

## تأثیر زمان عملیات زیر صفر عمیق بر سختی و رفتار سایشی فولاد AISI ۵۱۲۰

سیما ترکیان\*، علی شفیعی، محمدرضا طرقی نژاد و مرتضی صفری  
دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله: ۱۳۹۳/۹/۲۶ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۴/۱۰/۵)

**چکیده** - در این پژوهش تاثیر زمان عملیات زیر صفر روی رفتار تریبولوژیکی و ریزساختار فولاد سخت شونده سطحی AISI ۵۱۲۰، مورد بررسی قرار گرفته است. به این منظور نمونه‌های دیسکی شکل در دمای ۹۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۶ ساعت کربن‌دهی و در هوا خنک شدند و پس از آستنیت‌کردن در روغن سرمایش شدند؛ سپس بلافاصله پس از سرمایش و سنباده زنی، نمونه‌ها به مدت ۱، ۲۴، ۳۰ و ۴۸ ساعت در نیتروژن مایع نگهداری شدند و در دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲ ساعت بازگشت شد. آزمون سایش به روش گلوله روی دیسک با استفاده از ساچمه کاربید تنگستنی با دو بار ۸۰ و ۱۱۰ نیوتن انجام شد. به منظور مشاهده کاربیدها از محلول کلرید مس (۵ گرم) + هیدروکلریک اسید (۱۰۰ میلی‌لیتر) + اتانول (۱۰۰ میلی‌لیتر) استفاده شد. سختی نمونه‌ها به روش ویکرز با بار ۳۰۰ نیوتن قبل و بعد از بازگشت اندازه‌گیری شد. درصد آستنیت باقی‌مانده از روش تفرق اشعه X محاسبه شد؛ میزان آستنیت باقی‌مانده در نمونه CHT، ۸ درصد، IDCT، ۴ درصد و در بقیه‌ی نمونه‌ها به میزانی کاهش یافته است که در الگوی پراش پیکی مشاهده نشد. نتایج نشان داد که عملیات زیر صفر عمیق منجر به افزایش سختی در تمام نمونه‌ها شده و میزان مقاومت سایشی در نمونه‌ها در هر دو بار اعمالی ۸۰ و ۱۱۰ نیوتن، در زمان‌های ۱ و ۲۴ ساعت نسبت به نمونه عملیات زیر صفر نشده افزایش و در نمونه‌های ۳۰ و ۴۸ ساعت عملیات زیر صفر شده کاهش یافته است؛ به گونه‌ای که نمونه‌ی ۴۸ ساعت عملیات زیر صفر شده دارای کمترین مقاومت سایشی است. علت افزایش سختی نمونه‌ها به دلیل کاهش میزان آستنیت باقی‌مانده در اثر عملیات زیر صفر عمیق و دلیل کاهش مقاومت سایشی نمونه‌ها پس از ۲۴ ساعت، رشد کاربیدها و توزیع غیریکنواخت آن در ریزساختار و در نتیجه ضعیف شدن زمینه بوده است؛ بنابراین مدت زمان ۲۴ ساعت عملیات زیر صفر عمیق بر فولاد ۵۱۲۰ زمانی بهینه است.

**واژگان کلیدی:** عملیات زیر صفر عمیق، آستنیت باقی‌مانده، سختی، مقاومت سایشی، کاربید

\* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: [sima.torkian@ma.iut.ac.ir](mailto:sima.torkian@ma.iut.ac.ir)

# Effect of Deep Cryogenic Treatment on Hardness and Wear Behavior of 5120 AISI Steel

S. Torkian\*, A. Shafyei, M.R. Toroghinejad and M. Safari

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran

**Abstract:** In this paper the effect of deep cryogenic treatment time on microstructure and tribological behavior of AISI 5120 case hardening steel is studied. The disk shape samples were carburized at 920 °C for 6 hours and air cooled; after austenitizing, the samples were quenched in oil. Then immediately after quenching and sanding, the sample were kept in liquid nitrogen for 1, 24, 30 and 48 h and then tempered at 200 °C for 2 hours. The wear test was done by ball on disk method using of WC ball at 80 and 110 N load. For characterization of carbides, the etchant solution of CuCl<sub>2</sub> (5 gr)+HCl (100 mL) + ethanol (100 mL) was used. The hardness of samples before and after of tempering was measured by vickers method at 300 N load. The amount of retained austenite was measured by X Ray Diffraction method. For 1DCT and 24DCT samples it was about 8% and 4%; in the other samples, the retained austenite peak was so decreased that it was not visible. The result showed that the hardness increases by deep cryogenic treatment in all specimens. While wear resistance increases in 1DCT and 24DCT samples, it decreases for 30DCT and 48DCT samples in compare with Conventional heat treatment (CHT) sample in both applied loads, such that, 48DCT sample has the least wear resistance. The cause of increment of hardness is due to reduction in amount of retained austenite as a result of deep cryogenic treatment and decreasing in wear resistance after 24 hour, is due to carbide growth and nonhomogeneous distribution in microstructure and then weakening of matrix. So the 24 hour deep cryogenic treatment was the best optimal for AISI 5120 steel.

**Keywords:** Deep cryogenic treatment, Retained austenite, Hardness, Wear resistance, Carbide

سانتی گراد انجام می‌گیرد. این عملیات منجر به کاهش آستنیت باقی مانده و افزایش مقاومت سایشی می‌شود. (۲) عملیات زیر صفر عمیق<sup>۳</sup> که در دماهای زیر ۱۲۵- درجه سانتی گراد انجام می‌شود [۴].

