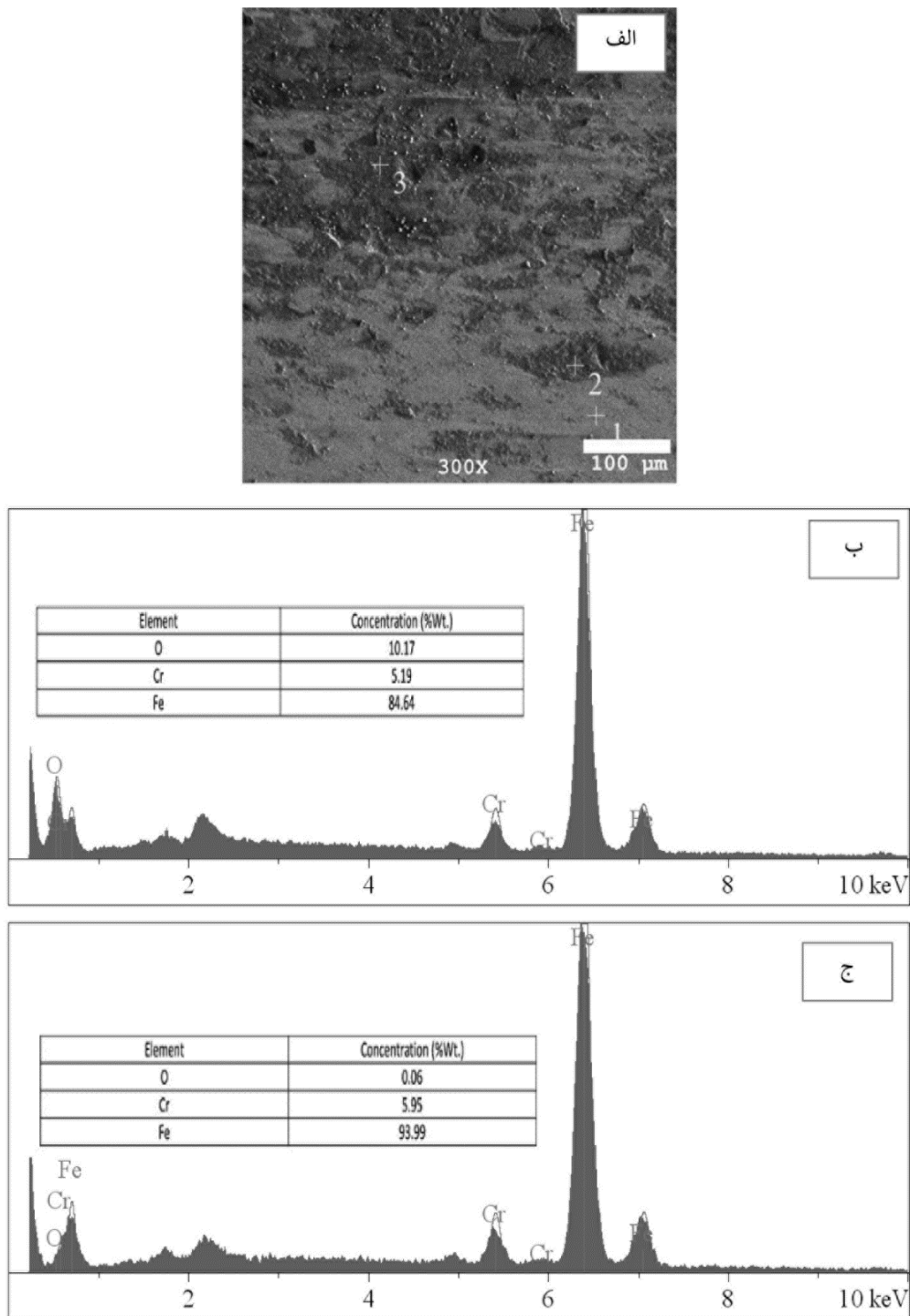
دانسته‌اند [۱۹-۲۰]. با توجه به موارد ذکر شده، در نمونه‌هایی که تحت عملیات زیرصفر عمیق قرار می‌گیرند، به واسطه افزایش کسر حجمی کاربیدها و ریز شدن آن‌ها و نهایتاً افزایش سختی (به دلیل افزایش درصد مارتنزیت و رسوبات کاربیدی ریز)، سایش چسبان کاهش می‌یابد. از طرفی ریز شدن کاربیدها باعث کاهش تنش‌های داخلی و لذا کاهش تمایل به ایجاد ترک‌های ریز و بهبود مقاومت سایشی می‌شود [۶-۷]. محصولات سایش نیز پس از آزمون سایش مورد مطالعه قرار گرفتند. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی محصولات سایش (شکل ۷) ترد بودن این محصولات را به خوبی نشان می‌دهد. ترد بودن محصولات سایش با وجود لبه‌های تیز و عدم وجود سوراخ‌های حاصل از تغییر فرم نرم تایید می‌شود. در نمونه زیرصفر شده همانطوریکه مشاهده می‌گردد بدلیل سختی و تردی بالاتر در مقایسه با نمونه کوئنچ - تمپر، ذرات حاصل از سایش کوچکتر می‌باشند. این موضوع در تحقیق سایر محققان نیز مشاهده شده است [۱۴].

