

تاثیر میزان YSZ بر خواص مکانیکی و مقاومت سایشی پوشش‌های پاشش حرارتی CoNiCrAlY/YSZ پوشش‌دهی شده با روش HVOF

مصطفی طهری

مجتمع آموزش عالی فنی و مهندسی اسفراین

مرتضی شمعیان و مهدی صالحی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله: ۹۲/۰۵/۰۳ - پذیرش مقاله: ۹۳/۰۸/۲۷)

چکیده

در این پژوهش به بررسی تاثیر اضافه کردن تقویت‌کننده اکسیدی YSZ بر خواص مکانیکی و مقاومت به سایش پوشش‌های کامپوزیتی CoNiCrAlY/YSZ پرداخته شده است. بدین منظور در ابتدا برای تهیه پودرهای کامپوزیتی، پودر CoNiCrAlY به همراه مقادیر ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد YSZ به مدت ۲۴ ساعت تحت آسیاب‌کاری مکانیکی قرار گرفت. پس از آماده‌سازی پودرها، پوشش‌های کامپوزیتی و پوشش تجاری به روش پاشش حرارتی HVOF بر روی زیرلایه اینکونل ۶۱۷ پوشش‌دهی شدند. برای ارزیابی ریزساختاری، خواص مکانیکی و مقاومت سایشی پوشش‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به سیستم آنالیز طیف سنج انرژی، آزمون سایش پین بر روی دیسک، سختی سنج و ریزسختی سنج استفاده شد. نتایج نشان داد که اضافه کردن YSZ به پودرها باعث افزایش ذرات ذوب نشده در پوشش‌ها شده است که این امر باعث افزایش تخلخل در پوشش‌های کامپوزیتی شده است. افزودن YSZ تا ۱۰٪ باعث افزایش سختی شده است اما اضافه کردن بیشتر YSZ باعث افزایش بیش از حد تخلخل شده است که این امر منجر به افت سختی در پوشش YSZ ۱۵٪ شده است. اضافه کردن تقویت‌کننده YSZ به پوشش CoNiCrAlY باعث افزایش مقاومت به سایش این پوشش‌ها شده است. در این میان پوشش حاوی ۵٪ YSZ با تشکیل لایه اکسیدی محافظ بر روی سطح کمترین نرخ سایش را از خود نشان داده است.

واژه‌های کلیدی: CoNiCrAlY، YSZ، HVOF، کامپوزیت، سایش.

Study of mechanical properties and wear resistance of HVOF CoNiCrAlY/YSZ coatings

M. Tahari

Esfarayen University of Technology

M. Shamanian and M. Salehi

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

(Received 25 July 2013, accepted 18 November 2014)

Abstract

In this study effect of adding oxide reinforcement YSZ on mechanical properties and wear resistance of CoNiCrAlY/YSZ coating has been investigated. First, for preparing composite powders CoNiCrAlY with 5, 10 and 15% YSZ were mechanical milled 24 hours. The composite coatings and commercial coating were deposited on Inconel 617 substrate with high velocity oxygen – fuel method. The microstructures, wear resistance, mechanical properties and worn surface morphologies of the coatings were comparatively analyzed as well by means of Scanning Electron Microscopy, energy dispersive X-ray analysis, pin-on disc wear test, micro and macro hardness tests. Results show that with increasing YSZ content unmelted particles increased in composite coatings. Adding YSZ to 10%, increase the hardness of composite coatings, but adding more YSZ to 15% increased porosity in coatings which led to decline in hardness. Adding YSZ to CoNiCrAlY coatings has been increased the wear resistance of composite coating, so that 5% YSZ coating with a protective oxide layer on the wear track has shown lowest level of wear rate.

Key words: CoNiCrAlY, YSZ, HVOF, Composite coating, Wear.

E-mail of corresponding author: Fa.tahari@yahoo.com.

مقدمه

یکی از مهم‌ترین پوشش‌های مقاوم به اکسیداسیون دمای بالا و خوردگی داغ پوشش MCrAlY است که M در این پوشش‌ها نماینده Ni یا Co است. این پوشش که نوعی سوپرآلیاژ است با تشکیل لایه محافظ غنی از اکسیدهای آلومینیم و کروم بر روی سطح از خوردگی زیرلایه جلوگیری می‌کند. از مهم‌ترین کاربردهای این پوشش می‌توان به پوشش‌دهی اجزای توربین‌های گازی از جمله پره‌های ثابت و متحرک اشاره کرد [۱]. اما با توجه به خواص اکسیداسیون و خوردگی بسیار مناسبی که این پوشش‌ها از خود نشان می‌دهند استفاده از این پوشش‌ها در دمای محیط نیز ممکن به نظر می‌رسد.

در صنایع امروزی قطعاتی وجود دارند که در شرایطی کار می‌کنند که پدیده‌های خوردگی و سایش به طور همزمان باعث تخریب آن‌ها می‌شوند. از مهم‌ترین این قطعات می‌توان به شیرهای دروازه‌ای و گلوله‌ای در صنایع نفت و گاز اشاره کرد. این قطعات در شرایطی به کار می‌روند که علاوه بر قرار گرفتن در محیط خورنده، دچار سایش توسط ذرات جامد درون سیال نیز می‌شوند. این قطعات معمولاً با پوشش استلایت ۶ که با روش‌های پاشش حرارتی و روکش‌کاری به دست می‌آیند، محافظت می‌شوند [۲]. اما با توجه به قیمت ارزان‌تر پوشش MCrAlY نسبت به استلایت ۶، جایگزینی این پوشش با پوشش MCrAlY مقرون به صرفه‌تر به نظر می‌رسد. اما این پوشش‌ها به دلیل عدم مقاومت به سایش مناسب، ممکن است توسط ذرات معلق درون سیال دچار سایش شده و سرعت تخریب بالایی را از خود نشان دهند. اما تحقیقات انجام شده نشان داده است، استفاده از تقویت‌کننده‌های سرامیکی باعث افزایش سختی و مقاومت به سایش این پوشش‌ها می‌شود. در حال حاضر استفاده از مواد کامپوزیتی فلزی که با ذرات سخت سرامیکی تقویت شده‌اند یکی از مرسوم‌ترین روش‌ها برای افزایش خواص مکانیکی و مقاومت سایشی

پوشش‌ها است. یکی از مهم‌ترین روش‌های مورد استفاده برای تولید پودرهای کامپوزیتی در صنایع امروز، آسیاب‌کاری مکانیکی است [۳، ۱]. امروزه نسل سوم سیستم‌های پاشش حرارتی سوخت - اکسیژن سرعت بالا (HVOF) به طور موفقیت آمیزی برای پاشش حرارتی مواد حساس به اکسیداسیون مانند MCrAlY استفاده شوند. در این روش به دلیل انرژی کینتیکی بالای ذرات پودر، تغییر شکل پلاستیک شدیدی در آن‌ها اتفاق می‌افتد که این امر منجر به تشکیل پوششی کاملاً متراکم می‌شود. تراکم بالای این پوشش‌ها باعث شده است که برای پوشش‌دهی قطعات در معرض خوردگی کاربرد زیادی داشته باشد [۴، ۵]. در صنعت روز استفاده از روش پاشش حرارتی HVOF به دلیل تراکم بالای پوشش و استحکام چسبندگی عالی بین پوشش و زیر لایه، برای پوشش‌دهی مواد مقاوم به سایش نظیر پوشش‌های سرمته WC-Co نیز گسترش زیادی یافته است [۶].

