

بررسی اثر عملیات حرارتی آستمپرینگ و مارتمپرینگ بر رفتار سایشی فولادهای کروم- مولیبدن دار (FMU-226) مورد استفاده در آستری آسیابها

محمد حسین شاعری^{۱*}، حسن ثقفیان^۲، سعید شبستری^۳

۱- استادیار گروه مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره) قزوین، (پست الکترونیکی: shaeri@eng.ikiu.ac.ir)

۲- دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت ایران، (پست الکترونیکی: saghafian@iust.ac.ir)

۳- استاد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت ایران، (پست الکترونیکی: shabestari@iust.ac.ir)

Effects of Austempering and Martempering Heat Treatments on wear Behavior of Cr-Mo Steels (FMU-226) Used in Mills Liner

M.H. Shaeri^{1*}, H. Saghafian², S.G. Shabestari³

1-Assistant professor, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Email: shaeri@ENG.ikiu.ac.ir

2- Associated professor, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Email: saghafian@iust.ac.ir

3-Professor, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Email: shabestari@iust.ac.ir

چکیده

با توجه به کاربرد فولادهای کروم- مولیبدن دار که از نوع فولادهای مقاوم در برابر سایش می باشند، بررسی رفتار سایشی این فولادها و همچنین بهبود مقاومت سایشی آنها از اهمیت ویژه ای برخوردار می باشد. در این پژوهش به منظور بهبود مقاومت سایشی فولادهای کروم- مولیبدن دار سیکل های عملیات حرارتی مارتمپرینگ و آستمپرینگ روی این فولاد انجام گردید و نتایج بدست آمده با نتایج حاصل از سیکل رایج در صنعت (سرد کردن به وسیله هوای فشرده) مقایسه گردید. قطعات پس از نگهداری در دمای آستنیت در فرآیند آستمپرینگ در حمام نمک با دمای ۳۰۰°C و در فرآیند مارتمپرینگ در حمام نمک با دمای ۲۰۰°C به مدت ۲، ۸، ۳۰ و ۱۲۰ دقیقه نگهداری شده و سپس تا دمای محیط سرد شدند. پس از بررسی ریزساختار، آزمون سایش خشک پین روی دیسک روی نمونه ها انجام گرفت. نتایج بررسی ها نشان داد در صورت استفاده از عملیات حرارتی آستمپرینگ و به خصوص مارتمپرینگ مقاومت سایشی به مقدار قابل ملاحظه ای افزایش می یابد. نتایج XRD و بررسی های SEM زیرسطح و براده های حاصل از سایش، وجود مکانیزم سایش اکسیدی ملایم در همه نمونه ها و همه نیروها و وجود مکانیزم تورق در نمونه های مارتنزیتی و مکانیزم سایش شدید بر اساس تغییر شکل پلاستیک در نمونه های بینیتی و پرلیتی در نیروهای بالا را نشان داد. **واژه های کلیدی:** فولاد کروم- مولیبدن دار، آستمپرینگ، مارتمپرینگ، مقاومت سایشی، مکانیزم سایش.

Abstract

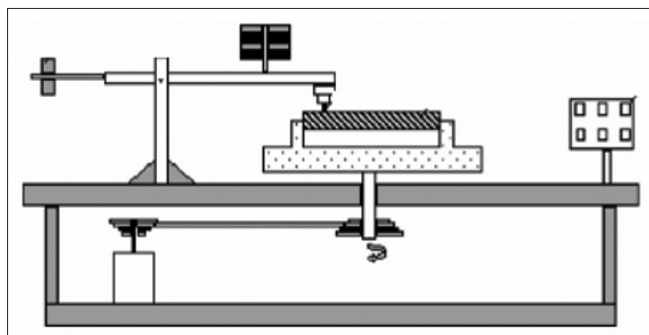
In order to investigate the effect of heat treatment on wear characteristics of Cr-Mo wear resistant steel, the specimens were austempered and martempered at 300oC and 200oC respectively for 2, 8, 30, and 120 minutes and the wear properties of the specimens were compared with those observed in common cycle in industry (compressed air quench). Dry sliding wear tests have been conducted using a pin-on-disk machine under different normal loads of 57.8, 81.3 and 104.8 at a constant sliding speed of 1.20 m/s. The scanning electron microscope (SEM) and X- ray diffraction (XRD) analysis of surface and wear debris of specimens shows that wear mechanism was mainly mild oxidative in all samples, however, delamination and plasticity-dominated wear mechanisms have been seen in high loads. The friction, wear rate and wear coefficient of the steels, have been explained with respect to microstructure and the wear mechanism. The comparison of wear rates shows that by using austempering and especially martempering process, wear resistance of this steel increases considerably.

Keywords: Cr-Mo Steels, Austempering, Martempering, Wear Rate, Wear Mechanism.

(کد: ۹۱۱۰۶۲)

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد کروم- مولیبدن دار ریخته شده.

P	S	Ni	Mo	Cr	Mn	Si	C
۰/۰۰۸	۰/۰۱۵	۰/۲	۰/۲۹	۲/۱۷	۰/۹۵	۰/۴۷	۰/۷۸



شکل ۱- شمانیک دستگاه پین روی دیسک.

فرآیندهای آستمپرینگ و مارتمپرینگ بر رفتار سایشی و مکانیزم سایش فولاد کروم- مولیبدن دار (FMU-226) در نیروهای مختلف بررسی شد و نتایج به دست آمده با نتایج حاصل از نمونه‌های تولید شده با سیکل عملیات حرارتی رایج در صنعت (سرد کردن به وسیله هوای فشرده) مقایسه گردید.

مواد و روش تحقیق

در این تحقیق برای تهیه نمونه‌ها از فولادهای مقاوم در برابر سایش کروم- مولیبدن دار استفاده شد. مذاب مورد نیاز به وسیله کوره القایی و با استفاده از قراضه، برگشتی و فروآلیاژها تهیه و سپس به وسیله پاتیل کف ریز در قالب‌های ماسه‌ای ریخته شد. ترکیب شیمیایی به دست آمده از این فولاد با استفاده از دستگاه اسپکترومتر Hilger مطابق جدول ۱ می‌باشد.

به دلیل اینکه اطلاعات دقیقی درباره سیکل عملیات حرارتی فولادهای کروم- مولیبدن دار در منابع وجود ندارد، دماهای بحرانی بالایی و پایینی و دمای شروع تشکیل مارتنزیت و بینیت این فولاد با استفاده روابط تئوری موجود در منابع و آزمایشات اولیه تعیین شد. با توجه به اینکه ساختار نمونه‌ها در حالت ریختگی به دلیل اختلاف در سرعت سرد شدن یکنواخت نبود، تمامی نمونه‌ها در دمای 950°C به مدت ۱ ساعت بازپخت شدند تا ساختار اولیه همه نمونه‌ها یکنواخت شود. سپس نمونه‌ها به مدت ۱ ساعت در دمای 950°C آستنیت‌ده شده و پس از آن نمونه‌های سری E1 به وسیله هوای فشرده خنک شدند و سایر نمونه‌ها در حمام نمک به مدت ۲، ۸، ۳۰ و ۱۲۰ دقیقه در دماهای 200°C و 300°C نگهداری شده و سپس در هوای آرام تا دمای اتاق سرد شدند. در جدول ۲ خلاصه عملیات حرارتی‌های انجام شده بر روی نمونه‌ها آمده است. در ضمن تمام نمونه‌های حاوی مارتنزیت پس از کوئنچ به مدت ۳

