

اثر آلومینیم بر رفتار تریبولوژیکی فولاد هادفیلد تحت سایش آرام

شهرام خیراندیش، جلال حجازی و یوسف خرازی

مجید عباسی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران

دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل

(دریافت مقاله ۹۴/۰۷/۳۰ - پذیرش مقاله : ۹۴/۱۱/۱۰)

چکیده

اثر افزودن آلومینیم بر رفتار تریبولوژیکی فولاد هادفیلد در شرایط سایش آرام مورد ارزیابی قرار گرفت. به این منظور از آزمون سایش پین روی صفحه روی آلیاژهایی از فولاد هادفیلد با سه مقدار اسمی ۰، ۱/۵ و ۳ درصد وزنی آلومینیم استفاده شد. عملیات ذوب و ریخته‌گری با استفاده از کوره القایی تحت اتمسفر آرگون و قالب سرامیکی زیرکونیایی انجام شد. آزمایش سایش با استفاده از سنگ ساینده به عنوان سایا انجام شد و تغییرات ضریب اصطکاک و مقدار کاهش جرم بر حسب طول مسیر سایش ارزیابی شد. از آزمون‌های کشش، ضربه و سختی‌سنجی ویکرز برای ارزیابی خواص مکانیکی استفاده شد. همچنین مطالعات میکروسکوپی روی نمونه‌های تغییرشکل‌یافته، سطوح سایش و ذرات سایش با استفاده از میکروسکپ‌های نوری و الکترونی روبشی انجام شد. نتایج نشان داد که در شرایط سایش لغزشی آرام، کارسخت شدن سطح فولاد هادفیلد به اندازه‌ای نیست که مقاومت به سایش مناسبی حاصل شود. افزودن سه درصد وزنی آلومینیم، استحکام تسلیم را از ۴۱۵MPa به ۴۷۰MPa و سختی را از ۱۹۰ به ۲۱۵ ویکرز افزایش داد. عمق لایه کارسخت شده در برابر نیروهای سایش از ۱۰۰ μ m به ۲۰۰ μ m و میزان سختی سطح ساییده‌شده از ۳۴۰ ویکرز به ۳۶۵ ویکرز افزایش یافت. بنابراین نرخ کاهش جرم از ۰/۱۵mg/m به ۰/۱۱mg/m کاهش و مقاومت به سایش تا حدود ۷۰ درصد بهبود یافت. واژه‌های کلیدی: سایش آرام، سنگ ساینده، فولاد هادفیلد، آلومینیم.

Effect of aluminum on the tribological behavior of Hadfield steel in the mild wear condition

M. Abbasi

Department of Mechanical Engineering, Babol Noshirvan University of Technology

Sh. Kheirandish, J. Hejazi and Y. Kharrazi

Department of Materials Engineering, Iran University of Science & Technology

(Received 22 October 2015, accepted 30 January 2016)

Abstract

In this paper, the effect of aluminum addition on the tribological behavior of Hadfield steel in mild wear condition was investigated. The pin-on-disk test method was used on the different compositions of Hadfield steel that alloyed by three nominal compositions of zero, 1.5 and 3 weight percent of aluminum. The experimental induction furnace surrounded by Ar atmosphere and zirconia ceramic mold was used for melting and casting of samples. In the wear test, the grinding wheel as abrasive medium was used and the changes in the friction coefficient and the weight losses of specimens versus the sliding distance were measured. The tensile, hardness and impact tests were used for evaluation of mechanical properties. In addition, the microscopically studies on the deformed samples, worn surface and wear debris were done using optical and scanning electron microscopes. The results shown that in the low stress wear condition, the work-hardening of worn surface of Hadfield steel cannot well be activated, therefore it has not sufficient wear resistant. By addition of 3wt. % aluminum, the yield strength from 415MPa to 470MPa and hardness from 190HV to 215HV can be increased. In addition, depth of work-hardened on abrasive forces and worn surface hardness can be enhanced from 100 μ m to 200 μ m and from 340HV to 365HV in sequence. Thus the wear rate from 0.15mg/m to 0.11mg/m was decreased and wear resistance was improved up to 70%.

Keywords: Low stress wear, Grinding wheel, Hadfield steel, Aluminum.

E-mail of corresponding author: abbasim@nit.ac.ir .

مقدمه

فولاد هادفیلد جزو فولادهای آستنیتی منگنزدار است که در سنگ‌شکن‌ها، آسیاب‌ها، تجهیزات خاک‌برداری و ریل راه‌آهن که شرایط سایشی سخت و شدید دارند، مورد استفاده قرار می‌گیرد [۱]. ترکیب شیمیایی مرسوم آن شامل ۱-۱۴ درصد وزنی منگنز و ۱/۰-۱/۴ درصد وزنی کربن است. دو عنصر کربن و منگنز سبب پایداری فاز آستنیت در دمای محیط می‌شوند. ریزساختار مطلوب آن برای اغلب شرایط مکانیکی و سایشی، شامل دانه‌های تک‌فاز آستنیت بدون حضور کاربید است [۲]. به این منظور عملیات حرارتی این فولاد شامل آستنیت‌کردن در دمای بین ۱۰۰۰ تا ۱۱۰۰°C و سپس تندرسمایی در آب است. با این فرایند، کاربیدهای ریختگی در زمینه آستنیت حل می‌شوند و ریزساختار آستنیت به صورت محلول جامد فوق اشباع از اتم‌های منگنز و کربن در دمای محیط پایدار می‌شود [۱].

در جدول ۱ خواص مکانیکی نمونه‌ای از فولاد هادفیلد ارایه شده است [۲]. در این فولاد ترکیب منحصراً به فردی از استحکام کششی نهایی، سختی، ازدیاد طول نسبی و مقاومت به ضربه مشاهده می‌شود [۳، ۴]. این مجموعه خواص سبب می‌شود تا مقاومت به سایش در شرایط سایش ضربه‌ای و شدید بسیار بالا باشد [۵، ۶]. بر اساس مطالعات مشخص شد که کرنش دوقلوبی [۲، ۷]، ایجاد دیواره‌های ضخیم نابجایی‌ها [۸] و پیرسازی کرنشی دینامیکی [۲] از سازوکارهای عمده تغییر شکل مومسان و کارسختی این فولاد محسوب می‌شود.

ضعف عمده فولاد هادفیلد، پایین بودن استحکام تسلیم و سختی بعد از عملیات حرارتی محلولی و تندرسمایی در آب است. این ضعف سبب می‌شود تا در مراحل اولیه سایش و

شرایط سایش آرام، مقاومت به سایش قطعه پایین باشد [۱] و یا قطعه در اثر نیروهای مکانیکی اولیه، تغییر شکل‌های مومسانی بدهد که بعضی اوقات مخرب خواهد بود [۹].

در شرایط سایش آرام، سطح به اندازه کافی کارسخت نمی‌شود و در نتیجه مقاومت به سایش فولاد هادفیلد پایین است [۱۰، ۹]. برای این شرایط، استفاده از چدن‌های مقاوم به سایش پرکروم و نایهارد که سختی بالای ۴۵۰ و یکرز دارند، گزینه‌های مناسبی است [۱۰] که البته مواد اولیه آن گران و فرایند تولید آن دارای پیچیدگی‌های بسیاری است، لذا بسیاری از مصرف‌کنندگان قطعات مقاوم به سایش تمایل دارند که با به‌سازی فولاد هادفیلد از آن در شرایط سایش آرام استفاده کنند. در این خصوص تحقیقات مختلفی انجام شده است. به عنوان نمونه یان و همکاران اثر عملیات ساچمه‌کوبی را بر رفتار سایشی فولاد هادفیلد در شرایط مختلف بررسی کردند [۶]. آن‌ها مشاهده کردند که با انجام عملیات ساچمه‌کوبی و ایجاد نانو ساختار غیربلوری می‌توان مقاومت به سایش را در شرایط آرام بهبود داد. ژان و همکاران تولید ماده مرکب‌شده شامل فولاد هادفیلد با WC را مطرح کردند و نشان دادند که با ساخت فولاد هادفیلد مرکب‌شده با ذرات درشت کاربید تنگستن می‌توان مقاومت به سایش را در شرایط سایش ضربه‌ای آرام و متوسط، بهبود داد [۵]. همچنین عملیات رسوب‌سختی این فولاد با افزودن کروم و وانادیم [۱۲] برای بهبود مقاومت به سایش بررسی شده است [۱۱].

