

بررسی ریز ساختار و خواص سایشی پوشش های NiCrAlY تقویت شده با ذرات Al_2O_3 اعمالی به روش پاشش حرارتی پلاسمایی

رئوف رحیم زاده^۱، علی شفیعی^{۲*}، کامران امینی^{۳،۴}

۱- کارشناسی ارشد، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

۲- استاد، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

۳- دانشیار، مرکز تحقیقاتی مهندسی پیشرفته، واحد شهر مجلسی، دانشگاه آزاد اسلامی، مجلسی، اصفهان، ایران

۴- دانشیار، دانشکده مهندسی مکانیک، واحد تیران، دانشگاه آزاد اسلامی، تیران، اصفهان، ایران

*عهده دار مکاتبات: shafyei577@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۵/۰۷/۱۰، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۵/۱۰/۲۱)

چکیده: سوپرآلیاژها موادی هستند که به طور گسترده در تولید اجزا توربین های گازی و موتورهای هوا در برابر نیروهای مکانیکی و حرارتی بالا استفاده می شوند. یکی از پوشش هایی که در توسعه ی پوشش های سد حرارتی برای سوپر آلیاژها موثر واقع شده پوشش های NiCrAlY است. بهبود خواص مختلف این پوشش های پیشرفته به خصوص در سال های اخیر مد نظر پژوهشگران قرار گرفته است. در این تحقیق به بررسی تأثیر استفاده از پودر NiCrAlY با و بدون تقویت کننده Al_2O_3 با مقادیر ۵، ۱۰ و ۲۰ درصد وزنی بر خصوصیات پوشش های حاصل از روش پاشش حرارتی پلاسمایی پرداخته شده است. به منظور تهیه پودر کامپوزیتی از مخلوط کن استوانه ای بدون گوی و به مدت یک ساعت برای هر پودر استفاده شد. سپس پودر NiCrAlY و پودرهای کامپوزیتی NiCrAlY/ Al_2O_3 که با مقادیر ۵٪، ۱۰٪ و ۲۰٪ آلومینا تقویت شده بودند، بر روی زیرلایه اینکونل ۷۱۸ به روش پاشش حرارتی پلاسمایی پوشش داده شدند. به منظور ارزیابی ریزساختار، توزیع و مورفولوژی پودرها و پوشش های مورد نظر از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد. فازشناسی پودرها و پوشش های حاصله توسط آزمایش پراش پرتو ایکس، سختی پوشش ها توسط روش ریزسختی سنجی ویکرز، تخلخل سنجی با نرم افزار آنالیز تصویری انجام شد. ارزیابی مقاومت سایشی در دمای محیط با استفاده از روش پین روی دیسک تحت بار ۵ نیوتن انجام شد. یافته های پژوهش نشان داد که پوشش های کامپوزیتی NiCrAlY/ Al_2O_3 به دلیل ابعاد و مورفولوژی نسبتاً متفاوت پودرهای تشکیل دهنده، بر خلاف پودر NiCrAlY دارای تخلخل بیشتری هستند، اما از نظر خواص سایشی و مکانیکی به دلیل وجود فاز تقویت کننده، بهبود چشمگیری در پوشش های کامپوزیتی مشاهده شد. ارزیابی رفتار سایشی پوشش ها نشان داد که پوشش حاوی Al_2O_3 ۱۰٪، با نرخ سایش $10^{-6} \times 37 \text{ (mm}^3/\text{Nm)}$ مقاومت به سایش بهتری نسبت به دیگر پوشش ها مخصوصاً پوشش حاصل از پودر بدون تقویت کننده با نرخ سایش $10^{-6} \times 114 \text{ (mm}^3/\text{Nm)}$ داشته است.

واژه های کلیدی:

پاشش حرارتی، NiCrAlY، اکسید آلومینیوم، سایش دمای محیط.

۱- مقدمه

حرارتی بالا استفاده می شوند که ممکن است در اثر شوک حرارتی آسیب ببینند، یکی از پوشش های لایه واسط که به

سوپرآلیاژها موادی هستند که به طور گسترده در تولید اجزا توربین های گازی و موتورهای هوا در برابر نیروهای مکانیکی و

اکسیژن محافظت می‌کند. سعیدی و همکارانش [۷] اکسیداسیون دمای بالا و تاثیر عملیات سطحی پس از پاشش حرارتی به ویژه در چگونگی تشکیل و رفتار لایه Ni-Al را مورد بررسی قرار دادند. خلیفه سلطانی [۸] و همکاران نیز رفتار سینتیکی اکسیداسیون ایزوترم دمای بالای این پوشش ها را بررسی نمودند.

علی‌رغم خصوصیات مناسبی که برای اکسید آلومینیوم وجود دارد، تاکنون مطالعات قابل قبولی در خصوص استفاده از این سرامیک به عنوان تقویت‌کننده برای MCrAlY انجام نشده است. استفاده از این تقویت‌کننده می‌تواند بر روی خواص پوشش مانند سختی، مقاومت به سایش، استحکام، چقرمگی شکست و دیگر خصوصیات پوشش تأثیر مثبت بگذارد، به همین دلیل هدف از این پژوهش توسعه پوشش های تقویت شده با اکسید آلومینیوم و افزایش مقاومت به سایش آن‌ها می‌باشد.

۲- مواد و روش انجام تحقیق

به منظور انجام این پژوهش پودرهای کامپوزیتی با استفاده از روش مخلوط کردن آماده شدند. بدین منظور پودر NiCrAlY با میانگین اندازه ذرات $100-50 \mu\text{m}$ به همراه درصد‌های مختلفی از Al_2O_3 (۵٪، ۱۰٪ و ۲۰٪ وزنی)، با میانگین اندازه $50-20 \mu\text{m}$ و بدون Al_2O_3 به مدت یک ساعت تحت آسیاب کاری در دستگاه میکسر استوانه ای بدون گوی، جهت حفظ مورفولوژی کروی و ابعاد پودر های اولیه قرار گرفتند. جهت اعمال پوشش های مورد نظر از روش پاشش حرارتی APS استفاده شد و سوپراآلیاز اینکونل ۷۱۸ به عنوان زیرلایه انتخاب شد. جهت بررسی‌های ریزساختاری و ریز سختی سنجی، نمونه‌های مستطیل شکل با ابعاد $30 \times 15 \times 5 \text{mm}^3$ تهیه شدند. نمونه‌های آزمون سایش براساس استاندارد ASTM-G99 به شکل دیسکی با قطر ۵۰ mm تهیه شدند. نمونه‌های آزمون سایش قبل از پوشش دهی سنگ-زنی شدند تا دو سطح آن کاملاً موازی یکدیگر شوند. به منظور افزایش چسبندگی پوشش به زیرلایه، قبل از پوشش دهی، سطح

خصوص در سال‌های اخیر در توسعه‌ی پوشش های سد حرارتی موثر واقع شده پوشش های MCrAlY است. در این پوشش ها نماینده عناصری مانند Ni، Fe، Co و یا ترکیبی از آن‌ها است [۱-۴]. در بعضی از قسمت‌های توربین‌های گازی پوشش های سد حرارتی بدون لایه فوقانی استفاده می‌شود. یکی از مهمترین عوامل تخریب پوشش های سد حرارتی در این قسمت‌ها، پایین بودن خواص مکانیکی و مخصوصاً مقاومت سایشی لایه ی MCrAlY است. از مهمترین مطالعاتی که برای بهبود خواص سایشی پوشش MCrAlY انجام شده است، استفاده از تقویت-کننده‌های سرامیکی است [۱].

تنگ و همکارانش [۳] پوشش NiCrAlY اعمال شده به روش HVOF بر اینکونل ۷۱۸ با مقادیر متفاوت اکسیژن را مورد بررسی قرار دادند، میزان اکسیژن در این بررسی ۳، ۱۱، ۲۱ و ۲۰ لیتر بر دقیقه بوده است. نتایج تست اکسیداسیون در دمای 1000°C به مدت ۱۰۰۰ ساعت نشان داد که پوسته اکسیدی متراکم $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ زمانی که میزان اکسیژن کم است تشکیل شده است، در مقادیر متوسط اکسیژن، لایه NiAl ، Cr_2O_3 / Cr_2O_4 روی لایه $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ تشکیل شد و با افزایش میزان اکسیژن لایه رویی متخلخل شده است.

