

تأثیر مرفولوژی کاربیدها بر رفتار تریبولوژیکی چدنهای نیکل سخت نوع ۴

مهدی صالحی* و عبدالصمد آیت‌اللهی**

دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله: ۱۳۷۴/۹/۲۱ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۷۵/۶/۲۵)

چکیده - در این پژوهش تأثیر حجم و مرفولوژی کاربیدهای یونکتیکی در ساختمان میکروسکوپی بر رفتار تریبولوژیکی چدنهای نیکل سخت نوع ۴ بررسی شده است. بدین منظور ترکیب شیمیایی عمومی این آلیاژها بر طبق استاندارد ASTM A532 دسته I نوع D به عنوان مبانی پژوهش انتخاب و در تهیه نمونه‌ها تنها میزان کربن بین ۲/۳ تا ۳/۲۱ درصد تغییر داده شد. آزمایشهای سایش لغزشی در حالت خشک به صورت دیسک بر روی دیسک تحت سرعت خطی لغزشی ۰/۲۸۳ m/s صورت پذیرفت. در این پژوهش برای مطالعه ساختار میکروسکوپی و مرفولوژی کاربیدها از میکروسکوپ نوری استفاده گردید و برای مشخص نمودن سایش نمونه توپوگرافی سطوح و ذرات سایش توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی صورت پذیرفت. یافته‌های آزمایش نشان می‌دهند که افزایش حجم فاز کاربید باعث کاهش تغییر شکل پلاستیکی سطوح و نهایتاً افزایش مقاومت به سایش شده است. البته این امر صرفاً در چدنهای هیپویونکتیک صادق بوده و افزایش بیش از حد کاربید، سبب بروز ترک و اشاعه آن و کنده شدن ذرات و در نتیجه افت مقاومت سایش شده است. مطالعات میکروسکوپی همچنین نشان می‌دهند که ناپیوستگی کاربیدها در زمینه موجب افزایش مقاومت سایشی آلیاژ شده است.

The Effect of Carbides Morphology on Tribological Behaviour of Ni-Hard 4 Cast Irons

M. Salehi and A.S. Ayatollahi

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

ABSTRACT- In this research the effect of volume and morphology of eutectic carbides on tribological behaviour of Ni-Hard 4 cast irons have been investigated. Therefore, as a result of the fact that the carbon content effects the carbides morphology of Ni-hard cast irons, the chemical compositions of five different specimens were kept constant with the exception of the carbon content, which was varied from 2.3 to 3.2%. The general composition of these alloys was selected according to Group D Class I of ASTM A532 standard. The microstructure and carbides morphology of homogenized specimens were examined by microhardness testings and metallographic examinations. Metallographic techniques include optical and scanning electron microscopy have been also used to characterise the predominant wear mechanism. The

* استادیار ** کارشناسی ارشد

Ni-hard 4 cast iron surfaces worn by a process of plastic deformation and fracture to produce wear debris. SEM examination of worn surface topography and wear debris shows the tendency to plastic deformation and wear decreased as the carbon content of the specimen increased.

۱- مقدمه

چدنهای سفید آلیاژی به طور گسترده‌ای در مصارف ضد سایشی مثل خردکننده‌ها، سنگ شکنها، گلوله‌های آسیاب، تجهیزات کارخانجات سیمان و حمل مواد کاربرد دارند. این دسته از چدنهای یکی از مهمترین گروه موادی هستند که باید به طور مجزا از چدنهای معمولی بررسی شوند. درصد عناصر آلیاژی معمولاً بالاتر از چهار درصد است و در بسیاری از مواقع عملیات حرارتی بر روی قطعات ریختگی به منظور بهبود خواص سایشی و انعطاف پذیری صورت می‌گیرد.

حجم زیاد کاربیدهای اولیه و یوتکتیکی در ساختمان میکروسکوپی سبب ایجاد سختی بالای مورد نیاز برای این گونه مصارف است. زمینه فلزی چدنهای سفید هیپو یوتکتیک که فاز کاربید را در بر گرفته می‌تواند به وسیله مقدار عناصر آلیاژی و عملیات حرارتی تحت تأثیر قرار گیرد تا بسته به شرایط کاربرد، مقاومت به سایش و یا انعطاف پذیری لازم را ایجاد کند. برای انتخاب بهینه و مطمئن این چدن‌ها در یک کاربرد مشخص و تحت بار و شرایط محیطی خاص باید کلیه شرایطی که قطعه در آن واقع می‌شود را شناخت. در بسیاری از حالتها، لازم است تا ساختاری به دست آید که مقاومت به سایش توأم با چقرمگی کافی برای مقاومت در برابر بارهای ضربه‌ای را داشته باشد. از جمله پرمصرفترین این دسته از چدن‌ها، چدنهای نیکل - سخت گروه چهار (۴ Ni-Hard) است. با توجه به اینکه کاربرد این چدن‌ها علی‌رغم داشتن خصوصیات سایشی مناسب در بسیاری از موارد به دلیل شکننده بودن و ضعف در میزان ضربه‌پذیری محدود می‌شود، تحقیقاتی در ارتباط با اصلاح در ترکیب شیمیایی توأم با عملیات حرارتی صورت گرفته است. مطالعات نشان می‌دهد که از بین عناصر آلیاژی، عنصر کربن دارای تأثیر بسیار زیادی روی خصوصیات این چدن‌هاست.

چدنهای نیکل سخت، برای مقاومت در برابر سایش، متکی به حضور کاربیدهای یوتکتیکی سخت در ساختار میکروسکوپی‌اند.