اثرات عملیات زیر صفر عمیق عبارت‌اند از:

- بهبود خواص سایشی [۷-۲];
- افزایش سختی [۴-۲ و ۸-۶];
- کاهش تنش‌های پسماند [۹ و ۱۰];
- پایداری ابعادی ماده [۷ و ۱۱];
- افزایش هدایت الکتریکی فلزات و مقاومت به خوردگی [۷ و ۱۱];

به علت تبدیل آستنیت باقی مانده به مارتنزیت [۷-۲، ۹ و ۱۰] و تشکیل کاربیدهای بسیار ریز [۲، ۳، ۵، ۶ و ۱۰]، تشکیل ابرهای نابجایی در فصل مشترک زمینه مارتنزیتی و کاربیدها در طول فرایند هم‌دماسازی [۱۲]، توزیع یکنواخت کاربیدها، کوچک کردن اندازه کاربیدهای ثانویه، افزایش میزان و چگالی آن‌ها [۶].

بنسلی و همکارانش [۱۳] نشان دادند که با انجام عملیات

## ۱- مقدمه

با افزایش درصد کربن، دمای آغاز و پایان استحاله‌ی مارتنزیت ( $M_s$  و  $M_f$ ) به طور قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد. در حقیقت کربن موجود به صورت محلول جامد، استحکام یا مقاومت برشی آستنیت را افزایش می‌دهد و بنابراین با افزایش کربن نیروی محرکه بیش‌تری برای شروع لغزش برای تشکیل مارتنزیت لازم است [۱]. با انجام فرایند کربن‌دهی به منظور سختی‌کاری سطحی، با افزایش درصد کربن، دمای آغاز و پایان استحاله‌ی مارتنزیت ( $M_f$  و  $M_s$ ) به طور قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد.

آستنیت باقی مانده فازی نرم و در دمای پایین ناپایدار است؛ به‌گونه‌ای که در دمای پایین و در حین کار به مارتنزیت سرد تبدیل می‌شود. تبدیل آستنیت به مارتنزیت تقریباً ۴٪ انبساط حجمی ایجاد می‌کند که منجر به اعوجاج قطعات می‌شود [۲ و ۳]. بنابراین از عملیات عملیات زیر صفر یا بازگشت چندتایی در دمایی تقریباً بالا و یا مدت زمان طولانی برای کمینه کردن میزان آستنیت باقی مانده در فولادها استفاده می‌شود [۲].

دو نوع عملیات عملیات زیر صفر<sup>۱</sup> وجود دارد: (۱) عملیات زیر صفر سطحی<sup>۲</sup> که در محدوده دمایی ۱۰۰- تا ۶۰- درجه

زیر صفر بر روی فولاد En 353 کربوره شده، مقاومت سایشی نمونه‌ها بهبود یافته است به گونه‌ای که در اثر عملیات زیر صفری عمیق ناحیه مقاوم به سایش بیش‌تر خواهد بود. این افزایش مقاومت سایشی برای نمونه‌های عملیات زیر صفری سطحی ۸۵٪ و برای نمونه‌های عملیات زیر صفر عمیق شده در حدود ۳۷۲٪ بوده است که علت آن رسوب کاربیدهای ثانویه بسیار ریز بوده است؛ افزایش مقاومت سایشی و سختی به دلیل استحاله آستنیت باقی‌مانده به مارتنزیت گزارش شده است. ویل [۱۴] بر روی تاثیر عملیات زیر صفر بر فولادهای D2 و D3 مطالعه‌ای مقایسه‌ای انجام داد. در این بررسی نشان داده شده است که، سختی نمونه‌های هر دو فولاد افزایش یافته است. در مورد فولادهای D3 افزایش تدریجی سختی در طول فرایندهای مورد بررسی وجود داشته است. در هر دو فولاد، کاربیدهای توده‌ای مشاهده شده است. شکل عمومی کاربیدها به صورت کروی، گره‌گره یا بیضوی بوده است. در فولاد D2 همه آستنیت باقی‌مانده به مارتنزیت تبدیل نشده اما در فولاد D3 همه آستنیت باقی‌مانده به مارتنزیت تبدیل نمی‌شود. کنش لو و همکارانش [۱۵] با بررسی اثر عملیات زیر صفر بر ریزساختار و خواص سایشی و مکانیکی فولاد ابزار گرم کار AISI H13، نشان دادند که با انجام عملیات زیر صفر در ۷۰- درجه سانتی‌گراد و عملیات زیر صفری عمیق در ۱۹۶- درجه سانتی‌گراد، آستنیت باقی‌مانده به مارتنزیت تبدیل می‌شود و با کاهش دما، میزان مارتنزیت حاصله افزایش می‌یابد و تیغه‌های کوچک‌تر مارتنزیت به صورت یکنواخت در ریزساختار توزیع یافته است؛ هم‌چنین عملیات زیر صفر عمیق منجر به رسوب ذرات کاربیدی ریزتر و یکنواخت‌تر شده است. اصلاح ریزساختار باعث بهبود قابل توجه خواص مکانیکی این فولاد شده است. فولاد ۵۱۲۰ فولاد سخت‌شونده سطحی است و در ساخت قطعاتی که ترکیبی از استحکام متوسط، چقرمگی و مقاومت سایشی نیاز است مورد استفاده قرار می‌گیرد و به طور متناوب در قطعات تحت تنش در صنایع خودروسازی برای ساخت قطعاتی مانند چرخ‌دنده، میل‌لنگ کاربرد دارد. از آن‌جا

که تا کنون پژوهش‌های اندکی در زمینه عملیات زیر صفر بر این فولاد انجام شده است در این پژوهش تأثیر زمان عملیات زیر صفر بر رفتار سایشی فولاد ۵۱۲۰ مورد مطالعه قرار گرفته است.

## ۲- مواد و روش پژوهش

ترکیب شیمیایی فولاد ۵۱۲۰ در جدول ۱ آورده شده است. به منظور بررسی رفتار سایشی این فولاد، نمونه‌هایی دیسکی با قطر ۵۰ و ضخامت ۵ میلی‌متر آماده‌سازی شد؛ این نمونه‌ها در دمای ۹۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۶ ساعت کربن‌دهی و در هوا خنک شدند. ترکیب کربن‌دهی، پودر زغال ۲۰۰ گرم، باریم‌کربنات و سدیم‌هیدروکسید به نسبت ۱:۱:۳ بوده است.