در مطالعه دیگر سریدهار و همکارانش [۵] رفتار خوردگی داغ پوشش NiCrAlY با ذرات YSZ و Al_2O_3 را که به روش پلاسما بر زیرلایه اینکونلی پاشش داده شده بود را مورد مقایسه قرار دادند. در این بررسی درصد وزنی ۲۵YSZ، ۵۰ و ۷۵٪ و درصد وزنی Al_2O_3 ۲۵٪ انتخاب شد، دمای آزمون خوردگی داغ 800°C و نمک مورد استفاده Na_2SO_4 و V_2O_5 با نسبت وزنی ۱:۱ بود، نتایج نشان داد که YSZ خوردگی داغ پوشش را افزایش داده است و Al_2O_3 مقاومت خوردگی داغ بهتری نسبت به YSZ دارد. پارتس و همکارانش [۶] با بررسی رفتار اکسیداسیون پوشش NiAlCrY که به روش لیزر بر هاستلوی x روکش کاری شد به این نتیجه دست یافتند که پوشش موجود عاری از تخلخل بوده و در دمای 1100°C و زمان ۴۵۰ ساعت لایه اکسیدی Al_2O_3 تشکیل شده که زیرلایه را در برابر نفوذ

Δm : کاهش وزن بر حسب میلی گرم

ρ : چگالی بر حسب gt/cm^3

l : مسافت طی شده بر حسب متر

$$W_r = \Delta m / (\rho \times l \times F) \times 10^6 \quad (1)$$

به منظور شناسایی فازهای موجود از پراش پرتو ایکس (XRD) استفاده شد. آزمایش های پراش پرتوی ایکس با استفاده از دستگاه پراش پرتو ایکس مدل Philips X'Pert-MPD تحت ولتاژ ۴۰kV و جریان ۳۰mA انجام شد. در تمام آزمایش ها از پرتو ایکس Cu K α تکفام با طول موج $1/5406 \text{ \AA}$ استفاده شد. اندازه گام ۰/۰۵ درجه، زمان توقف در هر گام ۱ ثانیه و محدوده روبش (۲ θ) بین ۸۰-۲۰ درجه انتخاب شد. مورفولوژی و ریزساختار سطح مقطع پودر و پوشش با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Philips SEM XL30 و آزمون طیف سنجی تفکیک انرژی (EDS)، Scan Line و Xray Map توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی SERON مدل AIS2300C و نیز بررسی های عمومی متالوگرافی توسط میکروسکوپ نوری (OM) انجام شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- مشخصه یابی و بررسی ساختار پوشش ها

در بخش قبل ذکر شد که برای پوشش دهی از چهار نوع مخلوط پودری استفاده شد. با توجه به لزوم حفظ ماهیت خود پوشش های NiCrAlY درصد های پایینی از تقویت کننده در نظر گرفته شد، تا بتوان ضمن حفظ خواص پوشش به بررسی امکان ارتقا خواص دیگر از جمله خواص سایشی و مکانیکی بوسیله آلومینا پرداخت. همینطور سعی شد، در سه مرحله میزان تقویت کننده پوشش ها دو برابر یعنی از ۵ به ۱۰ و ۲۰ درصد افزایش یابد تا امکان پیشنهاد درصد بهینه ای از تقویت کننده نیز بررسی شده باشد.

نمونه های متالوگرافی و آزمون سایش توسط ذرات SiC ماسه-پاشی شدند.

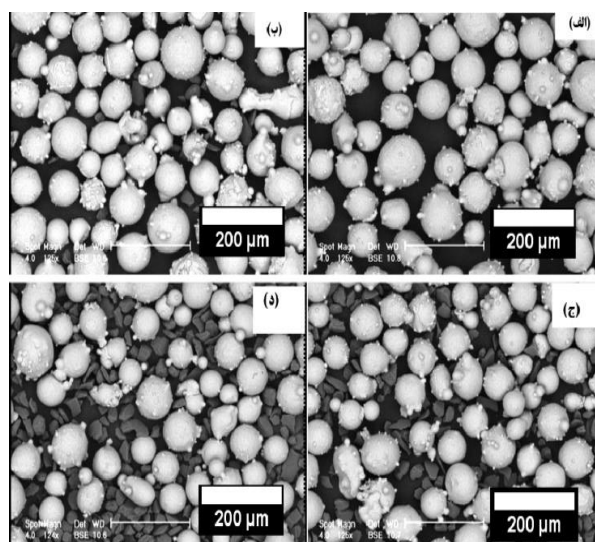
پودر با و بدون سرامیک با پارامترهای بهینه شده شرکت پودرافشان پوشش دهی شدند. پارامترهای پوشش دهی برای تمامی پودرها یکسان و برابر با، ولتاژ ۵۳ ولت، جریان ۶۰۰ آمپر، نرخ شارژ آرگون ۵۵ لیتر بر دقیقه و نرخ تغذیه پودر ۳۰ گرم بر دقیقه در نظر گرفته شد. علت استفاده از جریان ۶۰۰ و ولتاژ ۵۳ این امر بود تا درجه حرارت تولیدی سیستم پاشش حرارتی مناسب باشد زیرا درجه حرارت پایین باعث افزایش شدید ذرات ذوب نشده و افت نهایی کیفیت پوشش ها می گردد. برای پوشش دهی نمونه ها از روبشگر افقی و عمودی استفاده و سرعت حرکت روبشگر در جهت افقی ۵ m/min انتخاب شد. علت اینکه سرعت حرکت روبشگر پایین انتخاب شد افزایش نرخ رسوب در یک پاس بود. تقریباً همگی پوشش ها از ۵ پاس پوشش دهی تهیه شدند. فاصله پاشش نیز ۱۲cm در نظر گرفته شد.

برای انجام آزمایش میکروسختی از دستگاه ریزسختی سنج ویکرز ساخت شرکت Buehler استفاده شد. برای بالا بردن دقت سختی محاسبه شده و جلوگیری از خطای اندازه گیری، سطح نمونه ها تا سنباده شماره ۱۲۰۰ سنباده زنی و سپس پولیش شدند. نیروی اعمالی در این روش برای نمونه های پوشش داده شده ۳۰۰ گرم در نظر گرفته شد. زمان اعمال نیرو بر سطح نمونه ها توسط فرورونده ویکرز ۱۵ ثانیه در نظر گرفته شد.

تخلخل پوشش اعمالی با استفاده از نرم افزار آنالیز تصویری Image J محاسبه شد. آزمون سایش به روش گلوله روی دیسک با استفاده از گلوله آلومینا (کروندوم) به قطر ۷mm و با سختی HV ۲۱۰۰، نیروی اعمالی ۵ N و دیسک متحرک با سرعت ۰/۰۸m/s در مسافت ۵۰۰m و در شرایط خشک توسط دستگاه سایش مدل wear co. 93 مجهز به نرم افزار ثبت ضریب اصطکاک CDT25 انجام شد. نرخ سایش به عنوان معیار مقایسه مقاومت به سایش نمونه ها انتخاب و از طریق رابطه ۱ [۹] محاسبه شد که در آن:

$$W_r: \text{نرخ سایش بر حسب } mm^3/Nm$$

ذرات Al_2O_3 تیره و ذرات سنگین تر $NiCrAlY$ ، روشن تر دیده می شوند.



شکل (۱): تصاویر الکترون برگشتی (BSE) میکروسکوپ الکترونی روبشی از پودر: (الف): $NiCrAlY$ ، (ب): $NiCrAlY+5\% Al_2O_3$ ، (ج): $NiCrAlY+10\% Al_2O_3$ و (د): $NiCrAlY+20\% Al_2O_3$

شکل ۲ و ۳ تصاویر میکروسکوپی از سطح مقطع پوشش های به دست آمده را نشان می دهد. مشاهده می شود که تمامی پوشش ها ضخامتی در حدود ۱۸۰ الی ۲۲۰ میکرومتر دارند.

مطابق شکل ۲ در سطح مقطع پوشش ها، دو نوع اسپلت به چشم می خورد. اسپلت هایی که در حالت مذاب به سطح زیرلایه و پوشش برخورد کرده اند، مورفولوژی با نسبت طول به عرض زیاد دارند و به طور کامل بر سطح زیرلایه پخش شده اند. این اسپلت ها منجر به تشکیل ساختار لایه لایه در پوشش شده اند. اما اسپلت هایی که به طور کامل ذوب نشده اند، به صورت نیمکره یا نسبتاً کروی در پوشش ظاهر شده اند. در شکل ۳ مشاهده می شود که پوشش فاقد Al_2O_3 دارای ساختار کاملاً لایه ای است که این امر بیانگر این موضوع است که ذرات پودر در حین پاشش به صورت کاملاً مذاب درآمده اند. نکته ی دیگر آن است که تعداد ذرات ذوب نشده در پوشش های حاوی Al_2O_3 با افزایش مقدار

این مخلوط های پودری شامل پودر $NiCrAlY$ به همراه مقادیر ۰٪، ۵٪، ۱۰٪ و ۲۰٪ Al_2O_3 بود. کامپوزیت پودر $NiCrAlY$ و مقادیر مختلف Al_2O_3 هر یک به صورت مجزا در زمان یک ساعت در مخلوط کن استوانه ای بدون گوی قرار گرفت. سپس پودرهای به دست آمده با میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت که تصاویر مربوطه در شکل ۱ آورده شده است.

به طور کلی یکی از نکات مهم در کیفیت پوشش های پاشش حرارتی مورفولوژی و ابعاد پودر های مورد استفاده می باشد. مناسب ترین شکل برای این پودر ها مورفولوژی کروی است علت این امر امکان مناسب این پودرها در حرکت درون فیدر و گان دستگاه های پاشش حرارتی و نیز حرکت مناسب از نوک گان تا سطح قطعه و نهایتاً ذوب سطحی و قرار گرفتن مناسب روی سطح زیر لایه است. موضوعی که عدم رعایت آن به خصوص در فرآیند هایی مثل آسیاب کاری با گلوله که مورفولوژی ذرات پودر را تغییر می دهد سبب ایجاد مشکلات فراوان از جمله افزایش شدید تخلخل و غیر یکنواختی پوشش می گردد. مورفولوژی ذرات پودر پس از این آسیاب کاری ها عموماً به شکل ورقه ای یا پلیسه ای با ابعاد متفاوت از شرایط مطلوب برای پاشش حرارتی است لذا برای فرایندهایی که نیاز به ایجاد، ساخت و تشکیل یک ترکیب بین فازی یا فازی جدید از ذرات نیست، استفاده از آسیاب های گلوله ای برای تهیه ی پودر نهایی پاشش حرارتی مناسب نمی باشد.

