تأثیرمرفولوژی کاربیدها بر رفتار تریبولوژیکی چدنهای نیکل سخت نوع ۴

مهدی صالحی* و عبدالصمد آیت‌اللهی**
دانشکدهٔ مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان

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

چکیده - در این پژوهش تأثیر حجم و مُرفولوژی کاربیدهای یوتکتیکی 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 A۵۳۲ دستهٔ 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 به‌صورت دیسک بر روی دیسک تحت سرعت خطی لغزشی ۰/۲۸۳ m/s صورت پذیرفت. در این پژوهش برای مطالعهٔ ساختار میکروسکوپی و مُرفولوژی کاربیدها از میکروسکوپ نوری استفاده گردید و برای مشخص نبودن 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 هیپویوتکتیک صادق بوده و افزایش بیش از حد کاربید، سبب بروز ترک و اشاعهٔ 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 homogonized specimens were examined by microhardness testings and metallographic examinations. Metallographic techniques include optical and scanning electron microscopy have been also used to charactrise the predominant wear mechanism. The***

---

* استادیار ** کارشناسی ارشد

[DOR: 20.1001.1.2251600.1375.15.2.4.6]

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 به‌طورگسترده‌ای در مصارف ضد سایشی مثل خردکننده‌ها، سنگ شکنها، گلوله‌های آسیاب، تجهیزات کارخانجات سیمان و حمل مواد کاربرد دارند. این دسته از چدنها یکی از مهمترین گروه موادی هستند که باید به‌طور 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 انعطاف‌پذیری صورت می‌گیرد.

حجم زیاد کاربیدهای اولیه و یوتکتیکی در ساختمان میکروسکپی سبب ایجاد سختی بالای مورد نیاز برای این گونه مصارف است. زمینهٔ فلزی چدنهای سفید هیپو یوتکتیک که فاز کاربید را در بر گرفته می‌تواند به‌وسیلهٔ 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 به‌دست 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 (Ni-Hard ۴) است. با توجه به اینکه کاربرد این چدنها علی‌رغم داشتن خصوصیات سایشی مناسب در بسیاری از موارد به‌دلیل 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، عنصرکربن دارای تأثیر بسیار زیادی روی خصوصیات این چدنهاست.

چدنهای نیکل سخت، برای مقاومت در برابر سایش، متکی به حضور کاربیدهای یوتکتیکی سخت در ساختار میکروسکپی‌اند. نوع، نسبت و مُرفولوژی این کاربیدها، نه تنها مقاومت به سایش را کنترل می‌کند بلکه به‌طور مشخص روی چقرمگی نیز مؤثر است. کاربیدهای موجود در سیستم Fe-Cr-C عبارت اند از: M_3C ، M_7C_3 و $M_{23}C_6$. عناصر تشکیل دهندهٔ کاربید مثل منگنز، مولیبدن و وانادیم هم در M_3C و هم در M_7C_3 حل می‌شوند و همچنین ممکن است کاربیدهایی مثل M_2C و M_6C را افزایش دهند. چنانچه مقدار کُرم در آلیاژ زیر ۱۲ درصد باشد، کاربیدهای M_3C با سختی HV ۱۰۰۰ به‌وجود می‌آیند و در مقادیر کرم زیر ۶ درصد، این کاربیدها به‌صورت یوتکتیک لدبوریت پیوسته‌اند. اما در مقادیر کُرم 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 کُرم، کاربید یوتکتیکی مرکبی تشکیل می‌شود مشتمل بر یک قسمت داخلی M_7C_3 و یک پوستهٔ بیرونی از M_3C که در حین سردشدن حالت جامد در قالب به‌وجود می‌آید [۲]. در مقادیر بالاتر کُرم، کاربیدهای یوتکتیکی M_7C_3 به‌صورت ناپیوسته مرکب به‌وجود می‌آیند. میزان پیوستگی فاز کاربید در یک کلنی یوتکتیک، به مراتب کمتر از نوع M_3C است. این مطلب به اضافهٔ سختی بالاتر M_7C_3 (HV ۱۶۰۰) سبب ترکیب بالاتری از مقاومت سایش و شکست نسبت به چدنهای با کُرم 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 به‌طور 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

[DOR: 20.1001.1.2251600.1375.15.2.4.6]

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

آهن	مولیبدن	کرم	نیکل	سیلیسیم	منگنز	کربن
بقیه	حداکثر۱	۷-۱۱	۵-۷	۱-۲/۲	حداکثر۱/۳	۲/۵-۳/۶

جدول ۲ - ترکیب شیمیایی نمونه های ریختگی

شمارهٔنمونه	%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

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

۲ - مواد و روشهای آزمایشی

۲-۱ - 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 شده‌است. لذا ترکیب شیمیایی عمومی این آلیاژها بر طبق استاندار ASTM A۵۳۲ دستهٔ 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 مارتنزیت Ms و دستیابی به زمینهٔ مارتنزیتی دریک محیط کوئنچ با شدت کمتر، نمونه‌هابه‌مدت ۴/۵ ساعت در دمای ۷۸۰ درجهٔ‌سانتیگراد نگهداری و پس از سردکردن در روغن به مدت‌یک ساعت در دمای ۲۴۰ درجهٔ سانتیگراد بازگشت داده شدند.

