



Ferdowsi University
of Mashhad

Journal of Metallurgical and Materials Engineering

<https://jmme.um.ac.ir>



Iron&Steel
Society of Iran

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

Research Article

Hossein Aghajani¹, Saeid Taghiramezani² , Zia Valefi³, Masud Mirjani⁴

DOI: [10.22067/jmme.2025.92886.1200](https://doi.org/10.22067/jmme.2025.92886.1200)

1- Introduction

Wear in tribological systems causes problems such as fracture, dimensional inaccuracy, and surface degradation. Thermal spraying is one of the most effective methods to enhance wear resistance by depositing suitable materials onto metallic substrates. These coatings are also used for oxidation and corrosion protection, and can be produced from metals, alloys, ceramics, cermet materials, polymers, and composites. Ceramic thermal spray coatings, particularly alumina (Al_2O_3), are widely applied due to their high hardness, chemical stability, wear resistance, and excellent dielectric properties. They are used in components such as bearings, valves, pump seals, engine parts, nozzles, and railway equipment operating under severe conditions. A major challenge is stabilizing the desirable $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ phase. Additives such as TiO_2 , Cr_2O_3 , ZrO_2 , and Y_2O_3 are commonly used for this purpose. Yttria, a rare-earth oxide, improves microstructure, reduces porosity, increases thermal conductivity and adhesion strength, and enhances α -phase content. Its distribution at grain boundaries hinders grain movement, reducing wear and material loss. This study examines the influence of yttria addition on the microstructure, adhesion, hardness, and wear properties of plasma-sprayed alumina coatings.

2- Experimental Study

Carbon steel (St37) substrates were prepared for microstructural, adhesion, and wear tests in cylindrical forms of various dimensions. Surfaces were grit-blasted with alumina (mesh 24, 4 bar) and cleaned with acetone and compressed air before coating. Micron-sized alumina (Metco 105NS) and yttria (Metco 6035A) powders (Fig. 1) were deposited by atmospheric plasma spraying (APS) using identical parameters (Table 1) for pure Al_2O_3 (m-A) and $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-20}\%\text{Y}_2\text{O}_3$ (m-AY) coatings. Characterization included SEM/EDS, XRD, Vickers microhardness, ASTM C633 adhesion testing, and ASTM G99 pin-on-disk wear tests at 2, 10, and 20 N against a tungsten carbide pin. Wear resistance was evaluated by weight loss and SEM

examination of wear tracks.

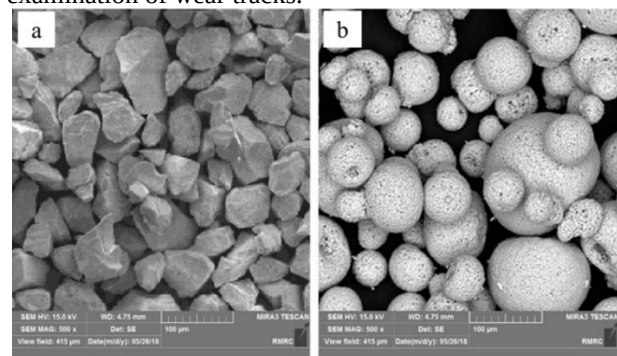


Figure 1- SEM image of the thermal spray powder: (a) Al_2O_3 , and (b) Y_2O_3 powder.

Table 1: Parameters of plasma spraying.

Spray parameters	Al_2O_3 and $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-20}\%\text{Y}_2\text{O}_3$
Current (A)	600
Primary gas, Ar (SLPM*)	45
Secondary gas, H_2 (SLPM)	12
Carrier gas, Ar (SLPM)	3
Powder feed rate (g/min)	25
Spray distance (mm)	100

*Standard Liter Per Minute

3-Result and discussion

The elemental distribution maps of Y, Al, and O for plasma-sprayed $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-20}\%\text{Y}_2\text{O}_3$ coatings in Fig. 2 show a well-formed particle composite structure, with a uniform distribution of 80% Al_2O_3 and 20% Y_2O_3 . Due to its higher atomic mass, yttria appears as brighter phases evenly dispersed within the darker alumina matrix, with

*Manuscript received 2025 April 5. Revised 2025 May 11, Accepted 2025 August 16..

¹ M.Sc. Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar university of Technology,Iran.

² Corresponding author. Assistant Professor Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar university of Technology, Iran. **Email:** s.ramezany2013@gmail.com

³ Associate Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar university of Technology,Iran.

⁴ M.Sc. Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar university of Technology,Iran.

good interfacial bonding and no visible cracks or delamination. Backscattered electron imaging and EDS analysis reveal, besides bright yttria and dark alumina phases, an additional light-gray phase containing oxygen, aluminum, and yttrium.

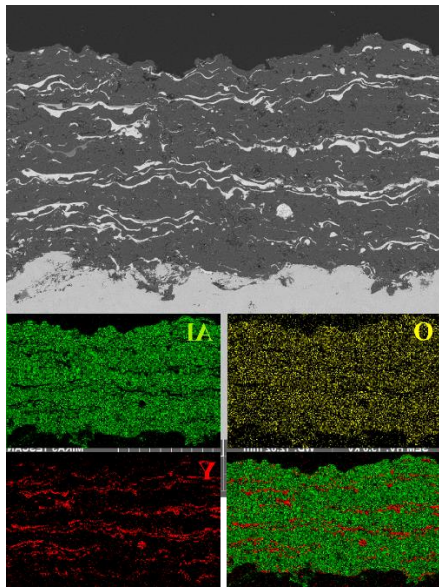


Figure 2. Cross-sectional SEM micrograph of the Al_2O_3 –20% Y_2O_3 coating, accompanied by the corresponding elemental distribution maps.

The results showed that the pure alumina coating exhibited higher hardness (by approximately 110 HV) compared to the composite coating (Fig. 3). This was attributed to the inherently higher hardness of α - Al_2O_3 grains and the absence of a softer secondary phase. However, the Al_2O_3 –20% Y_2O_3 composite displayed a significantly higher adhesion strength, exceeding that of pure alumina by about 4.6 MPa (Fig. 4). This improvement was linked to enhanced splat cohesion and inter-lamellar bonding promoted by chemical interactions between alumina and yttria during plasma spraying.

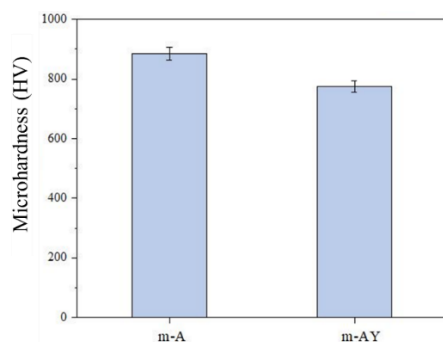


Figure 3. Micro-hardness of the alumina (m-A) and composite (m-AY) coatings.