همان گونه که در شکل ۱ مشاهده می شود ذرات کروی $NiCrAlY$ و ذرات گوشه دار Al_2O_3 می باشند. نکته قابل توجه آن است که مورفولوژی ذرات پس از مخلوط سازی همچنان کروی است که این امر تاثیر به سزایی در کیفیت مطلوب پوشش پس از پاشش دارد.

شکل ۱ از الکترون های برگشتی در میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه شده، در این حالت تصویری (BSE) تصویر سازی بر مبنای اختلاف وزن فازها می باشد و فاز های سبک تر تیره و فازهای سنگین روشن تر دیده می شوند. لذا در این تصاویر

شکل که مربوط به پوشش بدون آلومینا است مشاهده می شود که Al مربوط به خود پوشش NiCrAlY به صورت کاملاً لایه ای در نواحی مختلف ذوب شده و می تواند تاثیرات مربوطه را به خوبی در ساختار ایجاد نماید. در قسمت ب نیز محل تجمع آلومینیوم به صورت کروی بیانگر توزیع یکنواخت تقویت کننده Al_2O_3 در درون ساختار می باشد.

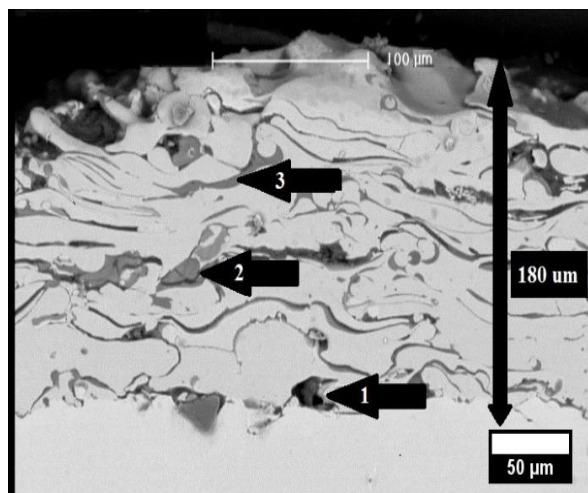
جهت مقایسه کیفی تخلخل های موجود در پوشش های مختلف از سه محل مناسب و بدون کندگی در سطح مقطع تصاویر SE و BSE در بزرگنمایی ۵۰۰ برابر تهیه شد.

شکل ۶ تصاویر SE و BSE از پوشش دارای $Al_2O_3/20\%$ را نشان می دهد. در این تصاویر تفاوت بین تخلخل و لایه های اکسیدی به خوبی مشخص است. تصویر گرافیکی حاصل از نرم افزار آنالیز تصویری در کنار آن ها آمده است و نواحی که پیش بینی می شود تخلخل باشند، در این تصویر گرافیکی مشخص شده است. برای تمامی نمونه ها این روند تکرار شد که میانگین نتایج آن با درصد خطای تقریبی $\pm 0/2$ درصد در جدول ۱ آورده شده است. مشاهده می شود که پوشش بدون آلومینا کمترین مقدار تخلخل را دارند.

جدول (۱): مقادیر تخلخل اندازه گیری شده برای پوشش ها

پوشش	Al_2O_3 %0	Al_2O_3 %5	Al_2O_3 %10	Al_2O_3 %20
تخلخل	$1/0 \pm 7/2$	$2/0 \pm 6/2$	$3/0 \pm 1/2$	$4/0 \pm 8/2$

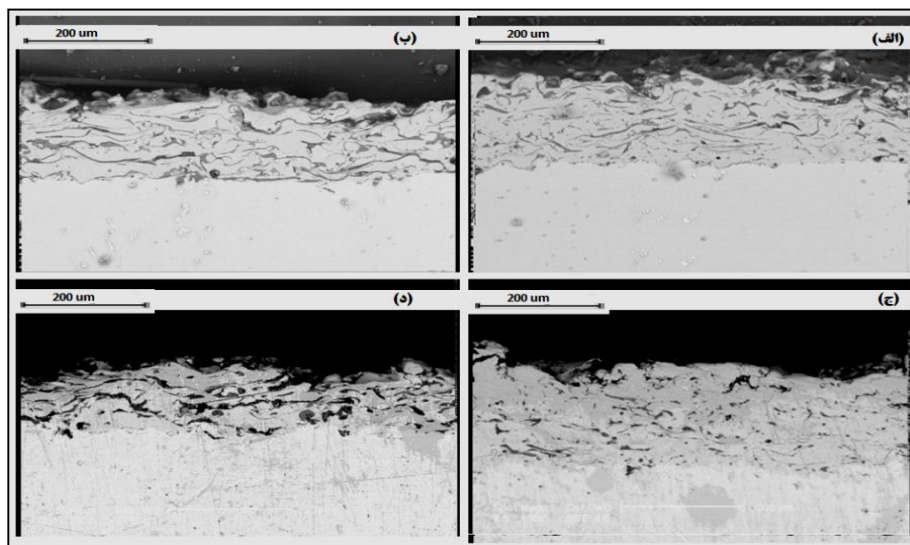
Al_2O_3 ، افزایش یافته اند. بالا بودن نقطه ذوب مانع از ذوب شدن ذرات پودر در طی فرایند پاشش حرارتی شده است.



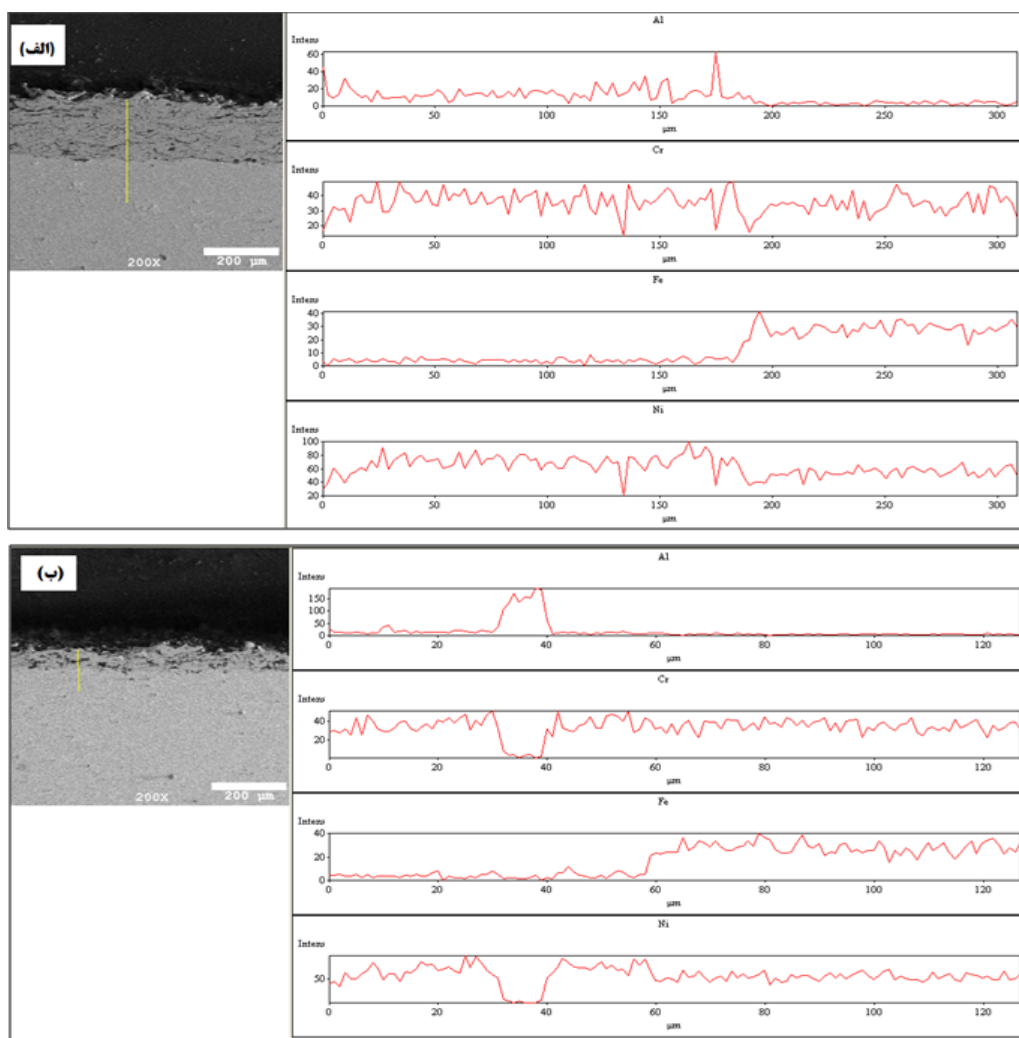
شکل (۲): تصویر الکترون برگشتی (BSE) میکروسکوپ الکترونی روبشی از پوشش NiCrAlY+10%Al₂O₃: نقطه (۱): تخلخل، نقطه (۲): اسپلت های ذوب نشده و نقطه (۳): اسپلت های ذوب شده

شکل ۴ آنالیز خطی از مقاطع پوشش نمونه های بدون آلومینا و با ۱۰ درصد آلومینا را نشان می دهد. در این شکل مشاهده می شود که در نمونه بدون آلومینا توزیع ذرات Al نسبتاً یکنواخت بوده و با رسیدن به زیر لایه درصد حضور Al تقریباً صفر می گردد. در نمونه NiCrAlY/10Al₂O₃ عمداً خط آنالیز با عبور از یک ذره Al_2O_3 انتخاب شده که مشاهده می شود در سایر نقاط رفتار شبیه نمونه قبل است ولی با گذر از این ذره به افزایش درصد آلومینیوم مشهود می گردد. برای عنصر Fe نیز حضور در زیر لایه و عدم حضور در پوشش مشهود است که البته با توجه به مقایسه درصد Al و Fe می توان ضخامت دقیق پوشش را نیز محاسبه نمود. از دیگر نکات قابل تحلیل می توان به توزیع نسبتاً یکنواخت سایر عناصر از جمله Ni و Y، که هم در این شکل و هم در شکل ۵ که عناصر مختلف است اشاره نمود.

