

بررسی تاثیر عملیات زیرصفر عمیق بر سختی و رفتار تریبولوژیکی فولاد ۱/۳۲۵۵

مرتضی صفری^{۱*}، علی شفيعی^۲ و کامران امینی^۳

چکیده

یکی از روش‌های بکار رفته برای کاهش و یا حذف آستنیت باقی‌مانده، استفاده از عملیات زیرصفر عمیق می‌باشد. فولاد ابزار تندبر گیگانت (۱/۳۲۵۵) از جمله فولادهایی است که دمای پایان استحاله مارتنزیتی آن کم‌تر از صفر درجه سلسیوس است. با توجه به کاربرد گسترده این فولاد، استفاده از عملیات زیرصفر عمیق جهت کاهش آستنیت باقی‌مانده امری ضروری به نظر می‌رسد. در این پژوهش، تاثیر مدت زمان نگهداری ۱، ۲۴ و ۴۸ ساعت در عملیات زیرصفر 196°C بر ساختار میکروسکوپی، مقدار سختی و مقاومت به سایش به وسیله آزمون‌های متالوگرافی با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی (SEM)، سختی سنجی و آزمون سایش در این فولاد مورد بررسی قرار گرفت. نتایج بدست آمده حاکی از افزایش خواص مکانیکی نظیر سختی و مقاومت سایشی با افزایش زمان نگهداری در دمای 196°C می‌باشد. بدین ترتیب که این عملیات منجر به افزایش سختی و مقاومت سایشی به ترتیب در حد $6/3\%$ و $7/5\%$ برای زمان نگهداری ۴۸ ساعت در دمای 196°C شده است. افزایش خواص مکانیکی نظیر سختی و مقاومت سایشی در عملیات زیرصفر عمیق در ارتباط با کاهش مقدار آستنیت باقی‌مانده، رسوب کاربیدهای بسیار ریز و افزایش در کسر حجمی این کاربیدهاست. بررسی سطوح و ذرات ناشی از سایش به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی نشانگر آن است که مکانیزم غالب، سایش چسبان به همراه تریبوشیمیایی می‌باشد. هم‌چنین، در اثر عملیات زیرصفر عمیق ذرات ناشی از سایش تردتر و ریزتر می‌شوند.

واژه‌های کلیدی: عملیات برودتی زیرصفر، فولاد تندبر، رفتار سایشی.

۱- باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران.

۲- دانشیار دانشگاه صنعتی اصفهان.

۳- استادیار دانشکده مهندسی مکانیک، واحد تبران، دانشگاه آزاد اسلامی، اصفهان، ایران.

* نویسنده مسئول مقاله: msafari135@yahoo.com

پیشگفتار

در فولادها با افزایش درصد کربن و عناصر آلیاژی، دمای شروع و پایان استحاله مارتنزیتی کاهش می‌یابد. حتی ممکن است در فولادهای پرآلیاژ و با کربن بالا، دمای پایان استحاله مارتنزیتی به کم‌تر از صفر درجه سانتی‌گراد برسد. لذا، پس 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 ناپایداری ابعادی می‌گردد. از سوی دیگر، آستنیت باقی‌مانده به دلیل ناپایدار بودن در شرایط کاری و اعمال تنش ممکن است به مارتنزیت تبدیل شود. مارتنزیت تازه تشکیل شده، تمپر نشده است و لذا، ترد و شکننده است. همچنین، استحاله یاد شده همراه با حدود ۴٪ افزایش حجم است. این افزایش حجم ناخواسته می‌تواند منجر به اعوجاج و ناپایداری ابعادی شود [۱]. بنابراین، یکی از موضوع‌های مهم در عملیات حرارتی فولادها کاهش و یا حذف آستنیت باقی‌مانده است. در عملیات حرارتی متداول با طراحی مناسب سیکل عملیات حرارتی بازگشت (تمپر) می‌توان آستنیت باقی‌مانده را کاهش داد، اما به سبب نرم شدن ساختار و رشد کاربیدها، سختی و استحکام فولاد کاهش می‌یابد. بنابراین، 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 [۲]. عملیات زیرصفر در سال‌های اخیر جذابیت زیادی را برای پژوهشگران ایجاد کرده است. عملیات زیرصفر باعث افزایش در سختی و استحکام فولاد در مقایسه با عملیات حرارتی متداول می‌شود. بیش‌ترین افزایش در خواص زمانی رخ می‌دهد که عملیات زیرصفر بلافاصله پس از

کوئنچ و پیش 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 [۳].

فولاد ۱/۳۲۵۵ (Gigant77)، فولاد تندبر با کاربرد گسترده در ساخت انواع ابزارهایی مثل تیغه‌های برش، دریل‌ها، برقوها و قلاویزها است. با توجه به حساسیت کاربرد این فولاد، استفاده از عملیات زیرصفر ضروری به نظر می‌رسد، اما در مورد عملیات زیرصفر این فولاد، داده‌های مدون و قابل دسترس چندانی وجود ندارد. این پژوهش با هدف بررسی تاثیر زمان نگه‌داری فولاد ۱/۳۲۵۵ در دمای زیرصفر عمیق یعنی 196°C - به مدت زمان‌های ۱، ۲۴ و ۴۸ ساعت و مطالعه تاثیر این عملیات بر سختی و رفتار سایشی آن، انجام گرفته است. همچنین، تاثیر عملیات زیرصفر عمیق بر آستنیت باقی‌مانده و مکانیزم سایش مورد بررسی و مطالعه قرار گرفته است. در این پژوهش تاثیر محیط سرد کردن و نیز پارامتر مدت زمان عملیات زیرصفر عمیق بر خواص مکانیکی این فولاد با انجام آزمایش‌هایی نظیر سختی‌سنجی و سایش و بررسی و مطالعه ساختار و توزیع کاربید و نیز مکانیزم سایش به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و مشاهده فازها به وسیله پراش پرتو ایکس، مورد بررسی قرار گرفت.

