اثر آلومينيم بر رفتار تريبولوژيکی فولاد هادفيلد تحت سايش آرام شهرام خیراندیش، جلال حجازی و یوسف خرازی محيد عباسي دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل دانشکاره مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران

(دریافت مقاله ۹٤/۰۷/۳۰ پذیرش مقاله : ۹٤/۱۱/۱۰)

چکیدہ

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 ریخته گری 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 اززیابی شد. از آزمونهای کشش، ضربه و سختی سنجی ویکرز برای ارزیابی خواص مکانیکی استفاده شد. همچنین مطالعات میکروسکپی روی نمونه های 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، کار سخت شدن سطح فولاد هادفیلد به اندازهای نیست که مقاومت به سایش مناسبی حاصل شود. افزودن سه درصد وزنی آلومینیم، استحکام تسلیم را از ۱۹۵۹ که به ۷۰۷۹ و سختی را از ۱۹۰ به ۲۰۱۵ ویکرز افزایش داسبی مناسبی حاصل شده در برابر نیروهای سایش از سایش لغزشی آرام، کار سخت شدن سطح فولاد هادفیلد به اندازهای نیست که مقاومت به سایش مناسبی حاصل شده در برابر نیروهای سایش از سایت ۲۰۰۷ به ۲۰۰۷ و میزان سختی سطح سایده شده از ۲۰۵۰ ویکرز افزایش داد. عمق لایه کار سخت شده در برابر نیروهای سایش از سایت ۲۰۰۷ به ۲۰۰۷ و میزان سختی سطح سایده شده از ۲۰۵۰ ویکرز افزایش داد. عمق لایه کار سخت شره را زیروهای سایش آرام، سایت آن معین میزان سختی سطح سایده شده از ۲۰۵۰ ویکرز به ۲۰۱۵ ویکرز افزایش یافت. بنابراین نرخ کاهش مره از از مرام سایش آرام، سنگ ساینده، فولاد هادولد، 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

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 100µm to 200µm 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 سنگ شکن ها، آسیاب ها، تجهیزات خاکبرداری و ریل راهآهن که شرایط سایشی سخت و شدید دارند، مورد استفاده قرار می گیرد [۱]. ترکیب شیمیایی مرسوم آن شامل ۱۰-۱۶ درصد وزنی منگنز و ۱۰/۰-۱/۶ درصد وزنی کربن است. دو عنصر کربن و منگنز سبب پایداری فاز آستنیت در دمای محیط می شوند. ریز ساختار مطلوب آن برای اغلب شرایط مکانیکی و سایشی، شامل دانه های تکفاز آستنیت بدون حضور کاربید است [۲]. به این منظور عملیات حرارتی این فولاد شامل آستنیته کردن در دمای بین ۱۰۰۰ تا ک⁰ ۱۱۰۰ ریختگی در زمینه آستنیت حل می شوند و ریز ساختار آستنیت به صورت محلول جامد فوق اشباع از اتم های منگنز و کربن در دمای محیط پایدار می شود [۱].

در جدول ۱ خواص مکانیکی نمونهای از فولاد هادفیلد ارایه شده است [۲]. در این فولاد ترکیب منحصر به فردی از استحکام کششی نهایی، سختی، ازدیاد طول نسبی و مقاومت به ضربه مشاهده می شود [۳، ٤]. این مجموعه خواص سبب می شود تا مقاومت به سایش در شرایط سایش ضربهای و شدید بسیار بالا باشد [۳،0]. بر اساس مطالعات مشخص شد که کرنش دوقلویی [۳، ۷]، ایجاد دیوارههای ضخیم نابجاییها [۸] و پیرسازی کرنشی دینامیکی [۲] از سازوکارهای عمده تغییر شکل مومسان و کارسختی این فولاد

ضعف عمده فولاد هادفیلد، پایینبودن استحکام تسلیم و سختی بعد از عملیات حرارتی محلولی و تندسرمایی 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، تغییرشکلهای مومسانی بدهد که بعضی اوقات مخرب خواهد بود [۹]. در شرایط سایش آرام، سطح به اندازه کافی کارسخت