Although the addition of yttria led to a slight decrease in hardness, the composite coating demonstrated superior wear resistance. This was explained by its higher fracture toughness and a more homogeneous, refined microstructure, which reduced crack propagation and material removal during sliding contact.

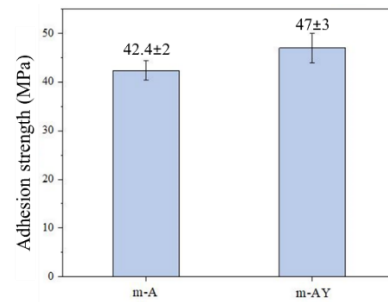


Figure 4. Adhesion strength of alumina (m-A) and composite (m-AY) coatings.

Across all test loads, weight loss data (Fig. 5) confirmed that the composite coating maintained better wear resistance than the pure alumina coating. The performance advantage was most notable at higher loads, where toughness and microstructural integrity became more critical than absolute hardness.

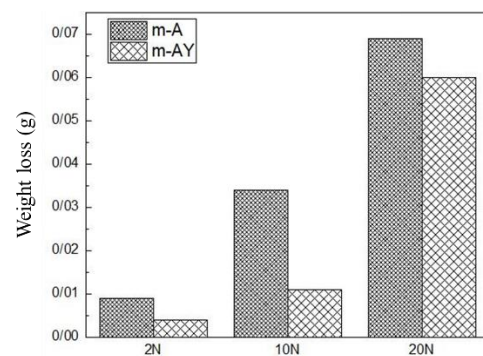


Figure 5. Column chart showing the weight loss of m-A and m-AY coatings after a 1000 m sliding distance under loads of 2, 10, and 20 N.

Overall, the study concluded that incorporating yttria into alumina coatings modifies the microstructural and mechanical balance in a way that enhances adhesion strength and wear resistance despite a modest reduction in hardness. These findings indicate that Al_2O_3 – Y_2O_3 composite coatings, produced via APS, offer a promising route for improving the durability of tribological components operating under high-load, abrasive environments.

4- Conclusion

1. Short particle flight time, non-equilibrium conditions, and thermal gradients in the plasma jet prevented yttria particles from fully dissolving in the alumina lattice, limiting solid solution formation.
2. Due to yttria's higher melting point and identical spray parameters for both coatings, more semi-molten and unmelted particles appeared in the composite.
3. Composite coating (m-AY) hardness was 110 HV lower than pure alumina (m-A) due to combined phase and microstructural effects.
4. Adding 20% yttria slightly improved adhesion strength through better splat bonding from chemical interactions.
5. Yttria addition enhanced wear resistance at all loads; at 10–20 N, plastic deformation was the dominant wear mechanism.



ارزیابی مقاومت به سایش پوشش های Al_2O_3 و کامپوزیتی $Al_2O_3-Y_2O_3$ ایجاد شده به روش پاشش پلاسمایی اتمسفری*

مقاله پژوهشی

حسین آقاجانی^(۱) سعید تقی رمضانی^(۲) ضیاء والفی^(۳) مسعود میرجانی^(۴)

DOI: 10.22067/jmme.2025.92886.1200

چکیده در این پژوهش، پوشش های آلومینای میکرونی و کامپوزیت $Al_2O_3-20\%Y_2O_3$ به روش پاشش پلاسمایی اتمسفری اعمال شدند. هدف از این کار بررسی تأثیر افزودن فاز ثانویه ایتریا بر ریزساختار، سختی و استحکام چسبندگی پوشش های آلومینایی بود. ارزیابی پوشش ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی، پراش سنجی پرتو ایکس، آزمون ریزسختی و استحکام چسبندگی انجام شد. همچنین به منظور بررسی رفتار سایشی پوشش ها 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 ایتریم بیشتر است در حالی که استحکام چسبندگی پوشش کامپوزیتی $Al_2O_3-20\%Y_2O_3$ ۴/۶ MPa بیشتر از پوشش آلومینای خالص است و دلیل این امر، چسبندگی بهتر اسپلت ها ناشی از اتصالات شیمیایی ایتریا و آلومینا در پوشش های کامپوزیتی است. همچنین پوشش کامپوزیتی، اگرچه سختی کمتری نسبت به پوشش تک جزئی آلومینا داشت، اما مقدار تافنس بالاتر در آن و ریزساختار بهتر آن اثر غالبی دارد و منجر به بهبود عملکرد مقاومت به سایش آن در برابر ساینده کاربید تنگستن شد. علاوه بر این داده های کاهش وزن نیز نشان داد که پوشش کامپوزیتی عملکرد بهتری را در مقاومت به سایش در تمام نیروهای آزمون دارد.

واژه های کلیدی آلومینا، فاز ثانویه ایتریا، پاشش پلاسمایی اتمسفری، مقاومت به سایش، ریزسختی، چسبندگی.

Evaluation of the Wear Resistance of Al_2O_3 and $Al_2O_3-Y_2O_3$ Composite Coatings Deposited by Atmospheric Plasma Spraying

Hossein Aghajani Saeid Taghiramezani Zia Valefi Masud Mirjani

Abstract In this study, microni alumina and $Al_2O_3-20\%Y_2O_3$ 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 $Al_2O_3-20\%Y_2O_3$ 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.

* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۴/۱/۱۶ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۴/۵/۲۵ می باشد.

(۱) کارشناس ارشد مهندسی خوردگی و حفاظت از مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

(۲) نویسنده مسئول، دکترای مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

(۳) دانشیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

(۴) کارشناس ارشد مهندسی خوردگی و حفاظت از مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

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 [1]. در حال حاضر، یکی از مهم‌ترین رویکردها برای بهبود ویژگی مقاومت به سایش قطعات، به‌کارگیری روش‌های پاشش حرارتی برای پوشش‌دهی مواد با خواص سایشی مطلوب، روی زیرلایه‌های فلزی است [2]. امروزه پوشش‌های پاشش 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، سمرت‌ها، پلیمرها و کامپوزیت‌ها توسط فرایندهای پاشش حرارتی، قابل لایه‌نشانی هستند [3]. پوشش‌های سرامیکی پاشش حرارتی به طور گسترده برای اصلاح خواص سطحی اجزا در محدوده وسیعی از کاربردهای صنعتی برای تأمین مقاومت به سایش استفاده می‌شوند [4-6]. پاشش پلاسمایی یکی از پرکاربردترین روش‌ها در مهندسی سطح است که 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 دانسیته پایین سرامیک‌های اکسیدی از مهم‌ترین دلایل استفاده از آن‌ها به عنوان پوشش است [7].

