

## رفتار سایش خشک فولاد Astaloy85Mo ذوب سطحی شده با استفاده از فرآیند جوشکاری

### قوسی تنگستن گاز

امیر علی آبادی<sup>۱\*</sup>، محمود حیدرزاده سهی<sup>۲</sup>، محمد قمبری<sup>۳</sup>، کاوه شیخی مقدم<sup>۴</sup>  
(تاریخ دریافت: ۱۳۹۴/۰۹/۰۲، ش.ص ۳۸-۲۷، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۴/۱۱/۲۶)

### چکیده

فولادهای متالورژی پودر به صورت گسترده برای کار تحت شرایط لغزشی، سایش غلطشی یا خراشان مانند چرخ‌دنده‌ها یا دندانه‌ها به کار می‌روند و به همین علت فهم عمیق از رفتار تریبولوژیکی آن‌ها ضروری است. در این پژوهش با استفاده از فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن گاز، عملیات ذوب سطحی روی فولاد تف جوشی شده Astaloy85Mo انجام شد. ساختار لایه‌ها و فازهای حاصل از عملیات ذوب سطحی و همچنین سطوح سایش نیز توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی مجهز به طیف‌سنجی انرژی پرتوایکس بررسی شدند. مطالعه لایه‌های سطحی ایجاد شده نشان می‌دهد که ذوب سطحی تخلخل را تا میزان زیادی در منطقه‌ی تحت عملیات کاهش می‌دهد. به علاوه لایه‌های حاصل از ذوب سطحی ساختاری ظریف و شامل فازهای فریت، کاربید و همچنین مارتنزیت هستند که درصد این فازها به پارامترهای فرآیند مورد استفاده (شدت جریان و سرعت انتقال) وابسته است. سختی فولاد تف جوشی شده Astaloy85Mo در حدود ۱۵۰ ویکرز است، در حالی که ذوب سطحی سختی سطح را به حدود ۸۰۰ ویکرز رساند که این میزان افزایش سختی را می‌توان به کاهش تخلخل سطح و ایجاد فازهای سخت، مانند مارتنزیت و کاربیدها نسبت داد. از طرف دیگر، نرخ سایش لایه سطحی ایجاد شده نسبت به آلیاژ پایه حدود ۱۰۰ برابر کاهش نشان می‌دهد.

**واژه‌های کلیدی:** فولاد متالورژی پودر، قوس تنگستن، ذوب سطحی، سختی، سایش.

<sup>۱</sup> - دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده متالورژی و مهندسی مواد، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

<sup>۲</sup> - استاد، دانشکده متالورژی و مهندسی مواد، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

<sup>۳</sup> - استادیار، دانشکده متالورژی و مهندسی مواد، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

<sup>۴</sup> - دانشجوی دکتری، دانشکده متالورژی و مهندسی مواد، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

\* نویسنده مسئول مقاله: a\_aliabadi@ut.ac.ir

## پیشگفتار

فولادهای متالورژی پودر به صورت گسترده برای کار تحت شرایط لغزشی، سایش غلطشی یا خراشان مانند چرخ‌دنده‌ها یا دندانه‌ها به کار می‌روند و به همین علت فهم عمیق از رفتار تریبولوژیکی آن‌ها ضروری است [۲۰]. در فولادهای متالورژی پودر، تخلخل به همراه ریزساختار مهم‌ترین فاکتورهایی هستند که رفتار سایشی این فولادها را کنترل می‌کنند [۳]. در بحث سایش هنگامی که روانکاری مطرح است، حفره‌ها مفید هستند؛ چون می‌توانند به عنوان دره‌های نگه‌دارنده روانکار عمل کنند [۴]. با این وجود در شرایط سایش خشک، حفره‌ها هم سودمند و هم مضر هستند. تخلخل منجر به ایجاد و همچنین به دام افتادن ذرات سایشی می‌شود. از طرف دیگر در طول لغزش، تمرکز تنش در اطراف لبه‌ها وجود دارد که این امر منجر به افزایش برداشت مواد از این مناطق می‌شود [۵ و ۴]. از طرف دیگر در فولادهای تف جوشی شده که فاقد فازهای سخت مانند مارتنزیت هستند نیز نرخ سایش بالایی مشاهده می‌شود [۶ و ۷].

روش‌های اصلاح سطحی که تاکنون برای بهبود رفتار سایشی فولادهای تف جوشی انجام شده است، بر کاهش تخلخل سطحی و همچنین تغییر ریزساختار سطح مبتنی بوده است. فرآیندهایی نظیر ساچمه‌کوبی<sup>۱</sup>، تف‌جوشی فاز مایع<sup>۲</sup>، نیتروژن‌دهی<sup>۳</sup>، کربن‌دهی<sup>۴</sup> و تغییر در نرخ سرمایش از دمای تف‌جوشی<sup>۵</sup> از جمله فرآیندهایی هستند که برای افزایش مقاومت به سایش فولادهای متالورژی پودر به کار رفته‌اند؛ اما مواردی مانند ضرورت وجود عناصر نیتريدزا در سطح در روش نیتروژن‌دهی، تردی ایجاد شده در روش کربن‌دهی و کیفیت سطحی پایین روش ساچمه‌کوبی از جمله محدودیت‌های موجود برای انجام این فرآیندها در رابطه با فولادهای متالورژی پودر است [۸ و ۱۰].

در روش ذوب سطحی با ایجاد تغییرات در ریزساختار با بهره‌گیری از منابع متمرکز انرژی و بدون تغییر ترکیب

شیمیایی سطح، خواص سطحی بهبود پیدا می‌کند. ایجاد ساختار سخت مانند مارتنزیت و ایجاد تنش‌های فشاری سطحی از جمله تغییرات اعمال شده روی سطح است [۱۱]. در این روش از منابع انرژی مانند شعله، جریان القایی و پرتوهای پرانرژی بهره گرفته می‌شود. سپس سطح با سرعت مناسب سرد شده تا ساختارهای سخت مانند مارتنزیت ایجاد شود [۱۱-۱۳]. بریتان<sup>۶</sup> و همکارانش [۱۴-۱۶] نشان داده‌اند که کامپوزیت‌سازی سطحی فولادهای زنگ‌نزن تولیدی به روش متالورژی پودر با استفاده از پرتو لیزر و پودرهای کاربید سیلیسیم و نیتريد سیلیسیم، موجب افزایش سختی سطح و بهبود مقاومت به سایش این فولادها می‌شود. کولاکو<sup>۷</sup> و همکارانش [۱۷] نیز نشان دادند که ذوب سطحی فولاد ابزار AISI M42 تولیدی به روش متالورژی پودر با استفاده از پرتو لیزر سختی سطح این فولادها را به‌طور محسوسی افزایش می‌دهد. علاوه بر این، ورونسکا<sup>۸</sup> و دودک<sup>۹</sup> [۱۸] نیز نشان دادند که ذوب سطحی فولادهای زنگ‌نزن تف جوشی شده با استفاده از قوس تنگستن به تشکیل یک ریزساختار یکنواخت و عاری از هرگونه حفره در سطح منجر می‌شود.

