

بررسی تأثیر افزودن نانو ذرات اکسید آلومینیوم بر ریزساختار و رفتار اکسیداسیون دمای بالا پوشش MCrAlY ایجادشده توسط فرایند HVOF

پژمان زمانی مقدم، ضیاء والفی

دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، تهران

(دریافت مقاله: ۱۴۰۱/۸/۲۳ - پذیرش مقاله: ۱۴۰۱/۱۲/۱۱)

چکیده

در این تحقیق، پودر خالص CoNiCrAlY و کامپوزیتی CoNiCrAlY-2, 4 wt% Al₂O₃ توسط فرایند HVOF روی زیرلایه‌هایی از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل IN738 پوشش‌دهی شدند. پودرهای کامپوزیتی با استفاده از روش محلولی بر پایه آب و چسب پلی وینل الکل به منظور توزیع نانو ذرات اکسید روی ذرات میکرونی CoNiCrAlY تولید شدند. آزمایش اکسیداسیون در دمای ۱۰۵۰ °C و زمان‌های ۵۰، ۱۰۰، ۱۵۰ و ۲۰۰ ساعت در هوای ساکن روی پوشش‌ها انجام شد. ریزساختار و ترکیب فازی پوشش‌ها قبل و بعد از آزمایش اکسیداسیون توسط SEM و XRD بررسی شدند. نتایج نشان دادند که نانو ذرات با توزیع نسبتاً یکنواخت در اطراف پودرها و ریزساختار پوشش‌های متناظر حضور داشتند. میزان تخلخل و زبری سطح پوشش‌های خالص و کامپوزیتی (۲ و ۴ درصد وزنی) به ترتیب ۰/۶، ۱ و ۲/۷ درصد حجمی و ۴/۴، ۴/۸ و ۷/۱ میکرومتر اندازه‌گیری شدند. پس از ۲۰۰ ساعت آزمایش اکسیداسیون، ضخامت لایه اکسیدی برای پوشش‌های خالص و کامپوزیتی (۲ و ۴ درصد وزنی) به ترتیب ۵/۲، ۴/۳ و ۵/۹ میکرومتر اندازه‌گیری شد. پوشش CoNiCrAlY حاوی ۲ درصد وزنی Al₂O₃ به دلیل ایجاد موانع نفوذ توسط نانو ذرات بهترین مقاومت به اکسیداسیون را نشان داد. درحالی‌که پوشش کامپوزیتی حاوی ۴ درصد وزنی Al₂O₃ دارای کمترین مقاومت به اکسیداسیون بود که ناشی از مورفولوژی سطح زبر و وقوع اکسیداسیون داخلی در آن بود.

کلیدواژه: اکسید آلومینیوم؛ پوشش MCrAlY؛ HVOF؛ اکسیداسیون، ریزساختار؛ ترکیب فازی.

Investigating the Effect of Aluminum Oxide Nano-Particles on Microstructure and High-Temperature Oxidation Behavior of HVOF Sprayed MCrAlY Coating

Pejman Zamani Moghadam, Zia Valefi

Faculty of material and manufacturing technologies, Malek Ashtar University of Technology

Abstract

In this research, pure CoNiCrAlY and composite CoNiCrAlY-2, 4 wt% Al₂O₃ powders were deposited by the HVOF process on IN738 nickel-based superalloy substrates. Composite powders were produced using a water-based solution method and polyvinyl alcohol adhesive to distribute oxide nanoparticles on CoNiCrAlY microparticles. An oxidation test was performed on the coatings at 1050°C and 50, 100, 150, and 200 hours in the stationary air. The microstructure and phase composition of the coatings were investigated by SEM and XRD before and after the oxidation test. The results showed that nanoparticles are present with relatively uniform distribution around the powders and the microstructure of the corresponding coatings. Porosity and surface roughness of pure and composite coatings (2, 4 wt%) were measured as 0.6, 1, and 2.7 vol.% and 4.4, 4.8, and 7.1 μm, respectively. After 200 hours of oxidation test, the thickness of the oxide layer formed on pure and composite coatings (2, 4 wt%) was measured as 5.2, 4.3, and 5.9 micrometers, respectively. CoNiCrAlY coating containing 2 wt% of Al₂O₃ showed the best resistance to oxidation due to the creation of diffusion barriers by nanoparticles. In contrast, the composite coating containing 4 wt% of Al₂O₃ had the weakest resistance to oxidation, which was caused by the rough surface morphology and the occurrence of internal oxidation in it.

Keywords: Aluminum Oxide, MCrAlY Coating, HVOF, Oxidation, Microstructure, Phase composition.

E-mail of Corresponding author: pejmanzamani33@yahoo.com

۱- مقدمه

پوشش‌های MCrAlY (M: Ni and/or Co) به صورت متداول در اجزای داغ توربین گازی برای تأمین حفاظت مواد پایه در برابر اکسیداسیون دمای بالا و خوردگی داغ استفاده می‌شوند. پوشش‌های MCrAlY به صورت یک لایه روکشی روی پره‌های ثابت و متحرک در قسمت توربین و یا به صورت یک لایه اتصال در سامانه‌های TBC در قسمت محفظه احتراق به کار گرفته می‌شوند. این پوشش‌ها، با تشکیل یک لایه‌ی متراکم، پیوسته، با رشد آهسته و چسبنده α -Al₂O₃ در دمای بالا، مقاومت به اکسیداسیون را برای اجزای فلزی تأمین می‌کنند. این لایه اکسیدی (TGO) به صورت یک سد نفوذی برای جلوگیری از نفوذ روبه‌داخل اکسیژن و نفوذ رو به خارج عناصر دیگر پوشش عمل کرده و بنابراین، سرعت تخریب مواد را آهسته می‌کند [۱-۳].

فرایند پاشش سوخت اکسیژن سرعت‌بالا (HVOF^۲) برای ایجاد پوشش MCrAlY استفاده می‌شود. فرآیند HVOF از ترکیب اکسیژن با هوای فشرده به همراه سوخت گاز یا سوخت مایع برای ایجاد دماهای ۳۲۰۰-۲۴۰۰ استفاده می‌کند. طراحی خاص محفظه منجر به تشکیل شعله مافوق صوت شده که پودرهای تزریق‌شده در آن می‌توانند به سرعت‌های ۷۰۰-۸۰۰ m/s دست یابند و پس از برخورد به زیرلایه پوشش تشکیل دهند [۴-۶].

یکی از زمینه‌های تحقیقاتی در سال‌های اخیر، بهبود رفتار اکسیداسیون دمای بالا از طریق توزیع ذرات پراکنده اکسیدی در پوشش MCrAlY در ابعاد کمتر از میکرومتر هست [۷-۱۰]. مکانیزم‌های مختلفی برای بهبود رفتار اکسیداسیون این پوشش‌ها نسبت به پوشش MCrAlY متداول پیشنهاد شده است. هوانگ و همکاران [۱۱] به مطالعه رفتار اکسیداسیون پوشش CoNiCrAlY حاوی ۲ درصد وزنی توزیع ذرات اکسیدی Al₂O₃ پرداختند. آن‌ها نشان دادند که نرخ رشد لایه TGO در پوشش CoNiCrAlY-Al₂O₃ به دلیل جلوگیری از داپینگ

بیش‌ازحد نسبت به پوشش CoNiCrAlY متداول کمتر است. تاما و همکاران [۱۲] گزارش کردند که لایه TGO تشکیل‌شده روی پوشش NiCoCrAlYRe-Al₂O₃ چسبندگی بیشتری نسبت به لایه TGO تشکیل‌شده روی NiCoCrAlYRe متداول دارد و در تعداد چرخه‌های حرارتی بیشتری دوام می‌آورد. آن‌ها دلیل چسبندگی بیشتر لایه TGO تشکیل‌شده روی NiCoCrAlYRe را جلوگیری از نفوذ رو به بیرون Al و حذف جای خالی در فصل مشترک پوشش-TGO معرفی کردند. تیلور و همکاران [۱۳] بیان کردند که مقاومت به اکسیداسیون بیشتر پوشش‌های ODS NiCrAlY نسبت به پوشش NiCrAlY متداول ناشی از افزایش خواص مکانیکی آلیاژ NiCrAlY در حضور ذرات تقویت‌کننده اکسیدی است. آن‌ها نشان دادند که افزودنی‌های اکسیدی منجر به کاهش اختلاف ضریب انبساط حرارتی بین پوشش و زیرلایه و در نتیجه افزایش عمر خستگی ترمو-مکانیکی آن می‌شود. وانگ و همکاران [۱۴] به بررسی تأثیر مقادیر مختلف نانو ذرات Al₂O₃ (۰/۵، ۱ و ۱/۵ درصد وزنی) با میانگین اندازه ۲۰ نانومتر روی رفتار اکسیداسیون پوشش NiCoCrAlY پرداخته و بیان کردند که پوشش با ۱ درصد وزنی Al₂O₃ عمر اکسیداسیون بهتری را نشان می‌دهد. آن‌ها گزارش کردند که افزودن مقادیر غیر بهینه ذرات اکسیدی (۰/۵ و ۱/۵ درصد) منجر به افزایش نرخ اکسیداسیون پوشش می‌شود. مکانیزم‌های بهبود عمر اکسیداسیون در پوشش NiCoCrAlY/1wt% Al₂O₃، توزیع ذرات اکسیدی در مرزانه‌ها و جلوگیری از نفوذ عناصر و محدود کردن تشکیل فازهای جدید نظیر α -Cr و γ '-Ni₃Al معرفی شدند [۱۴].