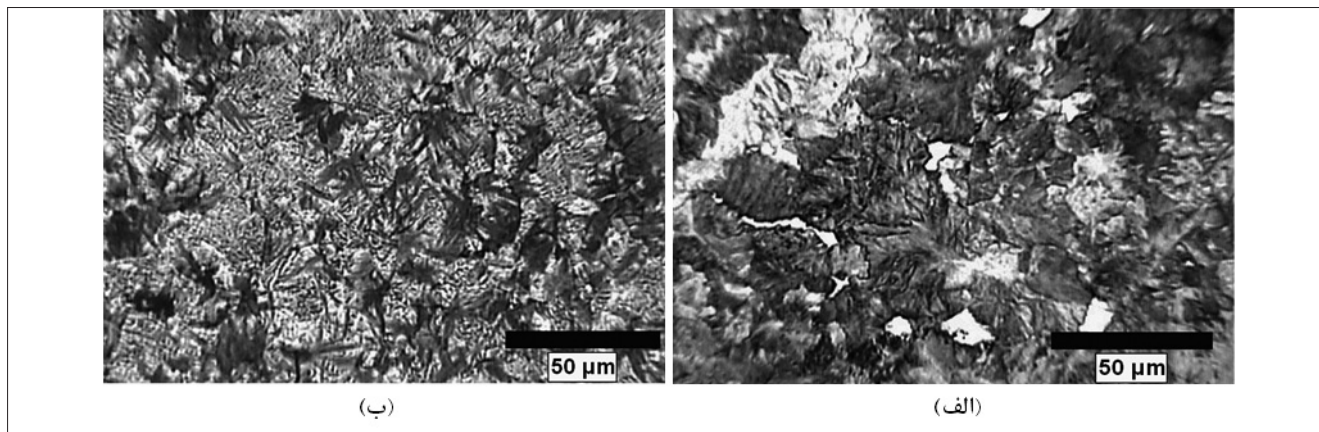
با توجه به نوع و اندازه آسیاب، جنس و اندازه مواد مورد خردایش و محل نصب آستری‌ها در آسیاب، آلیاژ مورد استفاده باید دارای تلفیق مناسبی از مقاومت به سایش و ضربه باشد. در آستری‌های مورد استفاده در دیواره آسیاب مقاومت در برابر سایش در اولویت قرار دارند و در آستری‌های کف آسیاب مقاومت در برابر ضربه از اهمیت بیشتری برخوردار است (Clearly, 2001; Banisi & Hadizadeh, 2007). در آستری‌های مختلف از آلیاژهای مختلفی از قبیل فولادهای آستنیتی منگنزی، فولادها و چدن‌های پرکروم، چدن‌های نایه‌دار و فولادهای کروم- مولیبدن دار و... استفاده می‌شود (Olsen & Cross, 1992).

فولادهای کروم- مولیبدن دار (FMU-226) به دلیل مقاومت به سایش و ضربه مناسب و هزینه تولید نسبتاً پایین یکی از پرکاربردترین آلیاژهای مورد استفاده در آستری آسیاب‌ها به خصوص آسیاب‌های سنگ آهن می‌باشند (Fu & Xiao, 2005; Zhi-qiang, Jian-ming, Xi-la, 2006). یکی از مسائلی که باعث تحمیل ضررهای هنگفتی به این معادن می‌شود، توقف کار آسیاب جهت تعویض آستری‌ها می‌باشد. لذا افزایش عمر سایشی با حفظ مقاومت در برابر ضربه کافی آستری‌ها باعث ایجاد صرفه‌جویی قابل توجهی در هزینه تولید معادن به دلیل کاهش زمان توقف کار آسیاب و همچنین کاهش هزینه تامین آستری‌ها می‌شود (Banisi & Hadizadeh, 2007).

هدف از انجام این پژوهش بهبود عمر سایشی آستری‌های تهیه شده از فولاد کروم- مولیبدن دار (FMU-226) با حفظ مقاومت به ضربه کافی به وسیله تغییر فرآیند عملیات حرارتی بوده است. در سیکل عملیات حرارتی رایج در صنعت قطعات پس از آستنیت‌ده شدن به وسیله هوای فشرده تا دمای محیط خنک شده تا ساختار نمونه‌ها حاوی پرلیت ریز شود (Fu & Xiao, 2005; Zhi-qiang, Jian-ming, Xi-la, 2006). با توجه به اینکه ساختارهای بینیت پایینی و مارتنزیت تمپر شده دارای بیشترین مقاومت سایشی همراه با چقرمگی مناسب می‌باشند (Keough, Laird, Goddin, 1991; Hertzberg, 1996)، در این پژوهش سیکل عملیات حرارتی به نحوی طراحی شد، تا ساختار نمونه‌ها حاوی بینیت پایینی و یا مارتنزیت تمپر شده گردد. لذا سیکل عملیات حرارتی مارتمپرینگ و آستمپرینگ مورد تحقیق قرار گرفت و بهترین شرایط جهت دستیابی به تلفیق مناسبی از سایش و چقرمگی حاصل گردید. لازم به ذکر است با توجه به شوک‌پذیری پایین این فولاد به دلیل مقدار کربن بالا امکان استفاده از محیط‌های سردکننده قوی مانند آب و روغن وجود ندارد. در این پژوهش اثر زمان و دمای نگهداری در حمام نمک در

جدول ۲- عملیات حرارتی‌های انجام شده روی نمونه‌های مختلف.

کد نمونه	نوع عملیات حرارتی	دما (سیلسیوس) - (زمان دقیقه)	کد نمونه	نوع عملیات حرارتی	دما (سیلسیوس) - (زمان دقیقه)
F2	ریختگی	-	E1	سرد کردن به‌وسیله هوای فشرده	-
A1	مارتمپرینگ در حمام نمک	۲-۲۰۰	C1	مارتمپرینگ اصلاح شده در حمام نمک	۲-۳۰۰
A2	مارتمپرینگ در حمام نمک	۸-۲۰۰	C2	آستمپرینگ ناقص در حمام نمک	۸-۳۰۰
A3	مارتمپرینگ در حمام نمک	۳۰-۲۰۰	C3	آستمپرینگ ناقص در حمام نمک	۳۰-۳۰۰
A4	مارتمپرینگ در حمام نمک	۱۲۰-۲۰۰	C4	آستمپرینگ کامل در حمام نمک	۱۲۰-۳۰۰



شکل ۲ ریزساختار میکروسکوپ نوری نمونه‌های (الف) ریختگی، (ب) سرد شده به‌وسیله هوای فشرده (محلول اچ: نایتال ۴٪).

ساعت در دمای 250°C تمپر شدند. آماده‌سازی نمونه‌ها جهت بررسی ساختار مطابق با استاندارد ASTM E3 انجام شد. برای حکاکی از محلول‌های اچ رنگی و سیاه و سفید مختلفی مطابق با استاندارد ASTM E407 استفاده شد، که بهترین نتیجه به‌وسیله محلول آبی متابی‌سولفیت سدیم ۱۵ درصد بدست آمد.