هدف از این مطالعه، بررسی تأثیر ذوب سطحی فولاد Astaloy85Mo تف جوشی شده با استفاده از روش جوشکاری قوس تنگستن بر رفتار سایشی این فولاد است.

## روش انجام آزمایش

در این تحقیق، از فولاد متالورژی پودر Astaloy85Mo که به صورت نمونه‌های آزمون کشش تهیه شده بود، به‌عنوان زیرلایه برای انجام عملیات سطحی استفاده شد که ابعاد این نمونه‌ها در شکل ۱ آورده شده است. ترکیب شیمیایی این فولاد نیز در جدول ۱ نشان داده شده است. قبل از این که نمونه‌ها تحت عملیات جوش قوس تنگستن قرار بگیرند، اکسیدها و آلودگی‌های سطحی از روی سطح نمونه‌ها با کاغذ سنباده و استن کاملاً زدوده شدند.

<sup>1</sup> -Shot-peening

<sup>2</sup> -Liquid phase sintering

<sup>3</sup> -Nitriding

<sup>4</sup> -Carburizing

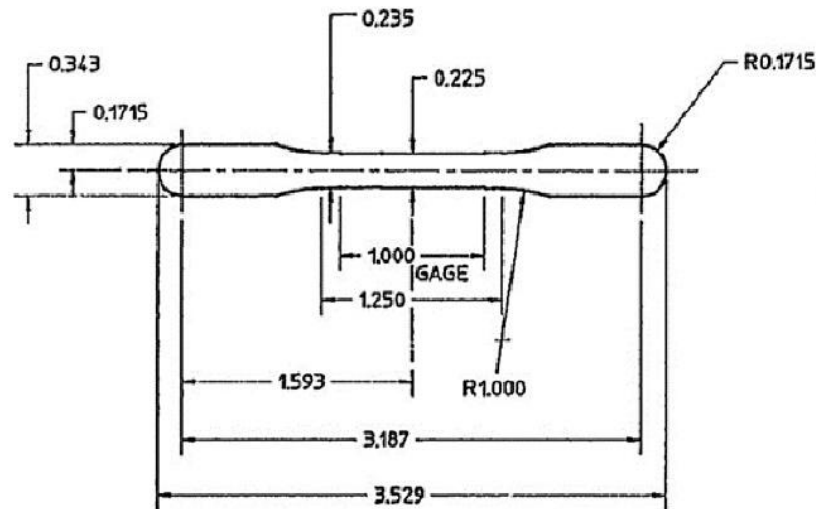
<sup>5</sup> -Sinter - hardening

<sup>6</sup> -Brytan

<sup>7</sup> -Colaco

<sup>8</sup> -Wronska

<sup>9</sup> -Dudek



شکل ۱- ابعاد فولاد استفاده شده در پژوهش (ابعاد بر حسب اینچ هستند)

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد پایه

عنصر (درصد وزنی)	کربن	مولیبدن	آهن
فولاد پایه	۰/۷	۰/۸۵	باقی

در این رابطه H.I نشان دهنده حرارت ورودی ( کیلوژول بر سانتی‌متر)، E نشان دهنده ولتاژ (ولت) ، I نشان دهنده شدت جریان (آمپر)، V نشان دهنده سرعت فرآیند (سانتی‌متر بر ثانیه) و  $\eta$  نیز ثابت و برابر ۰/۴۸ است [۶].

برای بررسی‌های ریزساختاری، ابتدا نمونه‌ها مقطع زده شدند. سپس این مقاطع مانت و با کاغذ سنباده تا شماره ۲۵۰۰ مسطح شدند و در مرحله بعد با استفاده از خمیر الماسه‌های ۳ و ۱ میکرومتر روی نم‌پولیش شدند. حکاکی این نمونه‌ها نیز در محلول نایتال (۲ درصد) در مدت زمان‌های متفاوت انجام شد.

برای تأمین انرژی مورد نیاز فرآیند از یک دستگاه GTAW مدل Merkle TIG 200 AC/DC استفاده شد. الکتروده به کار رفته از نوع غیرمصرفی و از جنس تنگستن با دو درصد اکسید توریم به قطر ۲/۴ میلی‌متر با نوک تیز و طول موثر حدوداً ۶ میلی‌متر بود. زاویه بهینه الکتروده و طول قوس جوشکاری، ثابت و به ترتیب ۱۵ درجه و ۲/۴ میلی‌متر در نظر گرفته شد. همچنین نوع جریان مورد استفاده DCEN و ولتاژ اعمالی در همه نمونه‌ها ۱۵ ولت بود. برای این کار، از گاز آرگن با خلوص ۹۹/۹۹۹ درصد و سرعت خروجی ۱۰ لیتر بر دقیقه به‌عنوان گاز محافظ استفاده شد. به‌منظور بررسی تأثیر شدت جریان و سرعت حرکت مشعل، آزمایش در شرایط مختلف انجام شد که در جدول ۲ نشان داده شده است. حرارت ورودی نیز از رابطه ۱ محاسبه شده است.

$$H.I = (\eta * E * I) / V \quad (1)$$

### جدول ۳- ترکیب شیمیایی پین استفاده شده در آزمایش سایش

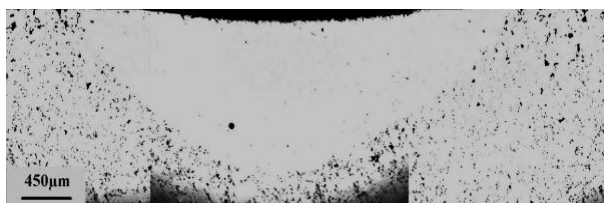
عنصر (درصدوزنی)	کربن	کرم	منگنز	سیلیسیم	گوگرد	آهن
	۰/۱۹۸	۱/۶	۰/۴۵	۰/۳۵	۰/۲۵	باقی

بعد از طی هر ۲۰۰ متر، نمونه‌ها از دستگاه جدا و کاملاً تمیز شدند و سپس با دقت ۰/۰۰۰۱ گرم توزین و دوباره تحت آزمون سایش قرار گرفتند. در پایان نیز سطوح و ذرات سایشی به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Cam Scan MV2300 مجهز به دستگاه سنجش شدت انرژی طیف پرتوایکس بررسی شدند.

