

ارزیابی مقاومت به سایش پوشش‌های Al_2O_3 و کامپوزیتی $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ ایجاد شده به روش پاشش پلاسمایی اتمسفری

حسین آقا جانی^۱، سعید تقی‌رمضانی^{۲*}، ضیاء والفی^۳، مسعود میرجانی^۱

۱- کارشناس ارشد مهندسی خوردگی و حفاظت از مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۲- دکترای مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۳- دانشیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

*s.ramezany2013@gmail.com

چکیده

در این پژوهش، پوشش‌های آلومینای میکرونی و کامپوزیت $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-20\%Y}_2\text{O}_3$ به روش پاشش پلاسمایی اتمسفری اعمال شدند. هدف از این کار بررسی تأثیر افزودن فاز ثانویه یتریای بر ریزساختار، سختی و استحکام چسبندگی پوشش‌های آلومینایی بود. ارزیابی پوشش‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی، پراش سنجی پرتو ایکس، آزمون ریزسختی و استحکام چسبندگی انجام شد. همچنین به منظور بررسی رفتار سایشی پوشش‌ها از آزمون سایش پین روی دیسک از نیروهای ۲، ۱۰ و ۲۰ نیوتن استفاده شد. نتایج نشان دادند سختی پوشش آلومینا ۱۱۰ ویکرز از کامپوزیت آن با اکسید ایتیم بیشتر بوده در حالیکه استحکام چسبندگی پوشش کامپوزیتی $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-20\%Y}_2\text{O}_3$ ۴/۶ MPa بیشتر از پوشش آلومینای خالص است و دلیل این امر، چسبندگی بهتر اسپلت‌ها ناشی از اتصالات شیمیایی یتریای و آلومینا در پوشش‌های کامپوزیتی است. همچنین در پوشش کامپوزیتی، اگرچه سختی کمتری نسبت به پوشش تک‌جزئی آلومینا داشت، اما مقدار تافنس بالاتر و ریزساختار بهتر آن اثر غالبی دارد و منجر به بهبود عملکرد مقاومت به سایش آن در برابر ساینده کاربرد تنگستن شد. علاوه بر این داده‌های کاهش وزن نیز نشان داد که پوشش کامپوزیتی عملکرد بهتری را در مقاومت به سایش در تمام نیروهای آزمون دارد.

واژه‌های کلیدی:

آلومینا، فاز ثانویه یتریای، پاشش پلاسمایی اتمسفری، مقاومت به سایش، ریزسختی، چسبندگی

Evaluation of the wear resistance of Al_2O_3 and $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ composite coatings deposited by atmospheric plasma spraying

Hossein Aghajani¹, Saeid Taghiramezani^{2*}, Zia Valefi³, Masud Mirjani¹

1- M.Sc. in Corrosion engineering, Malek-e-Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

2- PhD in Materials Engineering, Malek-e-Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

3- Associate Prof. Malek-e-Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

*s.ramezany2013@gmail.com

Abstract

In this study, microni alumina and $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-20\%Y}_2\text{O}_3$ composite coatings were applied by atmospheric plasma spraying. The aim of this work was to investigate the effect of adding a secondary phase of yttria on the microstructure, hardness and adhesion strength of alumina coatings. The coatings were evaluated using scanning electron microscopy, X-ray diffraction, microhardness testing and adhesion strength testing. Also, in order to investigate the wear behavior of the coatings, pin-on-disk wear test was used with forces of 2, 10 and 20 N. The results showed that the hardness of the alumina coating was 110 Vickers higher than its composite with yttrium oxide, while the adhesion strength of the $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-20\%Y}_2\text{O}_3$ composite coating was 4.6 MPa higher than that of the pure alumina coating, and the reason for this is the better adhesion of the splats due to the chemical bonding of yttria and alumina in the composite coatings. Also, in the composite coating, although it had a lower hardness than the single-component

alumina coating, its higher toughness and better microstructure had a dominant effect and led to improved wear resistance performance against tungsten carbide abrasive. In addition, the weight loss data also showed that the composite coating had a better performance in wear resistance at all test forces.

Keywords:

Alumina, Yttria secondary phase, Atmospheric Plasma Spraying, Wear resistance, Micro-hardness, Adhesion

۱- مقدمه

آسیب‌ها و خسارت‌های سطحی در سامانه‌های تریبولوژیکی که تحت عنوان سایش از آن یاد می‌شود باعث ایجاد مشکلاتی از قبیل شکست و انهدام مستقیم، کاهش دقت ابعادی و یا از بین رفتن پرداخت نهایی سطح می‌شود [۱]. در حال حاضر، یکی از مهمترین رویکردها برای بهبود ویژگی مقاومت به سایش قطعات، به کارگیری روش‌های پوشش حرارتی برای پوشش‌دهی مواد با خواص سایشی مطلوب، روی زیرلایه‌های فلزی است [۲]. امروزه پوشش‌های پوشش حرارتی در انواع کاربردهای مقاومت به سایش، مقاومت به اکسیداسیون، مقاومت به خوردگی و ... مورد استفاده قرار می‌گیرند. همچنین انواع مواد مهندسی از قبیل فلزات خالص، آلیاژهای فلزی، سرامیک‌ها، سرامت‌ها، پلیمرها و کامپوزیت‌ها توسط فرایندهای پوشش حرارتی، قابل لایه‌نشانی هستند [۳]. پوشش‌های سرامیکی پوشش حرارتی به طور گسترده برای اصلاح خواص سطحی اجزا در محدوده وسیعی از کاربردهای صنعتی برای تأمین مقاومت به سایش استفاده می‌شوند [۴-۶]. پوشش پلاسمایی یکی از پرکاربردترین روش‌ها در مهندسی سطح برای لایه‌نشانی انواع سرامیک‌ها توسعه یافته است. سختی بالا، خنثی بودن از نظر شیمیایی، مقاومت در برابر سایش، مقاومت در برابر خوردگی و اکسیداسیون، مقاومت در دماهای بالا و دانسیته‌ی پایین سرامیک‌های اکسیدی از مهمترین دلایل استفاده‌ی آن‌ها به عنوان پوشش است [۷].

در میان پوشش‌های سرامیکی اکسیدی، پوشش‌های آلومینایی یکی از پرکاربردترین پوشش‌ها برای استفاده در سیستم‌های تریبولوژیکی هستند. این پوشش با توجه به ویژگی‌هایی مانند استحکام بالا، سختی زیاد، خاصیت دی‌الکتریک عالی، مقاومت خوب در برابر اکسیداسیون و خوردگی داغ و عملکرد ضد سایشی خوب بسیار مورد توجه بوده و به طور گسترده روی قطعاتی مانند یاتاقان‌ها، شیرها، درزبند پمپ‌ها،

قطعات موتور، غلاف لوله‌های خلأ، نازل‌ها، اجزای راه‌آهن، مدارهای مجتمع و سطح سایر اجزای فلزی که در شرایط سخت کار می‌کنند، اعمال می‌شود [۸]. یکی از مهمترین چالش‌های استفاده از پوشش‌های پوشش حرارتی آلومینایی، یافتن راه‌کاری مناسب برای پایداری سازی فاز مطلوب $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ است. تیتانا (TiO_2)، کرومیا (Cr_2O_3)، زیرکونیا (ZrO_2) و یتریا (Y_2O_3) از جمله شناخته شده ترین سرامیک‌های اکسیدی هستند که به منظور پایداری سازی فاز $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ و بهبود خواص پوشش‌های آلومینایی پوشش حرارتی به آن‌ها اضافه می‌شود [۹-۱۱]. در بین اکسیدهای مذکور، Y_2O_3 به عنوان اکسیدی از یک عنصر نادر خاکی به دلیل فعالیت شیمیایی بالای خود، به منظور تقویت ریز ساختار، به صورت افزودنی در روش‌های مهندسی سطح و پوشش بکار گرفته می‌شود. پژوهش‌های پیشین نشان می‌دهند که افزودن یتریا به پوشش‌های آلومینایی باعث کاهش میکروتخلخل‌ها، افزایش هدایت حرارتی پوشش، افزایش استحکام پیوستگی و نیز افزایش قابل توجه در حجمی فاز مطلوب $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ می‌شود. همچنین مشخص شده است که اکسیدهای عناصر نادر خاکی به صورت نامنظم در مرز دانه‌ها توزیع شده و به عنوان مانعی در برابر حرکت مرز دانه‌ها عمل می‌کند و از تغییر فرم سطح که منجر به سایش و از دست رفتن مواد می‌شود، جلوگیری می‌کند [۱۱]. در این پژوهش تأثیر افزودن اکسید یتریا بر ریز ساختار، استحکام چسبندگی، سختی و خواص سایشی پوشش‌های آلومینایی ایجاد شده با روش پوشش پلاسمایی اتمسفری مورد بررسی قرار گرفته است.

