علوم و مهندسی سطح، شماره ٦٦ (سال ١٤٠٤)، صفحات ١٠٤-١٢٠



نشریه علوم و مهندسی سطح

انجمن علوم و مهندسی سطح ایران

سنتز و مشخصه‌یابی پوشش پیشرفته NiCoCrAlTaReY تقویت‌شده با YSZ برای کاربردهای دما بالا

علی عسگری رنانی، سید مهران نحوی*، احمد کرمانپور

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

واژگان کلیدی:
پاشش HVOF
پوشش‌های MCrAlY
نانوذرات YSZ
اکسیداسیون داغ
سایش داغ
ریزساختار

تاریخ دریافت:
١٤٠٥/٠٦/٢٦
تاریخ بازنگری:
١٤٠٥/٠٧/٠٩
تاریخ پذیرش:
١٤٠٥/٠٧/١١

چکیده

در این پژوهش، یک پوشش پیشرفته پایه MCrAlY با ترکیب NiCoCrAlTaReY تقویت‌شده با ۵ درصد وزنی نانوذرات زیرکونیای پایدار شده با ایتریا (YSZ) توسعه داده شد و عملکرد آن برای کاربردهای دمای بالا مورد ارزیابی قرار گرفت. پودر نانوکامپوزیتی NiCoCrAlTaReY-5wt.%YSZ با روش هیبریدی شامل استفاده از چسب PVA و آسیاب چرخشی کنترل‌شده آماده‌سازی گردید. سپس پوشش‌ها به روش پاشش سوخت–اکسیژن با سرعت بالا (HVOF) روی زیرلایه‌های سوپرآلیاژ پایه نیکل CMSX-4 و فولاد AISI 304 اعمال شدند. مشخصه‌یابی ریزساختار و فازها با استفاده از میکروسکوپ نوری، SEM/EDS و XRD انجام شد و زبری سطح و ریز سختی ویکرز اندازه‌گیری گردید. برای ارزیابی عملکرد دمای بالا، آزمون اکسیداسیون داغ هم‌دما به مدت ۱۰۰ ساعت در ۱۰۰۰ °C و آزمون سایش داغ پین-روی-دیسک در ۶۰۰ °C (بار ۲۰N، سرعت ۱۲۰ rpm، مسافت ۱۰۰۰ m) انجام گرفت. نتایج نشان داد افزودن YSZ موجب تراکم بیشتر و ریزدانه‌تر شدن ریزساختار و بهبود خواص مکانیکی و عملکردی پوشش می‌شود. همچنین، پوشش NiCoCrAlTaReY-5 wt.%YSZ در مقایسه با پوشش پایه NiCoCrAlTaReY بهبود قابل توجهی در مقاومت به اکسیداسیون داغ، با کاهش افزایش وزن از ۰/۰۰۴۳ به ۰/۰۰۳۶ گرم و نیز در مقاومت به سایش داغ، با کاهش افت وزنی از ۰/۰۱۱۹ به ۰/۰۰۶۸ گرم، نشان داد. بااین‌حال، افزودن YSZ با افزایش زبری سطح همراه بود. بر پایه نتایج به‌دست‌آمده، تقویت پوشش NiCoCrAlTaReY با YSZ می‌تواند راهکاری مؤثر برای بهبود عملکرد پوشش‌های مقاوم به دمای بالا باشد.

DOI: https://doi.org/10.22034/issst.2026.2105801.1686

Development and Characterization of an Advanced YSZ-Reinforced NiCoCrAlTaReY Coating for High-Temperature Applications

Abstract

In this study, an advanced MCrAlY-based coating with the composition NiCoCrAlTaReY reinforced with 5 wt.% yttria-stabilized zirconia (YSZ) nanoparticles was developed and its performance for high-temperature applications was evaluated. The NiCoCrAlTaReY–5 wt.% YSZ nanocomposite powder was prepared using a hybrid method involving mixing with PVA as a binder and controlled rotational milling. The coatings were then deposited by high-velocity oxy-fuel (HVOF) spraying onto CMSX-4 nickel-based superalloy and AISI 304 steel substrates. Microstructural and phase characterization was carried out using optical microscopy, SEM/EDS, and XRD, while surface roughness and Vickers microhardness were also measured. To evaluate high-temperature performance, isothermal hot-oxidation testing was performed at 1000 °C for 100 h, and hot pin-on-disk wear testing was conducted at 600 °C under a load of 20 N, a rotational speed of 120 rpm, and a sliding distance of 1000 m. The results showed that the addition of YSZ led to a denser and finer-grained microstructure, along with improved mechanical and functional properties of the coating. Moreover, the NiCoCrAlTaReY–5 wt.% YSZ coating exhibited a significant improvement in hot-oxidation resistance compared with the base NiCoCrAlTaReY coating, as indicated by the reduction in weight gain from 0.0043 to 0.0036 g, as well as in hot-wear resistance, with the weight loss decreasing from 0.0119 to 0.0068 g. However, the addition of YSZ was accompanied by an increase in surface roughness. Based on the obtained results, reinforcing the NiCoCrAlTaReY coating with YSZ can be considered an effective approach for improving the performance of high-temperature-resistant coatings.

Keywords: High-velocity oxy-fuel (HVOF), MCrAlY coatings, Yttria-stabilized zirconia (YSZ) nanoparticles, High-temperature oxidation, High-temperature wear, Microstructure.

* *Corresponding author E-mail:* nahvi@iut.ac.ir

١- مقدمه

افزایش بازده و کاهش مصرف سوخت در توربین‌های گازی، مستقیماً به امکان کار در دماهای بالاتر وابسته است. بااین‌حال، سوپرآلیاژهای پایه نیکل که در قطعات بخش داغ توربین به کار می‌روند، به‌تنهایی توان تحمل طولانی‌مدت شرایط شدید حرارتی، اکسیداسیونی و سایشی را ندارند و استفاده از آنها در دماهای بالاتر، بدون حفاظت سطحی مناسب، با افت سریع عملکرد و کاهش عمر قطعه همراه است. ازاین‌رو، توسعه پوشش‌های مقاوم به دمای بالا، به‌ویژه پوشش‌های سد حرارتی، یکی از راهبردهای کلیدی در صنعت هوایی و نیروگاهی به شمار می‌رود [١-٣].

پوشش‌های سد حرارتی عموماً از دو بخش اصلی تشکیل می‌شوند: یک لایه سرامیکی رویی با هدایت حرارتی پایین و یک لایه اتصال فلزی که وظیفه ایجاد پیوند پایدار با زیرلایه و مقاومت به اکسیداسیون را بر عهده دارد. در میان مواد مورداستفاده برای لایه اتصال، آلیاژهای خانواده MCrAlY به دلیل ترکیب متوازن عناصر پایه فلزی، آلومینیوم، کروم و ایتریوم، جایگاه ویژه‌ای دارند. این پوشش‌ها با تشکیل لایه اکسیدی محافظ، به‌ویژه آلومینای پایدار، از نفوذ بیشتر اکسیژن به زیرلایه جلوگیری کرده و پایداری پوشش را در چرخه‌های حرارتی افزایش می‌دهند [٤-٨]. بااین‌حال، عملکرد این پوشش‌ها تنها به ترکیب شیمیایی وابسته نیست و ریزساختار، تخلخل، زبری سطح، چسبندگی و نحوه رشد لایه اکسیدی نیز نقش تعیین‌کننده‌ای در دوام نهایی دارند [٩-١١].

در سال‌های اخیر، استفاده از پاشش سوخت–اکسیژن با سرعت بالا (HVOF) برای تولید پوشش‌های MCrAlY به طور گسترده موردتوجه قرار گرفته است، زیرا این روش امکان تولید پوشش‌های متراکم، با چسبندگی مناسب و اکسیدشدگی کمتر را فراهم می‌کند [١٢-١٤]. در روش HVOF، ذرات پودر با سرعت بالا به سطح زیرلایه برخورد می‌کنند و در نتیجه، ساختاری با پیوستگی و تراکم بهتر نسبت به بسیاری از روش‌های دیگر پاشش حرارتی حاصل می‌شود. همین ویژگی‌ها HVOF را به یکی از روش‌های مناسب برای تولید لایه‌های اتصال در پوشش‌های سد حرارتی تبدیل کرده است [١٥-١٧]. باوجوداین مزایا، همچنان چالش‌هایی نظیر رشد حرارتی لایه اکسیدی (TGO)، تغییرات ریزساختاری در حین سرویس، و افت مقاومت در برابر سایش و اکسیداسیون داغ، محدودیت‌های مهم این پوشش‌ها به شمار می‌روند [٧، ١١، ١٨].

یکی از رویکردهای مؤثر برای ارتقای عملکرد سطحی پوشش‌های MCrAlY، افزودن ذرات سرامیکی نانوساختار است. در این میان، زیرکونیای پایدار شده با ایتریا (YSZ) به دلیل پایداری حرارتی بالا، ضریب انبساط حرارتی مناسب و خواص مکانیکی مطلوب، گزینه‌ای شناخته‌شده برای کاربردهای دمای بالا محسوب می‌شود [١٩-٢٢]. افزودن YSZ می‌تواند موجب ریزدانه‌شدن ساختار، افزایش تراکم موضعی، بهبود سختی و افزایش مقاومت در برابر اکسیداسیون و سایش شود [١٠، ٢٠، ٢٣، ٢٤]. ازسوی‌دیگر، حضور این ذرات ممکن است بر زبری سطح نیز اثر بگذارد، زیرا بخشی از ذرات سرامیکی ممکن است در فرایند پاشش به طور کامل ذوب نشوند و روی مورفولوژی پوشش تأثیر بگذارند [١٧]؛ بنابراین، بررسی هم‌زمان ریزساختار و خواص عملکردی برای درک اثر واقعی YSZ بر پوشش‌های MCrAlY ضروری است.