روش پژوهش

فولاد مورد بررسی در این مقاله ۱/۳۲۵۵ (Gigant77)، یک فولاد تندبر است که در جدول ۱ ترکیب شیمیایی این فولاد ارائه شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد ۱/۳۲۵۵ (برحسب درصد وزنی).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W	Co	Fe
۰/۷۷	۰/۴	۰/۳۵	۰/۰۳	۰/۰۳	۴/۰	۰/۷	۱/۵	۱۸	۴/۸	۶۹/۴۲

شده و بمنظور پیش‌گرم شدن به مدت زمان ۴۰ دقیقه در این دما نگه داشته شدند. سپس بمنظور آستنیت‌زدایی با نرخ $25^{\circ}\text{C}/\text{min}$ تا دمای 1270°C گرم شده و به مدت ۲۰ دقیقه در این دما حرارت داده شد و پس از زمان یاد

با توجه به حساسیت کاربرد این فولاد، کاربرد عملیات زیرصفر ضروری می‌باشد. ابتدا روی این فولاد عملیات حرارتی آستنیت‌زدایی، کوئنچ انجام گرفت. برای انجام این عملیات، نمونه‌ها با نرخ $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$ تا دمای 850°C گرم

شدند. پس از تمپر، بار دیگر نمونه‌ها جهت دستیابی به سطحی صاف و صیقلی تا سمباده ۱۲۰۰ سمباده زده شده و زبری سطح آن‌ها به $0.3 \mu\text{m}$ رسانده شده و سپس تحت آزمون‌های سختی و سایش قرار گرفتند. سختی نمونه‌ها در دو مقیاس راکول‌سی (HRC) و ویکرز (HV₃₀) و به ترتیب بر اساس استانداردهای ASTM E18 و ASTM E92 [۵] و با استفاده از دستگاه Wolpert مدل 2RC-S ساخت شرکت آلمان اندازه‌گیری شد. برای انجام متالوگرافی بر روی نمونه‌ها جهت مشاهده ساختار از محلول اچ نایتال ۲٪ مطابق ترکیب زیر استفاده شد (۱ تا ۵ میلی لیتر اسید نیتریک در ۹۹ تا ۹۵ میلی لیتر الکل).

شده نمونه‌ها در هوا خنک شدند. سپس یک نمونه به مدت زمان ۴۰ دقیقه تحت عملیات تمپر در دمای 540°C قرار گرفت و سه نمونه دیگر بلافاصله در محفظه نیتروژن مایع تا دمای 196°C سرد شدند و به مدت زمان‌های ۱، ۲۴ و ۴۸ ساعت تحت عملیات زیرصفر عمیق قرار گرفتند. در نهایت، نمونه‌های تحت عملیات برودتی پس از گرم شدن تا دمای محیط، به مدت ۴۰ دقیقه در دمای 540°C تمپر شدند. تمپر در کوره عملیات حرارتی از نوع کوره قابل برنامه‌ریزی Carbolite مدل RHF1400 ساخت کشور انگلستان، انجام شد. عملیات حرارتی نمونه‌ها و علامت اختصاری آن عملیات در جدول ۲ آورده شده است. نمونه‌ها پس از عملیات حرارتی آستنیت و کوئنچ، برای از بین بردن اکسیدهای سطحی و دقت در محاسبه سختی تا سمباده ۶۰۰ سمباده زده

جدول ۲- عملیات حرارتی نمونه‌ها.

شماره نمونه	عملیات حرارتی	علامت اختصاری
۱	پیش گرم در دمای 850°C به مدت ۴۰ دقیقه، آستنیت در دمای 1270°C به مدت ۲۰ دقیقه، خنک کردن در هوا، تمپر اولیه در دمای 540°C به مدت ۵۰ دقیقه، تمپر ثانویه در دمای 540°C به مدت ۴۰ دقیقه.	آستنیت، خنک شدن در هوا، تمپر (AQT)
۲	پیش گرم در دمای 850°C به مدت ۴۰ دقیقه، آستنیت در دمای 1270°C به مدت ۲۰ دقیقه، خنک شدن در هوا، سرد کردن تا دمای 196°C ، نگهداری در این دما به مدت ۱ ساعت، گرم کردن تا دمای محیط، تمپر در دمای 540°C به مدت ۵۰ دقیقه.	آستنیت، خنک شدن در هوا، زیر صفر عمیق ۱ ساعت، تمپر (AQDCT1)
۳	پیش گرم در دمای 850°C به مدت ۴۰ دقیقه، آستنیت در دمای 1270°C به مدت ۲۰ دقیقه، خنک شدن در هوا، سرد کردن تا دمای 196°C ، نگهداری در این دما به مدت ۲۴ ساعت، گرم کردن تا دمای محیط، تمپر در دمای 540°C به مدت ۵۰ دقیقه.	آستنیت، خنک شدن در هوا، زیر صفر عمیق ۲۴ ساعت، تمپر (AQDCT24)
۴	پیش گرم در دمای 850°C به مدت ۴۰ دقیقه، آستنیت در دمای 1270°C به مدت ۲۰ دقیقه، خنک شدن در هوا، سرد کردن تا دمای 196°C ، نگهداری در این دما به مدت ۴۸ ساعت، گرم کردن تا دمای محیط، تمپر در دمای 540°C به مدت ۵۰ دقیقه.	آستنیت، خنک شدن در هوا، زیر صفر عمیق ۴۸ ساعت، تمپر (AQDCT48)

۱۳۰ و ۱۵۰ نیوتن و با سرعت 0.15m/s و بر اساس استاندارد ASTM G99 [۵]، انجام شد. در مراحل آزمایش، کاهش وزن نمونه به وسیله ترازوی دیجیتال و با

آزمون سایش روی نمونه‌ها به شکل دیسک‌هایی با قطر 5.0mm و با استفاده از دستگاه سایش و به روش گلوله از جنس کاربید تنگستن روی دیسک، با دو نیروی

ریزتر و پراکندگی آنها یکنواخت تر می گردد (شکل ۱ ج، د، ه).