مدتی است که ایده استفاده از آلومینیم در فولادهای پرمگنز از جمله فولاد هادفیلد مطرح شده [۱۳، ۱۴] و کارهای متعددی در خصوص شناسایی سازوکارهای کارسختی و تغییر شکل مومسان منتشر شده است [۱۵، ۱۶]. پیرو این

جدول ۱. خواص مکانیکی نمونه‌ای از فولاد هادفیلد با ترکیب ۱/۲ درصد وزنی کربن و ۱۳ درصد وزنی منگنز [۲].

مقاومت به ضربه چارپی در ۱۹۹°C- (ژول)	مقاومت به ضربه چارپی در دمای محیط (ژول)	سختی بعد از شکست (HB)	سختی (HB)	ازدیاد طول نسبی (درصد)	استحکام کششی (MPa)	استحکام تسلیم (MPa)
۷	۱۶۹	۵۰۰	۱۹۰	۵۰	۹۶۵	۳۷۹

گیری و کنترل شد. همچنین ترکیب شیمیایی نمونه‌های آلیاژ شده با آلومینیم به وسیله دستگاه XRF مدل TW 1480 ساخت شرکت PHILIPS در دانشگاه علم و صنعت ایران کنترل مجدد شد.

مقایسه دو آلیاژ L0 و L3 اثر افزودن ۳ درصد وزنی آلومینیم به فولاد هادفیلد کم آلیاژ (کم کربن و کم منگنز) را نشان می‌دهد. در مقابل، مقایسه سه آلیاژ H0، H1.5 و H3 اثر افزودن ۱/۵ و ۳ درصد وزنی آلومینیم به فولاد هادفیلد پرآلیاژ (یا آلیاژ مرسوم بدون آلومینیم، H0) را نشان می‌دهد. همچنین مقایسه دو آلیاژ L0 و H0، تاثیر هم‌زمان افزایش مقادیر منگنز و کربن بدون حضور آلومینیم را نشان می‌دهد.

فولادسازی با استفاده از کوره القایی آزمایشگاهی فرکانس بالا (حداکثر ۳۰۰۰HZ) بدون هسته ساخت شرکت اینداکتورم با ظرفیت ۲۵ کیلوگرم تحت اتمسفر آرگون و با جداره منیزیتی انجام شد. عملیات ذوب و آلیاژسازی با استفاده از مواد اولیه فلزی شامل قراضه‌هایی از فولاد کربنی ساده، فرومنگنز پرکربن، فرومنگنز میان کربن، فروسیلیسیم و آلومینیم خالص تجاری در شرکت ریخته‌گری دقیق ساری انجام شد. نمونه‌ها به روش ریخته‌گری دقیق در قالب‌های سرامیکی زیرکونیایی نزدیک به شکل نهایی مطابق استاندارد ASTM A 781 تولید شد [۱۸]. مطابق جدول ۲، دمای بارریزی حسب ترکیب شیمیایی آلیاژ بین ۱۴۲۰ تا ۱۴۶۰°C انتخاب شد که با استفاده از ترموکوپل فرورونده دیجیتالی

مطالعات، ایده استفاده از آلومینیم برای بهبود مقاومت به سایش فولاد هادفیلد نیز مورد بررسی قرار گرفت [۹، ۱۵، ۱۷]. بر این اساس در کار قبلی نویسندگان مقاله [۹، ۱۷] تاثیر نیرو و سرعت خطی بر رفتار سایشی یک فولاد هادفیلد آلومینیم‌دار با فولاد هادفیلد مورد بررسی قرار گرفت و نشان داده شد که تحت نیروی کمتر از ۵۰ نیوتن، می‌توان شرایط سایش آرام برای فولاد هادفیلد در نظر گرفت. در این شرایط مقاومت به سایش فولاد هادفیلد آلیاژ شده با آلومینیم بهتر از فولاد هادفیلد است [۹].

هدف از این مقاله، ارزیابی تاثیر مقادیر مختلف آلومینیم (به عنوان عنصر آلیاژی) در دو کلاس از فولاد هادفیلد بر رفتار سایشی و تریبولوژیکی در شرایط سایش لغزشی آرام است. همچنین ارتباط رفتار سایشی با رفتار تغییر شکل مومسان و خواص مکانیکی این آلیاژها مورد ارزیابی قرار گرفته است.

روش تحقیق

پنج ترکیب از فولاد هادفیلد با مقادیر مشخصی از منگنز، کربن و آلومینیم انتخاب شد. ترکیب شیمیایی آلیاژهای منتخب در جدول ۲ ارائه شده است. ترکیب شیمیایی مذاب قبل از اضافه کردن آلومینیم با استفاده از دستگاه طیف‌سنج نشر جرقه‌ای (موسوم به کوانتومتر) ساخت شرکت آکسفورد اینسترومنت واقع در شرکت ریخته‌گری دقیق ساری اندازه

جدول ۲. ترکیب شیمیایی و دمای بارریزی آلیاژهای منتخب.

کد آلیاژ	نوع آلیاژ (عدد داخل پرانتز مقدار اسمی آلومینیم است)	دمای بارریزی (°C)	عناصر (درصد وزنی)						
			Fe	P	S	Si	Al	Mn	C
L0	فولاد هادفیلد کم آلیاژ (۰٪)	۱۴۶۰	بقیه	/۰۲۵	/۰۰۳	۰/۵۲	۰/۰۵	۱۰/۳	۱/۰۱
L3	فولاد هادفیلد کم آلیاژ، آلیاژ شده با آلومینیم (۳٪)	۱۴۳۰	بقیه	/۰۲۴	/۰۰۳	۰/۶۰	۲/۸۶	۱۰/۳	۰/۹۸
H0	فولاد هادفیلد (ترکیب متداول) (۰٪)	۱۴۴۰	بقیه	/۰۲۱	/۰۰۳	۰/۴۱	۰/۰۴	۱۳/۹	۱/۳۸
H1.5	فولاد هادفیلد آلیاژ شده با آلومینیم (۱/۵٪)	۱۴۳۰	بقیه	/۰۲۱	/۰۰۳	۰/۵۲	۱/۴۲	۱۳/۷	۱/۳۰
H3	فولاد هادفیلد آلیاژ شده با آلومینیم (۳٪)	۱۴۲۰	بقیه	/۰۲۰	/۰۰۳	۰/۵۸	۲/۹۳	۱۳/۵	۱/۳۷

شارپی روی نمونه‌هایی با مقطع مربع به ابعاد ۱۰mm و طول ۵۵mm با شیار 45° به عمق ۲mm و شعاع نوک ۰/۲۵mm در دانشگاه علم و صنعت انجام شد. کلیه آزمایشات کشش و ضربه در دمای محیط انجام شد و نتیجه نهائی از میانگین ۳ آزمایش به دست آمد.

از ریزسختی‌سنج ویکرز مدل FM-800 ساخت شرکت FUTURE-TECH ژاپن تحت نیروی ۰/۰۱ نیوتن و بارگذاری به مدت ۲۰ ثانیه برای اندازه‌گیری تغییرات ریزسختی سطح شکست نمونه‌های کشش و زیر سطح ساییده شده استفاده شد. تراشه‌های سایش و ریزساختار با استفاده از میکروسکپ نوری مدل CX ساخت شرکت Olympus و میکروسکپ الکترونی روبشی مدل VEGA/XMU ساخت شرکت TESCAN چک در دانشگاه علم و صنعت ایران بررسی شد. به این منظور از دتکتورهای الکترون برگشتی تحت ولتاژ ۲۰KV استفاده شد.