### نتایج و بحث

#### تخلخل در منطقه ذوب سطحی

شکل ۲، سطح مقطع نمونه‌ی ذوب سطحی شده در شرایط جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۰۰ میلی‌متر بر دقیقه (S1) را نشان می‌دهد. حضور تخلخل در ریزساختار نهایی از مشخصات اصلی قطعات تولیدی به روش متالورژی پودر است. این امر به‌خوبی مشخص می‌کند که فرآیند ذوب سطحی با استفاده از قوس تنگستن منجر به کاهش شدید میزان تخلخل در منطقه ذوب شده می‌شود.



شکل ۲- سطح مقطع نمونه ذوب سطحی شده در شرایط جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۰۰ میلی‌متر بر دقیقه

#### ساختار مناطق ذوب شده

فولاد Astaloy85Mo که با سرعت ۰/۵ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه از دمای تف جوشی سرد شده است، دارای یک ریزساختار فریتی-پرلیتی است (شکل ۳). در فرآیند ذوب سطحی ریزساختاری که پس از انجماد ایجاد می‌شود به نرخ سرمایه‌ی این منطقه وابسته است.

### جدول ۲- پارامترهای استفاده شده در فرآیند ذوب سطحی

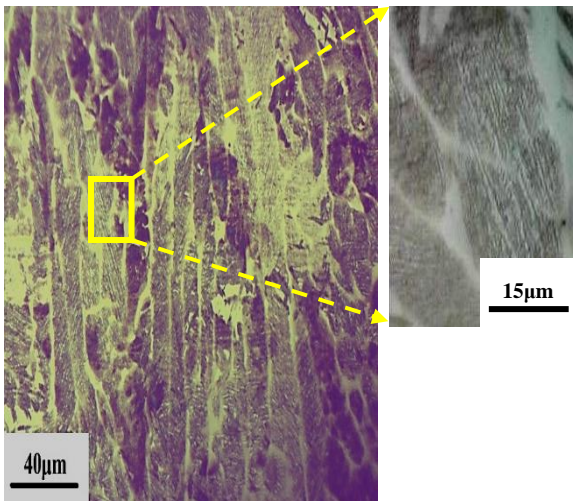
نمونه‌ها	جریان (آمپر)	سرعت جوشکاری (میلی‌متر بر دقیقه) (کیلوژول بر سانتی‌متر)	حرارت ورودی
S1	۷۵	۱۰۰	۳۲۴
S2	۷۵	۱۲۰	۲۷۰
S3	۷۵	۱۴۰	۲۳۲

جهت بررسی‌های ریزساختاری و ترکیب لایه‌ها از یک میکروسکوپ نوری مدل Japan-GDCE30-Gippon و یک میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Cam Scan MV2300 که به دستگاه سنجش شدت انرژی طیف پرتو ایکس (EDS) مجهز بود استفاده شد.

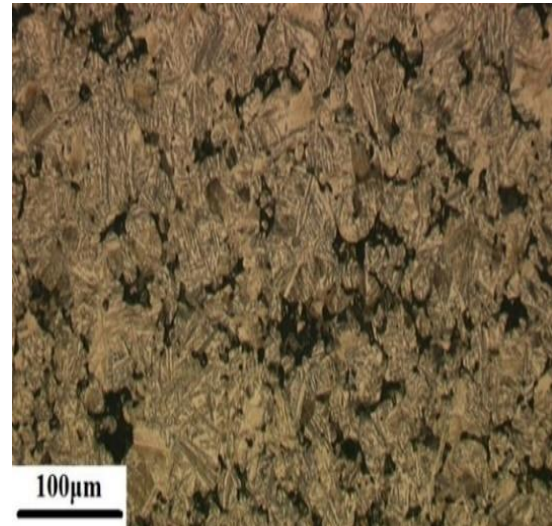
برای اندازه‌گیری میانگین مقادیر میکروسختی لایه‌ی عملیات شده، از یک دستگاه سختی‌سنج میکرو با فرورونده ویکرز و بار ۲۰۰ گرم نیرو و برای اندازه‌گیری ماکروسختی لایه عملیات شده و زمینه از یک دستگاه سختی‌سنجی ماکرو با بار ۱۰ کیلوگرم نیرو استفاده شد. سختی‌سنجی میکروسکوپی روی مقاطع لایه‌ها و در راستای عمود بر فصل مشترک لایه/زیرلایه صورت پذیرفت و سختی‌سنجی ماکروسکوپی نیز در سطح منطقه عملیاتی انجام شد.

برای بررسی مقاومت سایشی نمونه‌های عملیات سطحی شده، از یک دستگاه سایش رفت و برگشتی استفاده شد که مسافت هر دور رفت و برگشت پین در آن ۱۷ سانتی‌متر بود. در این آزمون از یک پین ساییده از جنس فولاد AISI52100 با سختی ۶۴ راکول سی (۸۰۰ ویکرز) با قطر ۵ میلی‌متر به‌عنوان جسم ساییده استفاده شد. ترکیب شیمیایی این پین در جدول ۳ آورده شده است. سطح نمونه‌ها و پین قبل از شروع آزمایش‌های سایش با استفاده از دستگاه آلتراسونیک و محلول استن، چربی‌گیری و پاک شدند.