در عملیات زیرصفر عمیق اگر زمان کافی در این شرایط موجود باشد نفوذ موضعی منجر به خوشه‌ای شدن کربن و عناصر آلیاژی در نزدیکی این عیوب شبکه‌ای می‌شود. از سوی دیگر، با کاهش دما، کربن فوق اشباع در مارتنزیت افزایش می‌یابد و لذا، اعوجاج شبکه‌ای و ناپایداری ترمودینامیکی در مارتنزیت افزایش می‌یابد. هر دو عامل ذکر شده نیروی محرکه‌ای برای حرکت اتم‌های کربن و عناصر آلیاژی در پیرامون این عیوب کریستالی هستند [۳ و ۲ و ۱] که منجر به تشکیل هسته‌های بسیار ریزی می‌شوند که در عملیات تمپر منجر به رسوب کاربیدهای بسیار ریز حتی با سایز نانو می‌شود [۲-۳ و ۶-۷ و ۱۰].

در جدول ۳ و شکل ۲ تغییرات سختی (HRC) و HV₃₀ برای زمان‌های گوناگون زیرصفر عمیق آورده شده است. همان گونه که مشاهده می‌شود، سختی با افزایش زمان نگهداری در دمای زیرصفر عمیق افزایش می‌یابد. دلیل این مسئله در ارتباط با توزیع مناسب تر و هموزن تر کاربیدهای ثانویه در نمونه‌های زیرصفر عمیق شده است. به دلیل انقباض شدید شبکه در دمای زیر صفر عمیق و با زمان دهی به نمونه زیرصفر شده جهت نفوذ اتم‌های کربن به نواحی مجاور، کاربیدهای بسیار ریز اشاره شده در بخش‌های بالا، با نفوذ بسیار کم دامنه و در مدت زیاد ایجاد خواهند شد [۸ و ۱]. هم‌چنین، مقدار افزایش در سختی با استفاده از رابطه زیر برای نمونه‌هایی که تحت عملیات زیر صفر قرار گرفته‌اند محاسبه شد [۶].

دقت ده هزارم گرم محاسبه شد. آزمون سایش در مسافت ۱۰۰۰ متر، در رطوبت هوای $5 \pm 30\%$ و دمای $25 \pm 5^\circ C$ انجام شد. سپس نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت و نرخ سایش بر حسب مسافت رسم گردید. نرخ سایش با استفاده از فرمول زیر محاسبه شد.

$$W_p = \Delta m / (\rho \times l \times F) \times 10^6 \quad (1)$$

در این فرمول

W_p : نرخ سایش بر حسب mm^3/Nm

Δm : کاهش وزن بر حسب میلی گرم

ρ : چگالی فولاد بر حسب g/cm^3

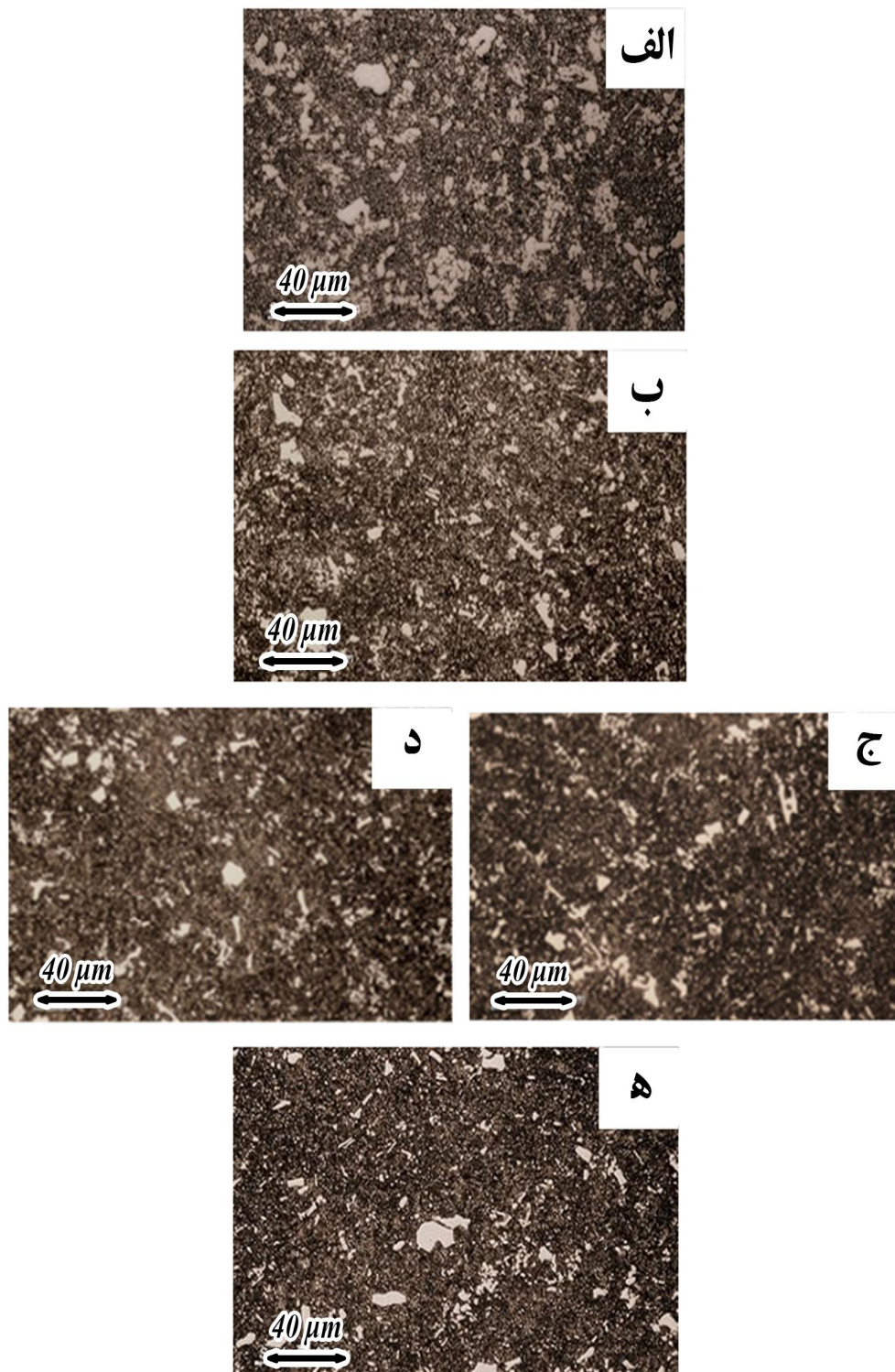
l : مسافت طی شده بر حسب متر

F : نیروی اعمای بر حسب نیوتن و ضریب 10^6 برای تبدیل واحد است.