اگرچه در سال‌های اخیر مطالعات متعددی بر روی بهبود مقاومت به اکسیداسیون و رفتار تریبولوژیکی پوشش‌های متداول NiCoCrAlY با استفاده از روش پاشش HVOF یا ادغام ذرات تقویت‌کننده اکسیدی انجام گرفته است [٢٥-٢٨]، اما عمده این پژوهش‌ها بر ماتریس‌های سنتی MCrAlY متمرکز بوده‌اند. با این وجود، رفتار اکسیداسیون در دمای فراتر از ١٠٠٠ درجه سانتی‌گراد و تخریب سایشی ناشی از سستی لایه‌های سطحی همچنان از گلوگاه‌های اصلی این پوشش‌ها به‌شمار می‌رود. اخیراً استفاده از عناصر دیرگداز نظیر رنیوم و تانتالیوم جهت کاهش نرخ نفوذ عناصر و پایدارسازی فازها در لایه‌های اتصال نوین پیشنهاد شده است؛ با این حال، اثر هم‌افزایی ناشی از توزیع نانوذرات پایدار سرامیکی YSZ در یک ماتریس پیشرفته پیچیده حاوی

رنیوم و تالیوم (مانند NiCoCrAlTaReY) که به رو HVOF اعمال شده باشد، تاکنون به‌طور جامع مورد ارزیابی قرار نگرفته است و نحوه برهم‌کنش هم‌زمان ریزساختار متراکم نانوکامپوزیتی بر رفتار اکسیداسیون بلندمدت در ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد و سایش داغ ناشناخته باقی مانده است. بر این اساس، نوآوری و هدف پژوهش حاضر، مهندسی و توسعه پوشش نانوکامپوزیتی پیشرفته NiCoCrAlTaReY– 5 wt.%YSZ به روش HVOF و ارزیابی عمیق تأثیر نانوذرات YSZ بر تکامل ریزساختار، زبری، سختی، رفتار اکسیداسیون داغ ایزوترمال در ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۰۰ ساعت و نیز تریبولوژی دمای بالا بر روی زیرلایه سوپرآلیاژی CMSX-4 و AISI 304 است تا مسیر دستیابی به سیستم‌های حفاظتی با پایداری بالاتر برای شرایط کاری شدید توربین‌های گازی هموار گردد [۳۰-۲۶].

۲- مواد و روش‌ها

۲-۱- مواد اولیه

در این پژوهش از دو نوع پودر برای تهیه پوشش‌های مورد بررسی استفاده شد. نخست، نانوذرات زیرکونیای پایدار شده با ایتریا با ترکیب شیمیایی $3mol\%\ Y_2O_3 + ZrO_2$ و اندازه متوسط ذرات ۸ تا ۳۱ نانومتر بود که از شرکت پیشگامان نانو مواد ایرانیان تهیه شد. دوم، پودر تجاری MCrAlY با نام تجاری Amperit 421 ساخت آلمان، با ترکیب پایه NiCoCrAlTaReY و اندازه ذرات در بازه ۱۵ تا ٤٥ میکرومتر مورداستفاده قرار گرفت. مورفولوژی، ترکیب شیمیایی و توزیع اندازه ذرات هر دو پودر به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیز پراکندگی انرژی پرتو ایکس (SEM/EDS) بررسی شد.

۲-۲- زیرلایه‌ها

برای ارزیابی رفتار پوشش‌ها، دو نوع زیرلایه به کار رفت. زیرلایه نخست سوپرآلیاژ پایه نیکل CMSX-4 به‌صورت دیسکی شکل با قطر ۱۵ میلی‌متر و ضخامت ۳ میلی‌متر بود که برای بررسی ریزساختار و مقاومت به اکسیداسیون داغ انتخاب شد. زیرلایه دوم فولاد زنگ‌نزن AISI 304 با قطر ۵۰ میلی‌متر و ضخامت ۳ میلی‌متر بود که برای آزمون سایش داغ به کار گرفته شد. ترکیب شیمیایی CMSX-4 با طیف‌سنجی جرمی پلاسمای جفت‌شده القایی (ICP) و ترکیب فولاد AISI 304 با آنالیز کوانتومتری تعیین شد.

در این پژوهش، از دو نوع زیرلایه با اهداف مشخص استفاده شد. سوپرآلیاژ پایه نیکل CMSX-4 به منظور شبیه‌سازی کاربرد واقعی پوشش‌های سد حرارتی و چسبان در پره‌های توربین گاز برای آزمون اکسیداسیون در دمای بالا و فولاد زنگ‌نزن AISI 304 جهت آزمون تریبولوژی با توجه به محدودیت ابعادی و هندسی نمونه‌های CMSX-4 در هولدر دستگاه سایش و عدم کفایت ابعاد، از زیرلایه AISI 304 استفاده گردید. با توجه به ضخامت بالای پوشش‌ها نسبت به عمق رد سایش، تخریب تریبولوژیکی صرفاً در لایه پوشش متمرکز بوده و پاسخ به دست آمده مستقیماً معرف مقاومت سایشی پوشش‌ها می‌باشد.

۲-۳- سنتز پودر نانوکامپوزیتی MCrAlY-5%YSZ

برای سنتز پودر نانوکامپوزیتی، از یک روش هیبریدی بر پایه کار بای و همکاران [۳۱] استفاده شد. در این روش، ابتدا پلی‌وینیل‌الکل (PVA) به‌عنوان چسب به میزان ۱ درصد وزنی پودر پایه در آب مقطر حل شد. سپس نانوذرات YSZ به میزان ۵ درصد وزنی پودر NiCoCrAlTaReY به محلول افزوده شد. اختلاط مواد در مدت کمتر از ۱۰ دقیقه بر روی صفحه داغ با دمای ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و سرعت همزن ۵۰۰ rpm انجام شد. پس از خشک‌شدن کامل، برای بهبود جریان‌پذیری پودر، مقدار هم‌وزن پودر اولیه MCrAlY به ترکیب آماده‌شده افزوده و در آسیاب چرخشی با سرعت ۲۵۰ rpm به مدت کمتر از ۱ ساعت مخلوط شد. در نهایت، پودر نهایی با SEM/EDS مورد ارزیابی قرار گرفت.

۲-٤- آماده‌سازی سطح زیرلایه

آماده‌سازی سطح زیرلایه‌ها شامل برش نمونه‌ها با دستگاه برش Metco GMM001، صیقلی‌کردن یک طرف زیرلایه، و سپس ماسه‌پاشی سطح با ذرات SiC برای افزایش چسبندگی پوشش بود. در این مرحله، فاصله نازل تا نمونه

١٢ سانتی‌متر، زاویه پاشش ٧٠ درجه، فشار گاز ٥ بار و اندازه مش ساینده ٢٤ در نظر گرفته شد. پس از ماسه‌پاشی، سطح زیرلایه‌ها با الکل تمیز شد تا ذرات باقی‌مانده و آلودگی‌های سطحی حذف شوند.

٢-٥- پوشش‌دهی با روش HVOF

پوشش‌دهی نمونه‌ها با روش HVOF انجام شد. در این فرایند، سوخت مایع کروزن پس از اختلاط مناسب در سیستم مخلوط‌کننده به محفظه احتراق هدایت شد و پوشش‌ها تحت شرایط عملیاتی بهینه اعمال شدند. برای افزایش نرخ رسوب در هر پاس، از روبشگرهای افقی و عمودی با سرعت تقریبی ٥ m/min استفاده شد. پوشش‌های اعمال‌شده شامل NiCoCrAlTaReY و NiCoCrAlTaReY-5%YSZ بودند. مقادیر عددی پارامترهای پاشش مطابق جدول ١ بوده است.

جدول١: پارامترهای بهینه پاشش HVOF

نرخ تزریق پودر (g/min)	٧٠	نرخ فلوی اکسیژن (lit/min)	٩٠٠
نرخ فلوی سوخت (mlit/min)	٣٨٠	فاصله پاشش (mm)	٣٧٠
نرخ فلوی نیتروژن (mlit/min)	٩	فشار گاز اکسیژن (bar)	١٨

لازم به ذکر است که درصد وزنی ذکرشده در تمام متن (٥ درصد وزنی) مربوط به نسبت اختلاط نانوذرات YSZ در پودر خوراک اولیه است. به دلیل تفاوت‌های محتمل در راندمان رسوب‌نشینی ذرات فلزی و سرامیکی در فرآیند پاشش حرارتی HVOF، ترکیب نهایی پوشش ممکن است اندکی با پودر اولیه تفاوت داشته باشد؛ از این‌رو در سرتاسر این مقاله، نام‌گذاری پوشش صرفاً بر مبنای ترکیب اسمی پودر خوراک اولیه انجام شده است.

٢-٦- آزمون‌های مشخصه‌یابی

٢-٦-١- زبری سطح

زبری سطح پوشش‌ها با استفاده از زبری‌سنج سوزنی Mahr M303 اندازه‌گیری شد. طول مسیر آزمون ٦/٥ میلی‌متر و طول در نظر گرفته‌شده برای خطا ٦/١ میلی‌متر بود. هر آزمون سه بار تکرار شد و میانگین مقادیر Ra، Rq و Rz گزارش گردید.

٢-٦-٢- آزمون سایش داغ

برای بررسی مقاومت سایشی پوشش‌ها، آزمون پین روی دیسک مطابق استاندارد ASTM G99 انجام شد. این آزمون در دمای ٦٠٠ درجه سانتی‌گراد، تحت بار ٢٠ N، سرعت ١٢٠ rpm و مسافت لغزش ١٠٠٠ m اجرا گردید. دیسک‌های آزمون شامل AISI 304 بدون پوشش، AISI 304 با پوشش MCrAlY و AISI 304 با پوشش MCrAlY-5%YSZ بودند. پین ساینده از جنس آلومینا و با قطر ٥ میلی‌متر انتخاب شد. آزمون با دستگاه TSN-WTC 02 انجام گرفت.

٢-٦-٣ آزمون اکسیداسیون داغ

برای ارزیابی مقاومت به اکسیداسیون داغ، نمونه‌های CMSX-4 در شرایط هم‌دما در دمای ١٠٠٠ درجه سانتی‌گراد و به مدت ١٠٠ ساعت در هوای آزاد آزموده شدند. آزمون در کوره مدل BF20-130 ساخت شرکت آذر کوره انجام شد. نرخ افزایش دما تا دمای آزمون ١٠ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه بود و سردشدن نیز به‌صورت تدریجی و داخل کوره برای جلوگیری از شوک حرارتی انجام شد.

