

بررسی خواص سایش دمای بالای پوشش‌های پاشش حرارتی و کلدینگ استلایت ۶ و NiCrBSi اعمال شده بر روی فولاد گرمکار DIN-1.2344

مصطفی طهری^۱، مجتبی اسماعیلیان^{۲*}، بهروز شهریاری^۳

۱- کارشناس ارشد مهندسی مواد، مجتمع آموزش عالی فنی و مهندسی اسفراین، خراسان شمالی، ایران

۲- دانشجوی دکتری مهندسی مکانیک، مجتمع دانشگاهی مکانیک و هوافضا، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، اصفهان،

ایران

۳- دکتری مهندسی هوافضا، مجتمع دانشگاهی مکانیک و هوافضا، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، اصفهان، ایران

*Mojtaba.me@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۴/۰۴/۰۴، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۴/۰۴/۱۶)

چکیده

در این پژوهش به منظور افزایش خواص سطحی و مقاومت به سایش فولاد گرمکار DIN-1/2344 پوشش‌های استلایت ۶ و NiCrBSi به روش پاشش حرارتی HVOF و پوشش استلایت ۶ به روش رویه‌سختی با استفاده از روش جوشکاری GTAW بر روی این فولاد لایه نشانی شدند. برای ارزیابی ریزساختاری، خواص مکانیکی و مقاومت سایشی پوشش‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی، میکروسکوپ نوری، آزمون سایش دمای بالای پین بر روی دیسک، سختی سنج و ریزسختی سنج ویکرز استفاده شد. نتایج نشان داد که بطور کلی پوشش‌های پاشش حرارتی نسبت به پوشش‌های رویه‌سختی، سختی و مقاومت به سایش بالاتری دارند. از طرف دیگر پوشش‌های رویه‌سختی چقرمگی شکست بالاتری را نسبت به پوشش‌های پاشش حرارتی دارا هستند. نتایج آزمون سایش دمای بالا نشان داد که پوشش NiCrBSi نسبت به پوشش استلایت ۶ مقاومت به سایش بالاتری دارد که این امر به مقدار زیاد ترکیبات بورایدی و سیلیکاتی موجود در این پوشش نسبت داده شده است. از طرف دیگر نتایج نشان داد که پوشش‌های استلایت ۶، به دلیل تشکیل پوسته اکسیدی غنی از کروم ضریب اصطکاک پایینی را از خود نشان داده است.

واژه‌های کلیدی:

سایش دمای بالا، پاشش حرارتی، فولاد گرمکار، استلایت ۶، NiCrBSi.

۱- مقدمه

نیز وجود دارد باعث می‌شود که ابزارهای شکل‌دهی به سرعت دچار سایش شوند که همین امر کاهش طول عمر این قطعات و افت کیفیت سطحی قطعات تولیدی را در پی دارد [۲]. محققین تخریب ابزارهای شکل‌دهی در دمای بالا را به سه عامل اصلی تغییر شکل پلاستیک، سایش و خستگی نسبت داده‌اند [۳]. آنها

یکی از مهمترین عوامل تخریب بسیاری از قطعاتی که در تماس فلز با فلز کار می‌کنند سایش می‌باشد [۱]. از مهمترین این قطعات می‌توان به ابزارهای شکل‌دهی در دمای بالا اشاره کرد. شکل‌دهی قطعات در دمای بالا در شرایطی که استحکام مکانیکی ابزار شکل‌دهی افت کرده است و شرایط اکسیداسیون

کاربردهای دمای بالا رو به گسترش بوده‌اند [۹-۱۰]. تحقیق حاضر بخشی از یک پروژه بزرگتر است که در آن دستگاه نورد حلقوی برای نورد مقاطع استوانه‌ای بدون درز آلیاژهای تیتانیوم در دست مطالعه و ساخت قرار دارد. در این پروژه سعی شده است با استفاده از پوشش‌های پایه کبالت و نیکل مقاومت به سایش دمای بالای آلیاژهای گرمکار که برای غلطک‌های نورد استفاده شده است را بهبود بخشید.

۲- روش تحقیق

در این پروژه از فولاد DIN-1/2344 به عنوان زیرلایه استفاده شد. ترکیب شیمیایی این فولاد و مواد اولیه‌ای که به عنوان ماده پوشان استفاده شده است در جدول ۱ آورده شده است. برای پوشش‌دهی نمونه‌ها از دو روش رویه‌سختی و پاشش حرارتی استفاده شد. برای فرایند پاشش حرارتی از پودرهای NiCrBSi و استلایت ۶ استفاده شد. پوشش‌دهی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه HVOF موجود در شرکت پودرافشان انجام شد. دستگاه مذکور با نام تجاری MET JET III و ساخت شرکت Metallisation از سیستم‌های نسل سوم است. این سیستم‌ها از سوخت مایع که معمولاً کروزن است، استفاده می‌نمایند. پارامترهای پاشش در جدول ۲ آورده شده است. برای فرایند رویه‌سختی نیز از دستگاه جوش قوسی گاز-تنگستن ساخت شرکت کارا استفاده شد. پارامترهای جوشکاری در جدول ۳ آورده شده است. سیم استلایت ۶ با قطر ۲/۷ mm به عنوان سیم جوش استفاده گردید. که آنالیز آن دقیقاً مشابه پودر استلایت ۶ در جدول ۱ است.