عمق لایه کربن‌دهی  $30 \pm 1055$  میکرومتر بوده است. پس از سرد شدن در دمای محیط، عملیات آستنیت‌کردن بر روی نمونه‌ها اعمال و در روغن کوئنچ شد. به منظور بررسی تأثیر زمان فرایند زیر صفر عمیق، نمونه‌ها در سه زمان ۱، ۲۴، ۳۰ و ۴۸ ساعت در نیتروژن مایع نگهداری شدند و در دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲ ساعت عملیات بازگشت انجام شد. اندازه‌گیری سختی نمونه‌ها به روش ویکرز قبل و بعد از بازگشت، با استفاده از دستگاه سختی سنجنی Tester 2 RC-S Dia ساخت کشور آلمان با بار اعمالی ۳۰۰ نیوتن انجام شد؛ تست سایش بر روی نمونه‌ها با استفاده از گلوله کاربید تنگستنی و به روش پین روی دیسک با دو بار ۸۰ و ۱۱۰ نیوتن، به مسافت ۱۰۰۰ متر در رطوبت هوای  $5 \pm 30\%$  و دمای  $5 \pm 25$  درجه سانتی‌گراد انجام شد؛ نرخ سایش و مقاومت سایش نمونه‌ها با استفاده از رابطه ۱ (که در آن  $W_f$  نرخ سایش  $(mg/N.m)$ ،  $\Delta m$  کاهش جرم  $(mg)$ ،  $\rho$  چگالی  $(g/cm^3)$ ،  $F$  نیرو  $(N)$  و  $l$  مسافت سایش  $(m)$  و درصد افزایش مقاومت سایشی نمونه‌ها با استفاده از رابطه ۲  $R_0$  مقاومت نمونه عملیات حرارتی متداول شده و  $R_i$  مقاومت سایشی نمونه‌ی مورد نظر)، محاسبه شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد ۱/۷۱۴۷ (درصد وزنی)

کربن	سیلیسیم	منگنز	فسفر	گوگرد	کروم
۰/۲۱	۰/۲۲	۱/۱۵	۰/۰۱۲	۰/۰۱۶	۱/۰۷

کاهش یافته است و با افزایش زمان پیک آستنیت باقی مانده غیر قابل مشاهده است. درصد فاز آستنیت باقی مانده در جدول ۲، با استفاده از رابطه ۳ محاسبه شده است. میزان آستنیت باقی مانده در نمونه CHT، ۸٪، IDCT، ۴٪ و در بقیه نمونه‌ها به میزانی کاهش یافته است که در الگوی پراش پیکی مشاهده نمی‌شود. در شکل ۲ میزان و توزیع کاربیدها به خوبی قابل مشاهده می‌باشد.

با افزایش زمان عملیات زیر صفر تا ۲۴ ساعت میزان کاربیدها افزایش و توزیعی یکنواخت داشته‌اند. در مدت زمان ۳۰ ساعت کاربیدها شروع به رشد کرده تا جایی که در ۴۸ ساعت کاربیدها کاملاً درشت شده‌اند. با افزایش زمان عملیات زیر صفر کاربیدهای درشت‌تر، کاربیدهای کوچک‌تر را مصرف کرده و رشد می‌کنند. انرژی کرنشی شبکه مارتنزیت در دماهای پایین افزایش می‌یابد و از نظر ترمودینامیکی ناپایدار است؛ بنابراین به منظور کاهش انرژی کرنشی موجود، اتم‌های کربن به عیوب شبکه‌ای که خود نیز عامل افزایش انرژی شبکه هستند مهاجرت می‌کنند و انرژی سیستم را کاهش می‌دهند؛ لذا با افزایش زمان عملیات زیر صفر، سیستم فرصت بیشتری برای مهاجرت اتم‌ها و پر کردن عیوب شبکه‌ای و در نتیجه کاهش انرژی خود خواهد داشت. به دنبال آن، اتم‌های کربن مهاجرت می‌کنند و خوشه‌های کربنی را تشکیل می‌دهد؛ در اثر حرارت‌دهی تا دمای اتاق یا عملیات بازگشت، این خوشه‌ها به عنوان مکان‌های جوانه‌زنی کاربیدهای بسیار ریز اتم عمل می‌کنند؛ [۱۳، ۱۶ و ۱۷].

در حین عملیات زیر صفر آستنیت باقی مانده به مارتنزیت تبدیل می‌شود و کاربیدهای ریز رسوب می‌کنند.