٣- نتایج و بحث

٣-١- مشخصه‌یابی پودرها و سنتز نانوکامپوزیت

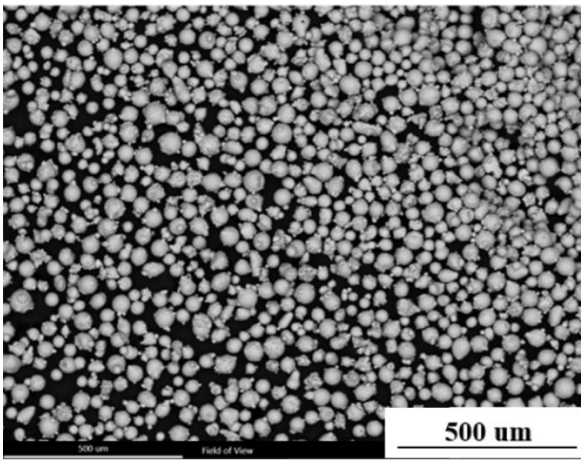
٣-١-١- مورفولوژی پودر پایه و نانوذرات YSZ

تصاویر SEM پودر تجاری Amperit 421 با ترکیب اسمی NiCoCrAlTaReY نشان دادند که ذرات پودر پایه عمدتاً مورفولوژی کروی و نسبتاً منظم دارند. اندازه ذرات در محدوده ١٥-٤٥ µm و میانگین آن‌ها حدود ٣٧/٥ ± ٢ µm

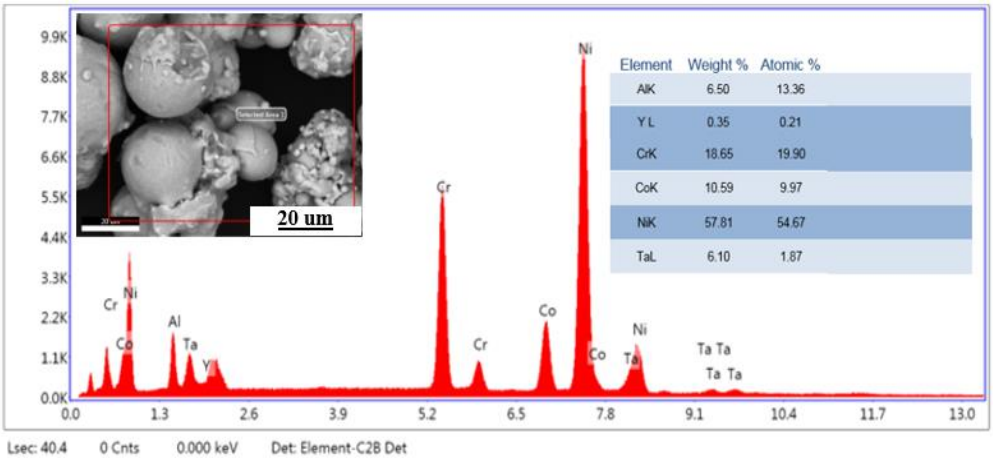
تعیین شد. این بازه اندازه برای فرایند پاشش حرارتی HVOF مناسب است، زیرا ضمن فراهم‌کردن جریان‌پذیری و تغذیه یکنواخت پودر، امکان گرم‌شدن و شتاب‌گیری مؤثر ذرات در جریان گاز را افزایش می‌دهد [٤ و ١٤]. کروی‌بودن نسبی ذرات نیز سبب کاهش اصطکاک داخلی، بهبود قابلیت انتقال در مسیر تغذیه و کاهش نوسان نرخ خوراک‌دهی می‌شود.

در مقابل، نانوذرات YSZ به شکل آگلومره‌های بزرگ، توخالی و پوسته‌مانند مشاهده شدند. ایجاد چنین مورفولوژی‌ای را می‌توان به تشکیل پوسته در مرحله سنتز یا خشک‌سازی، تجزیه سریع پیش‌ماده‌های نیتراتی، خروج گونه‌های گازی و افزایش فشار داخلی درون آگلومره‌ها نسبت داد [٣٢ و ٣٣]. اگرچه ساختار توخالی و سطح ویژه زیاد این آگلومره‌ها می‌تواند اتصال مکانیکی و استقرار آن‌ها بر سطح ذرات فلزی را تسهیل کند، پایداری این توزیع به‌شدت به کیفیت اختلاط و شرایط آماده‌سازی پودر وابسته است. در صورت اختلاط ناکافی، آگلومره‌شدن مجدد YSZ و باقی‌ماندن ذرات سرامیکی ذوب‌نشده در پوشش افزایش می‌یابد.

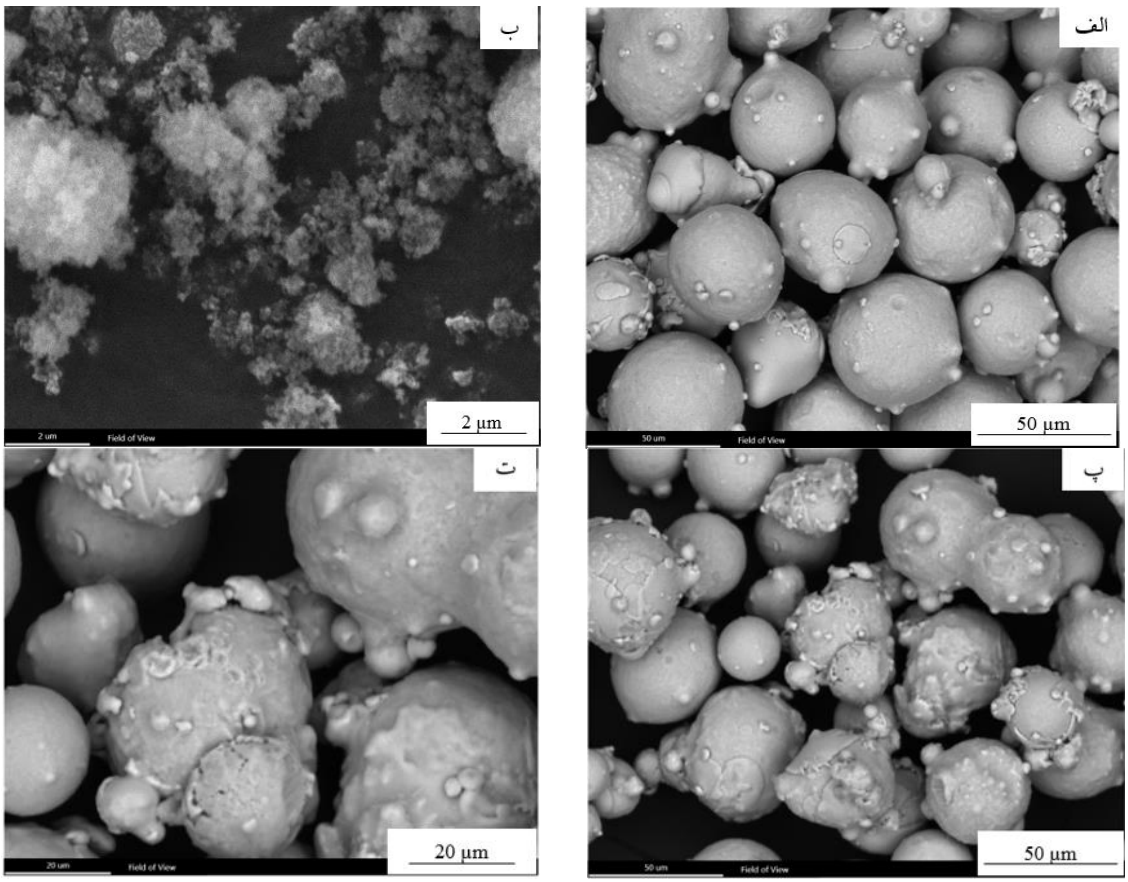
تصاویر SEM و نتایج EDS مربوط به پودر هیبریدی NiCoCrAlTaReY-5%YSZ نشان دادند که روش آماده‌سازی استفاده‌شده توانسته است YSZ را تا حد زیادی در اطراف ذرات پودر پایه توزیع و تثبیت کند. مشاهده هم‌زمان عناصر زمینه آلیاژی و عناصر مشخصه YSZ، مؤید تشکیل موفق مخلوط نانوکامپوزیتی است. این توزیع اولیه اهمیت زیادی دارد، زیرا یکنواختی پراکنش YSZ پیش از پاشش، بر یکنواختی ترکیب، تراکم، پیوستگی فصل مشترک و در نهایت عملکرد اکسیداسیونی و سایشی پوشش اثر مستقیم دارد [٣٤ و ٣٥]. تصاویر مربوط به مشخصه‌یابی پودرها در شکل‌های ١ تا ٤ ارائه شده‌اند.



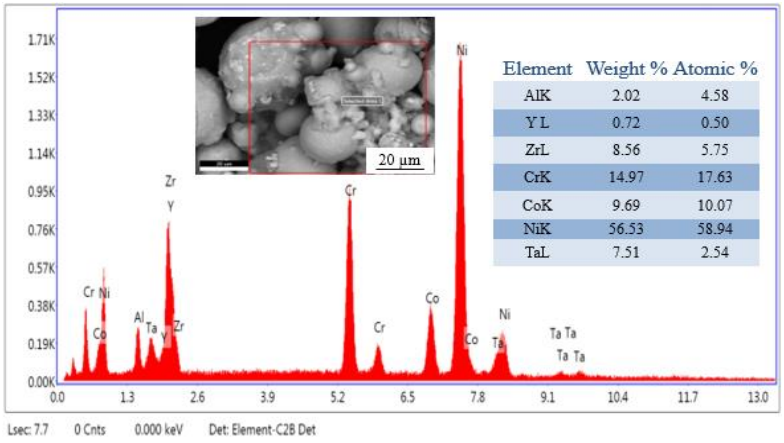
شکل ١: تصویر SEM پودر تجاری Amperit 421 مورداستفاده در ساخت نانوکامپوزیت NiCoCrAlTaReY 5%YSZ-.



شکل ٢: نتایج EDS همراه با ترکیب شیمیایی پودرتجاری Amperit 421.



شکل۳: تصاویر SEM از (الف) پودر تجاری (NiCoCrAlTaReY) Amperit 421، (ب) پودر نانوذره YSZ، (پ و ت) پودر نانوکامپوزیت NiCoCrAlTaReY-5%YSZ.



شکل٤: طیف EDS همراه با ترکیب شیمیایی پودر نانوکامپوزیت NiCoCrAlTaReY-5%YSZ.

۳-۱-۲- ریزساختار و مورفولوژی پوشش‌های ایجادشده

ریزساختار پوشش NiCoCrAlTaReY حاصل از فرایند HVOF، ساختاری لایه‌ای و اسپلت‌مانند نشان داد. این ساختار از برخورد ذرات مذاب یا نیمه مذاب با سطح زیرلایه، تغییر شکل شعاعی آن‌ها و انجماد سریع اسپلت‌ها تشکیل می‌شود. اسپلت‌های پهن و نسبتاً پیوسته نشان‌دهنده ذوب‌شدن و پهن‌شدن مناسب ذرات هستند، درحالی‌که اسپلت‌های نیمه‌کروی یا نامنظم معمولاً به ذراتی مربوط می‌شوند که در زمان کوتاه ماندن در شعله، به طور کامل ذوب نشده‌اند [٤ و ١٤].