نوع، نسبت و مرفولوژی این کاربیدها، نه تنها مقاومت به سایش را کنترل می‌کند بلکه به طور مشخص روی چقرمگی نیز مؤثر است. کاربیدهای موجود در سیستم Fe-Cr-C عبارت‌اند از: $M_{3}C$ ، $M_{7}C_{3}$ و $M_{23}C_6$. عناصر تشکیل دهنده کاربید مثل منگنز، مولیبدن و وانادیم هم در $M_{3}C$ و هم در $M_{7}C_{3}$ حل می‌شوند و همچنین ممکن است کاربیدهایی مثل $M_{2}C$ و $M_{6}C$ را افزایش دهند. چنانچه مقدار کرم در آلیاژ زیر ۱۲ درصد باشد، کاربیدهای $M_{3}C$ با سختی HV ۱۰۰۰ به وجود می‌آیند و در مقادیر کرم زیر ۶ درصد، این کاربیدها به صورت یوتکتیک لدبوریت پیوسته‌اند. اما در مقادیر کرم بین ۸ تا ۱۰ درصد، کاربیدهایی با پیوستگی کمتر ایجاد می‌شوند [۱]. در اکثر کارهای اخیر، محققان بر این عقیده‌اند که در آلیاژهایی با این مقدار از کرم، کاربید یوتکتیکی مرکبی تشکیل می‌شود مشتمل بر یک قسمت داخلی $M_{7}C_{3}$ و یک پوسته بیرونی از $M_{3}C$ که در حین سرد شدن حالت جامد در قالب به وجود می‌آید [۲]. در مقادیر بالاتر کرم، کاربیدهای یوتکتیکی $M_{7}C_{3}$ به صورت ناپیوسته مرکب به وجود می‌آیند. میزان پیوستگی فاز کاربید در یک کلنی یوتکتیک، به مراتب کمتر از نوع $M_{3}C$ است. این مطلب به اضافه سختی بالاتر $M_{7}C_{3}$ (HV ۱۶۰۰) سبب ترکیب بالاتری از مقاومت سایش و شکست نسبت به چدنهای با کرم پائینتر می‌شود.

سختی کاربیدها یکی از فاکتورهای مؤثر بر سایش محسوب می‌شود. لذا با استفاده از کاربیدهایی که سختی بالایی دارند، مقاومت به سایش افزایش می‌یابد.

کاربیدها به طور کلی به عنوان فاق یا شیار داخلی عمل می‌کنند. لذا چنانچه در ساختار وجود داشته باشند کاربیدهای ناپیوسته نسبت به کاربیدهای پیوسته ارجحیت خواهند داشت. وقتی کاربید به شبکه پیوسته باشد، ترک به آسانی رشد می‌کند، اما در شکل ناپیوسته، ترک به سختی از یک کاربید به کاربید دیگر رشد می‌کند و لذا چقرمگی افزایش می‌یابد.

در این مقاله سعی شده است تأثیر مرفولوژی کاربیدها بر

جدول ۱ - ترکیب شیمیایی چدنهای نیکل سخت ۴ مطابق استاندارد ASTM A۵۳۲

آهن	مولیبدن	کرم	نیکل	سیلیسیم	منگنز	کربن
بقیه	حداکثر ۱	۷-۱۱	۵-۷	۱-۲/۲	حداکثر ۱/۳	۲/۵-۳/۶

جدول ۲ - ترکیب شیمیایی نمونه های ریختگی

شماره نمونه	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	CE	Cr/C
۱	۲/۳۰	۲/۱۲	۱/۲۲	۰/۰۲۳	۰/۰۳۷	۸/۸۶	۰/۰۳۱	۵/۵۴	۲/۹۴۷	۳/۸۵
۲	۲/۶۷	۲/۰۹	۱/۱۶	۰/۰۲۳	۰/۰۴۵	۸/۷۲	۰/۰۳۰	۵/۴۴	۳/۱۳۳	۳/۲۶
۳	۲/۷۶	۲/۱۴	۱/۱۴	۰/۰۲۲	۰/۰۳۹	۸/۷۰	۰/۰۳۱	۵/۴۹	۳/۴۱۶	۳/۱۵
۴	۲/۹۸	۲/۰۷	۱/۱۳	۰/۰۲۲	۰/۰۴۱	۸/۴۴	۰/۰۳۲	۵/۴۰	۳/۶۰۹	۲/۸۳
۵	۳/۲۱	۲/۱۰	۱/۱۶	۰/۰۲۰	۰/۰۳۴	۸/۵۶	۰/۰۳۰	۵/۴۲	۳/۸۵۰	۲/۶۶

در یک محیط کوئنچ با شدت کمتر، نمونه‌ها به مدت ۴/۵ ساعت در دمای ۷۸۰ درجه سانتیگراد نگهداری و پس از سرد کردن در روغن به مدت یک ساعت در دمای ۲۴۰ درجه سانتیگراد بازگشت داده شدند.

مکانیسم سایش چدنهای نیکل سخت نوع ۴ تحت شرایط ویژه‌ای از تریبو سیستم بررسی شود.

۲ - مواد و روشهای آزمایشی

۱-۲ - مواد

در طی پژوهش انجام شده برخی از رفتارهای چدن سفید آلیاژی نیکل - سخت نوع ۴ تحت تأثیر تغییر درصد کربن در ترکیب شیمیایی آن بررسی شده است. لذا ترکیب شیمیایی عمومی این آلیاژها بر طبق استاندارد ASTM A۵۳۲ دسته I نوع D به عنوان مبنای کار انتخاب شده و در تهیه نمونه‌ها تنها درصد کربن تغییر داده شده است. جدول (۱) ترکیب شیمیایی این گروه از چدنهای سفید آلیاژی را نشان می‌دهد.

به منظور تهیه نمونه‌های آزمایشی مورد نظر برای آزمایشهای متالوگرافی، ضربه و سایش قطعاتی به شکل Y ریخته‌گری شد. تهیه ذوب توسط کوره القایی صورت گرفته و از امکاناتی نظیر کوانتومتر و ترموکوپل برای تنظیم ترکیب شیمیایی و دمای ذوب استفاده شد. ترکیب شیمیایی نمونه‌های ریختگی در جدول (۲) نشان داده شده است.