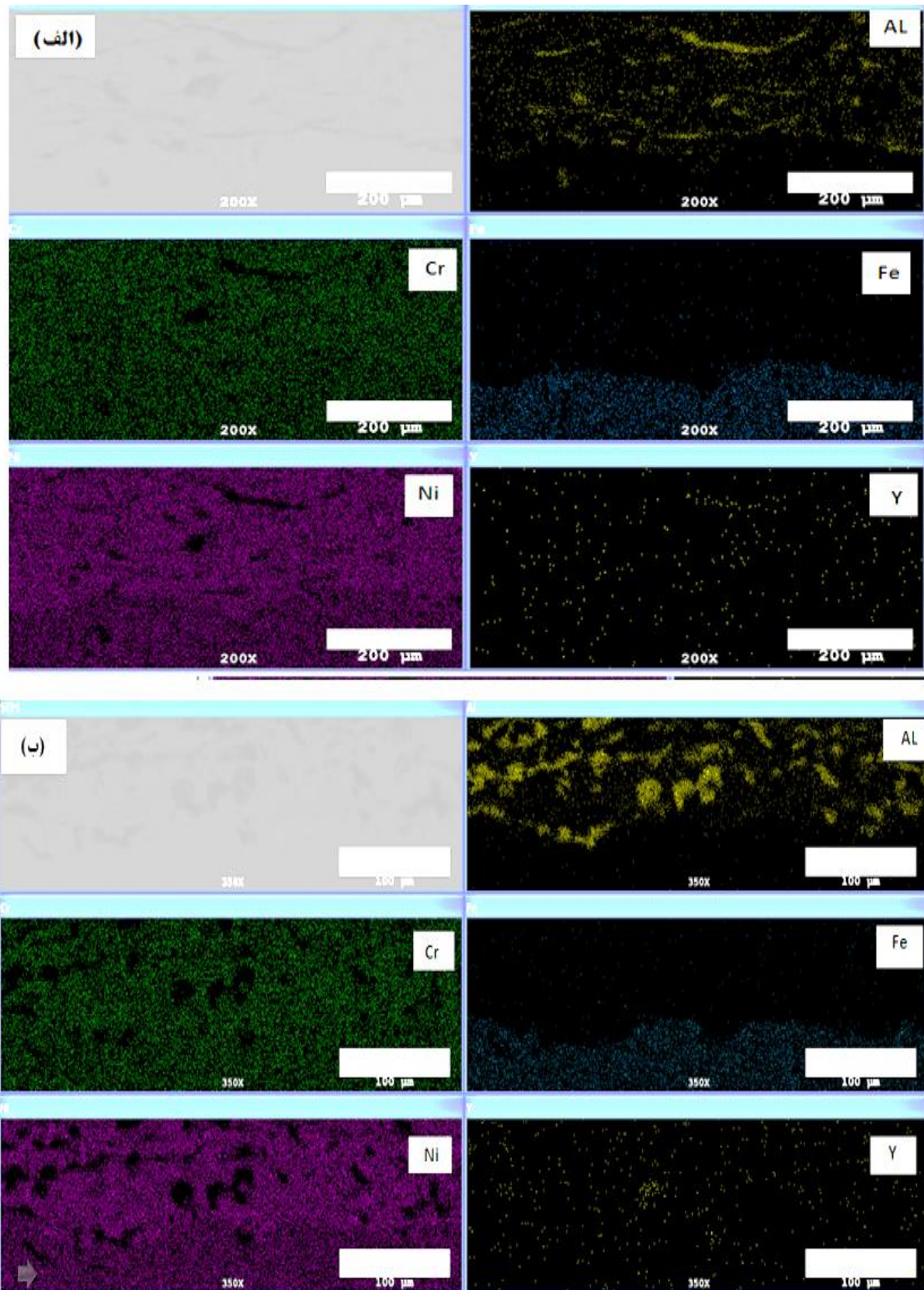
در شکل ۵ نیز به خوبی می توان چگونگی توزیع ذرات Al_2O_3 را از مقایسه Xray Map مربوط به آلومینیوم در دو نمونه ی بدون آلومینا و ۲۰ درصد مشاهده نمود. در قسمت الف این



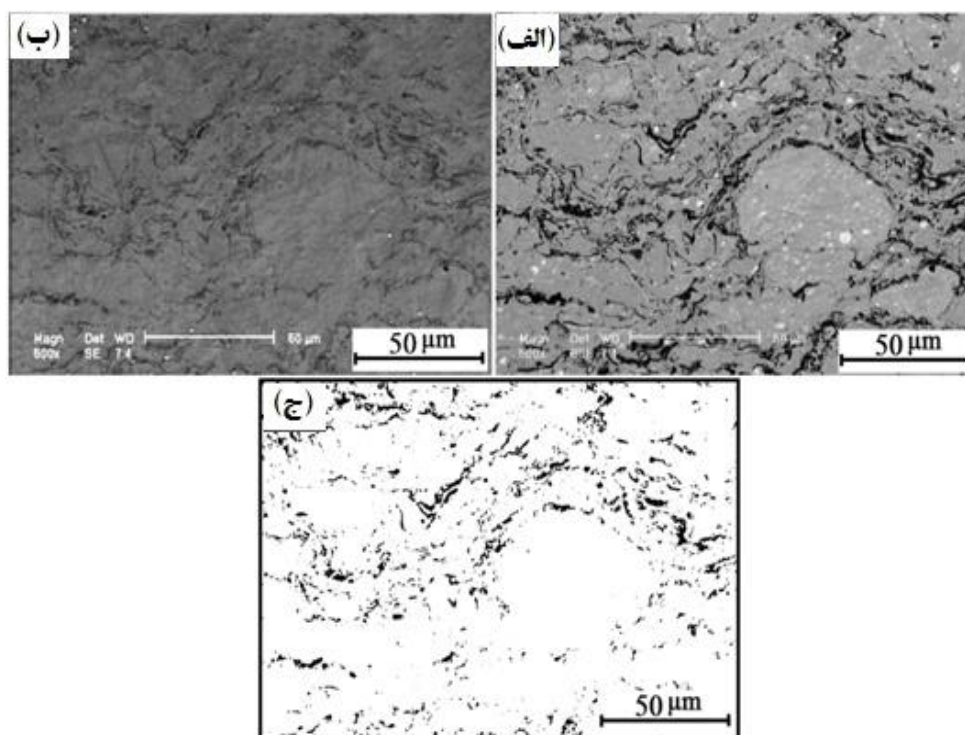
شکل (۳): تصاویر الکترون برگشتی (BSE) میکروسکوپ الکترونی روبشی از پوشش: (الف): NiCrAlY، (ب): Al_2O_3 +5%، (ج): Al_2O_3 +10%، (د): Al_2O_3 +20%



شکل (۴): آنالیز خطی از پوشش (الف): NiCrAlY و (ب): NiCrAlY +10% Al_2O_3



شکل (۵): آنالیز Xray Map از پوشش: (الف): NiCrAlY و (ب): NiCrAlY+20%+Al₂O₃



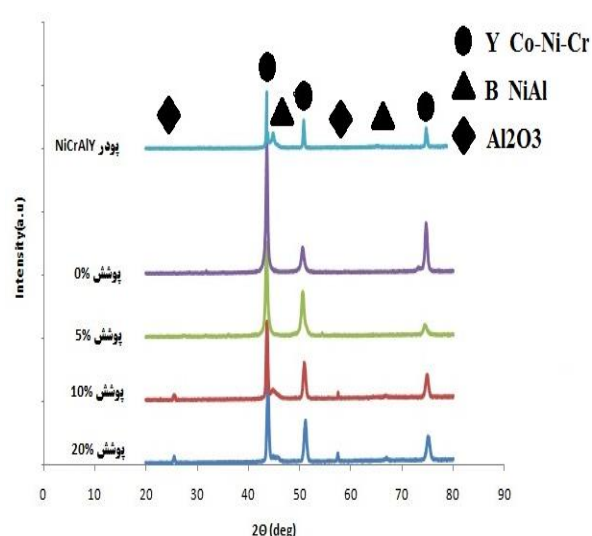
شکل (۶): تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطح مقطع پوشش NiCrAlY+20% Al₂O₃: (الف): SE, (ب): BSE و (ج): تصویر حاصل از نرم افزار آنالیز تصویری

۳-۲- بررسی نتایج آنالیز فازی

در بخش قبل ذکر شد که از چهار نوع پودر استفاده شد. این مخلوط‌های پودری شامل پودر NiCrAlY به همراه مقادیر ۰٪، ۵٪، ۱۰٪ و ۲۰٪ آلومینا بودند. پودرهای به دست آمده پس از پاشش حرارتی تحت آزمایش پراش اشعه ایکس قرار گرفتند که الگوی پراش مربوط به این سه نمونه در شکل ۷ آورده شده است.