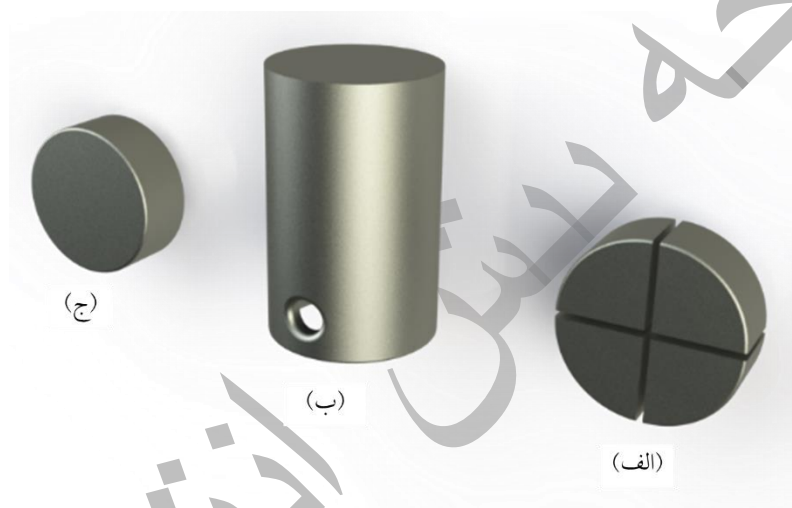
۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد اولیه و آماده‌سازی

در پژوهش حاضر، به منظور اعمال پوشش‌ها، از فولاد ساده کربنی St 37 استفاده شد. زیرلایه‌های فولادی

برای آزمون سایشی پین روی دیسک، به شکل استوانه‌ای با قطر ۲۵ و ارتفاع ۱۰ mm بودند. لازم به ذکر است که به منظور انجام بررسی‌های ریزساختاری و فازی، این استوانه‌های فولادی به چهار قسمت مساوی تقسیم شدند. همچنین زیرلایه‌های فولادی برای آزمون استحکام چسبندگی به شکل استوانه بوده و قطر و ارتفاع آن‌ها به ترتیب برابر با ۲۵ و ۴۰ mm بود. نمایی از نمونه‌های مورد استفاده در شکل ۱ آورده شده است. مکانیزم پیوند پوشش به زیرلایه در پوشش‌های پاشش حرارتی، ایجاد قفل‌های مکانیکی^۱ بین ذرات پوشش و برآمدگی‌های^۲ سطح زیرلایه است؛ بنابراین به منظور افزایش زبری سطح زیرلایه‌ها و بهبود چسبندگی پوشش به زیرلایه،

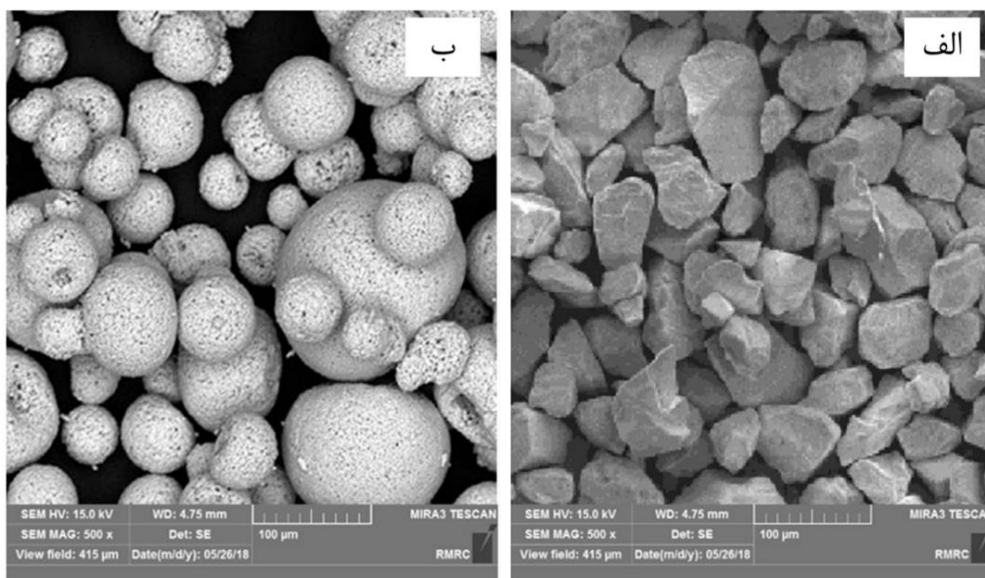
پیش از پوشش‌دهی عملیات ذره‌پاشی توسط ذرات آلومینای خاکستری با مش ۲۴ و تحت فشار کاری ۴ bar روی آن‌ها انجام شد. سپس به منظور ایجاد فرایند پوشش‌دهی، زیرلایه روی یک نگه‌دارنده^۱ استوانه‌ای جا سازی شدند. همچنین پس از آن به منظور پاک سازی هرگونه آلودگی باقیمانده روی سطح زیرلایه‌ها از جمله ذرات آلومینای ناشی از فرایند ذره‌پاشی، از محلول استون و نیز از جریان هوای فشرده استفاده شد. جهت جلوگیری از آلودگی دوباره^۱ی سطح زیرلایه‌ها، پوشش‌دهی بلافاصله پس از آماده سازی سطح زیرلایه‌ها انجام شد.



شکل (۱): تصاویر نمونه‌های مورد استفاده در پژوهش، الف) مطالعات ریزساختاری، بررسی‌های فازی و آزمون ریزسختی، ب) آزمون استحکام چسبندگی، ج) آزمون سایش.

گوشه‌دار (نامنظم) و پودر Y_2O_3 دارای مورفولوژی کروی بود. شکل (۲) تصاویر میکروسکوپی الکترونی پودرهای Al_2O_3 و Y_2O_3 را نشان می‌دهد.

به منظور ایجاد پوشش‌های آلومینای خالص و کامپوزیت Al_2O_3 - Y_2O_3 از پودرهای تجاری در دسترس Al_2O_3 با نام تجاری Metco 105NS و Y_2O_3 با نام Metco 6035A استفاده شد. مورفولوژی پودر آلومینای میکرونی به صورت



شکل (۲): تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مورفولوژی پودرهای مورد استفاده، الف) پودر (Al_2O_3) Metco 105NS، ب) پودر (Y_2O_3) Metco 6035A.

نام گذاری استفاده شده برای نمونه های آزمایشی موجود برای پژوهش آورده شده است. نام گذاری نمونه ها با توجه به خالص یا کامپوزیتی بودن پوشش ها صورت گرفت به این ترتیب که از حرف A برای پوشش آلومینای خالص و از حرف AY برای پوشش کامپوزیتی $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ در لایه نشانی پوشش استفاده شد و m نیز نمایانگر میکرونی بودن اندازه پودر هاست.

فرایند لایه نشانی پوشش ها توسط دستگاه پاشش پلاسمایی پلاسماتکنیک مدل A-3000 S مجهز به تفنگ پلاسمای F4 و سیستم تزریق پودر Twin 10 ساخت شرکت Sulzer انجام شد. حرکت قطعه و تفنگ پلاسمای به ترتیب توسط یک میز دوار و یک سیستم رفت و برگشتی قابل کنترل بود. پارامترهای پوشش دهی به روش APS برای هر دو پوشش یکسان در نظر گرفته شد و در جدول (۱) آورده شده است. در جدول (۲) نیز

جدول (۱): پارامترهای پاشش مورد استفاده در لایه نشانی پوشش ها.

پارامترهای پاشش	پوشش های Al_2O_3 و $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}20\%\text{Y}_2\text{O}_3$
جریان قوس (A)	۶۰۰
نرخ سیلان گاز اولیه	۴۵
پلاسمای (Ar) (l/min)	۱۲
نرخ سیلان گاز ثانویه	۳
پلاسمای (H_2) (l/min)	۱۰۰
نرخ سیلان گاز حامل پودر	۲۵
(Ar) (l/min)	
فاصله ی پاشش (mm)	
نرخ تغذیه ی پودر (g/min)	

کد نمونه	نمونه‌های پوشش
m-A	پوشش آلومینای میکرونی خالص
m-AY	پوشش کامپوزیتی آلومینای میکرونی و ایترا

ارزیابی خواص پوشش‌ها

برای ارزیابی و بررسی خواص پوشش‌ها از مشاهدات ریزساختاری توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی، فازیابی به روش پراش سنجی پرتوایکس^۳، آزمون ریزسختی، آزمون استحکام چسبندگی و آزمون سایش استفاده شد.

بررسی‌های ریزساختاری و فازی

برای مطالعه و بررسی مورفولوژی سطح رویی و سطح مقطع پوشش‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل VEGA3 XMU مجهز به آنالیزگر EDS استفاده شد. به‌منظور بررسی‌های ریزساختاری سطح مقطع پوشش‌ها، نمونه‌های دارای پوشش از مقطع بریده شده و پس از نصب در رزین اپوکسی سرد، سطح مقطع آن‌ها تا رسیدن به یک سطح آینه‌ای تحت آماده‌سازی سراموگرافی قرار گرفت. پیش از مشاهده‌ی پوشش‌ها توسط SEM، به‌منظور تهیه‌ی تصاویری با وضوح بالا، یک لایه‌ی نازک طلا توسط دستگاه کند و پاش مغناطیسی روی پوشش‌ها اعمال شد. به‌منظور شناسایی و بررسی میزان فازهای موجود در پوشش‌ها پراش سنجی پرتوایکس با استفاده از دستگاه XRD مدل PW1800 ساخت شرکت Philips با تابش $\text{CuK}\alpha$ با طول موج 1.54 آنگستروم انجام شد. همچنین برای تحلیل نتایج آزمون XRD، نرم‌افزار Xpert High Score Plus مورد استفاده قرار گرفت.