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 است 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 [8]. یکی از مهم‌ترین چالش‌های استفاده از پوشش‌های پاشش حرارتی آلومینایی، یافتن راهکاری مناسب برای پایداری سازی فاز مطلوب $\alpha-Al_2O_3$ است. تیتانا (TiO_2)، کرومیا (Cr_2O_3)، زیرکونیا

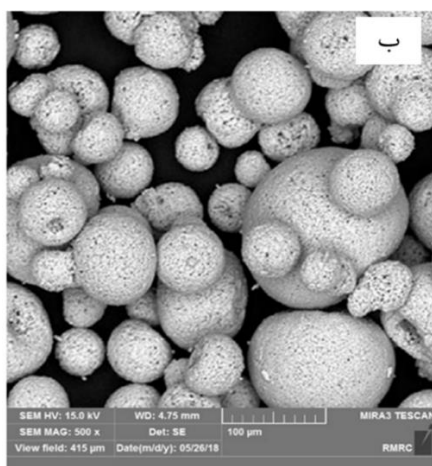
(ZrO_2) و ایتریا (Y_2O_3) از جمله شناخته‌شده‌ترین سرامیک‌های اکسیدی هستند که به منظور پایداری سازی فاز آلفا و بهبود خواص پوشش‌های آلومینایی پاشش حرارتی به آن‌ها اضافه می‌شود [9-11]. در بین اکسیدهای مذکور، Y_2O_3 به عنوان اکسیدی از یک عنصر نادر خاکی به دلیل فعالیت شیمیایی بالای خود، به منظور تقویت ریزساختار، به صورت افزودنی در روش‌های مهندسی سطح و پوشش به کار گرفته می‌شود. پژوهش‌های پیشین نشان می‌دهند که افزودن ایتریا به پوشش‌های آلومینایی باعث کاهش میکروتخلخل‌ها، افزایش هدایت حرارتی پوشش، افزایش استحکام پیوستگی و نیز افزایش قابل توجه کسر حجمی فاز مطلوب $\alpha-Al_2O_3$ 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 مرزدانه‌ها عمل می‌کند و از تغییر فرم سطح که منجر به سایش و از دست رفتن مواد می‌شود، جلوگیری می‌کند [11]. در این پژوهش تأثیر افزودن اکسید ایتریا بر ریزساختار، استحکام چسبندگی، سختی و خواص سایشی پوشش‌های آلومینایی ایجاد شده با روش پاشش پلاسمایی اتمسفری مورد بررسی قرار گرفته است.

مواد و روش تحقیق

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 بود 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 (Mechanical Interlockings) بین ذرات پوشش و برآمدگی‌های (Asperities) سطح زیرلایه است؛ بنابراین به منظور افزایش زبری سطح زیرلایه‌ها و بهبود چسبندگی پوشش به زیرلایه، پیش از پوشش‌دهی عملیات ذره‌پاشی توسط ذرات

یا کامپوزیتی بودن پوشش‌ها صورت گرفت به این ترتیب که از حرف A برای پوشش آلومینای خالص و از حرف AY برای پوشش کامپوزیتی $Al_2O_3-Y_2O_3$ در لایه‌نشانی پوشش استفاده شد و m نیز نمایانگر میکرونی بودن اندازه پودرهاست.

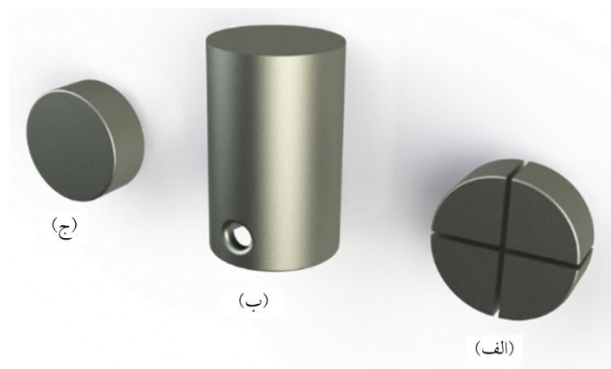


شکل ۲ تصاویر میکروسکوپی الکترونی رویشی از مورفولوژی پودرهای مورد استفاده: (الف) پودر Y_2O_3 Metco 105NS، (ب) پودر Al_2O_3 Metco 6035A

جدول ۱ پارامترهای پاشش مورد استفاده در لایه‌نشانی پوشش‌ها

پوشش‌های Al_2O_3 و $Al_2O_3-20\%Y_2O_3$	پارامترهای پاشش
۶۰۰	جریان قوس (A)
۴۵	نرخ سیلان گاز اولیه پلاسما (l/min)(Ar)
۱۲	نرخ سیلان گاز ثانویه پلاسما (l/min) (H_2)
۳	نرخ سیلان گاز حامل پودر (l/min)(Ar)
۱۰۰	فاصله‌ی پاشش (mm)
۲۵	نرخ تغذیه پودر (g/min)

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 استوانه‌ای جاسازی شدند. همچنین پس از آن به منظور پاک‌سازی هرگونه آلودگی باقی‌مانده روی سطح زیرلایه‌ها از جمله ذرات آلومینای ناشی از فرایند ذره-پاشی، از محلول استون و نیز از جریان هوای فشرده استفاده شد. به منظور جلوگیری از آلودگی دوباره سطح زیرلایه‌ها، پوشش‌دهی بلافاصله پس از آماده‌سازی 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

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 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.

فرایند لایه‌نشانی پوشش‌ها توسط دستگاه پاشش پلاسمایی پلاسماتکنیک مدل A-3000 S مجهز به تفنگ پلاسما F4 و سیستم تزریق پودر Twin 10 ساخت شرکت Sulzer انجام شد. حرکت قطعه و تفنگ پلاسما به ترتیب توسط یک میز دوار و یک سیستم رفت و برگشتی قابل کنترل بود. پارامترهای پوشش‌دهی به روش APS برای هر دو پوشش یکسان در نظر گرفته شد و در جدول (۱) آورده شده است. در جدول (۲) نیز نام‌گذاری استفاده شده برای نمونه‌های آزمایشی موجود برای پژوهش آورده شده است. نام‌گذاری نمونه‌ها با توجه به خالص

جدول ۲ نام‌گذاری و کدهای پوشش‌های مورد بررسی در پژوهش

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

ارزیابی خواص پوشش‌ها

برای ارزیابی و بررسی خواص پوشش‌ها از مشاهدات ریزساختاری توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی، فازبندی به روش پراش‌سنجی پرتوایکس ((X-Ray-Diffraction (XRD)، 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. به منظور 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 مشاهده پوشش‌ها توسط SEM، به منظور تهیه تصاویری با وضوح بالا، یک‌لایه نازک طلا توسط دستگاه کند و پاش مغناطیسی روی پوشش‌ها اعمال شد. به منظور شناسایی و بررسی میزان فازهای موجود در پوشش‌ها پراش‌سنجی پرتوایکس با استفاده از دستگاه XRD مدل PW1800 ساخت شرکت Philips با تابش $Cu\alpha$ با طول موج ۱/۵۴ آنکستروم 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 به صورت کمی، آزمون استحکام چسبندگی مطابق استاندارد ASTM-C633 انجام شد. برای این منظور نمونه‌های استاندارد فولادی پوشش داده شده، برای آزمون استحکام چسبندگی با استفاده از یک چسب استحکام بالا به یک نمونه 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 به عنوان 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 ۱۰۰ گرم و زمان اعمال بار ۳۰ ثانیه استفاده شد. در هر نمونه، سه اثر روی سطح مقطع پرداخت‌شده پوشش (در وسط ضخامت پوشش) ایجاد شد و سرانجام میانگین این سه اثر به عنوان عدد ریزسختی پوشش گزارش شد.