قطعات ریختگی توسط دستگاههای تخلیه الکتریکی برشکاری شده و با ماشینکاری، نمونه‌هایی به قطر ۲۰ و ضخامت ۱۰ میلیمتر برای انجام آزمایش سایش تهیه شدند. به منظور جلوگیری از کاهش دمای شروع مارتزیت Ms و دستیابی به زمینه مارتزیتی

۲-۲ - دستگاه سایش چرخشی - لغزشی

انجام آزمایشهای سایش توسط یک دستگاه سایش چرخشی - لغزشی صورت گرفت. نمونه‌ها به صورت دیسک ثابت توسط نگهدارنده در بالا قرار گرفته و در اثر چرخش دیسک پایین ساییده می‌شدند. جنس سطح مقابل از فولاد X۱۶۵ CrMoV۱۲ با سختی ۵۹۰ HV بود که ترکیب شیمیایی آن در جدول (۳) دیده می‌شود. فولاد مزبور به مدت یک ساعت در دمای ۹۸۰ درجه سانتیگراد آستنیت شده و پس از سرد کردن در روغن به مدت یک ساعت در دمای ۲۴۰ درجه سانتیگراد بازگشت داده شد. آزمایشها در شرایط خشک و اتمسفر معمولی انجام شد. در این دستگاه می‌توان شرایطی ایجاد کرد که نمونه آزمایش و سطح مقابل هر دو در حال چرخش باشند و یا شرایطی که نمونه ثابت بزرده و تنها سطح مقابل بچرخد که در این حالت دستگاه تنها حالت لغزشی دارد. آزمایشها در این بررسی در حالت دوم صورت گرفت. سرعت لغزش نسبی بستگی به دور موتور و قطر دیسک چرخنده دارد و قابل تنظیم و محاسبه است. در این آزمایشها دور موتور ۱۰۰ دور در دقیقه انتخاب شد که با توجه به قطر دیسک، سرعت خطی لغزشی ۰/۲۸۳ m/s حاصل شد. همچنین می‌توان توسط وزنه بار

جدول ۳ - ترکیب شیمیایی فولاد X1۶۵ CrMoV۱۲

آهن	وانادیم	مولیبدن	کرم	کربن
بقیه	۰/۲	۰/۵	۱۲	۱/۶

۱۰۰۰، ۲۰۰۰، ۴۰۰۰، ۶۰۰۰، ۸۰۰۰ و ۱۰۰۰۰ متر کاهش وزن به وسیله یک ترازوی دقیق با دقت ۰/۱ میلی گرم اندازه گیری شد و نتایج کاهش وزن بر حسب مسافت لغزش، در قالب منحنی مشخصه سایش رسم شد.

۲-۴ - مطالعات میکروسکوپی

بررسی مکانیسم سایش نمونه‌ها توسط دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی فیلیپس XL۳۰ صورت پذیرفت. در بررسی، مکانیسم سایش ذرات و توپوگرافی سطوح سایش نیز مطالعه شدند.

به منظور مطالعات ساختاری و تهیه تصاویر میکروسکوپی از نمونه‌ها در حالت ریختگی و عملیات گرمایی از یک دستگاه میکروسکوپ نوری مدل METALUX۳ با حداکثر بزرگنمایی ۱۸۰۰ برابر استفاده شد. سطح نمونه‌ها پس از سنباده زدن تا سنباده ۴۰۰۰ پولیش شده و در محلول پیکرال (۴ درصد اسیدپیکریک در اتانول) اچ شدند.

۳ - نتایج و بحث

۳-۱ بررسی ساختاری

شکل (۱) تأثیر میزان کربن در نمونه‌ها بر حجم و مرفولوژی کاربیدهای حاصله را نشان می‌دهد. به طوری که تصویر (۱-الف) که مربوط به نمونه با کمترین درصد کربن است دارای کمترین مقدار کاربید در ساختار بوده و تصویر (۱-ه) که مربوط به نمونه با بیشترین درصد کربن است، دارای بیشترین مقدار کاربید است. زمینه ایجاد شده بعد از عملیات گرمایی عمدتاً "مارتنزیتی است.

مقدار کرم به این میزان، در این آلیاژها می‌تواند نوع و مرفولوژی کاربیدها را تغییر دهد به گونه‌ای که علاوه بر کاربیدهای $M_{23}C_6$ ، کاربیدهای $M_{7}C_3$ نیز ایجاد شوند. نتایج میکروسختی نیز مؤید این مطلب است که کاربیدها از یک قسمت داخلی $M_{7}C_3$ و یک پوسته بیرونی $M_{23}C_6$ تشکیل شده‌اند. این کاربیدها در یک شکل ناپوسته در زمینه توزیع شده‌اند. این مطلب را می‌توان به خوبی از روی شکل (۲) ملاحظه کرد. در چندنه‌های هیپوئوتکتیک، کاربید در فواصل بین دندریته‌های آستنیت اولیه منجمد می‌شود و شکل کاربید بستگی به اندازه این فضاها دارد. در حقیقت مرفولوژی واقعی

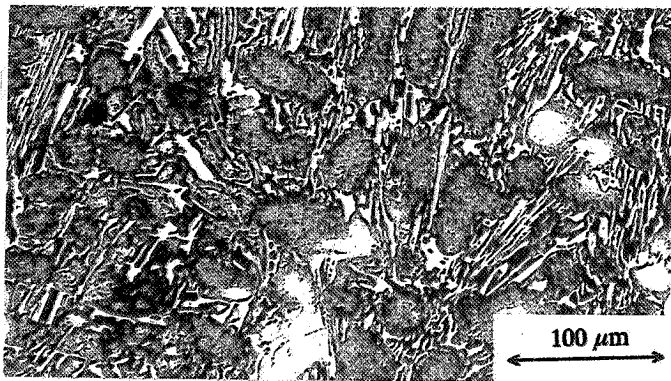
مورد نظر را از ۱ تا ۳۰ کیلوگرم بر روی نمونه اعمال کرد. مسافت لغزش توسط یک شمارنده اندازه‌گیری می‌شود. میزان سایش به وسیله اندازه‌گیری کاهش وزن نمونه بعد از مسافتهای مورد نظر محاسبه می‌شود. همین طور کرنش‌سنجی بر روی بازوی عمودی دستگاه نصب شده که در نهایت امکان اندازه‌گیری ضریب اصطکاک را فراهم می‌سازد. نیروی اصطکاک توسط اهرمی به بازوی عمودی وارد شده و کرنش حاصله باعث تغییر مقاومت الکتریکی کرنش‌سنجی می‌شود. تغییرات مقاومت الکتریکی توسط یک پل‌تستون به تغییرات ولتاژ در حد میلی ولت تبدیل شده و سپس به یک تقویت کننده ارسال می‌شود. تقویت کننده این تغییرات را از طریق یک بورد تبدیل کننده اطلاعات قیاسی به شمارگر که در یک کامپیوتر جاسازی شده توسط یک نرم افزار مناسب، در کامپیوتر ذخیره می‌کند.