ضخامت پوشش پایه حدود ۱۵۰ µm و میزان تخلخل آن کمتر از ۱٪ اندازه‌گیری شد. این مقدار تخلخل، تراکم مناسب پوشش و کارایی قابل‌قبول فرایند HVOF را نشان می‌دهد.

بااین‌حال، کاهش تخلخل کل به معنای حذف کامل عیوب نیست؛ زیرا مرزهای بین‌اسپلتی، ریز حفره‌های محبوس و ناپیوستگی‌های موضعی می‌توانند به‌عنوان مسیر نفوذ اکسیژن یا محل تمرکز تنش و آغاز ترک عمل کنند. طول و ضخامت متوسط اسپلت‌ها در پوشش پایه به ترتیب ٣ ± ٤٠ µm و ١ ± ٣ µm بود.

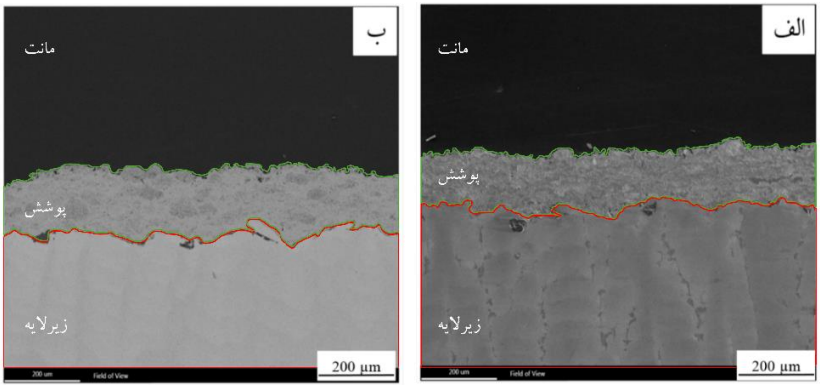
نتایج EDS حضور عناصر Ni، Co، Cr، Al، Ta، Re و Y را در پوشش پایه تأیید کرد و تطابق کلی ترکیب پوشش با پودر اولیه را نشان داد؛ بنابراین، در حین پاشش تغییر ترکیبی شدید یا آلودگی قابل‌توجهی رخ نداده است. از دیدگاه عملکردی، حضور Al و Cr امکان تشکیل اکسیدهای محافظ Al_2O_3 و Cr_2O_3 را فراهم می‌کند، درحالی‌که Ni می‌تواند در تشکیل NiO یا فازهای اسپینلی مشارکت داشته باشد. همچنین Y به‌عنوان عنصر فعال، با افزایش چسبندگی لایه اکسیدی و کاهش جداشدگی موضعی اکسید، نقش مهمی در پایداری پوسته محافظ ایفا می‌کند [٥ و ٧].

در پوشش حاوی ٥ ٪wt از YSZ، سهم ذرات کاملاً ذوب‌نشده کمتر از ٢٪ اندازه‌گیری شد. این افزایش محدود را می‌توان به نقطه ذوب بالا و هدایت حرارتی پایین YSZ و نیز زمان ماند کوتاه ذرات در شعله HVOF نسبت داد [١٩]؛ بنابراین، انتظار می‌رود بخشی از YSZ بدون ذوب کامل وارد پوشش شود. بااین‌حال، حضور این ذرات الزاماً اثر نامطلوب ایجاد نکرده است؛ زیرا ذرات سرامیکی پراکنده می‌توانند به‌عنوان تقویت‌کننده، مانع حرکت و پیوستگی ترک‌ها و عامل پرکننده بخشی از ناپیوستگی‌های بین‌اسپلتی عمل کنند.

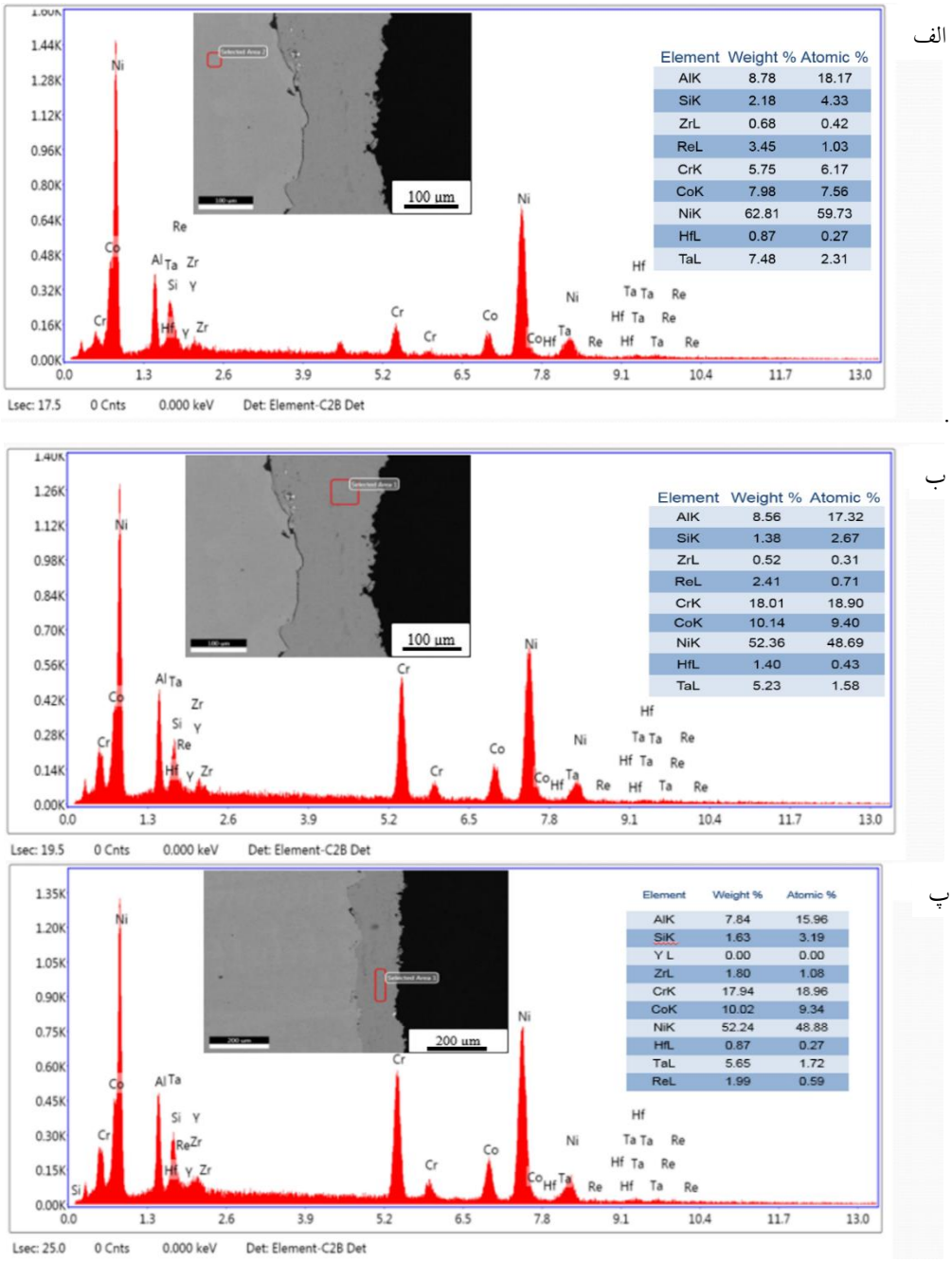
پوشش حاوی YSZ ضخامت کلی حدود ١٦٠ µm داشت. طول متوسط اسپلت‌ها به ١ ± ٣٠ µm کاهش یافت، درحالی‌که ضخامت آن‌ها به ٢ ± ٤ µm افزایش پیدا کرد. این تغییرات نشان می‌دهد که افزودن YSZ شرایط انتقال حرارت، تغییر شکل و پهن‌شدن ذرات را تغییر داده است. کاهش طول و افزایش ضخامت اسپلت‌ها می‌تواند ناشی از کاهش تغییر شکل جانبی ذرات در حضور فاز سرامیکی و افزایش سهم ذرات نیمه مذاب باشد. بررسی کیفی تصاویر مقطع نشان‌دهنده کاهش پیوستگی ریزترک‌ها و ریزحفره‌ها در پوشش نانوکامپوزیتی نسبت به پوشش پایه است؛ هرچند اثبات انسداد کامل این مسیرها نیازمند بررسی‌های سه‌بعدی و ارزیابی نفوذپذیری گاز است.

نتایج EDS پوشش حاوی YSZ، حضور هم‌زمان Zr، Y و O را در کنار عناصر آلیاژی تأیید کرد. این موضوع نشان می‌دهد که فاز YSZ در ساختار پوشش باقی‌مانده و در طول پاشش، حذف یا آلودگی خارجی قابل‌توجهی رخ نداده است. حضور Y حاصل از ترکیب آلیاژ پایه و فاز YSZ نیز می‌تواند به افزایش پایداری لایه اکسیدی و کاهش تشکیل حفره در فصل مشترک پوشش و زیرلایه کمک کند.

تصاویر SEM و EDS در شکل‌های ٥ و ٦ و الگوهای XRD در شکل ٧ ارائه شده‌اند.



شکل ٥: تصاویر SEM از مقطع عرضی پوشش‌های (الف) NiCoCrAlTaReY-5%YSZ و (ب) NiCoCrAlTaReY.

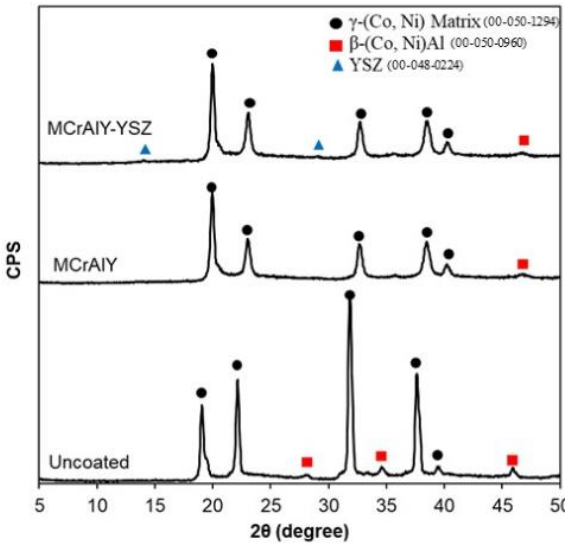


شکل٦: آنالیز EDS از (الف) زیرلایه CMSX-4، (ب) پوشش NiCoCrAlTaReY و (پ) پوشش NiCoCrAlTaReY –5%YSZ.