از مقایسه الگوی پراش مربوط به این نمونه‌های پوشش با نمونه پودر اولیه NiCrAlY مشاهده می‌شود اولاً با افزایش میزان فاز تقویت کننده پیک‌های مربوط به فاز آلومینا در ساختار پدیدار می‌گردد البته این امر در نمونه حاوی ۵ درصد آلومینا مشهود نیست که علت این امر می‌تواند به میزان کمتر از دقت دستگاه XRD (عدم آشکارسازی کمتر از ۵ درصد) برای این فاز در زمینه باشد ثانیاً افزایش شدت پیک در نمونه‌های پوشش نسبت به نمونه پودری به خصوص در نمونه ۵ درصد است که علت این امر نیز می‌تواند پیوستگی و یکنواختی ساختارهای کریستالی و

امکان ایجاد تداخل‌های سازنده بیشتر در اشعه ایکس پراش یافته برای این نمونه‌ها بالک نسبت به نمونه‌های پودری و غیر یکنواخت باشد.



شکل (۷): الگوی پراش پرتو ایکس پودر و پوشش NiCrAlY با درصد‌های مختلف ۵، ۱۰، ۲۰ درصد Al₂O₃

حذف پیکم مربوط به این فاز در نمونه های بدون آلومینا و ۵ درصد باشد. اما نکته قابل توجه حضور دوباره پیکم های این فاز در نمونه های ۱۰ و ۲۰ درصد است که علت این امر نیز به نظر افزایش حضور، تقویت و حمایت ذرات آلومینا از ذرات پودر NiCrAlY و ایجاد شرایطی جهت عدم برخورد های شدید با زیر لایه و لذا عدم ایجاد کرنش داخل شبکه ای لازم جهت انحلال این فاز در این دو نمونه است.

یکی دیگر از دلایل عدم حذف پیکم های فاز β در نمونه های ۱۰ و ۲۰ درصد می تواند عدم ذوب برخی ذرات پودر NiCrAlY در این پوشش ها باشد موضوعی که در بررسی های قبلی تصاویر سطح پوشش ها نیز مشاهده و اشاره شد. به عبارت دیگر در اثر حرارت و برخوردهای ذرات در نمونه های ۵ درصد و بدون تقویت کننده به دلیل ایجاد کرنش داخلی در شبکه فاز β انحلال یافته است. در دو پوشش دیگر بخش عمده ای از حرارت سبب ذوب ذرات آلومینا شده و لذا ذرات NiCrAlY ذوب شده و با همان ساختار فازی پودر اولیه یعنی با فاز β و γ مشاهده می شود.

۳-۳- ریز سختی سنجی

برای بررسی سختی نمونه ها، از ریزسختی سنجی ویکرز استفاده شد. برای این کار از بار 300 gf و در زمان اعمال بار 15 s استفاده شد. برای هر نمونه، ۱۰ بار ریزسختی سنجی تکرار شد که میانگین آنها با خطای ± 10 ویکرز در شکل ۸ گزارش شده است.

عواملی مانند تخلخل و جهت گیری 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 پوشش های پاشش حرارتی هستند. از طرفی تحقیقات زیادی نیز مبنی بر تأثیر اضافه کردن تقویت کننده بر سختی، انجام شده است که نشان می دهد اضافه کردن تقویت کننده معمولاً با افزایش سختی پوشش های حاصل از پاشش حرارتی، همراه است [۱۲]. مشاهده می شود که در بین پوشش ها، پوشش بدون تقویت کننده دارای

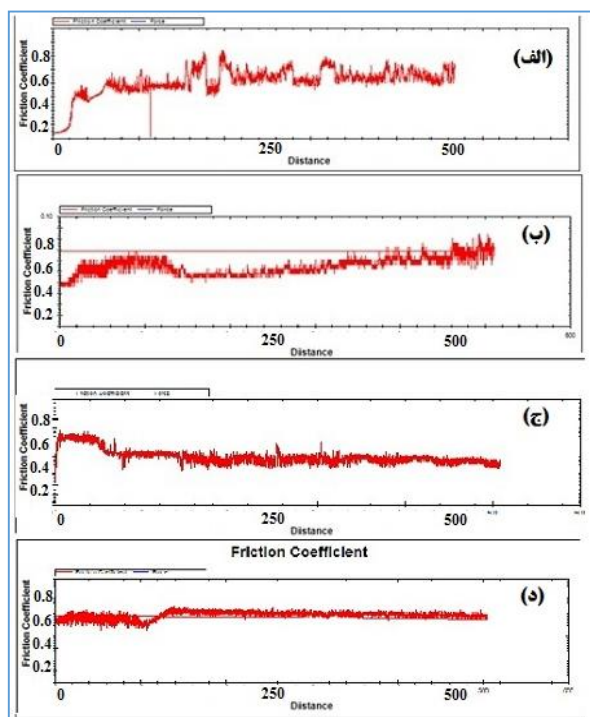
یکی دیگر از مواردی که در الگوی پراش پرتو ایکس نمونه ها مشاهده می شود، این است که بعضی از پیکم های موجود در الگوی پراش مربوط به پودر اولیه، در الگوی پراش نمونه های پوشش بدون تقویت کننده و با ۵ درصد آلومینا مشاهده نمی شود ولی دوباره این پیکم ها در الگوی نمونه با ۱۰ و ۲۰ درصد آلومینا مشاهده می شود که در ادامه به برخی علل این امر اشاره می شود.

همان گونه که مشاهده می شود برای NiCrAlY دو فاز به صورت β -BCC, NiAl که غنی از Al و رسوب استحکام بخش NiCrAlY است و γ -Ni-Cr fcc که محلول جامد غنی از Cr است وجود دارد. ریچر و همکاران [۱۰] نشان دادند که فاز β پایداری ساختار کریستالی کمتری نسبت به فاز γ -fcc دارد. آن ها معتقدند، علت اینکه فاز بین فلزی β در آلیاژ NiCrAlY نسبت به فاز γ پایداری ساختار کریستالی کمتری دارد، سطح انرژی بالاتر این فاز است. بر طبق بررسی های ارائه شده توسط ایشان برای اینکه فاز β -NiAl با ساختار کریستالی bcc بتواند به فاز- γ FCC تبدیل شود به انرژی معادل 71 kJ/mol نیاز دارد، و همچنین انرژی لازم برای تبدیل فاز γ با شبکه کریستالی fcc به فاز β با شبکه کریستالی bcc معادل $21/4 \sim 22\text{ kJ/mol}$ می باشد. این مقدار تقریباً سه برابر انرژی لازم برای تغییر فاز bcc به fcc است. لذا در صورت فراهم شدن انرژی لازم امکان انحلال فاز β در زمینه γ وجود دارد.

گنگ و همکاران [۱۱] نیز نشان دادند در اثر برخورد ذرات پودر در حین پاشش با سطح زیرلایه، به علت انرژی سینتیکی بالا، امکان ایجاد عملیات ترمومکانیکی فراهم و ذرات پودر تحت تغییر شکل پلاستیک شدید قرار می گیرند. تغییر شکل پلاستیک شدید، دانسیته عیوب نقطه ای و خطی مانند نابجایی را افزایش می دهد. این مناطق محل های مناسبی برای رسوب اتم های حل-شونده هستند، در نتیجه حلالیت Al، در زمینه زیاد می شود و فاز β که غنی از Al است، دچار انحلال می شود.

به عبارت دیگر ایجاد کرنش داخلی درون شبکه انرژی لازم جهت انحلال فاز β را فراهم می کند. مطلبی که می تواند دلیل

بدون Al_2O_3 بیشترین مقدار کاهش وزن را دارا بوده است. مشاهده می شود که پوشش های Al_2O_3 ۱۰٪ و Al_2O_3 ۲۰٪ با سختی بالاتر نسبت به پوشش Al_2O_3 ۵٪، کاهش وزن کمتری را از خود نشان داده اند و نکته قابل توجه کاهش وزن نسبتاً بیشتر پوشش Al_2O_3 ۲۰٪، با وجود میزان بیشتر ذرات تقویت کننده نسبت به پوشش Al_2O_3 ۱۰٪ می باشد.