سرعت نمونه برداری بین ۱ تا ۱۰۰ نمونه در ثانیه قابل تغییر بوده و کامپیوتر در هر مرحله ۵۰۰۰ داده را می‌تواند ثبت و رسم کند. تعداد نمونه برداری در آزمایشهای سایش ۱۰۰ نمونه در ثانیه تنظیم شده است.

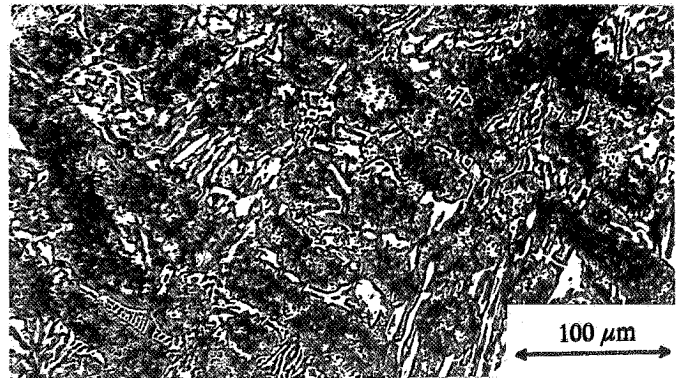
با درجه بندی کردن این سیستم، می‌توان تغییرات ولتاژ را به تغییرات نیروی اصطکاک ربط داده و با استفاده از نرم افزارهای گرافیکی نمودار نیروی اصطکاک بر حسب زمان را رسم کرد. همچنین می‌توان با استفاده از روابط و با توجه به نیروی اعمالی، محور عمودی نمودار را به ضریب اصطکاک تبدیل کرد. با در نظر گرفتن سرعت لغزش در دستگاه سایش می‌توان محور افقی نمودار را به مسافت لغزش تبدیل کرده و در نهایت نمودار ضریب اصطکاک را بر حسب مسافت لغزش رسم کرد.

۲-۳ - روش اجرای آزمایشهای سایش

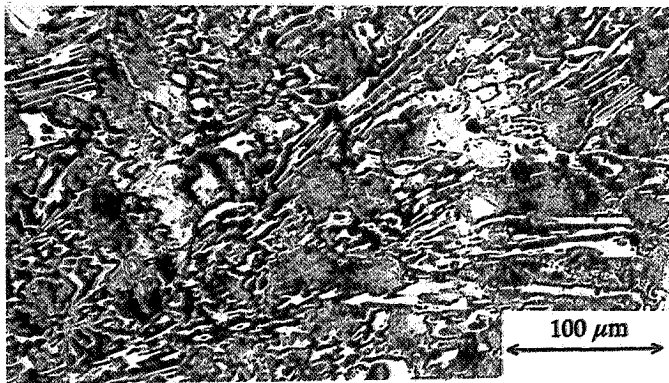
به منظور انجام آزمایشها، ابتدا دستگاه سایش چرخشی - لغزشی درجه بندی شد و آزمایشها تحت بار ۱۵ کیلوگرم و در مسافت ۱۰۰۰ متر انجام گرفت. برای کلیه نمونه‌ها در فواصل ۵۰،



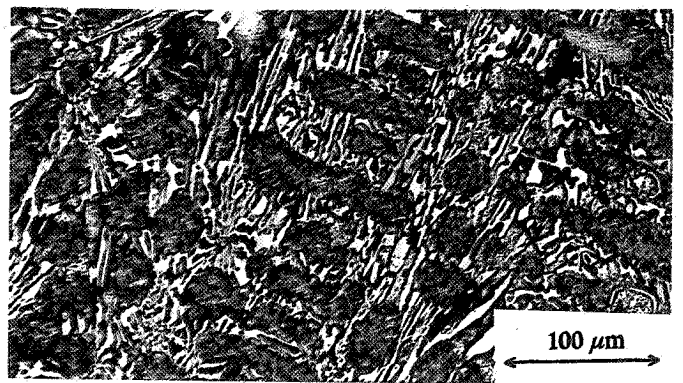
ب) ۲/۶۷ درصد کربن



الف) ۲/۳۰ درصد کربن



د) ۲/۹۸ درصد کربن



ج) ۲/۷۶ درصد کربن



هـ) ۳/۲۱ درصد کربن

شکل ۱- ساختار میکروسکوپی چندنهای نیکل سخت گروه چهار با درصد کربن مختلف



شکل ۲- ساختار میکروسکوپی چدن نیکل سخت عملیات حرارتی شده با ۲/۳ درصد کربن شامل زمینه مارتنزیت و فاز کاربید

جدول ۴ - نتایج میکروسختی ویکرز از فازهای موجود در ساختار نمونه های عملیات حرارتی شده

شماره نمونه	۱	۲	۳	۴	۵
کاربید	۱۲۲۰	۱۱۵۹	۱۱۵۹	---	---
زمینه	۷۶۶	۷۷۰	۷۴۴	۷۹۰	۷۹۷

سختی کاربیدها، یکی از عوامل مؤثر بر سایش محسوب می شود و لذا با استفاده از کاربیدهایی که سختی بالایی دارند می توان مقاومت به سایش را افزایش داد. وجود اجزای سخت در یک زمینه نرمتر می تواند مقاومت به سایش لغزشی خوبی را ایجاد می کند زیرا اجزای سخت می توانند بار اعمال شده را به خوبی تعدیل و توزیع کنند. در اینجا وجود کاربیدهای از نوع M_3C_2 با سختی بالا و ناپیوستگی آنها شرایط برتری را نسبت به کاربیدهای M_7C_3 ایجاد کند. افزایش حجم کاربیدها نیز باعث افزایش مقاومت به سایش شده است. البته این امر صرفاً در چدنهای هیپوپوتکتیک صادق بوده و افزایش بیش از حد کاربید در چدنهای هایپر پوتکتیک سبب بروز ترک و اشاعه آن و کنده شدن ذرات و در نتیجه افت مقاومت سایش می شود [۵].