نتایج XRD، علاوه بر پیک‌های مربوط به زمینه آلیاژی، پیک‌های مشخصه YSZ را در حدود ١٣ و ٢٦ درجه نشان داد. مشاهده این پیک‌ها، شواهد فازی مستقیمی از ورود YSZ به پوشش است. همچنین پهن‌شدن پیک‌های فاز γ را می‌توان به ریزشدن دانه‌ها و افزایش کرنش‌های شبکه‌ای نسبت داد. این کرنش‌ها در اثر برخورد پرسرعت ذرات، تغییر شکل شدید اسپلت‌ها و انجماد سریع ایجاد می‌شوند [٣٥ و ٢٠]؛ بنابراین، تفسیر نتایج مشخصه‌یابی باید به‌صورت تلفیقی انجام شود: تصاویر SEM مورفولوژی اسپلت‌ها و عیوب را نشان می‌دهند، EDS حضور و توزیع عناصر و YSZ را تأیید می‌کند و XRD شواهد مربوط به فازهای تشکیل‌شده، ریزشدن دانه‌ها و کرنش شبکه‌ای را فراهم می‌سازد.

۳-۲- زبری سطح پوشش‌ها

نتایج آزمون زبری‌سنجی نشان داد که اعمال پوشش به روش HVOF موجب افزایش زبری سطح نسبت به زیرلایه بدون پوشش شده است و افزودن YSZ نیز این روند را تشدید کرده است. مقادیر Ra برای زیرلایه بدون پوشش، پوشش NiCoCrAlTaReY و پوشش NiCoCrAlTaReY-5 wt.%YSZ به ترتیب برابر ۳/۳۵۷، ۳/۵۸۲ و ۳/۹٤۰ µm بود. همچنین، مقادیر Rq به ترتیب ٤/۰۹۲، ٤/۵۷۰ و ۵/۰٤٦ µm و مقادیر Rz به ترتیب ۲۲/٤۷، ۲۷/۹۰ و ۲۹/٤۸ µm به دست آمد؛ بنابراین، کمترین زبری مربوط به زیرلایه بدون پوشش و بیشترین زبری مربوط به پوشش تقویت‌شده با YSZ بود.



شکل۷: نتایج XRD زیرلایه، پوشش NiCoCrAlTaReY و NiCoCrAlTaReY -5%YSZ.

افزایش زبری پس از پوشش‌دهی را می‌توان به ماهیت لایه‌ای فرایند HVOF، انباشت اسپلت‌ها، حضور ذرات نیمه‌ذوب و ناهمواری‌های ناشی از انجماد سریع نسبت داد. در پوشش حاوی YSZ، افزایش بیشتر زبری احتمالاً به دلیل حضور ذرات سرامیکی با نقطه ذوب بالاتر و تغییر شکل کمتر آن‌ها در حین پاشش است، به‌طوری که بخشی از این ذرات می‌تواند به‌صورت برجستگی‌های موضعی در سطح باقی بماند. همچنین، بزرگ‌تر بودن مقادیر Rz نسبت به Ra و Rq نشان می‌دهد که بیشینه اختلاف قله‌ها و دره‌های سطحی در پوشش‌ها قابل‌توجه بوده و ناهمواری‌های موضعی نقش مهمی در توصیف توپوگرافی سطح دارند. در مجموع، افزودن ۵ درصد وزنی YSZ به پوشش NiCoCrAlTaReY با افزایش نسبی زبری سطح همراه بود.

۳-۳- رفتار اکسیداسیون دمای بالا در ۱۰۰۰ °C

آزمون اکسیداسیون داغ در هوا و دمای ۱۰۰۰ °C به مدت ۱۰۰ ساعت روی زیرلایه CMSX-4 بدون پوشش، پوشش NiCoCrAlTaReY و پوشش نانوکامپوزیتی NiCoCrAlTaReY-5%YSZ انجام شد. نمونه بدون پوشش شدیدترین اکسیداسیون موضعی را نشان داد. در سطح و مقطع این نمونه، لایه‌های اکسیدی چندگانه و تقریباً موازی، همراه با منافذ و حفره‌های متعدد مشاهده شد. چنین ساختاری حاصل نفوذ سریع اکسیژن، مصرف عناصر فعال سطحی و رشد ناهمگن اکسیدهاست. افزایش وزن این نمونه برابر ۰/۰۰٤۹ گرم بود که بیشترین مقدار در میان نمونه‌ها را نشان می‌دهد. نتایج EDS، حضور اکسیژن و غنی‌شدن موضعی از Al را نشان دادند؛ این یافته با تشکیل Al_2O_3 سازگار است [۳٦ و ۳۷].

اعمال پوشش پایه باعث کاهش افزایش وزن نسبت به زیرلایه بدون پوشش شد؛ بااین‌حال، در تصاویر SEM هنوز اسپلت‌های اکسیدشده و برخی نواحی متخلخل مشاهده گردید. این عیوب می‌توانند نفوذ اکسیژن به درون پوشش و تشکیل اکسید در امتداد مرزهای بین‌اسپلتی را تسهیل کنند. طیف‌های EDS حضور O، Al، Ni و Cr را تأیید کردند و احتمال تشکیل ترکیبی از Al_2O_3، Cr_2O_3 و NiO را مطرح نمودند. مقدار افزایش وزن گزارش‌شده برای پوشش NiCoCrAlTaReY برابر ۰/۰۰٤۳ گرم است.

پوشش حاوی ۵ wt٪ YSZ کمترین افزایش وزن، یعنی ۰/۰۰۳٦ گرم، را نشان داد. در تصاویر SEM این پوشش، بلورهای اکسیدی کروی‌تر و مرزهای تیره بین اسپلت‌ها مشاهده شد. نواحی غنی از Al و O به تشکیل Al_2O_3 نسبت داده می‌شوند. کاهش افزایش وزن در این نمونه نشان می‌دهد که حضور اسپینل‌ها یا اکسیدهای ثانویه، باوجود مشاهده برخی پیک‌های اکسیدی، به‌تنهایی معیار مناسبی

برای ارزیابی عملکرد نیست و باید همراه با مورفولوژی، ترکیب موضعی و داده‌های افزایش وزن تفسیر شود.

الگوهای XRD نمونه بدون پوشش، تشکیل آلومینا و فازهای اسپینلی اکسیدی را نشان دادند. پس از پوشش‌دهی، شدت پیک‌های اکسیدی کاهش یافت که بیانگر کاهش نرخ اکسیداسیون کلی و محدودشدن رشد محصولات اکسیدی است. در پوشش YSZ شدت پیک اسپینل Al_2O_3-NiO افزایش یافت؛ بااین‌حال، این افزایش، در پرتو کاهش افزایش وزن و بهبود مورفولوژی اکسید، نباید به‌تنهایی به‌عنوان افت مقاومت اکسیداسیونی تفسیر شود. تشکیل مقدار مشخصی از اکسیدهای ثانویه می‌تواند ناشی از واکنش موضعی Ni، Al و اکسیژن در نواحی بین‌اسپلتی باشد، درحالی‌که لایه‌های متراکم‌تر و پیوسته‌تر آلومینایی همچنان از نفوذ عمیق اکسیژن جلوگیری می‌کنند.

بهبود عملکرد پوشش نانوکامپوزیتی را می‌توان به چند رخداد مرتبط نسبت داد. نخست، ذرات YSZ با تغییر ریزساختار میتواند بخشی از منافذ و مسیرهای پیوسته نفوذ را (بر پایه مشاهدات مورفولوژیکی سطح مقطع و پراکندگی فاز سرامیکی) مسدود می‌کنند. دوم، پراکنش ذرات سرامیکی، تراکم و پیوستگی ساختار را افزایش داده و سطح مؤثر نفوذ اکسیژن را کاهش می‌دهد. سوم، کاهش سرعت اکسیداسیون را می‌توان طبق سازوکارهای مطرح در پژوهش‌های پیشین [١٠ و ١٢] به پایداری بیشتر لایه اکسیدی محافظ TGO و احتمال بهبود چسبندگی آن در حضور عنصر Y نسبت داد؛ اگرچه تأیید ضخامت دقیق و پیوستگی لایه TGO مستلزم بررسی‌های بیشتر با مقاطع متالوگرافی و آزمون‌های نفوذ است [٥، ٧، ٣٨ و ٣٩].

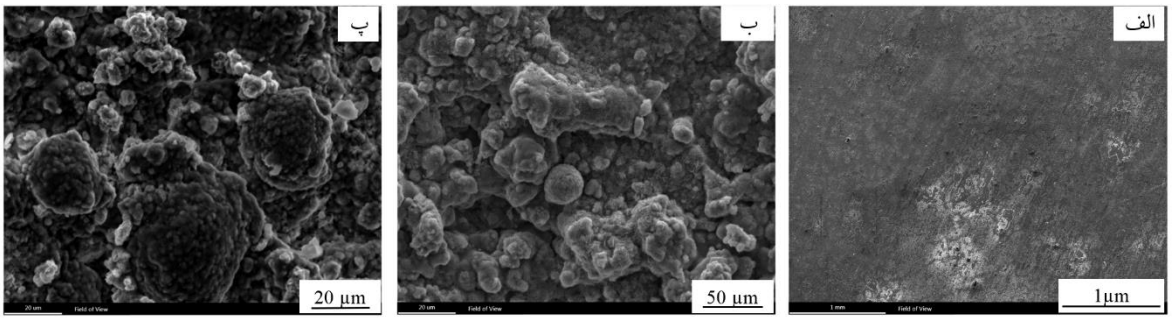
با این حال، در این مطالعه ضریب نفوذ اکسیژن و سینتیک انتقال آن به‌صورت مستقیم اندازه‌گیری نشده و اثر سدکنندگی فیزیکی بر مبنای شواهد کیفی و تطابق با سازوکارهای گزارش‌شده در منابع [١٠ و ١٢] استنباط شده است.

