

تأثیر پارامترهای فرایند پاشش حرارتی LPPS بر ریزساختار پوشش NiCoCrAlY و مقایسه آن با فرایند HVOF

رضا قاسمی، ضیاء والفی، مسعود میرجانی

مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

(دریافت مقاله: ۹۸/۰۶/۱۰ - پذیرش مقاله: ۹۸/۰۹/۰۴)

چکیده

بهبود راندمان توربین‌ها، توسط افزایش دمای ورودی توربین صورت می‌پذیرد که مستلزم افزایش مقاومت به اکسیداسیون پوشش‌های MCrAlY می‌باشد. مقاومت به اکسیداسیون پوشش MCrAlY وابسته به ترکیب شیمیایی و ریزساختار پوشش است که می‌تواند از طریق بهینه‌سازی پارامترهای پوشش دهی بهبود یابد. هدف از این پژوهش بررسی پارامترهای فرایند LPPS بر ریزساختار پوشش NiCoCrAlY و مقایسه آن با ریزساختار ایجاد شده به روش HVOF است. بدین منظور، از میکروسکوپ نوری و الکترونی (SEM) و نرم‌افزار آنالیز تصویری جهت بررسی ریزساختار پوشش و از طیف‌سنجی تفکیک انرژی (EDS) و پراش پرتو ایکس (XRD) جهت آنالیز عنصری و فازی استفاده شد. نتایج بررسی‌ها نشان دادند، ریزساختار بهینه پوشش در ماکزیمم دما و سرعت ذرات در برخورد بر سطح زیرلایه حاصل می‌شود؛ بنابراین در بهینه‌سازی پارامترها، با افزایش نرخ گاز اولیه پلاسما (Ar) تا ۷۵ SLPM، سرعت کم ذرات در اثر کاهش دانسیته جت پلاسما در فشار پایین محفظه جبران شد. افزایش نرخ گاز ثانویه پلاسما (H₂) تا ۱۶ SLPM با افزایش آنتالپی جت پلاسما، کاهش دمای ذرات در اثر کاهش مدت زمان ماندگاری ذرات در اثر افزایش سرعت جت پلاسما (افزایش نرخ گاز اولیه) را جبران می‌نماید. همچنین جریان قوس نیز جهت فراهم نمودن انرژی لازم جهت یونیزاسیون گازهای پلاسما، تا ۶۵۰ A در فاصله پاشش ۱۲ cm، افزایش یافت. نتایج آنالیز عنصری و فازی نشان داد پوشش NiCoCrAlY شامل زمینه محلول جامد نیکل γ به همراه فازهای پراکنده β - (Ni, Co)Al و مقدار بسیار جزئی فاز اکسیدی می‌باشد.

واژه‌های کلیدی: پاشش پلاسمایی، ریزساختار، NiCoCrAlY، LPPS، HVOF

The Effect of Low Pressure Plasma Sprayed Parameters on the Microstructure of NiCoCrAlY Coatings and Comparison with HVOF Process

Reza Ghasemi, Zia Valefi, Masud Mirjani

Faculty of Material & Manufacturing Technologies, Maleke Ashtar University of Technology, Iran

(Received 1 September 2019, accepted 25 November 2019)

Abstract

To improve the efficiency and power output of turbine engines, the turbine inlet temperature should be increased which requires higher oxidation resistance of MCrAlY coatings. Moreover, the oxidation resistance of the MCrAlY coating depends on the chemical composition and coating's microstructure, which can be improved by optimizing the parameters of coating process. In this study the parameters of LPPS process on the microstructure of NiCoCrAlY coating is evaluated and compared with the microstructure of NiCoCrAlY coating applied by the HVOF method. Thus, microstructure, phase composition and elemental analysis of the coatings are characterized by optical and field emission scanning electron microscopy (FESEM), X-ray diffractometer (XRD) and energy dispersive spectroscopy (EDS), respectively. The results reveal that the optimum microstructure of the coating with minimum porosity, non-melted particles and oxide phases was obtained at the highest temperature and particle's velocity impact to the substrate's surface. Hence, the optimized values for Ar and H₂ flow rate (75 and 16 SLPM, respectively), and the current of 650 A at a spray distance of 12 cm has been optimized for for maximum amount of remaining particles at maximum speed in plasma jet. In addition, EDS and XRD analysis show that the NiCoCrAlY coating contains continuous γ nickel rich solid solution with dispersed β - (Ni, Co) Al phases and negligible ratio of oxide phase.

Keywords: Plasma Spraying, Microstructure, NiCoCrAlY, Porosity, LPPS.

E-mail of Corresponding author: valefi@mut.ac.ir.

مقدمه

فرایندهای فاز بخار، به عنوان یک روش قابل قبول جهت اعمال پوشش‌های MCrAlY مطرح هستند. رسوب‌دهی پوشش‌های MCrAlY توسط فرایند LPPS^۳ به دلیل انجام فرایند در محیط خنثی، یک فرایند مطلوب به نظر می‌رسد چراکه در طول فرایند پوشش‌دهی، به دلیل نفوذ گسترده و نبودن هوا، به ترتیب باعث حذف مرزهای اسپلتی، تخلخل و ناخالصی‌های اکسیدی در پوشش می‌شوند که منجر به افزایش مقاومت به اکسیداسیون و خوردگی داغ پوشش می‌شود [۹ و ۱۰].