در این پژوهش آزمون سایش نمونه‌ها به روش پین روی دیسک مطابق با استاندارد ASTM G99 انجام گرفت. در شکل ۱ شماتیک دستگاه پین روی دیسک به‌کار رفته نشان داده شده است. برای تهیه دیسک‌ها از فولاد X210CrW12 با سختی HRC 64 استفاده شد. ضخامت دیسک‌های مورد استفاده ۱۰ میلی‌متر و قطر آنها ۱۰۰ میلی‌متر بود. پین‌های استوانه‌ای شکل نیز با قطر ۵mm تهیه شدند. سایش هر یک از نمونه‌ها در سرعت ثابت ۰/۵۰m/s و مسافت ثابت ۲۵۰۰ متر، تحت نیروهای ۵۷/۸ N، ۸۱/۳ و ۱۰۴/۸ و با دو بار تکرار مورد بررسی قرار گرفت.

در نتیجه آزمایش سایش اطلاعات زیر حاصل گردید:

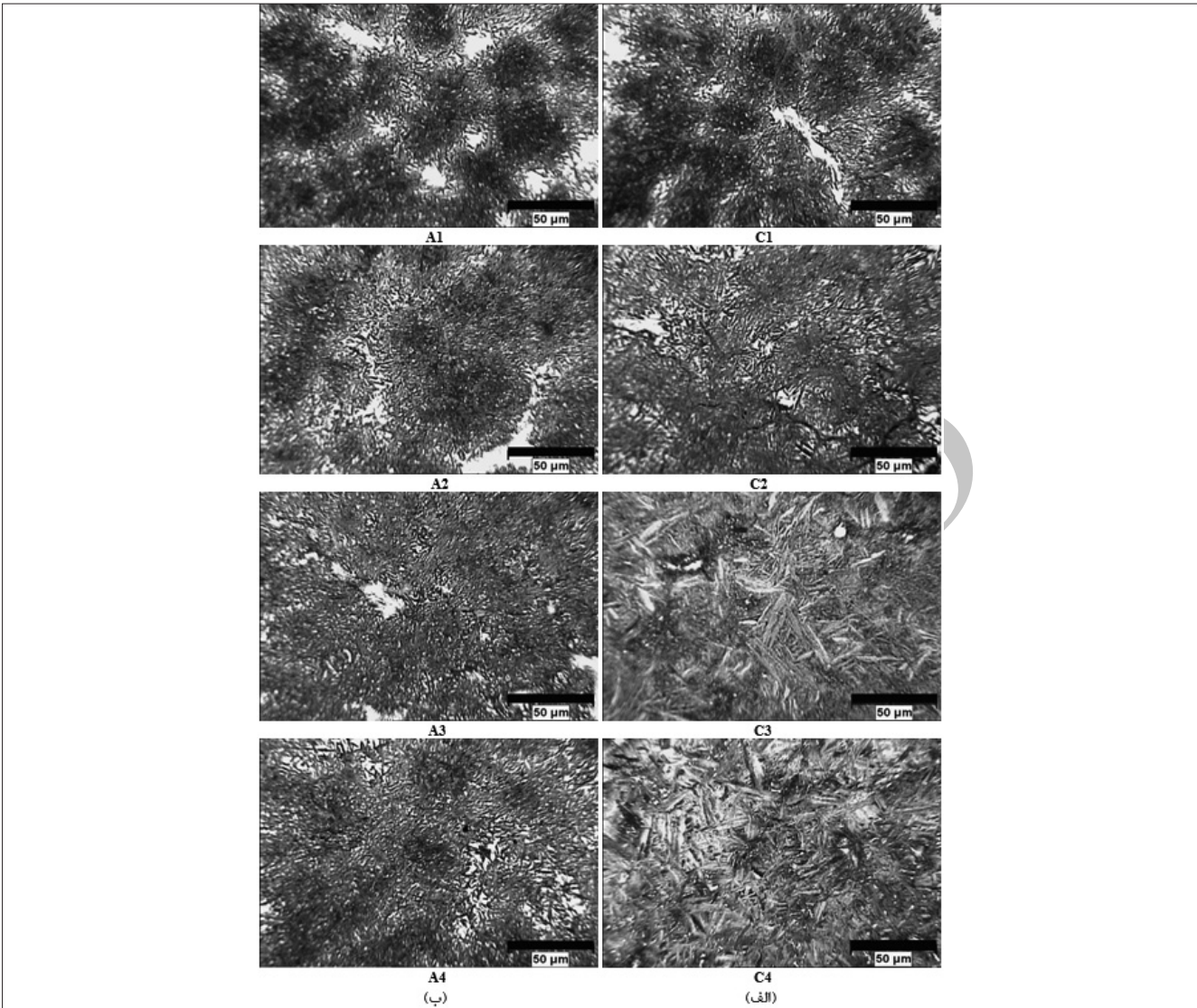
۱- کاهش وزن حاصل از سایش نمونه‌ها در مسافت‌های ۲۵۰۰، ۵۰۰، ۷۵۰، ۱۰۰۰، ۱۵۰۰، ۲۰۰۰ و ۲۵۰۰ متر.

۲- ضریب اصطکاک لحظه‌ای کلیه نمونه‌ها در فاصله‌های تنظیم شده مذکور.

نتایج و بحث

بررسی ریزساختار و سختی

در شکل ۲ ریزساختار میکروسکوپ نوری نمونه‌های ریختگی و سرد شده به‌وسیله هوای فشرده که به‌وسیله محلول نایتال اچ شده‌اند نشان داده شده است. همان‌طور که مشخص است ریزساختار نمونه ریختگی شامل پرلیت ریز و مقدار اندکی سمنتیت پرویوتکتیک در نواحی مرزخانه‌ای می‌باشد، ولی ساختار نمونه E1 که به‌وسیله هوای فشرده خنک شده است حاوی حدود ۳۰ درصد بینیت و ۷۰ درصد پرلیت ریز می‌باشد (Shaeri, Saghafian, Shabestari, 2012; Shaeri, Saghafian, Shabestari, 2010).



تصویر ۳- ساختار میکروسکوپی نمونه‌های کوئنچ شده در حمام نمک در بزرگنمایی ۸۰۰، (الف) نمونه‌های آستمپر شده در دمای ۳۰۰°C و (ب) نمونه‌های مارتمپر شده در دمای ۲۰۰°C (محلول اچ: متا بی سولفیت ۱۵ درصد).