بررسی رفتار اکسیداسیون این پوشش‌ها در زمان‌های طولانی‌تر، مقدار بیشتر نانو ذرات، و در معرض اتمسفر متداول اکسیدکننده نیاز به مطالعات بیشتری دارد. همچنین پژوهش‌های پیشین از روش آلیاژسازی مکانیکی برای تولید

² High Velocity Oxy Fuel

¹ Thetmally Grown Oxide

جرم مولکولی $86/09 \text{ g/mol}$ انجام شد. بدین منظور، از یک همزن مغناطیسی با سرعت 500 rpm در دمای 150°C تا خشک شدن نهایی محتوای ظرف استفاده شد. سپس پودرها در یک آسیاب دستی از هم جدا شده و از الک با مش 325 (45 میکرومتر) و 500 (22 میکرومتر) عبور داده شدند. پودرهای خالص (MCrAlY) و کامپوزیتی ($2, 4 \text{ wt\% Al}_2\text{O}_3$) به ترتیب M ، $M2A$ و $M4A$ نام گذاری شدند. از فرایند HVOF مجهز به مشعل JP-5000، برای پوشش دهی پودرهای M ، $M2A$ و $M4A$ استفاده شد (شکل ۱ ب). این دستگاه از ترکیب اکسیژن با هوای فشرده با سوخت مایع کروزن استفاده می کند. طی پوشش دهی زیرلایه توسط گاز نیتروژن خنک کاری شد. پارامترهای ایجاد پوشش در جدول ۲ آورده شده اند.

جهت اندازه گیری مجموع درصد تخلخل و اکسید در پوشش ها از روش آنالیز تصویر استفاده شد. در این روش از تصاویر میکروسکوپ نوری با بزرگنمایی $1000\times$ برابر تهیه شده از سطح مقطع پوشش استفاده گردید. این روش بر مبنای تفاوت بین رنگ های مختلف و محاسبه درصد هریک از رنگ ها است. این آنالیز با استفاده از نرم افزار MIP cloud انجام شد.

آماده سازی نمونه های متالوگرافی مطابق با ASTM E1920 انجام شد. از مورفولوژی و سطح مقطع نمونه های متالوگرافی، تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (SEM) تهیه گردید. همچنین به منظور تعیین ترکیب شیمیایی فازهای مختلف، آنالیز توزیع عناصر EDS نیز روی پودرها انجام شد. زبری میانگین سطح (R_a) پوشش ها پس از پاشش حرارتی توسط دستگاه زبری سنج سوزنی مدل MITUTOYO SJ-201 اندازه گیری شد.

جهت شناسایی فازهای موجود در پودرها، پوشش ها پس از پاشش و پس از آزمایش اکسیداسیون، از دستگاه پراش سنج پرتو ایکس فیلیپس مدل PW3710 استفاده شد. فازشناسی

پودر استفاده شده است که طبق نتایج گزارش شده، منجر به تغییر مورفولوژی و ورود ناخالصی به پودر می شود. در نتیجه، مطالعه روی روش های تولید پودر جایگزین نیز حائز اهمیت است [۱۷-۱۵].

هدف از این تحقیق، توزیع ۲ و ۴ درصد وزنی نانو ذرات اکسید آلومینیوم در پوشش CoNiCrAlY ایجاد شده توسط فرایند HVOF و بررسی ریزساختار و رفتار اکسیداسیون آن در دمای 1050°C است.

۲- روش تحقیق

در این پژوهش، از ورق سوپر آلیاژ پایه نیکل Inconel 738 به ترتیب با ضخامت پنج میلی متر به عنوان زیرلایه استفاده شد. آنالیز ترکیب شیمیایی این آلیاژها به روش طیف سنجی گسیل جرقه ای (SES^1) توسط دستگاه کوانتومتری در جدول ۳-۱ ارائه شده است. نمونه های آزمایش توسط برش سیم به ابعاد مورد نظر برش زده شدند. قبل از پوشش دهی، عملیات ذره پاشی با ذرات آلومینا مش 36 جهت افزایش زبری روی سطح زیرلایه ها انجام شد. زبری میانگین سطح زیرلایه ها پس از عملیات ذره پاشی حدود 8 تا 9 میکرومتر بود. جهت تمیز کردن و چربی گیری، سطح زیرلایه ها قبل از پوشش دهی با استون شست و شو شد. تصویر زیرلایه های استفاده شده پیش از پوشش دهی در شکل ۱ الف آورده شده است.

جهت پاشش جزء فلزی MCrAlY از پودر پایه کبالت CoNiCrAlY با نام تجاری AMPERIT 415.001 استفاده شد. از پودر اکسید آلومینیوم ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) ساخت کشور آمریکا با اندازه ذرات تقریباً 50 نانومتر به عنوان افزودنی استفاده شد. در فرایند تولید پودر $\text{MCrAlY-Al}_2\text{O}_3$ هدف توزیع ذرات اکسیدی در مقادیر ۲ و ۴ درصد وزنی به طور یکنواخت و در ابعاد نانو بر ذرات MCrAlY بود. مخلوط کردن پودرهای MCrAlY و Al_2O_3 در محلول بر پایه آب و ۲/۷ درصد وزنی چسب پلی وینیل الکل سفید (PVA^2) با

² polyvinyl alcohol

¹- Spark Emission Spectroscopy

تصاویر الکترون‌های ثانویه از پودرهای تجاری مورد استفاده در شکل ۲ نشان داده شده‌اند. شکل ۲ الف مورفولوژی کروی پودر CoNiCrAlY را با توزیع اندازه ۲۲ تا ۴۵ میکرومتر نشان می‌دهد. مطابق با تحلیل ترکیب شیمیایی EDS در شکل ۳، این پودر حاوی (درصد وزنی) $۳۶/۸$ کبالت، $۳۳/۹$ نیکل، $۲۱/۵$ کروم، $۷/۲$ آلومینیوم و $۰/۶$ ایتیم است. شکل ۲ ب نیز مورفولوژی نامنظم و گوشه‌دار نانو ذرات اکسید آلومینیوم را نشان می‌دهد که دارای ابعاد ۲۰ تا ۶۰ نانومتر هستند و مطابق با تحلیل ترکیب شیمیایی در شکل ۳ شامل $۷۱/۲$ (درصد وزنی) آلومینیوم و $۲۸/۸$ اکسیژن هست.

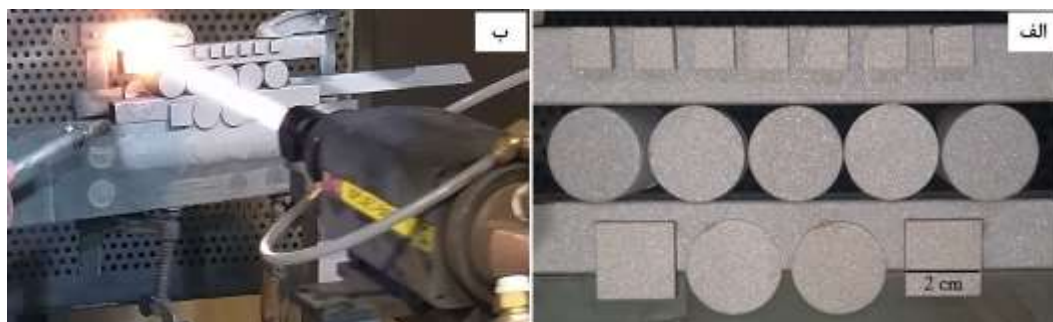
الگوهای پراش سنجی پرتو ایکس توسط نرم‌افزار XPert HighScore Plus انجام شد.

به منظور ارزیابی رفتار اکسیداسیون نمونه‌های پوشش داده شده، نمونه‌های آزمون به مدت ۵۰، ۱۰۰، ۱۵۰ و ۲۰۰ ساعت در کوره مافلی با دمای $۱۰۵۰\text{ }^{\circ}\text{C}$ قرار داده شدند. جهت بررسی رفتار اکسیداسیون دمای بالا، مقطع عرضی از نمونه‌های پوشش داده شده توسط وایرکات آماده شدند و پس از آن سطح برش خورده توسط سنباده‌زنی و پولیش کاری پرداخت شدند.