نشان دادند عامل تخریب بیش از ۷۰٪ ابزارهای شکل‌دهی در دمای بالا، سایش سطح آن می‌باشد [۴]. از طرف دیگر شروع ترک‌های خستگی که منجر به شکست ابزارهای شکل‌دهی می‌شود نیز به شیارهای ریز سطحی که در اثر سایش بوجود می‌آید نسبت داده شده است [۵].

برخی از محققین معتقدند اکسیداسیون در حین فرایند سایش دمای بالا چند اثر مختلف دارد. اگر لایه اکسیدی تشکیل شده بر سطح قطعات دارای استحکام و چسبندگی مناسب به زیرلایه نباشند، اکسیداسیون اثر بسیار منفی بر مقاومت به سایش قطعات می‌گذارد. اما اگر لایه اکسیدی تشکیل شده در حین سایش از چسبندگی و استحکام کافی برخوردار باشد، مقاومت سایش این مواد را به شدت افزایش می‌دهد [۶]. برای جلوگیری از تخریب ابزارهای شکل‌دهی در دمای بالا، راهکارهای متفاوتی گزارش شده است. طراحی هندسه مناسب ابزارهای شکل‌دهی برای جلوگیری از تغییر شکل ابزار در حین کار، از اهمیت بالایی برخوردار است، اما با توجه به موارد گفته شده، بهبود شرایط و کیفیت سطحی ابزار از اهمیت بالاتری برخوردار است [۴]. در حال حاضر سایش دمای بالا یکی از مهمترین مکانیزم‌های تخریب ابزارهای شکل‌دهی در دمای بالا هستند. هم اکنون بیشتر ابزارهای شکل‌دهی در دمای بالا از فولادهای ابزار گرم کار ساخته می‌شوند. نتایج تحقیقات نشان داده است فولادهای ابزار گرم کار در شرایط کاری به شدت دچار تخریب سطحی می‌شوند [۷]. محققین زیادی استفاده از سوپرآلیاژهای پایه کبالت که حاوی مقدار بسیار زیادی ذرات کاربیدی هستند را به عنوان یک پوشش مناسب برای این ابزارها پیشنهاد داده‌اند [۸]. آلیاژهای پایه نیکل نیز در دمای بالا خصوصیات بسیار مناسبی را از خود نشان دادند. از جمله این خصوصیات می‌توان به مقاومت اکسیداسیون بالا، مقاومت خزشی عالی و پایداری فازی در دمای بالا اشاره کرد. در سال‌های اخیر پوشش‌های پایه نیکل و پایه کبالت به دلیل پتانسیل بالا برای ایستادگی در شرایط کاری دمای بالا برای

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد و پودرهای مورد استفاده به عنوان مواد اولیه

material	Co	Ni	V	Mo	Cr	C	B	Mn	Si	Fe	W
DIN-1/2344	----	----	۱	۱/۳	۵/۲	۰/۳	-----	۰/۵	۱	rest	-----
NiCrBSi	-----	rest	---	-----	۱۴	۰/۷	۳/۳	-----	۴/۵	۴/۵	-----
Stellite 6	rest	۲/۲	---	۰.۱>	۲۸	۱/۱	-----	۰/۳	۱/۱	۱/۹	۴/۹

جدول (۲): پارامترهای پاشش حرارتی برای پودرهای استلایت ۶ و NiCrBSi

پوشش	نرخ تغذیه پودر (g/min)	نرخ تزریق سوخت (mlit/min)	فاصله پاشش (cm)	نرخ تزریق اکسیژن (mlit/min)
NiCrBSi	۳۵	۲۳۰	۳۵	۸۳۰
استلایت ۶	۴۰	۲۵۰	۳۵	۸۵۰

جدول (۳): پارامترهای کلدینگ پوشش استلایت ۶

پوشش	آمپراژ (A)	ولتاژ (V)	سرعت (mm/s)
استلایت ۶	۹۵	۱۱	۱/۲

که در این رابطه W_s نرخ سایش ($\text{mm}^3/\text{N.m}$)، C طول شیار سایش (m)، A میانگین مساحت سطح مقطع سایش (mm^2)، F بار عمودی (N) و L طول مسیر سایش (m) است.

۳- نتایج و بحث

شکل ۱ تصاویر میکروسکوپی از سطح مقطع پوشش‌های به دست آمده را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که پوشش‌های پاشش حرارتی ضخامتی در حدود $400 \mu\text{m}$ دارند. و پوشش رویه‌سختی که ضخامتی در حدود ۲ میلی‌متر دارد ساختاری کاملاً دندردیتی دارد.

در سطح مقطع پوشش‌های پاشش حرارتی مشاهده می‌شود که پوشش‌های به دست آمده کاملاً متراکم و یکنواخت می‌باشند. از طرف دیگر پوشش رویه‌سختی ساختاری با دندردیت‌های بسیار ریز می‌باشد که نشان از کیفیت مناسب پوشش‌دهی به این روش است. ریچر و همکاران در تحقیقی که بر روی پودرهای پاشش حرارتی MCrAlY انجام دادند، نشان دادند که در پودرهای مورد استفاده در پاشش حرارتی، به علت انجماد سریع در تولید پودر به روش اتمیزه، ساختار آنها بسیار ریز می‌باشد و رسوبات موجود دارای ابعاد بسیار ریزی می‌باشند. این ساختار ریز در