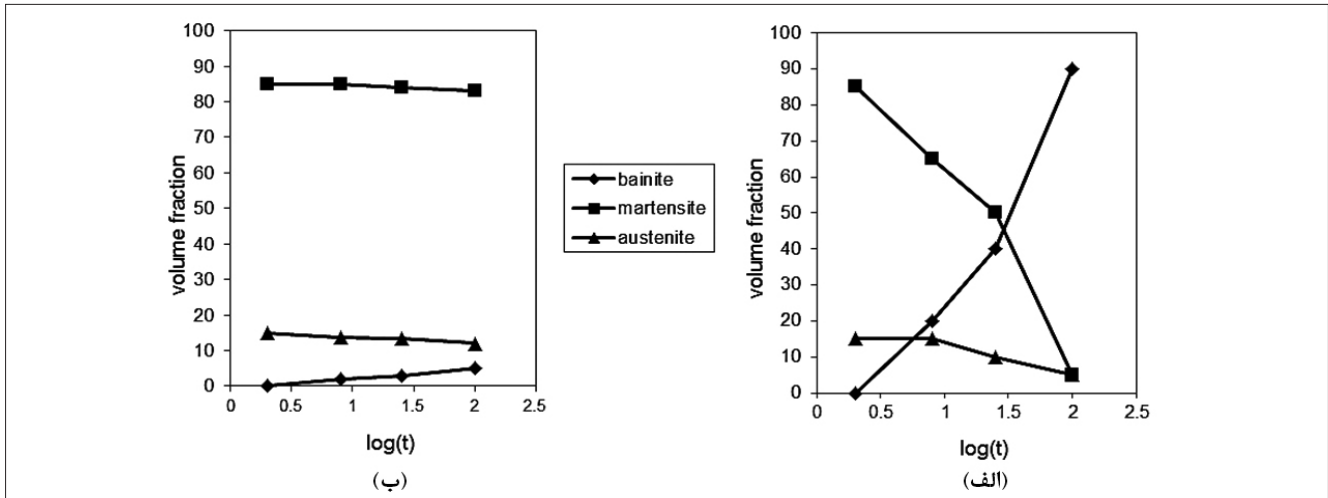
مارتنزیت کاهش و مقدار بینیت به طور قابل توجهی افزایش می‌یابد (Shaeri et al., 2012; Shaeri et al., 2010).
 سختی نمونه ریختگی HRC ۴۵ و سختی نمونه خنک شده با هوای فشرده HRC ۴۵ اندازه‌گیری شد. در شکل ۵ اثر زمان نگهداری در حمام نمک در دو دمای ۲۰۰°C و ۳۰۰°C بر سختی نشان داده شده است. همان‌طور که مشخص است با افزایش زمان نگهداری در دمای ۲۰۰°C سختی مقدار بسیار کمی افزایش می‌یابد، ولی با افزایش زمان نگهداری در دمای ۳۰۰°C سختی با سرعت زیادی کاهش می‌یابد.

سایش

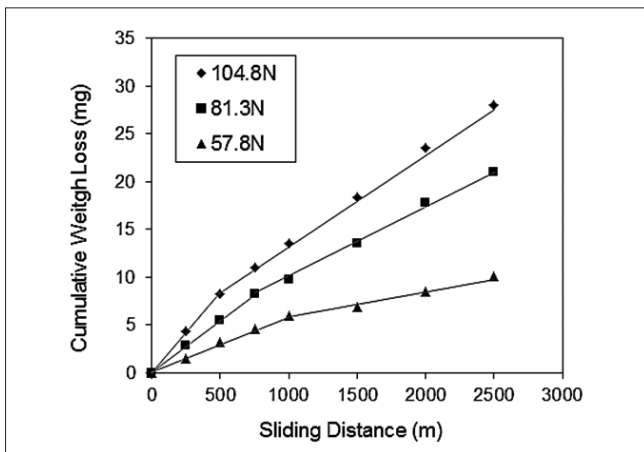
در شکل ۶ متوسط نتایج حاصل از سایش نمونه C۴، به صورت

تصویر ۳ ریزساختار میکروسکوپ نوری نمونه‌های کوئنچ شده در حمام نمک (در زمان و دماهای نگهداری مختلف) را نشان می‌دهد. محلول اچ مورد استفاده محلول آبی متابی سولفیت ۱۵ درصد می‌باشد، قسمت‌های سفیدرنگ آستنیت، قسمت‌های قهوه‌ای رنگ مارتنزیت و نواحی آبی رنگ بینیت می‌باشد (Shaeri et al., 2012; Shaeri et al., 2010).

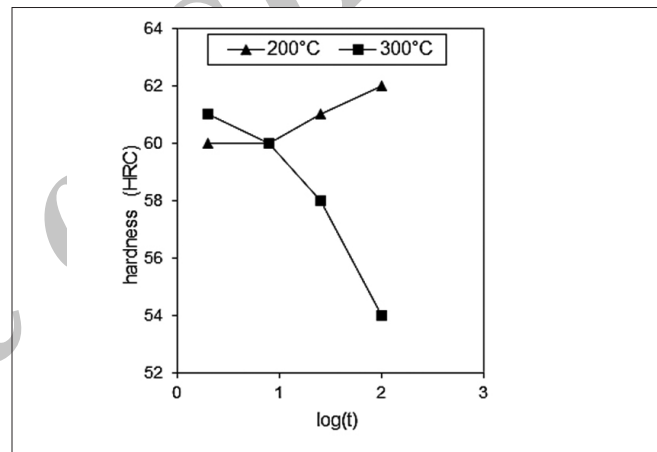
در شکل ۴ تغییرات مقدار آستنیت باقیمانده، بینیت و مارتنزیت برحسب دما و زمان نگهداری در حمام نمک نمایش داده شده است. در عملیات مارتمپرینگ (دمای ۲۰۰°C) با افزایش زمان نگهداری در حمام نمک مقدار آستنیت باقیمانده و مارتنزیت اندکی کاهش و مقدار بینیت اندکی افزایش می‌یابد. در عملیات آستمپرینگ (دمای ۳۰۰°C) با افزایش زمان نگهداری در حمام نمک مقدار آستنیت باقیمانده و



شکل ۴- اثر دما و زمان نگهداری در حمام نمک بر میزان آستنیت باقیمانده، بینیت و مارتنزیت، (الف) نمونه‌های آستمپر شده در دمای ۲۰۰°C و (ب) نمونه‌های مارتمپر شده در دمای ۳۰۰°C.



شکل ۶- منحنی کاهش تجمعی وزن سایش نمونه C4 بر حسب فاصله لغزش در نیروهای مختلف.

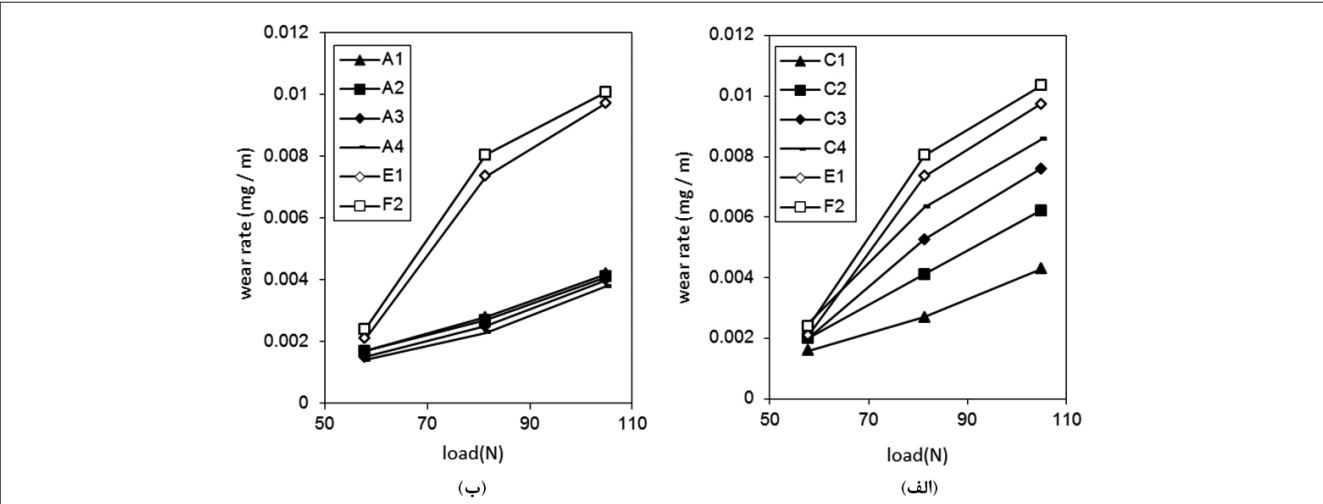


شکل ۵- نمودار اثر زمان نگهداری در حمام نمک در دمای ۲۰۰°C و ۳۰۰°C بر سختی فولاد کروم-مولیبدن دار.