$$W_r = \frac{\Delta m}{f \times l \times \rho} \quad (1)$$

$$\text{درصد افزایش مقاومت سایشی} = \frac{R_i - R_0}{R_0} \times 100 \quad (2)$$

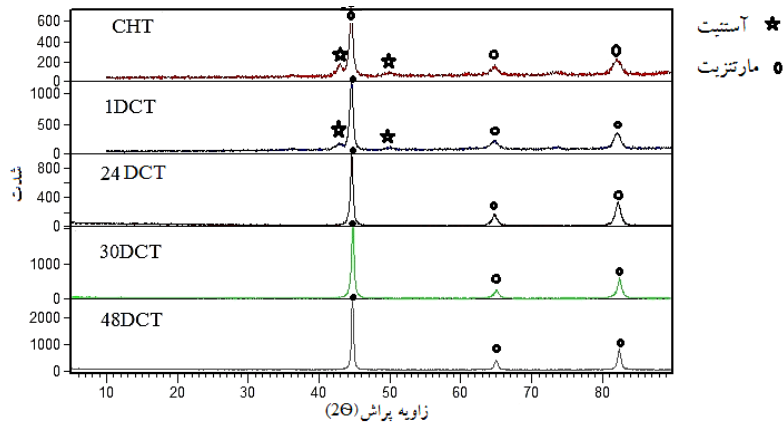
برای بررسی سطح سایش نمونه‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Philips XI30 ساخت کشور هلند و طیف‌سنجی تفکیک انرژی پرتوی ایکس (EDS) استفاده شد؛ به منظور مشاهده کاربیدها از محلول اچ کلرید مس (۵ گرم) + هیدروکلریک اسید (۱۰۰ میلی‌لیتر) + اتانول (۱۰۰ میلی‌لیتر) استفاده شد و نمونه‌ها به مدت ۱۵ ثانیه در این محلول نگه‌داری شد. برای تعیین فازها و درصد فازها از روش تفرق اشعه X با استفاده از دستگاه Philips PW3710 ساخت کشور هلند و تابش  $\text{CuK}\alpha$  ( $\lambda = 0.1542 \text{ nm}$ ) اندازه‌رویش ۰/۰۵ درجه بر ثانیه و مطابق با استاندارد ASTM E975 استفاده شد. بدین‌منظور نمونه‌ها در ابعاد مناسب تهیه و با استفاده از نرم افزار X'Pert، فازهای موجود تعیین شد. با استفاده از رابطه ۳ میزان آستنیت باقی مانده محاسبه شد که در آن  $I^{hklM}$  و  $I^{hkl\gamma}$  شدت پیک (hkl) مارتنزیت و آستنیت و  $R^{hkl\gamma}$  و  $R^{hklM}$  فاکتورهای شدت نسبی مربوط به صفحات کریستالوگرافی است [۷].

$$\gamma (\%) = \frac{I^{hkl,\gamma} / R^{hkl,\gamma}}{\left[ \left( I^{hkl,\gamma} / R^{hkl,\gamma} \right) + \left( I^{hkl,M} / R^{hkl,M} \right) \right]} \quad (3)$$

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- مشخصه‌یابی ریزساختار

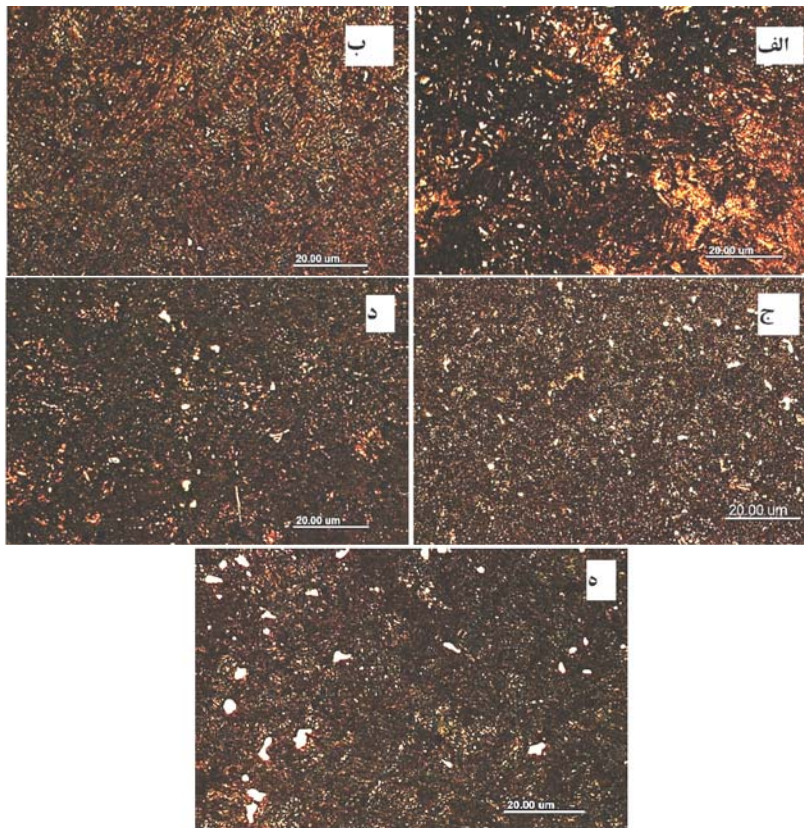
الگوی پراش پرتوی ایکس نمونه‌های مختلف در شکل ۱ آورده شده است. همان‌گونه که در الگوها به خوبی قابل مشاهده است، درصد آستنیت باقی مانده با انجام عملیات زیر صفر



شکل ۱- الگوی پراش پرتوی ایکس نمونه‌های مختلف

جدول ۲- درصد فاز آستنیت در نمونه‌های مختلف

نمونه	CHT	1DCT	24DCT	30DCT	48DCT
درصد آستنیت باقیمانده	٪۸	٪۴	غیر قابل محاسبه	غیر قابل محاسبه	غیر قابل محاسبه



شکل ۲- تصاویر میکروساختار توسط میکروسکوپی نوری، اچ با محلول کلرید مس (۵ گرم) + هیدروکلریک اسید (۱۰۰ میلی‌لیتر) + اتانول (۱۰۰ میلی‌لیتر) با بزرگ‌نمایی ۱۰۰۰x، الف) CHT، ب) 1DCT، ج) 24DCT، د) 30DCT و ه) 48DCT

جدول ۳- سختی بر اساس نوع عملیات انجام شده (DCT)

نمونه	زمان فرایند زیر صفر عمیق (hr)	سختی پس از عملیات زیر صفر (HV 30)	سختی بعد از بازگشت (HV 30)
CHT	-	۷۰۵±۱۵/۲۶۴	۵۴۰±۴/۱۷۲
1DCT	۱	۷۱۰/۵±۱۲/۲۸۸	۵۶۲/۵±۲/۱۲۱
24DCT	۲۴	۷۵۸±۵۰/۲۰۴	۵۷۲/۶۶±۵/۶۸۶
30DCT	۳۰	۷۶۳±۵۶/۵۶۸	۵۹۵/۶۶±۱۳/۵۷۷
48DCT	۴۸	۹۴۷/۷۵±۵۵/۱۸۶	۷۲۱/۸۳±۱۵/۹۶۷