جهت تعیین مکانیزم سایش نمونه‌های سایش و محصولات سایش پس از انجام آزمایش، با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Philips-XI30 بررسی گردیدند. هم‌چنین، برای بررسی ساختار نمونه‌ها از میکروسکوپ Olympus مدل PGM3، استفاده شد.

نتایج و بحث

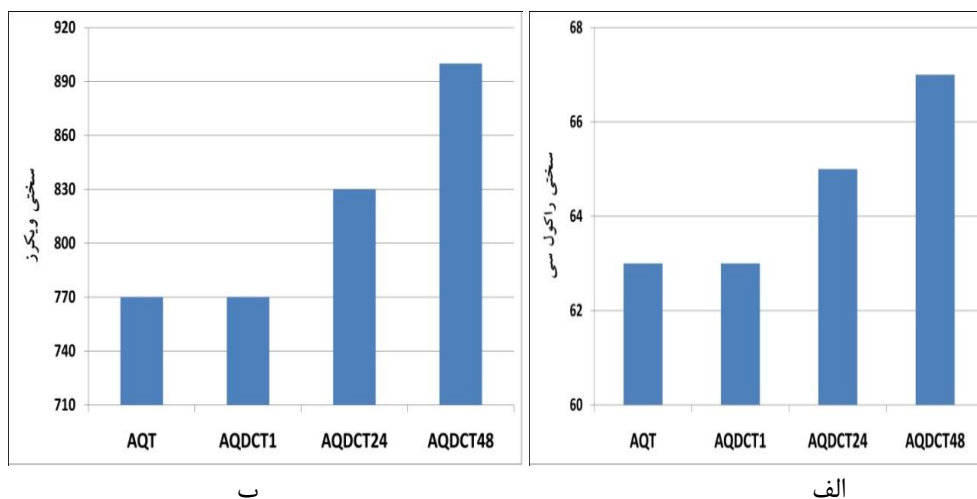
همان گونه که در شکل (۱-الف) نشان داده شده است ساختار این فولاد در حالت خام شامل پرلیت و کاربید است. کاربیدها در حالت خام به صورت کاربیدهای درشت و با پراکندگی نایکنواخت می‌باشند. با انجام عملیات حرارتی متداول کاربیدها ریزتر شده و پراکندگی بهتری را پیدا می‌کنند (شکل ۱-ب) تصاویر میکروسکوپی تهیه شده از نمونه‌های زیرصفر نشان می‌دهد هرچه زمان ماندگاری نمونه‌ها در دمای زیرصفر عمیق بیش تر گردد کاربیدها



شکل ۱- ساختار میکروسکوپی نمونه‌های تهیه شده با استفاده از میکروسکوپ نوری با بزرگ‌نمایی ۵۰۰ برابر
 الف) خام، ب) AQT، ج) AQDCT1، د) AQDCT24، ه) AQDCT48.

جدول ۳- سختی بر حسب ویکرز و راکول سی برای نمونه‌های زیرصفر عمیق در زمان‌های گوناگون.

نمونه	سختی میانگین (HRC)	سختی میانگین (HV30)
AQT	۶۳±۲	۷۷۰±۲۰
AQDCT1	۶۳±۱	۷۷۰±۱۲
AQDCT24	۶۵±۲	۸۳۰±۱۰
AQDCT48	۶۷±۱	۹۰۰±۱۵

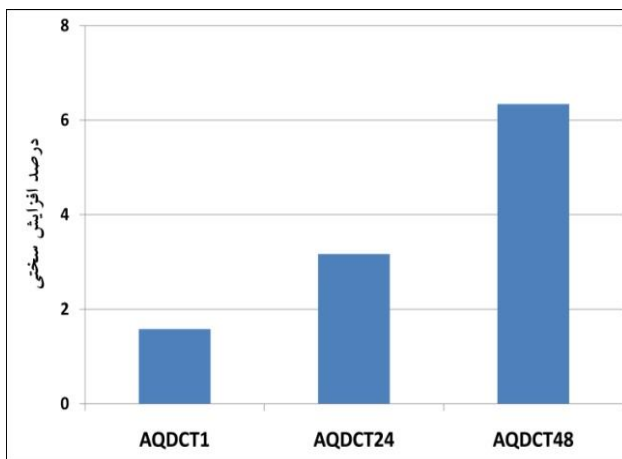


شکل ۲- چگونگی تغییرات سختی بر حسب الف) راکول سی ب) ویکرز با زمان نگه داری در دمای ۱۹۶ °C -

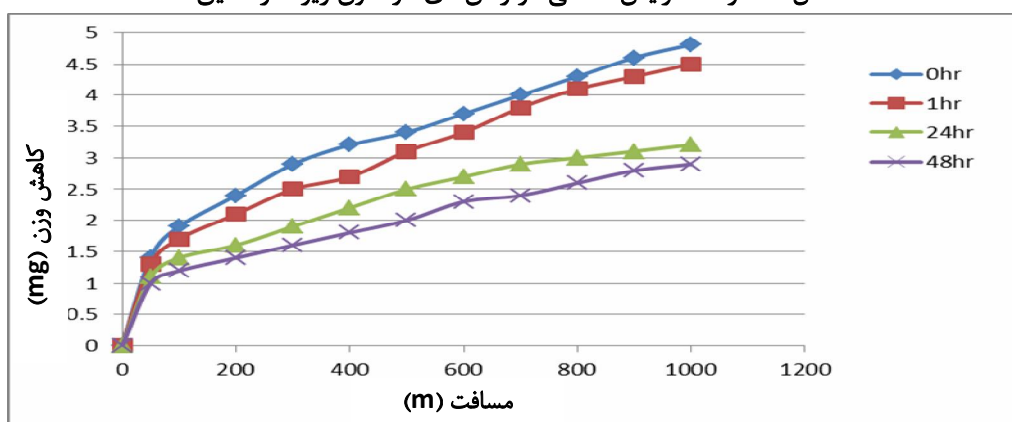
$$\text{درصد افزایش سختی} = \frac{100 * (\text{سختی نمونه عملیات حرارتی متداول} - \text{سختی نمونه مورد نظر})}{\text{سختی نمونه عملیات حرارتی متداول}} \quad (2)$$