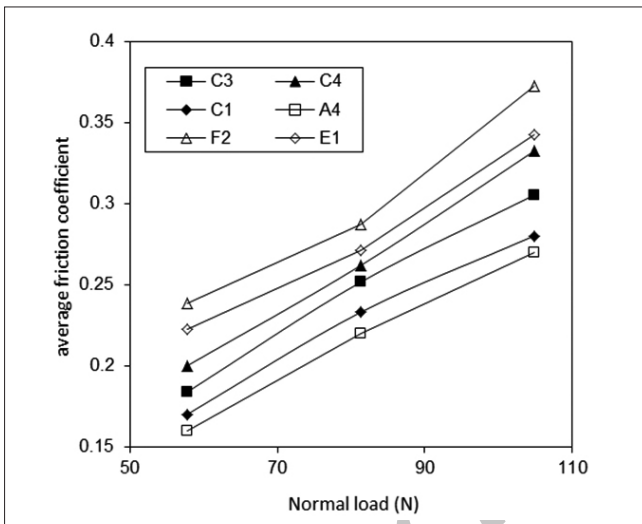
پایدار با استفاده از تغییرات شیب نمودارهای کاهش تجمعی وزن سایش بر حسب فاصله لغزش در نیروهای مختلف (شکل ۶) رسم شده است. همان‌طور که مشخص است، با افزایش نیرو سرعت سایش افزایش می‌یابد و در نیروهای بالاتر اختلاف بین نرخ سایش نمونه‌های مختلف افزایش می‌یابد. از این نمودار می‌توان دریافت با افزایش جزء حجمی مارتنزیت و سختی نمونه‌ها نرخ سایش کاهش می‌یابد و کمترین نرخ سایش مربوط به نمونه A4 (نمونه مارتمپر شده) و بیشترین نرخ سایش مربوط به نمونه F2 (نمونه ریختگی) می‌باشد. همان‌طور که در این نمودار مشخص است با افزایش زمان نگهداری در حمام نمک در عملیات مارتمپرینگ مقاومت سایشی اندکی افزایش می‌یابد زیرا مقدار آستنیت باقیمانده اندکی کاهش و مقدار مارتنزیت اندکی افزایش می‌یابد، ولی با افزایش زمان نگهداری در دمای آستمپرینگ به دلیل کاهش مارتنزیت و افزایش بینیت مقاومت سایشی به مقدار قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد.

کاهش تجمعی وزن نمونه بر حسب فاصله لغزش رسم شده است. لازم به ذکر است نمودارهای مشابهی برای سایر نمونه‌ها نیز تهیه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، نمودارهای مربوط به هر نیرو برای کلیه ساختارها از دو قسمت تقریباً خطی تشکیل شده است، به طوری که قسمت خطی دوم که در نیروی ۱۰۴/۸N تقریباً از مسافت ۵۰۰ m، در نیروی ۸۱/۳N تقریباً از مسافت ۷۵۰ m و در نیروی ۵۷/۸N تقریباً از مسافت ۱۰۰۰ m آغاز می‌گردد، دارای شیب کمتری نسبت به قسمت خطی اول می‌باشد. قسمت خطی اول مربوط به مرحله اولیه سایش یا مرحله run-in و قسمت خطی دوم مربوط به مرحله دوم سایش یا حالت پایدار (steady state) می‌باشد. این نمودارها نشان می‌دهند که در کلیه ساختارها افزایش نیرو موجب افزایش کاهش تجمعی وزن نمونه‌ها در سایش خواهد شد (Lim & Ashby, 1987).

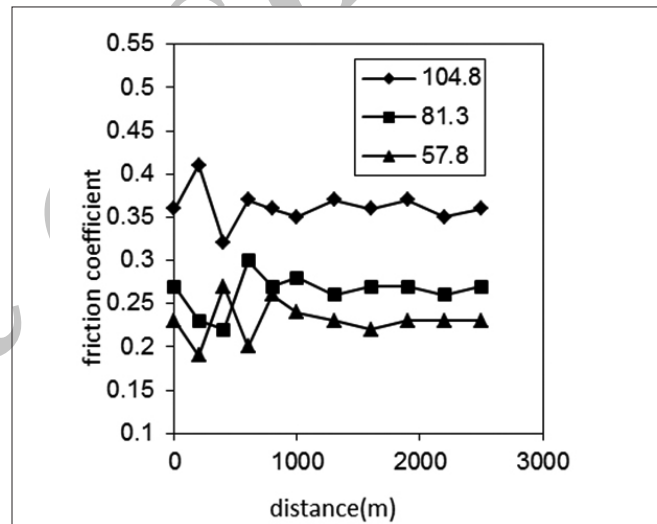
در شکل ۷ تغییرات نرخ سایش بر حسب نیرو در مرحله حالت



شکل ۷- نمودار تغییرات نرخ سایش بر حسب نیرو در مرحله دوم سایش (حالت پایدار) (الف) نمونه‌های آستمپ‌شده، ریختگی و کوئنچ شده در هوای فشرده (ب) نمونه‌های مارتمپ‌شده، ریختگی و کوئنچ شده در هوای فشرده.



شکل ۹- نمودار تغییرات ضریب اصطکاک متوسط نمونه‌های C3، C1، A4، E1، F2 بر حسب نیرو در مرحله حالت پایدار.



شکل ۸- نمودار تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب فاصله لغزش برای نمونه C4 در کلیه نیروهای اعمالی.

در ضمن نمودارهای مشابهی برای سایر نمونه‌ها رسم شده است. همان‌طور که در شکل ۸ مشاهده می‌گردد، ضریب اصطکاک ابتدا در فواصل کوتاه لغزش (منطبق با مرحله اول سایش) دارای نوسان شدیدی است، اما به تدریج با افزایش فاصله لغزش (ورود به مرحله دوم) از میزان نوسان کاسته شده و ضریب اصطکاک پیرامون مقدار ثابتی نوسان می‌نماید.