سختی و استحکام زمینه نیز از عوامل مؤثر بر مقاومت سایش

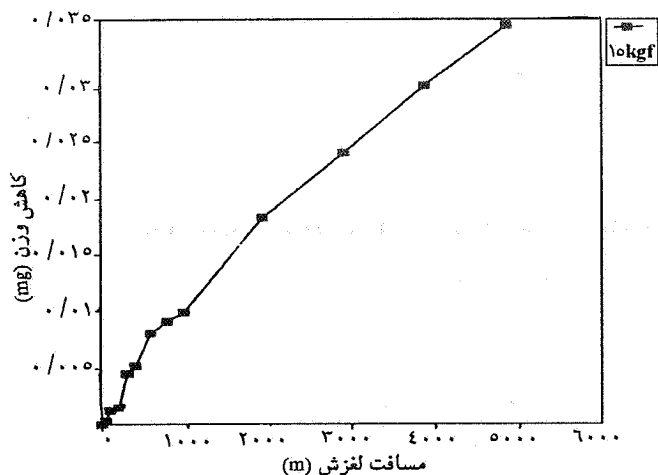
بستگی به ترکیب شیمیایی چدن نسبت به موقعیت یوتکتیک دارد [۳].

نتایج میکروسختی سنجی از فازها که در جدول (۴) آمده است و مقایسه آن با سختی کاربیدها [۴] مؤید وجود کاربیدهای M_3C_2 در ساختار است. علاوه بر این، شکل و نحوه توزیع کاربیدها که به صورت ناپیوسته در زمینه توزیع شده اند بیانگر این مطلب است که نوع و مرفولوژی کاربیدهای ایجاد شده نسبت به چدنهای با مقدار کربن کم و یا چدنهای سفید غیر آلیاژی که تنها کاربیدهای M_7C_3 در شبکه ای پیوسته حضور دارند، کاملاً متفاوت است.

نتایج حاصل از میکروسختی سنجی نمونه ها در بعد از عملیات حرارتی که در جدول (۴) آمده است نشان می دهد که با افزایش درصد کربن، سختی زمینه افزایش یافته است. این امر می تواند ناشی از افزایش درصد کربن در مارتنزیت حاصله باشد.

۳-۲ رفتار سایشی نمونه ها

منحنی مشخصه سایش نمونه های ۱ تا ۵ که در شکل (۳) ملاحظه می شود نشان می دهد که با افزایش درصد کربن در نمونه ها، از میزان سایش آنها کاسته شده و یا به عبارت دیگر، مقاومت سایشی آنها افزایش یافته است شکل (۴).



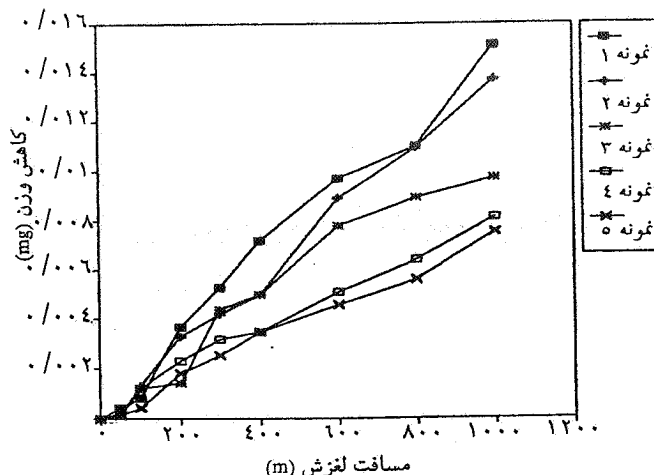
شکل ۵- منحنی مشخصه سایش چدن نیکل سخت با ۲/۷۶ درصد کربن در مسافت ۵۰۰۰ متر

جریان تغییر شکل پلاستیک در سطوح ایجاد شده و در لایه‌های نزدیک سطح کار سختی انجام می‌شود و در نتیجه نرخ سایش کاهش می‌یابد و هنگامی که یک سطح تماس پایدار بین دو سطح درگیر پدید آمده، نرخ سایش تقریباً ثابت مانده است. بروز چنین حالتی در منحنی مشخصه سایش احتمالاً می‌تواند ناشی از یکنواخت بودن تقریبی خواص سطح و حجم قطعه باشد.

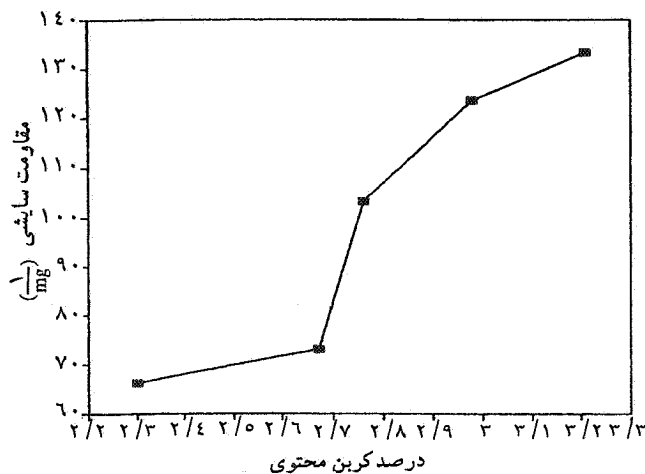
۳-۳- مکانیسم‌های سایش

برای مشخص کردن مکانیسم غالب در سایش نمونه‌ها، سطوح سایش، خرده‌های سایش و مقاطع زیر سطح سایش توسط میکروسکوپ الکترونی بررسی شد.