نمی شود 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 ٤٥٠ ویکرز دارند، گزینه های مناسبی است [۱۰] که البته مواد اولیه آن گران و فرایند تولید آن دارای پیچیدگی های بسیاری است، لذا بسیاری از مصرف کنندگان 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[7]. آنها مشاهده کردند که با انجام عملیات ساچمهکوبی و ایجاد نانوساختار غیربلوری می توان مقاومت به سایش را در شرایط آرام بهبود داد. ژان و همكاران توليد ماده مركبشده شامل فولاد هادفيلد با WC را مطرح کردند و نشان دادند که با ساخت فولاد هادفیلد مرکبشده با ذرات درشت کاربید تنگستن می توان مقاومت به سایش را در شرایط سایش ضربهای آرام و متوسط، بهبود داد[٥]. 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 پرمنگنز از جمله فولاد هادفیلد مطرح شده [۱۳، ۱۴] و کارهای متعددی در خصوص شناسایی سازوکارهای کارسختی و تغییرشکل مومسان منتشر شده است[۱۵،۱٦]. 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°– (ژول) | مقاومت به ضربه چارپی در دمای محیط (ژول) | سختی بعد از شکست (HB) | سختی (HB) | ازدیاد طول نسبی (درصد) | استحکام کششی (MPa) | استحكام تسليم (MPa) |
|---|---|-----------------------------|--------------|---------------------------|-----------------------|------------------------|
| V | ١٦٩ | 0 | 19. | 0 + | 970 | ٣٧٩ |

کنترل مجدد شد.

گیری و کنترل شد. همچنین ترکیب شیمیایی نمونههای آلیاژ

شده با ألومينيم به وسيله دستگاه XRF مدل 1480 TW

ساخت شرکت PHILIPS در دانشگاه علم و صنعت ایران

مقایسه دو آلیاژ L0 و L3 اثر افزودن ۳ درصد وزنی آلومینیم

به فولاد هادفیلد کم آلیاژ (کمکربن و کممنگنز) را نشان

مى دهد. در مقابل، مقايسه سه آلياژ H1.5 ،H3 و H3 اثر افزودن

١/٥ و ٣ درصد وزني ألومينيم به فولاد هادفيلد پرألياژ (يا ألياژ

مرسوم بدون ألومينيم، HO) را نشان مىدهد. همچنين مقايسه

دو آلیاژ L0 و H0، تاثیر همزمان افزایش مقادیر منگنز و کربن

فولادسازی با استفاده از کوره القایی آزمایشگاهی فرکانس

بالا (حداكثر ۳۰۰۰HZ) بدون هسته ساخت شركت

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 پركربن، فرومنگنز ميانكربن، فروسيليسيم 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 ۱٤۲۰ تا ℃ ۱٤٦۰

انتخاب شد که با استفاده از ترموکوپل فرورونده دیجیتالی

بدون حضور آلومينيم را نشان ميدهد.

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 آلومینیم دار با فولاد هادفیلد مورد بررسی قرار گرفت و نشان داده شد که تحت نیروی کمتر از ٥٠ نیوتن، می توان شرایط سایش آرام برای فولاد هادفیلد در نظر گرفت. در این شرایط مقاومت به سایش فولاد هادفیلد آلیاژشده 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 تغییرشکل مومسان و خواص مکانیکی این آلیاژها مورد ارزیابی قرار گرفته است.

روش تحقيق

پنج ترکیب از فولاد هادفیلد با مقادیر مشخصی از منگنز، کربن و آلومینیم انتخاب شد. ترکیب شیمیایی آلیاژهای منتخب در جدول ۲ ارایه 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 ریخته گری دقیق ساری اندازه

| ر آلا | نوع آلياژ | دمای بارریزی | عناصر (درصد وزنی) | | | | | | | | |
|-------|---|--------------|-------------------|------|------|------|-------|-----------|------|--|--|
| , | (عدد داخل پرانتز مقدار اسمی آلومینیم است) | (°C) | С | Mn | Al | Si | S | Р | Fe | | |
| LO | فولاد هادفیلد کم آلیاز (۰٪) | 157. | ١/٠١ | ۱۰/۳ | •/•0 | •/07 | /••• | /• *0 | بقيه | | |
| L3 | فولاد هادفیلد کمآلیاژ. آلیاژشده با آلومینیم (۳٪) | 123. | •/٩٨ | ۱۰/۳ | ۲/۸٦ | •/٦• | /۳ | /•YE • | بقيه | | |
| HO | فولاد هادفیلد (ترکیب متداول) (۰٪) | 155. | ١/٣٨ | 14/9 | •/•£ | •/٤١ | /••• | /•¥١ • | بقيه | | |
| Н1.5 | فولاد هادفیلد آلیاژشده با آلومینیم (۱/۵٪) | 123. | ١/٣٠ | ۱۳/۷ | 1/28 | •/04 | /••• | /•¥١ • | بقيه | | |
| НЗ | فولاد هادفيلد آلياژشده با آلومينيم (٣٪) | 127. | ١/٣٧ | ۱۳/۵ | ۲/۹۳ | •/0٨ | /•••٣ | /•••• | بقيه | | |

جدول ۲. ترکیب شیمیایی و دمای بارریزی آلیاژهای منتخب.