جدول٢: تغییرات وزن پس از اکسیداسیون داغ

نمونه	T (°C)	t (h)	Δm	%Δm
CMSX-4	١٠٠٠	١٠٠	٠/٠٠٤٩	١٢/١
NiCoCrAlTaReY	١٠٠٠	١٠٠	٠/٠٠٤٣	٩/٢
NiCoCrAlTaReY -5%YSZ	١٠٠٠	١٠٠	٠/٠٠٣٦	٧/٧

بر مبنای مقادیر اولیه گزارش‌شده در جدول ٢، افزایش وزن نمونه‌های بدون پوشش، دارای پوشش پایه و دارای پوشش YSZ به ترتیب ٠/٠٠٤٩، ٠/٠٠٤٣ و ٠/٠٠٣٦ گرم بوده است؛ بنابراین، مقاومت اکسیداسیونی پوشش YSZ حدود ١٦/٣٪ نسبت به پوشش پایه و حدود ٢٦/٥٪ نسبت به نمونه بدون پوشش بهبودیافته است. این نتایج با کاهش اندازه ذرات اکسیدی، از محدوده ٧–٤٥ µm در پوشش پایه به ٤– ٤٠ µm در پوشش حاوی YSZ، همخوانی دارد و بیانگر تشکیل لایه‌ای ریزدانه‌تر، متراکم‌تر و پایدارتر است. تصاویر SEM نمونه‌ها پس از اکسیداسیون داغ در شکل ٨ ارائه شده‌اند.

شایان ذکر است که در این پژوهش، ارزیابی رفتار اکسیداسیونی بر پایه افزایش وزن نهایی و بررسی‌های مورفولوژی و فازی سطحی متمرکز بوده و اندازه‌گیری کمی ضخامت لایه اکسید رشدیافته حرارتی و بررسی چسبندگی موضعی آن در مقطع عرضی انجام نگرفته است؛ بنابراین، بررسی‌های متالوگرافی مقطع پس از اکسیداسیون داغ به‌عنوان موضوعی حائز اهمیت برای مطالعات تکمیلی آتی پیشنهاد می‌شود [٣٨، ٣٩، ٥ و ٤٠].



شکل۸: تصاویر SEM از اکسیداسیون داغ (الف) زیرلایه CMSX-4، (ب) پوشش NiCoCrAlTaReY و (پ) پوشش NiCoCrAlTaReY-5%YSZ.

۳-٤- رفتار سایش تریبولوژیکی داغ در ٦٠٠ °C

آزمون سایش پین روی دیسک مطابق استاندارد ASTM G99 روی نمونه‌های AISI 304 در دمای ٦٠٠ °C، بار N ٢٠، سرعت ١٢٠ rpm و مسافت لغزش ١٠٠٠ m و در شرایط بدون روان‌کاری انجام شد. پین سایش از جنس آلومینا با قطر ٥ mm و دستگاه آزمون TSN-WTC 02 بود. در نمونه بدون پوشش، شیارهای عمیق و آثار سایش خراشان شدید مشاهده شد. کاهش وزن این نمونه ٠/٠٢٦٦ گرم و میانگین ضریب اصطکاک آن ٠/١٠ ± ٠/٧٥ بود [٤١ و ٤٢]. در این شرایط، تماس مستقیم پین سرامیکی با سطح فلزی و تشکیل و جداشدن مکرر ذرات سایش، موجب افزایش عمق شیار و ناپایداری تماس می‌شود.

پوشش پایه مقاومت سایشی را به طور محسوسی افزایش داد، اما مکانیزم غالب همچنان ترکیبی از سایش خراشان، اکسیداسیون سطحی و کندگی موضعی بود. کاهش وزن این پوشش ٠/٠١١٩ گرم اندازه‌گیری شد که معادل بهبود تقریبی ٥٥/٣ درصد نسبت به نمونه بدون پوشش است [٤٣]. وجود مرزهای بین‌اسپلتی و ریز حفره‌ها سبب می‌شود بخشی از ذرات جداشده در اثر بارگذاری و گرمای اصطکاکی از ساختار پوشش خارج شوند و کندگی موضعی ادامه یابد.

در پوشش NiCoCrAlTaReY-5%YSZ، شیارهای موضعی کم‌عمق‌تر بودند و بخشی از آن‌ها با محصولات اکسیدی پر شده بود. ذرات جداشده در اثر سایش، تحت‌تأثیر گرمای اصطکاکی اکسید شده و سپس درون شیارها فشرده شدند. در نتیجه، یک لایه تریبواکسیدی محافظ روی سطح شکل گرفت. این لایه با کاهش تماس مستقیم پین و دیسک، محدودکردن چسبندگی و کاهش شدت براده‌برداری، رشد شیارها را کنترل می‌کند. نتایج EDS حضور اکسیژن در نواحی سایش را تأیید کرد و نقش اکسیداسیون تریبولوژیکی را نشان داد. همچنین، نتایج XRD تشکیل Al_2O_3 را روی هر دو پوشش تأیید نمود.

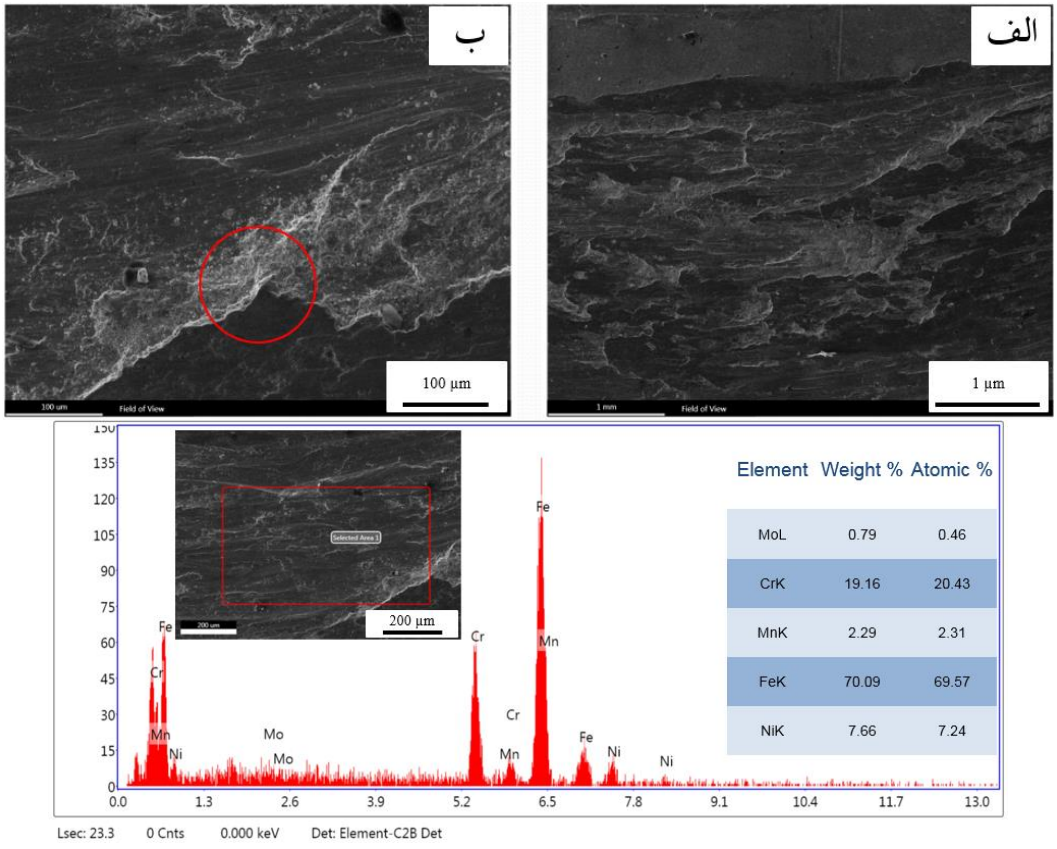
بررسی مورفولوژی مسیر سایش در دمای ٦٠٠ °C (شکل‌های ٩ تا ١١) نشان داد که مکانیزم غالب تخریب در زیرلایه بدون پوشش AISI 304، سایش خراشان به همراه تغییرشکل پلاستیک موضعی است که به کاهش وزن قابل‌توجه ٠/٠٢٦٦ گرم انجامیده است. در پوشش پایه NiCoCrAlTaReY، شیارهای خراشان کم‌عمق‌تر همراه با کندگی‌های موضعی و ورقه شدن لایه‌های تریبواکسیدی ناپیوسته مشاهده شد (کاهش وزن ٠/٠١١٩ گرم)، در مقابل، در پوشش نانوکامپوزیت NiCoCrAlTaReY-5 wt.% YSZ، مکانیزم غالب از سایش خراشان به تریبواکسیداسیون محافظ تغییر یافته است. بر اساس الگوهای فازی XRD و تصاویر SEM، فشرده‌شدن اکسیدهای تشکیل‌شده حین سایش در دمای بالا، منجر به تشکیل یک لایه تریبواکسیدی متراکم و چسبنده در داخل شیارها شده است. این لایه اکسیدی پایدار مانع از تماس مستقیم فلز-پین گردیده و با کاهش اصطکاک و سایش، کاهش وزن را به ٠/٠٠٦٨ گرم (بهبود ٤٢/٩ درصدی نسبت به پوشش پایه و ٧٤/٤ درصدی نسبت به زیرلایه) تقلیل داده است [٤٠ و ٤٤].

پوشش نانوکامپوزیتی کمترین کاهش وزن، یعنی ٠/٠٠٦٨ گرم و کمترین ضریب اصطکاک، یعنی ٠/٠٤٦ ± ٠/٦٤، را نشان داد. بر اساس کاهش وزن، مقاومت سایشی این پوشش