برای تعیین مکانیزم سایش، سطح سایش نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مطالعه گردید (شکل ۵). همان گونه که از تصویر ۵ مشخص است مکانیزم سایش در نمونه‌ها سایش چسبان است و در اثر عملیات زیرصفر عمیق از میزان سایش چسبان کاسته شده است. همچنین مکانیزم سایش تریوشیمیایی ناشی از بالا رفتن دما در سطوح سایش و اکسید شدن این سطوح وجود دارد. بررسی ترکیب شیمیایی این سطوح (شکل ۶) حضور اکسیژن بسیار بالاتر را در لایه‌های چسبیده به سطح سایش (منطقه ۳ در مقایسه با منطقه ۱ در شکل ۶) نشان می‌دهد. 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 [۱۷]. همچنین سایش چسبان دارای تناسب مستقیم با نیروی اعمالی و تناسب عکس با سختی است [۱۸]. Yang و همکارانش افزایش سختی در سطح فولاد را عامل اصلی در مقاومت به سایش چسبان

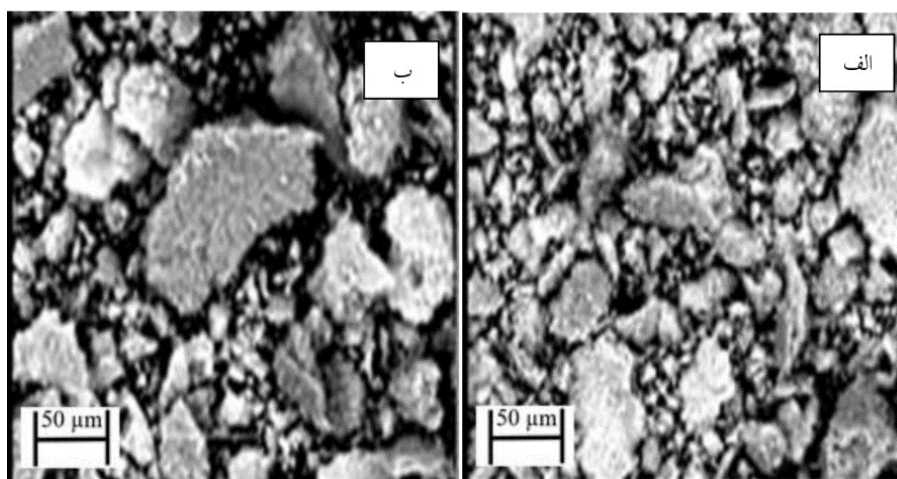


شکل ۵- تصویر تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش دیسک، الف و ب (QT ، ج و د) QCT

در بار اعمالی ۶۰ N



شکل ۶- (الف) سطح سایش و ب و ج) ترکیب شیمیایی در سطح سایش نمونه کوئنچ- تمپر : (ب) مربوط به نقطه ۳ و ج) مربوط به نقطه ۱



شکل ۷- تصویر تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از ذرات سایش الف) نمونه ی QCT ، ب) نمونه ی QT

نتیجه گیری

۳- در اثر انجام عملیات زیرصفر عمیق، سختی و مقاومت سایشی به ترتیب به اندازه ۲۵٪ و ۴۹٪ بهبود می یابد. دلیل این امر در ارتباط با کاهش در مقدار آستنیت باقیمانده و رسوب کاربیدهای ریز، توزیع مناسب تر و افزایش درصد این کاربیدها است.

۴- بررسی سطوح سایش حاکی از آن است که مکانیزم غالب سایش، چسبان و تریبوشیمیایی است. در اثر عملیات زیرصفر به دلیل افزایش سختی، سایش چسبان کاهش می یابد. همچنین ذرات حاصل از سایش در نمونه زیرصفر شده ریزتر است.