آزمون استحکام چسبندگی

برای اندازه‌گیری استحکام چسبندگی پوشش به زیرلایه و گزارش آن به‌صورت کمی، آزمون استحکام چسبندگی مطابق استاندارد ASTM-C633 انجام شد. برای این منظور نمونه‌های استاندارد فولادی پوشش داده‌شده، برای آزمون استحکام چسبندگی با استفاده از یک چسب استحکام بالا به یک

نمونه‌ی مشابه و بدون پوشش چسبانده شدند. با استفاده از دستگاه آزمون کشش تک‌محوری ساخت شرکت Zwick، نمونه‌های استحکام چسبندگی با سرعت یک میلی‌متر بر دقیقه تحت نیروی کششی قرار گرفتند. آزمون استحکام چسبندگی برای هر نمونه سه بار تکرار شد. مقدار میانگین سه عدد استحکام به‌عنوان مقدار استحکام چسبندگی پوشش گزارش شد.

آزمون ریزسختی

اندازه‌گیری ریزسختی پوشش‌ها، با استفاده از دستگاه OSK ساخت کشور ژاپن صورت گرفت. برای این کار از فرورونده ویکرز تحت بار 100 گرم و زمان اعمال بار 30 ثانیه استفاده شد. در هر نمونه، سه اثر روی سطح مقطع پرداخت‌شده‌ی پوشش (در وسط ضخامت پوشش) ایجاد شد و سرانجام میانگین این سه اثر به عنوان عدد ریز سختی پوشش گزارش شد.

آزمون سایش

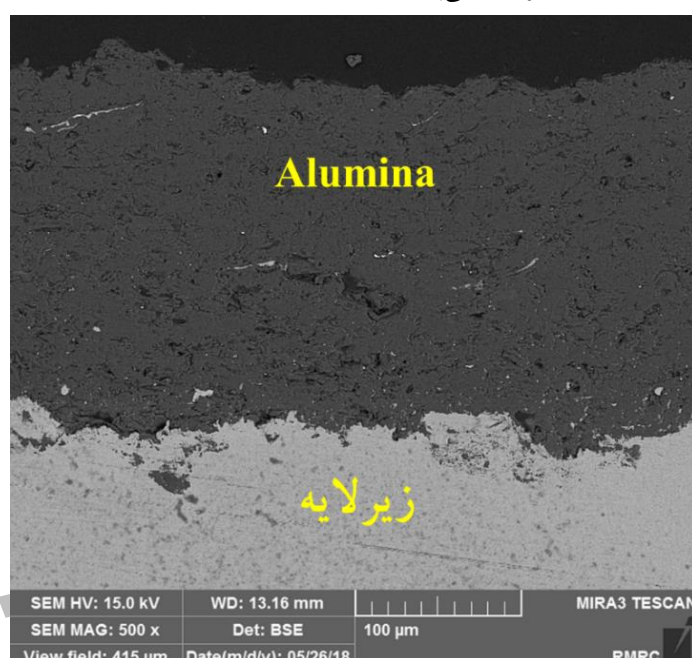
به‌منظور مطالعه و ارزیابی عملکرد سایه‌شی و مقایسه‌ی مقاومت سایشی پوشش‌ها، آزمون سایش پین روی دیسک مطابق با استاندارد ASTM G99-95 انجام شد. از زیرلایه‌های فولادی دارای پوشش به شکل استوانه به ارتفاع 10 و قطر 25 میلی‌متر به‌عنوان دیسک و پین استوانه‌ای از جنس کاربید تنگستن (1500HV) با قطر 6 mm در آزمون سایش استفاده شد. سه نیروی عمودی 2 ، 10 و 20 نیوتون انتخاب شد. سرعت چرخش پین روی دیسک و نیز مسافت کلی لغزش به ترتیب برابر با 1 m/s و 1000 m بود. قبل و پس از انجام آزمون، نمونه‌ها توسط استون شسته و خشک‌شده و وزن آن‌ها اندازه‌گیری شد. تفاوت وزن نمونه‌ها قبل و پس از آزمون

سایش به عنوان معیاری برای مقاومت سایشی پوشش‌ها ارزیابی شد. همچنین شکل رد سایشی ایجاد شده پوشش‌ها به منظور بررسی مکانیزم‌های سایشی توسط SEM مطالعه شد.

۱- نتایج و بحث

۱-۳- بررسی‌های ریزساختاری

در شکل (۳) تصویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از سطح مقطع پولیش شده پوشش آلومینا نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، اتصال پوشش به زیرلایه در فصل مشترک پوشش/زیرلایه به خوبی صورت گرفته و ریزساختار پوشش در سرتاسر ضخامت آن یکنواخت می‌باشد.



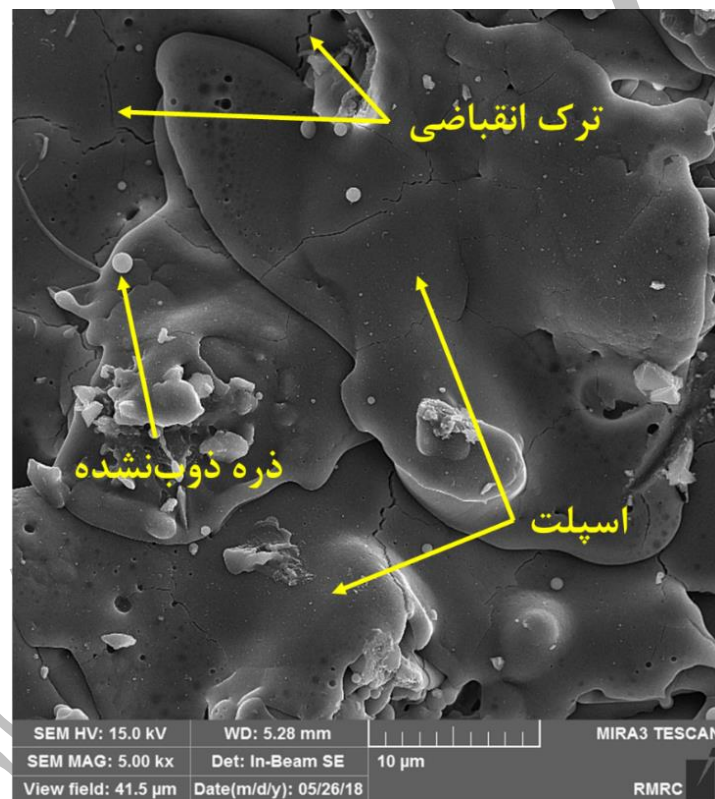
شکل (۳): تصویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از سطح مقطع پولیش شده پوشش آلومینا.

خط سیری که در درون مشعل پلاسمای می‌کنند حالت‌های مختلف ذوب، از ذوب کامل تا درجه‌های مختلف ذوب جزئی را تجربه خواهند کرد. از این رو، هر عاملی که سبب تغییر در میزان انرژی گرمایی منتقل شده به ذرات گردد و یا منجر به منحرف شدن ذرات به سمت نواحی بیرونی و سرد پلاسما شود، می‌تواند در میزان ذرات ذوب شده‌ی نهایی تغییر ایجاد کند [۱۳]. همچنین وجود تخلخل‌ها در ساختار پوشش می‌تواند به دلیل انرژی جنبشی پایین ذرات باشد که باعث کاهش تغییر شکل پلاستیک ذرات شده و ایجاد تخلخل در ساختار پوشش می‌کند [۱۴]. نکته‌ی دیگری که در شکل (۴)

شکل (۴) تصویر میکروسکوپی الکترون ثانویه از آخرین لایه منجمد شده در پوشش حاصل از رسوب‌دهی پوشش آلومینا را نشان می‌دهد. در ساختار پوشش اسپلت‌های ذوب شده، ذرات کروی و حفرات انقباضی و ترک را می‌توان مشاهده نمود. در واقع یکی از ویژگی‌های پوشش پلاسمایی وجود گرادیان دمایی از مرکز به سمت نواحی جانبی است، لذا پلاسما در راستای جهت‌های شعاعی و محوری دارای دماهای متفاوتی است. از سوی دیگر، ذرات پودر مورد استفاده از توزیع اندازه‌ی گسترده‌ای برخوردارند؛ بنابراین روشن است که ذرات تزریق شده به درون جت پلاسما، بسته به اندازه و

می‌توان به آن اشاره کرد، اندازه و مورفولوژی ذرات ذوب نشده‌ی کروی موجود در این پوشش است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، اندازه ذرات ذوب‌نشده کروی در این شکل دیده می‌شوند که اندازه‌ی آن‌ها به مراتب کوچک‌تر از پودر تغذیه آلومینای میکرونی بوده و نیز مورفولوژی کروی آن‌ها نیز با مورفولوژی چند گوشه پودر تغذیه متفاوت است. در توضیح این پدیده باید گفت که دما و سرعت جت پلاسما در نواحی مختلف شعله‌ی حاصل از تفنگ پاشش پلاسمایی متفاوت است. به نظر می‌رسد بخشی از ذرات پودر تغذیه‌ی آلومینای میکرونی به واسطه‌ی ورود به بخش مرکزی یا

هسته‌ی جت پلاسما که دارای بیشترین دما و سرعت است، پس از ذوب به ذرات کوچک‌تری متلاشی شوند و توزیع اندازه ریزتری را به دست آورند [۱۵]. قطرات مذاب یا نیمه مذاب به ذرات کوچک‌تر توسط شعله به عنوان اتمایزینگ ثانویه شناخته می‌شود که منجر به افزایش سطح تماس ذرات می‌شود. این ذرات اتمیزه شده به واسطه‌ی سطح تماس بالایی که دارند، پیش از رسیدن به زیرلایه منجمد می‌شوند و در نهایت به صورت ذرات ذوب‌نشده‌ی کروی در پوشش باقی می‌مانند [۱۶].