۲-۲ - دستگاه سایش چرخشی - لغزشی

انجام آزمایشهای سایش توسط یک دستگاه سایش چرخشی-لغزشی صورت گرفت. نمونه‌ها به‌صورت 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 درجهٔ سانتیگراد آستنیته شده و پس از سردکردن در روغن به مدت یک ساعت در دمای ۲۴۰ درجهٔ سانتیگراد بازگشت داده شد. آزمایشها در شرایط خشک و اتمسفر معمولی انجام شد. در این دستگاه می‌توان شرایطی ایجاد کرد که نمونهٔ آزمایش و سطح مقابل هر دو در حال چرخش باشند و یا شرایطی که نمونه ثابت بوده 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

[DOR: 20.1001.1.2251600.1375.15.2.4.6]

جدول ۳ - ترکیب شیمیایی فولاد X۱۶۵ CrMoV۱۲

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

مورد نظر را از ۱ تا ۳۰ کیلوگرم بر روی نمونه اعمال کرد. مسافت لغزش توسط یک شمارنده اندازه‌گیری می‌شود. میزان سایش به‌وسیلهٔ اندازه‌گیری کاهش وزن نمونه بعد از مسافتهای مورد نظر محاسبه می‌شود. همین طور کرنش‌سنجهایی 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 کرنش‌سنجها می‌شود. تغییرات مقاومت الکتریکی توسط یک پل‌وتستون 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 کنندهٔ 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 نمونه ها در فواصل ۵۰، ۱۰۰، ۲۰۰، ۴۰۰، ۶۰۰، ۸۰۰ و ۱۰۰۰ متر کاهش وزن به‌وسیله یک ترازوی دقیق با دقت ۰/۱ میلی گرم اندازه‌گیری شد و نتایج کاهش وزن بر حسب مسافت لغزش، در قالب منحنی مشخصهٔ 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 سنبادهٔ ۴۰۰۰ پولیش شده و در محلول پیکرال (۴ درصد اسیدپیکریک دراتانول) اچ شدند.

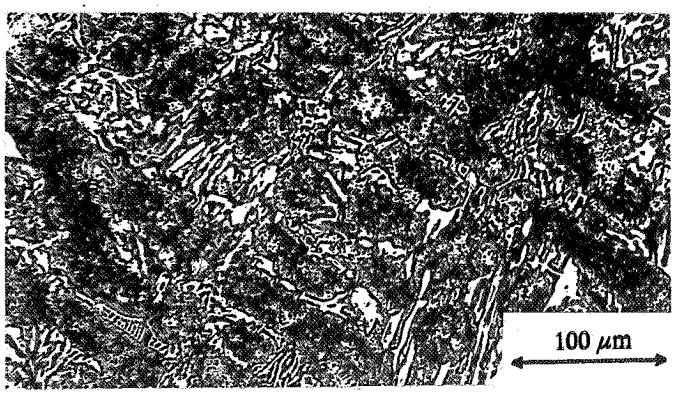
۳ - نتایج و بحث

۳-۱ بررسی ساختاری

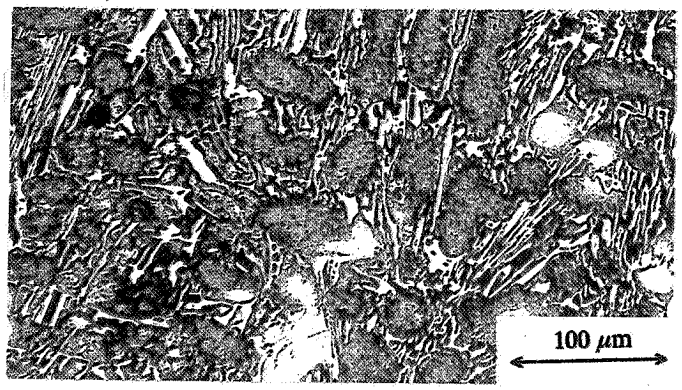
شکل (۱) تأثیر میزان کربن در نمونه‌ها بر حجم و مرفولوژی کاربیدهای حاصله را نشان می‌دهد. به‌طوری‌که تصویر (۱- الف) که مربوط به نمونهٔ با کمترین درصد کربن است دارای کمترین مقدار کاربید در ساختار بوده و تصویر (۱ - هـ) که مربوط به نمونهٔ با بیشترین درصد کربن است، دارای بیشترین مقدار کاربید است. زمینهٔ ایجاد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