۳- نتایج و بحث

جدول ۱: ترکیب شیمیایی زیرلایه سوپر آلیاژ پایه نیکل Inconel 738

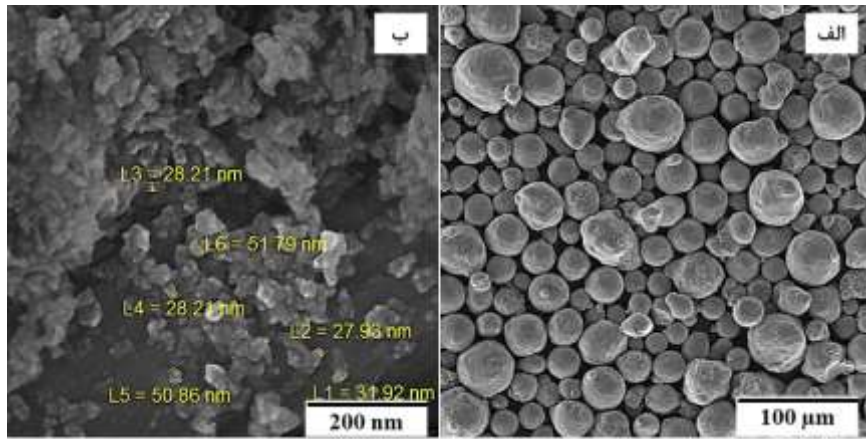
عنصر آلیاژی	Ni	Cr	Co	Ti	Al	W	Ta	Nb	C	Mo, Mn, Si, Fe, Cu, Zr
درصد وزنی	Base	16.0	8.5	3.4	3.4	2.6	1.75	0.85	0.13	Trace



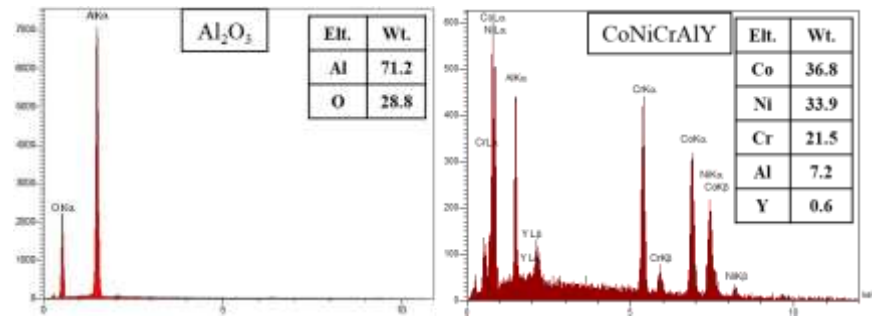
شکل ۱: الف) زیرلایه‌های مورد استفاده از پیش از پوشش‌دهی، ب) پوشش‌دهی توسط دستگاه HVOF.

جدول ۲: پارامترهای ایجاد پوشش HVOF

نرخ جریان سوخت	نرخ اکسیژن	فاصله پاشش	نرخ گاز حامل	نرخ تغذیه پودر	فشار محفظه احتراق	سرعت خطی مشعل
(mL/min)	(l/min)	(cm)	(l/min)	(g/min)	(bar)	(m/s)
۴۰۰	۹۰۰	۳۵	۱۴	۵۰	۷/۹	۰/۳



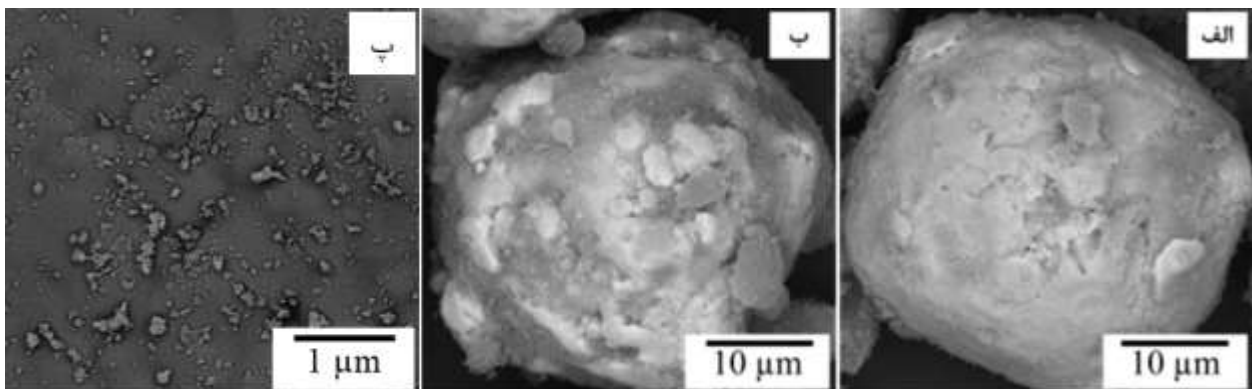
شکل ۲: تصاویر الکترون‌های ثانویه از پودرهای تجاری مورد استفاده: الف) پودر CoNiCrAlY، ب) پودر Al₂O₃.



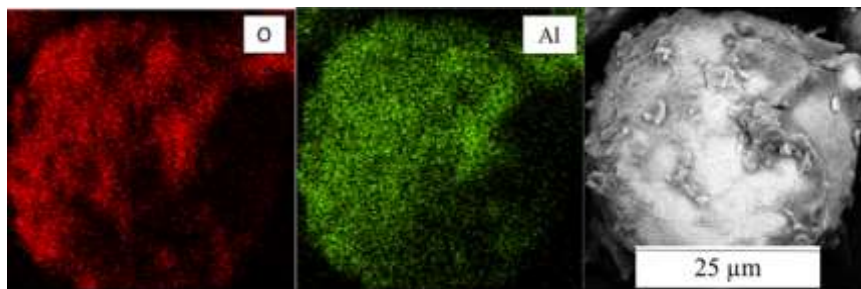
شکل ۳: آنالیز ترکیب شیمیایی پودرهای Al₂O₃ و CoNiCrAlY.

اکسید آلومینیوم (نواحی تیره) روی ذرات CoNiCrAlY مشاهده می‌شوند. آنالیز توزیع عناصر آلومینیوم و اکسیژن در شکل ۵ نشان می‌دهد که نانو ذرات اکسید آلومینیوم روی سطح ذره CoNiCrAlY حضور دارند.

تصاویر الکترون‌های برگشتی از پودرهای کامپوزیتی M2A و M4A شامل ۲ و ۴ درصد وزنی نانو ذرات اکسید آلومینیوم در شکل ۴ مشاهده می‌شوند. توزیع نانو ذرات



شکل ۴: تصاویر الکترون‌های برگشتی از مورفولوژی پودرهای کامپوزیتی جهت پوشش‌دهی: الف) CoNiCrAlY-2wt% Al₂O₃، ب) CoNiCrAlY-4wt% Al₂O₃ (بزرگنمایی بالاتر جهت نشان دادن وضوح بالاتر نانو ذرات روی سطح ذره CoNiCrAlY).

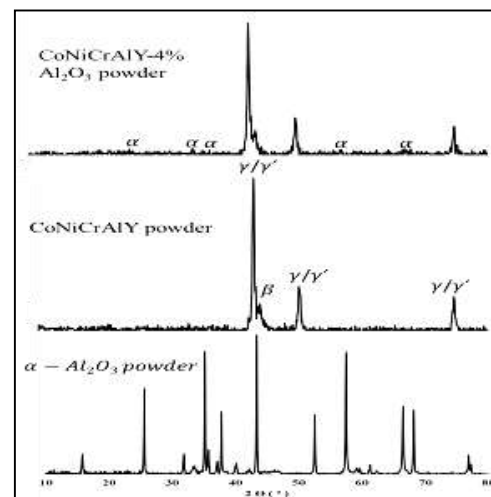


شکل ۵: آنالیز توزیع عناصر نشان‌دهنده حضور نانو ذرات اکسید آلومینیوم روی سطح ذره CoNiCrAlY (پودر M4A).

ضخامت پوشش‌ها در بازه ۱۶۰-۱۸۰ میکرومتر اندازه‌گیری شد. پوشش‌ها دارای ضخامت یکنواخت بوده و هیچ‌گونه ترک و ناپیوستگی در فصل مشترک پوشش و زیرلایه مشاهده نمی‌شود. نواحی تیره در فصل مشترک پوشش و زیرلایه، ذرات ساینده (Al_2O_3) به دام افتاده ناشی از عملیات ذره پاشی هستند. پوشش MCrAlY خالص ایجاد شده توسط فرایند HVOF (M) دارای ساختار متراکم‌تر و همگن‌تر نسبت به سایر پوشش‌های کامپوزیتی هست. تصاویر الکترون‌های برگشتی از سطح مقطع پولیش شده نمونه‌های M، M2A و M4A در شکل ۷ نشان داده شده‌اند. ضخامت پوشش‌ها در بازه ۱۶۰-۱۸۰ میکرومتر اندازه‌گیری شد. پوشش‌ها دارای ضخامت یکنواخت بوده و هیچ‌گونه ترک و ناپیوستگی در فصل مشترک پوشش و زیرلایه مشاهده نمی‌شود. نواحی تیره در فصل مشترک پوشش و زیرلایه، ذرات ساینده (Al_2O_3) به دام افتاده ناشی از عملیات ذره پاشی هستند. پوشش MCrAlY خالص ایجاد شده توسط فرایند HVOF (M) دارای ساختار متراکم‌تر و همگن‌تر نسبت به سایر پوشش‌های کامپوزیتی هست.