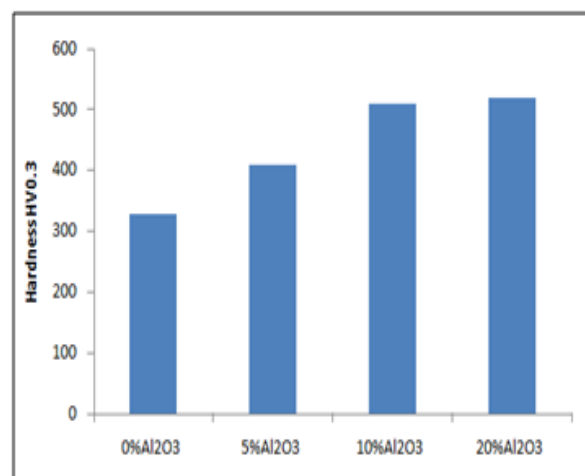
شکل (۹): نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت لغزشی در دمای محیط

در شکل ۹ مشاهده می شود که در پوشش حاوی Al_2O_3 ۱۰٪ پس از کاهش وزن زیاد در اوایل مسیر سایش، شیب نمودار که بیانگر نرخ سایش است، کاهش یافته است، به طوری که پس از آن، کاهش وزن زیادی از خود نشان نداده است. قبلاً ذکر شد که پوشش بدون آلومینا به دلیل تغییر فرم پلاستیکی شدید قادر به حفظ کردن لایه سطحی محافظ بر روی سطح نمی باشد. اما در پوشش حاوی Al_2O_3 ۱۰٪ احتمالاً این لایه محافظ سطحی در مسیر سایش تشکیل شده است، که این امر باعث شده نرخ سایش پس از مدت کوتاهی به شدت کاهش می یابد. با توجه به شکل ۱۱، از مقایسه عرض مسیر سایش ها نیز مشاهده می شود که

کمترین مقدار سختی می باشد. با افزایش میزان آلومینا سختی در نمونه ها افزایش یافته ولی این میزان برای نمونه ۲۰ درصد کمتر از میزان مورد پیش بینی است. به نظر می رسد با توجه به بالاتر بودن نقطه ذوب آلومینا نسبت به $NiCrAlY$ و بالا بودن مقدار این ذرات در این پوشش نسبت به دو پوشش دیگر، این پوشش پس از پاشش حرارتی، دارای ذرات ذوب نشده و نیمه مذاب زیادی است.

هیو همکاران [۱۳] معتقدند که ذرات ذوب نشده درون پوشش، به دلیل اینکه ساختار آنها مشابه به پودر اولیه است، باعث کاهش سختی میانگین پوشش می شود.

مشاهده می شود که با اضافه کردن Al_2O_3 سختی پوشش ها افزایش یافته است. با اضافه کردن Al_2O_3 تا ۱۰٪، به دلیل وجود ذرات Al_2O_3 با توزیع یکنواخت در زمینه، سختی پوشش ها افزایش یافته است، اما با افزایش بیشتر Al_2O_3 ، مشاهده شد که میزان تخلخل افزایش یافت که این امر باعث افت روند افزایش سختی نسبت به درصد بالای تقویت کننده در نمونه ی Al_2O_3 ۲۰٪ شده است.



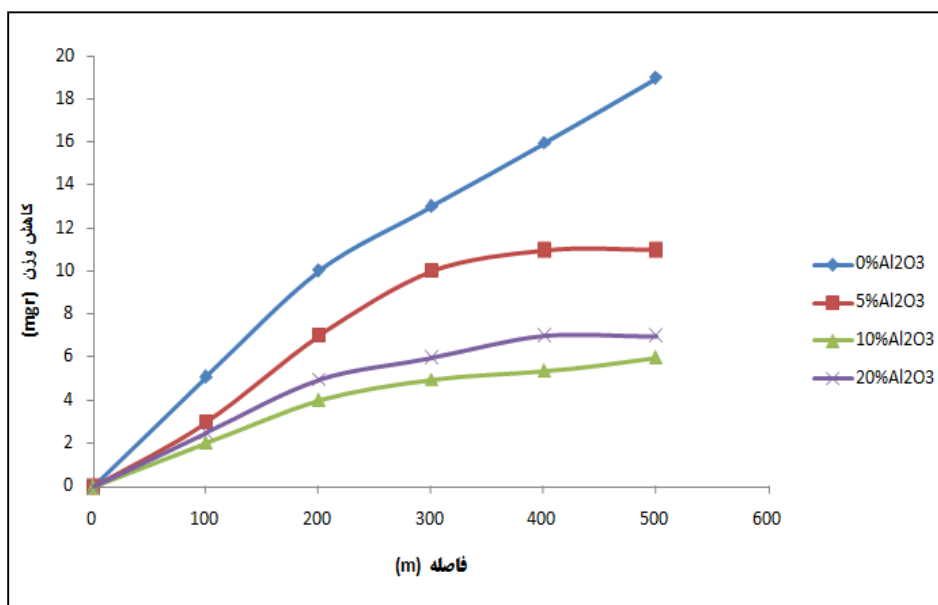
شکل (۸): نمودار میله ای ریزسختی سنجی ویکرز پوشش ها در بار ۳۰۰ گرم با خطای ± 10 ویکرز

۳-۴- سایش

در شکل ۹ نمودار کاهش وزن مربوط به پوشش های مورد بررسی آورده شده است. همان طور که مشاهده می شود، پوشش

باشد. شکل ۱۰ نمودار ضریب اصطکاک را برای سایش دمایی محیط پوشش های مورد بررسی نشان می دهد.

کمترین عرض مسیر سایش متعلق به پوشش حاوی Al_2O_3 ۱۰٪ و بیشترین عرض سایش مربوط به پوشش بدون تقویت کننده می -



شکل (۱۰): نمودار ضریب اصطکاک برای: (الف): NiCrAlY، (ب): 5% Al₂O₃، (ج): 10% Al₂O₃ و (د): 20% Al₂O₃

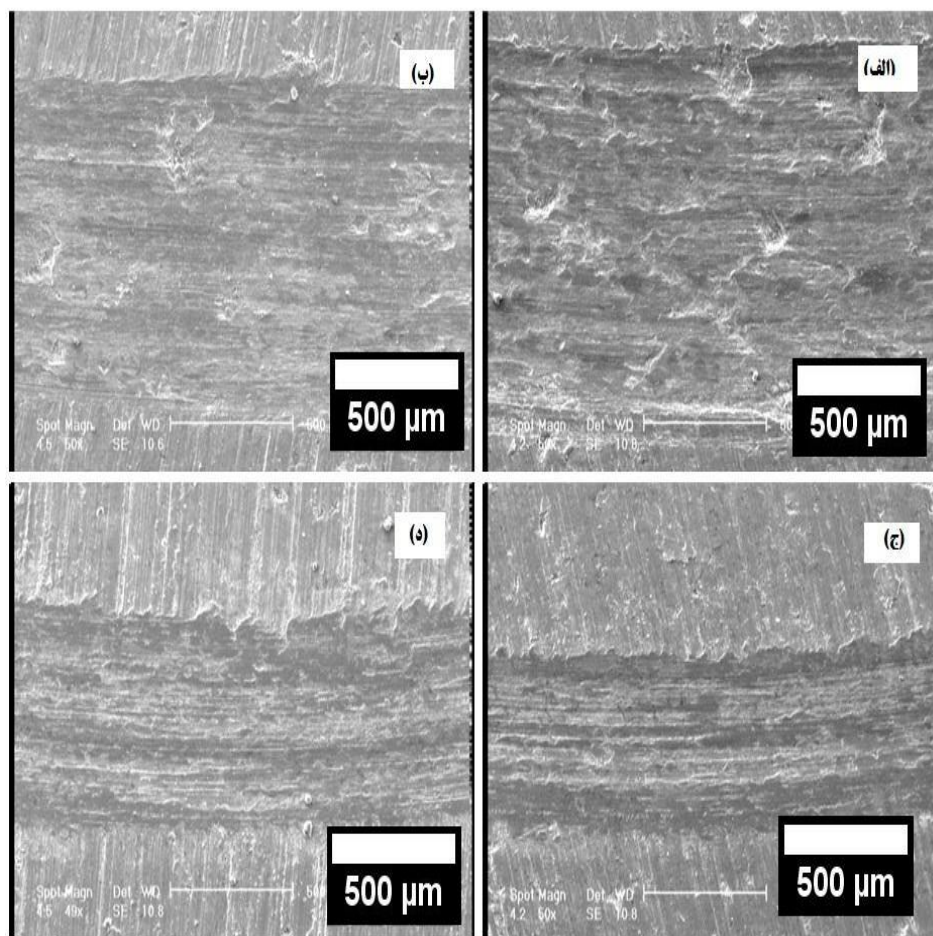
حرارتی آن را افزایش می دهد و پدیده نرم شدن کمتر اتفاق می - افتد.

در نمودار ضریب اصطکاک پوشش حاوی Al_2O_3 ۲۰٪ مشاهده می شود که ضریب اصطکاک تقریباً یکنواخت و ثابت است. ولی ضریب اصطکاک در این پوشش نیز دارای نوسانات است. یو و همکاران [۱۶] جدا شدن ذرات تقویت کننده از زمینه را دلیل این امر دانسته اند.

در شکل ۱۰ مشاهده می شود که پوشش حاوی Al_2O_3 ۱۰٪ 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 ۹- نشان داده شد که در پوشش Al_2O_3 ۱۰٪ پس از گذشت مدت کوتاهی، نرخ سایش کاهش یافته است. احتمال می رود تشکیل لایه سطحی محافظ که قبلاً ذکر شد، باعث شده است که ضریب اصطکاک و در نتیجه نرخ سایش کاهش یابد.

مشاهده می شود نمونه های حاوی Al_2O_3 ضریب اصطکاک یکنواختی را از خود نشان داده اند ولی در مقابل پوشش فاقد Al_2O_3 افت و خیزهای زیادی را در حین سایش از خود نشان داده است. بوناچو همکاران [۱۴] 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 دانسته اند. به نظر می رسد که این پوشش دارای شکل - پذیری 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 سریناواسان و همکاران [۱۵] معتقدند که در اثر گرمای حاصل از ضریب اصطکاک، دمای محل تماس گلوله با زیرلایه افزایش می یابد. افزایش دمای محل اتصال باعث نرم شدن و شکل پذیری بیشتر پوشش می شود. اما وجود ذرات Al_2O_3 در پوشش، پایداری

شکل ۱۱ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از لبه ی مسیر سایشی پوشش های مورد بررسی را نشان می دهد.