منحنی ضریب اصطکاک متوسط نمونه‌های C3، C1، A4، E1، F2 و C4 بر حسب نیرو در مرحله حالت پایدار در شکل ۹ نشان داده شده است. این نمودار با استفاده از میانگین‌گیری از ضریب اصطکاک لحظه‌ای در مرحله حالت پایدار به دست آمده است. همان‌طور که مشخص است، با افزایش نیرو ضریب اصطکاک متوسط افزایش می‌یابد و در ضمن با افزایش جزء حجمی مارتنزیت و سختی

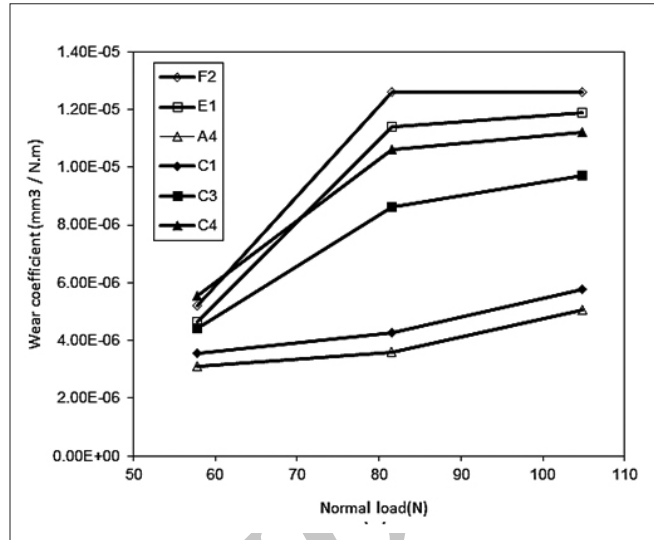
از آنجایی که سختی نمونه یکی از عوامل بسیار مهم در مقاومت سایشی آن می‌باشد، لذا دلیل مقاومت به سایش بالای نمونه‌های سری A و C1 سختی بالای این مواد به دلیل میزان بالای فاز سخت مارتنزیت در این نمونه‌ها می‌باشد. این در حالی است نمونه‌های E1 و C4، F2 به دلیل دارا بودن مقادیر زیادی از فاز نرم‌تر پرلیت و بینیت مقاومت به سایش کمتری از خود نشان داده‌اند. لذا با افزایش مقدار بینیت و کاهش مقدار مارتنزیت مقاومت سایشی کاهش می‌یابد. بر این اساس کمتر بودن مقاومت سایشی نمونه‌های ریختگی و کوئنچ شده در هوای فشرده نسبت به سایر نمونه‌ها را می‌توان به سختی پایین‌تر پرلیت نسبت به بینیت و مارتنزیت ارتباط داد.

شکل ۸ تغییرات ضریب اصطکاک نمونه C4 را بر حسب فواصل معین ۲۵۰، ۵۰۰، ۷۵۰، ۱۰۰۰، ۱۵۰۰، ۲۰۰۰، ۲۵۰۰ متر نشان می‌دهد،

براده‌های حاصل از سایش کلیه ساختارها در کلیه نیروها نشان می‌دهد و هیچ گونه اثری از وجود ذرات اکسیدی دیگر مشاهده نمی‌گردد، این امر را می‌توان بدین اینگونه توجیه نمود، که احتمالاً دمای پین در این نیروی اعمالی از 450°C تجاوز نکرده است. وجود نواحی تغییر شکل پلاستیک شدید یافته (این تغییر شکل به حدی می‌باشد، که در لبه‌های نمونه دنباله سایش نیز مشاهده می‌شود (شکل ۱۴)) و عدم حضور ترک در تصاویر زیرسطح نمونه C4 (شکل ۱۴) در نیروهای بالا، فعال شدن مکانیزم‌های سایش شدید بر اساس تغییر شکل پلاستیک در نیروهای بالا را اثبات می‌کند. دلیل وجود این مکانیزم در نمونه‌های پرلیتی و بینیتی، نرم‌تر بودن ریزساختار این نمونه‌ها نسبت نمونه‌های مارتنزیتی می‌باشد (Sun, 1973; Stott, 1998; Hutching, 1992).

بررسی تصاویر SEM براده‌های حاصل از سایش نمونه A4 نشان می‌دهد (شکل ۱۱)، در نیروهای پایین فقط ذرات اکسیدی ریز و کمی درشت‌تر آگلومره و در نیروهای بالا ذرات فلزی صفحه‌ای شکل همراه با ذرات اکسیدی ریز و کمی درشت‌تر آگلومره در براده‌ها وجود دارد. وجود پیک‌های Fe در نمودار XRD این نمونه در نیروی $104/8\text{ N}$ (شکل ۱۳) نیز موید مطلب فوق می‌باشد. وجود ذرات فلزی صفحه‌ای شکل در براده‌ها و همچنین مشاهده ترک در مرز بین مارتنزیت و آستنیت در نواحی زیرسطح سایش یافته نمونه‌های مارتنزیتی (شکل ۱۴) در نیروهای بالا وجود مکانیزم سایش تورق در این نمونه‌ها را اثبات می‌کند. عدم انعطاف‌پذیری و تردی شکننده بودن فاز مارتنزیت و همچنین انرژی پیوند پایین مرز بین مارتنزیت و آستنیت را می‌توان به عنوان دلایل وجود مکانیزم سایش تورق در نمونه‌های مارتنزیتی عنوان کرد (Sun, 1973; Stott, 1998; Hutching, 1992).

به‌طور کلی می‌توان عنوان نمود، بررسی زیرسطح و براده‌های حاصل از سایش نشان می‌دهد، مکانیزم سایش غالب در بیشتر نمونه‌ها، مکانیزم سایش اکسیدی ملایم (oxidative wear) است و در برخی نمونه‌ها در نیروهای بالا علاوه بر مکانیزم سایش اکسیدی ملایم مکانیزم تورق (delamination) و مکانیزم‌های سایش شدید بر اساس تغییر شکل پلاستیک (plasticity-dominated wear) نیز دیده می‌شود. در نمونه‌های مارتنزیتی (A4 و C1) در نیروهای پایین فقط مکانیزم سایش اکسیدی ملایم و در نیروهای بالا مکانیزم تورق علاوه بر مکانیزم سایش اکسیدی ملایم وجود دارد و در نمونه‌های بینیتی و پرلیتی که نرم‌تر هستند (C4، E1، F2) در نیروهای پایین فقط مکانیزم سایش اکسیدی ملایم و در نیروهای بالا مکانیزم‌های سایش شدید بر اساس تغییر شکل پلاستیک علاوه بر مکانیزم سایش اکسیدی ملایم وجود دارد.