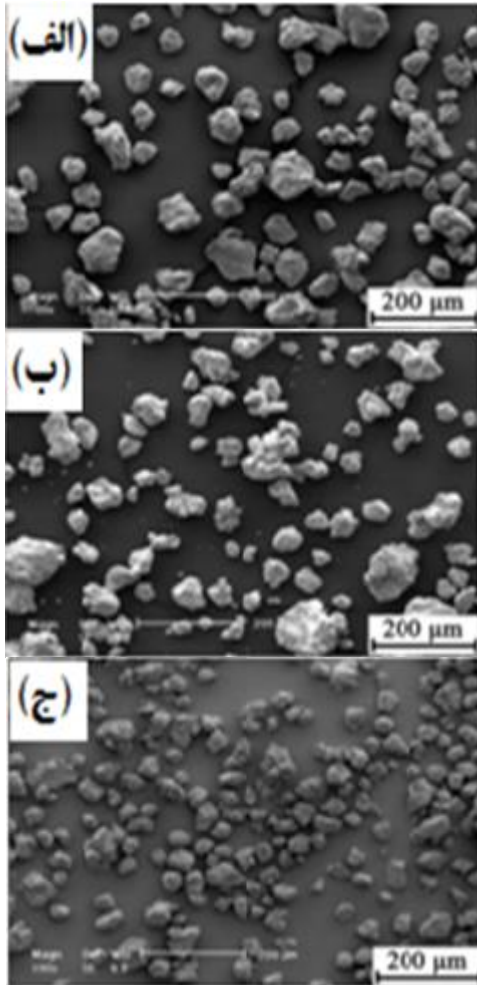
با توجه به مطالبی که ذکر شد استفاده از پوشش‌های MCrAlY که دارای مقاومت به سایش خوبی باشند، به دلیل داشتن مقاومت به خوردگی عالی، می‌توانند برای پوشش‌دهی و بازسازی قطعاتی که در شرایط خوردگی - سایشی قرار دارند مورد استفاده قرار گیرند. با وجود خصوصیات مناسبی که پوشش‌های MCrAlY دارند، تاکنون کاربردهای آن به دمای بالا محدود شده است و تحقیقاتی در زمینه خواص سایشی این پوشش در دمای محیط انجام نشده است، به همین دلیل در این تحقیق خواص سایشی دمای محیط پوشش CoNiCrAlY که توسط ذرات زیرکونیای پایدار شده با ایتریا (YSZ) تقویت شده است، مورد بررسی قرار گرفته است.

مواد و روش آزمایش‌ها

آماده سازی پودرها

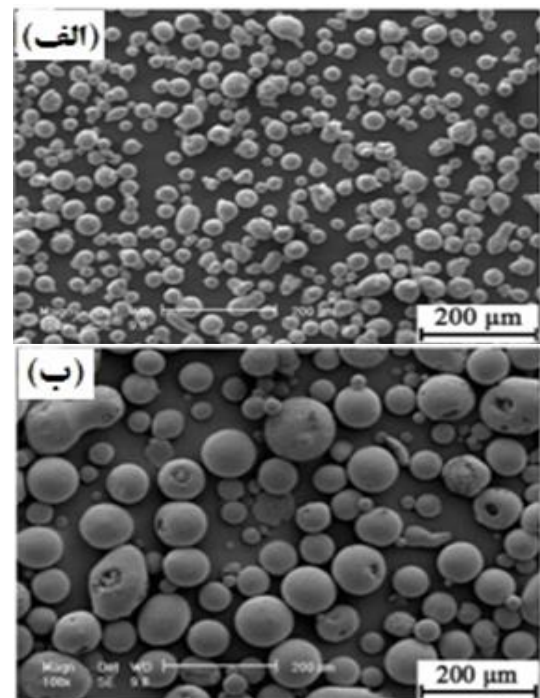
برای آماده سازی پودر کامپوزیتی از روش آسیاب‌کاری مکانیکی استفاده شد. برای این کار از پودرهای

۱ پوشش‌دهی شدند. پارامترهای پوشش‌دهی با استفاده از روش طراحی آزمایش تاگوچی به دست آمده‌اند [۷].



شکل ۲. مورفولوژی پودرهای الف) CoNiCrAlY+5% YSZ، ب) CoNiCrAlY+10% YSZ، ج) CoNiCrAlY+15% YSZ.

YSZ و CoNiCrAlY ساخت شرکت GTV استفاده شد که مخصوص پاشش حرارتی HVOF هستند و مورفولوژی آن‌ها در شکل ۱ دیده می‌شود. آلیاژسازی مکانیکی با استفاده از یک آسیاب گلوله‌ای سیاره‌ای تحت اتمسفر آرگون انجام شد. سرعت آسیاب کاری ۱۸۰ rpm و نسبت گلوله به پودر ۱۰:۱ انتخاب شد. به منظور بررسی تاثیر اضافه کردن YSZ بر خواص پوشش‌کننده استفاده شد. ۱۰ و ۱۵٪ YSZ به عنوان تقویت کننده استفاده شد.



شکل ۱. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از پودر الف) CoNiCrAlY، ب) YSZ.

جدول ۱. پارامترهای استفاده شده برای پوشش‌دهی به روش HVOF.

پوشش	نرخ تزریق اکسیژن (mlit/min)	فاصله پاشش (cm)	نرخ تزریق سوخت (mlit/min)	نرخ تغذیه پودر (g/min)
تجاری	۸۳۰	۳۵	۲۵۰	۵۰
کامپوزیتی	۸۸۰	۳۵	۲۵۰	۵۰

ایجاد پوشش

پودرهای کامپوزیتی تهیه شده به روش آسیاب‌کاری مکانیکی که مورفولوژی آن‌ها در شکل ۲ نشان داده شده است، به همراه پودر تجاری با استفاده از دستگاه HVOF ساخت شرکت Metallization مدل Met-Jet III موجود در شرکت پودرافشان بر سطح زیرلایه اینکونل ۶۱۷ با استفاده از پارامترهای ذکر شده در جدول

مشخصه‌یابی پودرها و پوشش‌ها

تخلخل سنجی پوشش‌ها و بررسی سطوح سایش با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل SEM Philips MI30 مجهز به سیستم آنالیز طیف‌سنج انرژی (EDS) تحت ولتاژ ۴۰kV و جریان ۳۰mA صورت گرفت. به منظور بررسی ذرات پودر و پوشش‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی باید نمونه رسانا باشد تا الکترون‌های جمع شده بر روی سطح از آنجا خارج شود. به همین دلیل نمونه‌ها قبل از قرار گرفتن در محفظه خلأ میکروسکوپ، به وسیله دستگاه پوشش‌دهی پراکنشی، روکشی از طلا بر روی آن‌ها داده می‌شود. سپس به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی و با استفاده از آشکارگرهای الکترون‌های ثانویه (SE) و الکترون‌های برگشتی (BSE) مورفولوژی و ریزساختار نمونه‌ها مورد بررسی قرار 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 ۳۰۰ گرم براساس استاندارد ASTM-E384 انجام شد. برای تعیین چقرمگی شکست فصل مشترک که معیاری از استحکام چسبندگی پوشش-زیرلایه است، از سختی سنجی ویکرز Otto Wolpert با نیروهای مختلف تا زمان ایجاد ترک در اطراف حفره لوزی شکل ناشی از فرورونده دستگاه استفاده شد. برای انجام این آزمون نمونه‌های پوشش داده شده همانند نمونه‌های متالوگرافی ابتدا مقطع خورده و سپس سنباده‌زنی و پولیش شدند. نیروهای ۱۰، ۲۰، ۳۰، ۵۰، ۱۰۰ و ۱۵۰ نیوتن با استفاده از فرورونده ویکرز و با زمان ماند ۱۵ ثانیه برفصل مشترک پوشش-زیرلایه اعمال شد. نیرویی که در آن اولین ترک‌ها در نوک سطح اثر مشاهده شد به عنوان نیروی بحرانی انتخاب شد. برای محاسبه چقرمگی شکست فصل مشترک با استفاده از طول ترک، قطر فرورونده و بار اعمالی، از مدل ایوانس و

ویلشو (گرفته شده از مرجع [۸]) و مطابق با رابطه زیر محاسبه شد:

$$K_C = 0.079 \left(\frac{P}{a^{3/2}} \right) * \log \left(\frac{4.5a}{c} \right)$$

که P نیروی وارده از طرف فرو رونده بر حسب نیوتن، a نصف قطر فرورفتگی (بر حسب متر)، و C طول ترک از مرکز فرو رفتگی است (بر حسب متر). این رابطه در محدوده‌ای قابل قبول است که نسبت c به a بین ۰/۶ تا ۴/۵ باشد.