آزمایش‌های سایش لغزشی تحت نیروهای اعمالی ۲۵ و ۴۵ نیوتون و سرعت لغزش ۰/۲ متر بر ثانیه و مسافت سایش ۲۰۰، ۴۰۰، ۶۰۰، ۸۰۰ و ۱۰۰۰ متر انجام شد.



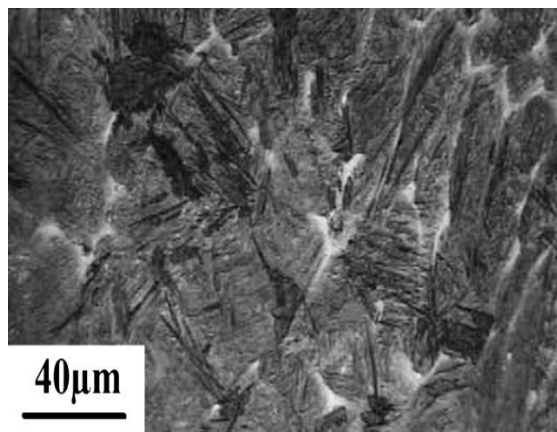
شکل ۴- تصویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار نمونه‌ی ذوب سطحی شده در شرایط جریان ۷۵ آمپر و سرعت عبور ۱۰۰ میلی‌متر بر دقیقه



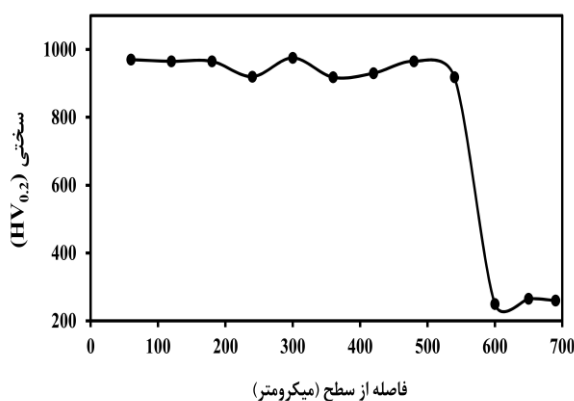
شکل ۳- ریزساختار فولاد Astaloy85Mo در حالت نفجوشی

شکل ۵، ریزساختار منطقه ذوب سطحی شده تحت جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۲۰ میلی‌متر بر دقیقه (S2) را نشان می‌دهد. تصاویر نشان می‌دهد که در بخش‌هایی از ناحیه ذوب شده، یک ساختار لایه‌ای شکل وجود دارد. نتایج حاصل از EDS این ساختار که در جدول ۴ آورده شده است، مشخص می‌سازد که در ساختار لایه‌ای یک فاز غنی از کربن و یک فاز فقیر از کربن وجود دارد. میکروسختی این لایه نیز برابر ۵۸۰ ویکرز است. همان گونه که ذکر شد مولیبدن عنصری است که موجب تشویق استحاله بینیتی می‌شود. از طرف دیگر افزایش سرعت فرآیند ذوب سطحی، افزایش سرعت سرمایه‌گذاری حوضچه مذاب را به دنبال دارد. در این حالت می‌توان اظهار داشت وجود حفره‌ها نیز نتوانسته مانع از سرمایه‌گذاری غیرتعادلی حوضچه مذاب شود و ساختار بینیت در ریزساختار ایجاد شده است. از طرف دیگر، بیشترین میزان میکروسختی مشاهده شده در این نمونه برابر ۸۶۵ ویکرز است که به فاز زمینه مربوط است. این میزان سختی با در نظر گرفتن نرخ سرمایه‌گذاری، می‌تواند بیانگر این موضوع باشد که ریزساختار نمونه‌ی ذوب سطحی شده در شرایط S2 شامل فاز بینیت در زمینه‌ی مارتنزیتی است.

شکل ۴، تصویر منطقه ذوبی نمونه عملیات شده تحت جریان ۷۵ آمپر و سرعت عبور ۱۰۰ میلی‌متر بر دقیقه (S1) را نشان می‌دهد. با توجه به شکل مشخص می‌شود که در منطقه ذوب سطحی، ساختار لایه‌لایه وجود دارد. از طرف دیگر، نتایج میکروسختی سنجی این نمونه نیز نشان می‌دهد که بیشترین میکروسختی در این نمونه ۴۲۰ ویکرز و کمترین میزان میکروسختی برابر ۲۵۰ ویکرز است و به نظر می‌رسد که ساختار لایه‌ای پرلیت است [۶]. فولاد پایه دارای ۰/۷ درصد کربن و همچنین ۰/۸ درصد مولیبدن است. مولیبدن، عنصری است که استحاله پرلیتی را به تأخیر انداخته و موجب تسریع در استحاله بینیتی می‌شود [۷]. در مقابل، تخلخل موجود در ریزساختار فولاد پایه به‌عنوان عایق عمل می‌کند و به کاهش هدایت حرارتی فولاد منجر می‌شود [۱۷]. بنابراین، می‌توان اظهار داشت که در ذوب سطحی در شرایط S1، به علت بالا بودن میزان حرارت ورودی و همچنین وجود حفره در فلز پایه، سرعت سرمایه‌گذاری به‌گونه‌ای است که پرلیت در ریزساختار تشکیل می‌شود.



شکل ۶- تصویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار نمونه ذوب سطحی در شرایط جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۴۰ میلی‌متر بر دقیقه

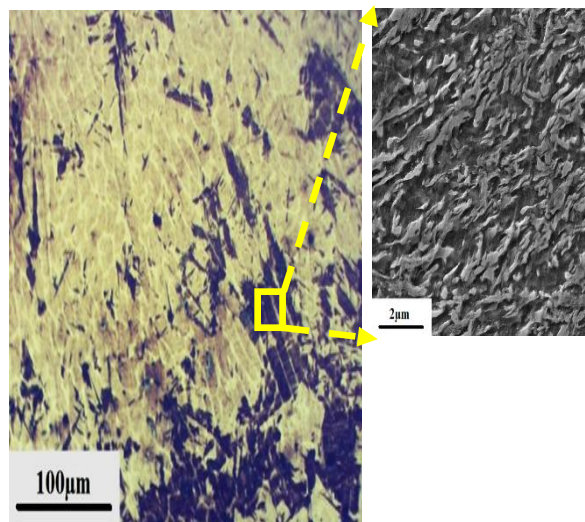


شکل ۷- تغییرات سختی منطقه ذوب سطحی در شرایط جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۴۰ میلی‌متر بر دقیقه از سطح حوضچه تا فلز پایه

تغییر حرارت ورودی در عملیات ذوب سطحی، یکی از اصلی‌ترین عوامل ایجاد تغییرات در ریزساختار منطقه ذوب شده است و همین علت تغییر حرارت ورودی موجب شده تا ساختار منطقه عملیات شده از یک ساختار فریتی پرلیتی به یک ساختار مارتنزیتی تغییر کند.