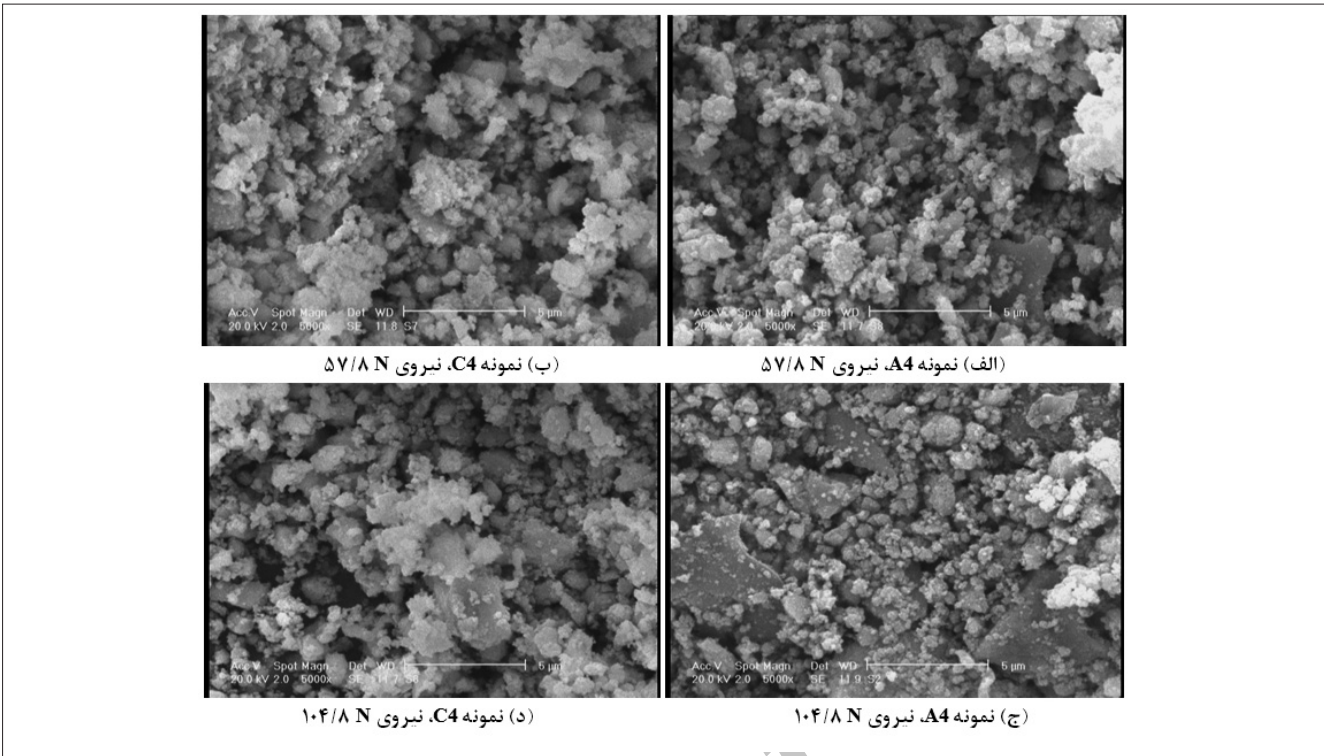


شکل ۱۰- نمودار تغییرات ضریب سایش نمونه‌های F2، E1، A4، C1، C3 و C4 بر حسب نیرو در مرحله حالت پایدار.

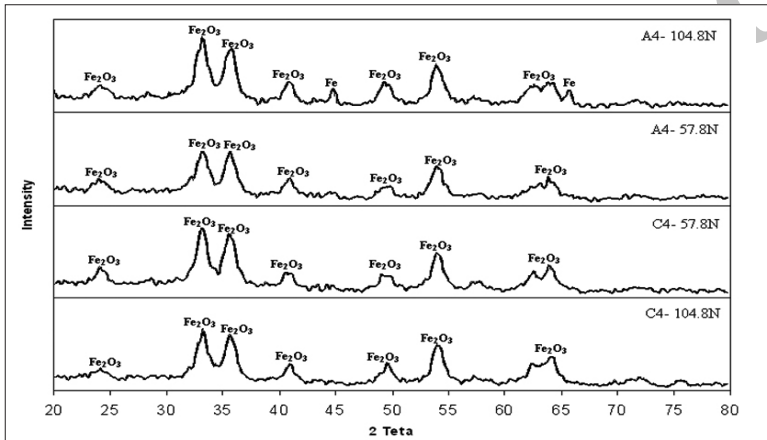
نمونه‌ها ضریب اصطکاک متوسط کاهش می‌یابد و کمترین ضریب اصطکاک متوسط مربوط به نمونه A4 و بیشترین ضریب اصطکاک متوسط مربوط به نمونه F2 می‌باشد.

منحنی ضریب سایش لنکستر نمونه‌های F2، E1، A4، C1، C3 و C4 بر حسب نیرو در مرحله حالت پایدار در شکل ۱۰ نشان داده شده است. این نمودارها با استفاده از تغییرات شیب نمودار نرخ سایش بر حسب نیرو در مرحله حالت پایدار (شکل ۷) رسم شده است. همان‌طور که مشخص است، با افزایش نیرو ضریب سایش افزایش می‌یابد و در ضمن با افزایش جزء حجمی مارتنزیت و سختی نمونه‌ها ضریب سایش کاهش می‌یابد و کمترین ضریب سایش مربوط به نمونه A4 و بیشترین ضریب سایش مربوط به نمونه F2 می‌باشد. از این نمودار می‌توان دریافت در نمونه‌های A4 و C1 مکانیزم سایش در نیروی $104/8\text{ N}$ متفاوت با مکانیزم سایش در سایر نیروها می‌باشد، زیرا با افزایش نیرو ضریب لنکستر تغییر محسوسی می‌کند، و همچنین در نمونه‌های F2، E1، C1 و C3 نیز به دلیل تغییر قابل توجه مقدار ضریب لنکستر مکانیزم سایش در نیروی $104/8\text{ N}$ و $81/3\text{ N}$ متفاوت با مکانیزم سایش در نیروی $57/8\text{ N}$ می‌باشد.

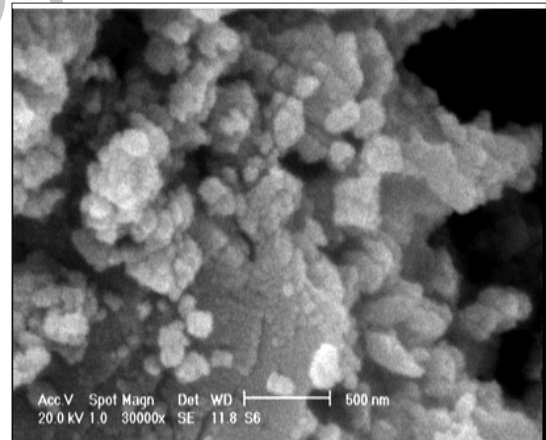
تصاویر SEM و نتایج XRD براده‌های حاصل از سایش نمونه C4 در تمام نیروها نشان می‌دهد (شکل‌های ۱۱ و ۱۳)، براده‌ها از ذرات اکسیدی ریز و کمی درشت‌تر آگلومره تشکیل شده‌اند و نشانه‌ای از وجود ذرات فلزی صفحه‌ای شکل نیز به چشم نمی‌خورد، لذا وجود مکانیزم سایش اکسیدی در این نمونه‌ها قطعی می‌باشد. همان‌طور که شکل ۱۲ نشان می‌دهد، ذرات آگلومره می‌توانند از به هم پیوستن ذراتی با اندازه کمتر از صد نانومتر تشکیل شده باشند. مطابق شکل ۱۳ مشاهدات XRD، وجود اکسید آهن Fe_2O_3 را در میان



شکل ۱۱- تصاویر SEM مربوط به براده‌های حاصل از سایش نمونه‌های A4 و C4 در نیروهای ۵۷/۸ N و ۱۰۴/۸ N (بزرگنمایی ۵۰۰۰).



شکل ۱۳- نتایج حاصل از آزمایش XRD براده‌های حاصل از سایش نمونه‌های A4 و C4 در نیروهای ۵۷/۸ N و ۱۰۴/۸ N.