Pt/Pt-13%Rh مدل R با دقت دمائی 2°۵ کخترل شد. پس از ریخته گری برای حذف کاربیدهای موجود در ریزساختار ریختگی و ایجاد ساختار آستنیتی همگن، نمونهها در کوره المنتی ساخت شرکت صنعت سرام ایران در دمای 2°۰۵ به مدت ۹۰ دقیقه آستنیته شده و بعد در آب سرد، تندسرمایی شدند.

آزمایش سایش به روش پین روی صفحه در دمای محیط با رطوبت نسبی ۲۰ درصد، بدون روانکار و در شرایط سایش آرام تحت نیروی عمودی ۲۰۸ و سرعت خطی ۰/٥m/۶ انجام شد. دستگاه سایش واقع در دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، ساخت شرکت آریانا مدرن صنعت مطابق استاندارد بابل، ساخت شرکت آریانا مدرن صنعت مطابق استاندارد *ASTM G99* و حس گرهای اندازه گیری درجای نیروهای سایشی، دمای پین و دورموتور بوده است.

برای آزمایش سایش، نمونههای استوانهای با قطر ۱۰mm و طول ۲۰mm به عنوان پین از آلیاژهای ریختگی منتخب پس از عملیات حرارتی محلولی و تندسرمایی تهیه شد. همچنین از سنگهای سایشی آلومینایی (A) استحکام بالا (P) با کد استاندارد^۱ A36P4۷ به عنوان ساینده (صفحه) استفاده شد [۱۹، ۲۰]. سطح سایش تمامی نمونهها قبل از انجام آزمایش با استفاده از کاغذ سنباده شماره ۲۰۰ 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 اندازه گیری جرم از ترازو آزمایشگاهی Sartorius با دقت ۱/۰ میلی گرم استفاده شد.

آزمایش کشش در دمای محیط با نرخ کرنش ^۱-۳ S^۳-۱۰×۲ 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
 [19].

شارپی روی نمونه هایی با مقطع مربع به ابعاد ۱۰mm و طول ۵۰۳m با شیار ۵۰۵ به عمق ۲mm و شعاع نوک ۲۰mm 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 ریزسختی سنج ویکرز مدل FM-800 ساخت شرکت FUTURE-TECH ژاپن تحت نیروی ۰/۰۱ نیوتن و بارگذاری به مدت ۲۰ ثانیه برای اندازه گیری تغییرات ریزسختی سطح شکست نمونه های کشش و زیر سطح ساییده شده استفاده شد. تراشه های 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 نمونه های تغییر شکل یافته (پس از آزمون کشش) از روش الکتروشیمیایی استفاده شد تا وضعیت دوقلوها در نمونه های کارشده (تغییر شکل یافته) بهتر نمایان شود. ویژگی این روش به گونه ای است که فقط اثر مرزدانه و دوقلویی های مکانیکی مشخص می شود و نوارهای لغزش نمایان نمی شود [۲۱]. به این منظور از محلول ۳۰ درصد حجمی ICH در الکل استفاده شد. در این روش، نمونه به مدت ۳۰ ثانیه تحت شدت جریان ۲۰۰ م/۰۰–۲۵/۰ در ولتاژ ٤ تا ۲ 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 ارایه شده عباسی و همکاران، اثر آلومینیم بر رفتار تریبولوژیکی فولاد هادفیلد تحت سایش آرام، علوم و مهندسی سطح۲۹(۱۳۹۵) 🛛 ۵۹