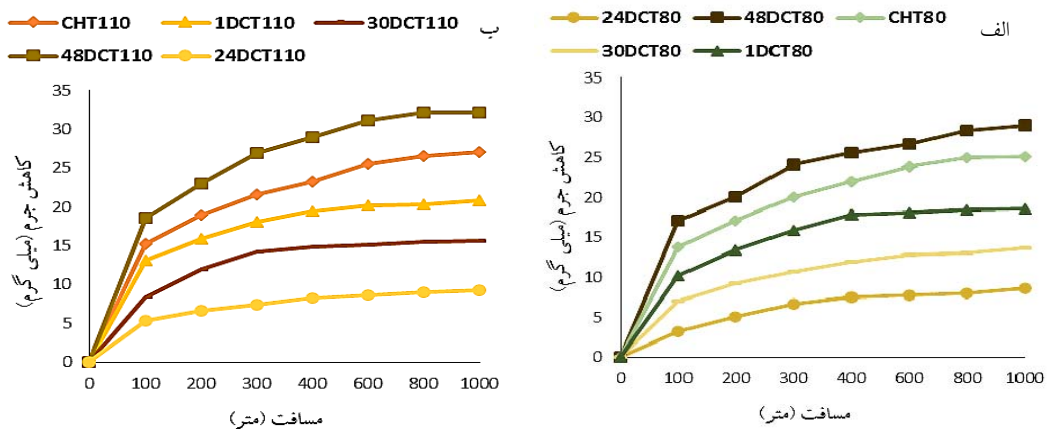
### ۳-۲- سختی سنجی و سایش

بر اساس جدول ۳، با افزایش زمان عملیات زیر صفر، سختی و میکروسختی نمونه‌ها افزایش یافته است. بنابراین سختی و میکروسختی دارای میزانی بیشینه در مدت زمان ۴۸ ساعت عملیات زیر صفر بوده است.

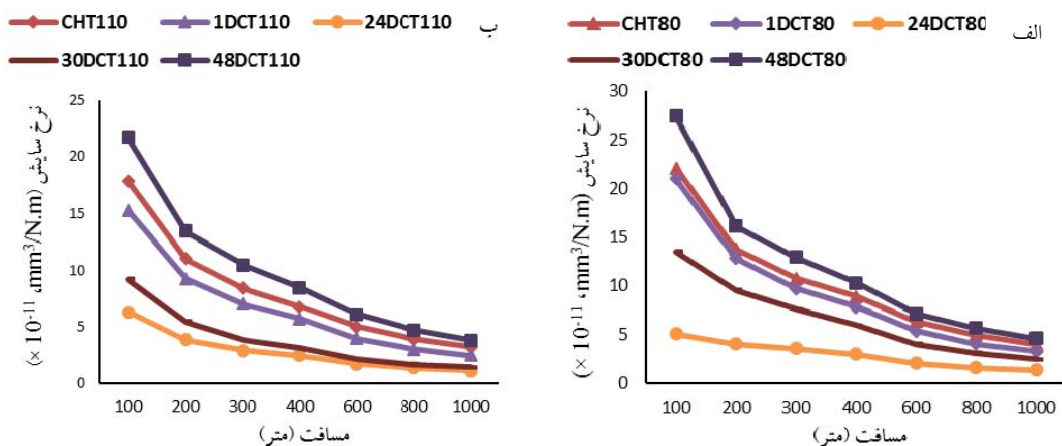
داده‌های حاصل از آزمون سایش نشان می‌دهد که نمونه 24DCT (شکل ۳، ۴ و ۵) دارای کمترین میزان کاهش وزن و نرخ سایش و بیشترین مقاومت سایشی در هر دو بار اعمالی ۸۰ و ۱۱۰ نیوتن بوده است؛ در زمان‌های ۳۰ و ۴۸ ساعت کاهش وزن افزایش و مقاومت سایشی کاهش یافته است. نتایج نشان می‌دهد که مقاومت سایشی در نمونه‌های عملیات زیر صفر شده ۲۰ تا ۱۹۱/۳۹٪ افزایش یافته است. نمونه ۲۴ ساعت عملیات زیر صفر شده دارای بیشترین میزان مقاومت سایشی است و در نمونه‌ی ۴۸ ساعت عملیات زیر صفر شده مقاومت سایشی افت پیدا کرده است. با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه شده از سطوح سایش نمونه‌ها (شکل ۶)، مکانیزم غالب سایش در نمونه CHT، مکانیزم سایش چسبان بوده است که وجود ذرات چسبیده شده به سطح نمونه دلیلی بر این مدعاست. با افزایش زمان عملیات زیر صفر تا ۲۴ ساعت مکانیزم سایش و شدت آن بهبود یافته است و به سایش خراشان تغییر نموده است؛ محصولات سایش نیز بر سطح نمونه‌ی 24DCT چسبیده است. در زمان‌های بیش‌تر عملیات زیر صفر، سایش خراشان شدت یافته است و در مدت زمان ۴۸ ساعت به حالت

شیاردار شدن<sup>۴</sup> تغییر کرده است. وجود ترک هم بر روی سطوح و هم در محصولات سایش گواهی بر خراشان بودن مکانیزم سایش بوه است (شکل ۶ و ۷) هم‌چنین با افزایش بار اعمالی، میزان ذرات چسبیده‌شده به سطح و میزان شیلرها افزایش یافته است. محصولات سایش حاصل از نمونه 24DCT ریزتر شده است و نمونه 48DCT دارای بزرگ‌ترین ذرات حاصل از سایش حتی نسبت به نمونه‌ی CHT بوده است که بیانگر کاهش مقاومت سایشی نمونه‌ها با افزایش زمان عملیات زیر صفر است. نتایج آزمون طیف‌سنجی تفکیک انرژی پرتوی ایکس (EDS) سطح سایشی نمونه CHT در شکل ۸ آورده شده است؛ با توجه به انجام آزمون سایش با گلوله کاربید تنگستن، در ذرات چسبیده شده بر سطح سایش وجود ذرات تنگستن مشاهده می‌شود، در حالی‌که در محصولات سایشی تنگستن وجود نداشته است. در نمونه CHT مکانیزم سایش چسبان و انتقال جرم از گلوله به سطح سایش بوده است.