مقدار کُرم به این میزان، در این آلیاژها می‌تواند نوع و مُرفولوژی کاربیدها را تغییر دهد به گونه‌ای که علاوه بر کاربیدهای M_3C ، کاربیدهای M_7C_3 نیز ایجاد شوند. نتایج میکروسختی نیز مؤید این مطلب است که کاربیدها از یک قسمت داخلی M_7C_3 و یک پوستهٔ بیرونی M_3C تشکیل شده‌اند. این کاربیدها در یک شکل ناپیوسته در زمینه توزیع شده‌اند. این مطلب را می‌توان به خوبی از روی شکل (۲) ملاحظه کرد. در چدنهای هیپویوتکتیک، کاربید در فواصل بین دندریتهای آستنیت اولیه منجمد می‌شود وشکل کاربید بستگی به اندازهٔ این فضاها دارد. در حقیقت مُرفولوژی واقعی

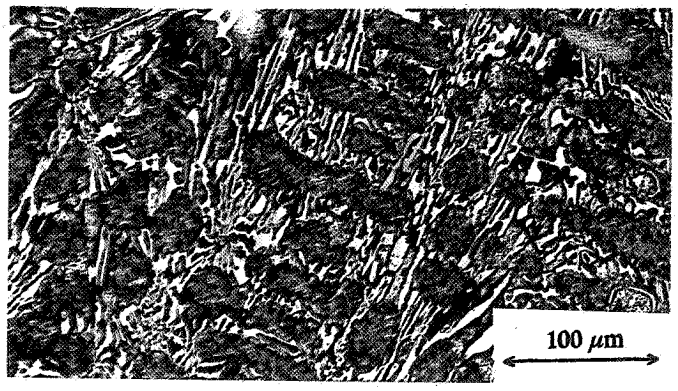
[DOR: 20.1001.1.2251600.1375.15.2.4.6]