گونه که نمودارها نشان می‌دهند، در نمونه‌هایی که در عملیات زیر صفر عمیق قرار گرفته‌اند، به دلیل حذف آستنیت باقی‌مانده و رسوب کاربیدهای بسیار ریز در مقایسه با نمونه عملیات حرارتی متداول، کاهش وزن کم‌تری دیده می‌شود.

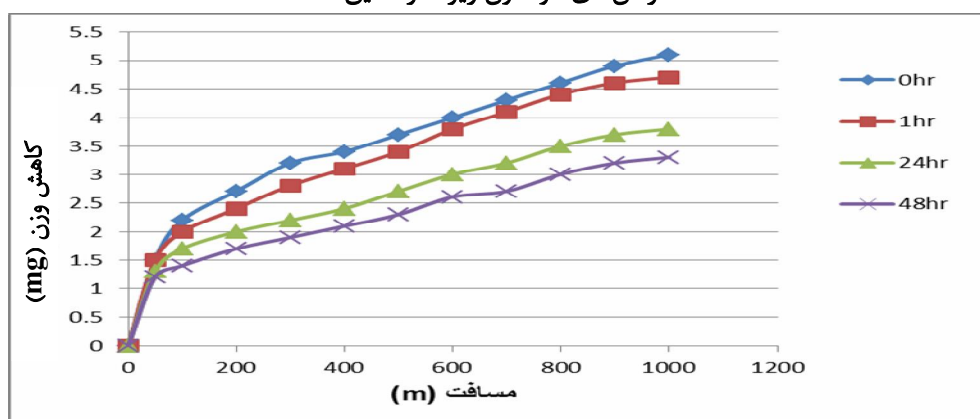
همان گونه که در شکل ۳ مشاهده می‌شود با افزایش زمان عملیات زیرصفر درصد افزایش سختی افزایش پیدا کرده است. شکل ۴ منحنی تغییرات کاهش وزن بر حسب مسافت برای نیروی ۱۳۰ نیوتون را نشان می‌دهد و شکل ۵ این تغییرات را برای نیروی ۱۵۰ نیوتون نشان می‌دهد. همان



شکل ۳- درصد افزایش سختی در زمان‌های گوناگون زیرصفر عمیق.



شکل ۴- ارتباط بین مسافت طی شده و میزان کاهش وزن، در نیروی ۱۳۰ نیوتن و سرعت ۰/۱۵ m/s در زمان‌های گوناگون زیرصفر عمیق



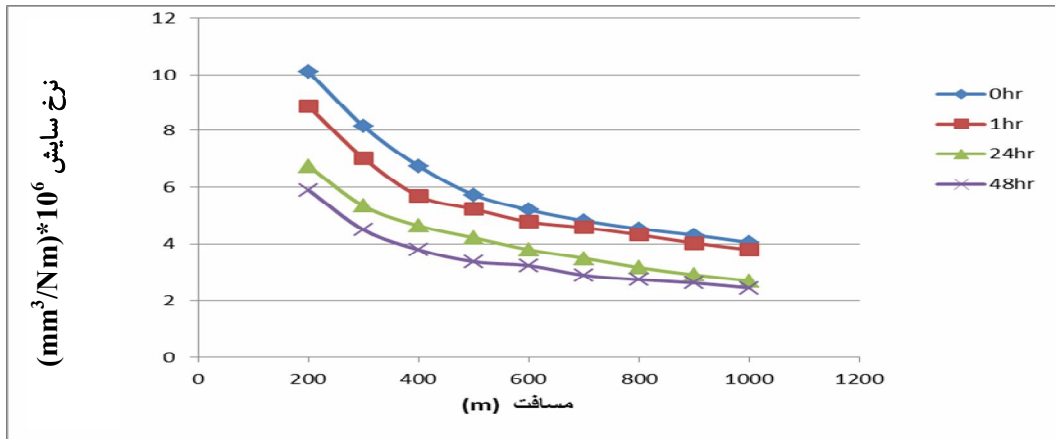
شکل ۵- ارتباط بین مسافت طی شده و میزان کاهش وزن، در نیروی ۱۵۰ نیوتن و سرعت ۰/۱۵ m/s در زمان‌های گوناگون زیرصفر عمیق.

مجاور (عیوب کریستالی) می‌باشد. در نمونه زیرصفر ۴۸ ساعت کم‌ترین مقدار کاهش وزن دیده می‌شود. نمودار نرخ سایش بر حسب مسافت در نیروهای ۱۳۰ و ۱۵۰ نیوتن و در سرعت ۰/۱۵ m/s، برای تمام نمونه‌ها در