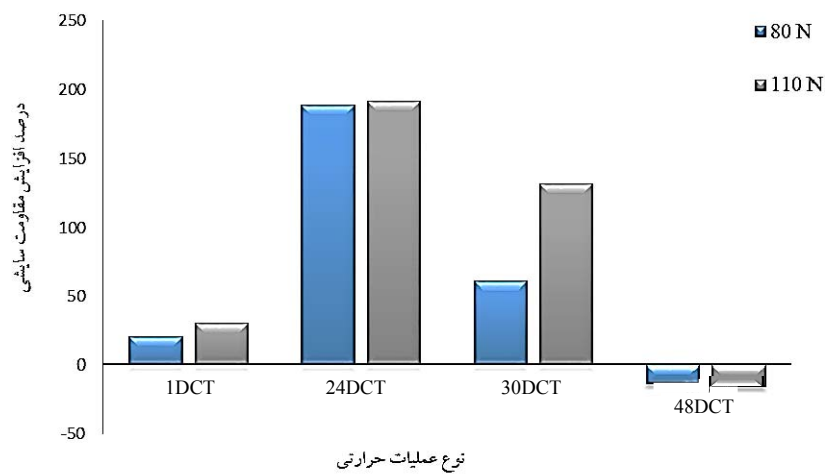
افزایش مقاومت سایشی نمونه‌های عملیات زیر صفر شده به دلیل نفوذ موضعی اتم‌های کربن و عناصر آلیاژی به عیوب است؛ این میکروتش‌های داخلی ناشی از سریع سرد کردن قطعات است. بنابراین افزایش مقاومت سایش در نمونه‌های عملیات زیر صفر شده ناشی از حذف آستنیت باقی‌مانده، افزایش میزان کاربیدها و توزیع یکنواخت کاربیدها است [۱۸]. در نمونه‌های زیر صفر عمیق، به دلیل کاهش تمایل به تشکیل میکروتش‌های ناشی از کاهش تنش‌های داخلی که نتیجه‌ی



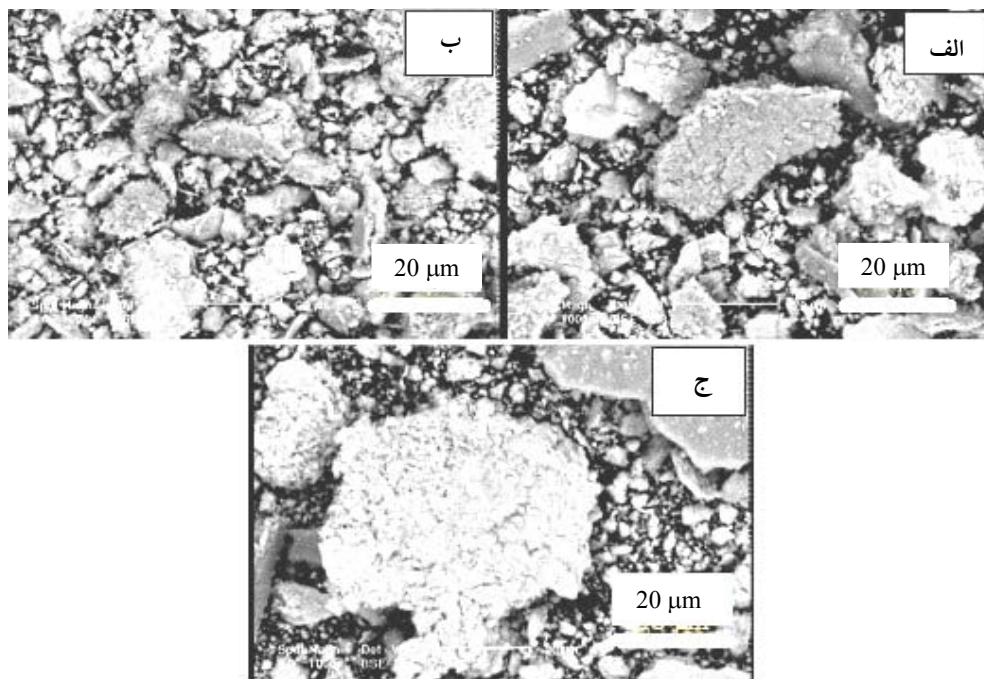
شکل ۳- نمودار کاهش جرم بر حسب مسافت برای نمونه‌های مختلف، الف) ۸۰ نیوتن و ب) ۱۱۰ نیوتن



شکل ۴- نرخ ساییش بر حسب مسافت برای نمونه‌های مختلف، الف) ۸۰ نیوتن و ب) ۱۱۰ نیوتن



شکل ۵- درصد افزایش مقاومت ساییشی بر اساس نوع عملیات حرارتی



شکل ۷- تصاویر تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از ذرات سایش،  
الف) نمونه CHT، ب) نمونه 24DCT و ج) نمونه 48DCT

ضعیف می‌کند. توزیع نامناسب کاربیدها مقاومت سایشی را کاهش و نرخ سایش را افزایش می‌دهد [۲۲ و ۲۵-۲۳].

#### ۴- نتیجه‌گیری

با افزایش زمان عملیات زیر صفر سختی نمونه‌ها افزایش یافته است به گونه‌ای که نمونه ۴۸ ساعت عملیات زیر صفر شده دارای بیشترین سختی بوده است.

مقاومت سایش نمونه ۲۴ ساعت عملیات زیر صفر شده بیشترین میزان و نمونه ۴۸ ساعت عملیات زیر صفر شده دارای کمترین مقاومت سایش در هر دو بار اعمالی ۸۰ و ۱۱۰ نیوتن بوده است که ناشی از توزیع یکنواخت، افزایش میزان و ریزتر شدن کاربیدهای ثانویه در زمان ۲۴ ساعت بوده است.