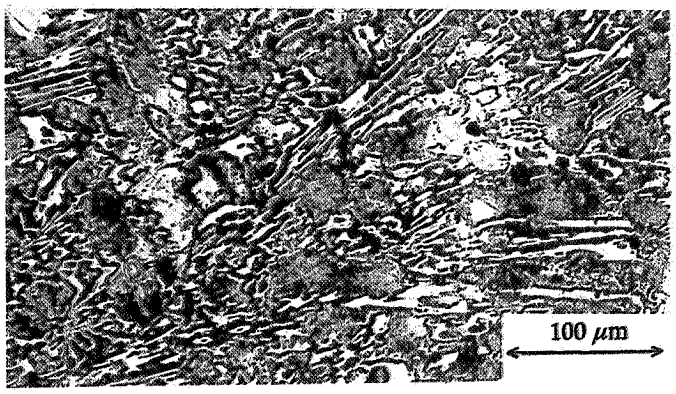
الف) ۲/۳۰ درصد کربن



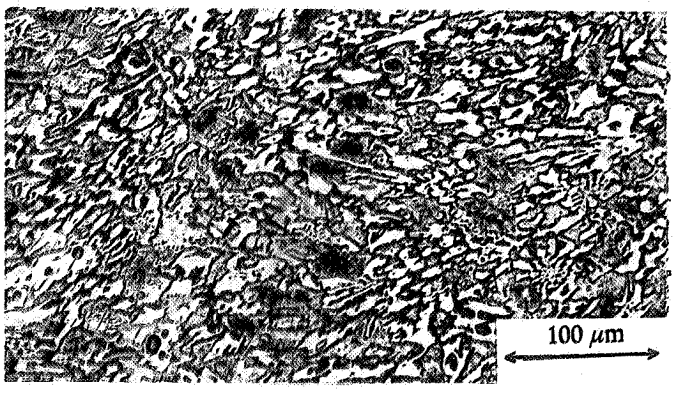
ب) ۲/۶۷ درصد کربن



ج) ۲/۷۶ درصد کربن



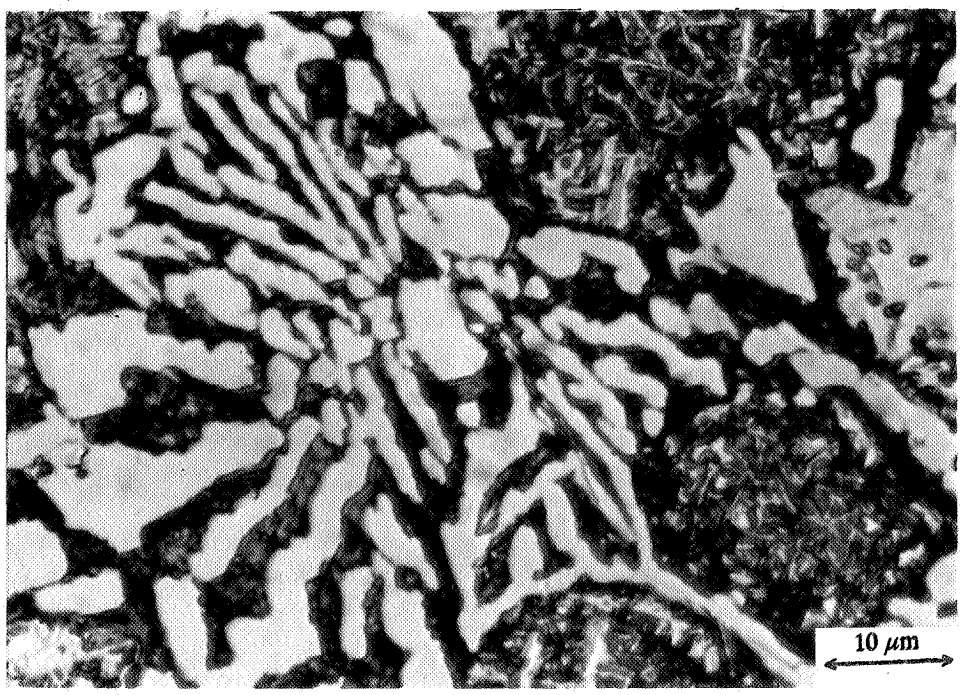
د) ۲/۹۸ درصد کربن



هـ) ۳/۲۱ درصد کربن

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

[DOR: 20.1001.1.2251600.1375.15.2.4.6]



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

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

نتایج میکروسختی سنجی ازفازها که در جدول (۴) آمده است و مقایسهٔ آن با سختی کاربیدها [۴] مؤید وجود کاربیدهای M_7C_3 در ساختار است. علاوه بر این، شکل و نحوهٔ توزیع کاربیدها که به‌صورت ناپیوسته در زمینه توزیع شده‌اند بیانگر این مطلب است که نوع و مُرفولوژی کاربیدهای ایجاد شده نسبت به چدنهای با مقدار کُرم کم و یا چدنهای سفید غیر آلیاژی که تنها کاربیدهای M_3C در شبکه‌ای پیوسته حضور دارند، کاملاً متفاوت است.

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

۳-۲ رفتار سایشی نمونه‌ها

منحنی مشخصهٔ سایش نمونه‌های ۱ تا ۵ که در شکل (۳) ملاحظه می‌شود نشان می‌دهد که با افزایش درصد کربن در نمونه‌ها، از میزان سایش آنها کاسته شده و یا به عبارت دیگر، مقاومت سایشی آنها افزایش یافته است شکل (۴).

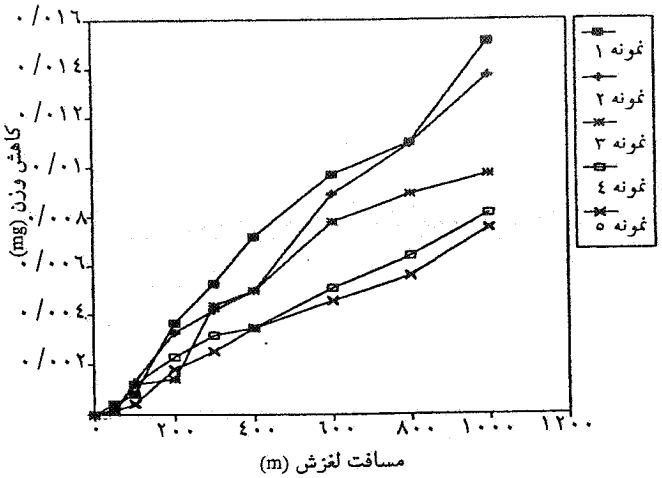
جدول ۴ - نتایج میکروسختی ویکرز از فازهای موجود در ساختار نمونه های عملیات حرارتی شده

شمارهٔنمونه	۱	۲	۳	۴	۵
کاربید	۱۲۲۰	۱۱۵۹	۱۱۵۹	---	---
	۱۴۸۹	۱۷۴۰	۱۷۲۸	۱۸۲۸	۱۸۲۰
زمینه	۷۶۶	۷۷۰	۷۴۴	۷۹۰	۷۹۷