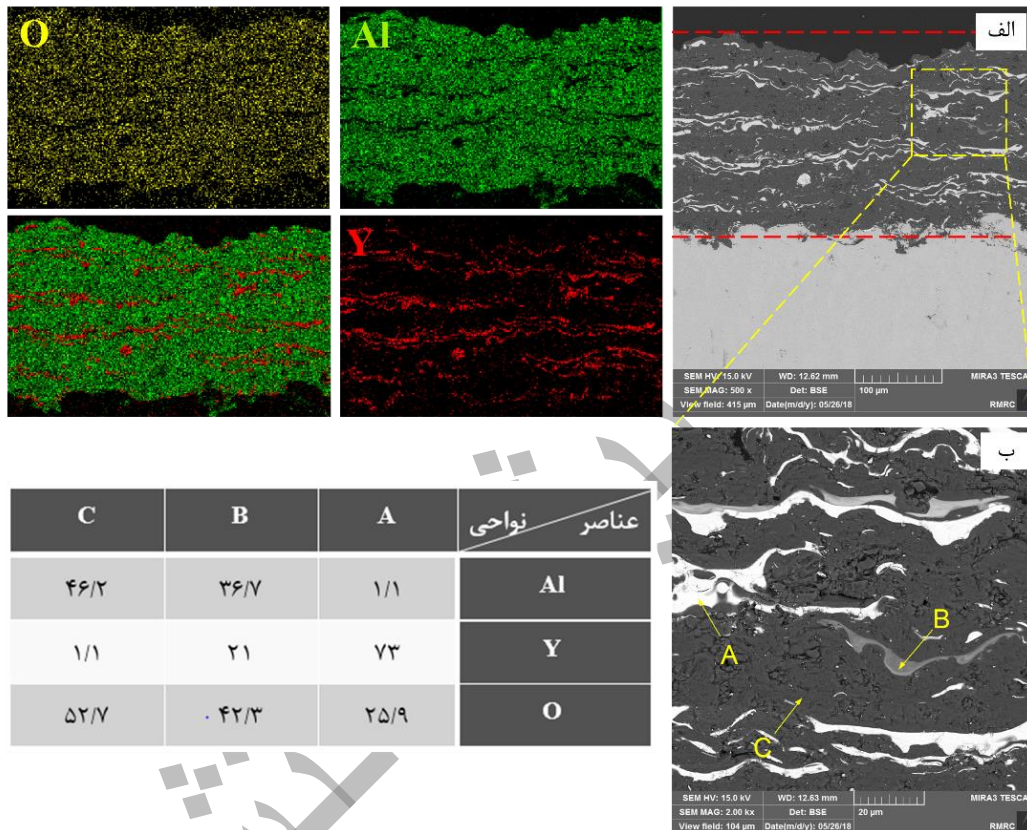
شکل (۴): تصویر میکروسکوپی الکترون ثانویه از آخرین لایه منجمد شده در پوشش حاصل از رسوب‌دهی پوشش آلومینا.

در شکل (۵-الف) نقشه توزیع عناصر Y، Al و O برای پوشش کامپوزیت ذره‌ای $Al_2O_3-20\%Y_2O_3$ لایه‌نشانی شده با استفاده از پاشش پلاسمایی نشان داده شده است. پراکندگی ذرات در نقشه نمایانگر تشکیل کامپوزیت ذره‌ای است و همان‌طور که از نقشه توزیع عناصر Y، Al و O مشخص است، توزیع عناصر به صورت ۸۰ درصد Al_2O_3 و ۲۰ درصد Y_2O_3 در پوشش‌ها به صورت مطلوب ایجاد شده است. همچنین با توجه به اینکه

عنصر اکسید ایتیریم سنگین‌تر از اکسید آلومینیوم است می‌توان مشاهده کرد که لایه‌های ایتیریا به صورت فاز روشن‌تر دیده می‌شوند و به صورت یکنواخت در زمینه‌ی پوشش (آلومینای تیره‌رنگ) جای گرفته‌اند. یکی از نکات قابل توجه در این شکل پیوستگی خوب بین لایه‌های ایتیریا و زمینه‌ی آلومینای پوشش است به گونه‌ای که هیچ نوع ترک و جدایش در فصل مشترک بین لایه‌های ایتیریا و زمینه‌ی آلومینایی دیده نمی‌شود

که نشان‌دهنده سازگاری مناسب لایه‌های بین آلومینا-ایتريا است. شکل (۵-ب) تصویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از سطح مقطع نمونه $Al_2O_3-20\%Y_2O_3$ در بزرگنمایی بالاتر به همراه درصد‌های تعیین شده عناصر از آنالیز EDS را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود علاوه بر فاز روشن (ایتريا) و فاز تیره که مربوط به آلومینا می‌باشد یک فاز به رنگ خاکستری روشن نیز در ساختار پوشش وجود دارد. این لایه‌ی

خاکستری روشن دارای هر سه عنصر اکسیژن، آلومینیوم و ایتريم است و مشاهده‌ی چنین لایه‌هایی در پوشش کامپوزیتی آلومینا-ایتريا توسط رانگ و همکاران [۱۱] نیز گزارش شده است. آن‌ها گزارش کردند که این لایه‌ها می‌توانند ناشی از واکنش آلومینا و ایتريا باشند و محصول‌های این واکنش می‌توانند ترکیباتی مانند $Y_4Al_2O_3$ ، $YAlO_3$ و $Y_3Al_5O_{12}$ باشند [۱۱].



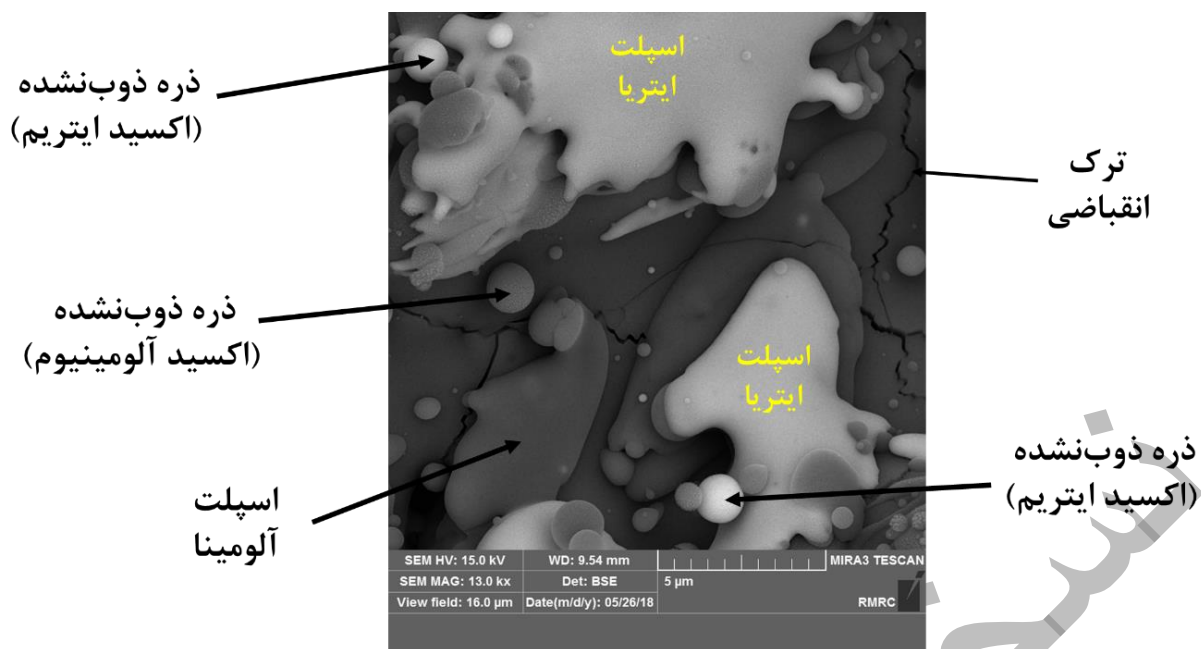
شکل (۵): (الف) تصویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از سطح مقطع نمونه $Al_2O_3-20\%Y_2O_3$ به همراه نقشه توزیع عناصر پوشش، (ب) تصویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از سطح مقطع نمونه $Al_2O_3-20\%Y_2O_3$ در بزرگنمایی بالاتر به همراه درصد‌های تعیین شده عناصر از آنالیز EDS.