### بررسی ماکرو سختی

شکل ۸، ماکروسختی نمونه‌های ذوب سطحی شده را نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود ذوب سطحی فولادهای متالورژی پودر، باعث می‌شود تا ماکروسختی این فولادها از ۱۵۰ ویکرز تا حدود ۸۰۰



شکل ۵- تصویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار نمونه‌ی ذوب سطحی شده در شرایط جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۲۰ میلی‌متر بر دقیقه

جدول ۴- نتایج حاصل از EDS نمونه ذوب سطحی شده در شرایط جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۲۰ میلی‌متر بر دقیقه

عنصر (درصد وزنی)	A	B
کربن	۱/۲	۶/۲
مولیبدن	۱/۴	۱/۴
آهن	۹۷/۴	۹۲/۴

شکل ۶، نشان‌دهنده‌ی ریزساختار نمونه ذوب سطحی شده در شرایط جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۴۰ میلی‌متر بر دقیقه (S3) است. این نمونه دارای بالاترین سرعت فرآیند ذوب سطحی است و به همین علت از نرخ سرمایش بالایی برخوردار است. از طرف دیگر، کربن بالای فولاد پایه نیز سختی‌پذیری آن را افزایش می‌دهد. به همین دلیل تشکیل مارتنزیت در این ریزساختار در شرایط سرمایش سریع دور از انتظار نیست. بررسی تغییرات سختی در منطقه ذوب سطحی شده این نمونه که در شکل ۷ آورده شده است، این امر را مشخص می‌سازد که بیش‌ترین میکروسختی در این ریزساختار برابر با ۹۷۵ ویکرز است و علاوه بر این محدوده‌ی تغییرات میکروسختی نیز ۵۰ ویکرز است. بنابراین، به نظر می‌رسد که نمونه‌ی ذوب سطحی شده در شرایط S3 دارای یک ساختار مارتنزیتی کامل است [۶].

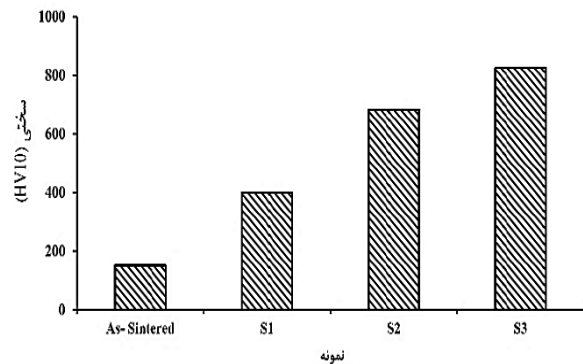
علت، مقاومت به سایش بالایی از خود نشان می‌دهد. با کاهش درصد مارتنزیت در ساختار و کاهش میزان سختی، مقاومت به سایش نیز افت می‌کند. از طرف دیگر افزایش نیرو از ۲۵ نیوتن به ۴۵ نیوتن، منجر به کاهش مقاومت به سایش نمونه‌های ذوب سطحی شده در تمامی پارامترها می‌شود.

شکل ۱۰، تصاویر میکروسکوپی حاصل از الکترون‌های ثانویه سطوح سایشی فولاد پایه، نمونه‌های ذوب سطحی شده در شرایط جریان ۷۵ آمپر و سرعت‌های ۱۰۰ میلی‌متر بر دقیقه (S1) و ۱۴۰ میلی‌متر بر دقیقه (S3) را تحت نیروهای ۲۵ و ۴۵ نیوتن نشان می‌دهد. همان‌گونه که در تصاویر سطوح سایش نیز مشاهده می‌شود، ذوب سطحی، باعث شده است تا مقاومت به سایش فولاد Astaloy85Mo افزایش یابد و از طرف دیگر، افزایش نیرو سایش سطوح را شدیدتر می‌کند که این امر در تمامی نمونه‌ها دیده می‌شود.

شکل ۱۱، تصویر میکروسکوپی حاصل از الکترون‌های ثانویه از ذرات سایشی نمونه‌ی ذوب سطحی شده در شرایط جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۰۰ میلی‌متر بر دقیقه (S1) را تحت نیروهای ۲۵ نیوتن و ۴۵ نیوتن نشان می‌دهد. ساختار نمونه S1 حاوی پرلیت و فریت است. به همین علت سطح از داکتیلیته بالایی برخوردار است که این امر باعث می‌شود سایش چسبان دور از انتظار نباشد [۱۸]. نتایج EDS ذرات سایشی که در جدول ۵ آورده شده است نیز نشان‌دهنده اکسیداسیون در سطح سایش می‌باشد.

با افزایش نیروی اعمالی از ۲۵ نیوتن به ۴۵ نیوتن مورفولوژی ذرات سایشی از حالت ورقه‌ای به سمت ذرات ریز تغییر می‌کند. نتایج EDS ذرات سایشی (جدول ۵) نیز نشان می‌دهد که افزایش نیرو باعث می‌شود تا اکسید بیش‌تری در روی سطح ایجاد شود [۱۹]. افزایش نیرو فشار وارده به ورقه‌های اکسیدی ترد که از سطح جدا شده‌اند را افزایش می‌دهد و آن‌ها را خرد می‌کند. به همین علت می‌توان اظهار داشت که افزایش نیرو موجب می‌شود تا ذرات سایشی ریز به وجود بیایند. این ذرات اکسیدی به سوم به همراه پین موجب سایش شوند که خطوط سایشی در سطح نمونه ایجاد می‌کنند [۸].