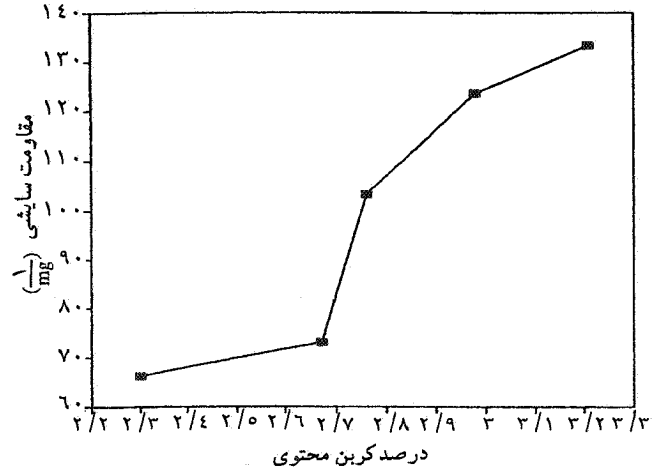
سختی کاربیدها، یکی از عوامل مؤثر بر سایش محسوب می‌شود و لذا با استفاده از کاربیدهایی که سختی بالایی دارند می‌توان مقاومت به سایش را افزایش داد. وجود اجزای سخت در یک زمینهٔ نرمتر می‌تواند مقاومت به سایش لغزشی خوبی را ایجاد می‌کند زیرا اجزای سخت می‌توانند بار اعمال شده را به خوبی تعدیل و توزیع کنند. در اینجا وجود کاربیدهای از نوع M_7C_3 با سختی بالا و ناپیوستگی آنها شرایط برتری را نسبت به کاربیدهای M_3C ایجاد کند. افزایش حجم کاربیدها نیز باعث افزایش مقاومت به سایش شده است. البته این امر صرفاً در چدنهای هیپویوتکتیک صادق بوده و افزایش بیش از حد کاربید در چدنهای هایپر یوتکتیک سبب بروز ترک و اشاعهٔ آن و کنده شدن ذرات و در نتیجه افت مقاومت سایش می‌شود [۵].

سختی و استحکام زمینه نیز از عوامل مؤثر بر مقاومت سایش

[DOR: 20.1001.1.2251600.1375.15.2.4.6]



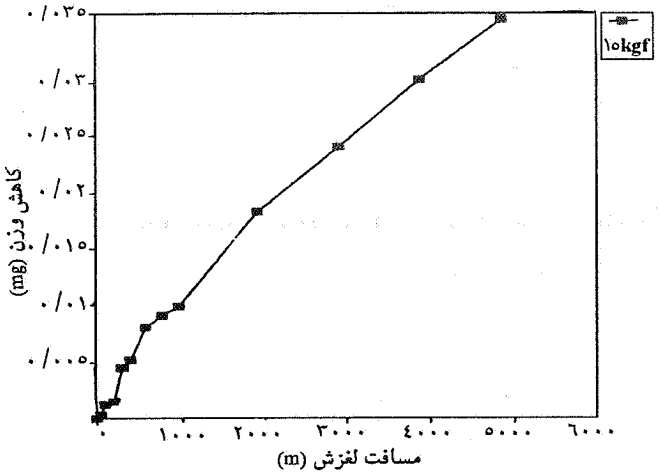
شکل ۳- منحنی مشخصهٔ سایش نمونه ها تحت بار ۱۵ کیلوگرم نیرو



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

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

شکل (۵) منحنی مشخصهٔ 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 به‌تدریج کاهش می‌یابد و از حدود ۱۰۰۰ متر به بعد تقریبا" 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 ۵- منحنی مشخصهٔ سایش چدن نیکل سخت با ۲/۷۶ درصد کربن در مسافت ۵۰۰۰ متر

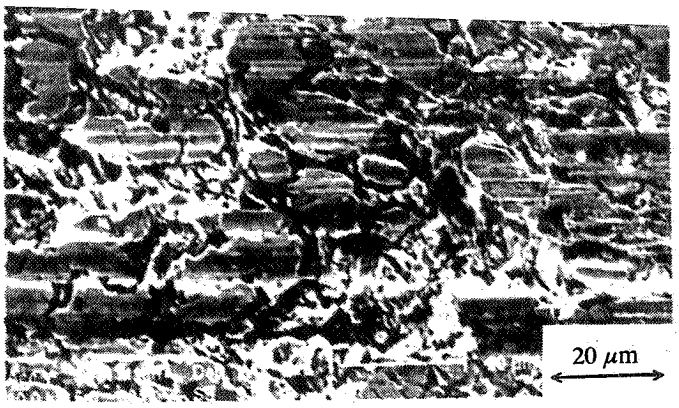
جریان تغییر شکل پلاستیک در سطوح ایجاد شده و در لایه‌های نزدیک سطح کار سختی انجام می‌شود و در نتیجه نرخ سایش کاهش می‌یابد و هنگامی‌که یک سطح تماس پایدار بین دو سطح درگیر پدید آمده، نرخ سایش تقریبا" ثابت مانده است. بروز چنین حالتی در منحنی مشخصهٔ سایش احتمالا" می‌تواند ناشی از یکنواخت بودن تقریبی خواص 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.