تصویر میکروسکوپی الکترونی از سطح پوشش کامپوزیتی $Al_2O_3-20\%Y_2O_3$ در شکل (۶) نشان داده شده است. اسپلت‌ها، نواحی نیمه ذوب شده، ذرات ذوب نشده و تخلخل‌ها را می‌توان در شکل مشاهده کرد. نکته قابل توجه در شکل (۶) در مقایسه با شکل (۴) مربوط به پوشش آلومینایی، این است که مقدار ذرات ذوب نشده و نواحی نیمه ذوب شده در پوشش کامپوزیتی $Al_2O_3-20\%Y_2O_3$ بیشتر از پوشش آلومینایی است. در واقع مطابق با دیاگرام تعادلی

فاز دوتایی $Al_2O_3-Y_2O_3$ ، دو جزء Y_2O_3 و Al_2O_3 توانایی تشکیل محلول جامد دارند بطوریکه با افزودن هر چه بیشتر اکسید ایتريم تا حد بهینه، دمای ذوب ترکیب حاصل کاهش می‌یابد. پس انتظار می‌رود ذوب‌شوندگی پوشش با افزایش میزان اکسید ایتريم بهبود پیدا کند. این بدان معنی است که افزودن Y_2O_3 به Al_2O_3 باعث تشکیل فاز مایع در دمای یوتکتیک حدود $1810^\circ C$ می‌شود. یوتکتیک ترکیبی با کمترین نقطه ذوب است و با افزایش مقدار Y_2O_3 ، مقدار فاز

مایع تشکیل شده در 1810°C افزایش می‌یابد و در نتیجه باعث بهبودی قابلیت پاشش پودرها می‌گردد؛ ولی تشکیل محلول جامد مطابق با دیاگرام دو تایی $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ در شرایط تعادلی است؛ در حالیکه ذوب ذرات در فرایند پاشش پلاسمایی علاوه بر دمای شعله به مدت زمانی که هریک از ذرات در معرض این درجه حرارت قرار می‌گیرند، بستگی دارد [۱۷]. با توجه به کوتاه بودن زمان پرواز ذرات و عدم فرصت کافی برای ذوب ذرات و همچنین با در نظر گرفتن نواحی حرارتی مختلف در جت پلاسما، پودرها نمی‌توانند در ناحیه مرکزی جت (ناحیه داغ) در ساختار شبکه حلال به دام افتند [۱۷] و در نتیجه محلول جامد کامل تشکیل نمی‌دهند؛ از این رو با توجه به اینکه ۲۰ درصد از مواد اولیه پوشش کامپوزیتی را اکسید ایتیریم تشکیل داده و نقطه ذوب آن (۲۴۲۵ درجه سانتی‌گراد) بیشتر از اکسید آلومینیوم است و ثابت بودن پارامترهای پاشش برای هر دو پوشش آلومینایی و کامپوزیتی باعث شده است ذرات نیمه مذاب و ذوب نشده در پوشش کامپوزیتی افزایش یابد. برای اینکه بتوان اسپلت‌ها و ذرات ذوب نشده آلومینا و ایتیریا را از هم تشخیص داد، در این شکل از تصویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی استفاده شده است. با توجه به اینکه در تصاویر تهیه شده توسط الکترون‌های برگشتی فازهای سنگین‌تر روشن‌تر دیده می‌شوند پس می‌توان گفت که اسپلت‌های روشن در شکل (۶) مربوط به ایتیریا و اسپلت‌های خاکستری تیره مربوط به

آلومینا هستند. یکی از نکات قابل توجه در این شکل وجود ترک در اسپلت‌های آلومینا و عدم وجود آن در اسپلت‌های ایتیریا است. پیش‌ازاین، وجود ترک در اسپلت‌های آلومینا در پوشش آلومینای میکرونی نیز مشاهده شده بود (شکل ۴). مطالعات انجام گرفته نشان می‌دهند ایجاد ترک در آلومینا به توزیع تنش در حین برخورد ذرات مذاب به زیرلایه اتفاق می‌افتد. در واقع با توجه به اینکه ضریب انبساط حرارتی آلومینا بیشتر از ایتیریا است، در اثر سرمایش سریع اسپلت‌ها، تنش پسماند در اسپلت‌های آلومینایی کششی و تنش ناشی از انجماد اسپلت‌های ایتیریا فشاری خواهد بود و برای رها سازی تنش‌های کششی در اسپلت‌های ترد آلومینایی ترک‌هایی ایجاد می‌گردد. ترک در پوشش آلومینای میکرونی توسط رانگ و همکاران [۱۱] نیز گزارش شده است. در مورد ذرات ذوب نشده، همانطور که قبلاً اشاره شد، با توجه به اینکه دمای ذوب ایتیریا بالاتر از آلومینا است؛ بنابراین انتظار می‌رود که عمده‌ی ذرات ذوب نشده مربوط به ایتیریا باشد و با توجه به رنگ روشن بیشتر ذرات ذوب نشده این چنین است. علاوه بر این با توجه به اینکه شکل اولیه ذرات آلومینا مطابق با شکل ۲-الف گوشه‌دار است؛ از این رو ذرات ذوب نشده کروی آلومینا در پوشش نشان‌دهنده‌ی این است که ذرات بعد از ذوب شدن و قبل از برخورد به زیرلایه منجمد و به شکل ذرات کروی در پوشش مشارکت کرده‌اند.

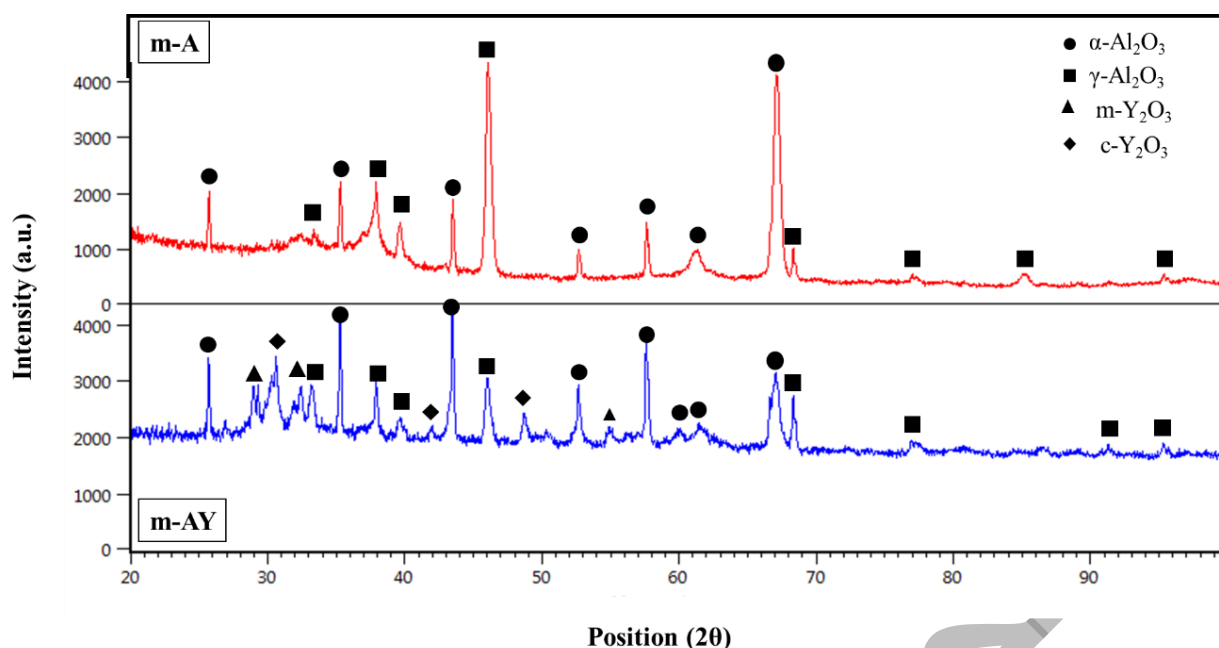


شکل (۶): تصویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از سطح پوشش کامپوزیتی Al_2O_3 -20% Y_2O_3 .