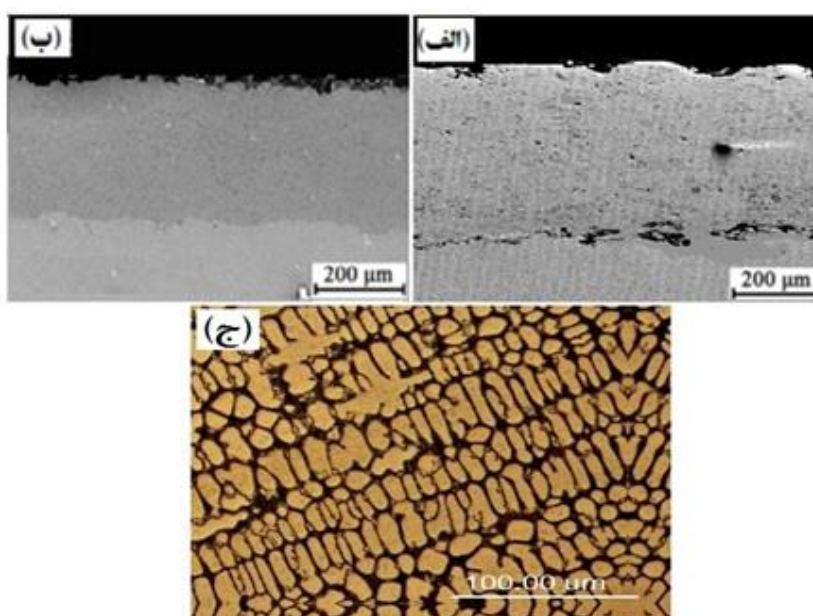
بررسی میکروسکوپی نمونه‌های پوشش‌دهی شده و آزمون تخلخل سنجی پوشش‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل SEM Philips MI30 انجام گرفت. تخلخل سنجی پوشش‌ها با استفاده از استاندارد ASTM E2109 انجام شد. زبری سنجی پوشش با استفاده از دستگاه Hobson Taylor صورت گرفت. سختی پوشش‌ها با استفاده از ریزسختی سنج ویکرز در بار $300 \text{ گرم براساس استاندارد ASTM-E384}$ انجام شد. بررسی رفتار تریبولوژیکی پوشش‌ها با استفاده از استاندارد ASTM-G99 انجام شد. در این آزمون از گلوله آلومینا به قطر 7 mm ، نیروی اعمالی 10 N و دیسک متحرک با سرعت m/s 0.07 استفاده شد. آزمون سایش دمای بالا در مسافت 1000 m و در شرایط خشک و دمای 700°C انجام شد.

جهت اینکه مقایسه بین نتایج آزمون سایش بهتر انجام گیرد، نتایج بر اساس نرخ سایش (W_s) به عنوان معیاری از مقاومت به سایش گزارش شد. بدین منظور مساحت پروفیل شیار سایش که توسط دستگاه Hobson Taylor تهیه شده بود، بود، با استفاده از نرم‌افزار آنالیز تصویری به دست آمد و با استفاده از رابطه (۱) نرخ سایش محاسبه شد.

$$W_s = \frac{CA}{FL} \quad (1)$$

مشاهده می‌شود که هر دو پوشش دارای کمترین مقدار تخلخل می‌باشند که مناسب بودن پارامترهای پوشش را نشان می‌دهد. از دیگر پارامترهای موثر در کیفیت پوشش و کاهش تخلخل پوشش، یکنواخت بودن توزیع ذرات پودر می‌باشد. لی و همکاران نشان دادند، که هرچه توزیع ذرات پودر یکنواخت‌تر باشد، پوشش به دست آمده دارای کمترین میزان ذرات ذوب نشده و تخلخل می‌باشند. همچنین این پارامتر مانع از اکسید شدن سطحی اسپلت‌های ریز در حین پاشش می‌شود [۱۲].

روش پاشش حرارتی HVOF که دارای انجماد غیرتعادلی است، نیز حفظ می‌شود [۱۱]. اما در روش جوشکاری به دلیل اینکه حرارت ورودی در حین جوشکاری زیاد است، ساختار بوجود آمده به حالت تعادلی نزدیک‌تر است و دندریته‌ها فرصت بیشتری برای رشد دارند. به همین دلیل ساختار انجمادی حاصل از روش جوشکاری نسبت به روش پاشش حرارتی درشت‌دانه‌تر می‌باشد. نتایج آزمون تخلخل سنجی در پوشش‌های پاشش حرارتی در جدول ۴ آورده شده است.



شکل (۱): تصاویر میکروسکوپی از پوشش‌های: (الف): استلایت ۶ پاشش حرارتی، (ب): NiCrBSi و (ج): استلایت ۶ رویه‌سختی

جدول (۴): مقادیر تخلخل اندازه‌گیری شده برای پوشش‌ها

NiCrBSi	استلایت ۶	پوشش
٪۱/۲	٪۰/۹	تخلخل

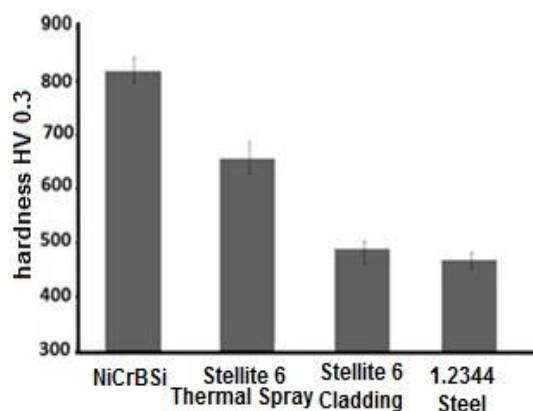
عواملی مانند تخلخل و جهت‌گیری آنها، مقدار ذرات ذوب نشده و نیمه مذاب، ذرات ذوب شده و سریع منجمد شده، اندازه دانه و مورفولوژی آنها، از عوامل تأثیرگذار بر سختی پوشش‌های پاشش حرارتی هستند [۱۳]. مشاهده می‌شود که پوشش NiCrBSi نسبت به پوشش استلایت ۶ سختی بالاتری را از خود