برای حکاکی نمونه‌های تغییرشکل‌یافته (پس از آزمون کشش) از روش الکتروشیمیایی استفاده شد تا وضعیت دوقلوها در نمونه‌های کار شده (تغییرشکل‌یافته) بهتر نمایان شود. ویژگی این روش به گونه‌ای است که فقط اثر مرزانه و دوقلویی‌های مکانیکی مشخص می‌شود و نوارهای لغزش نمایان نمی‌شود [۲۱]. به این منظور از محلول ۳۰ درصد حجمی HCl در الکل استفاده شد. در این روش، نمونه به مدت ۳۰ ثانیه تحت شدت جریان $0.25-0.50 \text{ A/cm}^2$ در ولتاژ ۴ تا ۶ ولت، حکاکی شد [۲۱].

نتایج و بحث

بررسی خواص مکانیکی

در شکل ۱ نمودار تنش حقیقی- کرنش حقیقی و در جدول ۳، مجموع نتایج آزمون‌های مکانیکی (کشش، ضربه و سختی سنجی قبل و بعد از شکست) آلیاژهای منتخب ارائه شده

Pt/Pt-13%Rh مدل R با دقت دمائی $\pm 5^\circ\text{C}$ کنترل شد. پس از ریخته‌گری برای حذف کاربیدهای موجود در ریزساختار ریختگی و ایجاد ساختار آستنیتی همگن، نمونه‌ها در کوره المنتی ساخت شرکت صنعت سرام ایران در دمای 1065°C به مدت ۹۰ دقیقه آستنیت‌دهی شده و بعد در آب سرد، تندسرمايي شدند.

آزمایش سایش به روش پین روی صفحه در دمای محیط با رطوبت نسبی ۶۰ درصد، بدون روانکار و در شرایط سایش آرام تحت نیروی عمودی 4.0 N و سرعت خطی 0.5 m/s انجام شد. دستگاه سایش واقع در دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، ساخت شرکت آریانا مدرن صنعت مطابق استاندارد *ASTM G99* مجهز به سامانه کنترل رایانه‌ای تحت برنامه *LabView* و حس‌گرهای اندازه‌گیری درجای نیروهای سایشی، دمای پین و دورموتور بوده است.

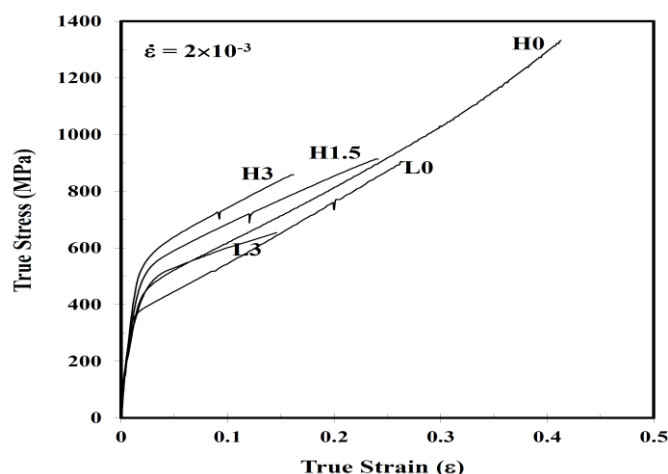
برای آزمایش سایش، نمونه‌های استوانه‌ای با قطر ۱۰mm و طول ۴۰mm به عنوان پین از آلیاژهای ریختگی منتخب پس از عملیات حرارتی محلولی و تندسرمايي تهیه شد. همچنین از سنگ‌های سایشی آلومینایی (A) استحکام بالا (P) با کد استاندارد $A36P4V^1$ به عنوان ساینده (صفحه) استفاده شد [۱۹، ۲۰]. سطح سایش تمامی نمونه‌ها قبل از انجام آزمایش با استفاده از کاغذ سنباده شماره ۶۰۰ یکنواخت شد تا زبری اولیه سطح در تمامی نمونه‌ها یکسان باشد. میزان کاهش جرم در هر ۵۰۰ متر بر حسب طول مسیر سایش تا مسیر ۳۰۰۰ متر ارزیابی شد. برای اندازه‌گیری جرم از ترازو آزمایشگاهی Sartorius با دقت ۰/۱ میلی‌گرم استفاده شد.

آزمایش کشش در دمای محیط با نرخ کرنش 10^{-3} S^{-1} و با استفاده از دستگاه سروهیدرولیک اینسترون 8802 ساخت شرکت Instron آمریکا مجهز به فک‌های هیدرولیکی در دانشگاه شاهرود انجام شد. همچنین آزمایش ضربه با استفاده از دستگاه ضربه ساخت شرکت WOLPERT به روش

۱- استحکام سنگ را با حروف انگلیسی از A تا Z نشان می‌دهند. هرچه کد استحکام سنگ به حرف Z نزدیک‌تر باشد، استحکام بالاتر است [۱۹].

جدول ۳. خواص مکانیکی آلیاژهای مورد استفاده در دمای محیط (X= متوسط و S=انحراف معیار، با حداقل سه بار تکرار).

کد آلیاژ	استحکام تسلیم (MPa)		استحکام کششی (MPa)		ازدیاد طول نسبی (درصد)		کاهش سطح مقطع کل (درصد)		مقاومت به ضربه شاری (ژول)		سختی بعد از عملیات حرارتی (HV)		سختی بعد از شکست نمونه کشش در: (متوسط انحراف معیار = ۳/۴)		
	S	X	S	X	S	X	S	X	S	X	S	X	زیر سطح شکست	اختلاف نسبی	
L0	۳۳۵	۵/۰	۶۶۴	۱۲/۲	۲۹/۶	۱/۵	۲۱/۲	۱/۹	۸۸	۵/۶	۱۷۴	۲/۳	۳۳۴	۴۳۲	۹۸
L3	۳۷۷	۶/۵	۵۳۳	۱۲/۱	۱۳/۵	۰/۹	۲۰/۶	۲/۸	۵۷	۵/۹	۲۰۴	۰/۶	۳۴۵	۴۶۰	۱۱۵
H0	۴۱۴	۵/۶	۹۰۵	۱۵/۷	۵۱/۰	۱/۵	۴۱/۷	۱/۸	۱۵۷	۶/۶	۱۹۰	۵/۰	۴۸۵	۵۱۵	۳۰
H1.5	۴۲۶	۱/۵	۷۲۵	۱۱/۲	۲۷/۷	۲/۰	۳۴/۹	۱/۷	۱۰۵	۳/۱	۲۱۳	۰/۶	۳۹۲	۴۳۸	۴۶
H3	۴۷۱	۳/۶	۷۳۲	۴/۵	۱۸/۸	۱/۴	۳۰/۸	۱/۶	۸۷	۳/۲	۲۱۶	۴/۰	۳۷۸	۴۲۵	۴۷



شکل ۱. نمودار تنش حقیقی- کرنش حقیقی نمونه‌های مختلف.

مطابق جدول ۳ مقایسه سختی قبل و بعد از آزمون کشش نشان‌دهنده ظرفیت بالای کارسختی فولاد H0 (ترکیب متداول فولاد هادفیلد) نسبت به دیگر آلیاژها است. به‌طور محسوس مشاهده می‌شود که سختی نهایی بعد از شکست آلیاژهای H1.5 و H3 کمتر از آلیاژ H0 است. این پدیده در مورد دو آلیاژ L0 و L3 محسوس نیست. همچنین مقایسه سختی سطح جانبی و سختی لبه سطح شکست نمونه کشش مشاهده می‌شود که این اختلاف برای نمونه‌های آلومینیم‌دار بیش‌تر است. این افزایش زیاد سختی در زیر سطح شکست می‌تواند به لغزش نابجایی‌ها در منطقه شکست و ایجاد کارسختی بیش‌تر مرتبط باشد [۸].