نتایج آنالیز ترکیب شیمیایی EDS از سراسر سطح مقطع پوشش‌ها نیز در شکل ۷ ارائه شده‌اند. همان‌طور که مشاهده می‌شود درصد اکسیژن و آلومینیوم با افزودن نانو ذرات اکسید آلومینیوم افزایش یافته است. لازم به ذکر است که بخشی از اکسیدهای موجود در پوشش‌ها ناشی از اکسیداسیون عناصر آلیاژ به‌ویژه Al_2O_3 و $Al_xY_yO_z$ هستند [۱۸]. اکسیدها و تخلخل‌ها در تصاویر الکترون‌های برگشتی

الگوهای XRD پودرهای خالص CoNiCrAlY و اکسید آلومینیوم و همچنین پودر کامپوزیتی CoNiCrAlY- $4wt\% Al_2O_3$ در شکل ۶ نشان داده شده‌اند. همان‌طور که دیده می‌شود پودر CoNiCrAlY از فازهای γ (Co, Ni, Cr) $(Ni, Co)_3Al$ و β (NiAl, CoAl) تشکیل شده است. همچنین الگوی XRD پودر خالص اکسید آلومینیوم نشان می‌دهد که از تک فاز $\alpha-Al_2O_3$ تشکیل شده است. در الگوی XRD پودر کامپوزیتی M4A نیز فازهای γ (Co, Ni, Cr) $(Ni, Co)_3Al$ و β (NiAl, CoAl) به همراه فاز $\alpha-Al_2O_3$ شناسایی شدند.

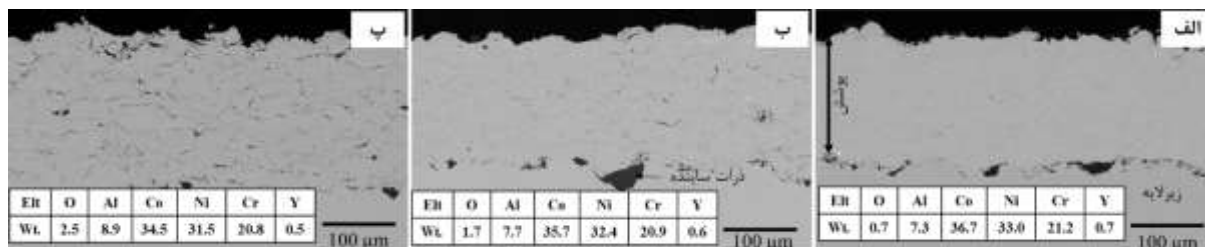


شکل ۶: الگوی XRD پودرهای خالص و کامپوزیتی.

تصاویر الکترون‌های برگشتی از سطح مقطع پولیش شده نمونه‌های M، M2A و M4A در شکل ۷ نشان داده شده‌اند.

آنالیز تصویر انجام شده روی تصویر نوری از مقطع پوشش M2A، در شکل ۸ ارائه شده است.

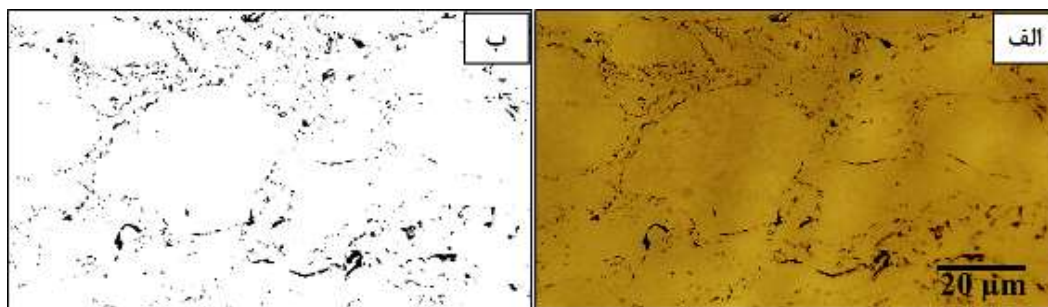
به رنگ تیره مشاهده شدند. روش آنالیز تصویر قادر به ارائه درصد حجمی مجموع اکسید و تخلخل هست. نمونه‌ای از



شکل ۷: تصاویر الکترون‌های برگشتی و آنالیز ترکیب شیمیایی از سطح مقطع پوشش‌ها: الف) M، ب) M2A، پ) M4A.

درصد حجمی نانو ذرات اکسیدی در پودر خالص و پودرهای کامپوزیتی (۲ و ۴ درصد وزنی) به ترتیب صفر، ۳/۹۵ و ۷/۷۴ بودند. درحالی‌که درصد حجمی اکسید در پوشش‌های M، M2A و M4A به ترتیب ۲/۹۳، ۶/۹۹ و ۱۰/۱۲ اندازه‌گیری شد. میزان اکسید اندازه‌گیری شده در پوشش‌ها، شامل نانو ذرات اکسیدی افزوده شده در پودر اولیه و همچنین اکسیدهای ایجاد شده طی پاشش حرارتی بودند. با تفریق کردن درصد حجمی اکسید اضافه شده به پودر اولیه از درصد حجمی کل اکسیدها، میزان اکسید ایجاد شده طی پاشش حرارتی به دست آمد. درصد حجمی اکسیدهای ایجاد شده طی پاشش حرارتی در پوشش‌ها به ترتیب ۲/۹۳، ۳/۰۴ و ۲/۳۷ اندازه‌گیری شدند. پیش از این چن و همکاران [۱۹] مجموع درصد حجمی اکسید و تخلخل پوشش CoNiCrAlY ایجاد شده توسط HVOF با دو پارامتر پاشش مختلف را به ترتیب ۴/۱ و ۸/۳ درصد حجمی گزارش کردند.

برای محاسبه درصد تخلخل در پوشش‌ها از آنالیز EDS پوشش به همراه آنالیز تصاویر استفاده شد [۱۹]. با استفاده از آنالیز ترکیب شیمیایی درصد وزنی اکسیژن و سپس اکسید آلومینیوم در ساختار پوشش‌ها محاسبه و سپس درصد حجمی (چگالی اکسید آلومینیوم ۳/۹۷) به دست آمد. در محاسبات فرض شد که اکسیدهای تشکیل شده طی پاشش حرارتی از جنس اکسید آلومینیوم هستند. درصد حجمی اکسید از مجموع اکسید و تخلخل اندازه‌گیری شده توسط آنالیز تصویر تفریق شد و درصد حجمی تخلخل در پوشش‌ها حاصل شد. همان‌طور که در جدول ۳ مشاهده می‌شود میزان درصد حجمی تخلخل‌ها در پوشش‌های M، M2A و M4A به ترتیب ۰/۶، ۱ و ۲/۷ اندازه‌گیری شد. بنابراین، با افزایش مقدار نانو ذرات اکسید آلومینیوم در پوشش‌ها، تخلخل از ۰/۶ به ۲/۷ افزایش یافته است. نانو ذرات اکسید آلومینیوم روی ذرات CoNiCrAlY، انتقال حرارت از شعله HVOF به ذرات را محدود کرده و منجر به کاهش ذوب شوندگی و در نتیجه افزایش ذرات ذوب نشده و تخلخل در پوشش شده‌اند.



شکل ۸: الف) تصویر میکروسکوپی نوری از مقطع پوشش M2A، ب) آنالیز تصویر جهت محاسبه درصد حجمی مجموع اکسید و تخلخل در پوشش.

جدول ۳: محاسبه درصد اکسید و تخلخل توسط آنالیز ترکیب شیمیایی و آنالیز تصویر

M4A	M2A	M	ویژگی اندازه گیری شده
۴	۲	۰	درصد وزنی اکسید در پودر
۷/۷۴	۳/۹۵	۰	درصد حجمی اکسید در پودر (۱)
۲/۵	۱/۷	۰/۷	درصد وزنی اکسیژن در پوشش
۵/۳	۳/۶	۱/۴۸	درصد وزنی اکسید در پوشش
۱۰/۱۲	۶/۹۹	۲/۹۳	درصد حجمی اکسید در پوشش (۲)
۲/۳۷	۳/۰۴	۲/۹۳	درصد حجمی اکسیداسیون طی پاشش (۱)-(۲)
۱۲/۸۷۱	۸۷/۰/۵	۳/۵۷۰/۲	درصد حجمی مجموع اکسید و تخلخل (توسط آنالیز تصویر) (۳)
۲/۷۷۱	۱۷/۰/۵	۰/۶۷۰/۲	درصد حجمی تخلخل (۲)-(۳)

به ترتیب ۴/۴، ۴/۸ و ۷/۱ میکرومتر اندازه گیری شدند. نتایج گزارش شده از میانگین ۱۰ زبری سنجی روی هر پوشش حاصل شد. بنابراین، با افزایش نانو ذرات اکسیدی، میزان تخلخل و ذرات ذوب نشده در پوشش گسترش یافته و در نهایت منجر به زبری سطح پوششها از ۴/۴ تا ۷/۱ میکرومتر شدند. در نتیجه مشاهدات کیفی و نتایج عددی به دست آمده باهم مطابقت دارند.