آنالیز فازی

مکعبی و ایتریای مونوکلینیک در این پوشش ظاهر شده‌اند. هدف از این مقایسه، بررسی تأثیر افزودن ایتریا به پوشش آلومینای میکرونی بر پایدارسازی فاز $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ است. نسبت شدت بلندترین پیک $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ به شدت بلندترین پیک γ - Al_2O_3 (I_α/I_γ) در پوشش‌های آلومینای میکرونی (۰/۲۵) و کامپوزیت میکرونی (۰/۶۵)، نشان می‌دهد که مقدار فاز α در پوشش m-AY بیشتر از پوشش m-A است. به بیان دیگر، کامپوزیت کردن پوشش آلومینای میکرونی به کمک ایتریا نقش مؤثری در پایدارسازی فاز $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ دارد. افزودن Y_2O_3 ، شرایط مثبتی برای هسته‌گذاری غیر همگن $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ فراهم می‌کند که می‌توان گفت باعث کاهش انرژی هسته‌گذاری آن می‌شود [۱۸]. همچنین همانطور که در بخش قبلی گزارش شد، ممکن است ترکیباتی از آلومینیوم و ایتریم مانند $\text{Y}_4\text{Al}_2\text{O}_3$ ، $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ و YAlO_3 در ساختار پوشش وجود داشته باشند که عدم مشاهده‌ی این ترکیبات در آنالیز XRD می‌تواند به دلیل مقدار کم آن‌ها در پوشش باشد.

الگوهای XRD مربوط به پوشش‌های آلومینای میکرونی (m-) A و کامپوزیتی میکرونی (m-AY) در شکل (۷) نشان داده شده است. الگوی XRD پوشش آلومینای میکرونی نشان می‌دهد که فازهای $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ و $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ با ساختار مکعبی در این پوشش حضور دارند. با توجه به سرعت سرمایش بسیار بالای قطرات پاشش در فرایند پاشش پلاسمایی (حدود k/s ۱۰^۶) و نیز انرژی آزاد بحرانی مورد نیاز کمتر برای جوانه‌زنی فاز شبه‌پایدار $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ نسبت به فاز پایدار $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ، تشکیل فاز $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ منطقی و مورد انتظار است. در پژوهش‌های مختلفی حضور فازهای نیمه‌پایدار $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ به جای فاز پایدار $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ در پوشش‌های پاشش حرارتی گزارش شده است [۱۱]. با توجه به الگوی XRD پوشش کامپوزیتی میکرونی (m-AY) می‌توان دید که فازهای $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ، $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ ، c- Y_2O_3 (ایتریای مکعبی) و m- Y_2O_3 (ایتریای مونوکلینیک) در این پوشش حضور دارند. در واقع در مقایسه با پوشش تک-جزئی آلومینای میکرونی (m-A)، فازهای جدید ایتریای

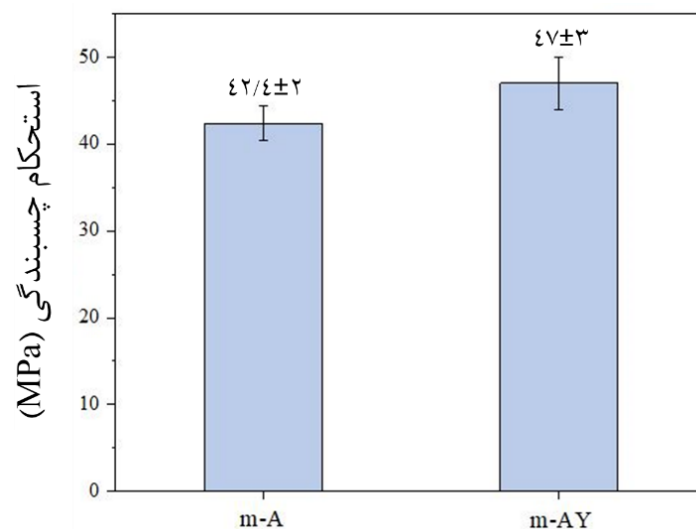


شکل (۷): الگوهای XRD مربوط به پوشش‌های آلومینای میکرونی (m-A) و کامپوزیتی میکرونی (m-AY).

کامپوزیتی افزایش اندک در مقادیر استحکام چسبندگی مشاهده می‌شود که به دلیل چسبندگی بهتر اسپلت‌ها ناشی از اتصالات شیمیایی ایتریا و آلومینا در پوشش‌های کامپوزیتی است. در واقع، ترک‌های حاصل از تنش کششی حین آزمون کشش، تمایل به اشاعه در ضعیف‌ترین مسیرهای موجود در پوشش یعنی مرز بین اسپلت‌ها را دارند. در نتیجه هر چه چسبندگی بین اسپلت‌ها بالاتر باشد، مقاومت بیشتری به رشد ترک ایجاد شده و در نتیجه تنش بیشتری برای جدا کردن لایه‌ها از هم مورد نیاز است و استحکام چسبندگی پوشش بیشتر می‌شود.

۳-۳- استحکام پیوند پوشش‌ها

نتایج استحکام پیوند پوشش‌های m-A و m-AY، در شکل (۸) نشان داده شده است. بر اساس اصول آزمون استحکام چسبندگی، چنانچه شکست از فصل مشترک پوشش-زیرلایه رخ دهد مقدار استحکام به دست آمده در آزمون کشش، به عنوان استحکام چسبندگی^۴ پوشش در نظر گرفته می‌شود و در صورتی که شکست در داخل پوشش اتفاق بیفتد، استحکام هم چسبی^۵ پوشش تعیین می‌گردد [۱۹]. در تمامی نمونه‌های مورد آزمایش، شکست در فصل مشترک پوشش-زیرلایه اتفاق افتاد و در نتیجه مقادیر به دست آمده، استحکام چسبندگی هستند. با افزودن ۲۰٪ ایتریا به آلومینا در پوشش‌های

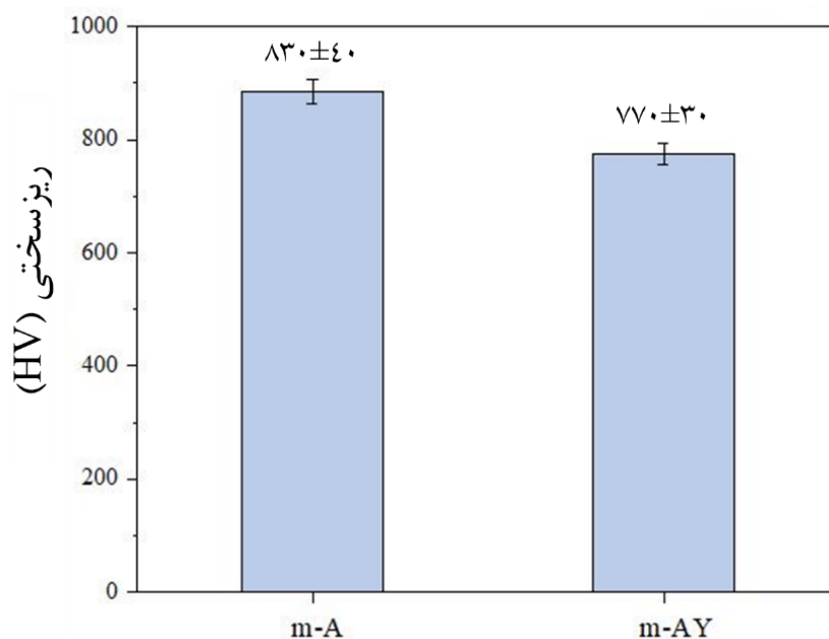


شکل (۸): استحکام پیوند پوشش‌های آلومینای میکرونی (m-A) و کامپوزیتی میکرونی (m-AY).

آزمون ریزسختی

شکل (۹) نتایج ریزسختی پوشش‌های آلومینای میکرونی (m-A) و کامپوزیتی میکرونی (m-AY) را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود ریزسختی پوشش m-AY نسبت به پوشش آلومینای خالص (m-A) به میزان ۱۱۰ ویکرز کاهش یافته است. در این مورد، سه عامل مشخص را می‌توان مورد بررسی قرار داد. گزارش شده است که سختی ذاتی پوشش ایتريای خالص به میزان دو برابر کمتر از پوشش آلومینای خالص است [۱۱]؛ بنابراین هنگام افزودن Y_2O_3 به Al_2O_3 و تشکیل پوشش کامپوزیتی، انتظار می‌رود ریزسختی ذاتی پوشش کامپوزیتی تا حدی کاهش یابد. از طرفی همان‌طور که در بخش بررسی‌های فازی دیده شد، افزودن Y_2O_3 به پوشش Al_2O_3 باعث پایداری فازی $\alpha-Al_2O_3$ و افزایش مقدار این

فاز در پوشش کامپوزیتی شده است؛ بنابراین با توجه به سختی بیشتر این فاز نسبت به فاز $\gamma-Al_2O_3$ ، انتظار می‌رود که سختی پوشش کامپوزیتی افزایش یابد. از طرفی با افزودن ایترياء، اتصال مناسب بین اسپلت‌ها در پوشش کامپوزیتی حاصل می‌شود؛ بنابراین یک عامل سختی ذاتی منجر به کاهش سختی پوشش و دو عامل ترکیب فازی و ریزساختار منجر به افزایش سختی پوشش کامپوزیتی می‌شوند. با توجه به مقادیر به‌دست‌آمده از آزمایش ریزسختی نتیجه می‌شود که تأثیر سختی ذاتی بر دو عامل ترکیب فازی و ریزساختاری غالب بوده است و بنابراین، در این آزمایش، سختی پوشش کامپوزیتی میکرونی (m-AY) کمتر از پوشش آلومینای خالص (m-A) اندازه‌گیری شده است.