است. از مقایسه دو آلیاژ L0 و L3 و مقایسه سه آلیاژ H0، H1.5 و H3 مشاهده می‌شود که ترکیب شیمیایی از جمله مقدار آلومینیم اثر معناداری بر خواص مکانیکی دارد. افزودن آلومینیم سبب افزایش استحکام تسلیم و سختی و در مقابل سبب کاهش مقاومت به ضربه، ازدیاد طول نسبی، میزان کارسختی و استحکام کششی نهایی شده است. بر اساس داده‌های جدول ۳، مقایسه دو آلیاژ L0 و H0 نشان می‌دهد که در ترکیبات بدون آلومینیم، بیش‌تر بودن مقادیر کربن و منگنز سبب بهبود مجموعه خواص مکانیکی و توان کارسختی می‌شود. به همین دلیل، ترکیب متداول فولاد هادفیلد ترجیحاً دارای منگیزی بین ۱۲-۱۴ درصد وزنی و کربن بین ۱/۲ تا ۱/۴ درصد وزنی است [۱، ۲].

بررسی ریزساختار کرنش یافته و تحلیل سازوکارهای تغییر

شکل مومسان

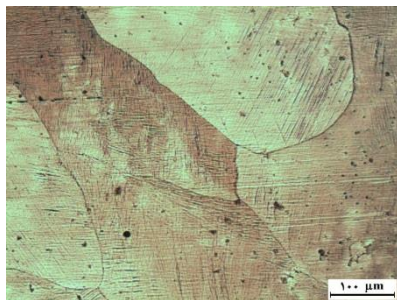
شکل ۲، تصاویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار تغییر شکل یافته آلیاژهای مختلف بعد از شکست در آزمون کشش را نشان می‌دهد. در این تصاویر به طور محسوس اختلاف در چگالی خطوط دوقلوبی و میکرو دوقلوبی قابل مشاهده است. کارهای قبلی نویسندگان [۱۶، ۱۷، ۲۳] نشان داد که ریزساختار تمامی فولادهای در دمای محیط بعد از عملیات حرارتی انحلالی و تندسرمايي در آب کاملاً آستنیتی است و بر اساس نتایج XRD مشخص شد که در اثر تغییر شکل مومسان، آستنیت پایدار است و سازوکار اصلی تغییر شکل مومسان، کرنش دوقلوبی است.

در شکل ۲-الف و ج، میکرو دوقلوبی به صورت خطوط موازی کوچک با فاصله بسیار کم قابل مشاهده هستند که در مناطق از قبل دوقلوبی شده (دوقلوبی‌های اولیه) ایجاد شدند. حضور لایه‌های دوقلوبی اولیه و ثانویه در دو آلیاژ L0 و H0 نشان‌دهنده این واقعیت است که کرنش دوقلوبی از سازوکارهای اصلی تغییر شکل مومسان و کارسختی این آلیاژ است [۳، ۴، ۱۶، ۲۲، ۲۳]. در صورتی که در مورد سه آلیاژ L3، H1.5 و H3 مشاهده می‌شود که تمایل به کرنش دوقلوبی با افزودن آلومینیم کمتر شده که به افزایش انرژی نقص انباشتگی در اثر افزایش آلومینیم مربوط است [۸، ۹، ۲۳]. شکل ۳ به صورت نمونه، تصویر میکروسکوپی نوری از مقطع طولی نمونه کشش در زیر سطح شکست نمونه H0 را نشان می‌دهد که از ادغام سه تصویر متوالی تهیه شد. این شکل به خوبی نشانه‌های دوقلوبی و تغییر شکل مومسان را نشان می‌دهد.

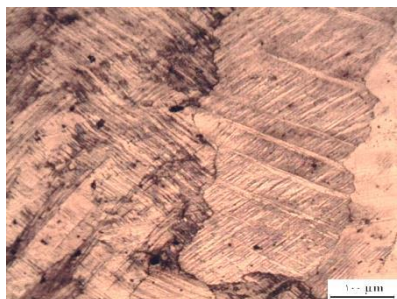
حضور منگنز و کربن به مقدار زیاد، تضمین‌کننده پایداری فاز آستنیت در دمای محیط است [۱]. افزایش منگنز در محدوده ۱۰ تا ۱۴ درصد وزنی، سبب کاهش انرژی نقص انباشتگی و افزایش سهم کرنش دوقلوبی در تغییر شکل مومسان است [۹، ۱۵]. افزایش منگنز سبب افزایش ازدیاد طول نسبی و استحکام کششی نهایی می‌شود، ولی تاثیر معناداری بر افزایش استحکام



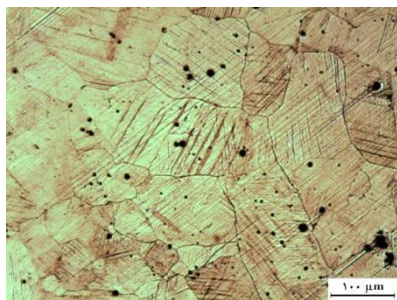
(الف)



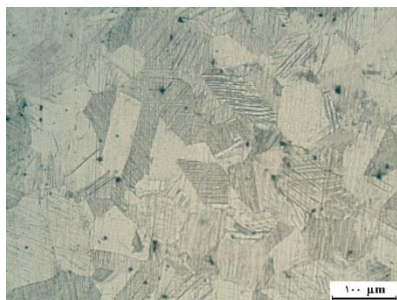
(ب)



(ج)



(د)



(ه)

شکل ۲. تصاویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار تغییر شکل یافته بعد

از شکست در آزمون کشش آلیاژهای: الف) L0، ب) L3،

ج) H0، د) H1.5 و ه) H3.

که L طول مسیر سایش برحسب متر و ΔW میزان کاهش جرم تجمعی بر حسب mg و R ضریب رگراسیون است. مطابق شکل ۴، مشاهده می‌شود که آلیاژ $L0$ کمترین و آلیاژ $H3$ بیشترین مقاومت به سایش را دارا است و نرخ کاهش جرم پایدار آن‌ها به ترتیب $0.185 \frac{mg}{m}$ (رابطه ۱) و $0.11 \frac{mg}{m}$ (رابطه ۵) است. همچنین رفتار خطی سایش در همه آلیاژها به جز آلیاژ $H0$ در تمامی طول مسیر سایش مشاهده می‌شود.

در آلیاژ $H0$ ، میزان سایش در مراحل اولیه زیاد است و سپس به شدت کم می‌شود. این رفتار به دلیل سازوکارهای متعدد کارسختی در فولاد هادفیلد (شامل کرنش‌های دوقلویی، پیرسازی کرنشی دینامیکی و افزایش غلظت نایجایی‌ها) است که تا حدودی در شرایط سایش فعال شده‌اند [۹]، لذا پس از سایش‌های اولیه (۱۰۰۰ متر طول مسیر سایش)، سطح تا حدودی کارسخت شده و نرخ سایش آن مطابق معادله ۳ از $0.165 \frac{mg}{m}$ به $0.15 \frac{mg}{m}$ کاهش یافته است.

دو آلیاژ $L0$ و $H0$ از نوع فولادهای هادفیلد بدون آلومینیم هستند با این تفاوت که آلیاژ $H0$ از منگنز و کربن بیش‌تری برخوردار است (فولاد هادفیلد پرآلیاژ) و مطابق داده‌های جدول ۳، ظرفیت کارسختی بالاتری دارد. به همین دلیل مقاومت به سایش $H0$ بسیار بیش‌تر از $L0$ است. سختی پایین دو آلیاژ سبب می‌شود که میزان کاهش جرم آن‌ها در مراحل مقدماتی سایش زیاد باشد. در مورد آلیاژ $H0$ ، با پیشرفت سایش، سطح کارسخت می‌شود و نرخ سایش آن نسبت به آلیاژ $L0$ کمتر می‌شود و در طول مسیرهای نزدیک به ۲۰۰۰ متر، میزان سایش به آلیاژ $L3$ می‌رسد.

آلیاژ $L3$ به مانند $L0$ دارای رفتار خطی است ولی مقاومت به سایش آن با نرخ سایش $0.48 \frac{mg}{m}$ (رابطه ۲) بیش‌تر از $L0$ است. بنابراین افزودن ۳ درصد وزنی آلومینیم به آلیاژ $L0$ سبب شد مقاومت به سایش تا ۴۰ درصد بهبود یابد.