آزمون سایش

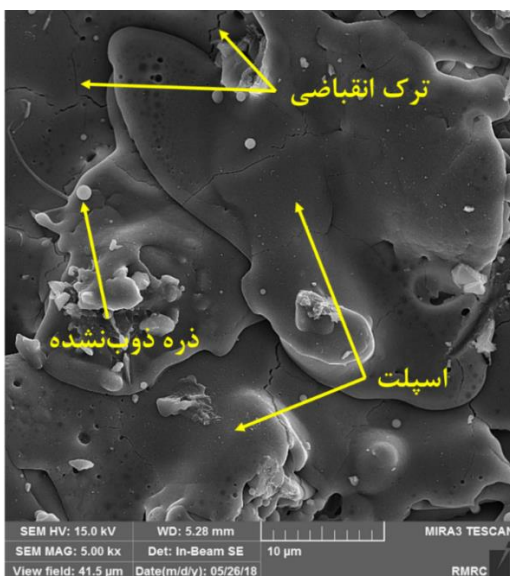
به منظور مطالعه و ارزیابی عملکرد سایشی و مقایسه مقاومت سایشی پوشش‌ها، آزمون سایش پین روی دیسک مطابق با استاندارد ASTM G99-95 انجام شد. از زیرلایه‌های فولادی دارای پوشش به شکل استوانه به ارتفاع ۱۰ و قطر ۲۵ میلی‌متر به عنوان دیسک و پین استوانه‌ای از جنس کاربید تنگستن (HV. ۱۵۰۰) با قطر ۶ mm در آزمون سایش استفاده شد. سه نیروی عمودی ۲، ۱۰ و ۲۰ نیوتون انتخاب شد. سرعت چرخش پین روی دیسک و نیز مسافت کلی لغزش به ترتیب برابر با ۰/۱ m/s و ۱۰۰۰ m بود. قبل و پس از انجام آزمون، نمونه‌ها توسط استون شسته و خشک شده 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.

نتایج و بحث

بررسی‌های ریزساختاری

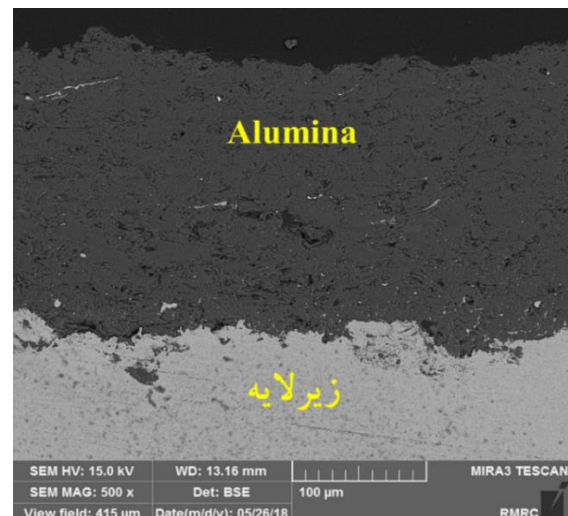
در شکل (۳) تصویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از سطح مقطع پولیش شده پوشش آلومینا نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، اتصال پوشش به زیرلایه در فصل مشترک پوشش/ زیرلایه به خوبی صورت گرفته و ریزساختار

میزان ذرات ذوب شده نهایی تغییر ایجاد کند [13]. همچنین وجود تخلخل‌ها در ساختار پوشش می‌تواند به دلیل انرژی جنبشی پایین ذرات باشد که باعث کاهش تغییر شکل پلاستیک ذرات می‌شود و ایجاد تخلخل در ساختار پوشش می‌کند [14]. نکته دیگری که در شکل (۴) می‌توان به آن اشاره کرد، اندازه و مورفولوژی ذرات ذوب نشده کروی موجود در این پوشش است. همان طور که مشاهده می‌شود، اندازه ذرات ذوب نشده کروی در این شکل دیده می‌شوند که اندازه آن‌ها به مراتب کوچک‌تر از پودر تغذیه آلومینای میکرونی است 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 شعله حاصل از تفنگ پاشش پلاسمایی متفاوت است. به نظر می‌رسد بخشی از ذرات پودر تغذیه آلومینای میکرونی به واسطه ورود به بخش مرکزی یا هسته 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 [15]. قطرات مذاب یا نیمه‌مذاب به ذرات کوچک‌تر توسط شعله به عنوان اتمایزینگ ثانویه شناخته می‌شود که منجر به افزایش سطح تماس ذرات می‌شود. این ذرات اتمیزه شده به واسطه سطح تماس بالایی که دارند، پیش از رسیدن به زیرلایه منجمد می‌شوند و در نهایت به صورت ذرات ذوب‌نشده کروی در پوشش باقی می‌مانند [16].



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

پوشش در سرتاسر ضخامت آن یکنواخت می‌باشد. ناهمواری‌هایی در سطح پوشش وجود دارد که این ناهمواری‌ها می‌تواند ناشی از سطح ذره‌پاشی شده و یا درجه پهن‌شدگی متفاوت ذرات باشد. در واقع مورفولوژی سطح یک بستر ذره‌پاشی شده در سراسر آن متفاوت است و ناهمواری‌های موجود در سطح بستر زیرلایه با اعمال پوشش به لایه‌های بالاتر انتقال پیدا کرده است. این ناهمواری‌ها در ایجاد قفل مکانیکی و بهبود چسبندگی لایه‌های پوشش حائز اهمیت است [12].