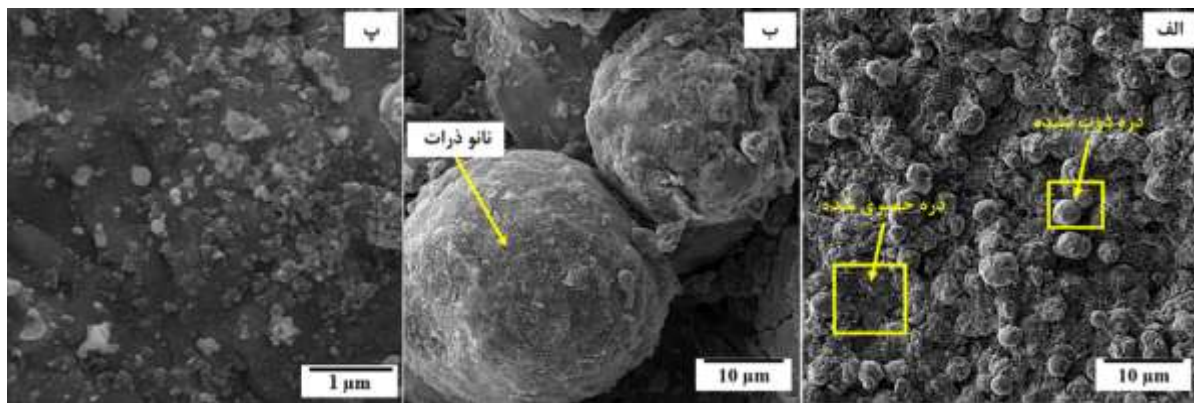
الگوهای XRD دو پوشش M و M4A پس از پاشش در شکل ۱۰ نشان داده شده اند. مقایسه الگوی XRD پوششها با پودرهای متناظر (شکل ۶) نشان می دهند که پهنای پیک فاز ۷

تصویر الکترونهای ثانویه از سطح این پوشش در شکل ۹ نشان داده شده است. این شکل آخرین لایه منجمد شده در فرآیند پاشش HVOF را نشان می دهد. همانطور که در این شکل مشاهده می شود، این لایه حاوی ذراتی است که با درجهی پهن شوندگی^۱ متفاوت روی سطح رسوب کرده اند. این امر منجر به ایجاد پستی و بلندیهای فراوان و در نتیجه زبری سطح پوشش می شود. حضور ذرات نیمه مذاب (خمیری) و ذوب نشده در ساختار قابل رؤیت هستند. به طور کلی پذیرفته شده است که میزان تخلخل موجود در پوشش با درجه پهن شوندگی اسپلتها رابطه عکس دارد. زبری سطح میانگین (Ra) پوششهای M، M2A و M4A

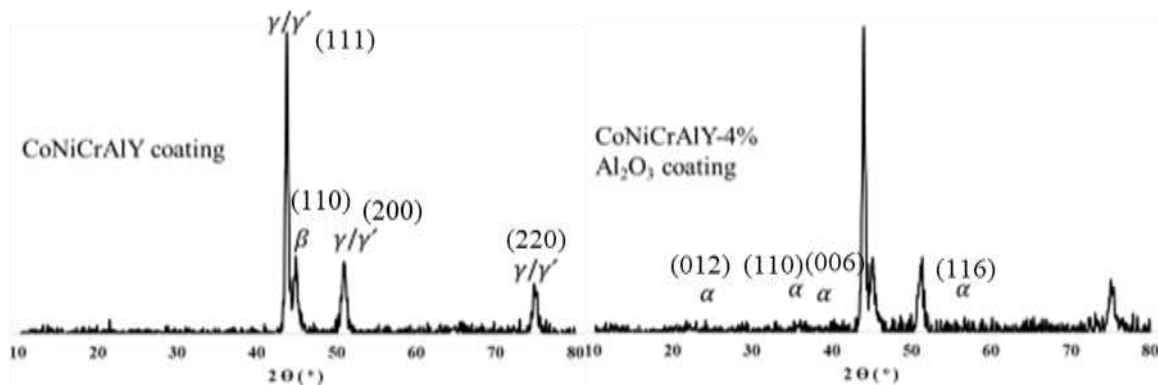
^۱ Degree of flatting

یافتند که نشان‌دهنده حضور تنش‌های کششی در پوشش است. این تنش‌ها طی پاشش حرارتی و انقباض سریع ذرات داغ ایجاد شده‌اند. از آنجا که احتمالاً مقدار اکسید آلومینیوم در ناحیه تحت نفوذ اشعه ایکس در CoNiCrAlY کمتر از ۵ درصد است، حضور اکسید آلومینیوم روی سطح پوشش‌های کامپوزیتی به ندرت و توسط پیک‌های ضعیف شناسایی گردید. ناحیه تحت نفوذ اشعه ایکس برای آلیاژهای MCrAlY حدود ۳ تا ۵ میکرومتر گزارش شده است [۲۳].

در پوشش بیشتر از پودر است. مقدار FWHM برای بلندترین پیک γ در الگوی XRD پودر CoNiCrAlY خالص و پوشش متناظر آن (M) به ترتیب ۰/۲۹۵۲ و ۰/۳۴۴۴ اندازه‌گیری شدند. ریچر و زائو [۲۰ و ۲۱] دلیل این اتفاق در پوشش‌های CoNiCrAlY را دانه‌بندی ریز و تنش‌های داخلی در پوشش دانسته‌اند. پیش‌ازین ثابت شده است که تنش‌های باقیمانده در پوشش‌های MCrAlYs از نوع کششی هستند [۲۲]. در تحقیق حاضر، زوایای پیک‌های پوشش (2θ) به میزان ۰/۳ نسبت به پیک‌های پودر افزایش (جابجایی به سمت چپ نمودار XRD)



شکل ۹: تصویر الکترون‌های ثانویه از مورفولوژی سطح پوشش M4A در دو بزرگنمایی مختلف: الف) نمایش ذرات ذوب نشده و خمیری شده، ب) و پ) نمایش نانو ذرات روی سطح ذرات MCrAlY



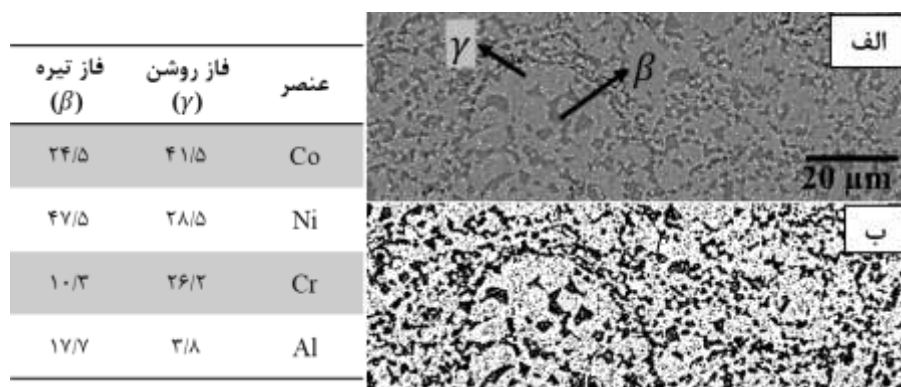
شکل ۱۰: الگوهای XRD پوشش M و M4A پس از پاشش.

حرارتی بخش زیادی از فاز β در زمینه حل می‌شود و با توجه به شرایط انجماد سریع و غیر تعادلی امکان جدایش پس از سرد شدن وجود ندارد. الگوی XRD پوشش در

در سطح مقطع پوشش‌های پس از پاشش، فازهای β و γ به صورت مجزا و واضح قابل مشاهده نبودند. زیرا طی پاشش

M تقریباً ۲۶-۲۸ درصد حجمی هست. با توجه به اینکه چگالی فازهای β و γ به ترتیب ۶/۹۶ و ۷/۹۴ (g/cm^3) است [۲۴]، میزان فاز β طبق قانون مخلوطها ۲۴/۵ تا ۲۵/۵ درصد وزنی محاسبه شد. طبق محاسبات ترمودینامیکی انجام شده توسط نرم افزار ThermoCalc برای آلیاژ Co-32Ni-21Cr-8Al در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد میزان فاز β ، ۲۴-۳۲ درصد وزنی گزارش شده است [۲۴]. مهم ترین دلیل اختلاف در درصد وزنی محاسبه شده از آنالیز تصویر و نرم افزار می تواند تفاوت در تاریخچه حرارتی دو آلیاژ باشد. نرم افزار شرایط تعادلی آلیاژ در خلأ را ارائه داده اما ریزساختار پوشش حاصل در معرض اکسیداسیون طی پاشش و پس از آن مقداری مصرف فاز β طی عملیات حرارتی در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد قرار گرفته است.