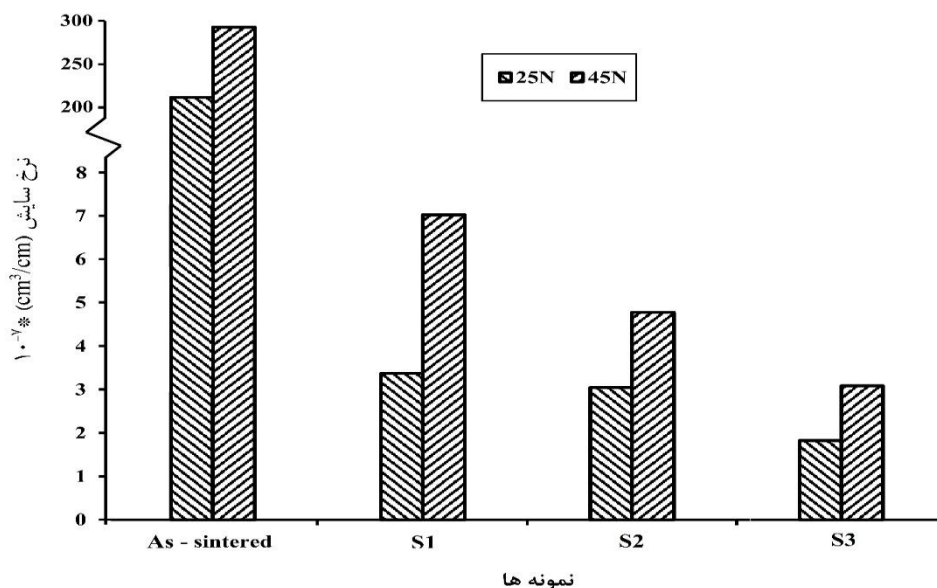
ویکرز افزایش یابد. سختی فولادهای متالورژی پودر تحت تأثیر دو عامل تخلخل و ریزساختار است [۳]. ذوب سطحی، باعث می‌شود تا تخلخل موجود در سطح تقریباً یا به صورت کامل حذف شود. از طرف دیگر Astaloy85Mo، فولادی با ریزساختار فریتی-پرلیتی است و ذوب سطحی، باعث می‌شود تا ریزساختار کاملاً جدیدی در سطح ایجاد شود که نوع این ریزساختار به نرخ سرمایش بعد ذوب سطحی وابسته است [۱۳-۱۷]. نمونه S3 دارای یک ریزساختار کاملاً مارتنزیتی است و بیش‌ترین میزان سختی را نشان می‌دهد، به طوری که سختی در این حالت تا حدود ۵ برابر افزایش پیدا کرده است.



شکل ۸- نتایج ماکروسختی نمونه‌های ذوب سطحی شده

### بررسی رفتار سایشی

شکل ۹، نرخ متوسط سایش نمونه تف جوشی و نمونه‌های ذوب سطحی شده تحت بارهای ۲۵ و ۴۵ نیوتن را نشان می‌دهد. بر این اساس می‌توان اظهار داشت ذوب سطحی نرخ سایش فولادهای Astaloy85Mo را به‌طور چشم‌گیری کاهش داده است و در تمامی پارامترهای فرآیند مشهود است. نمونه ذوب سطحی شده در شرایط S3 بهترین مقاومت به سایش را هم در نیروی ۲۵ نیوتن و هم در نیروی ۴۵ نیوتن نشان می‌دهد به طوری که نرخ سایش آن در نیروی ۴۵ نیوتن، ۱۰۰ برابر کم‌تر از فولاد پایه است. افزایش مقاومت به سایش را می‌توان به کاهش تخلخل موجود در سطح نمونه‌ها [۶، ۷، ۱۷] و همچنین تغییر ریزساختار نمونه‌ها که منجر به افزایش سختی آن‌ها شده است نسبت داد [۱۳-۱۶]. نمونه‌ی S3 دارای ریزساختاری مارتنزیتی است که باعث شده سطح آن سختی بالایی داشته باشد و به همین



شکل ۹- نرخ متوسط سایس فولاد پایه و نمونه های ذوب سطحی شده در نیروهای اعمالی ۲۵ و ۴۵ نیوتن

جدول ۵- نتایج EDS ذرات سایشی نمونه ذوب سطحی شده تحت شرایط S1 در بارهای ۲۵ و ۴۵ نیوتن

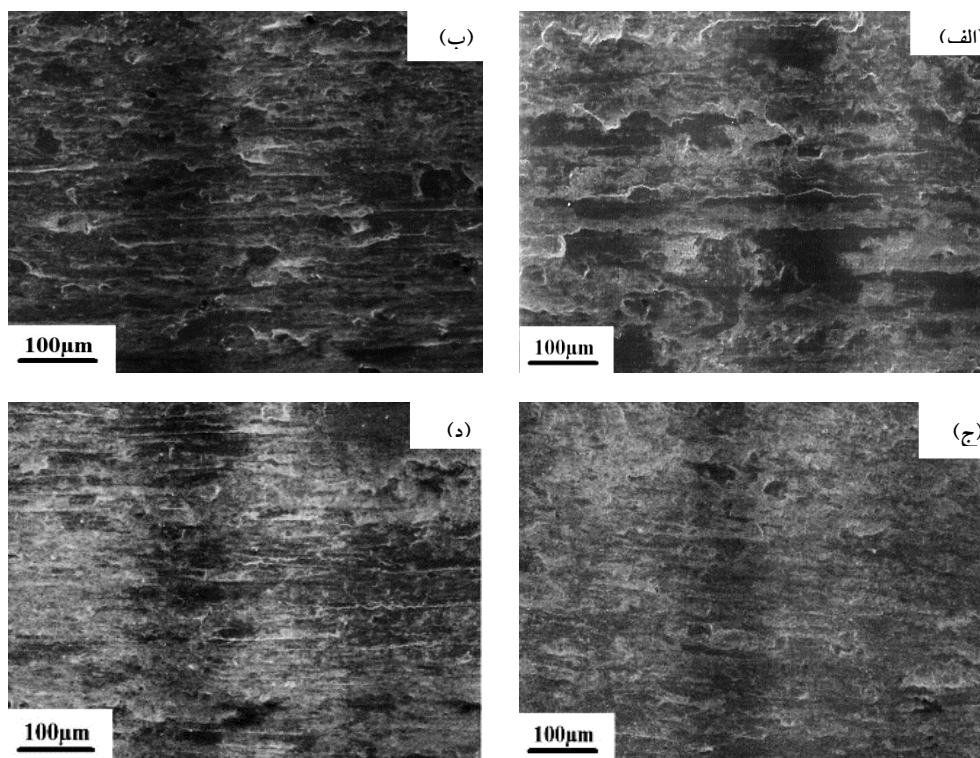
نیروی اعمالی		عنصر (درصد وزنی)
۴۵ نیوتن	۲۵ نیوتن	
۸۰/۴	۸۴/۳	آهن
۰/۶	۰/۹	مولیبدن
۴/۱	۴/۲	کربن
۰/۱	۰/۲	کرم
۱۴/۸	۱۰/۴	اکسیژن