تسلیم ندارد [۱۶]. از طرف دیگر افزایش کربن، هم استحکام تسلیم و هم استحکام کششی را از طریق محلول جامد بین‌نشینی و تقویت سازوکار پیرسازی کرنشی دینامیکی افزایش می‌دهد [۲، ۲۴].

برهم‌کنش کرنش‌های دوقلویی، دوقلویی‌های ثانویه، لغزش نایجایی و پیرسازی کرنشی دینامیکی سبب می‌شود که فولاد هادفیلد (آلیاژ $H0$) در برابر نیروهای شدید و کرنش‌های زیاد، بیش‌تر کارسخت شود [۲۲، ۲۴، ۲۵] و از خود توان کارسختی بالایی نشان دهد [۲۶]. به این خاطر است که فولاد هادفیلد در برابر نیروهای ساینده شدید، مقاومت به سایش بالایی از خود نشان می‌دهد [۹]. ولی در برابر نیروهای پایین که سازوکارهای کارسختی در فولاد هادفیلد از جمله ایجاد دوقلویی‌های اولیه و ثانویه و پیرسازی کرنشی دینامیکی فعال نمی‌شود، مقاومت به سایش پایین است [۵، ۶، ۹].

بررسی تغییرات جرم و نرخ سایش

شکل ۴ تغییرات میزان کاهش جرم تجمعی آلیاژهای منتخب بر حسب طول مسیر سایش را نشان می‌دهد. بر اساس داده‌های بدست آمده، برای این آلیاژها با روش برآورد خطی، رابطه تغییرات کاهش وزن برحسب طول مسیر استخراج شد که در روابط ۱ الی ۵ نشان داده شد.

$$\Delta W_{L0}(mg) = 0.85L \quad R^2 = 0.987 \quad (۱)$$

$$\Delta W_{L3}(mg) = 0.48L \quad R^2 = 0.998 \quad (۲)$$

(۳)

(۱-۳) فقط برای طول مسیرهای تا ۱۰۰۰ متر

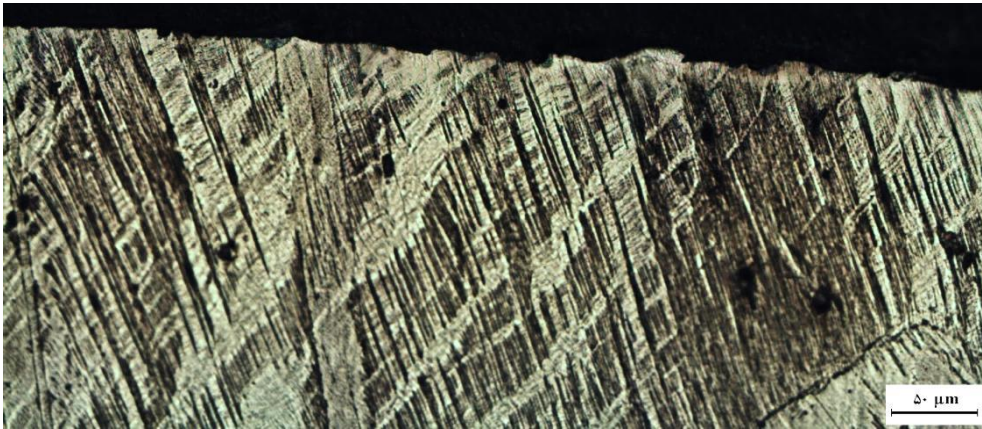
$$\Delta W_{H0}(mg) = 0.65L \quad R^2 = 0.978$$

(۲-۳) فقط برای طول مسیرهای بالاتر از ۱۰۰۰ متر

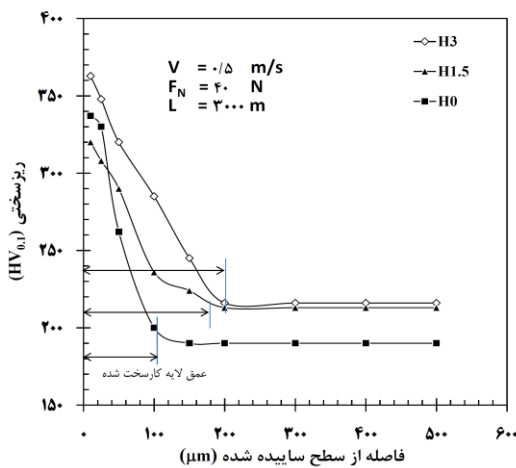
$$\Delta W_{H0}(mg) = 0.15L + 555 \quad R^2 = 0.998$$

$$\Delta W_{H1.5}(mg) = 0.20L \quad R^2 = 0.996 \quad (۴)$$

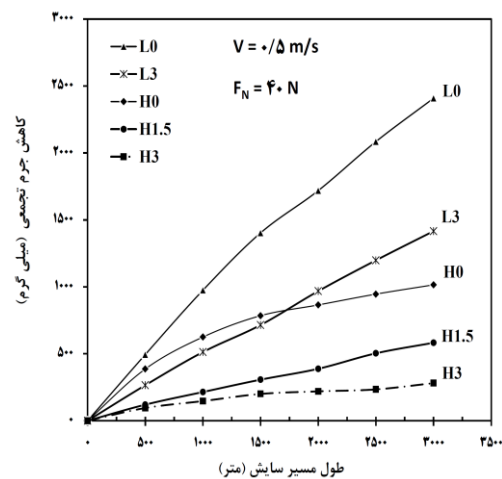
$$\Delta W_{H3}(mg) = 0.11L \quad R^2 = 0.865 \quad (۵)$$



شکل 3. تصویر میکروسکوپی نوری از ایجاد نشانه‌های تغییر شکل مومسان در زیر سطح شکست نمونه کشش آلیاژ H0 (این تصویر از ادغام سه تصویر متوالی به دست آمده است).



شکل 5. تغییرات ریزسختی از سطح ساییده شده نمونه‌های H0، H1.5 و H3 تحت نیرو و سرعت خطی ثابت.



شکل 4. تغییرات کاهش جرم تجمعی آلیاژهای مختلف با طول مسیر سایش تحت نیروی عمودی و سرعت خطی ثابت.

بسیار کمتر از دو آلیاژ دیگر است. می‌توان نتیجه گرفت که در شرایط سایش آرام، فولاد هادفیلد معمولی (H0) نمی‌تواند به‌طور کامل کارسخت شود و عمق لایه کارسخت شده آن کم‌تر از دو آلیاژ H1.5 و H3 است و به همین دلیل مقاومت به سایش آن از دو آلیاژ دیگر کم‌تری است.

مقایسه رفتار سایش سه آلیاژ H0، H1.5 و H3 در واقع اثر مستقیم میزان آلومینیم بر رفتار سایش فولاد هادفیلد با ترکیب متداول را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود، زمانی که مقادیر منگنز و کربن در محدوده ترکیب متداول فولاد هادفیلد است، افزایش مقدار آلومینیم سبب بهبود مقاومت به سایش در شرایط آرام می‌شود. مقایسه رفتار سایش سه آلیاژ H0،

شکل 5 تغییرات ریزسختی از سطح ساییده شده نمونه‌های H0، H1.5 و H3 تحت نیروی عمودی 40N و سرعت خطی 0.5 m/s پس از 3000 متر سایش را نشان می‌دهد. همچنین در این شکل، عمق لایه سخت شده در اثر سایش به‌صورت فلش نشان داده شد. به‌خوبی می‌توان کارسخت شدن سطح نمونه‌ها را در اثر نیروهای سایش مشاهده کرد. این کارسختی در آلیاژ H3 بیش‌تر از دو آلیاژ دیگر است. سختی سطح ساییده شده در آلیاژ H3 برابر 365HV و برای آلیاژ H0 حدود 340HV است. مشاهده می‌شود که عمق لایه سخت شده در آلیاژهای H3 و H1.5 تقریباً برابر 200 μm و برای آلیاژ H0 برابر 100 μm است که در عمق‌های بیش از 40 μm

و یا در شرایط سایش آرام که استحکام تسلیم و سختی کنترل کننده نرخ سایش است [۹، ۲۷]، افزودن آلومینیم می‌تواند در بهبود مقاومت به سایش فولاد هادفیلد مفید باشد. انتخاب صحیح مقادیر کربن، منگنز و آلومینیم با توجه به شرایط سایش به مطالعات پیش‌تری نیاز دارد.