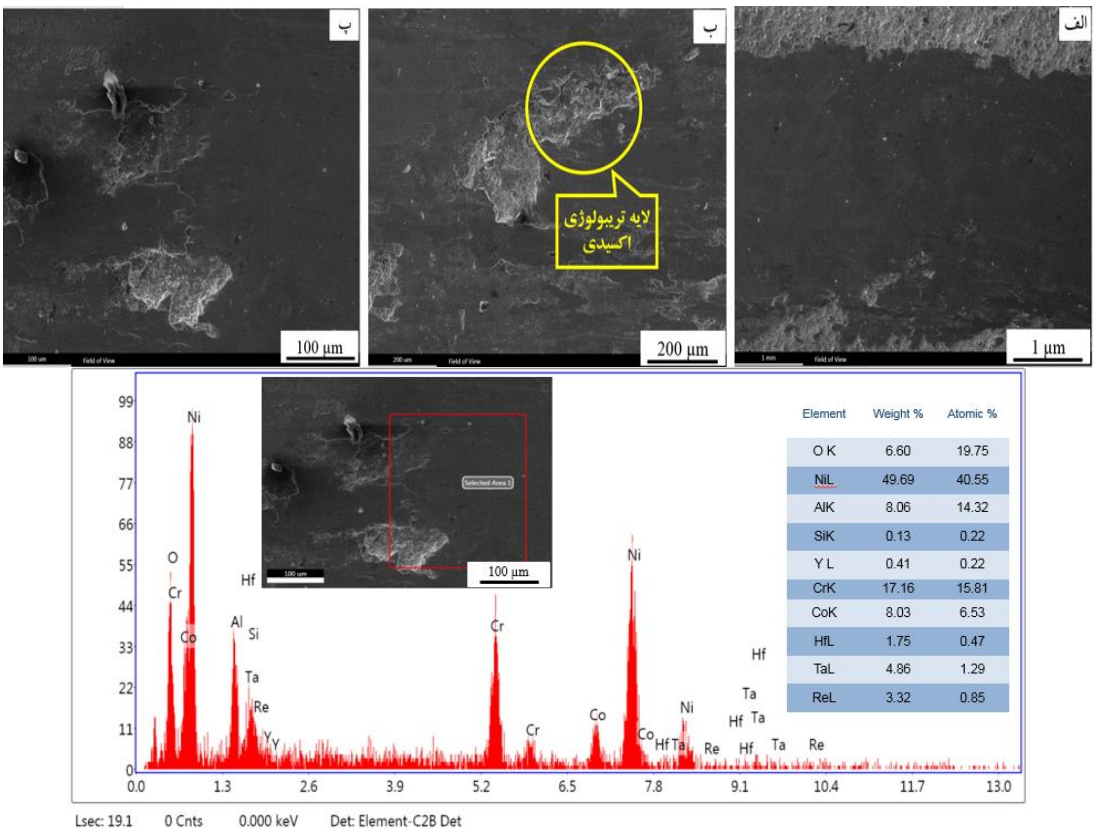
حدود ٧٤/٤ درصد نسبت به نمونه بدون پوشش و حدود ٤٢/٩ درصد نسبت به پوشش پایه بهبود یافت. این بهبود حاصل اثر هم‌زمان چند عامل است: افزایش سختی موضعی در اثر حضور YSZ، کاهش تماس مستقیم فلز–فلز، محدودشدن انتشار ترک در مرزهای بین‌اسپلتی، کاهش کندگی و چسبندگی پین به سطح و تشکیل لایه اکسیدی یکنواخت‌تر و متراکم‌تر [٤٣، ٤٢ و ٤٥].

در این میان، کاهش ضریب اصطکاک از ٠/١٠ ± ٠/٧٥ در نمونه بدون پوشش به ٠/٠٤٦ ± ٠/٦٤ در پوشش حاوی YSZ، همراه با کاهش وزن، نشان می‌دهد که اثر YSZ تنها به افزایش سختی محدود نیست. این ذرات با اصلاح ریزساختار، کاهش پیوستگی عیوب و فراهم‌کردن بستر مناسب برای تشکیل لایه تریبواکسیدی، پایداری تماس را افزایش می‌دهند. در نتیجه، سطح در برابر شیارزنی و جداشدن ذرات مقاوم‌تر می‌شود.

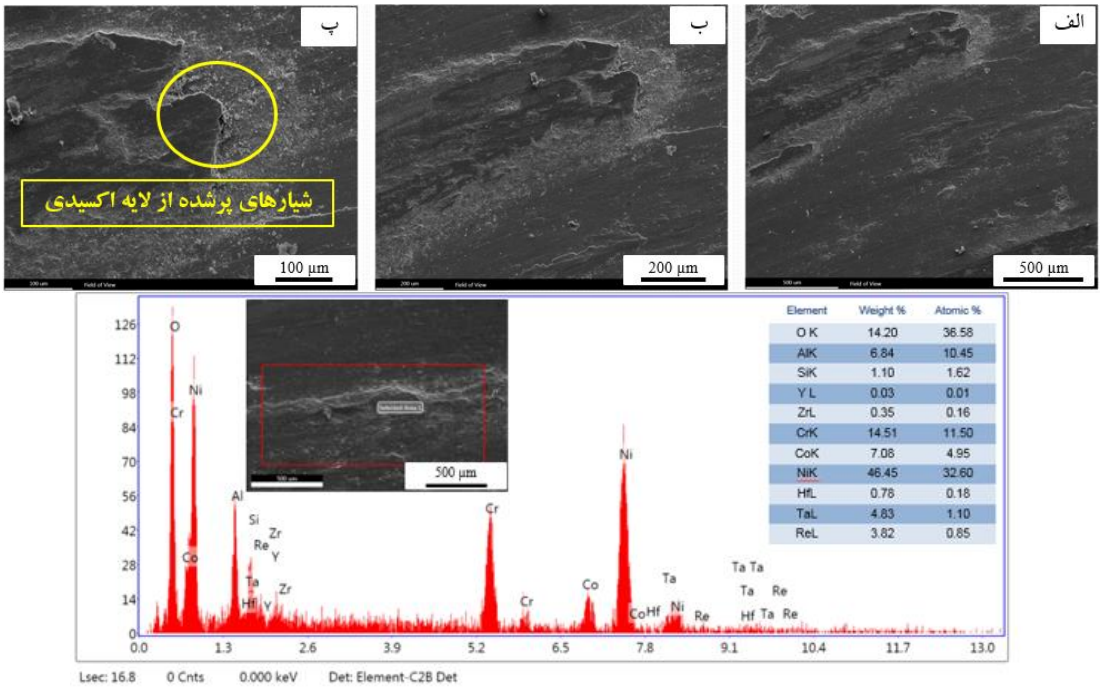
تصاویر مربوط به مسیر سایش، مورفولوژی سطوح و محصولات اکسیدی در شکل‌های ٩ تا ١١ و داده‌های کاهش وزن و ضریب اصطکاک در جدول‌های ٣ و ٤ ارائه شده‌اند. در مجموع، نتایج نشان می‌دهند که افزودن ٥ wt٪ YSZ با ایجاد ارتباط مستقیم میان اصلاح ریزساختار، افزایش تراکم، تشکیل لایه اکسیدی محافظ و کاهش شدت تماس سایشی، عملکرد پوشش را هم‌زمان در برابر اکسیداسیون داغ و سایش داغ بهبود می‌دهد.



شکل٩: تصاویر SEM و نتایج EDS از سایش داغ فولاد AISI 304.



شکل ١٠: تصاویر SEM و نتایج EDS از سایش داغ پوشش NiCoCrAlTaReY.



شکل ١١: تصاویر SEM و نتایج EDS از سایش داغ پوشش NiCoCrAlTaReY-5%YSZ.

جدول۳: تغییرات کاهش وزن بعد از سایش داغ نمونه‌های فولادی AISI 304، پوشش NiCoCrAlTaReY و NiCoCrAlTaReY-5%YSZ

نمونه	وزن اولیه (گرم)	وزن نهایی (گرم)	کاهش وزن (گرم)
AISI 304	٤٠/٩٢٠٧	٤٠/٨٩٤١	٠/٠٢٦٦
NiCoCrAlTaReY	٤٣/٤٤١١	٤٣/٤٢٩٢	٠/٠١١٩
NiCoCrAlTaReY - 5%YSZ	٤٣/٢٦٩٧	٤٣/٢٦٢٩	٠/٠٠٦٨

جدول٤: میانگین ضریب اصطکاک نمونه‌های فولادی AISI 304، پوشش NiCoCrAlTaReY و پوشش NiCoCrAlTaReY-5%YSZ

نمونه‌ها	میانگین ضریب اصطکاک
AISI 304	٠/٧٥٤٣ ± ٠/١٠٧
NiCoCrAlTaReY	٠/٦٦١١ ± ٠/٠٤٩
NiCoCrAlTaReY-5%YSZ	٠/٦٤٠١ ± ٠/٠٤٦

٤- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، پوشش NiCoCrAlTaReY و پوشش نانوکامپوزیتی NiCoCrAlTaReY-5 wt.%YSZ به روش HVOF بر روی زیرلایه CMSX-4 اعمال شد و رفتار ریزساختاری، اکسیداسیون داغ و سایش داغ آن‌ها مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج نشان داد افزودن ۵ درصد وزنی نانوذرات YSZ موجب بهبود یکنواختی اسپلت‌ها، تراکم بیشتر ساختار و کاهش بصری پیوستگی ریزعیوب و ریزحفره‌ها شد.

در آزمون اکسیداسیون داغ در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۰۰ ساعت، پوشش NiCoCrAlTaReY-5 wt.%YSZ کمترین افزایش وزن را با مقدار ٠/٠٠٣٦ گرم نشان داد که نسبت به پوشش پایه NiCoCrAlTaReY بیانگر بهبود ١٦/٣ درصدی است. این بهبود عملکرد می‌تواند با تغییر مورفولوژی و محدود شدن احتمالی مسیرهای نفوذ اکسیژن در حضور نانوذرات YSZ همبستگی داشته باشد که در نهایت منجر به کاهش سرعت رشد محصولات اکسیدی شده است.

در آزمون سایش داغ در دمای ٦٠٠ درجه سانتی‌گراد، پوشش نانوکامپوزیتی کمترین کاهش وزن را با مقدار ٠/٠٠٦٨ گرم و کمترین ضریب اصطکاک را با مقدار ٠/٦٤ ثبت کرد. این مقادیر نسبت به پوشش پایه NiCoCrAlTaReY به ترتیب نشان‌دهنده بهبود ٤٢/٩ درصدی در کاهش وزن و کاهش ٣/٠ درصدی در ضریب اصطکاک هستند. بهبود رفتار سایشی این پوشش را می‌توان با متراکم‌تر شدن ریزساختار، کاهش تماس مستقیم فلز-فلز، محدودشدن گسترش ترک‌ها و تشکیل لایه‌های اکسیدی/تریبواکسیدی پایدار مرتبط دانست.

بررسی مکانیزم سایش در دمای ٦٠٠ °C نشان داد که تخریب در زیرلایه بدون پوشش AISI 304 با سایش خراشان شدید همراه است، درحالی‌که در پوشش پایه NiCoCrAlTaReY مکانیزم غالب به سایش خراشان همراه با کندگی‌های موضعی تغییر می‌یابد. در پوشش نانوکامپوزیتی NiCoCrAlTaReY-5 wt.% YSZ، فشرده‌شدن اکسیدهای تشکیل‌شده حین سایش منجر به تشکیل یک لایه تریبواکسیدی محافظ در شیارها شده و با ممانعت از تماس مستقیم سطح با پین آلومینایی، مقاومت به سایش (کاهش وزن) را به میزان ٤٢/٩ درصد نسبت به پوشش پایه و ٧٤/٤ درصد نسبت به زیرلایه بدون پوشش بهبود بخشیده است.