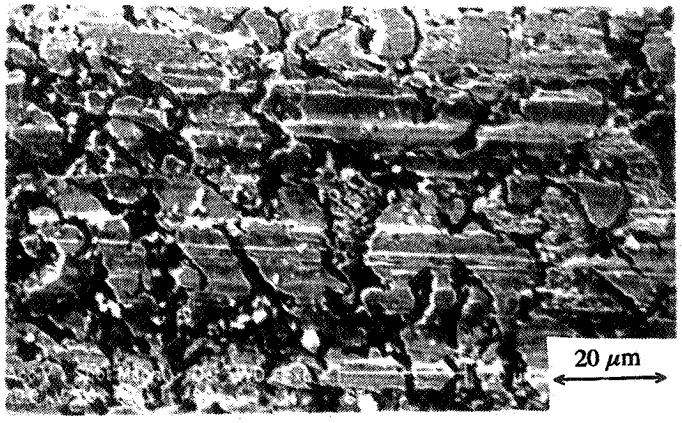
در میکروگرافهای شکل (۶)، تأثیر حجم فاز کاربید با افزایش درصد کربن بر میزان تغییر شکل پلاستیکی سطوح و سایش در نمونه‌ها به وضوح مشخص است. سطوح سایش در نمونهٔ ۱ که از درصد فاز کاربید کمتری برخوردار است، تغییر شکل پلاستیکی بیشتر سطح سایش نمونه که عمدتا" ناشی از ساییده شدن فاز زمینه است، مشهود است. نمونهٔ ۴ نسبت به نمونهٔ ۱ تغییر شکل پلاستیکی و سایش کمتری را نشان داده و آثار ساییده شدن در نمونهٔ 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 کنده شدن ذرات سخت کاربیدی از زمینه بوده که

[DOR: 20.1001.1.2251600.1375.15.2.4.6]



الف) ۲/۳۰ درصد کربن

ب) ۲/۹۸ درصد کربن

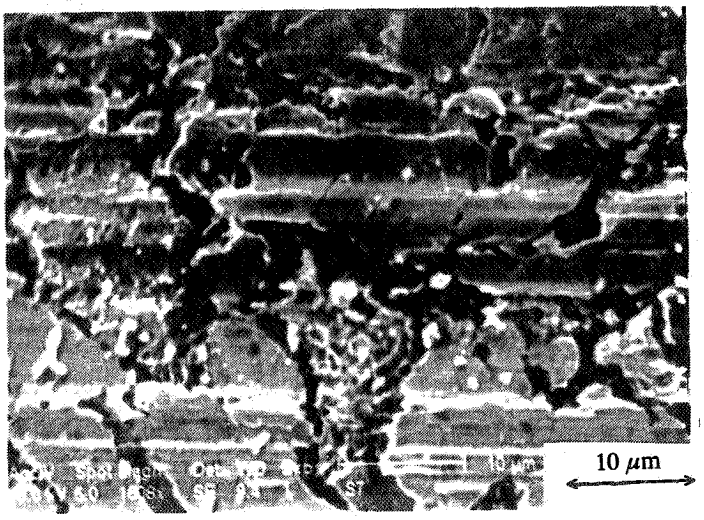


ج) ۳/۲۱ درصد کربن

شکل ۶- تصویر میکروسکوپ الکترونی توپوگرافی سطوح ساییده شدهٔ 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 می‌تواند ناشی از سختی بالای کاربیدها باشد [۷].

در شکل (۷)، ترکهای ایجاد شده بر روی بعضی از ذرات کاربیدی به خوبی مشاهده می‌شود. این ترکها احتمالاً ناشی از



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

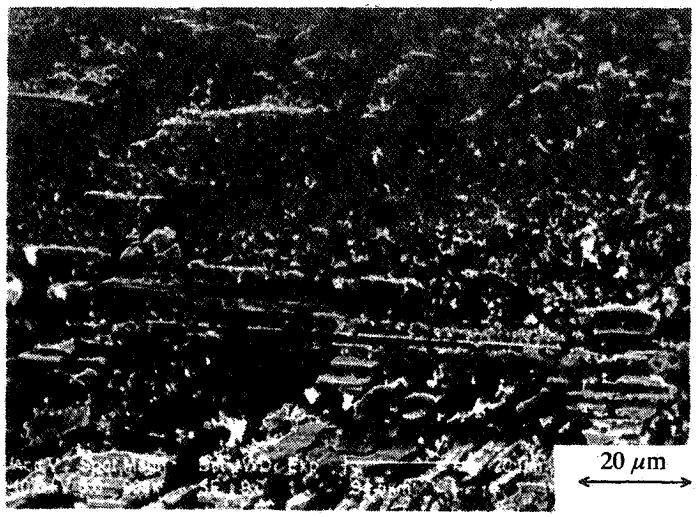
خستگی است. حرکتهای لغزشی تکراری توأم با چرخش می‌تواند تنشهای سیکلی را به سطح وارد کند که در اثر آن ترک در سطح یا نزدیک آن شروع شده و به مرور زمان رشد کند. نتیجهٔ این امر می‌تواند منجر به کنده شدن ذرات از سطح شده و حفره‌هایی رامشابه آنچه در تصاویر دیده می‌شود ایجادکند [۸].