بررسی میکروسکوپی محصولات سایش

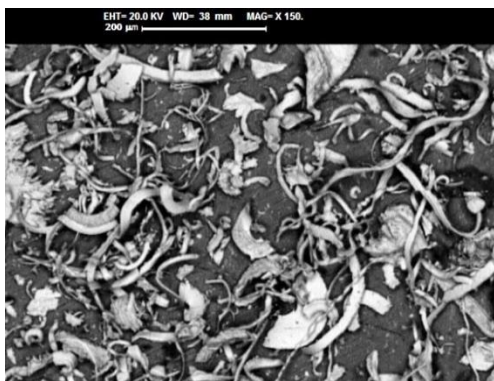
شکل ۶ تصاویر میکروسکپ نوری (عبوری) از تراشه‌های حاصل از سایش در سه نمونه H0، H1.5 و H3 را نشان می‌دهد. بررسی صحیح ابعادی این تراشه‌ها با توجه به تغییر شکل‌های ایجاد شده و تنوع ابعادی با استفاده از میکروسکپ نوری بسیار مشکل است. با این وجود مشاهده می‌شود که تراشه‌های سایش مربوط به نمونه H3 دارای ابعاد ریزتر نسبت به دو نمونه دیگر است که به علت سختی بالاتری آن است. تراشه‌های نمونه H0 از همه بزرگ‌تر هستند و ابعادی بزرگتر از ۲mm هم در آنها دیده می‌شود. اندازه بسیار بزرگ (با طولی بزرگتر از ۱mm) این تراشه‌ها نشان می‌دهد که آن‌ها در مراحل مقدماتی سایش در اثر تغییرشکل‌های مومسان از سطح جدا می‌شوند. سطح فولاد H0 که سختی کمتری دارد، به راحتی در اثر نیروهای خراشان، تغییر شکل داده و تراشه‌ها با طول زیاد از روی سطح کنده می‌شود [۲۷]. با کار سخت‌شدن جزئی سطح (شکل ۵)، تراشه‌های بعدی با ابعاد کوچک‌تری از سطح جدا می‌شوند. در شرایط سایش آرام، نیروهای خراشان نمی‌تواند مکانیزم‌های اصلی کارسختی در نمونه H0 را فعال کند. بنابراین در این شرایط سایش، نمونه H0 مقاومت به سایش کمتری نشان می‌دهد [۹]. تراشه‌هایی که بعد از کارسخت‌شدن نسبی سطح از آن جدا می‌شوند، دارای ابعاد بسیار ریز (با طولی کمتر از ۰/۲mm) هستند.

شکل ۷ تصاویر SEM از تراشه‌های حاصل از سایش دو نمونه H0 و H3 را نشان می‌دهد. شکل ۷-الف، تصویری از تراشه‌های بزرگ و کوچک است که در مراحل مختلف سایش جمع شده است. شکل ۷-ب نشان می‌دهد که صفحات بلوری مرجعی

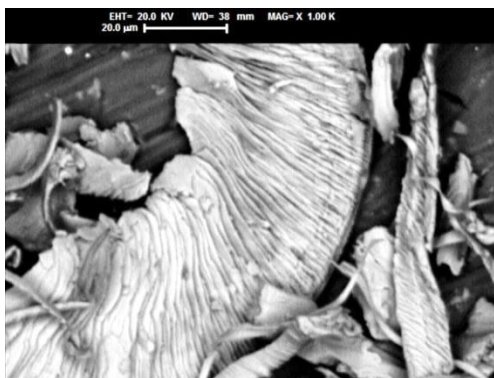
H1.5 و H3 نشان می‌دهد که افزودن ۱/۵ و ۳ درصد وزنی آلومینیم توانسته مقاومت به سایش را به ترتیب ۴۳ و ۷۲ درصد تا طول مسیر ۳۰۰۰ متر افزایش دهد. همچنین افزودن ۳ درصد آلومینیم نرخ سایش پایدار (نرخ سایش در طول مسیرهای زیاد) را از $0/15 \frac{mg}{m}$ به $0/11 \frac{mg}{m}$ کاهش دهد. این در حالی است که این شیب برای آلیاژ H1.5 با ۱/۵ درصد آلومینیم برابر $0/20 \frac{mg}{m}$ است. به عبارت دیگر، در آلیاژ H0 میزان سایش زیاد در مراحل اول (نرخ سایش مقدماتی $0/65 \frac{mg}{m}$) سبب شده که در طول مسیرهای تا ۳۰۰۰ متر، آلیاژ H1.5 مقاومت به سایش بیش‌تری از خود نشان دهد. در حالی که پس از کارسردشدن سطح ساییده شده آلیاژ H0، نرخ سایش آن کمتر از H1.5 شد.

آلیاژهای مورد بررسی دارای ریزساختار تک فاز آستنیتی و مقادیر قابل ملاحظه‌ای منگنز و کربن در زمینه هستند، بنابراین تغییرات در رفتار سایشی آن‌ها باید تابعی از تغییرات در رفتار کارسختی و تغییرشکل مومسان باشد [۹، ۱۶، ۱۷، ۲۳] که در بخش بررسی خواص مکانیکی به آن‌ها اشاره شد. بنابراین بر اساس خواص مکانیکی و نتایج آزمون سایش می‌توان استنتاج کرد که در شرایط سایش آرام، میزان و شدت نیروهای اعمالی برای فعال‌شدن سازوکارهای تغییرشکل مومسان و کارسختی زیاد نیست [۹]. بنابراین آلیاژهای حاوی آلومینیم با سختی و استحکام تسلیم بالاتر، می‌توانند مقاومت به سایش بیش‌تری نسبت به آلیاژهای هادفیلد معمولی در شرایط سایش آرام داشته باشند.

افزایش آلومینیم و کربن با افزایش تنش لازم برای کرنش دوقلویی و لغزش نابجایی‌ها [۹، ۱۵]، سبب افزایش سختی و استحکام تسلیم و در نتیجه افزایش مقاومت به سایش می‌شود [۹]. از طرف دیگر باید توجه داشت که افزایش آلومینیم با کاهش فعالیت کربن در شبکه FCC آستنیت، پدیده پیرسازی دینامیکی را تضعیف می‌کند و همچنین با افزایش انرژی نقص انباشتگی، توان کارسختی و حداکثر ازدیاد طول نسبی را کم می‌نماید [۱۵]، لذا در مسیرهای کم



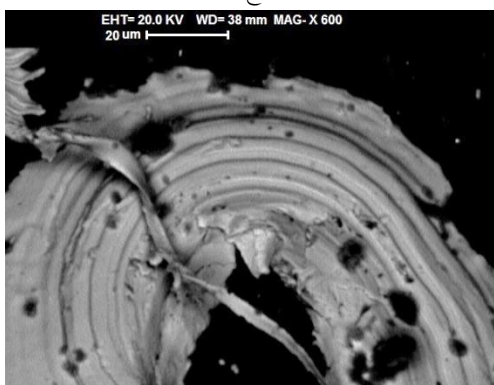
(الف)



(ب)

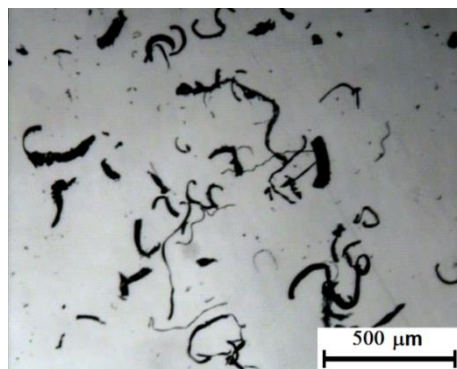


(ج)