اصلی ترین عنصر آلیاژی پین سایس است. به همین دلیل به نظر می رسد که در حین سایس، پین نیز به مقدار زیادی ساییده شده و در این حالت ذرات سایشی دارای ترکیبی مختلط از ترکیب نمونه ذوب سطحی شده و پین سایس هستند. به عبارت دیگر، علاوه بر ذرات اکسیدی که به هنگام لغزش از سطح جدا می شوند، ذرات جدا شده از پین نیز در فرآیند سایس شرکت می کنند. سطوح سایس این نمونه در هر دو نیروی ۲۵ و ۴۵ نیوتن دارای خطوط سایس موازی است که می تواند ناشی از سایس خراشانی باشد که ذرات سایشی و پین سایس در سطح ایجاد می کنند. کندگی های کمی که در هر دو سطح دیده می شود، ناشی از مکانیسم اکسیداسیون است هر چند در این حالت، این مکانیسم در هیچ کدام از دو نیرو، مکانیسم غالب محسوب نمی شود.

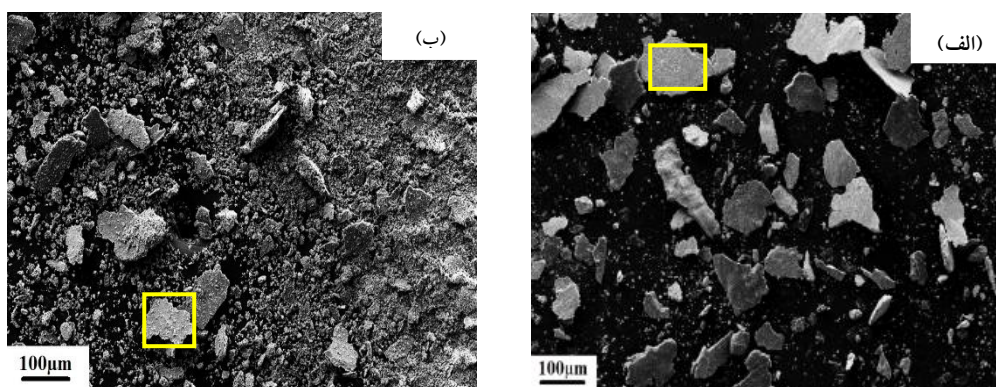
به همین علت به نظر می رسد که افزایش نیرو اعمالی باعث می شود تا مکانیسم سایس از سایس چسبان و اکسیداسیون به سمت سایس خراشان، چسبان و اکسیداسیون تغییر کند.

شکل ۱۲، تصویر میکروسکوپی حاصل از الکترون های ثانویه ذرات سایشی نمونه ذوب سطحی شده در شرایط جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۴۰ میلی متر بر دقیقه را تحت نیروهای اعمالی ۲۵ و ۴۵ نیوتن را نشان می دهند. نتایج آنالیز EDS ذرات سایشی نمونه S3 در جدول ۶ آورده شده است. نمونه S3 دارای ساختار کاملاً مارتنزیتی است و سختی در حدود ۸۲۴ ویکرز را دارا است. به همین علت احتمال ایجاد سایس چسبان در این سطح دور از انتظار است. آنالیز EDS ذرات سایشی در جدول ۶ نشان می دهد که در این ذرات کرم وجود دارد. فولاد Astaloy85Mo فاقد عنصر کرم است درحالی که کرم

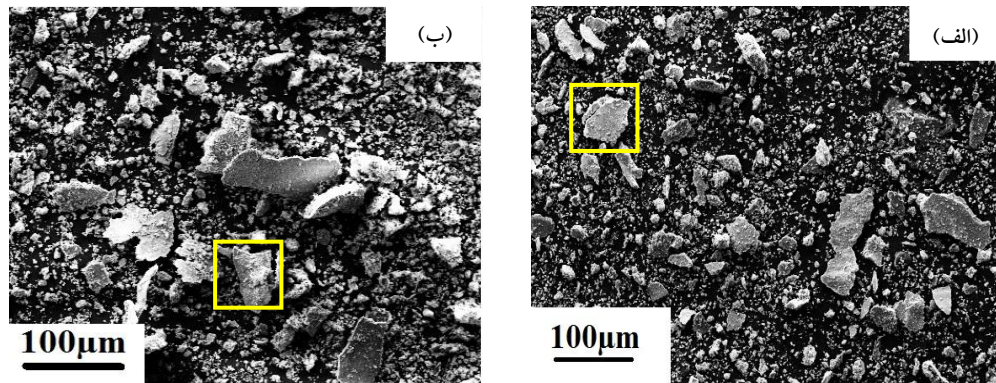




شکل ۱۰- سطح سایشی (الف) فولاد پایه و (ب) نمونه ذوب سطحی شده در شرایط جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۰۰ میلی‌متر بر دقیقه (S1) در نیروی ۲۵ نیوتن و نمونه ذوب سطحی شده در جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۴۰ میلی‌متر بر دقیقه (S3) تحت بار اعمالی (ج) ۲۵ و (د) ۴۵ نیوتن



شکل ۱۱- تصویر میکروسکوپی حاصل از الکترون‌های ثانویه از ذرات سایشی نمونه‌ی ذوب سطحی شده در شرایط جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۰۰ میلی‌متر بر دقیقه تحت نیروی (الف) ۲۵ نیوتن و (ب) ۴۵ نیوتن



شکل ۱۲- تصویر میکروسکوپی الکترونی حاصل از الکترون‌های ثانویه از ذرات سایشی نمونه‌ی ذوب سطحی شده در شرایط جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۴۰ میلی‌متر بر دقیقه تحت نیروی (الف) ۲۵ نیوتن و (ب) ۴۵ نیوتن