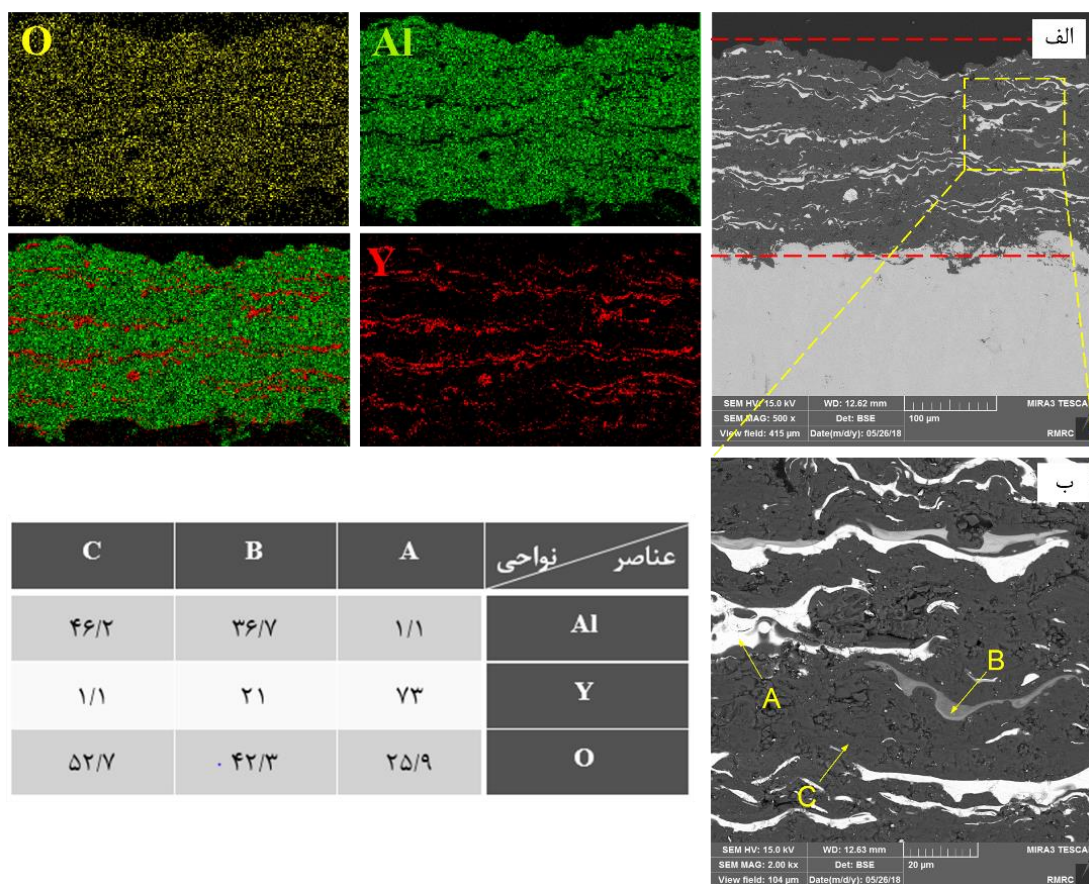


شکل ۳ تصویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از سطح مقطع پولیش شده پوشش آلومینا

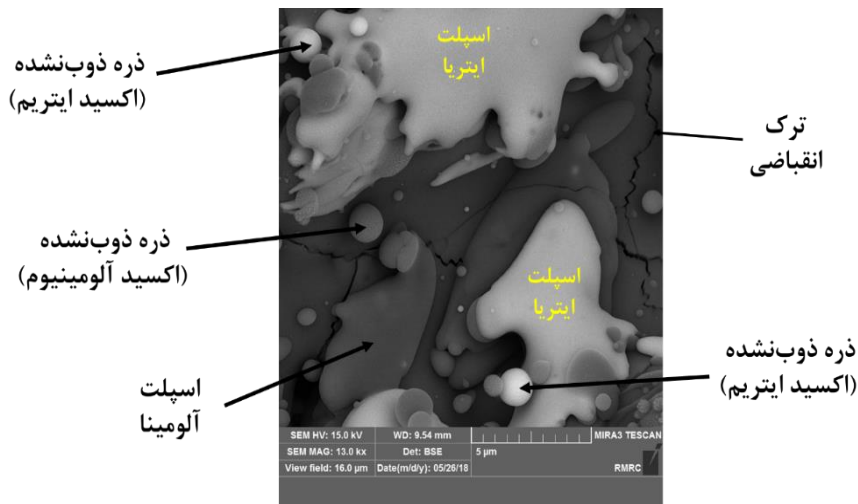
شکل (۴) تصویر میکروسکوپی الکترون ثانویه از آخرین لایه منجمد شده در پوشش حاصل از رسوب‌دهی پوشش آلومینا را نشان می‌دهد. در ساختار پوشش اسپلت‌های ذوب‌شده، ذرات کروی و حفرات انقباضی و ترک را می‌توان مشاهده کرد. در واقع یکی از ویژگی‌های پاشش پلاسمایی وجود گرادیان دمایی از مرکز به سمت نواحی جانبی است، لذا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

نشان دهنده سازگاری مناسب لایه‌های بین آلومینا - ایتریا 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. همان طور که مشاهده می‌شود علاوه بر فاز روشن (ایتریا) و فاز تیره که مربوط به آلومینا می‌باشد یک فاز به رنگ خاکستری روشن نیز در ساختار پوشش وجود دارد. این لایه خاکستری روشن دارای هر سه عنصر اکسیژن، آلومینیوم و ایتریم است و مشاهده چنین لایه‌هایی در پوشش کامپوزیتی آلومینا - ایتریا توسط رانگ و همکاران [11] نیز گزارش شده است. آن‌ها گزارش کردند که این لایه‌ها می‌توانند ناشی از واکنش آلومینا و ایتریا باشند و محصول‌های این واکنش می‌تواند ترکیباتی مانند $Y_3Al_5O_{12}$ و $YAlO_3$ ، $Y_4Al_2O_3$ باشند [11].

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



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



شکل ۶ تصویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از سطح پوشش کامپوزیتی $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}20\%\text{Y}_2\text{O}_3$

نظر گرفتن نواحی حرارتی مختلف در جت پلاسما، پودرها نمی‌توانند در ناحیه مرکزی جت (ناحیه داغ) در ساختار شبکه حلال به دام افتند [17] و در نتیجه محلول جامد کامل تشکیل نمی‌دهند؛ از این رو با توجه به اینکه ۲۰ درصد از مواد اولیه پوشش کامپوزیتی را اکسید ایتريوم 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 ایتريا 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 ایتريا 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 ایتريا است. پیش از این، وجود ترک در اسپلت‌های آلومینا در پوشش آلومینایی میکرونی نیز مشاهده شده بود (شکل ۴). مطالعات انجام‌گرفته 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 ایتريا است، در اثر سرمایش سریع اسپلت‌ها، تنش پسماند در اسپلت‌های آلومینایی