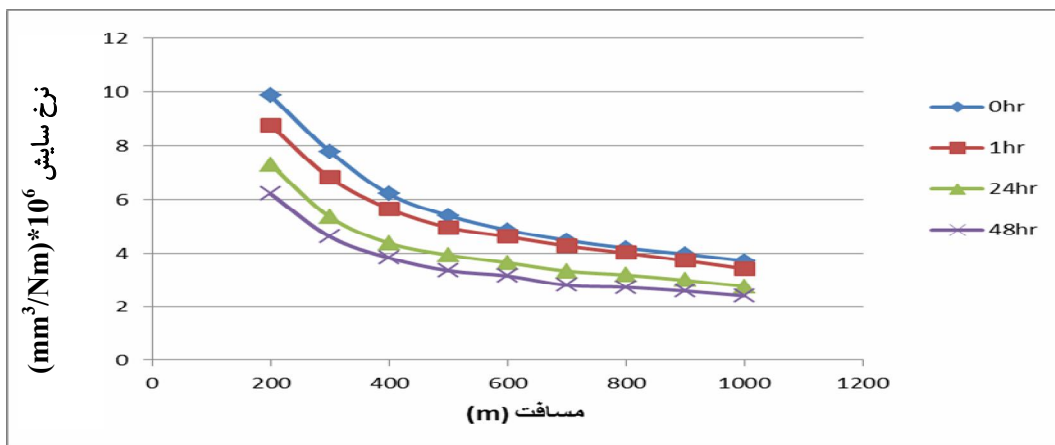
در مقایسه بین نمونه‌هایی که در عملیات زیرصفر عمیق قرار گرفته‌اند، نمونه زیرصفر عمیق ۱ ساعت، بالاترین کاهش وزن را دارا می‌باشد. دلیل این موضوع، نبود زمان کافی جهت نفوذ اتم‌های کربن به محل‌های

افزایش مسافت به دلیل کار سرد شدن لایه های زیر سایش، مقدار کاهش وزن کم تر می شود [۷۴]. همان گونه که در شکل ۸ مشاهده می شود تاثیر زمان های نگهداری نمونه ها در زیرصفر عمیق بر مقاومت به سایش متفاوت می باشد.

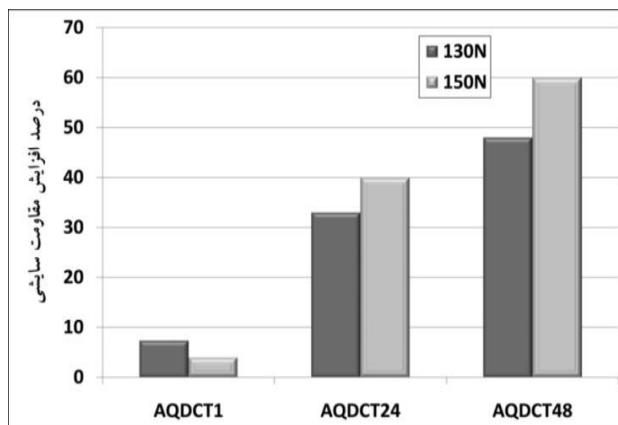
شکل های ۶ و ۷ رسم شده است. در مقایسه بین نمونه هایی که عملیات زیرصفر عمیق قرار گرفته اند، نمونه زیرصفر عمیق ۱ ساعت بالاترین نرخ سایش را دارا می باشد. در نمونه نگهداری شده در دمای زیر صفر به مدت ۴۸ ساعت کم ترین نرخ سایش دیده می شود. همچنین در نمونه سایش این قطعه مشاهده می گردد با



شکل ۶- نمودار نرخ سایش- مسافت در نیروی ۱۳۰ نیوتن و سرعت ۰/۱۵ m/s در زمان های گوناگون زیرصفر.



شکل ۷- نمودار نرخ سایش- مسافت در نیروی ۱۵۰ نیوتن و سرعت ۰/۱۵ m/s در زمان های گوناگون زیرصفر.



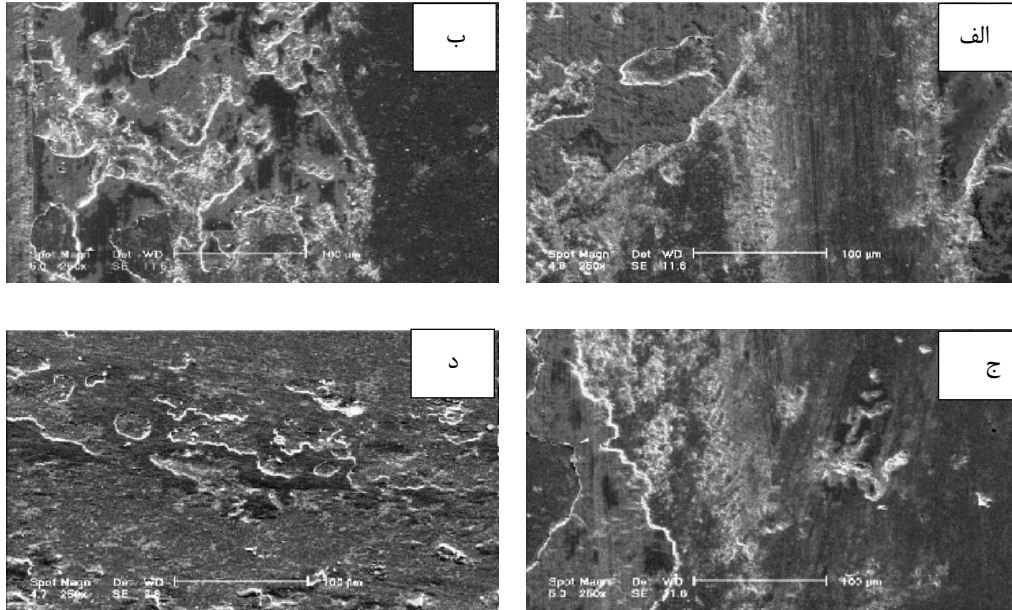
شکل ۸- درصد افزایش در مقاومت سایشی در نیروهای ۱۳۰ و ۱۵۰ نیوتون برای نمونه‌هایی که مورد عملیات زیرصفر عمیق قرار گرفته‌اند.

سایشی بسیار بالاست. در تطابق نتایج با نتایج سایر پژوهشگران می‌توان به پژوهشی که به وسیله داس انجام گرفت، اشاره کرد که در عملیات زیرصفر، سختی به اندازه ۳/۸٪ افزایش می‌یابد، اما مقاومت سایشی در نیروی ۷۸/۵ نیوتن ۳۵/۵٪ افزایش می‌یابد [۶]. برای بررسی تاثیر زمان زیرصفر بر سطوح سایش از تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد. تصاویر سطوح سایش در شکل ۹ آورده شده است. با بررسی سطوح سایش مکانیزم چسبان به صورت غالب مشاهده می‌شود.