۱- عملیات زیرصفر باعث کاهش در مقدار آستنیت باقیمانده می شود. به نحوی که درصد آستنیت باقیمانده از ۸٪ در عملیات حرارتی کوئنچ در روغن به کم تر از ۱٪ در عملیات کوئنچ در روغن- زیرصفر عمیق می رسد.

۲- با توجه به مطالعات انجام گرفته عملیات زیرصفر عمیق باعث ریز شدن کاربیدها می شود. در اثر عملیات زیرصفر توزیع مناسب تری از این کاربیدهای ریز ثانویه ایجاد و کسر حجمی این کاربیدها افزایش می یابد. بنابراین، عملیات زیرصفر عمیق نیروی محرکه ای جهت ایجاد کاربیدهای بسیار ریز است.

References:

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-Y. Dong, X. Lin, and H.S. Xiao, "Deep Cryogenic Treatment of High-Speed Steel and Its Mechanism", Heat Treatment of Metals, Vol. 25, pp. 55-59. 1998.

3-K. Amini, A. Akhbarizadeh, S. Javadpour "Effect of deep Cryogenics treatment of nano-size carbides and the wear behavior of D2 tool steel", International Journal of Minerals Metallurgy and Materials, Vol. 19, pp. 795-799, 2012.

4-D. Das, A.K. Dutta, V. Toppo, and K.K.Ray, "Effect of Deep Cryogenic Treatment on the Carbide Precipitation and

- Tribological Behavior of D2 Steel", *Journal of Materials Manufacturing Process*, Vol. 22, No. 4, pp. 474-480. 2007.
- 5-K. Amini, A. Akhbarizadeh, S. Javadpour "Investigating the effect of holding duration on the microstructure of 1/2080 tool steel during the deep cryogenic heat treatment", *Vacuum*, Vol. 85, No. 6, pp.1534-1540, (2012).
- 6-F. Meng, K. Tagashira, R. Azume, and 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.
- 7-J.Y. Huang, Y.T. Zhu, X.Z. Liao, I.J. Beyerlein, M.A. Bourke, and 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-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(2), pp. 364-373, 2016.
- 9-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).
- 9-H. Paydar, K. Amini, A. Akhbarizadeh "Investigating the effect of deep cryogenic heat treatment on the wear behavior of 100Cr6 alloy steel", *Kovove Materialy - Metallic Materials*, Vol. 52, pp. 163-169, 2014.
- 10-K. Amini, S. Nategh, A. Shafyei "Effect of deep cryogenic treatment on 80CrMo12 5 tool steel properties", *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Vol. 12, No. 1, pp. 30-37, 2012.
- 11-K Amini, A. Akhbarizadeh, S. Javadpour " Investigating the effect of quench environment and deep cryogenic treatment on the wear behavior of AZ91", *Materials and Design*, Vol. ۵۴, pp. 154-160, 2014.
- 12-P.F. Stratton "Optimizing Nano-Carbide Precipitation in Tool Steels", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 449-451, pp. 809-812, 2007.
- 13-D. Das, A.K. Dutta, K.K. Ray "Sub-Zero Treatments of AISI D2 Steel: Part II. Wear Behavior", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 527, No. 9, pp. 2194-2206, 2010.
- 14-A. 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.
- 15-K. Kato, K. Adachi, *Wear Mechanisms. Chapter 7 of Modern Tribology Handbook*, Ed. B. Bhushan, CRC Press. Boca Raton, 2001.
- 16-G.A. Fontalvo, R. Humer, C. Mitterer, K. Sammt, I. Schemmel "Microstructural Aspects Determining the Adhesive Wear of Tool Steels", *Wear*, Vol. 260, No. 9-10, pp. 1028-1034, 2006.
- 17-B. Bhushan, *Introduction to Tribology*, John Wiley & Sons. New York, NY, 2002.
- 18-J. Yang, Y. Liu, Z. Ye, D. Yang, S. He "Microstructural and Tribological Characterization of Plasma- and Gas-

Nitrided 2Cr13 Steel in Vacuum", *Materials & Design*, Vol. 32, pp. 808-814, 2011.

19- M. Aghakhani, A. Shafyei, M.A. Aghakhani "Effect of Deposition Regime

on Tribological Behavior of VK8 Coating on 1.2344 Tool Steel Obtained by Electro Spark Method", *Journal of Advanced Materials and Processing*, Vol. 1, pp.21-28, 2013.