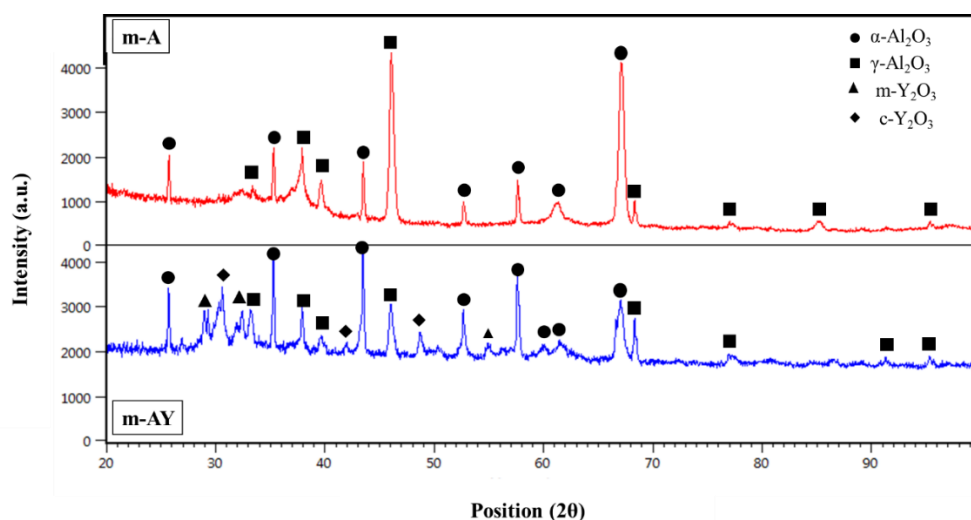
تصویر میکروسکوپی الکترونی از سطح پوشش کامپوزیتی $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}20\%\text{Y}_2\text{O}_3$ در شکل (۶) نشان داده شده است. اسپلت‌ها، نواحی نیمه ذوب شده، ذرات ذوب نشده و تخلخل‌ها را می‌توان در شکل مشاهده کرد. نکته قابل توجه در شکل (۶) در مقایسه با شکل (۴) مربوط به پوشش آلومینایی این است که مقدار ذرات ذوب نشده و نواحی نیمه ذوب شده در پوشش کامپوزیتی $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}20\%\text{Y}_2\text{O}_3$ بیشتر از پوشش آلومینایی است. در واقع مطابق با دیاگرام تعادلی فاز دوتایی $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ ، دو جزء Al_2O_3 و Y_2O_3 توانایی تشکیل محلول جامد دارند به طوری که با افزودن هرچه بیشتر اکسید ایتريوم تا حد بهینه، دمای ذوب ترکیب حاصل کاهش می‌یابد. پس انتظار می‌رود ذوب‌شوندگی پوشش با افزایش میزان اکسید ایتريوم 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°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 دوتایی $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ در شرایط تعادلی است؛ در حالی که ذرات در فرایند پاشش پلاسمایی علاوه بر دمای شعله به مدت زمانی که هر یک از ذرات در معرض این درجه حرارت قرار می‌گیرند، بستگی دارد [17]. با توجه به کوتاه بودن زمان پرواز ذرات و عدم فرصت کافی برای ذوب ذرات و همچنین با در

منطقی و مورد انتظار است. در پژوهش‌های مختلفی حضور فازهای نیمه‌پایدار $\gamma-Al_2O_3$ به جای فاز پایدار $\alpha-Al_2O_3$ در پوشش‌های پاشش حرارتی گزارش شده است [۱۱]. با توجه به الگوی XRD پوشش کامپوزیتی میکرونی (m-AY) می‌توان دید که فازهای $\alpha-Al_2O_3$ ، $\gamma-Al_2O_3$ ، $c-Y_2O_3$ (ایتریای مکعبی) و $m-Y_2O_3$ (ایتریای مونوکلینیک) در این پوشش حضور دارند. در واقع در مقایسه با پوشش تک‌جزئی آلومینای میکرونی (m-A)، فازهای جدید ایتريای مکعبی و ایتريای مونوکلینیک در این پوشش ظاهر شده‌اند. هدف از این مقایسه، بررسی تأثیر افزودن ایتريای به پوشش آلومینای میکرونی بر پایداری فاز $\alpha-Al_2O_3$ است. نسبت شدت بلندترین پیک $\alpha-Al_2O_3$ به شدت بلندترین پیک $\gamma-Al_2O_3$ (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 ایتريای نقش مؤثری در پایداری فاز $\alpha-Al_2O_3$ دارد. افزودن Y_2O_3 ، شرایط مثبتی برای هسته‌گذاری غیر همگن $\alpha-Al_2O_3$ 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 ایتريم مانند $YAlO_3$ ، $Y_4Al_2O_3$ و $Y_3Al_5O_{12}$ در ساختار پوشش وجود داشته باشند که عدم مشاهده این ترکیبات در آنالیز XRD می‌تواند به دلیل مقدار کم آن‌ها در پوشش باشد.

کششی و تنش ناشی از انجماد اسپلت‌های ایتريای فشاری خواهد بود و برای رهاسازی تنش‌های کششی در اسپلت‌های ترد آلومینایی ترک‌هایی ایجاد می‌گردد. ترک در پوشش آلومینای میکرونی توسط رانگ و همکاران [11] نیز گزارش شده است. در مورد ذرات ذوب نشده، همان‌طور که قبلاً اشاره شد، با توجه به اینکه دمای ذوب ایتريای بالاتر از آلومینا است؛ بنابراین انتظار می‌رود که عمده ذرات ذوب نشده مربوط به ایتريای 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 نشان دهنده این است که ذرات بعد از ذوب شدن و قبل از برخورد به زیرلایه منجمد و به شکل ذرات کروی در پوشش مشارکت کرده‌اند.

آنالیز فازی

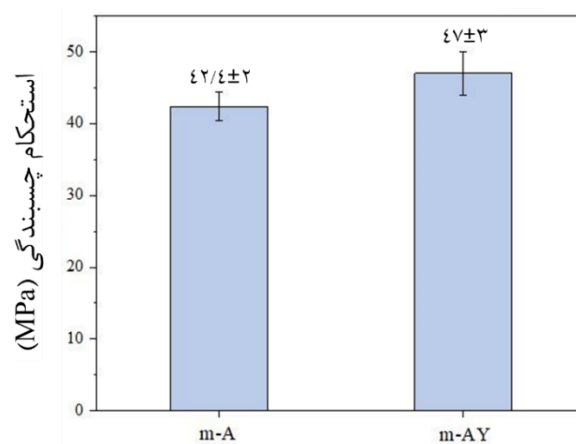
الگوهای XRD مربوط به پوشش‌های آلومینای میکرونی (m-A) و کامپوزیتی میکرونی (m-AY) در شکل (۷) نشان داده شده است. الگوی XRD پوشش آلومینای میکرونی نشان می‌دهد که فازهای $\alpha-Al_2O_3$ و $\gamma-Al_2O_3$ با ساختار مکعبی در این پوشش حضور دارند. با توجه به سرعت سرمایش بسیار بالای قطرات پاشش در فرایند پاشش پلاسمایی (حدود 10^6 K/s) و نیز انرژی آزاد بحرانی مورد نیاز کمتر برای جوانه‌زنی فاز شبه‌پایدار $\gamma-Al_2O_3$ نسبت به فاز پایدار $\alpha-Al_2O_3$ ، تشکیل فاز $\gamma-Al_2O_3$