جدول ۶- نتایج EDS ذرات سایشی نمونه ذوب سطحی شده تحت شرایط S3 در بارهای ۲۵ و ۴۵ نیوتن

نیروی اعمالی		عنصر(درصد وزنی)
۴۵ نیوتن	۲۵ نیوتن	
۷۵/۲	۷۳/۹	آهن
۰/۶	۰/۵	مولیبدن
۴/۵	۴/۸	کربن
۰/۷	۰/۸	کرم
۱۸/۹	۱۹/۹	اکسیژن

### نتیجه گیری

۳- در نمونه ذوب سطحی شده با جریان ۷۵ آمپر و سرعت ۱۴۰ میلی‌متر بر دقیقه، ساختار مارتنزیتی ایجاد شده در سطح سختی این منطقه را در حدود ۵ برابر بیشتر از سختی اولیه فولاد (۱۵۰ ویکرز) افزایش می‌دهد.

۴- ذوب سطحی مقاومت به سایش فولاد Astaloy85Mo را به میزان ۱۰۰ برابر بهبود می‌بخشد. حذف تخلخل و ایجاد ساختار مارتنزیتی عواملی هستند که موجب بهبود مقاومت به سایش این فولادها می‌شوند.

۱- فرآیند ذوب سطحی تخلخل فولادهای تولیدی به روش متالورژی پودر را به میزان زیادی کاهش می‌دهد.  
۲- ذوب سطحی باعث می‌شود تا ساختار کاملاً جدیدی در سطح ایجاد شود. نوع ساختار ایجاد شده به حرارت ورودی وابسته است به طوری که با تغییر پارامترهای فرآیند ذوب سطحی، ساختار از حالت فریتی - پرلیتی به مارتنزیتی کامل تغییر می‌کند.

### References:

- 1- J. Wang and H. Danninger, "Dry sliding wear behavior of molybdenum alloyed sintered steels", Wear, Vol. 222, pp.49-56, 1999.
- 2- D. Whittaker, "Current and future forces driving automotive PM", Metal

Powder Report, Vol. 55, pp. 22-24, 2000.

- 3- S.Tekeli, A. Güral and D. Özyürek, "Dry sliding wear behavior of low carbon dual phase powder metallurgy steels", Materials and Design, Vol. 28, pp. 1685-1688, 2007.

- 4- B. Dubrujeaud, M. Vardavoulias and M. Jeandin, "The role of porosity in the dry sliding wear of a sintered ferrous alloy", *Wear*, Vol. 174, pp. 155-161, 1994.
- 5- M. Askari, H. Khorsand and S.M.S. Aghamiri, "Influence of case hardening on wear resistance of a sintered low alloy steel", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 509, pp. 6800-6805, 2011.
- 6- M. Eroglu and S. Önalp, "Tungsten inert gas surface modification of SAE 4140 steel", *Materials Science and Technology*, Vol. 18, pp. 1544-1550, 2002.
- ۷- ا. میرزا سید حسن، ح. خرسند و ح. ذاکر حقیقی، "بررسی اثر نرخ سرمایش در فرآیند مستقیم سرد شدن از دمای تف جوشی بر رفتار سایشی فولاد پیش آلیاژی Astaloy85Mo"، اولین همایش ملی فولادهای پیشرفته، کرمان، ایران، بهمن ماه ۱۳۸۹.
- 8- B. Rivolta, R. Gerosa, G. Silva, A. Tavasci and U. Engstrom, "Wear performances of surface hardened PM steel from pre-alloyed powder", *Wear*, Vol. 289, pp. 160-167, 2012.
- 9- H. Ozkan Gulsoy, M. Kemal Bilici, Y. Bozkurt and S. Salman, "Enhancing the wear properties of iron based powder metallurgy alloys by boron additions", *Materials and Design*, Vol. 28, pp. 2255-2259, 2007.
- 10- K. Sheikhi Moghaddam, M. Ghambari, H. Farhangi, N. Solimanjad, A. Bergmark and H. Khorsand, "Microstructural aspects and wear behavior of sinter hardened distaloy HP", *Steel Research International*, Vol. 82, pp.1297-1303, 2011.
- 11- J. De Damborenea, "Surface modification of metals by high power lasers", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 100, pp. 377-382, 1998.
- 12- D. Llewellyn and R. Hudd, "Steels: Metallurgy and Applications", 3rd ed., p. 221. Butterworth-Heinemann, 1998.
- ۱۳- ح. مظاهری، ع. اعلائی و م. فاضل، "ریزساختار، سختی و مقاومت به سایش لایه سخت حاوی ذرات کاربید سیلیسیم روی فولاد ASTM A106 ایجاد شده به روش جوشکاری GTAW"، مواد نوین، جلد ۶، شماره ۱، صفحات ۱۲۱-۱۳۶، ۱۳۹۴.
- 14- Z. Brytan, L. Dobrzański and W. Pakieła, "Laser surface alloying of sintered stainless steels with SiC powder", *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 47, pp. 42-56, 2011.
- 15- Z. Brytan, M. Bonek and L. Dobrzański, "Microstructure and properties of laser surface alloyed PM austenitic stainless steel", *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 40, pp. 70-78, 2010.
- 16- Z. Brytan, L. Dobrzański and W. Pakieła, "Sintered stainless steel surface alloyed with Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> powder", *Archives of Materials Science and Engineering*, Vol. 50, pp. 43-55, 2011.
- 17- R. Colaco, E. Gordo, E. Navas, M. Otasevic and R. Vilar, "A comparative study of the wear behavior of sintered and laser surface melted AISI M42 high speed steel diluted with iron", *Wear*, Vol. 60, pp. 949-956, 2006.
- 18- A. Wrońska and A. Dudek, "Characteristics of surface layer of sintered stainless steels after remelting using GTAW method", *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol. 164, pp. 60-64, 2013.
- 19- H. Fallahdoost, H. Khorsand, R. Eslami-Farsani and E. Ganjeh, "On the tribological behavior of nanoalumina

reinforced low alloy sintered steel",  
Materials & Design, Vol. 57, pp. 60–66,  
2014.