| | - | • | | - | | - | | | | - | - | - | - | | |
|--|-----------------|---------------------------------------|-----|-------------------------------|-----|----------------------------|-----|------------------------------|-----|------------------------------|------|-------------------------------|-----|------------|------|
| سختی بعد از شکست نمونه کشش در: (HV) (متوسط انحراف معیار= ۴/٤) | | سختی بعد از عملیات حرار تی (HV) | | مقاومت به ضربه شارپی (ژول) | | کاهش سطح مقطع کل (درصد) | | ازدیاد طول نسبی (درصد) | | استحکام کششی مهندسی (MPa) | | استحکام تسلیم مهندسی (MPa) | | کد آللا | |
| اختلاف نسبی | زیر سطح شکست | سطح جانبی | s | x | s | х | s | x | s | x | s | x | s | x | ايير |
| ٩٨ | ٤٣٢ | 325 | ۲/۳ | ١٧٤ | ٥/٦ | ٨٨ | ۱/۹ | 21/2 | ۱/٥ | 29/7 | 17/7 | 775 | 0/* | 440 | LO |
| 110 | ٤٦٠ | 450 | ۰/٦ | ۲•٤ | ٥/٩ | ٥٧ | ۲/۸ | 2.1 | ٠/٩ | ۱۳/٥ | 17/1 | ٥٣٣ | ٦/٥ | ** | L3 |
| ٣. | 010 | ٤٨٥ | ٥/٠ | 19. | ٦/٦ | ١٥٧ | ۱/۸ | ٤١/٧ | ۱/٥ | 01/• | ۱٥/٧ | ٩٠٥ | ٥/٦ | ٤١٤ | H0 |
| ٤٦ | ٤٣٨ | 497 | ۰/٦ | 212 | ۳/۱ | 1.0 | ١/٧ | ٣٤/٩ | ۲/۰ | Y V/V | 11/7 | ۷۲٥ | ۱/٥ | ٤٣٦ | Н1.5 |
| ٤٧ | ٤٣٥ | ٣٧٨ | ٤/٠ | 717 | ٣/٢ | ٨٧ | ١/٦ | ۳./۸ | ١/٤ | ۱۸/۸ | ٤/٥ | ۷۳۲ | ۴/٦ | ٤٧١ | Н3 |

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



مطابق جدول ۳ مقایسه سختی قبل و بعد از آزمون کشش نشاندهنده ظرفیت بالای کارسختی فولاد HO (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 HO است. این پدیده در مورد دو آلیاژ DJ و L3 محسوس نیست. همچنین مقایسه سختی سطح جانبی و سختی لبه سطح شکست نمونه کشش مشاهده میشود که این اختلاف برای نمونههای آلومینیمدار بیش تر است. این افزایش زیاد سختی در زیر سطح شکست می تواند به لغزش نابجاییها در منطقه شکست و ایجاد کارسختی بیش تر مرتبط باشد [۸]. است. از مقایسه دو آلیاژ 10 و 13 و مقایسه سه آلیاژ H0، H1.5 و H3 مشاهده می شود 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 داده های جدول ۳، مقایسه دو آلیاژ 10 و H0 نشان می دهد که در ترکیبات بدون آلومینیم، بیش تربودن مقادیر کربن و منگنز سبب بهبود مجموعه خواص مکانیکی و توان کارسختی می شود. به همین دلیل، ترکیب متداول فولاد هادفیلد ترجیحاً دارای منگنزی بین 17–15 درصد وزنی و کربن بین ۲/۱ تا ایر درصد وزنی و کربن بین ۲/۱ تا

بررسی ریزساختار کرنشیافته و تحلیل سازوکارهای تغییر شکل مومسان

شکل ۲، تصاویر میکروسکپی نوری از ریزساختار تغییرشکل یافته آلیاژهای مختلف بعد از شکست در آزمون کشش را نشان میدهد. در این تصاویر بهطور محسوس اختلاف در چگالی خطوط دوقلویی و میکردوقلویی قابل مشاهده است. کارهای قبلی نویسندگان [۱۲،۱۷،۲۳] نشان داد که ریزساختار تمامی فولادهای در دمای محیط بعد از عملیات حرارتی انحلالی و تندسرمایی در آب کاملا آستنیتی است و بر اساس نتایج XRD مشخص شد که در اثر تغییر شکل مومسان، کرنش دوقلویی است.