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

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 (Adhesive Strength) پوشش در نظر گرفته می‌شود و در صورتی که شکست در داخل پوشش اتفاق بیفتد، استحکام هم‌چسبی (Cohesive Strength) پوشش تعیین می‌گردد [19]. 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٪ ایترا به آلومینا در پوشش‌های کامپوزیتی افزایش اندک در مقادیر استحکام چسبندگی مشاهده می‌شود که به دلیل چسبندگی بهتر اسپلت‌ها ناشی از اتصالات شیمیایی ایترا 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.

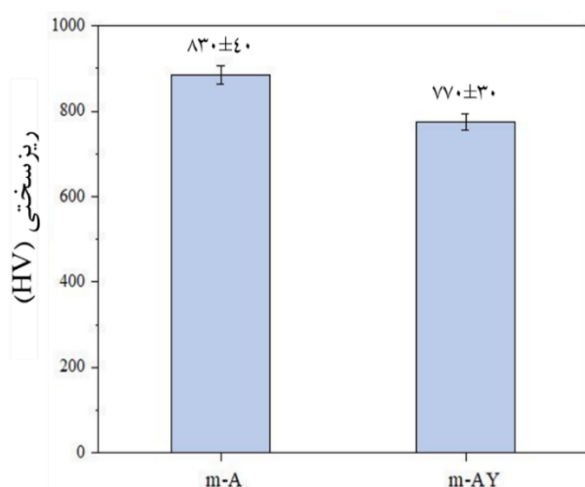


شکل ۸ استحکام پیوند پوشش‌های آلومینای میکرونی (m-A) و کامپوزیتی میکرونی (m-AY)

آزمون ریزسختی

شکل (۹) نتایج ریزسختی پوشش‌های آلومینای میکرونی (m-)

A) و کامپوزیتی میکرونی (m-AY) را نشان می‌دهد. همان طور 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 ایترای خالص به میزان دو برابر کمتر از پوشش آلومینای خالص است [11]؛ 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 همان طور که در بخش بررسی‌های فازی دیده شد، افزودن Y_2O_3 به پوشش Al_2O_3 باعث پایداری فاز $\alpha-Al_2O_3$ 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 ایترا، 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 به دست آمده 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.



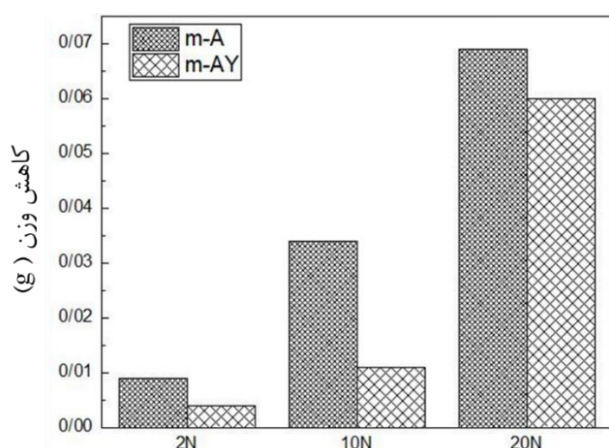
شکل ۹ ریزسختی پوشش‌های آلومینای میکرونی (m-A) و کامپوزیتی میکرونی (m-AY)

سایش

کاهش وزن پوشش‌های m-A و m-AY پس از طی مسافت ۱۰۰۰ متر برای بارهای ۲، ۱۰ و ۲۰ نیوتون در شکل (۱۰) آورده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، در تمامی پوشش‌ها با افزایش نیروی اعمالی، میزان سایش افزایش یافته است. در مورد پوشش تک‌جزئی آلومینا (m-A)، در نیروهای ۲، ۱۰ و ۲۰ نیوتون به ترتیب ۰/۰۰۹، ۰/۰۳۴ و ۰/۰۶۹ گرم کاهش وزن رخ داده است. پوشش کامپوزیتی میکرونی (m-AY) در نیروهای ۲، ۱۰ و ۲۰ نیوتون به ترتیب ۰/۰۰۴، ۰/۰۱۱ و ۰/۰۶۰ گرم کاهش وزن نشان داده است. همان طور که مشاهده می‌شود، با افزودن ایتريا به پوشش آلومینا، مقاومت به سایش پوشش در تمام بارهای اعمالی بهبود یافته است. همان طور که پیش از این 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 تک‌جزئی 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 تک‌جزئی میکرونی شده است. تصویر ماکروسکوپی سطح نمونه‌های پوشش پس از انجام آزمون سایش تحت نیروی ۱۰ نیوتن در شکل (۱۱) آورده شده است.

در این بخش، نتایج ارزیابی‌های میکروسکوپی الکترونی روبشی صورت گرفته پس از آزمون سایش بر روی پوشش‌های m-A و m-AY آورده شده‌اند. همان طور 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 نیوتون در مسافت ۱۰۰۰ متر روی نمونه‌ها انجام شد و پین ساینده از جنس کاربید تنگستن بود. همان طور که از تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح پوشش‌ها پس از آزمون سایش تحت نیروی ۲ نیوتون 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 نیوتون روی پوشش‌ها، درگیر شدن زبری‌های دو سطح با هم و برش ناهمگونی‌های سطح پوشش و سطح ساینده بوده است.