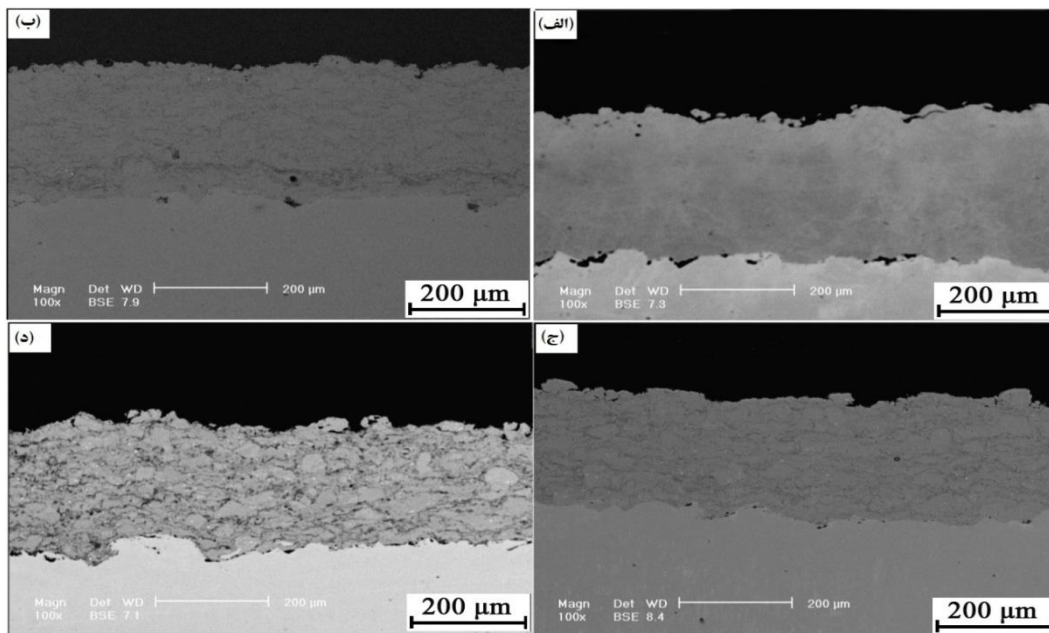
بررسی رفتار تریبولژیکی پوشش‌ها با استفاده از استاندارد ASTM-G99 انجام شد. در این آزمون از گلوله آلومینا (کروندوم) به قطر ۷ mm و با سختی HV ۲۱۰۰، نیروی اعمالی ۵ N و دیسک متحرک با سرعت ۱۰۰۰ m/s استفاده شد. آزمون سایش سرد در مسافت ۱۰۰۰ m و در رطوبت هوای ۲۷±۳ درصد و دمای ۲۲±۲°C انجام گرفت.

نتایج و بحث

مشخصه‌یابی پوشش‌ها

به منظور بررسی خصوصیات پوشش‌ها از جمله، مورفولوژی اسپلت‌ها، ضخامت پوشش، اکسیدشدن اسپلت‌ها در حین پاشش، تخلخل و پیوند پوشش با زیرلایه، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع پوشش‌ها به دست آمد. شکل ۳ تصاویر میکروسکوپی از سطح مقطع پوشش‌های به دست آمده را نشان می‌دهد.

مشاهده می‌شود که تمامی پوشش‌ها ضخامتی در حدود ۲۰۰ μm دارند. تعداد ذرات ذوب نشده در پوشش‌های حاوی YSZ با افزایش مقدار YSZ، افزایش یافته‌اند. این امر نشان می‌دهد که افزایش درصد YSZ منجر به افزایش نقطه ذوب این ذرات شده است که همین امر مانع از ذوب شدن ذرات پودر در طی فرآیند پاشش حرارتی شده



شکل ۳. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از پوشش‌های الف) تجاری، ب) $\text{CoNiCrAlY}+5\% \text{YSZ}$ ، ج) $\text{CoNiCrAlY}+10\% \text{YSZ}$ ، د) $\text{CoNiCrAlY}+15\% \text{YSZ}$.

اکسید شدن عناصر آلیاژی در حین پاشش بوجود آمده‌اند. بعضی از محققین نشان دادند که اکسیدهای تشکیل شده در حین پاشش MCrAlY ، اکسید آلومینیم و اکسیدهای اسپینل AlxYyOz هستند [۱۰، ۱۱]. اما نکته جالب توجه عدم تشکیل لایه اکسیدی در اطراف اسپلت‌های پودر تجاری است. در شکل‌های ۲ و ۳ مشاهده شد که پودر تجاری دارای مورفولوژی کاملاً کروی و سطوحی صاف و یکنواخت است، اما در مقابل پودرهای کامپوزیتی سطوحی زبر و نامنظم دارند که شاید همین زبری‌های سطحی در اثر تماس با شعله به راحتی اکسید شده‌اند ولی در پودر تجاری عدم حضور این مناطق حساس به اکسیداسیون مانع از تشکیل لایه اکسیدی در اطراف اسپلت‌ها شده است.

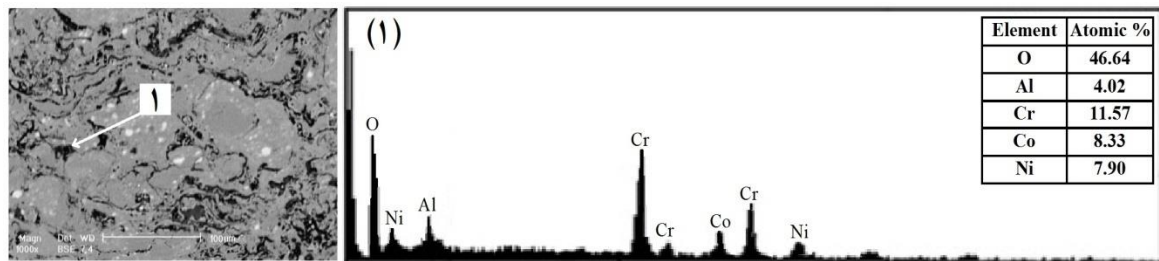
یکی از مهمترین خصوصیات پوشش‌های پاشش حرارتی، تخلخل است که خواص پوشش به شدت به آن بستگی دارد. در حین فرآیند پاشش حرارتی، فضاهای خالی بین اجزای پوشش به وجود می‌آید که باعث ایجاد تخلخل در پوشش می‌شود.

است. البته سمپاد^۱ و همکاران [۹] ذوب شدن یا نشدن ذرات پودر را به ضریب ذوب شدن^۲ (MI) نسبت داده‌اند. براساس این پارامتر، هدایت حرارتی ذرات پودر نیز در تعیین ذوب شدن آن‌ها بسیار مؤثر است. براساس مدل پیشنهادی ایشان، با افزایش هدایت حرارتی پودر احتمال ذوب شدن ذرات بیشتر است. بدیهی است که با اضافه کردن YSZ که یک عایق حرارتی است، ضریب انتقال حرارت پودرها کاهش یابد که همین امر باعث شده است با افزایش YSZ میزان ذرات ذوب نشده در پوشش افزایش یابد.