به‌طورکلی، نتایج این پژوهش نشان داد که افزودن ۵ درصد وزنی YSZ به پوشش NiCoCrAlTaReY می‌تواند

راهبردی مؤثر برای بهبود مقاومت در برابر اکسیداسیون داغ و سایش داغ باشد.

۵- منابع

[1] Franke, B., "Nondestructive Evaluation Of Thermal Barrier Coatings With Thermal Wave Imaging And Photostimulated Luminescence Spectroscopy", 2005.

[2] Stern, K.H., "Metallurgical and ceramic protective coatings", Springer Science & Business Media, 1996.

[3] Bose, S., "High temperature coatings: Butterworth-Heinemann publications", 2011.

[4] Pawlowski, L., "The science and engineering of thermal spray coatings", John Wiley & Sons, 2008.

[5] Nicholls, J.R., "Designing oxidation-resistant coatings", JoM, VOl. 52, PP. 28–35, 2000.

[6] Prescott, R., Graham, M.J., "The formation of aluminum oxide scales on high-temperature alloys", Oxid. Met, VOl. 38, PP. 233–254, 1992.

[7] Brandl, W., Toma, D., Grabke, H.J., "The characteristics of alumina scales formed on HVOF-sprayed MCrAlY coatings", Surf. Coatings Technol, VOl. 108, PP. 10–15, 1998.

[8] Toma, D., Brandl, W., Köster, U., "The characteristics of alumina scales formed on HVOF-sprayed MCrAlY coatings, Oxid", Met, VOl. 53, PP. 125–137, 2000.

[9] VanEvery, K., Krane, M.J.M., Trice, R.W., Wang, H., Porter, W., Besser, M., Sordelet, D., Ilavsky, J., Almer, J., "Column formation in suspension plasma-sprayed coatings and resultant thermal properties", J. Therm. Spray Technol, VOl. 20, PP. 817–828, 2011.

[10] Mercier, D., Gauntt, B.D., Brochu, M., "Thermal stability and oxidation behavior of nanostructured NiCoCrAlY coatings", Surf. Coatings Technol, VOl. 205, PP. 4162–4168, 2011.

[11] Meier, G.H., Stiger, M.J., Blachere, J.R., Pettit, F.S., Sarioglu, C., Janakiraman, R., Schumann, E., Ashary, A., "The adhesion of alumina films to metallic alloys and coatings", Mater. Corros, VOl. 51, PP. 358–372, 2000.

[12] Heimann, R.B., Kleiman, J.I., Litovsky, E., Marx, S., Ng, R., Petrov, S., Shagalov, M., Sodhi, R.N.S., Tang, A., "High-pressure cold gas dynamic (CGD)-sprayed alumina-reinforced aluminum coatings for potential application as space construction material", Surf. Coatings Technol, VOl. 252, PP. 113–119, 2014.

[13] Karaoglanli, A.C., Turk, A., "Isothermal oxidation behavior and kinetics of thermal barrier coatings produced by cold gas dynamic spray technique", Surf. Coatings Technol, VOl. 318, PP. 72–81, 2017.

[14] Zhao, L., Parco, M., Lugscheider, E., "High velocity oxy-fuel thermal spraying of a NiCoCrAlY alloy", Surf. Coatings Technol, VOl. 179, PP. 272–278, 2004.

[15] Driver, L.C., "HVOF spraying of WC-Co & MCrAlY coatings for aeroengine components", 2004.

[16] Soboleve, V.V., Guilemany, J. M, Calero, J.A., "Development of coating structure and adhesion during high velocity oxygen-fuel spraying of WC-Co powder on a copper substrate", J. Therm. Spray Technol, VOl. 19, PP. 100–106, 2000.

[17] He. J., Ice. M., Lavernia. E., "Particle melting behavior during high-velocity oxygen fuel thermal spraying", Journal of Thermal Spray Technology, VOl. 10, PP. 83-93, 2001.

[18] Shibata, M., Kuroda, S., Murakami, H., Ode, M., Watanabe, M., Sakamoto, Y., "Comparison of microstructure and oxidation behavior of CoNiCrAlY bond coatings prepared by different thermal spray processes", Mater. Trans, VOl. 47, PP. 1638–1642, 2006.

[19] Ghasemi, R., Shoja-Razavi, R., Mozafarinia, R., Jamali, H., "Comparison of microstructure and mechanical properties of plasma-sprayed nanostructured and conventional yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings", Ceram. Int, VOl. 39, PP. 8805–8813, 2013.

[20] Jamali, H., Mozafarinia, R., Shoja Razavi, R., Ahmadi-Pidani, R., Reza Loghman-Estarki, M., "Fabrication and evaluation of plasma-sprayed nanostructured and conventional YSZ thermal barrier coatings", Curr. Nanosci, VOl. 8, PP. 402–409, 2012.

[21] Schulz, U., Schmücker, M., "Microstructure of ZrO2 thermal barrier

coatings applied by EB-PVD", Mater. Sci. Eng. A, VOl. 276, PP. 1–8, 2000.
[22] Schulz, U., Saruhan, B., Fritscher, K., Leyens, C., "Review on advanced EB-PVD ceramic topcoats for TBC applications", Int. J. Appl. Ceram. Technol, VOl. 1, PP. 302–315, 2004.
[23] Koch, C.C., "Nanostructured materials: processing", properties and applications, William Andrew, 2006.
[24] Liang, B., Ding, C., "Thermal shock resistances of nanostructured and conventional zirconia coatings deposited by atmospheric plasma spraying", Surf. Coatings Technol, VOl. 197, PP. 185–192, 2005.
[25] Hosseini, Y., Kermanpur, A., Ashrafizadeh, F., Keyvani, A., "Enhancing hot oxidation resistance of the HVOFsprayed NiCoCrAlTaY coating by alumina nanoparticles via a modified suspension route", Journal of Materials Research and Technology, VOl. 22, PP. 3387–3401, 2023.
[26] Chen WR, Li C, Cheng Y, Li H, Zhang X, Wang L. Degradation of HVOF-MCrAlY+ APS-Nanostructured YSZ Thermal Barrier Coatings. Coatings. 2025 Jul 24;15(8):871.
[27] Khan A, Gayawali G, Shah SS, Sohail M, Liu X, Zhang S. Hot corrosion, wear, and oxidation performance of high-velocity oxy-fuel and plasma spray coatings in various environments: A comprehensive review. Arabian Journal of Chemistry. 2026 Apr 2;19.
[28] Itoh, Y., Saitoh, M., "Mechanical properties of overaluminized MCrAlY coatings at room temperature", J. Eng. Gas Turbines Power, VOl. 127, PP. 807–813, 2005.
[29] Barrett, C.A., Miner, R.V., Hull, D.R., "The effects of Cr, Al, Ti, Mo, W, Ta, and Cb on the cyclic oxidation behavior of cast Ni-base superalloys at 1100 and 1150 C", Oxid. Met, VOl. 20, PP. 255–278, 1983.
[30] Influence of Al content on thermal cycling behavior of HVOF-NiCrAlY + APS-nYSZ thermal barrier coatings. 2026.
[31] Bai, M., Song, B., Reddy, L., Hussain, T., "Preparation of MCrAlY–Al2O3 composite coatings with enhanced oxidation resistance through a novel powder manufacturing process", J. Therm. Spray Technol, VOl. 28, PP. 433–443, 2019.
[32] Kumari, L., Li, W., Wang, D., "Monoclinic zirconium oxide nanostructures synthesized by a hydrothermal route", Nanotechnology, Vol. 19, 195602, 2008.
[33] Yuan, F. L., Chen, C. H., Kelder, E. M., Schoonman, J., "Preparation of zirconia and yttria-stabilized zirconia (YSZ) fine powders by flame-assisted ultrasonic spray pyrolysis", Solid State Ionics, 1998.
[34] Tahari, M., Shamanian, M., Salehi, M., "Microstructural and morphological evaluation of MCrAlY/YSZ composite produced by mechanical alloying method", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 525, pp. 44-52, 2012.
[35] Tahari, M., "The effect of heat treatment and thermal spray processes on the grain growth of nanostructured composite CoNiCrAlY/YSZ powders", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 646, pp. 372-379, 2015.
[36] Younes, C. M., Allen, G. C., Nicholson, J. A., "High temperature oxidation behaviour of single crystal superalloys RR3000 and CMSX-4", Corrosion Engineering, Science and Technology, Vol. 42, pp. 80-88, 2007.
[37] Mu, N., Liu, J., Byeon, J. W., et al., "Long-term oxidation and phase transformations in aluminized CMSX-4 superalloys", Surface and Coatings Technology, Vol. 188, pp. 27-34, 2004.
[38] Naumenko, D., Shemet, V., Singheiser, L., Quadakkers, W. J., "Failure mechanisms of thermal barrier coatings on MCrAlY-type bondcoats associated with the formation of the thermally grown oxide", Journal of Materials Science, Vol. 44, pp. 1687-1703, 2009.
[39] Hatami, M., Naeimi, F., Shamanian, M., Taheri, M., "High-Temperature Oxidation Behavior of Nano-structured CoNiCrAlY-YSZ Coatings Produced by HVOF Thermal Spray Technique", Oxidation of Metals, Vol. 90, pp. 153-167, 2018.
[40] Pakseresht, A.H., Saremi, M, Omidvar, H., Alizadeh, M., "Micro-structural study and wear resistance of thermal barrier coating reinforced by alumina whisker", Surface and Coatings Technology, VOl. 366, PP. 338–348, 2019.
[41] Scherge, M., Shakhvorostov, D., Pöhlmann, K., "Fundamental wear

mechanism of metals", Wear, Vol. 255, pp. 395-400, 2003.
[42] Birol, Y., "High temperature sliding wear behaviour of Inconel 617 and Stellite 6 alloys", Wear, Vol. 269, pp. 664-671, 2010.
[43] Ghadami, F., Aghdam, A. S. R., Ghadami, S., "Abrasive wear behavior of nano-ceria modified NiCoCrAlY coatings deposited by the high-velocity oxy-fuel process", Materials Research Express, Vol. 6, 1250d6, 2020.
[44] Yang, K., Xu, G., Jiang, Z., Yang, Y., Zhang, S., Wang, S., Ni, Z., "High-temperature oxidation and wear resistance of nano-ZrB2 reinforced CoNiCrAlY composite coating via a step-fashion mechanical alloying powder process", Tribology International, VOl. 181, 2023.
[45] Tao, C., Wang, L., Song, X., "High-temperature frictional wear behavior of MCrAlY-based coatings deposited by atmosphere plasma spraying", International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, Vol. 24, pp. 222-228, 2017.