شکل (۸) سطح ساییده شدهٔ نمونهٔ (۳) را در مسافت ۵۰۰۰ متر نشان می‌دهد. حفره‌های ایجاد شده ناشی از سایش زمینهٔ مارتنزیتی و نیز کنده شدن ذرات کاربیدی به مراتب بیشتر از تصاویر قبلی مشاهده می‌شود. همچنین می‌توان 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 می‌شود. این وضعیت می‌تواند حاکی از غالب بودن مکانیسم سایش خستگی باشد. با کنده شدن ذرات، مکانیسم سایش خراشان نیز متعاقباً پدید می‌آید.

۳-۴ - بررسی ذرات سایش

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

[DOR: 20.1001.1.2251600.1375.15.2.4.6]



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

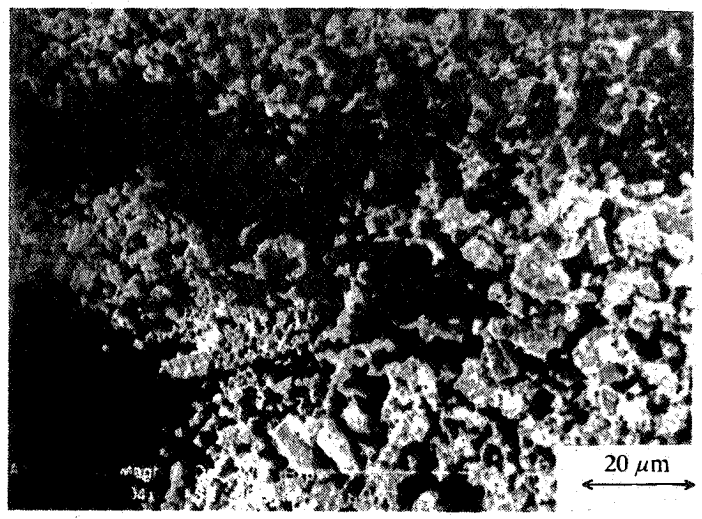
در نمونه‌ای که از درصد کربن کمتری برخوردار بوده و در عوض دارای حجم بیشتری از فاز زمینه است به مراتب بیشتر است از میزان این ذرات ریز در تصویر مربوط به نمونه‌ای که درصد فاز کاربید بیشتری دارد. علاوه بر این هیچ گونه آثاری از تغییر شکل پلاستیکی را نمی‌توان روی ذرات سایش ملاحظه کرد. در شکل (۱۰) ترک خوردگی ذرهٔ 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 ذرهٔ نشان داده شده در شکل (۱۱) نیز به خوبی مشهود است‌که می‌تواند ناشی از مکانیسم خستگی باشد.

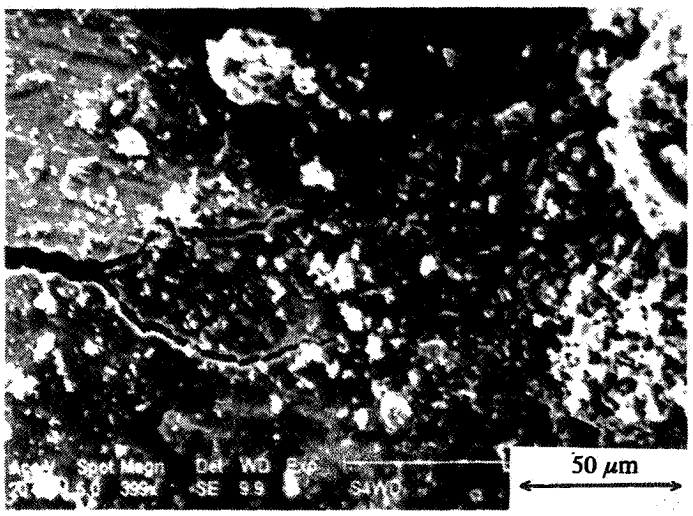
در مجموع می‌توان گفت که مکانیسم غالب در ابتدا مکانیسم سایش خستگی بوده که در ادامه با کنده شدن ذرات کاربیدی در سطح، مکانیسم سایش خراشان غالب شده است. همچنین آثاری از وجود مکانیسم سایش ورقه‌ای مشهود است که به احتمال زیاد چنانچه سایش در مسافتهای طولانی‌تری ادامه می‌یافت آثار سایش این مکانیسم مشهودتر می‌شد.