شکل ۱۰ نشان داد که یک زمینه فوق اشباع از Al منجر به ایجاد زمینه آمورف در طیف γ به خصوص در زاویه ۴۳ شد که نشان دهنده محلول جامد فوق اشباع β در زمینه γ است. بنابراین، جهت مشاهده و تحلیل فازهای γ و β در ریزساختار تعادلی، تصویر سطح مقطع از پوشش M پس از عملیات حرارتی به مدت ۵ ساعت در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد، در شکل ۱۱ آورده شده است. همان طور که در شکل ۱۱ الف مشاهده می شود، فازهای تیره رنگ β با شکل های گوشه دار و نامنظم در زمینه γ توزیع شده اند. مطابق با آنالیز EDS، میزان Al در فاز β و γ به ترتیب ۱۷/۷ و ۳/۸ درصد وزنی بودند. با توجه به ریز بودن فازهای β ، ممکن است آنالیز EDS از نواحی اطراف نیز اطلاعات دریافت کرده باشد و نتیجه کمی دقت زیادی ندارد. آنالیز تصویر مطابق با شکل ۱۱ ب نشان داد که میزان فاز β در پوشش



شکل ۱۱: الف) تصویر الکترون های برگشتی و آنالیز EDS فازهای γ و β از سطح مقطع پوشش M پس از عملیات حرارتی، ب) آنالیز تصویر جهت محاسبه میزان فاز β در پوشش.

ساعت در شکل ۱۳ آورده شده اند. میانگین ضخامت لایه TGO پس از ۲۰۰ ساعت برای پوشش های M، M2A و M4A به ترتیب ۵/۲، ۴/۳ و ۵/۹ میکرومتر اندازه گیری شد. پوشش M2A دارای کمترین و پوشش M4A دارای بیشترین ضخامت TGO هستند. برای پوشش کامپوزیتی M4A، نرخ رشد لایه TGO از ۵ تا ۱۵۰ ساعت روند کاهشی و پس از آن روند افزایشی نشان می دهد. اما برای

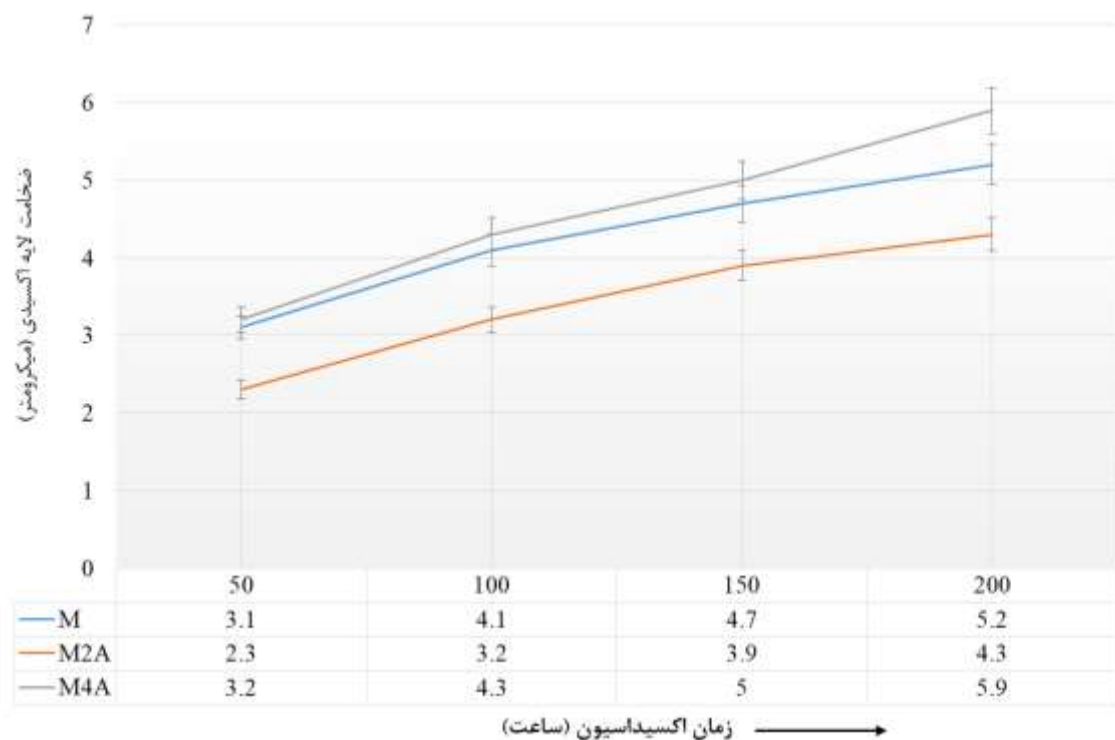
میانگین ضخامت لایه اکسیدی (TGO) تشکیل شده روی پوشش ها پس از ۵۰، ۱۰۰، ۱۵۰ و ۲۰۰ ساعت آزمایش اکسیداسیون با استفاده از تصاویر میکروسکوپی نوری در بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر محاسبه شده و در نمودار شکل ۱۲ گزارش شد. ضخامت نهایی از میانگین حداقل ۲۰ عدد اندازه گیری شده، گزارش شد. برای مثال، تصاویر میکروسکوپی نوری از لایه TGO پس از مدت زمان ۲۰۰

پس از ۲۵۰ ساعت اکسیداسیون در دمای ۱۱۰۰ °C کاملاً از فاز بتا تخلیه شده و ضخامت لایه TGO تشکیل شده ۷/۳ میکرومتر بود.

بای و همکاران [۲۳] اثبات کردند که پوشش NiCrAlY- $5\text{wt.}\% \text{Al}_2\text{O}_3$ پس از ۱۰ ساعت اکسیداسیون در دمای ۹۰۰ °C مقاومت به اکسیداسیون بالاتری نسبت به پوشش متداول دارد. آن‌ها علت این بهبودی ناشی از حضور ذرات $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ در پوشش کامپوزیتی را تسریع نفوذ کاتیون‌های Al به سمت خارج و ممانعت از نفوذ Ni و Cr در مرزخانه‌ها طی اکسیداسیون دانستند.

پوشش‌های M و M2A، روند کاهشی نرخ رشد لایه TGO تا ۲۰۰ ساعت ادامه دارد. تصویر SEM از سطح مقطع پوشش‌ها پس از اکسیداسیون به مدت ۱۵۰ ساعت در شکل ۱۴ نشان می‌دهد که پوشش M2A کمترین مصرف فاز β و بیشترین مقاومت به اکسیداسیون را تجربه کرد که با داده‌های کمی در شکل ۱۲ مطابقت دارد. روند کاهشی در نرخ رشد TGO تا زمان حضور فاز β در پوشش‌ها حفظ شده و به محض مصرف شدن تمامی فازهای β روند افزایشی رخ داده است. روند افزایشی در نرخ رشد لایه اکسیدی به دلیل عدم قابلیت ترمیم اکسید آلومینیوم و رشد اکسیدهای ناخواسته و غیر محافظ با رشد سریع است [۲۵].

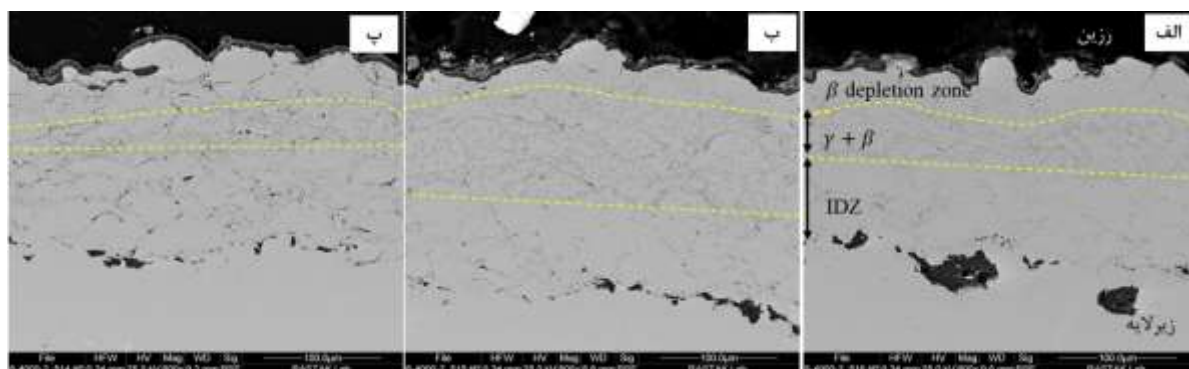
پیش از این سعیدی و همکاران [۲۴] گزارش کردند که پوشش CoNiCrAlY ایجاد شده توسط فرایند HVOF



شکل ۱۲: ضخامت لایه اکسیدی روی پوشش‌ها پس از آزمایش اکسیداسیون به مدت ۵۰، ۱۰۰، ۱۵۰ و ۲۰۰ ساعت اندازه‌گیری شده از سطح مقطع تصاویر نوری در بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر.



شکل ۱۳: تصاویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پوشش‌ها پس از آزمایش اکسیداسیون به مدت ۲۰۰ ساعت: الف) M، ب) M2A، پ) M4A.