شکل ۴ نشان می‌دهد که اطراف اسپلت‌ها را لایه‌های سیاه‌رنگی در بر گرفته است. شکل ۴ نتایج آزمون آنالیز طیف سنج انرژی از این مناطق سیاه‌رنگ اطراف اسپلت‌ها را نشان می‌دهد. بررسی میزان عناصری مانند اکسیژن در نتایج آزمون آنالیز طیف سنج انرژی ثابت می‌کند که این لایه‌های سیاه‌رنگ، اکسیدهای فلزی هستند که در اثر

¹ Sampath

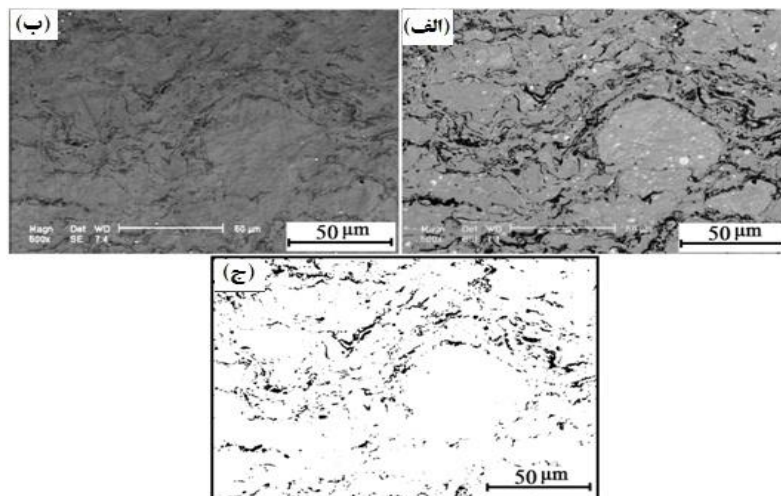
² Melting Index



شکل ۴. نتایج حاصل از آنالیز طیف سنج انرژی از مناطق سیاه‌رنگ اطراف اسپلت‌ها در پوشش CoNiCrAlY+15% YSZ.

شکل ۵ تصاویر SE و BSE از پوشش دارای ۱۵٪ YSZ را نشان می‌دهد. در این تصاویر تفاوت بین تخلخل و لایه‌های اکسیدی به خوبی مشخص است. تصویر گرافیکی حاصل از نرم‌افزار آنالیز تصویری در کنار آن‌ها آمده است و نواحی که پیش‌بینی می‌شود تخلخل باشند، در این تصویر گرافیکی مشخص شده است. برای تمامی نمونه‌ها این روند تکرار شد که نتایج آن در جدول ۲ آورده شده است. مشاهده می‌شود که پوشش تجاری کمترین مقدار تخلخل را دارا است. در شکل ۳ نیز مشاهده شد پوشش تجاری به قدری متراکم است که فاصله بین اسپلت‌ها نیز قابل تشخیص نیست. اما پوشش‌های دارای YSZ به دلیل ذوب نشدن ذرات و مورفولوژی نامناسب آن‌ها تخلخل بیشتری را نشان می‌دهند. این امر با افزایش مقدار YSZ که منجر به افزایش تعداد ذرات ذوب نشده می‌شود، به صورت تصاعدی افزایش می‌یابد.

کنترل تخلخل به شدت به عواملی مانند مورفولوژی و توزیع اندازه ذرات، میزان ذوب شدن و سرعت آن‌ها بستگی دارد [۱۲]. برای اندازه‌گیری تخلخل پوشش از روش آنالیز تصویری استفاده شد. برای تشخیص دقیق تخلخل از یک محل مناسب و بدون کندگی در سطح مقطع تصاویر SE و BSE در بزرگنمایی ۵۰۰ برابر تهیه شد. در این تصاویر دو نوع نقاط تیره رنگ مشاهده می‌شود که کنتراست آن‌ها با یکدیگر متفاوت است. سمپاد و همکاران در تحقیقی که بر روی پاشش حرارتی پودر NiAl انجام دادند، نشان داده‌اند که نقاط تیره رنگ در تصاویر BSE که در تصاویر SE به صورت روشن‌تر ظاهر می‌شوند و دارای عمق هستند، تخلخل می‌باشند. اما نقاطی که در تصاویر BSE دارای کنتراست کمتری بودند و در تصاویر SE به صورت روشن ظاهر می‌شوند، ذرات اکسیدی هستند که در حین پاشش به وجود آمده‌اند [۱۳].



شکل ۵. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع پوشش CoNiCrAlY+15% YSZ (الف) BSE، (ب) SE.

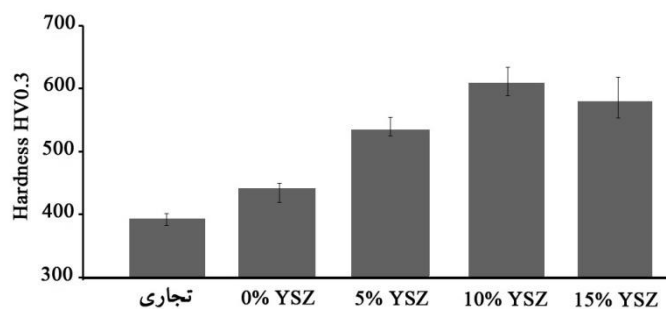
(ج) تصویر گرافیکی حاصل از نرم‌افزار آنالیز تصویری.

جدول ۲. مقادیر تخلخل اندازه‌گیری شده برای پوشش‌ها.

پوشش	تجاری	% ۰ YSZ	% ۵ YSZ	% ۱۰ YSZ	% ۱۵ YSZ
تخلخل	< ۰٫۲	۱٫۲	۱٫۶	۲٫۹	۵٫۴

خوبی نسبت به دیگر روش‌های پاشش حرارتی از خود نشان می‌دهند. به منظور ارزیابی چسبندگی از آزمون چقرمگی فصل مشترک استفاده شد. نتایج حاصل از آزمون چقرمگی فصل مشترک در جدول ۳ آورده شده است. مشاهده می‌شود پوشش حاوی ۱۰٪ YSZ بیشترین و پوشش دارای ۱۵٪ YSZ کمترین چسبندگی را از خود نشان داده است. ماروت و همکاران [۸]، در پژوهشی که بر روی چسبندگی پوشش Al_2O_3-NiCr انجام داده‌اند، مقایسه‌ای بین روش چقرمگی فصل مشترک و روش آزمون کشش انجام دادند که نتایج آن در شکل ۷ آورده شده است. با مقایسه این شکل با نتایج ارایه شده در جدول ۳ بطور تقریبی می‌توان گفت که چسبندگی پوشش‌های مورد بررسی در حدود ۴۰-۵۰ MPa است.