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. نمونهٔ (۱) با کمترین درصد کربن، بیشترین ضریب اصطکاک را داشته و با افزایش درصد



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



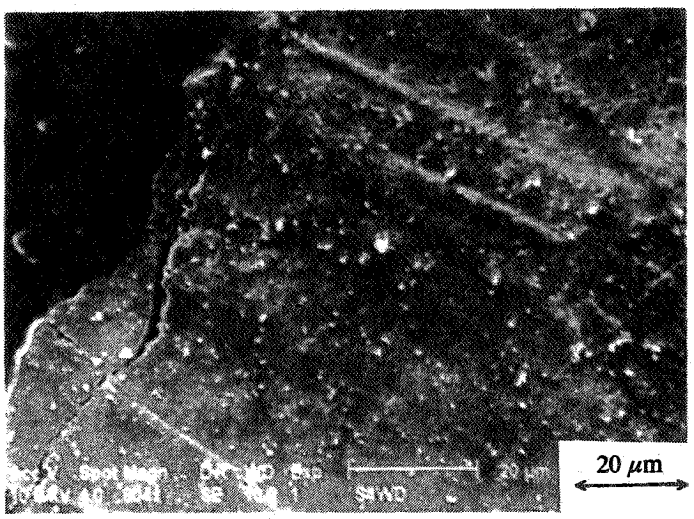
شکل ۱۰- تصویر میکروسکوپ الکترونی ذرات سایش چدن نیکل سخت با درصد کربن بالا

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

۴ - نتیجه‌گیری

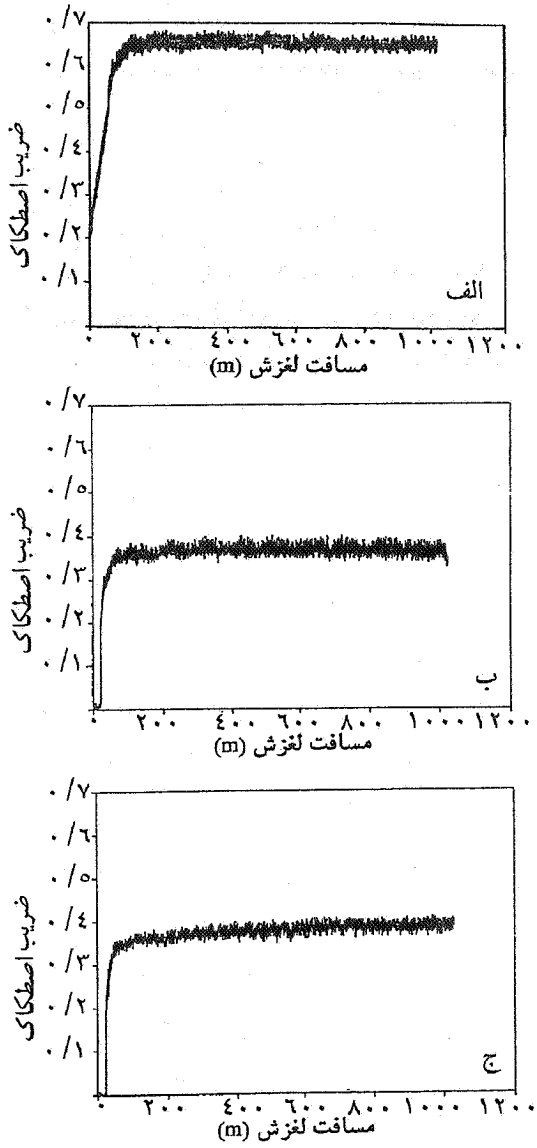
براساس یافته‌های آزمایشی که از این پژوهش حاصل شده، نتایج زیر به‌دست آمده است:

[DOR: 20.1001.1.2251600.1375.15.2.4.6]



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 محدودهٔ هیپویوتکتیک، کاربیدهای ایجاد شده عمدتاً از نوع M_7C_3 هستند که در یک شبکهٔ ناپیوسته در زمینه توزیع شده‌اند.
- افزایش میزان سایش موجب فعال شدن مکانیسمهای دیگر سایش می‌شود.
- مقاومت سایش لغزشی این آلیاژها، با افزایش درصد کربن در محدودهٔ هیپوتکتیک، افزایش نسبتاً زیادی می‌یابد.
- مکانیسم خستگی، عامل مهمی در ایجاد ترک، خرد شدن و کنده شدن کاربیدهاست. کنده‌شدن کاربیدها موجب افزایش درصد کربن و سبب افزایش سختی فاز زمینه نیز می‌شود.
- با افزایش درصد کربن، میزان تغییر شکل پلاستیکی سطوح کاهش یافته و در نتیجه ضریب اصطکاک نیز کاهش می‌یابد. کم شدن ضریب اصطکاک، همراه با افزایش مقاومت سایشی این آلیاژهاست.



شکل ۱۲- تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت لغزش تحت بار ۱۵ کیلوگرم نیرو برای نمونه های با درصد کربن مختلف

الف - نمونهٔ ۱ با ۲/۳ درصد کربن

ب - نمونهٔ ۳ با ۲/۷۶ درصد کربن

ج - نمونهٔ ۵ با ۳/۲۱ درصد کربن

واژه‌نامه

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

[DOR: 20.1001.1.2251600.1375.15.2.4.6]

مراجع

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.

[DOR: 20.1001.1.2251600.1375.15.2.4.6]