در میکروگرافهای شکل (۶)، تأثیر حجم فاز کاربید با افزایش درصد کربن بر میزان تغییر شکل پلاستیکی سطوح و سایش در نمونه‌ها به وضوح مشخص است. سطوح سایش در نمونه ۱ که از درصد فاز کاربید کمتری برخوردار است، تغییر شکل پلاستیکی بیشتر سطح سایش نمونه که عمدتاً ناشی از ساییده شدن فاز زمینه است، مشهود است. نمونه ۴ نسبت به نمونه ۱ تغییر شکل پلاستیکی و سایش کمتری را نشان داده و آثار ساییده شدن در نمونه ۵ از هر دو نمونه دیگر کمتر است. ساییده شدن بیشتر فاز زمینه می‌تواند ناشی از سختی کمتر آن نسبت به فاز کاربید باشد. در این تصاویر آثار خراشیدگی در جهت لغزش نیز ملاحظه می‌شود که می‌تواند به علت شدن ذرات سخت کاربیدی از زمینه بوده که



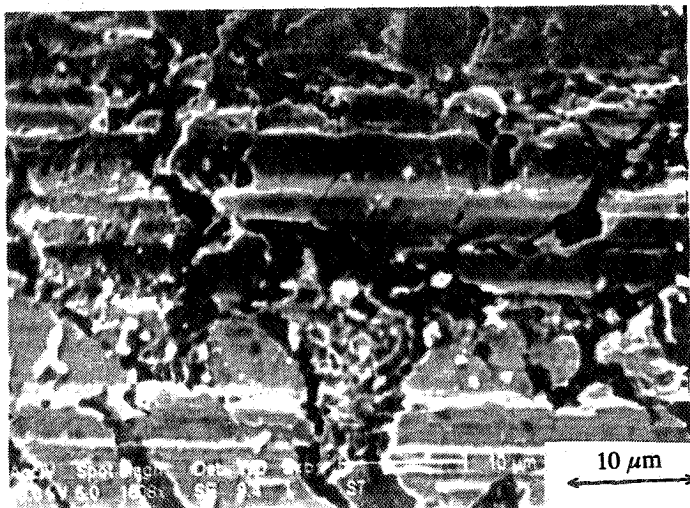
شکل ۳- منحنی مشخصه سایش نمونه‌ها تحت بار ۱۵ کیلوگرم نیرو



شکل ۴- تأثیر درصد کربن بر مقاومت سایشی چدنهای نیکل سخت تحت بار ۱۵ کیلوگرم نیرو و مسافت ۱۰۰۰ متر

آلیاژ است. در این مورد زمینه مارتنزیتی نسبت به سایر فازها، از سختی و استحکام بالاتری برخوردار است. این دو ویژگی همچنین سبب می‌شود تا ذرات کاربید در زمینه مارتنزیتی نسبت به سایر زمینه‌ها دیرتر کنده شوند [۶].

شکل (۵) منحنی مشخصه سایشی نمونه با ۲/۷۶ درصد کربن تا مسافت ۵۰۰۰ متر را نشان می‌دهد. همان‌گونه که ملاحظه می‌شود نرخ سایش در ابتدا زیاد بوده و به تدریج کاهش می‌یابد و از حدود ۱۰۰۰ متر به بعد تقریباً ثابت مانده است. در مراحل ابتدایی، سایش از نوع سایش اولیه یا سایش آب‌بندی بوده و به مرور به سایش یکنواخت تبدیل می‌شود. علت این امر، آن است که در آغاز با کوچکترین لغزشی که بین دو سطح صورت می‌گیرد یک



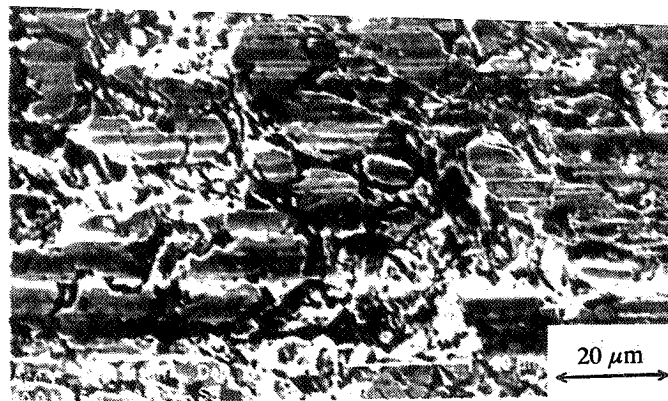
شکل ۷- تصویر میکروسکوپ الکترونی ترکهای حاصله بر روی برخی از ذرات سایشی را نشان می دهد

خستگی است. حرکت‌های لغزشی تکراری توأم با چرخش می تواند تنشهای سیکلی را به سطح وارد کند که در اثر آن ترک در سطح یا نزدیک آن شروع شده و به مرور زمان رشد کند. نتیجه این امر می تواند منجر به کنده شدن ذرات از سطح شده و حفره‌هایی رامشابه آنچه در تصاویر دیده می شود ایجاد کند [۸].

شکل (۸) سطح ساییده شده نمونه (۳) را در مسافت ۵۰۰۰ متر نشان می دهد. حفره‌های ایجاد شده ناشی از سایش زمینه مارتنزیتی و نیز کنده شدن ذرات کاربیدی به مراتب بیشتر از تصاویر قبلی مشاهده می شود. همچنین می توان در پایین تصویر ذرات کاربیدی خرد شده که در حال کنده شدن از زمینه هستند را به خوبی ملاحظه کرد. علاوه بر این ذرات بسیار ریز ناشی از سایش نیز دیده می شود. این وضعیت می تواند حاکی از غالب بودن مکانیسم سایش خستگی باشد. با کنده شدن ذرات، مکانیسم سایش خراشان نیز متعاقباً پدید می آید.