در زمان ۱ ساعت زیرصفر منجر به تبدیل آستنیت باقی‌مانده به مارتنزیت می‌گردد، ولی زمان کافی را برای نفوذ عناصر آلیاژی و اتم‌های کربن فراهم نمی‌آورد. به همین دلیل در سطح سایش در این نمونه و نمونه عملیات حرارتی متداول (شکل ۹ الف و ب) تکه‌های چسبان دیده می‌شود.

هنگامی که نمونه‌ها به مدت ۴۸ ساعت در دمای زیرصفر نگهداری می‌شوند مقاومت به سایش در حدود ۶۰ درصد افزایش می‌یابد. این درحالی است که این مقدار در زمان ۲۴ ساعت در حدود ۳۵ درصد است. هرچه زمان نگهداری در دمای زیرصفر عمیق کاهش یابد، درصد افزایش مقاومت به سایش نیز کاهش می‌یابد و در زمان ۱ ساعت زیرصفر این مقدار به کم‌ترین مقدار که ۷/۵ درصد است، می‌رسد.

در بررسی تاثیر عملیات زیرصفر عمیق بر افزایش سختی و مقاومت سایشی و مقایسه شکل‌های ۳ و ۸ مشاهده می‌شود که درصد افزایش مقاومت سایشی نسبت به درصد افزایش سختی در تمام دماها بیش‌تر است. این موضوع به دلیل تشکیل ذرات کاربیدهای ثانویه در اثر عملیات زیرصفر عمیق می‌باشد. در واقع، کاربیدهای ثانویه بر سختی تاثیر چندانی ندارند، ولی تاثیر آن‌ها بر مقاومت



شکل ۹- سطح سایش در نمونه‌های الف) عملیات حرارتی متداول، ب) عملیات زیرصفر عمیق (۴ ساعت، ج) عملیات زیرصفر عمیق (۲۴ ساعت، د) زیرصفر عمیق ۴۸ ساعت در بزرگنمایی ۲۵۰ برابر برای نیروی ۱۵۰N و سرعت ۰/۱۵ m/s.

سایش از نوع چسبان به همراه تریبوشیمیایی می‌باشد. (شکل‌های ۱۰ و ۱۱). نتایج این پروژه در بررسی تاثیر عملیات زیرصفر عمیق بر رفتار سایشی فولاد ۱/۳۲۵۵ منطبق با کارهای سایر پژوهش‌گران می‌باشد که روی سایر فولادهای ابزار مطالعه انجام داده‌اند. این نتایج شامل نتایج بدست آمده از پژوهش‌های آمینی که به بررسی تأثیر سرد کردن زیرصفر عمیق بر خواص مکانیکی فولاد ابزار D2 پرداخت [۱۱]، موهان که به بررسی فولادهای T1، M2 و D3 پرداخت [۱۲]، و لسکوسک [۱۳] که روی فولاد تندبر M2 پژوهش کردند، می‌باشد. هم‌چنین نتایج بدست آمده در زمینه افزایش سختی و افزایش مقاومت سایشی این فولاد منطبق با سایر مطالعاتی می‌باشد که روی انواع دیگر فولادها انجام شده است.

در بررسی سطوح سایش در زمان‌های ۲۴ و ۴۸ ساعت زیرصفر بدلیل انقباض شدید شبکه در دمای زیرصفر عمیق و با زمان‌دهی به نمونه زیرصفر شده جهت نفوذ اتم‌های کربن به نواحی مجاور، کاربیدهایی بسیار ریز با نفوذ بسیار کم دامنه و در مدت زیاد ایجاد خواهند شد [۹]. به همین دلیل تعداد و عمق تکه‌های چسبان کم‌تر و مکانیزم چسبان ضعیف مشاهده می‌شود زیرا با افزایش زمان زیرصفر کاربیدهایی ریزتر و با توزیع یکنواخت‌تری بدست می‌آید.

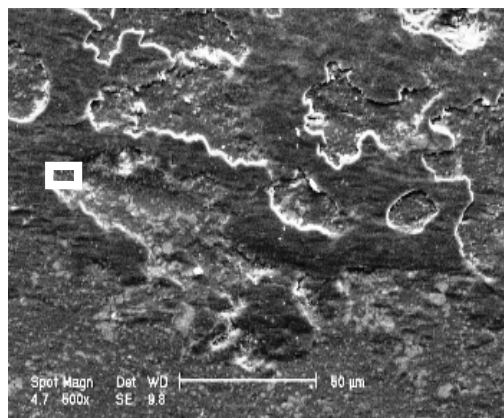
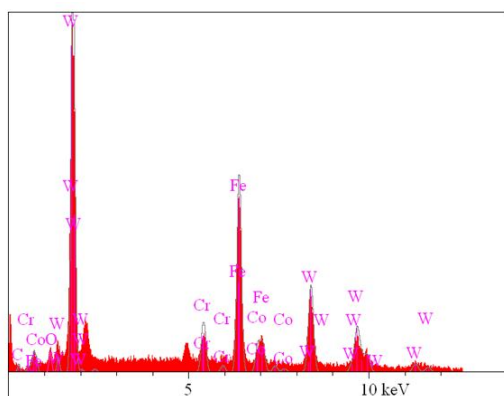
هم‌چنین، سطح سایش نمونه AQDCT48 به همراه فراورده‌های سایش در این نمونه مورد آزمون EDS قرار گرفت. نتایج بدست آمده از این آنالیز شیمیایی بر حسب درصد وزنی در جدول‌های ۴ و ۵ گزارش شده‌اند. وجود فراورده‌های اکسیدی بیانگر این مطلب‌اند که مکانیزم

جدول ۴- آنالیز EDS نمونه AQDCT48 برحسب درصد اتمی.