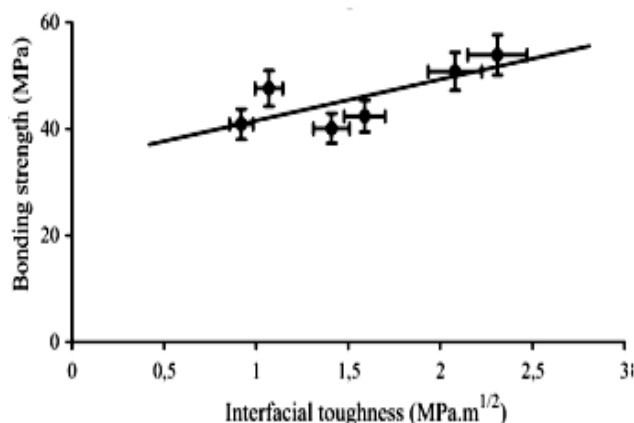
نتایج حاصل از ریزسختی سنجی در شکل ۶ گزارش شده است. مشاهده می‌شود که پوشش تجاری با وجود اینکه کمترین میزان تخلخل را از خود نشان داد، کمترین سختی را دارا است که این امر نشان می‌دهد وجود ذرات تقویت کننده باعث افزایش سختی در پوشش‌های دیگر شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود که با اضافه کردن YSZ به پوشش‌ها با وجود افزایش تخلخل، سختی آن‌ها افزایش می‌یابد. در پوشش ۱۵٪ سرامیک به دلیل بالا بودن میزان تخلخل نسبت به پوشش ۱۰٪ سرامیک اضافه کردن سرامیک تاثیر زیادی بر افزایش سختی نداشته است. یکی از پارامترهای مهم در پوشش‌های روش HVOF، چسبندگی آن‌ها به زیر لایه است. ذرات به دلیل انرژی سینتیکی بالا در این روش، به خوبی با زیر لایه پیوند مکانیکی برقرار می‌کنند و استحکام چسبندگی بسیار



شکل ۶. نمودار میله‌ای ریزسختی سنجی ویکرز پوشش‌ها در بار ۳۰۰ گرم.

جدول ۳. چقرمگی شکست فصل مشترک اندازه‌گیری شده برای پوشش‌ها.

پوشش	تجاری	% ۵ YSZ	% ۱۰ YSZ	% ۱۵ YSZ
چقرمگی فصل مشترک (MPa.m ^{1/2})	۱٫۱±۰٫۱	۱٫۳±۰٫۱	۱٫۵±۰٫۱	۰٫۹±۰٫۲



شکل ۷. رابطه بین چقرمگی فصل مشترک و استحکام پیوند در پوشش $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-NiCr}$ [۱۳].

پلاستیک زیرلایه می‌شود، که این امر باعث قفل شدن اسپلت‌ها به زبری‌های زیرلایه می‌شود. ولی وقتی اسپلت‌ها بطور کامل بر سطح زیرلایه پخش می‌شوند، فشار ناشی از برخورد اسپلت‌ها به سطح به اندازه‌ای نیست که بتواند باعث ایجاد تغییر شکل پلاستیک بر سطح زیرلایه شود در نتیجه حضور ذرات ذوب شده باعث کاهش چسبندگی می‌شوند [۱۵]. البته سوبولیو^۲ و همکاران [۱۶] معتقدند که پخش نشدن ذرات بر سطح زیرلایه، باعث می‌شود که گرمای موجود در ذرات مذاب، در سطح کمی از زیرلایه توزیع شود، این امر باعث می‌شود که ذوب شدن موضعی بر سطح زیرلایه اتفاق بیفتد که باعث افزایش چسبندگی بین مذاب و زیرلایه می‌شود. با توجه به مطالب بیان شده می‌توان گفت که شاید پوشش حاوی ۱۰٪ YSZ به دلیل سختی بالاتر و ذوب شدن کمتر در حین پاشش، توانسته است بطور مناسب‌تری نسبت به پوشش ۵٪ YSZ با زیر لایه تماس حاصل کند. البته تفاوت چسبندگی این دو پوشش آنقدر زیاد نیست که بتوان بطور قاطع در مورد آن‌ها اظهار نظر کرد.

لی و همکاران [۱۴]، نیز در پژوهشی که بر روی چسبندگی پوشش‌های MCrAlY انجام دادند چسبندگی پوشش تجاری را ۴۰ MPa گزارش کرد هاند. با توجه به عدم اتصال مناسب بین پوشش و زیرلایه در نمونه‌های تجاری و ۱۵٪ YSZ که در شکل ۳ مشاهده می‌شود، پایین بودن استحکام چسبندگی در این پوشش‌ها قابل پیش‌بینی بود. نکته جالب توجه اینجاست که پوشش ۱۰٪ YSZ با وجود اینکه دارای ذرات ذوب نشده زیادی است که بطور کامل بر سطح زیرلایه پخش نشده‌اند، چسبندگی بهتری نسبت به پوشش ۵٪ YSZ از خود نشان داده است.

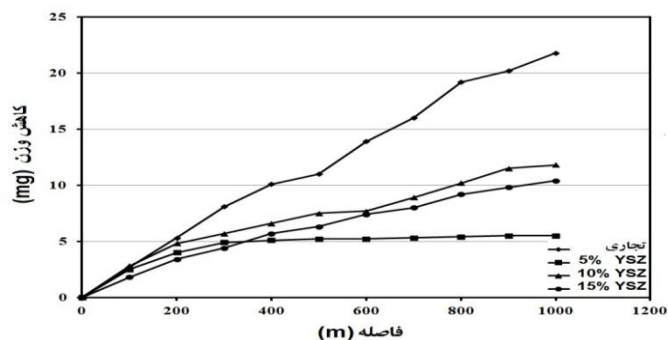
لی و همکاران معتقدند که عواملی مانند سختی، انرژی سینتیکی و چگالی ذرات از پارامترهای مهم و مؤثر بر چسبندگی پوشش هستند. ذرات با چگالی و سختی بالا، در حین برخورد با سطح باعث تغییر شکل پلاستیک زبری‌های سطحی می‌شوند که این امر منجر به ایجاد قفل‌های مکانیکی در فصل مشترک می‌شود. آن‌ها معتقدند که وجود ذرات نیمه مذاب باعث افزایش چسبندگی پوشش به زیرلایه می‌شوند. بر طبق تئوری آن‌ها، ذرات وقتی در حالت نیمه مذاب به سطح برخورد می‌کنند، به مقدار کمی بر سطح زیرلایه پخش می‌شوند، این امر باعث می‌شود که انرژی سینتیکی ذرات بر سطح کمی وارد شود. بالا بودن فشار ناشی از برخورد، باعث تغییر شکل