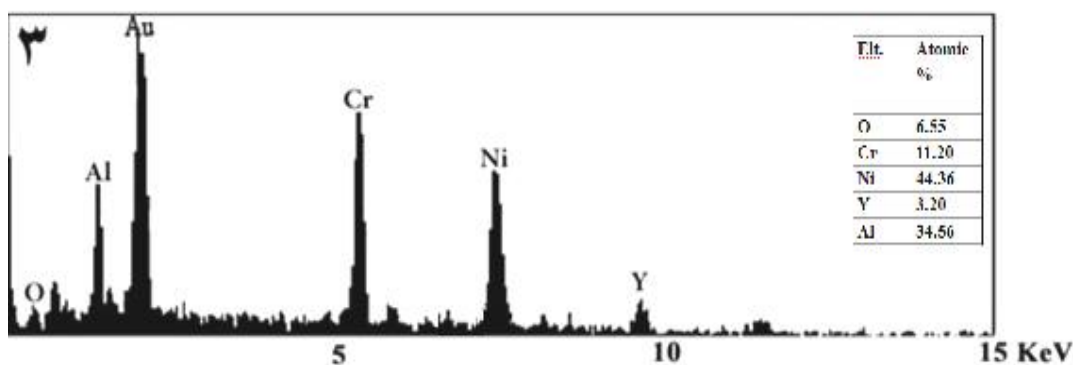
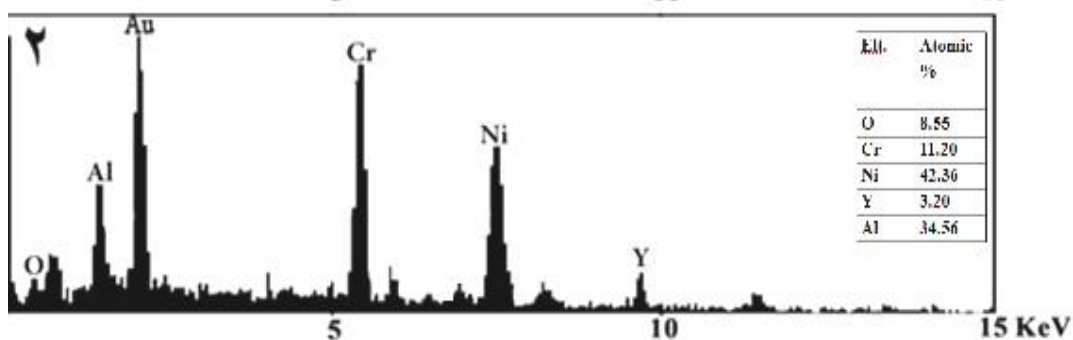
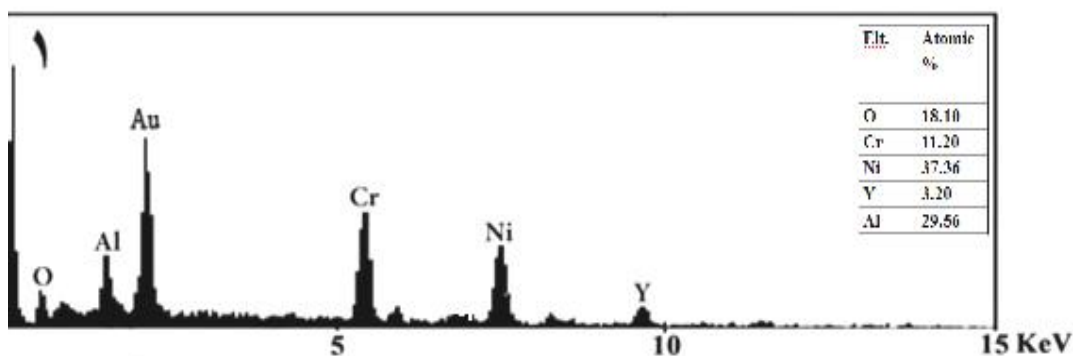
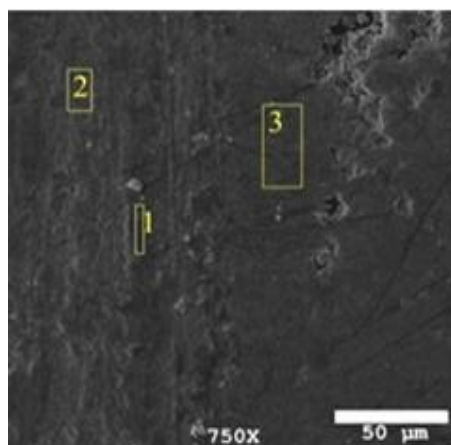
شکل (۱۱): تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از لبه مسیر سایشی پوشش های: (الف): NiCrAlY، (ب): NiCrAlY + 5% Al₂O₃، (ج): NiCrAlY + 10% Al₂O₃ و (د): NiCrAlY + 20% Al₂O₃ پس از سایش

این امر نشان می دهد که ذرات سایشی که از زمینه جدا شده اند در اثر گرمای حاصل از اصطکاک اکسید شده اند. در نتیجه می توان گفت لایه محافظ تشکیل شده بر سطح، یک لایه اکسیدی است. احتمالاً 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 پوشش های مورد بررسی تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شیار سایش تهیه شدند که در شکل ۱۳ نمایش داده شده است. همان طور که مشاهده می شود در نمونه ی بدون آلومینا مقداری از ذرات جدا شده از

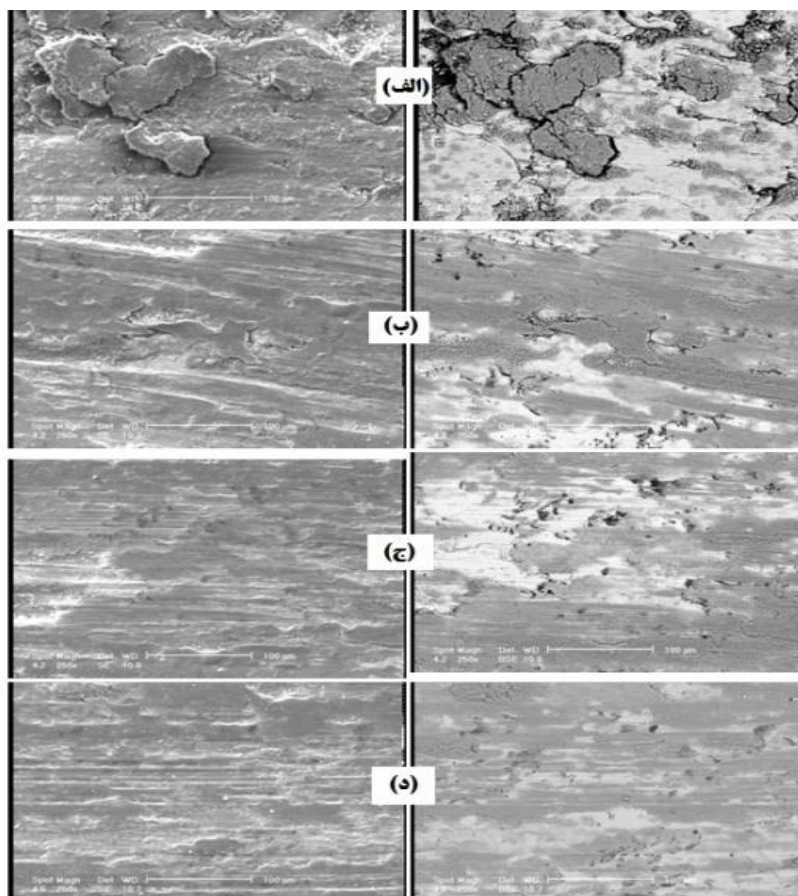
همان طور که مشاهده می شود، سطح پوشش های Al₂O₃ ۱۰٪ و Al₂O₃ ۲۰٪ کاملاً یکنواخت است و مقدار کمی از ذرات جدا شده از سطح، دوباره به آن چسبیده اند. اما در پوشش بدون تقویت کننده و Al₂O₃ ۵٪، ذرات جدا شده از سطح دوباره بر روی آن لهیده شده اند.

شکل ۱۲ آنالیز طیف سنج انرژی در نواحی مختلف سطح سایش پوشش Al₂O₃ ۵٪ را نشان می دهد. مشاهده می شود 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، می توان تا حدودی به نتایج اطمینان کرد).

سطح دوباره بر روی سطح لهیده شده‌اند و شیارهای ریزی نیز بر روی سطح وجود دارد.