برای بررسی سختی نمونه‌ها، از ریزسختی‌سنجی ویکرز استفاده شد. برای این کار از بار ۳۰۰g و در زمان اعمال بار ۱۵s استفاده شد. برای هر نمونه، ۱۰ بار ریزسختی‌سنجی تکرار شد که میانگین آنها در شکل ۲ گزارش شده است.

نتایج به دست آمده برای پوشش استلایت ۶ رویه سختی تقریباً با نتایج قلی‌پور و همکاران همخوانی دارد [۱۴]. ایشان نیز معتقدند، ریزدانه شدن فلز جوش از عوامل موثر بر افزایش سختی پوشش در لایه‌های رویه سخت استلایت ۶ است.

برای بررسی چقرمگی شکست پوشش‌ها از روش فرورونده ویکرز استفاده شد. جدول ۵ نتایج آزمون چقرمگی شکست را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که پوشش‌های استلایت ۶ چقرمگی شکست بیشتری نسبت به پوشش NiCrBSi نشان داده‌اند. احتمالاً وجود ذرات کاربیدی و بورایدی زیادی که در زمینه پوشش‌های NiCrBSi وجود دارد تردی زیادی به این ذرات داده است که باعث شده است چقرمگی شکست این ذرات کمتر از پوشش استلایت باشد [۱۵].

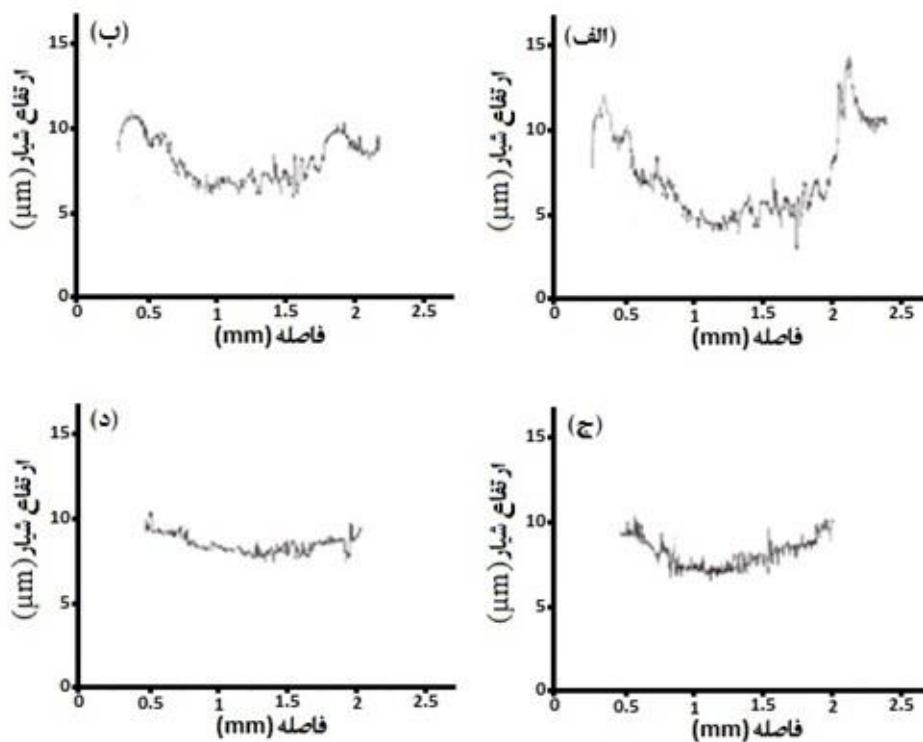
نشان داده است که این امر به دلیل وجود ذرات تقویت کننده سیلیکاتی است که به مقدار زیاد در این پوشش وجود دارد. از طرف دیگر مشاهده می‌شود که پوشش رویه سختی استلایت ۶ نسبت به پاشش حرارتی دارای سختی کمتری است. این امر به این دلیل است که به علت ماهیت پوشش‌های رویه سختی حرارت زیادی به مواد مورد استفاده در پوشش‌دهی وارد می‌شود که این امر باعث درشت ساختاری این پوشش‌ها می‌گردد که همین امر باعث افت سختی در این پوشش‌ها نسبت به پوشش پاشش حرارتی می‌باشد.