² Sobolev

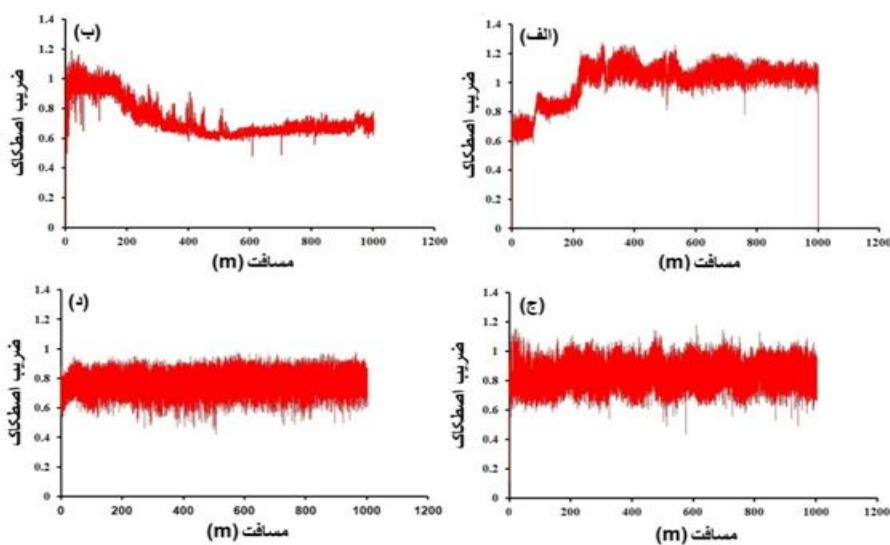
سایش

شکل ۸ نمودار کاهش وزن مربوط به پوشش‌های مورد بررسی در حین آزمون سایش را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که پوشش تجاری بیشترین نرخ سایش را از خود نشان داده است، اما پوشش‌های حاوی YSZ نرخ سایش کمتری را از خود نشان داده‌اند که این امر در پوشش حاوی ۵٪ YSZ بیشتر مشهود است. مشاهده می‌شود که در پوشش حاوی ۵٪ YSZ پس از کاهش وزن زیاد در اوایل مسیر سایش، شیب نمودار که بیانگر نرخ سایش است، به شدت کاهش یافته است، بنحوی که پس از آن، کاهش وزن زیادی از خود نشان نداده است. محققین منحنی مشخصه سایش با این رفتار را به شرایطی نسبت داده‌اند که پوشش در حین سایش دچار کارسختی شود یا لایه اکسیدی سطحی در حین سایش بر روی آن تشکیل شود. با توجه به خصوصیات پوشش‌های CoNiCrAlY احتمال تشکیل لایه اکسیدی بر سطح آن‌ها بیشتر از کارسخت شدن آن‌ها است. احتمال می‌رود در پوشش حاوی ۵٪ YSZ لایه محافظ سطحی اکسیدی در مسیر سایش تشکیل شده است، که این امر باعث شده نرخ سایش پس از مدت کوتاهی به شدت کاهش یابد. البته تشکیل این لایه سطحی در ادامه مورد بررسی بیشتر قرار می‌گیرد. شکل ۹ نمودار ضریب اصطکاک را برای سایش دمای محیط پوشش‌های مورد بررسی نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود نمونه‌های حاوی YSZ ضریب اصطکاک یکنواختی را از خود نشان داده‌اند ولی در مقابل پوشش فاقد YSZ افت و خیزهای زیادی را در حین سایش از خود نشان داده است. بوناچی و همکاران [۱۷] این افت و خیزها را به عوامل متعدد مؤثر در ضریب اصطکاک مانند سایش چسبان، ریزخیش حاصل از زبری سطحی و ریزخیش حاصل از ذرات سایشی مرتبط دانسته‌اند. در نمودار ضریب اصطکاک پوشش تجاری مشاهده می‌شود که ضریب اصطکاک نوسانات زیادی را از خود نشان داده است. پوشش تجاری دارای شکل‌پذیری نسبتاً زیادی است، در نتیجه امکان اتفاق افتادن سایش چسبان و

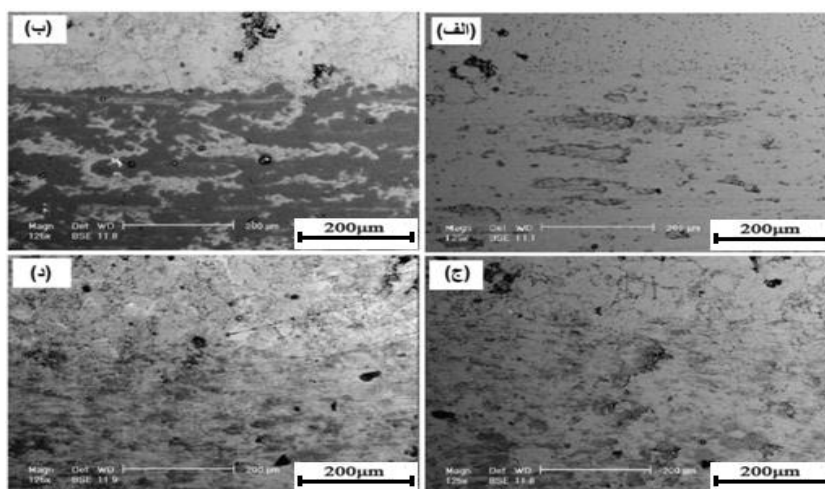
لهیدگی پوشش به اطراف شیار و گلوله وجود دارد. چسبیدن و جدا شدن مداوم گلوله به پوشش باعث افزایش ضریب اصطکاک و نوسانات آن شده است. البته سریناواسانو همکاران [۱۸] معتقدند که در اثر گرمای حاصل از ضریب اصطکاک، دمای محل تماس گلوله با زیرلایه افزایش می‌یابد. افزایش دمای محل اتصال باعث نرم شدن و شکل‌پذیری بیشتر پوشش می‌شود. اما وجود ذرات تقویت کننده در پوشش، پایداری حرارتی آن را افزایش می‌دهد و پدیده نرم شدن کمتر اتفاق می‌افتد. در نمودار ضریب اصطکاک پوشش‌های حاوی ۱۰٪ YSZ و ۱۵٪ YSZ مشاهده می‌شود که ضریب اصطکاک تقریباً یکنواخت و ثابت است. ولی ضریب اصطکاک در این پوشش‌ها نیز مانند پوشش تجاری دارای نوسانات زیادی است. یو و همکاران [۱۹] جدا شدن ذرات تقویت‌کننده از زمینه را دلیل این امر دانسته‌اند. در شکل ۸ مشاهده می‌شود که پوشش حاوی ۵٪ YSZ در ابتدا مقداری افزایش ضریب اصطکاک را نشان داده است، اما پس از مدتی ضریب اصطکاک کاهش یافته و به مقدار ثابتی رسیده است. در شکل ۸ نشان داده شد که در پوشش ۵٪ YSZ پس از گذشت مدت کوتاهی، نرخ سایش به شدت کاهش یافته است. پیش‌بینی می‌شود که تشکیل لایه سطحی اکسیدی که در پیش ذکر شد، باعث شده است که ضریب اصطکاک و در نتیجه نرخ سایش کاهش یابد. ولی اظهار نظر قطعی در این مورد به بررسی‌های بیشتری نیاز دارد. به همین دلیل تصاویر میکروسکوپ الکترونی از مسیر سایش تهیه گردید. شکل ۱۰ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی با آشکارگر الکترون برگشتی از لبه مسیر سایشی پوشش‌های مورد بررسی را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، سطح پوشش‌های تجاری، ۱۰٪ YSZ و ۱۵٪ YSZ کاملاً یکنواخت است و مقدار کمی از ذرات جدا شده از سطح، دوباره به آن چسبیده‌اند. اما در پوشش حاوی ۵٪ YSZ، ذرات جدا شده از سطح دوباره بر روی آن لهیده شده‌اند.



شکل ۸. نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت لغزشی با اعمال نیروی ۵ نیوتنی.



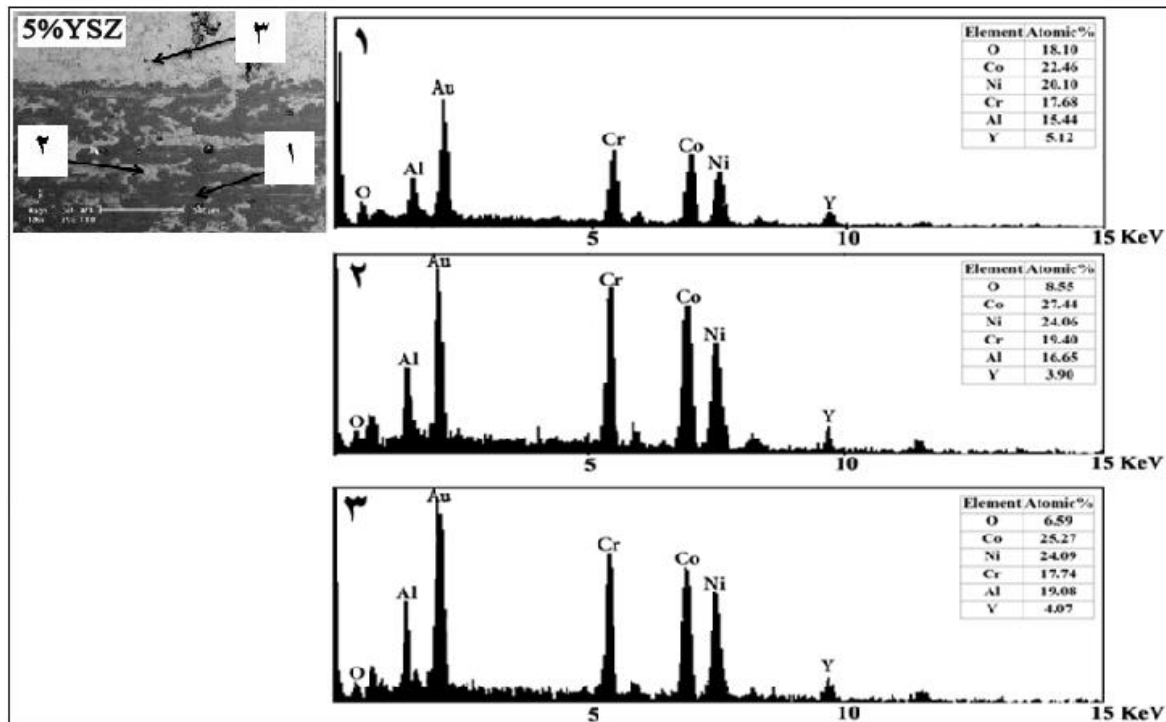
شکل ۹. نمودار ضریب اصطکاک بر حسب فاصله برای پوشش‌های (الف) تجاری، (ب) $\text{CoNiCrAlY} + 5\% \text{YSZ}$ ، (ج) $\text{CoNiCrAlY} + 10\% \text{YSZ}$ ، (د) $\text{CoNiCrAlY} + 15\% \text{YSZ}$.