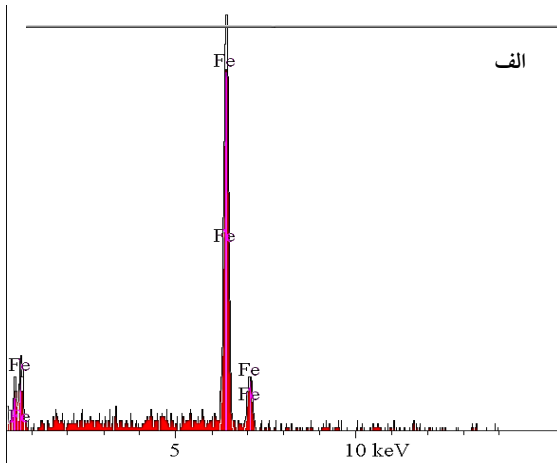
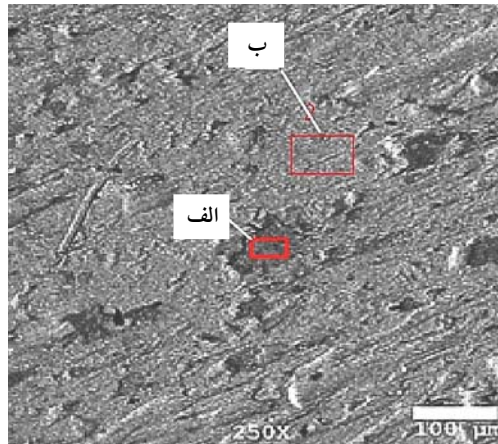
با افزایش زمان عملیات زیر صفر میزان آستنیت باقی‌مانده کاهش یافته، حتی حذف می‌شود که علت اصلی افزایش سختی نمونه‌هاست.

با افزایش زمان عملیات زیر صفر تا ۲۴ ساعت میزان کاهش

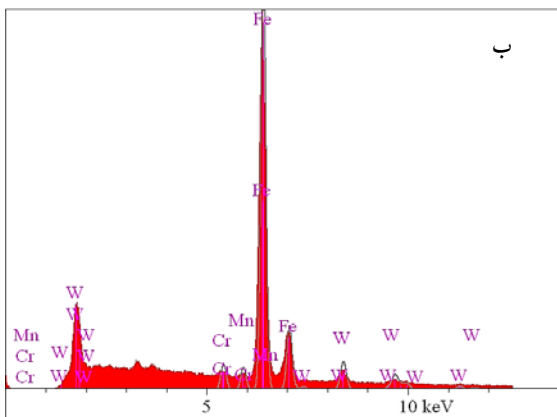
ریز شدن و توزیع بهتر کاربیدهاست، مقاومت سایشی افزایش می‌یابد. به عبارت دیگر دلیل اصلی افزایش درمقاومت سایشی علاوه بر حذف آستنیت باقی‌مانده به عنوان یک فاز نرم، افزایش درصد کاربیدهای آلیاژی در اثر عملیات زیر صفر عمیق و توزیع یکنواخت‌تر و همگن‌تر آن‌هاست. رسوب کاربیدهای ریز نیز، باعث کاهش درصد کربن و عناصر آلیاژی در فاز زمینه می‌شود، بنابراین چقرمگی فاز زمینه افزایش می‌یابد. مجموعه رسوب کاربیدهای ریز سخت و افزایش چقرمگی زمینه (مارتنزیت)، باعث کاهش نرخ سایش در نمونه‌هایی می‌شود که عملیات زیر صفر عمیق بر روی آن‌ها انجام شده است [۹ و ۲۱-۱۹].

با افزایش زمان نگهداری در دمای زیر صفر، اتم‌های بیش‌تری به عیوب نزدیک نفوذ می‌کنند و مکان‌های جوانه‌زنی بیش‌تر برای رسوب کاربیدها فراهم می‌شود. در زمان‌های بیش‌تر از ۲۴ ساعت جدایش اتمی افزایش یافته، منجر به رشد بیش از حد کاربیدها می‌شود و توزیع آن‌ها را





Elt.	Line	Intensity (c/s)	Atomic %	Conc	Units	
C	Ka	2.63	22.94	6.58	wt.%	
O	Ka	3.00	9.80	3.74	wt.%	
Fe	Ka	44.70	67.26	89.68	wt.%	
			100.00	100.00	wt.%	Total



Elt.	Line	Intensity (c/s)	Atomic %	Conc	Units	
Cr	Ka	129.66	2.68	1.89	wt.%	
Mn	Ka	106.42	2.84	2.11	wt.%	
Fe	Ka	2,655.01	80.28	60.68	wt.%	
W	La	180.68	14.19	35.32	wt.%	
			100.00	100.00	wt.%	Total

شکل ۸- نتایج آزمون EDS نمونه‌ی CHT، الف) محصولات سایش و ب) ذرات چسبیده به سطح سایش

کاربیدها به دلیل وجود زمان کافی برای نفوذ کربن و عناصر آلیاژی مقاومت سایشی کاهش می‌یابد.  
 زمان ۲۴ ساعت ترکیب مناسبی از سختی و مقاومت سایشی را در نمونه‌ها ایجاد کرده است.