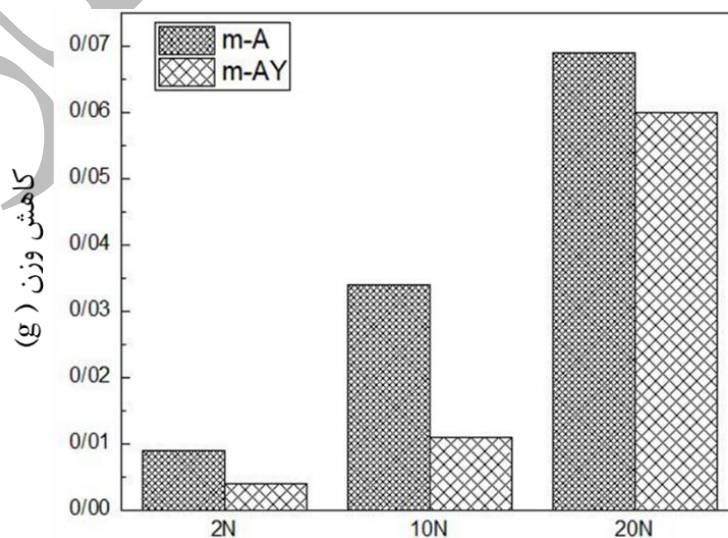


شکل (۹): ریز سختی پوشش‌های آلومینای میکرونی (m-A) و کامپوزیتی میکرونی (m-AY).

سایش

سایش پوشش در تمام بارهای اعمالی بهبود یافته است. همان‌طور که پیش‌ازین ذکر شد، پوشش m-AY از نظر ترکیب فازی و ریزساختار و همچنین مقاومت به رشد ترک بهتر از پوشش m-A، اما مقدار سختی آن کمتر از پوشش تک-جزئی بود. در واقع در پوشش کامپوزیتی با حفظ میزان سختی مناسب ($775HV_{0.3}$)، افزایش تراکم ریزساختار و چقرمگی شکست منجر به بهبود مقاومت به سایش نسبت به پوشش تک-جزئی میکرونی شده است. تصویر ماکروسکوپی سطح نمونه‌های پوشش پس از انجام آزمون سایش تحت نیروی ۱۰ نیوتن در شکل (۱۱) آورده شده است.

کاهش وزن پوشش‌های m-A و m-AY پس از طی مسافت ۱۰۰۰ متر برای بارهای ۲، ۱۰ و ۲۰ نیوتن در شکل (۱۰) آورده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در تمامی پوشش‌ها با افزایش نیروی اعمالی، میزان سایش افزایش یافته است. در مورد پوشش تک جزئی آلومینا (m-A)، در نیروهای ۲، ۱۰ و ۲۰ نیوتن به ترتیب 0.009 ، 0.034 و 0.069 گرم کاهش وزن رخ داده است. پوشش کامپوزیتی میکرونی (m-AY) در نیروهای ۲، ۱۰ و ۲۰ نیوتن به ترتیب 0.004 ، 0.011 و 0.060 گرم کاهش وزن نشان داده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با افزودن ایترا به پوشش آلومینا، مقاومت به



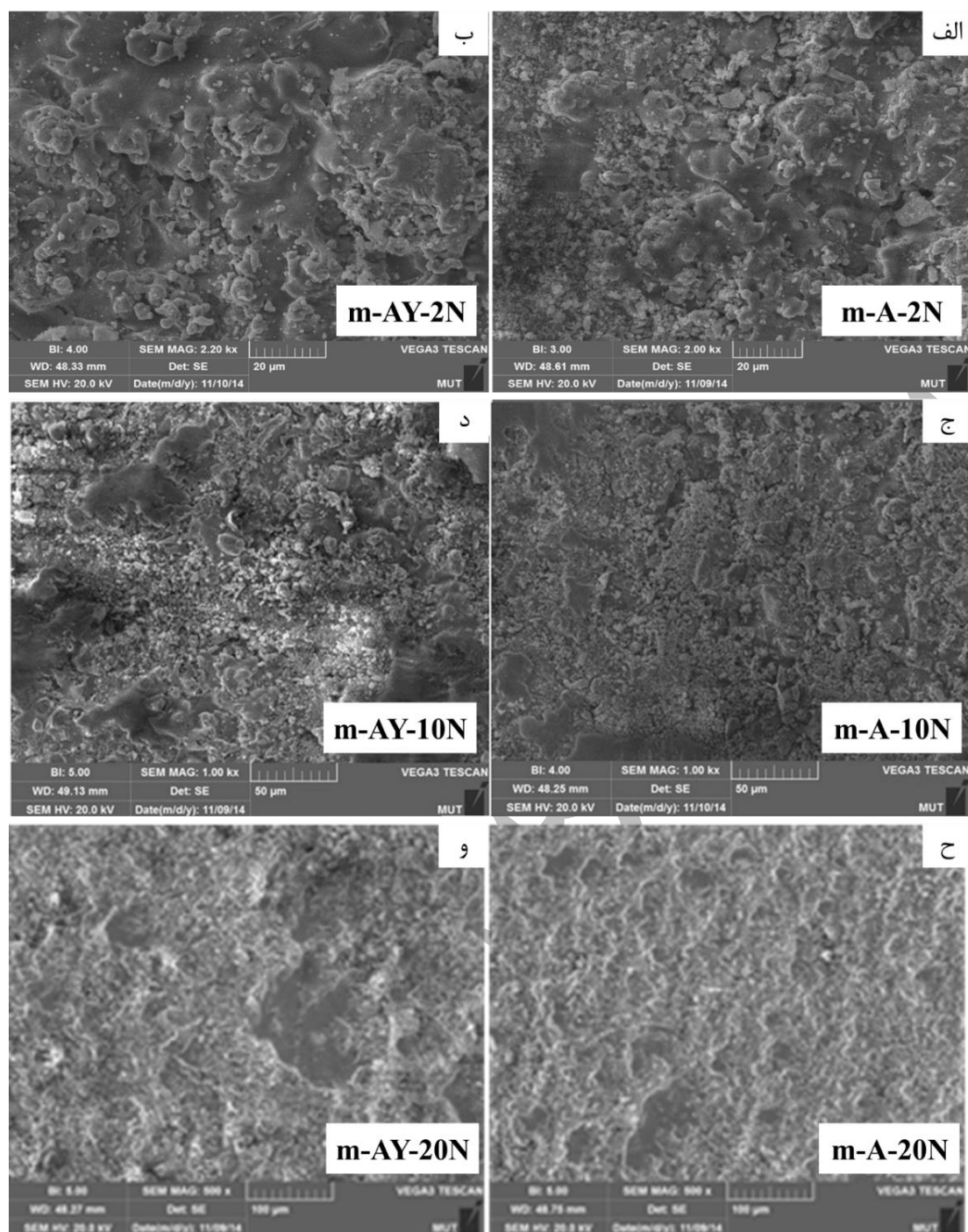
شکل (۱۰): نمودار ستونی کاهش وزن پوشش‌های m-A و m-AY پس از طی مسافت ۱۰۰۰ متر برای بارهای ۲، ۱۰ و ۲۰ نیوتن.



شکل (۱۱): تصویر سطح نمونه‌ها پس از انجام آزمون سایش تحت نیروی ۱۰ نیوتن، (الف) آلومینای میکرونی، (ب) کامپوزیت Al_2O_3 -20% Y_2O_3 میکرونی.

مناطق از سطح پوشش تغییر فرم پلاستیک مشاهده می‌شود. میزان این آسیب‌ها در سطح پوشش تک‌جزئی بیشتر از پوشش کامپوزیتی به نظر می‌رسد. در واقع پوشش کامپوزیتی اگرچه سختی کمتری نسبت به تک‌جزئی داشت، اما مقدار تافنس بالاتر و ریزساختار بهتر آن اثر غالبی دارد و منجر به بهبود عملکرد مقاومت به سایش آن در برابر ساینده کاربید تنگستن شده است. نواحی تغییر فرم پلاستیک یافته در بارهای ۱۰ و ۲۰ نیوتن، مکانیزم غالب سایش در این حالت را تغییر فرم پلاستیک معرفی می‌کند. تغییر فرم پلاستیک ناشی از تماس موضعی زیاد تنش‌های چشمگیری در نقاط تماس ایجاد می‌کند. از طرفی به واسطه‌ی اصطکاک سطوح تماسی و هدایت حرارتی ضعیف مواد سرامیکی باعث ایجاد دماهای موضعی بالا می‌شود که تغییر فرم پلاستیک را تسهیل می‌سازد [۲۰، ۲۱]. همچنین افزایش بار از ۱۰ به ۲۰ نیوتن منجر به تشدید تغییر فرم پلاستیک و در نتیجه افزایش میزان سایش در پوشش‌ها شده است. با توجه به داده‌های کاهش وزن و مشاهدات میکروسکوپی، پوشش کامپوزیتی عملکرد بهتری را در مقاومت به سایش در تمام نیروهای آزمون داشت.