شکل ۱۰. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی با آشکارگر الکترون برگشتی از لایه مسیر سایشی پوشش‌های (الف) تجاری، (ب) $\text{CoNiCrAlY} + 5\% \text{YSZ}$ ، (ج) $\text{CoNiCrAlY} + 10\% \text{YSZ}$ ، (د) $\text{CoNiCrAlY} + 15\% \text{YSZ}$.

بر روی سطح لهیده شده‌اند و شیارهای ریزی نیز بر روی سطح وجود دارد. همان‌طور که در تصاویر BSE مشاهده می‌شود، ذرات جدا شده رنگ تیره‌تری نسبت به زمینه دارند. در پیش‌نشان داده شد که این ذرات شاید در اثر گرمای ناشی از اصطکاک اکسید شده‌اند. با توجه به تصاویر میکروسکوپی و نمودار ضریب اصطکاک می‌توان گفت احتمالاً مکانیزم سایش غالب در این نمونه از نوع سایش چسبان و سایش تریبوشیمیایی بوده است [۲۰]. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در پوشش‌های حاوی ۱۰٪ YSZ و ۱۵٪ YSZ، مقدار زیادی شیارهای موازی وجود دارد، که مشخصه مکانیزم سایش خراشان است. شاید وجود ذرات سخت YSZ در زمینه و جدا شدن آن‌ها در حین سایش و همچنین کارسخت شدن ذرات سایشی فلزی باعث ایجاد شیارهای موازی در مسیر سایش شده است [۲۰].

شکل ۱۱ آنالیز طیف سنج انرژی (EDS) در نواحی مختلف سطح سایش پوشش ۵٪ YSZ را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که در نواحی تیره رنگ غلظت اکسیژن بیشتر از نواحی دیگر است. (البته نشان دادن غلظت اکسیژن با EDS، با خطا همراه است ولی چون هدف مقایسه است، می‌توان تا حدودی به نتایج اطمینان کرد). این امر نشان می‌دهد که ذرات سایشی که از زمینه جدا شده‌اند در اثر گرمای حاصل از اصطکاک اکسید شده‌اند. در نتیجه می‌توان گفت لایه محافظ تشکیل شده بر سطح، یک لایه اکسیدی است. شاید این لایه اکسیدی با کاهش تماس فلز-سرامیک (پوشش و گلوله) و ایجاد تماس سرامیک-سرامیک باعث کاهش ضریب اصطکاک و نرخ سایش شده است. برای بررسی مکانیزم سایش در پوشش‌های مورد بررسی تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شیار سایش تهیه شدند که در شکل ۱۲ نمایش داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود در نمونه تجاری مقداری از ذرات جدا شده از سطح دوباره

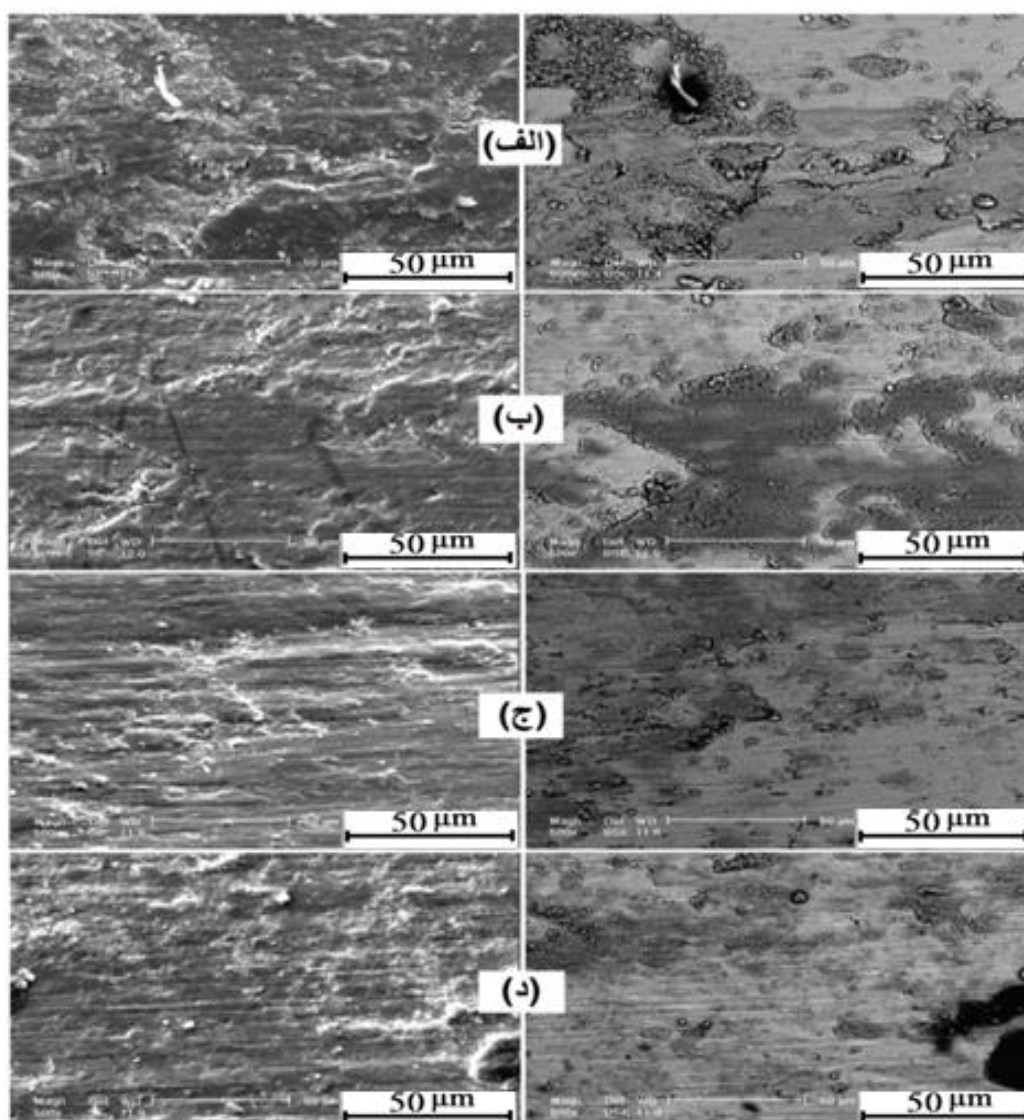


شکل ۱۱. نتایج حاصل از آنالیز طیف سنج انرژی از مسیر سایشی پوشش‌های الف) تجاری، ب) $\text{CoNiCrAlY} + 5\% \text{YSZ}$.