شکل (۱۲): نتایج حاصل از آنالیز طیف سنج انرژی از مسیر سایشی پوشش $NiCrAlY + 5\% Al_2O_3$ پس از سایش در دمای محیط



شکل (۱۳): تصاویر میکروسکوپی SE (سمت چپ) و BSE (سمت راست) از سطح سایشی پوشش‌های: (الف): NiCrAlY، (ب): NiCrAlY + 5% Al₂O₃، (ج): NiCrAlY + 10% Al₂O₃ و (د): NiCrAlY + 20% Al₂O₃ پس از سایش در دمای محیط

در مسیر سایش این پوشش علاوه بر اینکه ذرات جدا شده ی دوباره در اثر فشار گلوله به سطح مسیر سایش چسبیده‌اند، آثار کندگی نیز در مسیر سایش به چشم می‌خورد، شیارهای موازی که مشخصه سایش خراشان هستند نیز مشاهده می‌شوند. همان‌طور که قبلاً ذکر شد اضافه کردن ذرات Al₂O₃، باعث تغییر مکانیزم سایش از سایش چسبان در پوشش بدون آلومینا به سایش خراشان در پوشش‌های ۱۰٪ Al₂O₃ و ۲۰٪ Al₂O₃ شده است. با توجه به شواهد ارائه شده پیش‌بینی می‌شود که پوشش حاوی ۵٪ Al₂O₃ مرز انتقال سایش چسبان به سایش خراشان در بین پوشش‌های مورد بررسی باشد، یعنی سایش خراشان و چسبان به صورت همزمان اتفاق بیفتند. البته با توجه به نتایج آزمون EDS که اکسید شدن ذرات سایشی را نشان می‌دهد می‌توان گفت سایش تریبوشیمیایی نیز در تمامی نمونه‌ها اتفاق افتاده

همان‌طور که در تصاویر BSE مشاهده می‌شود، ذرات جدا شده رنگ تیره‌تری نسبت به زمینه دارند. قبلاً نشان داده شد که این ذرات احتمالاً 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 [۱۷]. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در پوشش‌های حاوی ۱۰٪ Al₂O₃ و ۲۰٪ Al₂O₃، مقدار زیادی شیارهای موازی وجود دارد، که مشخصه مکانیزم سایش خراشان است. احتمالاً وجود ذرات سخت Al₂O₃ 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 [۱۵]. در مکانیزم سایش نمونه حاوی ۵٪ Al₂O₃ نیز همان‌طور که مشاهده می‌شود

- [4] R. Vilara, E. C. Santos, P. N. Ferreira, N. Franco & R. C. da Silva, "Structure of NiCrAlY coatings deposited on single-crystal alloy turbine blade material by laser cladding", *Acta Materialia*, pp. 5292–5302, 2009.
- [5] G. Sreedhar, M. D. Masroor Alam & V. S. Raja, "Hot corrosion behaviour of plasma sprayed YSZ/ Al_2O_3 dispersed NiCrAlY coatings on Inconel-718 superalloy", *Surface & Coatings Technology*, pp. 291–299, 2009.
- [6] K. Partes, C. Giolli, F. Borgioli, U. Bardi, T. Seefeld & F. Vollertsen, "High temperature behaviour of NiCrAlY coatings made by laser cladding", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 202, pp. 2208–2213, 2008.
- [7] B. Saeedi & A. Sabour Rouhaghdam, "The Study of High Temperature Oxidation Behavior of Different Microstructures of HVOF Thermally Sprayed Coatings", *Journal of Advanced Materials and Processing*, Vol. 2, No. 2, pp. 3-12, 2014.

[۸] ک. طاهرخانی، خ. محمدی و ح. تارقلی زاده، "بررسی خواص سطحی و سایشی پوشش نیتريدی ایجاد شده بر روی فولاد ابزار گرم کار H11 در روش نیتروژن دهی پلاسمایی پالسی"، فصل نامه علمی پژوهشی فرآیند های نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۰، شماره ۳، صفحه ۲۳-۳۶، پاییز ۱۳۹۵.

[۹] س. خلیفه سلطانی، ر. ابراهیمی کهریزسنگی و ف. نعیمی، "بررسی رفتار سینتیکی اکسیداسیون ایزوترم دمای بالای پوشش های MCrAlY اعمال شده به روش HVOF"، فصل نامه علمی پژوهشی فرآیند های نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۰، شماره ۳، صفحه ۶۷-۸۰، پاییز ۱۳۹۵.

[10] 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.

[11] J. Gang, J. P. Morniroli & T. Grosdidier, "Nanostructures in thermal spray coatings", *Scripta Materialia*, Vol. 48, pp. 1599–1604, 2003.

است، که این امر در پوشش حاوی Al_2O_3 ۵٪ شدت بیشتری دارد.

۴- نتیجه گیری

۱- امکان ساخت پودرهای کامپوزیتی $NiCrAlY/Al_2O_3$ با استفاده از مخلوط کن استوانه ای بدون گوی وجود دارد. پودرهای تهیه شده پس از دسته بندی و بررسی، قابلیت پوشش دهی به روش پاشش حرارتی را دارا هستند.

۲- پوشش های حاصل از پاشش حرارتی پودرهای $NiCrAlY/Al_2O_3$ دارای تخلخل بیشتری نسبت به پوشش های مرسوم $NiCrAlY$ هستند. با افزایش مقدار Al_2O_3 به دلیل وجود ذرات ذوب نشده بیشتر در پوشش، مقدار تخلخل بیشتر شده است.

۳- با افزودن تقویت کننده آلومینا به پوشش های $NiCrAlY$ مقاومت سایشی در مقایسه با نمونه های بدون تقویت کننده به صورت چشمگیری افزایش می یابد.

۴- در بین پوشش های $NiCrAlY$ با مقادیر مختلف ۵، ۱۰ و ۲۰ درصد وزنی Al_2O_3 ، پوشش ۱۰ درصد Al_2O_3 به دلیل داشتن مقدار بهینه ای از سختی و تخلخل، در دمای محیط، بهترین مقاومت سایشی را در بین پوشش های مورد بررسی از خود نشان داد.

۵- مراجع

- [1] B. Wang, J. Gong, A. Y. Wang, C. Sun, R. F. Huang & L. S. Wen, "Oxidation behaviour of NiCrAlY coatings on Ni-based superalloy", *Surface and Coatings Technology*, pp. 70–75, 2002.
- [2] L. Huang, X. F. Sun, H. R. Guan & Z. Q. Hu, "Improvement of the oxidation resistance of NiCrAlY coatings by the addition of rhenium", *Surface & Coatings Technology*, pp. 421–425, 2006.
- [3] F. Tang, L. Ajdelsztajn & J. M. Schoenung, "Characterization of oxide scales formed on HVOF NiCrAlY coatings with various oxygen contents introduced during thermal spraying", *Scripta Materialia*, pp. 25–29, 2004.

- [12] 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.
- [13] J. He, M. Ice & E. Lavernia, E., "Particle Melting Behavior during High-Velocity Oxygen Fuel Thermal Spraying", *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 10, pp. 83-93, 2001.
- [14] V. Bonache, M. D. Salvador, J. C. Garcia, E. Sanchez & E. Bannier, E., "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.
- [15] 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*, Vol. 22, pp. 60-65, 2012.
- [16] 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 clad coatings", *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 21, pp. 1322-1328, 2011.
- [17] L. Zhao, M. Parco & E. Lugscheider, "Wear behaviour of Al₂O₃ dispersion strengthened MCrAlY coating", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 184, pp. 298-306, 2004.

Investigation of the microstructure and wear properties of NiCrAlY coatings reinforced with Al_2O_3 particles applied to the plasma thermal spraying method

Raof Rahim Zadeh¹, Ali Shafiee^{2*}, Kamran Amini^{3,4}

1- M.Sc. Student, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran

2- Professor, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran

3- Associate Professor, Center for Advanced Engineering Research, Majlesi Branch, Islamic Azad University, Isfahan, Iran

4- Associate Professor, Department of Engineering Mechanical, Tiran Branch, Islamic Azad University, Tiran, Isfahan, Iran

*Corresponding author: shafyei577@gmail.com

Abstract

This study examines the influence of NiCrAlY powder with and without Al_2O_3 Reinforcement doses of 5, 10 and 20% by weight, produced by plasma spraying method have been investigated. In order to prepare a composite powder, shaft ball mill blender for an hour for each powder were used. The NiCrAlY powder and powder composite NiCrAlY / Al_2O_3 with values of 5%, 10%, 20% Al_2O_3 were coated on Inconel 718 substrates by plasma thermal spraying. In order to evaluate the microstructure, morphological and thermal stability evolutions of the powders and coatings were investigated using X-ray diffraction, scanning electron microscopy with energy dispersive spectroscopy and optical microscopy. Vickers micro and macro hardness test was used to evaluate the hardness. The pin-on - disk test with 5 N was used to cold resistance assessment of coatings. Findings showed that the composite coatings NiCrAlY/ Al_2O_3 because of the size and morphology of different ingredients, has a higher porosity, but in terms of mechanical properties due to reinforced phase, improvements in composite coatings were observed. Evaluate the wear behavior of Al_2O_3 10% coatings showed that $37.7 \times 10^{-6} (mm^3/Nm)$ abrasion resistance better than other coatings, especially coatings from powders without reinforcement $114.6 \times 10^{-6} (mm^3/Nm)$ abrasion resistance had.

Key words:

Thermal Spraying, NiCrAlY, Oxide Aluminium, Wear of Ambient Temperature.

Journal homepage: ma.iaumajlesi.ac.ir

Please cite this article using:

Raof Rahim Zadeh, Ali Shafiee, Kamran Amini, Investigation of the microstructure and wear properties of NiCrAlY coatings reinforced with Al_2O_3 particles applied to the plasma thermal spraying method, in Persian, New Process in Material Engineering, 2018, 12(1), 41-57.