شکل (۲): نمودار میله‌ای ریزسختی سنجی ویکرز پوشش‌ها در بار ۳۰۰ گرم

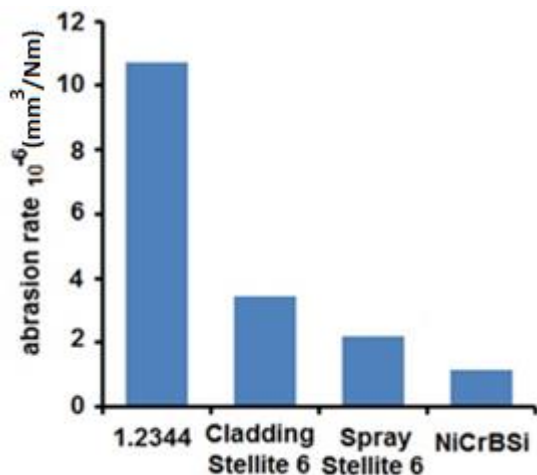
جدول (۵): چقرمگی شکست پوشش‌های NiCrBSi و استلایت ۶ پاشش حرارتی و رویه سختی

پوشش	استلایت ۶ پاشش	NiCrBSi	استلایت ۶ رویه سختی
چقرمگی شکست پوشش (MPa.m ^{1/2})	۳۶±۰٫۱	۳٫۱±۰٫۲	۴۸۳±۱۷



شکل (۳): پروفیل شیار سایش برای پوشش‌های: (الف): ۱/۲۳۴۴، (ب): استلایت ۶ رویه‌سختی، (ج): استلایت ۶ پاشش حرارتی و (د): NiCrBSi پس از سایش در دمای 700°C

که به دلیل سختی مناسب این پوشش قابل توجیح می‌باشد. در نمونه فولاد ۱/۲۳۴۴ مشاهده می‌شود علیرغم نزدیک بودن سختی این فولاد به سختی پوشش رویه سختی شده، نرخ سایش آن به مراتب بالاتر از پوشش‌های مورد بررسی بوده است.



شکل (۴): نرخ سایش پوشش‌ها در دمای 700°C

در ادامه به منظور بررسی مقاومت به سایش پوشش‌ها از آزمون سایش دمای بالا استفاده شد. برای مقایسه بهتر بین پوشش‌ها از فولاد ۱/۲۳۴۴ نیز به عنوان نمونه شاهد استفاده گردید. شکل ۳ پروفیل سطحی مسیر سایش مربوط به فولاد ۱/۲۳۴۴ و پوشش‌های مورد بررسی را نشان می‌دهد. نرخ سایش پوشش‌های مورد بررسی بر اساس اندازه‌گیری حجم سایش به دست آمد که نتایج آن در شکل ۴ گزارش شده است.

مشاهده می‌شود که پوشش NiCrBSi کمترین نرخ سایش را در بین نمونه‌های مورد بررسی دارد. این پوشش به دلیل وجود ذرات سخت و پایدار سیلیکاتی و بورایدی که پایداری حرارتی نسبتاً مناسبی در دمای بالا دارند، خواص سایشی بسیار مناسبی را در دمای بالا از خود نشان می‌دهد. در کنار این پوشش، پوشش پاشش حرارتی استلایت ۶ نیز خواص سایشی بسیار مناسبی را از خود نشان داده است. پوشش استلایت ۶ که به روش رویه‌سختی به دست آمده نرخ سایش نسبتاً پایینی را از خود نشان داده است،

نمونه ایجاد شده است (شکل ۶-الف) که وجود سایش خراشان در این نمونه را تایید می‌کند [۵].

در پوشش استلایت ۶ به دست آمده به روش جوشکاری، پوشش NiCrBSi و فولاد ۱/۲۳۴۴ مشاهده می‌شود که در ضریب اصطکاک نوسانات زیادی از خود نشان داده است. بیرونی عدم چسبندگی مناسب لایه اکسیدی تشکیل شده بر سطح را عامل نوسانات به وجود آمده در ضریب اصطکاک می‌داند [۱۰]. اما در این موارد نکته‌ای که از اهمیت بالایی برخوردار است اینست که چرا در پوشش استلایت ۶ که به روش جوشکاری به دست آمده است، لایه اکسیدی چسبنده تشکیل نشده است.

ژیان معتقد است استحکام و توان تحمل بار توسط پوشش که لایه اکسیدی بر روی آن تشکیل می‌شود، برای تشکیل لایه تریبوآکسید پایدار از اهمیت بالایی برخوردار است. پوشش استلایت ۶ رویه سختی شده، دارای سختی پایین‌تری در مقایسه با پوشش پاشش حرارتی است. در دمای ۷۰۰ درجه سانتیگراد احتمالاً پوشش استحکام مناسبی را از خود نشان نداده است تا بتواند از لایه تریبوآکسید تشکیل شده به خوبی حمایت کند. همین امر باعث شده است لایه اکسیدی تشکیل شده در حین آزمون از سطح کنده شده و با ایجاد سایش سه جسمی، مکانیزم سایش خراشان را برای این پوشش رقم بزند. وجود مقادیر پراکنده از این لایه اکسیدی در سطح پوشش استلایت ۶ (شکل ۶-ب) که دچار کندگی نشده اند یا پس از کنده شدن به صورت مجدد بر سطح پوشش لهیده شده‌اند این ادعا را تقویت می‌کند [۱۷].