۳-۴- بررسی ذرات سایش

در شکلهای (۹) و (۱۰)، دو نوع ذره یکی در ابعاد بسیار ریز و دیگری در ابعاد بزرگتر و به صورت تکه‌هایی دیده می شوند. ذرات ریز به احتمال زیاد مربوط به زمینه بوده و ذرات درشت تر مربوط به کاربیدهای خرد شده است که از زمینه کنده شده‌اند شکل (۶). همان گونه که در شکلهای (۹) و (۱۰) ملاحظه می شود میزان ذرات ریز



الف) ۲/۳۰ درصد کربن



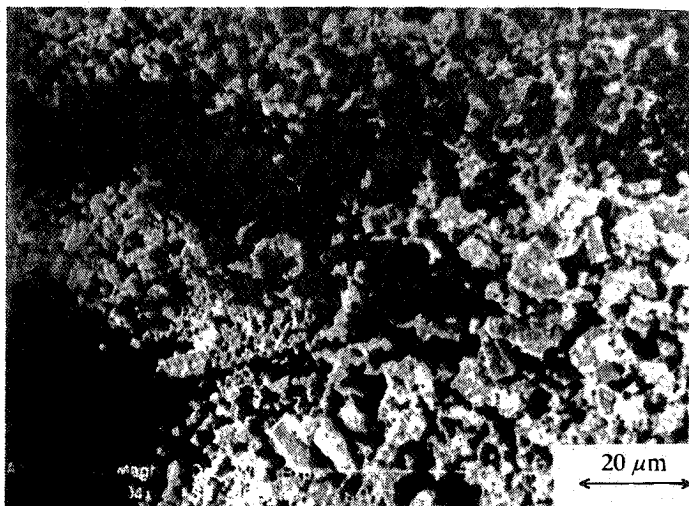
ب) ۲/۹۸ درصد کربن



ج) ۳/۲۱ درصد کربن

شکل ۶- تصویر میکروسکوپ الکترونی توپوگرافی سطوح ساییده شده چدنهای نیکل سخت با درصد کربن مختلف

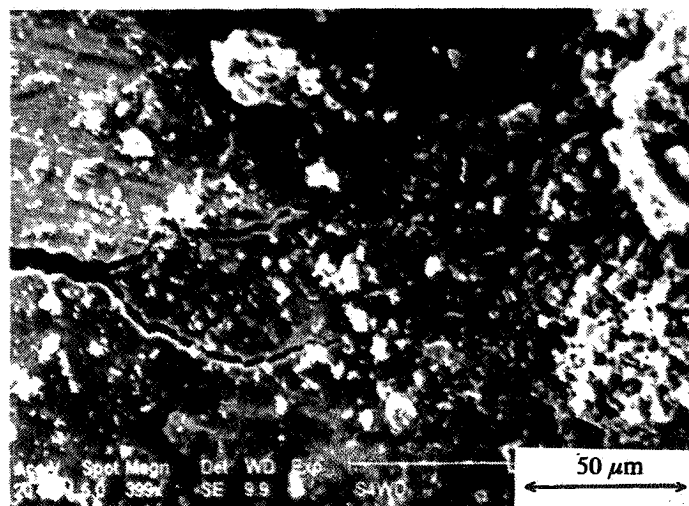
پس از کنده شدن به عنوان جسم سوم بین دو سطح در حال لغزش واقع شده و سبب سایش خراشان شده است. عمق کم شیارهای ایجاد شده می تواند ناشی از سختی بالای کاربیدها باشد [۷]. در شکل (۷)، ترکهای ایجاد شده بر روی بعضی از ذرات کاربیدی به خوبی مشاهده می شود. این ترکها احتمالاً ناشی از



شکل ۹- تصویر میکروسکوپ الکترونی ذرات ساییش چدن نیکل سخت با درصد کربن کم



شکل ۸- تصویر میکروسکوپ الکترونی توپوگرافی سطح نمایانگر حفره های ایجاد شده ناشی از ساییش زمینه مارتنزیتی و کنده شدن ذرات کاربیدی



شکل ۱۰- تصویر میکروسکوپ الکترونی ذرات ساییش چدن نیکل سخت با درصد کربن بالا

کربن در نمونه‌ها، ضریب اصطکاک کاهش یافته است. این امر در نتیجه افزایش تغییر شکل پلاستیک ناهمگونیهای سطحی و چسبندگی بیشتر سطوح در چدنهای کم کربن است. در نتیجه می‌توان گفت با کاهش ضریب اصطکاک، میزان ساییش کاهش یافته است. این امر احتمالاً می‌تواند ناشی از افزایش کاربیدها و در نتیجه افزایش سختی باشد.

۴- نتیجه گیری

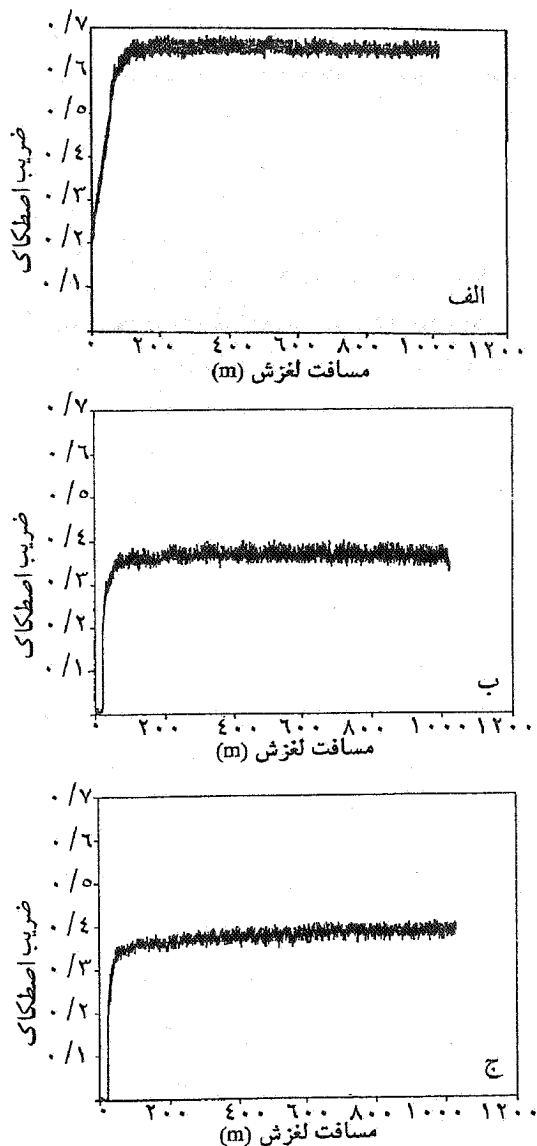
براساس یافته‌های آزمایشی که از این پژوهش حاصل شده، نتایج زیر به دست آمده است:

۳-۵- تأثیر درصد کربن بر میزان ضریب اصطکاک

شکل (۱۲) نمودار ضریب اصطکاک بر حسب مسافت لغزش را برای نمونه‌های (۱)، (۳) و (۵) نشان می‌دهند. نمونه (۱) با کمترین درصد کربن، بیشترین ضریب اصطکاک را داشته و با افزایش درصد

در نمونه‌ای که از درصد کربن کمتری برخوردار بوده و در عوض دارای حجم بیشتری از فاز زمینه است به مراتب بیشتر است از میزان این ذرات ریز در تصویر مربوط به نمونه‌ای که درصد فاز کاربید بیشتری دارد. علاوه بر این هیچ‌گونه آثاری از تغییر شکل پلاستیکی را نمی‌توان روی ذرات ساییش ملاحظه کرد. در شکل (۱۰) ترک خوردگی ذره کاربیدی کنده شده به خوبی مشهود است که در اثر واقع شدن در بین سطوح لغزش در حال خرد شدن است. این ترک می‌تواند ناشی از تنشهای خستگی بر روی ذره جدا شده باشد.

ترک خوردگی در ذره نشان داده شده در شکل (۱۱) نیز به خوبی مشهود است که می‌تواند ناشی از مکانیسم خستگی باشد. در مجموع می‌توان گفت که مکانیسم غالب در ابتدا مکانیسم ساییش خستگی بوده که در ادامه با کنده شدن ذرات کاربیدی در سطح، مکانیسم ساییش خراشان غالب شده است. همچنین آثاری از وجود مکانیسم ساییش ورقه‌ای مشهود است که به احتمال زیاد چنانچه ساییش در مسافتهای طولانی‌تری ادامه می‌یافت آثار ساییش این مکانیسم مشهودتر می‌شد.



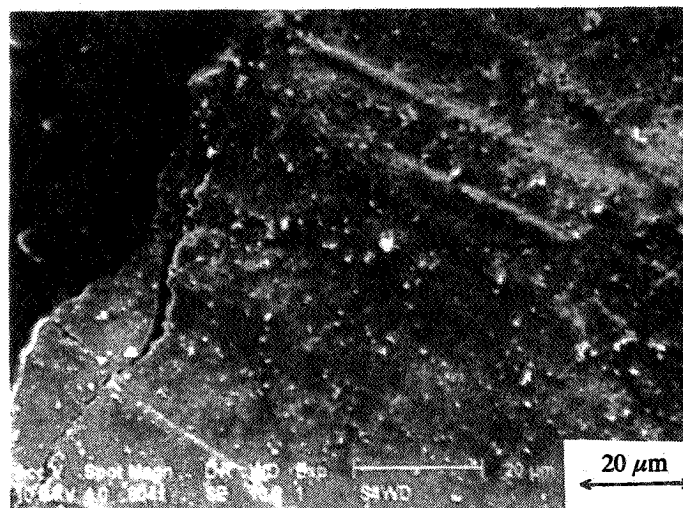
شکل ۱۲- تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت لغزش تحت

بار ۱۵ کیلوگرم نیرو برای نمونه های با درصد کربن مختلف

الف - نمونه ۱ با ۲/۳ درصد کربن

ب - نمونه ۳ با ۲/۷۶ درصد کربن

ج - نمونه ۵ با ۳/۲۱ درصد کربن



شکل ۱۱- تصویر میکروسکوپ الکترونی ترک ایجاد شده بر روی یکی از ذرات سایش

- با افزایش درصد کربن در آلیاژهای نیکل - سخت نوع ۴ در محدوده هیپووتکتیک، کاربیدهای ایجاد شده عمدتاً از نوع M_7C_3 هستند که در یک شبکه ناپیوسته در زمینه توزیع شده اند.

- افزایش میزان سایش موجب فعال شدن مکانیسمهای دیگر سایش می شود.

- مقاومت سایش لغزشی این آلیاژها، با افزایش درصد کربن در محدوده هیپووتکتیک، افزایش نسبتاً زیادی می یابد.

- مکانیسم خستگی، عامل مهمی در ایجاد ترک، خرد شدن و کنده شدن کاربیدهاست. کنده شدن کاربیدها موجب افزایش درصد کربن و سبب افزایش سختی فاز زمینه نیز می شود.

- با افزایش درصد کربن، میزان تغییر شکل پلاستیکی سطوح کاهش یافته و در نتیجه ضریب اصطکاک نیز کاهش می یابد. کم شدن ضریب اصطکاک، همراه با افزایش مقاومت سایشی این آلیاژهاست.

واژه نامه

1. Ni-Hard 4 Cast Irons
2. tribology
3. morphology
4. wear

5. sliding
6. debris
7. running-in wear
8. steady-state wear

9. Martensite start temperature
10. surface fatigue
11. surface asperities

1. Jackson, R. S., "Austenite Liquidus Surface and Constitutional Diagram for the Fe-Cr-C Metastable System," *Journal of the Iron and Steel Institute*, Vol. 208, pp. 163-167, 1970.
2. Thorpe, W. R., and Chicco B., "On the Formation of Duplex Eutectic Carbides in Commercially Important White Iron," *Materials Science and Engineering*, Vol. 51, pp. 11-19, 1981.
3. Maratray, F., and Usseglio-Nanot R., *Factors Affecting the Structure of Cr-Mo White Irons*, Climax Molybdenum Co., 1970
4. *Metals Hand-book*, Vol.1, 9th Ed, ASM, 1988.
5. Zhou, H., Jia, S. S., and Wang, Z.C., "The Structure Morphology of Carbides and Wear Resistance of White Cast Irons," *Physical Metallurgy of Cast Irons*, Vol. IV, MRS, pp. 387-393, 1990.
6. Bereza, J. M., "Wear and Impact Resistant White Cast Iron," *Br. Foundryman*, Vol. 74, pp. 205-211, 1981.
7. Godet, M., "Third Body in Tribology," *Wear*, Vol. 136, pp. 29-45, 1990.
8. Jost, H. P., "Tribology: Origin and Future," *Wear*, Vol. 136, pp. 1-17, 1990.