در شکل ۲-الف و ج، میکرودوقلویی بهصورت خطوط موازی کوچک با فاصله بسیار کم قابل مشاهده هستند که در مناطق از قبل دوقلویی شده (دوقلویی های اولیه) ایجاد شدند. حضور لایه های دوقلویی اولیه و ثانویه در دو آلیاژ 10 و 10 نشاندهنده این واقعیت است که کرنش دوقلویی از سازوکارهای اصلی تغییر شکل مومسان و کارسختی این آلیاژ است [۳،۲،۲۲،۲۳]. در صورتی که در مورد سه آلیاژ 13 است [۳،۲،۲۲،۲۳]. در صورتی که در مورد سه آلیاژ 23 است [۳،۹،۲۳] و 13 مشاهده می شود که تمایل به کرنش دوقلویی با افزودن آلومینیم کمتر شده که به افزایش انرژی نقص نیکل ۳ به صورت نمونه، تصویر میکروسکپی نوری از مقطع طولی نمونه کشش در زیر سطح شکست نمونه 10 را نشان می دهد که از ادغام سه تصویر متوالی تهیه شد. این شکل به خوبی نشانه های دوقلویی و تغییر شکل مومسان را نشان

حضور منگنز و کربن به مقدار زیاد، تضمین کننده پایداری فاز آستنیت در دمای محیط است [۱]. افزایش منگنز در محدوده ۱۰ تا ۱۶ درصد وزنی، سبب کاهش انرژی نقص انباشتگی و افزایش سهم کرنش دوقلویی در تغییر شکل مومسان است [۹، ۱۵]. افزایش منگنز سبب افزایش ازدیاد طول نسبی و استحکام کششی نهایی می شود، ولی تاثیر معناداری بر افزایش استحکام



شکل ۲. تصاویر میکروسکپی نوری از ریزساختار تغییرشکل یافته بعد از شکست در آزمون کشش آلیاژهای: الف) L۵ ب)L3 ، ج) H0. د)H1.5 و هـ) H3.

تسلیم ندارد [۱٦]. 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، ۲٤].

برهمکنش کرنشهای دوقلویی، دوقلوییهای ثانویه، لغزش نابجایی و پیرسازی کرنشی دینامیکی سبب می شود که فولاد هادفیلد (آلیاژ HO) در برابر نیروهای شدید و کرنشهای زیاد، بیشتر کارسخت شود[۲۲]. به این خاطر است که فولاد هادفیلد در برابر نیروهای ساینده شدید، مقاومت به سایش بالایی از خود نشان می دهد[۹]. ولی در برابر نیروهای پایین که سازوکارهای کارسختی در فولاد هادفیلد از جمله ایجاد دوقلوییهای اولیه و ثانویه و پیرسازی کرنشی دینامیکی فعال نمی شود، مقاومت به سایش پایین است [۵، ۲، ۹].

$$\Delta W_{Lo}(mg) = 0.85L \quad R^2 = 0.987 \tag{1}$$

$$\Delta W_{L3}(mg) = 0.48L \quad R^2 = 0.998 \tag{(1)}$$

(٣)

$$\Delta W_{H0}(mg) = 0.65L$$
 $R^2 = 0.978$
 $\Delta W_{H0}(mg) = 0.15L$ $R^2 = 0.978$
 $\Delta W_{H0}(mg) = 0.15L + 555$ $R^2 = 0.998$
 $\Delta W_{H1.5}(mg) = 0.20L$ $R^2 = 0.996$ (٤)

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

که L طول مسیر سایش برحسب متر و ΔW میزان کاهش جرم تجمعی بر حسب mg و R ضریب رگراسیون است. مطابق شکل ٤، مشاهده می شود که آلیاژ LO کمترین و آلیاژ H3 بیش ترین مقاومت به سایش را دارا است و نرخ کاهش جرم پایدار آنها به ترتیب $\frac{mg}{m}$ ٥٨/٠ (رابطه ۱) و جرم پایدار آنها به ترتیب $\frac{mg}{m}$ ٥٨/٠ (رابطه ۱) و همه آلیاژها به جز آلیاژ H0 در تمامی طول مسیر سایش مشاهده می شود.

در آلیاژ H0، میزان سایش در مراحل اولیه زیاد است و سپس به شدت کم می شود. این رفتار به دلیل سازوکارهای متعدد کارسختی در فولاد هادفیلد (شامل کرنشهای دوقلویی، پیرسازی کرنشی دینامیکی و افزایش غلظت نابجاییها) 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 m

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

آلیاژ L3 به مانند L0 دارای رفتار خطی است ولی مقاومت به سایش آن با نرخ سایش $\frac{mg}{m}$ ۰/٤/ (رابطه ۲) بیش تر از L0 است. بنابراین افزودن ۳ درصد وزنی آلومینیم به آلیاژ L0 سبب شد مقاومت به سایش تا ٤٠ درصد بهبود یابد.