اما علیرغم دیگر نمونه‌های مورد بررسی در این پژوهش، پوشش NiCrBSi به دلیل داشتن مقادیر بالایی از ذرات تقویت کننده سیلیکاتی و بورایدی، در دمای بالا مقاومت به سایش بسیار مناسبی را از خود نشان داده است. از طرف دیگر داشتن مقادیر کافی از کروم محلول در این پوشش باعث تشکیل جزایری از پوسته اکسیدی بر سطح این پوشش شده است. وجود شیارهای ریز بر سطح این پوشش و جزایری از لایه اکسیدی بیانگر این

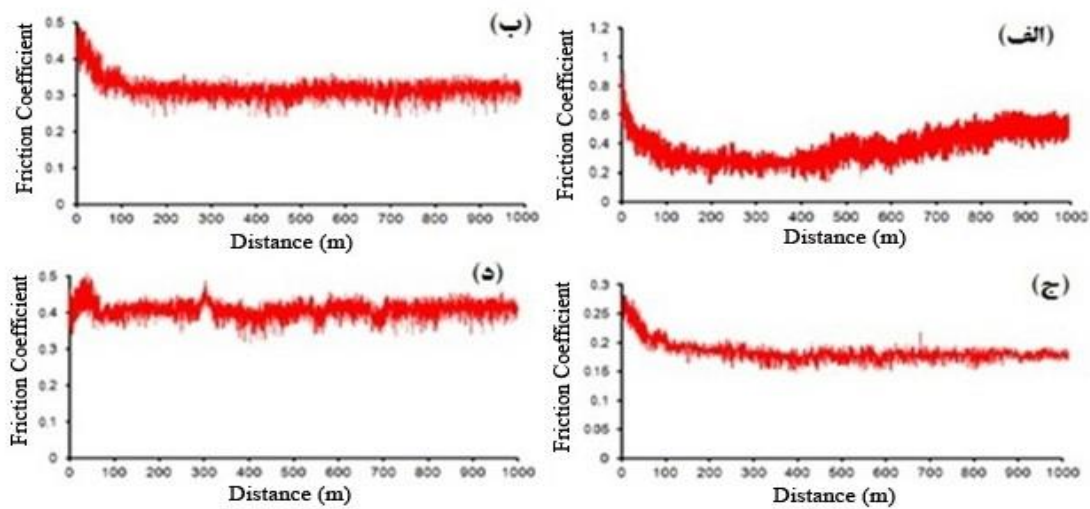
به منظور بررسی بیشتر پدیده سایش در این نمونه‌ها، نمودار ضریب اصطکاک، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز طیف سنج انرژی از محل شیار سایش به دست آمد که به ترتیب در تصاویر ۵ تا ۷ نشان داده شده است.

در شکل ۵ که نمودار ضریب اصطکاک مربوط به سایش دمای بالای پوشش‌ها را نشان می‌دهد، می‌توان مشاهده کرد، تمامی نمونه‌ها، در ابتدای کار ضریب اصطکاک پایینی دارند. بیرونی و همکاران^۱ معتقدند در اینگونه نمونه‌ها تشکیل لایه اکسیدی بر سطح نمونه‌ها باعث کاهش ضریب اصطکاک می‌شود [۱۰]. در اینجا نیز چون نمونه‌ها درون کوره قرار گرفته و پس از یک ساعت به دمای آزمون رسیدند، احتمالاً لایه اکسیدی بسیار نازکی بر سطح پوشش‌ها تشکیل شده که همین لایه باعث کاهش ضریب اصطکاک این لایه شده است.

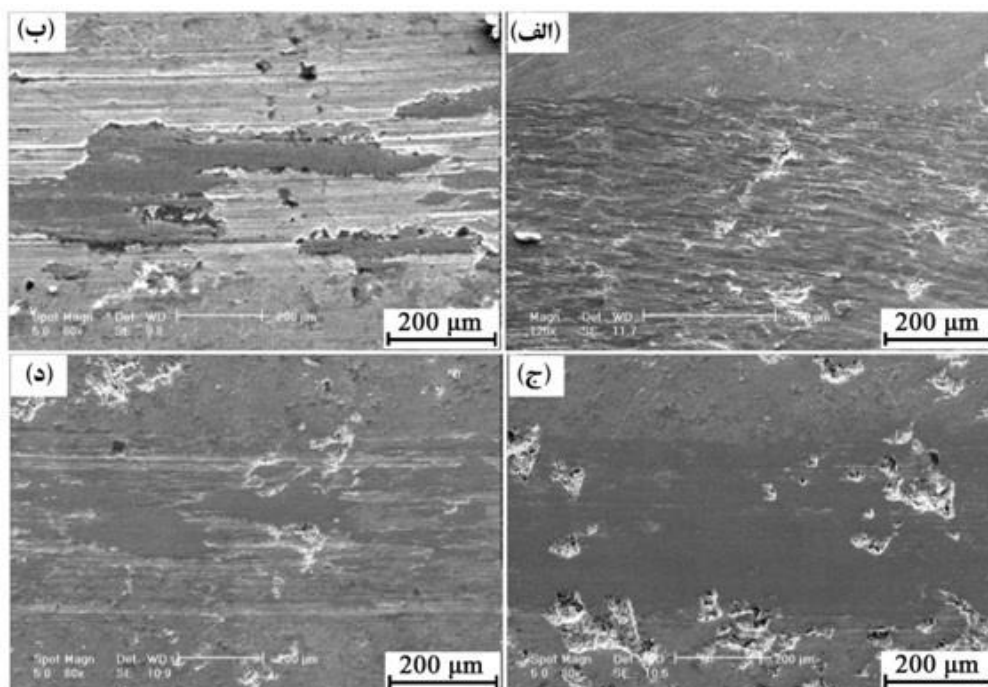
بنا به نظر محققین، عناصری مانند کروم و آلومینیم که پوسته اکسیدی چسبنده‌ای تولید می‌کنند، بیشترین تاثیر را در کاهش ضریب اصطکاک دارند. به همین دلیل پوشش استلایت ۶ به دلیل مقادیر بیشتر کروم، ضریب اصطکاک کمتری را نشان داده است. وجود تماس سرامیک-سرامیک بین گلوله سایش و این لایه اکسیدی باعث افت ضریب اصطکاک در پوشش استلایت ۶ شده است [۵-۱۰]. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح پوشش استلایت ۶ (شکل ۶-ب) وجود یک لایه صاف و چسبنده را در سطح پوشش استلایت ۶ نشان می‌دهد. انجام آنالیز EDS بر سطح این نمونه وجود مقادیر بالای کروم و اکسیژن را در این لایه تایید می‌کند. محققین زیادی همچون پلیزارا^۲ برای این گونه موارد که یک لایه شیشه‌ای از اکسیدهای چسبنده مانند کروم در حین سایش دمای بالا، بر سطح نمونه تشکیل می‌شود، مکانیزم تریبو-اکسید را پیشنهاد داده‌اند [۷-۱۶]. اما در موادی مانند فولاد ۱/۲۳۴۴ که قسمت عمده لایه اکسیدی تشکیل شده را اکسیدهای آهن تشکیل می‌دهند، لایه اکسیدی از چسبندگی و انعطاف‌پذیری کافی برخوردار نبوده و در اثر کنده شدن ذرات اکسیدی از سطح و ایجاد مکانیزم سایش سه جسمی در محل تماس گلوله سایش و پوشش، شیارهای زیادی در روی این