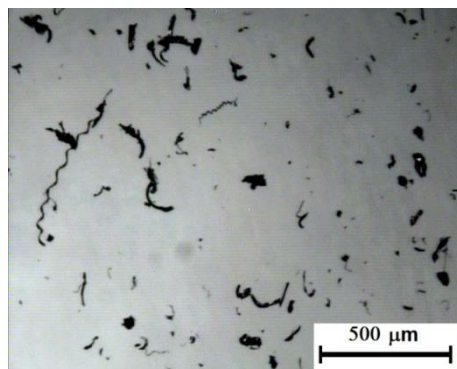


(د)

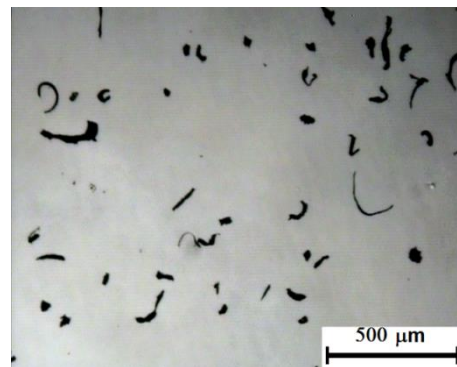
شکل ۷. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از تراشه‌های سایش
الف و (ب) آلیاژ H0، ج و (د) آلیاژ H3



(الف)



(ب)



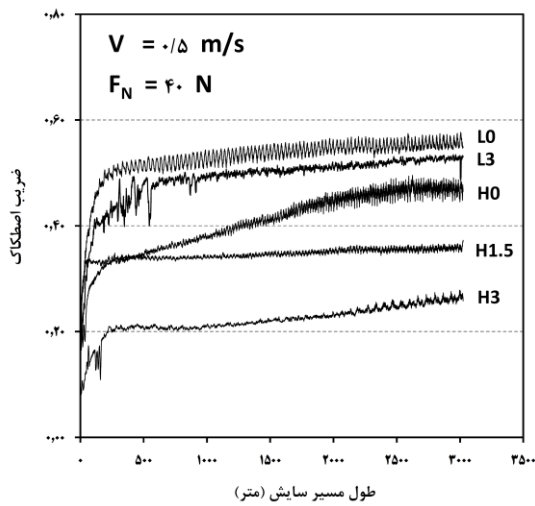
(ج)

شکل ۶. تصاویر میکروسکوپی نوری از تراشه‌های سایش در:
الف) نمونه H0، ب) نمونه H1.5 و ج) نمونه H3.

در تغییر شکل تراشه‌ها و جدا شدن تاثیر گذارند. این نشان‌دهنده وقوع تغییر شکل مومسان قبل از جدا شدن از سطح است. مطالعات میکروسکوپی نشان داد که این صفحات همان دسته صفحات مرجح $\{111\}$ است که سبب کرنش دوقلویی در فولاد هادفیلد می‌شود [۳، ۴]. شکل ۷-ج و ۷-د اثرات خراش روی تراشه‌های نمونه H3 را نشان می‌دهد.

بررسی میکروسکوپی سطوح ساییده شده

شکل ۸، تصاویر SEM از سطح ساییده شده دو آلیاژ H0 و H3



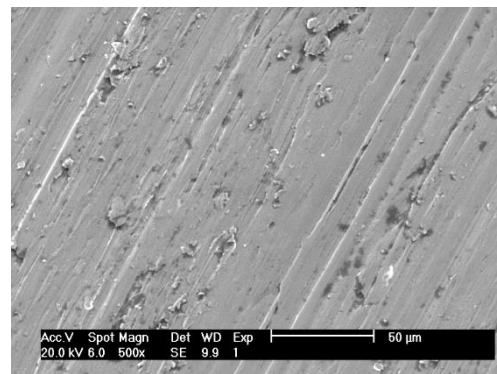
شکل ۹. تغییرات ضریب اصطکاک با طول مسیر سایش تحت نیروی ۴۰ نیوتن و سرعت ۰/۵ متر بر ثانیه تا طول مسیر ۳۰۰۰ متر.

بررسی تغییرات ضریب اصطکاک حین سایش

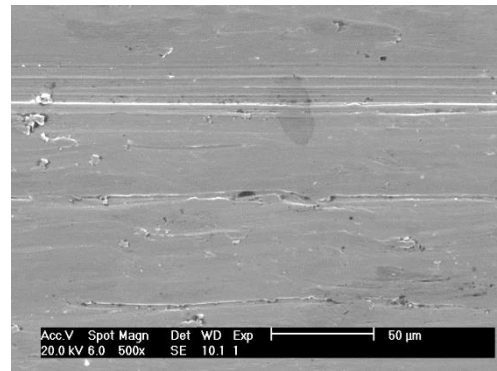
شکل ۹ تغییرات ضریب اصطکاک با طول مسیر سایش را برای آلیاژهای مختلف نشان می‌دهد. این ارزیابی تحت نیروی ۴۰ نیوتن و سرعت ۰/۵ متر بر ثانیه تا طول مسیر ۳۰۰۰ متر انجام شد. با مقایسه تغییرات ضریب اصطکاک سه آلیاژ H0، H1.5 و H3 و توجه به داده‌های جدول ۲ مشاهده می‌شود که آلیاژ H3 با دارا بودن مقدار ۳ درصد وزنی آلومینیم و به علت سختی و استحکام تسلیم بالاتری که دارد از کمترین ضریب اصطکاک برخوردار است و در نتیجه مقاومت به سایش بالاتری هم از خود نشان داده است (به شکل ۴ مراجعه شود). در مقابل به علت اینکه آلیاژ H0 (که بدون آلومینیم است) از سختی و استحکام کمتری برخوردار است، ضریب اصطکاک بیش‌تری را نشان می‌دهد و در نتیجه مقاومت به سایش آن کمتر است. آلیاژ H1.5 در شرایط بین دو آلیاژ فوق قرار دارد.

سختی پایین زمینه امکان تماس بیش‌تر ذرات ساینده با سطح آلیاژ را فراهم می‌کند و ذرات ساینده سنگ می‌تواند خراش‌های عمیق‌تر و بیش‌تری را فراهم نمایند. در شکل ۷-د و ۸-ب همین پدیده روی تراشه‌ها و سطوح سایش مشاهده می‌شود. همین پدیده در آلیاژهای سری L یعنی L0 و L3 نیز مشاهده می‌شود. این دو آلیاژ که منگنز و کربن کمتری نسبت به آلیاژ سری H دارند به علت کمترین سختی و استحکام تسلیم، از

را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که سازوکار غالب برای سایش در این آلیاژها از نوع خراشان است که تراشه‌ها در اثر ایجاد خراش از سطح جدا شدند. سختی ذرات آلومینایی در سنگ ساینده بیش از ۱۵۰۰HV است [۱۹] که با سختی سطح آلیاژها (حدود ۱۹۰ تا ۲۲۰HV) اختلاف زیادی دارد. در این شرایط ذرات می‌توانند به داخل سطح فولاد نفوذ کنند و با



(الف)



(ب)

شکل ۸. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سائیده‌شده در: (الف) آلیاژ H0 و (ب) آلیاژ H3.

ایجاد خراش، تراشه‌ها را از روی سطح جدا کنند. میزان نفوذ، تابعی از نیروی عمودی و سختی است. در آلیاژ H3 که سختی بالاتری دارد، قدرت نفوذ ذرات کمتر است. از طرف دیگر، میزان نیروی اعمالی به حدی نیست که سازوکارهای کارسختی فولاد هادفیلد (H0) را فعال نماید [۹، ۱۷]. از این رو مشاهده می‌شود که نشانه‌های خراش روی سطح آلیاژ H0 بیش‌تر از H3 است.