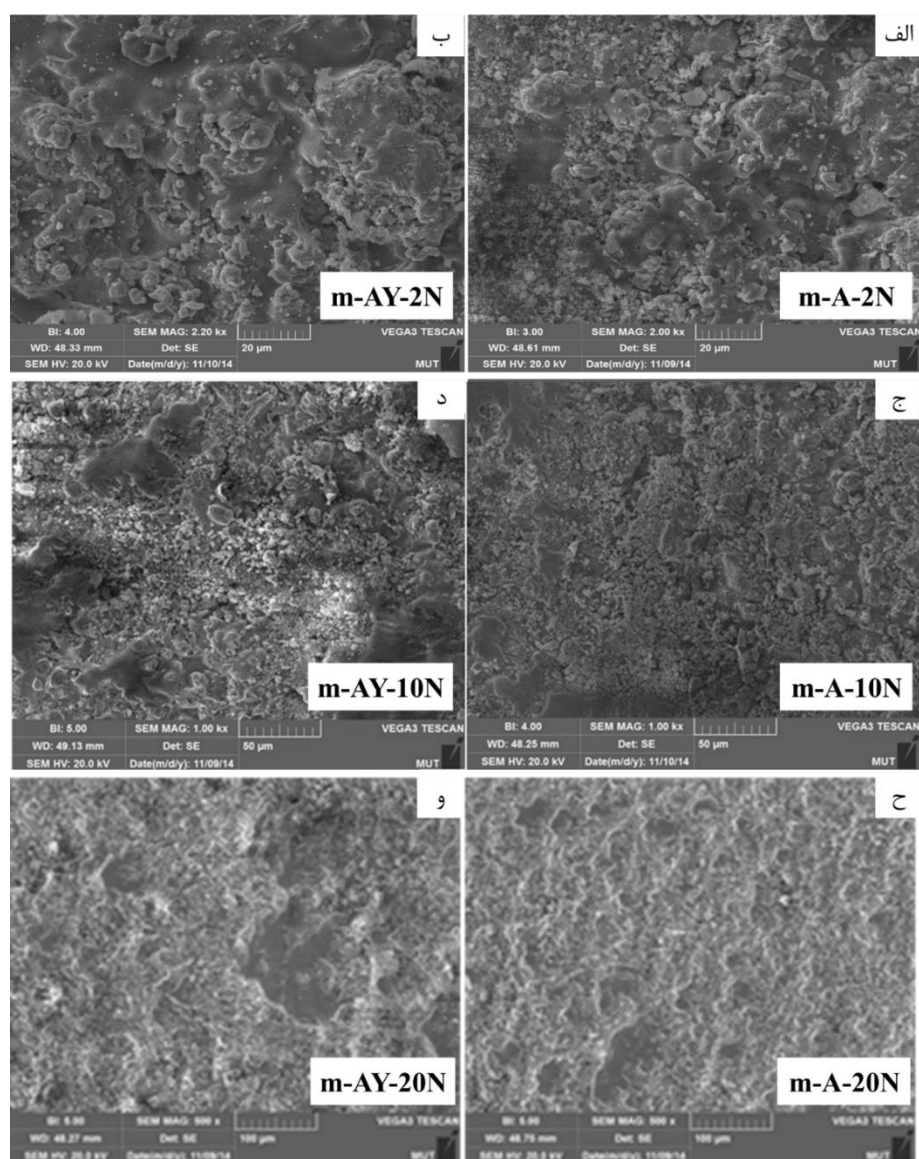
تصاویر SEM از سطح سایش پوشش‌های m-A و m-AY در بار ۱۰ و ۲۰ نیوتن نشان می‌دهد که سایش شدیدتری نسبت به نیروی ۲ نیوتون ایجا شده است. در بارهای ۱۰ و ۲۰ نیوتن، علاوه بر حضور ذرات سایشی بیشتر روی پوشش‌ها، در مناطقی از سطح پوشش تغییر فرم پلاستیک مشاهده می‌شود. میزان این آسیب‌ها در سطح پوشش تک‌جزئی بیشتر از پوشش 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 واسطه اصطکاک سطوح تماسی و هدایت حرارتی ضعیف مواد سرامیکی باعث ایجاد دماهای موضعی بالا می‌شود که تغییر فرم پلاستیک را تسهیل می‌سازد [20,21]. 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.



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 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}20\%\text{Y}_2\text{O}_3$ میکرونی



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

نتیجه‌گیری

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) اندازه‌گیری شد.

۵. افزودن ۲۰٪ ایتریا به آلومینا در پوشش‌های کامپوزیتی باعث افزایش اندک در مقادیر استحکام چسبندگی شد که علت آن چسبندگی بهتر اسپلت‌ها ناشی از اتصالات شیمیایی ایتریا و آلومینا در پوشش‌های کامپوزیتی بود.

۶. کامپوزیت‌سازی آلومینا با فاز ثانویه ایتریا 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.

سپاسگزاری

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 می‌شود ذرات پودری ایتریا نتوانند در ساختار شبکه حلال (آلومینا) به دام افتند و در نتیجه محلول جامد کامل تشکیل نمی‌دهند.
۲. با توجه به اینکه نقطه ذوب اکسید ایتریم 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 $\alpha-Al_2O_3$ به شدت بلندترین پیک $\gamma-Al_2O_3$ نشان داد که افزودن ایتریا باعث پایداری فاز مطلوب α شده است.
۴. با توجه به مقادیر به دست آمده از آزمون ریزسختی نتیجه

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. Blau et al., *ASM Metals Handbook: Friction, Lubrication, and Wear Technology*, vol. 18, ASM International, 1992.
- [4] Y. C. Dong, D. R. Yan, J. N. He, X. Z. Li, W. R. Feng, and H. Liu, "Studies on composite coatings prepared by plasma spraying Fe_2O_3 -Al self-reaction composite powders," *Surface and Coatings Technology*, vol. 179, pp. 223-228, 2004. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(03\)00815-6](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00815-6)
- [5] S. O., "Effect of some parameters on microstructure and hardness of alumina coatings prepared by the air plasma spraying process," *Surface and Coatings Technology*, vol. 190, pp. 388-393, 2005. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.02.007>
- [6] Z. J. Yu, S. Y. Tong, X. M. Zhang, and C. X. Ding, "Particle in-flight behavior and its influence on the microstructure and mechanical properties of plasma-sprayed Al_2O_3 coatings," *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 28, pp. 1143-1148, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2007.09.050>
- [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. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.06.017>
- [8] J. Fernandez, R. Rodriguez, Y. Wang, R. Vijande, and A. Rincon, "Sliding wear of a plasma-sprayed Al_2O_3 coating," *Wear*, vol. 181, pp. 417-425, 1995. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(95\)90050-0](https://doi.org/10.1016/0043-1648(95)90050-0)

- [9] N. Dejang, A. Watcharapasorn, S. Wirojupatump, P. Niranatlumpong, 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. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2009.10.052>
- [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. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.09.032>
- [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. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.06.053>
- [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] R. Saharkhiz, Z. Valefi, M. Mirjani, and S. Taghi-Ramezani, "Comparison of microstructure and high-temperature oxidation resistance of NiCrAlY coatings formed by atmospheric plasma spraying (APS) and solid shielding shrouded plasma spraying (SSPS)," *Advanced Processes in Materials Engineering*, 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. <https://doi.org/10.1179/1743280414Y.0000000029>
- [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. https://doi.org/10.1007/978-3-319-12183-3_31-1
- [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. <https://doi.org/10.1007/BF00863104>
- [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.