را به کنده شدن ذرات تقویت کننده از زمینه نسبت داده است. همین امر باعث نوسانات شدید ضریب اصطکاک در این پوشش نیز شده است [۱۰].

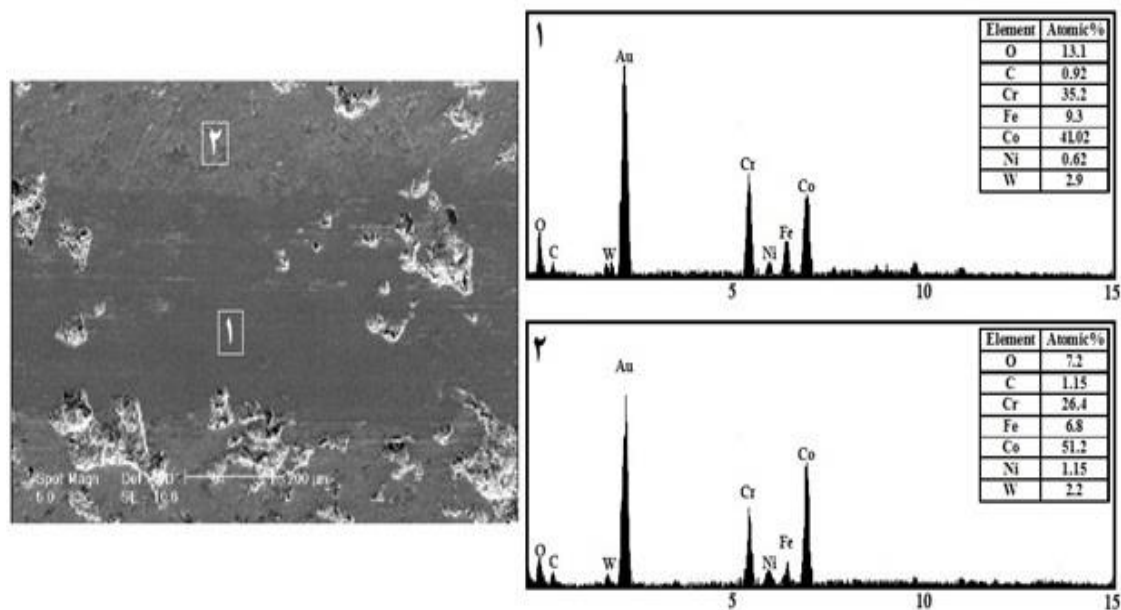
موضوع است که در این پوشش هر دو مکانیزم سایش خراشان و تریبوآکسید فعال بوده اند اما تاثیر آنها به اندازه کافی نبوده است تا بتواند کاهش وزن شدیدی را در نمونه رغم بزند. محققین عدم تشکیل یک لایه تریبوآکسید شیشه‌ای پایدار در اینگونه پوشش‌ها



شکل (۵): نمودار ضریب اصطکاک بر حسب فاصله برای پوشش‌های: (الف): DIN ۱/۲۳۴۴، (ب): Stellite 6 Cladding، (ج): Stellite 6 Thermal، (د): Spray و (د): NiCrBSi پس از سایش در دمای ۷۰۰



شکل (۶): تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شیار سایش: (الف): DIN ۱/۲۳۴۴، (ب): Stellite 6 Cladding، (ج): Stellite 6 Thermal، (د): Spray و (د): NiCrBSi پس از سایش در دمای ۷۰۰°C



شکل (۷): نتایج حاصل از آنالیز طیف سنج انرژی از مسیر سایشی پوشش استلایت ۶ پاشش حرارتی

۴- نتیجه گیری

داشت این امر به وجود ذرات سیلیکاتی و بورایدی که باعث حفظ استحکام این آلیاژ در دمای بالا می‌شود و پوشش تریبوآکسید تشکیل شده بر سطح پوشش نسبت داده شده است. مکانیزم سایش پیش‌بینی شده در این پوشش تریبوآکسید-خراشان می‌باشد.

۱- پوشش NiCrBSi با نشان دادن سختی HV ۸۲۰، نسبت به پوشش‌های دیگر مقادیر سختی بالاتری را دارا بود که این امر به دلیل وجود ذرات ریز سیلیکاتی و بورایدی است که در زمینه آن توزیع شده است.