شکل ۱۲- تصویر SEM مربوط به براده‌های حاصل از سایش نمونه C4 در نیروی ۱۰۴/۸ N (بزرگنمایی ۳۰۰۰۰).

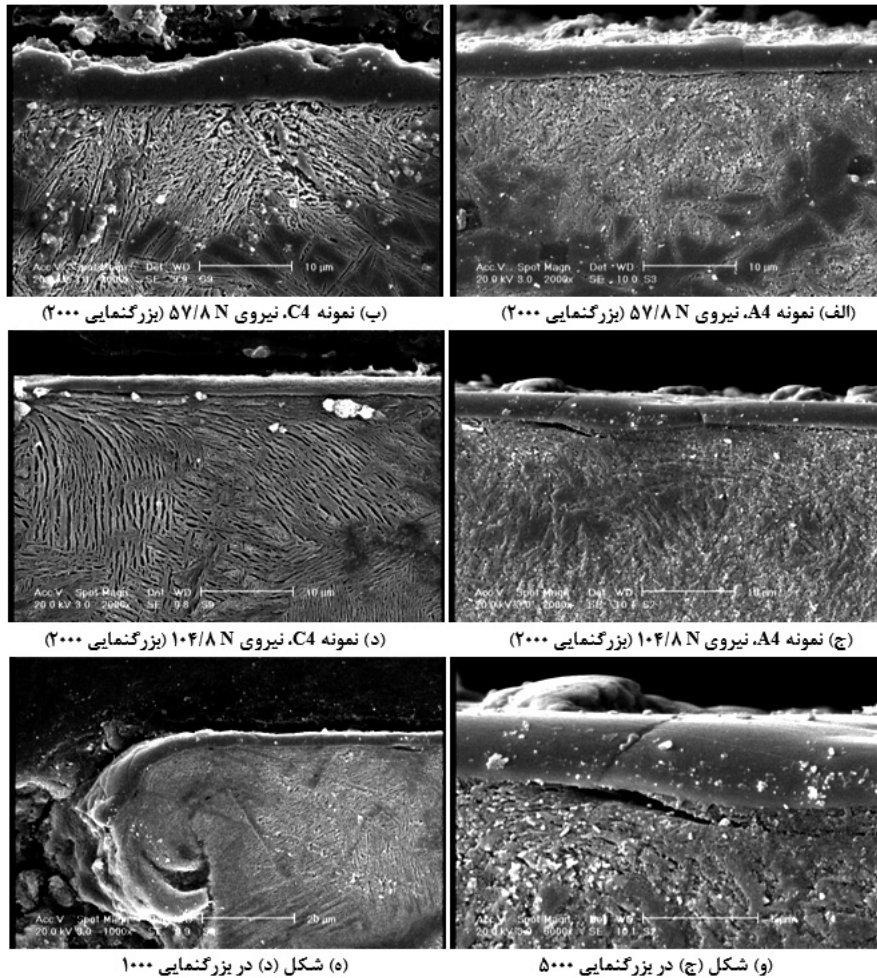
نتیجه‌گیری

تأثیر بسیار کمی بر مقاومت در برابر سایش دارد، ولی در عملیات آستمپرینگ با افزایش زمان نگهداری مقاومت در برابر سایش به مقدار قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد.

۳- در نمونه‌های مارتنزیتی در نیروهای پایین فقط مکانیزم سایش اکسیدی ملایم و در نیروهای بالا مکانیزم سایش شدید تورق علاوه بر مکانیزم سایش اکسیدی ملایم وجود دارد و در نمونه‌های بینیتی و پرلیتی که نرم‌تر هستند، در نیروهای پایین فقط مکانیزم سایش اکسیدی ملایم و در نیروهای بالا مکانیزم‌های سایش شدید

۱- با افزایش نیرو نرخ سایش همه نمونه‌ها افزایش می‌یابد و در ضمن با توجه به اینکه مقاومت سایشی مارتنزیت بیش از بینیت و بینیت بیش از پرلیت می‌باشد، لذا می‌توان گفت در نمونه‌های بینیتی- مارتنزیتی با افزایش مارتنزیت و در نمونه‌های پرلیتی- بینیتی با افزایش بینیت نرخ سایش کاهش می‌یابد.

۲- در عملیات مارتمپرینگ افزایش زمان نگهداری در حمام نمک



شکل ۱۴- تصاویر SEM نواحی زیرسطح ساییده شده نمونه‌های A4 و C4 در نیروهای ۵۷/۸ N و ۱۰۴/۸ N در بزرگنمایی.

5-Hutching, I. M. (1992). Tribology and wear of engineering materials. Edward Arnold, 82-171.
 6-Keough, R., Laird, W. J. & Goddin, A. D. (1991). Austempering of steel. ASM Metal Handbook, Heat Treatment, 4, 367-413.
 7-Lim, S. C. & Ashby, M. F. (1987). Wear-mechanism maps. Acta Metallurgical, 35, 1-24.
 8-Olsen, D. L. & Cross C. E. (1992). Friction and wear in the mining and mineral industries. ASM Metal Handbook, Friction, Lubrication, and Wear Technology, 18, 1327-1342.
 9-Shaeri, M. H., Saghafian, H. & Shabestari, S. G. (2012). Effects of austempering and martempering processes on microstructure and mechanical properties of Cr-Mo steels (FMU-226) used in mills liner. Materials and Design, 34, 192-200.
 10-Shaeri, M. H., Saghafian H. & Shabestari, S. G. (2010). Effects of austempering and martempering processes on amount of retained austenite in Cr-Mo steels (FMU-226) used in mills liner. Journal of Iron and Steel Research International, 17(2), 53-58.
 11-Stott, F. H. (1998). The role of oxidation in the wear of alloys. Tribology International, 31, 61-71.
 12-Suh, N. P. (1973). The delamination theory of wear. Wear, 25, 111-124.
 13-Zhi-qiang, J., Jian-ming, D. & Xi-lan, F. (2006). Study and application of heat treatment of multi-element wear-resistant low-alloy steel. Journal of Iron and Steel Research International, 13(1), 57-61.

بر اساس تغییر شکل پلاستیک علاوه بر مکانیزم سایش اکسیدی ملایم وجود دارد.

۴- با توجه به نتایج بدست آمده به نظر می‌رسد، در صورت استفاده از قطعات مارتمپر و آستمپر شده به جای قطعات کوئنچ شده در هوای فشرده در آستری‌های آسیابها مقاومت سایشی و عمر مفید آستری‌ها افزایش یافته و صرفه‌جویی قابل توجهی در هزینه تولید معادن ایجاد می‌شود.

منابع و مراجع

1-Banisi, S. & Hadizadeh, M. (2007). 3-D liner wear profile measurement and analysis in industrial SAG mills. Minerals Engineering, 20(2), 132-139.
 2-Cleary, P. W. (2001). Recent advances in DEM modeling of tumbling mills. Minerals Engineering, 14(10), 1295-1319.
 3-Fu, H., Xiao, H. & Fu, H. (2005). Heat treatment of multi-element low alloy wear-resistant steel. Materials Science and Engineering A, 396, 206-212.
 4-Hertzberg, R. W. (1996). Deformation and fracture mechanics of engineering materials. John Wiley & Sons Inc.