شکل ۳. تصویر میکروسکپی نوری از ایجاد نشانههای تغییرشکل مومسان در زیر سطح شکست نمونه کشش آلیاژ H0





مسیر سایش تحت نیروی عمودی و سرعت خطی ثابت.

شکل ۵ تغییرات ریزسختی از سطح ساییده شده نمونه های H1.5 ،H0 و H3 تحت نیروی عمودی ε۰N و سرعت خطی m/s ٥/٠ پس از ۳۰۰۰ متر سایش را نشان می دهد. همچنین در این شکل، عمق لایه سخت شده در اثر سایش به صورت فلش نشان داده شد. به خوبی می توان کار سخت شدن سطح نمونه ها را در اثر نیروهای سایش مشاهده کرد. این کار سختی سطح ساییده شده در آلیاژ دو آلیاژ دیگر است. سختی سطح ساییده شده در آلیاژ H3 برابر ۲۹۰۳۷ و برای آلیاژ H0 شده در آلیاژهای H3 و H1.5 تقریبا برابر ۲۰۰۳۳ و برای شده در آلیاژهای H3 و H1.5 تقریبا برابر ۲۰۰۳۳ و برای آلیاژ H3 برابر ۲۰۰۳۳ ست که در عمق های بیش از H4



H1.5 و H3 تحت نيرو و سرعت خطي ثابت.

بسیار کمتر از دو آلیاژ دیگر است. می توان نتیجه گرفت که در شرایط سایش آرام، فولاد هادفیلد معمولی (H0) نمی تواند 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 H1.5 ، H0 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 ٦٢

H1.5 و H3 نشان می دهد که افزودن ۰/۱ و ۳ درصد وزنی آلومینیم توانسته مقاومت به سایش را به ترتیب ۲۳ و ۷۲ درصد تا طول مسیر ۳۰۰۰ متر افزایش دهد. همچنین افزودن ۳ درصد تا طول مسیر ۳۰۰۰ متر افزایش دهد. همچنین افزودن ۳ درصد آلومینیم نرخ سایش پایدار (نرخ سایش در طول مسیرهای زیاد) را از $\frac{mg}{m}$ ۰/۱۰ به $\frac{mg}{m}$ ۱/۱۰ کاهش دهد. این در حالی است که این شیب برای آلیاژ H1.5 با ۰/۱ یا درصد آلومینیم برابر $\frac{mg}{m}$ ۰/۱۰ است. به عبارت دیگر، در آلیاژ H1.5 با ۳/۱ این در حالی است که این شیب برای آلیاژ H1.5 با ۰/۱ مقدماتی مقدماتی آلیاژ H1.5 می در طول مسیرهای تا نشان دهد. در حالی که پس از کارسردشدن سطح ساییده نشان دهد. در حالی که پس از کارسردشدن سطح ساییده منده آلیاژ H1.5 با ۲۰۰ متره آلیاژ H1.5 با ۲۰۰۰ متره آلیاژ H1.5 متاومت به سایش بیش تری از خود مقده آلیاژ H1.5 با ۲۰۰۰ متره آلیاژ H1.5 متاومت به سایش بیش تری از خود مده آلیاژ H1.5 با ۲۰۰۰ متره آلیاژ H1.5 متاومت به سایش بیش تری از خود نشان دهد. در حالی که پس از کارسردشدن سطح ساییده شده آلیاژ H1.5 با ۲۰۰۰ شده آلیاژ H1.5 متاو متاو از کارسرد شدن سطح سایده مده آلیاژ H1.5 با ۲۰۰۰ از کارسرد شد.