شکل ۱۴: تصویر سطح مقطع پولیش شده پوشش‌ها پس از آزمایش اکسیداسیون به مدت ۱۵۰ ساعت در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد: الف) M، ب) M2A، پ) M4A.

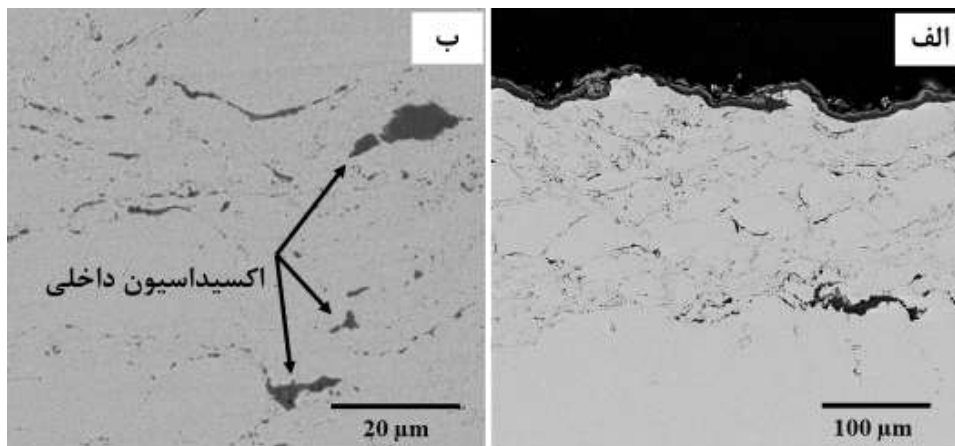
هستند. در نتیجه مشخصات ریزساختاری پوشش شامل زبری و تخلخل بر عملکرد اکسیداسیون پوشش‌ها تأثیر چشمگیری داشتند. در نتیجه افزودن نانو ذرات اکسیدی به مقدار ۴ درصد وزنی برای ایجاد سد نفوذی و افزایش مقاومت به اکسیداسیون پوشش CoNiCrAlY مؤثر نبود. از طرفی، افزودن ۲ درصد وزنی نانو ذرات اکسیدی، میزان زبری و تخلخل پوشش را برای فعال کردن مکانیزم‌های نسبت سطح به حجم و اکسیداسیون داخلی تغییر نداد و به دلیل ایجاد موانع نفوذ به‌طور مؤثری منجر به بهبود مقاومت به اکسیداسیون آن نسبت به پوشش خالص شد.

نقشه توزیع عناصر روی سطح پوشش M2A (۲۰۰ ساعت اکسیداسیون) در شکل ۱۶ و الگوهای XRD پوشش‌های M2A و M4A در شکل ۱۷ حضور قابل توجه اکسیدهای اسپینل را در سطح پوشش‌ها را پس از آزمایش اکسیداسیون به مدت ۲۰۰ ساعت، نشان می‌دهند. همان‌طور که در شکل ۱۶،

مشاهدات ریزساختاری و محاسبات عددی نشان دادند که میزان مصرف فاز β و نرخ رشد لایه TGO برای پوشش کامپوزیتی M4A از دو پوشش دیگر بیشتر بوده و در نتیجه مقاومت به اکسیداسیون کمتری نشان داد. به‌طوری‌که فاز β برای این پوشش در زمان ۲۰۰ ساعت اکسیداسیون به‌طور کامل تخلیه شد (شکل ۱۴ الف). بررسی‌های ریزساختاری نشان دادند که با افزودن نانو ذرات اکسیدی، میزان زبری و تخلخل پوشش‌ها افزایش یافت. افزایش زبری منجر به افزایش سطح مؤثر پوشش شده و در نتیجه نرخ اکسیداسیون را تسریع می‌کند. از طرفی حضور تخلخل در پوشش‌ها می‌تواند منجر به نفوذ اکسیژن مولکولی به داخل پوشش و در نتیجه اکسیداسیون داخلی گردد. در تحقیق چن و همکاران [۱۹] نیز اکسیداسیون داخلی برای پوشش CoNiCrAlY ایجاد شده توسط HVOF با میزان تخلخل ۲ درصد حجمی مشاهده شد. اکسیدهای ضخیم با شکل‌های نامنظم در شکل ۱۵ ب نشان‌دهنده اکسیداسیون داخلی

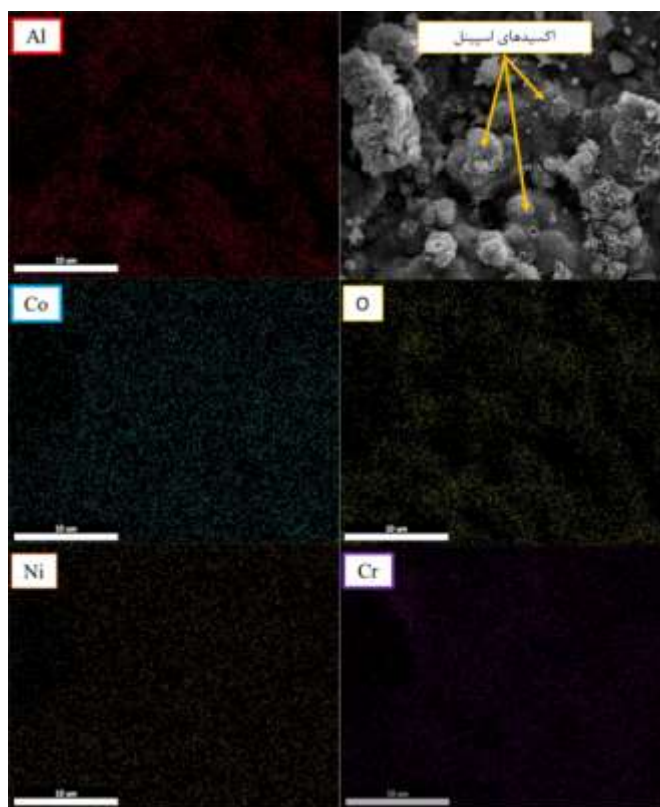
به افزایش سرعت تشکیل اکسیدهای ناخواسته روی اکسید آلومینیوم شود. با مصرف فاز β و کاهش اکتیویته Al، انحلال Cr و Ni در لایه اکسیدی افزایش می‌یابد [۲۷]. این پدیده می‌تواند منجر به نفوذ رو به بالای Cr و Ni از لایه اکسیدی به سطح شده و درجایی که اکتیویته اکسیژن همچنان بالاست، فازهای اکسیدی جدید از جمله اسپینل تشکیل دهند. بر این اساس، با کاهش یا اتمام منبع Al، فازهای اسپینل متعددی تشکیل می‌شوند.

مشاهده می‌شود سطح پوشش M2A-H شامل اکسیدهای ناپیوسته با غلظت زیاد کبالت، کروم، نیکل و اکسیژن هستند. تحلیل XRD شکل ۱۷، ثابت می‌کند که روی سطح پوشش‌های M2A (بهترین عملکرد در برابر اکسیداسیون) و M4A-H (ضعیف‌ترین عملکرد در برابر اکسیداسیون) فازهای اکسید اسپینل $(Al_{0.9}Cr_{0.1})_2O_3$ و NiO، $(Co,Ni) Al_2O_4$ (اکسید آلومینیوم دوپ شده با کروم) حضور دارند. نی و همکاران [۲۶] اثبات کردند که زبری سطح بالا می‌تواند منجر

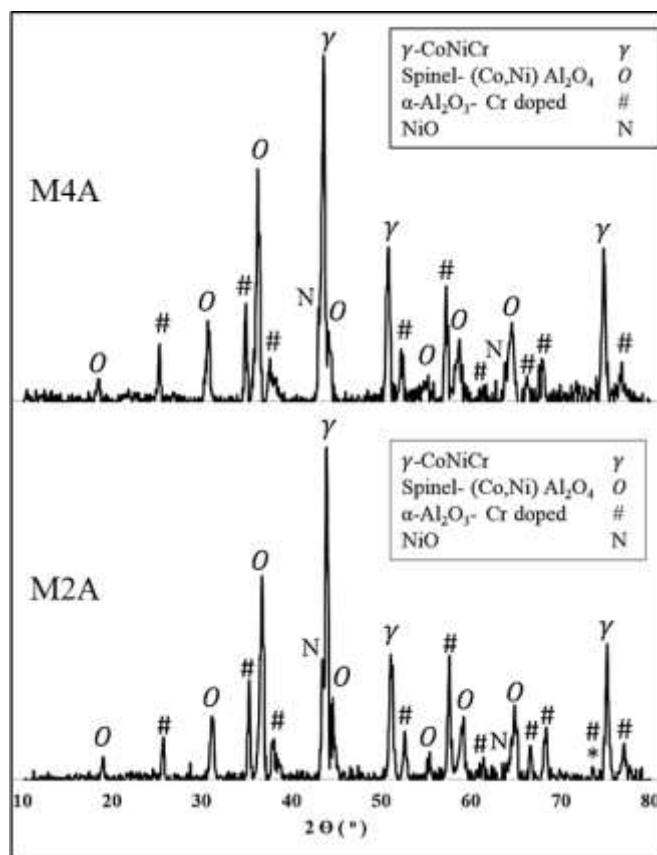


شکل ۱۵: الف) تخلیه کامل فاز β و ب) نمایش اکسیداسیون داخلی در پوشش کامپوزیتی M4A پس از ۲۰۰ ساعت آزمایش اکسیداسیون.