جرم، به کمترین میزان و مقاومت سایشی و درصد مقاومت سایشی به بیشترین میزان رسیده است. علت این نتیجه ریز شدن کاربیدها، افزایش میزان آن و توزیع یکنواخت آن‌هاست. با افزایش زمان عملیات زیر صفر بیش از ۲۴ ساعت رشد

1. cryogenic treatment
2. shallow cryogenic treatment

3. deep cryogenic treatment
4. plugging

## مراجع

1. گل‌عذار، م.ع، "اصول و کاربرد عملیات حرارتی فولادها"، ویرایش دوم، مرکز نشر دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۸۵.
2. Das, D., Dutta, A.K., Ray, K.K., "Influence of Varied Cryotreatment on the Wear Behavior of AISI D2 Steel", *Wear*, Vol. 266, pp. 267-309, 2009.
3. Akhbarizadeh, A., Shafyei, A., Golozar, M.A., "Effects of Cryogenic Treatment on Wear Behavior of D6 Tool Steel", *Materials & Design*, Vol. 30, pp. 3259-3264, 2009.
4. Akhbarizadeh, A., Golozar, M.A., Shafeie, A., Kholghy, M., "Effects of Austenizing Time on Wear Behavior of D6 Tool Steel after Deep Cryogenic Treatment", *Journal of Iron and Steel Research*, Vol. 16, pp. 29-32, 2009.
5. Bensely, A., Prabhakaran, A., Mohan Lal, D., Nagarajan, G., "Enhancing the Wear Resistance of Case Carburized Steel (En 353) by Cryogenic Treatment", *Cryogenics*, Vol. 45, pp. 747-754, 2005.
6. Behara, A., Mishra, S.C., "Comparative Study of Cryo-Treated Steel", *International Journal of Scientific & Technology Research*, Vol. 1, 2012. PP. 46-49.
7. Da Silva Flávio, J., Franco Sinésio, D., Machado Álisson, R., Ezugwu Emmanuel, O., Souza Jr Antônio, M., "Performance of Cryogenically Treated HSS Tools", *Wear*, Vol. 261, pp. 674-685, 2006.
8. Baldissera, P., Delprete, C., "Effects of Deep Cryogenic Treatment on Static Mechanical Properties of 18NiCrMo5 Carburized Steel", *Materials & Design*, Vol. 30, pp. 1435-1440, 2009.
9. Bensely, A., Venkatesh, S., Mohan Lal, D., Nagarajan G., Rajadurai A., Junik Krzysztof., "Effect of Cryogenic Treatment on Distribution of Residual Stress in Case Carburized En 353 Steel", *Materials Science and Engineering*, Vol. 479, pp. 229-235, 2008.
10. Senthilkumar, D., Rajendran, I., "Influence of Shallow and Deep Cryogenic Treatment on Tribological Behavior of En 19 Steel", *Journal of Iron and Steel Research*, Vol. 18, p. 53-59, 2011.
11. Podgornik, B., Majdic, F., Leskovsek, V., Vizintin, J., "Improving Tribological Properties of Tool Steels through Combination of Deep-Cryogenic Treatment and Plasma Nitriding", *Wear*, Vol. 288, pp. 88-93, 2012.
12. Gogte, Ch., Peshwe, D., Likhite, A., Lomte, S., "On the Mechanism of the Effect of the Cryogenic Treatment on High Speed Steels". *Advanced Materials Research*, Vol. 383-390, pp. 7138-7142, 2012.
13. Bensely, A., Senthilkumar, D., Mohan Lal, D., Nagarajan, G., Rajadurai, A., "Effect of cryogenic treatment on tensile behavior of case carburized steel-815M17", *Materials Characterization*, Vol. 58, pp 485-491, 2007.
14. Wale, A.D., Wakchaure, V.D., "Effect of Cryogenic Treatment on Mechanical Properties of Cold Work Tool Steels", *International Journal of Modern Engineering Research*, Vol. 3, pp. 149-154, 2013.
15. Koneshlou, M., Meshinchi Asl, K., Khomamizadeh, F., "Effect of Cryogenic Treatment on Microstructure, Mechanical and Wear Behaviors of AISI H13 Hot Work Tool Steel", *Cryogenics*, Vol. 51, p. 55-61, 2011.
16. Dong, Y., Lin, X., Xiao, H.S., "Deep cryogenic Treatment of High-Speed Steel and its Mechanism", *Heat Treatment of Metals*, Vol. 25, pp. 55-59, 1998.
17. Das, D., Dutta, A.K., Toppo, V. and Ray, K.K., "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.
18. Das, D., Dutta, A.K., Ray, K.K., "Influence of Temperature of Sub-Zero Treatments on the Wear Behaviour of Die Steel", *Wear*, Vol. 267, pp. 1361-1370, 2009.
19. Amini, K., Nategh, S., Shafyei, A., "Influence of Different Cryotreatments on Tribological Behavior of 80CrMo12 5 Cold Work Tool Steel", *Materials & Design*, Vol. 31, pp. 4666-75, 2010.
20. Meng, F., Tagashira, K., Azume, R., Sohma, H., "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, pp. 205-210, 1994.
21. Huang, J.Y., Zhu, Y.T., Liao, X.Z., Beyerlein, I.J., Bourke, M.A., Mitchell, T.E., "Microstructure of Cryogenic Treated M2 Tool Steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 339, pp. 241-244, 2003.
22. Dhar, N.R., Paul, S., Chattopadhyay, A.B., "The Influence of Cryogenic Cooling on Tool Wear, Dimensional Accuracy and Surface Finish in Turning AISI 1040 and E4340c Steels", *Wear*, Vol. 249,

- pp. 932-942, 2001.
23. Bensely, A., Senthilkumar, D., Mohan Lal, D., Nagarajan, G., Rajadurai, A., "Effect of Cryogenic Treatment on Tensile Behavior of Case Carburized Steel-815m17", *Materials Characterization*, Vol. 58, pp. 485-491, 2007.
24. Collins, D.N., Dormer, J., "Deep Cryogenic Treatment of a D2 Cold-Worked Tool Steel", *Conventional heat treatment*, Vol. 24, pp. 71-74, 1997.
25. Das, D., Dutta, A.K., Ray, K.K., "Optimization of the Duration of Cryogenic Processing to Maximize Wear Resistance of AISI D2 Steel", *Cryogenics*, Vol. 49, pp. 176-184, 2009.