آلیاژهای مورد بررسی دارای ریزساختار تک فاز آستنیتی و مقادیر قابل ملاحظهای منگنز و کربن در زمینه هستند، بنابراین 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 [۲۳،۱۷،۱٦،۹] که در بخش بررسی خواص مکانیکی به آنها اشاره شد. بنابراین بر اساس خواص مکانیکی و نتایج آزمون سایش می توان استنتاج کرد که در شرایط سایش آرام، میزان و شدت نیروهای اعمالی برای فعال شدن سازو کارهای تغییر شکل مومسان و کارسختی و زیاد نیست [۹]. بنابراین آلیاژهای حاوی آلومینیم با سختی و استحکام تسلیم بالاتر، می توانند مقاومت به سایش بیش تری 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

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

بررسى ميكروسكيي محصولات سايش

شکل ٦ تصاویر میکروسکپ نوری (عبوری) از تراشههای حاصل از سایش در سه نمونه H1.5 ،H0 و H3 را نشان میدهد. بررسی صحیح ابعادی این تراشهها با توجه به تغییر شکل های ایجاد شده و تنوع ابعادی با استفاده از میکروسکپ نوري بسيار مشكل است. با اين وجود مشاهده مي شود كه تراشه های 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 می شود. 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 روى سطح كنده مي شود [٢٧]. با كار سخت شدن جزيي سطح (شکل ٥)، 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 می دهد [۹]. تراشههایی که بعد از کارسخت شدن 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 مرجحی

500 µm

(الف)

بررسی میکروسکپی سطوح ساییدهشده شکل ۸ تصاویر SEM از سطح ساییدهشده دو آلیاژ H0 و H3





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

را نشان می دهد. مشاهده می شود که سازو کار 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 می توانند به داخل سطح فولاد نفوذ کنند و با





شکل ∧ تصاویر میکروسکپی 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.



بررسی تغییرات ضریب اصطکاک حین سایش را برای شکل ۹ تغییرات ضریب اصطکاک با طول مسیر سایش را برای آلیاژهای مختلف نشان میدهد. این ارزیابی تحت نیروی ٤٠ نیوتن و سرعت ٥/٠ متر بر ثانیه تا طول مسیر ٣٠٠٠ متر انجام شد. با مقایسه تغییرات ضریب اصطکاک سه آلیاژ H1.5 ، H0 و H3 و توجه به دادههای جدول ۲ مشاهده می شود 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 علت اینکه آلیاژ H0 (که بدون آلومینیم است) از سختی و استحکام کمتری برخوردار است، ضریب اصطکاک بیش تری 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 بیش تر ذرات ساینده با سطح آلیاژ را فراهم میکند و ذرات ساینده سنگ می تواند خراش های عمیق تر و بیش تری را فراهم نمایند. در شکل ۷-د و ۸-ب همین پدیده روی تراشه ها و سطوح سایش مشاهده می شود. همین پدیده در آلیاژ های سری L یعنی 10 و 13 نیز مشاهده می شود. این دو آلیاژ که منگنز و کربن کمتری نسبت به آلیاژ سری H دارند به علت کمترین سختی و استحکام تسلیم، از 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.
- 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.
- 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.
- E. Bayraktar, F.A. Khalid and C. Levaillant, *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.

نتيجه گيرى

 ۱) در شرایط سایش آرام، سختی و استحکام تسلیم عوامل تعیین کننده مقاومت به سایش فولاد هادفیلد است.
 ۲) فولاد هادفیلد (هر دو آلیاژ HO و LO) 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.

 ٤) افزودن ۱/٥ و ۳ درصد وزنى آلومينيم به فولاد هادفيلد پرآلياژ، به ترتيب ٤٥ و ٧٠ درصد مقاومت به سايش در شرايط آرام را بهبود مىدهد.

۵) با افزودن ۳ درصد وزنی آلومینیم، استحکام تسلیم و سختی فولاد هادفیلد پرآلیاژ به ترتیب از ٤١٥MPa به ٤٧٠MPa و از ١٩٠HV به ٢١٥HV افزایش مییابد. در مقابل، استحکام کششی از ٩٠٠MPa به ٩٣٠MPa، ازدیاد طول نسبی از ٥٠ درصد به ٢٠ درصد و انرژی ضربه از ١٥٧ ژول به ٨٧ ژول کاهش مییابد.

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.

- E.G. Moghaddam, N. Varahram and P. Davami, On the comparison of microstructural characteristics and mechanical properties of highvanadium 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.
- 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.

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)۸۹-۸۰.

- 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،

رفتار سایشی فولادها، نشریه مهندسی متالورژی و مواد،

دانشگاه فردوسی مشهد، ۲۱، ۲(۱۳۸۹)۷۰–۷۰.

- 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، ۲۰۵۲(۱۳۹۳)۱–۱۲.

۲۳. عباسی مجید، حجازی جلال، خیراندیش شهرام، خرازی یوسف، ارزیابی مکانیزم شکست در فولاد

هادفیلد، مجله ریخته گری، 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).
- 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.