مراجع

1. *Properties and selection: Irons, Steels and high performance alloys, section: Austenitic manganese steels*, ASM Handbook, 1 (2005).
2. Y.N. Dastur and W.C. Leslie, *Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel*, Metallurgical Transaction A, 12(1981)749-759.
3. Karaman, H. Sehitoglu, A.J. Beaudoin, Y.I. Chumlyakov, H.J. Maier and C.N. Tome, *Modeling the deformation behavior of Hadfield steel single and polycrystals due to twinning and slip*, Acta Mater., 48(2000)2031-2047.
4. O. Bouaziz, S. Allain, C.P. Scott, P. Cugy and D. Barbier, *High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships*, Current Opinion in Solid State and Materials Science, 15(2011)141-168.
5. G.S. Zhang, J.D. Xing and Y.M. Gao, *Impact wear resistance of WC/Hadfield steel composite and its interfacial characteristics*, Wear, 260(2006)728-734.
6. W. Yan, L. Fang, K. Sun and Y. Xu, *Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield steel*, Materials Science and Engineering A, 460-461 (2007)542-549.
7. E. Bayraktar, F.A. Khalid and C. Levallant, *Deformation and fracture behaviour of high manganese austenitic steel*, Materials Processing Technology, 147 (2004) 145-154.
8. D. Canadinc, H. Sehitoglu and H.J. Maier, *The role of dense dislocation walls on the deformation response of aluminum alloyed Hadfield steel polycrystals*, Materials Science and Engineering A, 454-455, 25(2007)662-666.
9. M. Abbasi, Sh. Kheirandish, Y. Kharrazi and J. Hejazi, *On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels*, Wear, 268(2010)202-207.
10. M.M. Atabaki, S. Jafari, and H. Abdollahpour, *Abrasive wear behavior of high chromium cast iron and Hadfield*

بیشترین ضریب اصطکاک برخوردار است. مقایسه دو آلیاژ L0 و L3 نشان می‌دهد که افزودن ۳ درصد وزنی آلومینیم توانسته با افزایش سختی و استحکام تسلیم، ضریب اصطکاک را کمی کاهش دهد.

نتیجه‌گیری

(۱) در شرایط سایش آرام، سختی و استحکام تسلیم عوامل تعیین کننده مقاومت به سایش فولاد هادفیلد است.
 (۲) فولاد هادفیلد (هر دو آلیاژ H0 و L0) برای شرایط سایش آرام، گزینه مناسبی نیستند.
 (۳) آلیاژسازی با آلومینیم تاثیر قابل توجهی بر مقاومت به سایش دسته کم آلیاژ، L، ندارد. در مقابل آلیاژسازی با آلومینیم در فولاد هادفیلد پرآلیاژ، دسته H، می‌تواند مقاومت در شرایط سایش آرام را بهبود بخشد.
 (۴) افزودن ۱/۵ و ۳ درصد وزنی آلومینیم به فولاد هادفیلد پرآلیاژ، به ترتیب ۴۵ و ۷۰ درصد مقاومت به سایش در شرایط آرام را بهبود می‌دهد.
 (۵) با افزودن ۳ درصد وزنی آلومینیم، استحکام تسلیم و سختی فولاد هادفیلد پرآلیاژ به ترتیب از ۴۱۵MPa به ۴۷۰MPa و از ۱۹۰HV به ۲۱۵HV افزایش می‌یابد. در مقابل، استحکام کششی از ۹۰۰MPa به ۷۳۰MPa، ازدیاد طول نسبی از ۵۰ درصد به ۲۰ درصد و انرژی ضربه از ۱۵۷ ژول به ۸۷ ژول کاهش می‌یابد.
 (۶) با افزودن ۳ درصد وزنی آلومینیم به فولاد هادفیلد پرآلیاژ، نرخ کاهش جرم پایدار از $0.15 \frac{mg}{m}$ به $0.11 \frac{mg}{m}$ کاهش یافت و عمق لایه کارسخت شده از $100 \mu m$ به $200 \mu m$ افزایش یافت.

تشکر و قدردانی

از حمایت و همکاری مدیران و کارکنان محترم شرکت‌های ریخته‌گری فولاد طبرستان و ریخته‌گری دقیق ساری، صمیمانه تشکر می‌شود.

- steel - A comparison*, Iron and Steel Research, 19, 4 (2012)43–50.
- S.R. Allahkaram, *Causes of catastrophic failure of high Mn steel utilized as crusher overlaying shields*, Engineering, Transaction B, 21, 1(2008)55-64.
11. E.G. Moghaddam, N. Varahram and P. Davami, *On the comparison of microstructural characteristics and mechanical properties of high-vanadium austenitic manganese steels with the Hadfield steel*, Materials Science and Engineering: A, 532, 15(2012)260–266.
12. D. Canadinc, H. Sehitoglu, H.J. Maier and Y.I. Chumlyakov, *Strain hardening behavior of aluminum alloyed Hadfield steel single crystals*, Acta Materialia 53(2005)1831–1842.
13. E.G. Zakahrova, *Deformation mechanisms and strain hardening of Hadfield steel single crystals alloyed with aluminum*, Doklady Physics, 47, 7(2002)515-517.
14. B.K. Zuidema, D.K. Subramanyam and W.C. Leslie, *The effect of aluminum on the work hardening and wear resistance of Hadfield manganese steel*, Metallurgical Transaction A, 18(1987)1629-1639.
15. M. Abbasi, Sh. Kheirandish, Y. Kharrazi and J. Hejazi, *The fracture and plastic deformation of aluminum alloyed Hadfield steels*, Materials Science and Engineering A, 513–514(2009)72–76.
۱۶. عباسی مجید، خیراندیش شهرام، خرازی یوسف، حجازی جلال، بررسی تاثیر برخی عوامل اصلی بر رفتار سایشی فولاد هادفیلد، مجله علوم و مهندسی سطح، ۷(۱۳۸۷)۶۹–۸۰.
17. ASTM A781 / A781M-14b, *Standard Specification for Castings, Steel and Alloy, Common Requirements, for General Industrial Use*, ASTM International, West Conshohocken, PA, (2014).
18. S.F. Krar, *Grinding Technology*, Cengage Learning, (1994).
۱۹. عباسی مجید، خیراندیش شهرام، خرازی یوسف، حجازی جلال، استفاده از سنگ ساینده جهت ارزیابی رفتار سایشی فولادها، نشریه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی مشهد، ۲۱، ۲(۱۳۸۹)۵۷–۷۰.
20. *Metallography and microstructures, Austenitic manganese steel castings*, ASM Handbook, 9(2004).
21. G. Dini, A. Najafizadeh, R. Ueji and S.M. Monir-Vaghefi, *Tensile deformation behavior of high manganese austenitic steel: The role of grain size*, Materials & Design, 31, 7 (2010) 3395-3402.
۲۲. عباسی مجید، حجازی جلال، خیراندیش شهرام، خرازی یوسف، ارتباط بین کرنش دوقلویی و پدیده چروکیدگی سطحی در تغییر شکل پلاستیک فولاد آستنیتی منگنزی، نشریه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی مشهد، ۲۵، ۲(۱۳۹۳)۱–۱۲.
۲۳. عباسی مجید، حجازی جلال، خیراندیش شهرام، خرازی یوسف، ارزیابی مکانیزم شکست در فولاد هادفیلد، مجله ریخته‌گری، ۳۲، ۱۰۳، (۱۳۹۲)، ۱۲–۱۷.
24. A.A. Nikulina, A.I. Smirnov and E.Y. Velikoselskaya, *Structural changes in Hadfield steel under cold deformation*, Journal of Surface Investigation. X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques, 7, 1(2013)172–177.
25. J. Kang and F.C. Zhang, *Deformation, fracture and wear behaviors of C+N enhancing alloying austenitic steels*, Materials Science and Engineering: A, 558, 15(2012)623–631.
26. G.B. Raymond, *Mechanical Wear Fundamentals and Testing*, Marcel Dekker Inc., USA, 2(2004).
27. X.Y. Feng, F.C. Zhang, Z.N. Yang and M. Zhang, *Wear behaviour of nanocrystallised Hadfield steel*, Wear, 305, 1–2(2013)299–304.