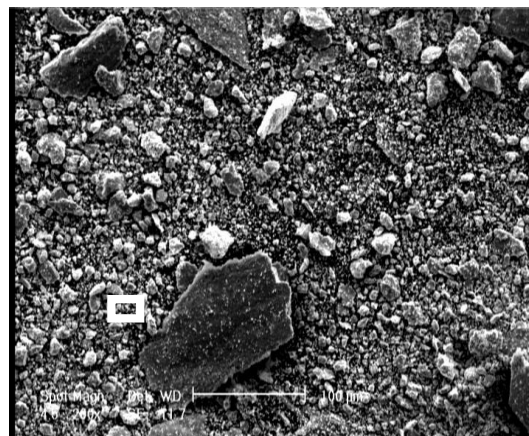
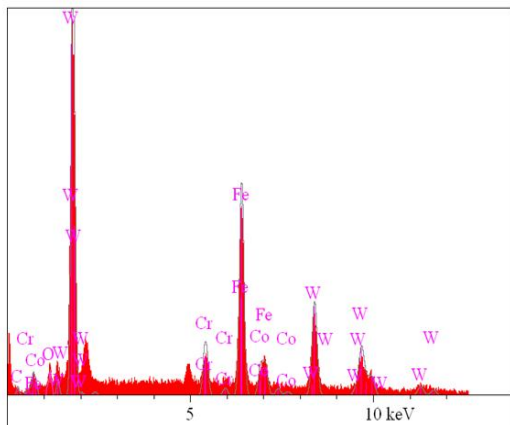
Elt.	Line	Intensity (c/s)	Atomic %
C	Ka	۹/۴۳	۱۳/۶۷
O	Ka	۳/۵۳	۸/۶۰
Cr	Ka	۹۳/۶۷	۶/۵۸
Fe	Ka	۳۹۹/۳۱	۲۹/۴۳
Co	Ka	۵۷/۱۵	۵/۱۸
W	La	۱۹۹/۴۲	۳۶/۵۴
Total			۱۰۰/۰۰

جدول ۵- آنالیز EDS فرآورده های سایش نمونه AQDCT48 برحسب درصد اتمی.

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Atomic %
C	Ka	۱۳/۶۴	۱۷/۰۸
O	Ka	۳/۴۵	۵/۵۲
Cr	Ka	۱۰۸/۶۸	۴/۸۶
Fe	Ka	۹۴۶/۳۴	۵۸/۵۲
Co	Ka	۷۹/۴۴	۷/۸۵
W	La	۴۲/۱۸	۶/۱۷
Total			۱۰۰/۰۰



شکل ۱۰- آنالیز EDS از نقطه مشخص شده در سطح سایش نمونه AQDCT48



شکل ۱۱- آنالیز EDS فرآورده های سایش نمونه AQDCT48

شدید شبکه در دمای زیرصفر عمیق و زمان دهی به نمونه زیرصفر شده جهت نفوذ اتم‌های کربن به نواحی مجاور، موجب ایجاد کاربیدهای بسیار ریز با نفوذ بسیار کم دامنه خواهند شد. با افزایش زمان، کربن و عناصر آلیاژی بیشتری به درون عیوب کریستالی نفوذ می‌کنند.

۴- با توجه به مطالعات انجام گرفته، عملیات زیرصفر عمیق باعث تولید کاربیدهای اتم می‌گردد. هم‌چنین، در اثر عملیات زیرصفر عمیق توزیع این کاربیدها متقارن‌تر و کسر حجمی آن‌ها افزایش می‌یابد. هم‌چنین، با افزایش زمان نگهداری نمونه‌ها در زیرصفر عمیق محصولات سایش ریزتر می‌گردند.

۵- در مطالعات انجام گرفته، مکانیزم غالب برای سایش نمونه‌های زیرصفر عمیق از نوع چسبان به همراه تریبوشیمیایی می‌باشد.

نتایج

- ۱- در اثر عملیات زیرصفر عمیق سختی و مقاومت سایشی در مقایسه با عملیات حرارتی متداول افزایش می‌یابد. این افزایش به طور میانگین در سختی و افزایش مقاومت سایشی در عملیات زیرصفر عمیق به ترتیب ۶/۳٪ و ۴۸٪ تا ۶۰٪ است. افزایش سختی و مقاومت سایشی در عملیات زیرصفر عمیق در ارتباط با تبدیل بخش زیادی از آستنیت باقی‌مانده به مارتنزیت و رسوب کاربیدهای ریز است.
- ۲- با بررسی الگوی پراش اشعه X در نمونه‌ها مشاهده می‌گردد عملیات زیرصفر عمیق باعث کاهش و حذف آستنیت باقی‌مانده می‌شود.
- ۳- عملیات سرد کردن فولاد تا دماهای زیرصفر باعث تبدیل آستنیت باقی‌مانده به مارتنزیت و موجب افزایش سختی و مقاومت سایشی می‌شود. انقباض

Refrence

- 1- A. Bensely, A. Prabhakaran, D. Mohan Lal, and G. Nagarajan "Enhancing the Wear Resistance of Case Carburized Steel (En 353) by Cryogenic Treatment", Cryogenics, Vol. 45, No. 12, pp. 747-754. , 2005.
- 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- J.D. Darwin, D. Mohan Lal, and 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, Vol. 195, No. 1-3, pp. 241-247. 2008.
- 4- A. Molinari, M. Pellizzari, S. Gialanella, G. Straffelini, and K.H. Stiasny, "Effect of Deep Cryogenic Treatment on the Mechanical Properties of Tool Steels", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 118, No. 1-3, pp. 350-355. 2001.

- 5-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.
- 6- 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.
- 7- 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.
- 8- 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.
- 9- A. Bensely, S. Venkatesh, Mohan D. 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.
- 10- P.F. Stratton, "Optimizing Nano-Carbide Precipitation in Tool Steels", Materials Science and Engineering: A, Vol. 449-451, pp. 809-812. 2007.
- 11- R. Kamran Amini, and P. Nash, "Effect of deep Cryogenics treatment of nano-size carbides and the wear behavior of D2 tool steel ", international journal of minerals Metallurgy and materials volume 19 sep2012 page 795. 2012.
- 12- J.D. Darwin, D. Mohan Lal, and 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, Vol. 195, No. 1-3, pp. 241-247. 2008.
- 13- V. Leskovsek, M. Kalin, and J. Vizintin, "Influence of Deep-Cryogenic Treatment on Wear Resistance of Vacuum Heat-Treated HSS", Vacuum, Vol. 80, No. 6, pp. 507-518. 2006.