۲۶ زمانی مقدم و همکاران، بررسی تأثیر افزودن نانو ذرات اکسید آلومینیوم بر ریزساختار، علوم و مهندسی سطح ۵۴ (۱۴۰۱)



شکل ۱۶. توزیع عناصر روی سطح پوشش M2A پس از آزمایش اکسیداسیون به مدت ۲۰۰ ساعت.



شکل ۱۷. الگوهای XRD پوشش‌های M2A و M4A پس از آزمایش اکسیداسیون به مدت ۲۰۰ ساعت.

۴- نتیجه گیری

ریزساختار به ترتیب ۱/۶ و ۴/۵ برابر و زبری سطح پوشش به ترتیب ۱/۱ و ۱/۶ برابر افزایش یافت.

۲- پوشش کامپوزیتی $\text{CoNiCrAlY-2wt.\%Al}_2\text{O}_3$ به علت ایجاد موانع نفوذ توسط نانو ذرات اکسیدی، مقاومت به اکسیداسیون بالاتری نسبت به پوشش CoNiCrAlY خالص نشان داد.

۳- پوشش کامپوزیتی $\text{CoNiCrAlY-4wt.\%Al}_2\text{O}_3$ به علت زبری سطح بالا و وقوع اکسیداسیون داخلی مقاومت به اکسیداسیون کمتری نسبت به پوشش CoNiCrAlY خالص نشان دادند.

در این تحقیق، پودرهای کامپوزیتی $\text{CoNiCrAlY-Al}_2\text{O}_3$ با مقادیر افزودنی نانو ذرات اکسید آلومینیوم به میزان ۲ و ۴ درصد وزنی و همچنین پودر CoNiCrAlY خالص توسط فرایند HVOF روی زیرلایه‌هایی از جنس سوپر آلیاژ IN 738 اعمال شدند. آزمایش دمای بالا در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد در هوای ساکن روی پوشش‌ها انجام شد. نتایج نشان دادند که:

۱- با افزودن مقدار ۲ و ۴ درصد وزنی نانو ذرات اکسید آلومینیوم در پوشش CoNiCrAlY ، مقدار تخلخل در

۵- مراجع

[1] A. Niaz, A.F. Al Fuhaid and M. I. Faraz. Understanding Corrosion Degradation Processes of a Multi-Component CoNiCrAlY -Coating System. *Coatings*. 12(2022)1396.

[2] E. Bakan, D.E. Mack, G. Mauer, R. Vaßen, J. Lamon and N.P. Padture. High-temperature materials for power generation in gas turbines. In *Advanced ceramics for energy conversion and storage*. 1(2020)3-62.

[3] B. Wang, J. Gong, A.Y. Wang, C. Sun, R.F. Huang and L.S. Wen. Oxidation behaviour of NiCrAlY coatings on Ni-based superalloy. *Surface and Coatings Technology*. 149(2002)70-75.

[4] A. Raza, F. Ahmad, T.M. Badri, M.R. Raza and K. Malik. An Influence of Oxygen Flow Rate and Spray Distance on the Porosity of HVOF Coating and Its Effects on Corrosion—A Review. *Materials*. 15(2022)6329.

[5] M. Oksa, E. Turunen, T. Suhonen, T. Varis and S.P. Hannula. Optimization and characterization of high velocity oxy-fuel sprayed coatings: techniques, materials, and applications. *Coatings*. 1(2011)17-52.

[6] T.S. Sidhu, S. Prakash and R.D. Agrawal. Studies on the properties of high-velocity oxy-fuel thermal spray coatings for higher temperature applications. *Materials Science*. 41(2005)805-823.

[7] F. Ghadami, A.S.R. Aghdam and S. Ghadami. Preparation, characterization and oxidation behavior of CeO_2 -gradient NiCrAlY coatings applied by

HVOF thermal spraying process. *Ceramics International*. 46(2020)20500-20509.

[8] H. Vasudev, L. Thakur, H. Singh and A. Bansal. Erosion behaviour of HVOF sprayed Alloy718-nano Al_2O_3 composite coatings on grey cast iron at elevated temperature conditions. *Surface Topography: Metrology and Properties*. 9(2021)035022.

[9] F. Ghadami, A. Aghdam and S. Ghadami. Characterization of $\text{MCrAlY/nano-Al}_2\text{O}_3$ nanocomposite powder produced by high-energy mechanical milling as feedstock for high-velocity oxygen fuel spraying deposition. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 28(2021)1534-1543.

[10] A.M. Ardali and B. Lotfi. Evaluation of metal dusting resistance of thermal sprayed NiCrAlSiTaY and $\text{NiCrAlSiTaY/laser re-melted Al}_2\text{O}_3$ coatings on Inconel 625. *Surface and Coatings Technology*. 1(2022)128894.

[11] T.Huang, J. Bergholz, G. Mauer, R. Vassen, D. Naumenko and W.J. Quadackers. Effect of test atmosphere composition on high-temperature oxidation behaviour of CoNiCrAlY coatings produced from conventional and ODS powders. *Materials at high temperatures*. 35(2018)97-107.

[12] D. Toma, W. Brandl and U. Köster. The characteristics of alumina scales formed on HVOF-sprayed MCrAlY coatings. *Oxidation of Metals*. 53(2000)125-137.

- [13] T.A. Taylor and D.F. Bettridge. Development of alloyed and dispersion-strengthened MCrAlY coatings. *Surface and Coatings Technology*. 86(1996)9-14.
- [14] H.Y. Wang, D.W. Zuo, Y.L. Sun, X.U. Feng and D. Zhang. Microstructure of nanometer Al₂O₃ dispersion strengthened Ni-based high-temperature protective coatings by laser cladding. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 19(2009)586-591.
- [15] J. Bergholz, B.A. Pint, K.A. Unocic and R. Vaßen. Fabrication of oxide dispersion strengthened bond coats with low Al₂O₃ content. *Journal of Thermal Spray Technology*. 26(2017)868-879.
- [16] K. Arnold, G. Tatlock, C. Kenel, A. Colella and P. Matteazzi. High temperature isothermal oxidation behaviour of an oxide dispersion strengthened derivative of IN625. *Materials at High Temperatures*. 35(2018)141-150.
- [17] I.G. Wright. Dispersed phases in powder metallurgically-produced alloys: contributions to high-temperature oxidation behavior. *Materials at High Temperatures*. 1(2022)1-28.
- [18] D. Toma, W. Brandl and U. Köster. Studies on the transient stage of oxidation of VPS and HVOF sprayed MCrAlY coatings. *Surface and Coatings Technology*. 120(1999)8-15.
- [19] H. Chen, M. Fan, L. Li, W. Zhu, H.N. Li, J. Li and Y. Yin. Effects of internal oxide contents on the oxidation and β -phase depletion behaviour in HVOF CoNiCrAlY coatings. *Surface and Coatings Technology*. 424(2021)127666.
- [20] L. Zhao, M. Parco and E. Lugscheider. Wear behaviour of Al₂O₃ dispersion strengthened MCrAlY coating. *Surface and Coatings Technology*. 184(2004)298-306.
- [21] P. Richer, A. Zúñiga, M. Yandouzi and B. Jodoin. CoNiCrAlY microstructural changes induced during cold gas dynamic spraying. *Surface and Coatings Technology*. 203(2008)364-371.
- [22] B.Q. Xu, L.R. Luo, J. Lu, X.F. Zhao and P. Xiao. Effect of residual stress on the spallation of the thermally-grown oxide formed on NiCoCrAlY coating. *Surface and Coatings Technology*. 381(2020)125112.
- [23] M. Bai, B. Song, L. Reddy and T. Hussain. Preparation of MCrAlY– Al₂O₃ composite coatings with enhanced oxidation resistance through a novel powder manufacturing process. *Journal of Thermal Spray Technology*. 28(2019)433-443.
- [24] S. Saeidi. Microstructure, Oxidation & Mechanical Properties of As-sprayed and Annealed HVOF & VPS CoNiCrAlY Coatings. PhD Thesis. University of Nottingham. 2010.
- [25] H.E. Evans and M. P. Taylor. Oxidation of high-temperature coatings. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part G: Journal of Aerospace Engineering*. 220(2006)1-10.
- [26] N. Li-yong, W. Zi-long and Z. Chun-gen. Effects of surface modification on isothermal oxidation behavior of HVOF-sprayed NiCrAlY coatings. *Progress in Natural Science: Materials International*. 21(2011)173-179.
- [27] J.R. Nicholls. Advances in surface engineering in gas turbines. 6th International Charles Parsons Turbine Conference. (2003)803-826.