۵- مراجع

[۱] ح. شفیعی، ح. شفیعی و ع. شفیعی، "بررسی و مطالعه سختی و رفتار سایشی سه پوشش TiN-TiCN-TiN و TiCN، TiN اعمال شده بر روی فولاد ابزار D2 به روش تبخیر پرتو الکترونی EB-PVD"، فرایندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۹، شماره ۱، صفحه ۱۳۱-۱۴۱، بهار ۱۳۹۴.

۲- فولاد ۱/۲۳۴۴ بالاترین نرخ سایش را در بین نمونه‌های مورد بررسی داشت. نرخ سایش این نمونه تقریباً ۹ برابر پوشش NiCrBSi که کمترین نرخ سایش را دارا بوده، می‌باشد. مکانیزم سایش خراشان سه جسمی به عنوان عامل اصلی نرخ بالای سایش در این نمونه تشخیص داده شد.

[2] Y. Birol & D. I'sler, "Response to thermal cycling of CAPVD (Al, Cr) N-coated hot work tool steel", Surface and Coating Technology. doi: 10.1016/j.surfcoat, 06.038, 2010.

۳- پوشش استلایت ۶ که به روش پاشش حرارتی به دست آمده است، با تشکیل یک لایه اکسیدی شیشه‌ای بر سطح پوشش، کمترین ضریب اصطکاک که در حدود ۰٫۲ است را در بین پوشش‌های مورد استفاده نشان داده است. مکانیزم سایش تریبوآکسید عامل اصلی تشکیل این لایه شیشه‌ای بر سطح پوشش استلایت ۶ بوده است.

[3] B. Podgornik, V. Leskov & F. Tehovnik, "Vacuum heat treatment optimization for improved load carrying capacity and wear properties of surface engineered hot work tool steel", Surface & Coatings Technology, doi: 10.1016/j.surfcoat, 11.021, 2014.

۴- نرخ سایش پوشش NiCrBSi ($10^{-6} \text{ mm}^3/\text{Nm}$) ۱٫۱ به دست آمد که کمترین نرخ سایش را در بین پوشش‌های مورد بررسی

- cladding on 17-4 PH stainless steel”, Vol. 509, pp. 4905–4909, 2011.
- [15] G. Marot, J. Lesage & M. Hadad, “Interfacial indentation and shear tests to determine the adhesion of thermal spray coatings”, *Surface & Coatings Technology*, Vol. 201, pp. 2080–2085, 2006.
- [16] M. Pellizzari, D. Cescato & M. G. De Flora, “Hot friction and wear behaviour of high speed steel and high chromium iron for rolls”, Vol. 267, pp. 467–475, 2009.
- [17] W. M. Xian & W. Shuqi, “Selection of Heat Treatment Process and Wear Mechanism of High Wear Resistant Cast Hot-Forging Die Steel”, *Journal of Iron and Steel Research, International*, Vol. 19, pp. 50-56, 2011.
- [4] W. Xu, W. Li & Y. Wang, “Experimental and theoretical analysis of wear mechanism in hot-forging die and optimal design of die geometry”, Vol. 318, pp. 78–88, 2014.
- [5] Y. Birol & D. Isler, “Abrasive wear performance of AlCrN-coated hot work tool steel at elevated temperatures under three-body regime”, Vol. 270, pp. 281–286, 2011.
- [6] F. H. Stott, “The role of oxidation in the wear of metals”, *Tribology International*, Vol. 31, pp. 61–71, 1998.
- [۷] ک. طاهرخانی، خ. محمدی و ح. تارقلی زاده، "بررسی خواص سطحی و سایشی پوشش نیتریدی ایجاد شده بر روی فولاد ابزار گرم کار H11 در روش نیتروژن دهی پلاسمایی پالسی"، فرایندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۰، شماره ۳، صفحه ۲۳-۳۶، پاییز ۱۳۹۵.
- [8] H. Kashani, A. Amadeh & H. M. Ghasemi, “Room and high temperature wear behaviors of nickel and cobalt base weld overlay coatings on hot forging dies”, Vol. 262A, pp. 800–806, 2007.
- [9] Y. Birol, “Thermal fatigue testing of Inconel 617 and Stellite 6 alloys as tooling materials for thixoforming of steels”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 5270A, pp. 1938–1945, 2010.
- [10] Y. Birol, “the use of CrNiCo-based superalloy as die material in semi-solid processing of steels”, *Solid State Phenomena*, Vol. 141A, pp. 289–294, 2008.
- [11] P. Richer, A. Zuniga, M. Yandouzi & B. Jodoin, “CoNiCrAlY microstructural changes induced during Cold Gas Dynamic Spraying”, *Surface & Coatings Technology*, Vol. 203, pp. 364–371, 2008.
- [12] C. J. Li & W. Ya. Li, “Effect of sprayed powder particle size on the oxidation behavior of MCrAlY materials during high velocity oxygen-fuel deposition”, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 162, pp. 31-41, 2002.
- [13] S. Kamal, R. Jayaganthan & S. Prakash, “Mechanical and microstructural characteristics of detonation gun sprayed NiCrAlY + 0.4 wt% CeO2 coatings on superalloys”, *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 122, pp. 262–268, 2010.
- [14] Gholipour, M. Shamanian & F. Ashrafizadeh, “Microstructure and wear behavior of stellite 6

۶- پی نوشت

Cahn
Pellizzari