در این بخش، نتایج ارزیابی‌های میکروسکوپی الکترونی روبشی صورت گرفته پس از آزمون سایش بر روی پوشش‌های m-A و m-AY آورده شده‌اند. همان‌طور که پیش از این ذکر شد، آزمون سایش با استفاده از دستگاه پین روی دیسک با سرعت ۰/۱ m/s و در نیروهای ۲، ۱۰ و ۲۰ نیوتن در مسافت ۱۰۰۰ متر روی نمونه‌ها انجام شد و پین ساینده از جنس کاربید تنگستن بود. همان‌طور که از تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح پوشش‌ها پس از آزمون سایش تحت نیروی ۲ نیوتن مشاهده می‌شود، در تمامی شکل‌ها اثر چشمگیری از آسیب سایش مشاهده نمی‌شود و تنها مقداری ذرات سایشی قابل مشاهده هستند. به نظر می‌رسد مکانیزم غالب سایش در بار ۲ نیوتن روی پوشش‌ها، درگیر شدن زبری‌های دو سطح با هم و برش ناهمگونی‌های سطح پوشش و سطح ساینده بوده است. تصاویر SEM از سطح سایش پوشش‌های m-A و m-AY در بار ۱۰ و ۲۰ نیوتن نشان می‌دهد که سایش شدیدتری نسبت به نیروی ۲ نیوتن ایجاد شده است. در بارهای ۱۰ و ۲۰ نیوتن، علاوه بر حضور ذرات سایشی بیشتر روی پوشش‌ها، در



شکل (۱۱): تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح پوشش‌ها پس از آزمون سایش تحت نیروی ۲، ۱۰ و ۲۰ نیوتن.

۲- نتیجه گیری

- ۱- کوتاه بودن زمان پرواز ذرات و عدم فرصت کافی برای ذوب ذرات (تعادلی نبودن فرایند) و همچنین با در نظر گرفتن نواحی حرارتی مختلف در جت پلاسما باعث می شود ذرات پودری ایترا نتوانند در ساختار شبکه حلال (آلومینا) به دام افتند و در نتیجه محلول جامد کامل تشکیل نمی دهند.
- ۲- با توجه به اینکه نقطه ذوب اکسید ایتريم بیشتر از اکسید آلومینیوم است و با توجه به ثابت بودن پارامترهای پاشش برای هر دو پوشش آلومینایی و کامپوزیتی باعث شده است ذرات نیمه مذاب و ذوب نشده در پوشش کامپوزیتی افزایش یابد.

۳- مقایسه نسبت شدت بلندترین پیک $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ به شدت بلندترین پیک $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ نشان داد که افزودن ایترا باعث پایدارسازی فاز مطلوب α شده است.

۴- با توجه به مقادیر به دست آمده از آزمون ریزسختی نتیجه شد که تأثیر سختی ذاتی بر دو عامل ترکیب فازی و ریزساختاری غالب بوده است و در نتیجه سختی پوشش کامپوزیتی میکرونی (m-AY) ۱۱۰ ویکرز کمتر از پوشش آلومینای خالص (m-A) اندازه گیری شد.

۵- افزودن ۲۰٪ ایترا به آلومینا در پوشش های کامپوزیتی باعث افزایش اندک در مقادیر استحکام چسبندگی شد که علت آن چسبندگی بهتر اسپلت ها ناشی از اتصالات شیمیایی ایترا و آلومینا در پوشش های کامپوزیتی بود.

۶- کامپوزیت سازی آلومینا با فاز ثانویه ایترا باعث بهبود مقاومت سایشی در تمام بارهای اعمالی شد. نواحی تغییر فرم پلاستیک یافته در بارهای ۱۰ و ۲۰ نیوتن، مکانیزم غالب سایش را تغییر فرم پلاستیک معرفی کرد.

۵- مراجع

- [1] G. Straffelini, "Friction and Wear," Methodologies for Design and Control. Switzerland: Springer International Publishing AG Switzerland, 2015.
- [2] P. L. Fauchais, J. V. R. Heberlein, and M. I. Boulos, Thermal Spray Fundamentals. 2014.
- [3] P. J. B. e .al., ASM Metals Handbook (Friction, Lubrication, and Wear Technology). 1992.
- [4] DongYC, YanDR, HeJN, LiXZ, FengWR, and LiuH, "Studies on composite coatings prepared by plasma spraying Fe₂O₃-Al self-reaction composite powders," Surf. Coat. Technol., vol. 179, pp. 223-228, 2004.
- [5] S. O, "Effect of some parameters on microstructure and hardness of alumina coatings prepared by the air plasmas praying process," Surf. Coat. Technol., vol. 190, pp. 388-93, 2005.
- [6] Y. ZJ, T. SY, Z. XM, and D. CX, "Particle in-flight behavior and its influence on the microstructure and mechanical properties of plasma-sprayed Al₂O₃ coatings," Eur. Ceram. Soc., vol. 28, pp. 1143-1148, 2008.
- [7] M. A. Zavareh, A. A. D. M. Sarhan, B. B. Abd Razak, and W. J. Basirun, "Plasma thermal spray of ceramic oxide coating on carbon steel with enhanced wear and corrosion resistance for oil and gas applications," Ceramics International, vol. 40, no. 9, pp. 14267-14277, 2014.
- [8] J. Fernandez, R. Rodriguez, Y. Wang, R. Vijande, and A. Rincon, "Sliding wear of a plasma-sprayed Al₂O₃ coating," Wear, vol. 181, pp. 417-425, 1995.
- [9] N. Dejang, A. Watcharapasorn, S. Wirojupatump, P. Niranatump, and S. Jiansirisomboon, "Fabrication and properties of plasma-sprayed Al₂O₃/TiO₂ composite coatings: A role of nano-sized TiO₂ addition," Surface and Coatings Technology, vol. 204, no. 9-10, pp. 1651-1657, 2010.
- [10] A. Rico, A. Salazar, M. Escobar, J. Rodriguez, and P. Poza, "Optimization of atmospheric low-power plasma spraying process parameters of Al₂O₃-50wt% Cr₂O₃ coatings," Surface and Coatings Technology, vol. 354, pp. 281-296, 2018.
- [11] J. Rong, K. Yang, H. Zhao, C. Liu, Y. Zhuang, and S. Tao, "Tribological performance of plasma sprayed Al₂O₃-Y₂O₃ composite coatings," Surface and Coatings Technology, vol. 302, pp. 487-494, 2016.
- [12] S. Taghi-ramezani, Z. Valefi, N. Ehsani, and M. Mirjani, "Comparison of Oxidation and Thermal Shock Properties of YSZ/NanoAl₂O₃ Composite Thermal Barrier Coatings Made By Plasma Spraying of Un-Pyrolyzed Precursor and Agglomerated Nanocrystalline Alumina Powder," Advanced Processes in Materials Engineering, vol. 15, no. 3, pp. 1-15, 2021.

[۱۳] رضا سحرخیز، ضیاء والفی، مسعود میرجانی و سعید تقی رمضانی "مقایسه ریز ساختار و مقاومت به اکسیداسیون دما بالای پوشش های NiCrAlY ایجاد شده به روش پوشش پلاسمایی اتمسفری (APS) و پوشش پلاسمایی با غلاف جامد محافظ (SSPS)" فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، vol. 15, no. 2, pp. 65-82, 2021.

- [14] A. S. M. Ang and C. C. Berndt, "A review of testing methods for thermal spray coatings," International Materials Reviews, vol. 59, no. 4, pp. 179-223, 2014.
- [15] M. I. Boulos, P. L. Fauchais, and E. Pfender, "Plasma-Particle Interactions in Thermal Plasma Processing," in Handbook of Thermal Plasmas: Springer, 2023, pp. 1217-1309.
- [16] J. R. Davis, Handbook of thermal spray technology. ASM international, 2004.

- [17] S. A. Deshpande, Thermal spray coatings: Insights into microstructural evolution and high temperature behavior across length scales. State University of New York at Stony Brook, 2004.
- [18] N .A. Toropov, I. A. Bondar, F. Y. Galadhov, K. S. Nikogosyan, and N. V. Vinogradova, "Phase equilibria in the yttrium oxide-alumina system," Bulletin of the Academy of Sciences of the USSR, Division of chemical science, vol. 13, no. 7, pp. 1076-1081, 1964/07/196401.o7.
- [19] P. L. Fauchais, J. V. Heberlein, and M. I. Boulos, Thermal spray fundamentals: from powder to part. Springer Science & Business Media, 2014.
- [20] G. Stachowiak and A. W. Batchelor, Engineering tribology. Butterworth-heinemann, 2013.
- [21] I .Hutchings, "Tribology: friction and wear of engineering materials: Edward Arnold,(Fax:+ 44 (0) 732 461321) 1992, 352pp, £19. 95 paperback, ISBN 0 340 56184," ed: Elsevier, 1992.

۶- پی نوشت:

- 1- Mechanical Interlockings
- 2- Asperites
- 3- XRD (X-Ray-Diffraction)
- 4- Adhesive Strength
- 5- Cohesive Strength