ج) $\text{CoNiCrAlY} + 10\% \text{YSZ}$ ، د) $\text{CoNiCrAlY} + 15\% \text{YSZ}$.

سایش خراشان در پوشش‌های $10\% \text{YSZ}$ و $15\% \text{YSZ}$ شده است. با توجه به شواهد ارایه شده پیش‌بینی می‌شود که پوشش حاوی $5\% \text{YSZ}$ مرز انتقال سایش چسبان به سایش خراشان در بین پوشش‌های مورد بررسی باشد، یعنی سایش خراشان و چسبان به صورت همزمان اتفاق بیفتد. البته با توجه به نتایج آزمون EDS که اکسید شدن ذرات سایشی را نشان می‌دهد می‌توان گفت سایش تریبوشیمیایی در پوشش حاوی $5\% \text{YSZ}$ مکانیزم سایش غالب است.

اما نکته جالب توجه در مکانیزم سایش نمونه حاوی $5\% \text{YSZ}$ است. همان‌طور که مشاهده می‌شود در مسیر سایش این پوشش علاوه بر اینکه ذرات جدا شده زیادی دوباره در اثر فشار گلوله به سطح مسیر سایش چسبیده‌اند، آثار کندگی نیز در مسیر سایش به چشم می‌خورد. همچنین شیارهای موازی که مشخصه سایش خراشان هستند نیز در تصاویر مشاهده می‌شوند. همان‌طور که در پیش ذکر شد اضافه کردن ذرات YSZ، باعث تغییر مکانیزم سایش از سایش چسبان در پوشش تجاری به



شکل ۱۲. تصاویر میکروسکوپی SE (سمت چپ) و BSE (سمت راست) از سطح سایشی پوشش‌های الف) تجاری، ب) $5\% \text{YSZ} + \text{CoNiCrAlY}$ ، ج) $10\% \text{YSZ} + \text{CoNiCrAlY}$ ، د) $15\% \text{YSZ} + \text{CoNiCrAlY}$.

Al Alloy: Effect of the Coating Thickness on the Tribological Properties, Wear, 267(2009) 944-953.

۷. طهری مصطفی، شمعانیان مرتضی، اصلانی بابک، صالحی مهدی، بهبود کیفیت پوشش کامپوزیتی نانوساختار *MCrAlY/YSZ* با استفاده از روش طراحی آزمایش تاگوچی، یازدهمین کنفرانس انجمن هوافضای ایران، تهران، دانشگاه علوم و فنون هوایی شهید ستاری، ۱۳۹۰.

8. G. Marot, J. Lesage, Ph. Démarécaux, M. Hadad, St. Siegmann, M.h. Staia, *Interfacial indentation and shear tests to determine the adhesion of thermal spray coatings*, Surface & Coatings Technology, 201(2006) 2080–2085.
9. W. Zhang, S. A. Sampath, *Universal method for representation of in-flight particle characteristics in thermal spray processes*, Journal of Thermal Spray Technology, 18(2009) 23-34.
10. J. Saaedi, T. W. Coyle, H. Arabi, S. Mirdamadi, J. Mostaghimi, *Effects of HVOF Process Parameters on the Properties of Ni-Cr Coatings*, Journal of Thermal Spray Technology, 19(2009) 521-530.
11. D. Toma, W. Brandl, U. Koster, *Studies on the transient stage of oxidation of VPS and HVOF sprayed MCrAlY coatings*, Surface and Coatings Technology, 121(1999) 8–15.
12. R. F. Bunshah, *Handbook of Hard Coatings: Deposition Technologies, Properties and Applications*, Noyes Publications, New York, USA, 2001.
13. S. Deshpande, S. Sampath, H. Zhang, *Mechanisms of oxidation and its role in microstructural evolution of metallic thermal spray coatings-Case study for Ni-Al*, Surface & Coatings Technology, 200(2006) 5395 – 5406.
14. C. J. Li, A. J. Fu, H. Fukanuma, *Effect of Surface Topography on the Morphology of Plasma Sprayed Splat*, Journal of Thermal Spray Technology, 9(2001) 483-495.
15. C. J. Li, Y.Y. Wang, *Effect of Particle State on the Adhesive Strength of HVOF Sprayed Metallic Coating*, Journal of Thermal Spray Technology, 11(2002) 523-529.

نتیجه گیری

- ۱- افزایش مقدار YSZ باعث افزایش ذرات ذوب نشده در پوشش شد که این امر باعث افزایش تخلخل در این پوشش‌ها شد.
- ۲- افزایش مقدار YSZ تا ۱۰٪ باعث افزایش سختی پوشش گردید اما با افزایش بیشتر مقدار YSZ به دلیل زیاد شدن تخلخل سختی پوشش‌ها تغییر زیادی پیدا نکرد.
- ۳- پوشش CoNiCrAlY/5% YSZ به دلیل تشکیل لایه اکسیدی محافظ در سطح پوشش کمترین نرخ سایش را در بین پوشش‌های مورد بررسی از خود نشان داد.
- ۴- تشکیل لایه اکسیدی محافظ بر سطح پوشش CoNiCrAlY/5% YSZ باعث کاهش ضریب اصطکاک و یکنواخت شدن آن گردید.

مراجع

1. K. Bobzin, T. Schlafer, K. Richardt, M. Bruhl, *Development of Oxide Dispersion Strengthened MCrAlY Coatings*, Thermal Spray Technology, 17 (2008) 853-857.
2. D. W. Wheeler, R. J. K. Wood, *Erosion of hard surface coatings for use in offshore gate valves*, Wear, 258 (2005) 526–536.
3. M. Tahari, M. Shamanian, M. Salehi, *Microstructural and morphological evaluation of MCrAlY/YSZ composite produced by mechanical alloying method*, Journal of Alloys and Compounds, 525(2012) 44-52.
4. L. A. F. Tang, J. M. Schoenung, *Characterization of oxide scales formed on HVOF NiCrAlY coatings with various oxygen contents introduced during thermal spraying*, Scripta Materialia, 51(2004) 25-29.
5. J. Z. L. Zhao, E. Lugscheider, *HVOF spraying of Al₂O₃-dispersion-strengthened NiCr powders*, Surface and Coatings Technology, 182(2004) 72-77 .
6. G. Bolelli, L. Lusvardi, and M. Barletta, *HVOF-Sprayed WC-CoCr Coatings on*

16. V. V. Sobolev, J. M. Guilemany, J. A. Calero, *Development of Coating Structure and Adhesion During High Velocity Oxygen-Fuel Spraying of WC-Co Powder on a Copper substrate*, Journal of Thermal Spray Technology, 9 (2000)100-106.
17. V. Bonache, M. D. Salvador, J. C. Garcia, E. Sanchez and E. Bannier, *Influence of Plasma Intensity on Wear and Erosion Resistance of Conventional and Nanometric WC-Co Coatings Deposited by APS*, Journal of Thermal Spray Technology, ASM International, 2010.
18. M. Srinivasan, C. Loganathan, M. Kamaraj, Q. B. Nguyen, M. Gupta, R. Narayasamy, *Sliding wear behaviour of AZ31B magnesium alloy and nano-composite*, Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 22(2012)60-65.
19. W. Hong-yu, Z. Dun-wen, W. Ming-di, S. Gui-fang, M. Hong, S. Yu-li, *High temperature frictional wear behaviors of nano-particle reinforced NiCoCrAlY cladded coatings*, Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 21(2011) 1322-1328.
20. L. Zhao, M. Parco, E. Lugscheider, *Wear behaviour of Al₂O₃ dispersion strengthened MCrAlY coating*, Surface and Coatings Technology, 184(2004) 298-306.