در فرایند LPPS، بر اساس اصول فرایند پاشش پلاسمایی، از انرژی حرارتی جت پلازما برای ذوب و پرتاب ذرات پودری با سرعت بالا در یک اتمسفر کنترل شده روی زیرلایه استفاده می‌شود. ذرات پودری تزریق شده به داخل پلازما، در طی گذر از میان آن، ذوب شده و با سرعت زیاد به سمت زیرلایه پرتاب می‌شوند. این ذرات با برخورد به سطح به وسیله نیروی ضربه‌ای، پهن شده و به شکل اسپلت با سرعت سرد شدن فوق‌العاده زیاد، منجمد می‌شوند. ریزساختار پوشش MCrAlY ایجاد شده به روش LPPS به شدت تحت تأثیر دما و سرعت ذرات در حین برخورد به سطح زیرلایه است. در فرایند LPPS سرعت ذرات و جت پلازما تابعی شدیدی از فشار محفظه می‌باشند، به طوری که با کاهش فشار، سرعت جت پلازما شدیداً افزایش می‌یابد. از طرفی به دلیل کاهش دانسیته پلازما توسط کاهش فشار، سرعت خروجی پرتاب کاهش می‌یابد. بنابراین، با بالانس کردن این دو پدیده، می‌توان ماکزیمم سرعت را در فشار متوسط به دست آورد.

در تحقیق حاضر تأثیر پارامترهای فرایند LPPS شامل نرخ شارش گاز اولیه پلازما (Ar)، نرخ شارش گاز ثانویه پلازما (H₂)، جریان قوس و فاصله پاشش بر ریزساختار پوشش NiCoCrAlY مورد بررسی قرار می‌گیرد و ریزساختار بهینه پوشش اعمالی با ریزساختار پوشش اعمال شده توسط فرایند HVOF مقایسه می‌شود.

امروزه پوشش‌های MCrAlY (M عناصری مانند Co, Fe, Ni و یا ترکیبی از نیکل و کبالت) به طور گسترده‌ای در ماشین‌های توربینی مورد استفاده قرار می‌گیرند [۱-۳]. هدف عمده اعمال این پوشش‌ها، مقابله با شرایط محیطی از جمله اکسیداسیون و خوردگی قطعات داغ در دماهای بالای کاری و جلوگیری از کاهش خواص مکانیکی آن‌ها است. پوشش‌های مقاوم در برابر اکسیداسیون و خوردگی داغ MCrAlY، در دمای بالا با اکسید شدن عناصری مانند آلومینیوم، لایه اکسیدی پیوسته و پایداری به عنوان یک لایه محافظ تشکیل می‌دهند. این لایه مانند سدی متراکم از ورود اکسیژن و عوامل خوردنده به طرف سطح جلوگیری می‌کند و تخریب سطح آلیاژ پایه را به میزان قابل توجهی کاهش می‌دهد [۴ و ۵].

امروزه افزایش راندمان حرارتی ماشین‌های توربینی از طریق افزایش دمای ورودی توربین^۱ (TIT) چالش کاهش دوام و پایداری این پوشش‌ها در حین کاربرد را ایجاد نموده است. در نتیجه، نیاز برای بهبود عمر و دوام پوشش‌های MCrAlY، ضروری است. تشکیل یک لایه اکسیدی (TGO) از جنس $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ پیوسته، چگال، پایدار؛ رشد آهسته و پیوند قوی با سطح پوشش، عامل کلیدی حفاظت پوشش MCrAlY در برابر شرایط محیطی است. توانایی پوشش MCrAlY برای تشکیل و حفظ چنین لایه اکسیدی وابسته به ترکیب شیمیایی و ریزساختار پوشش است که این دو فاکتور متاثر از فرایند پوشش‌دهی هستند [۶-۸].

پوشش‌های MCrAlY توسط فرایندهای متنوعی پوشش داده می‌شود، که می‌توان به فرایندهای پاشش حرارتی و فرایندهای فاز بخار اشاره نمود. فرایندهای پاشش حرارتی به دلیل نرخ رسوب‌دهی بیشتر، سادگی کنترل فرایند، انعطاف پذیری بیشتر و همچنین، هزینه‌های کمتر نسبت به

^۳ Low Pressure Plasma Spray

^۱ Turbine Inlet Temperature

^۲ Thermally Grown Oxide

مواد و روش تحقیق

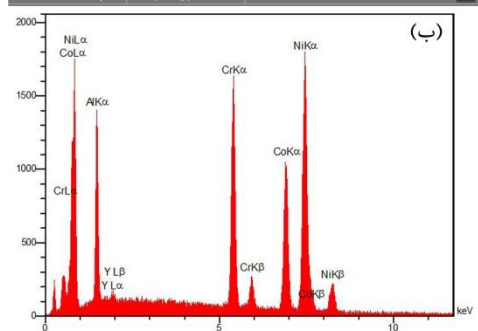
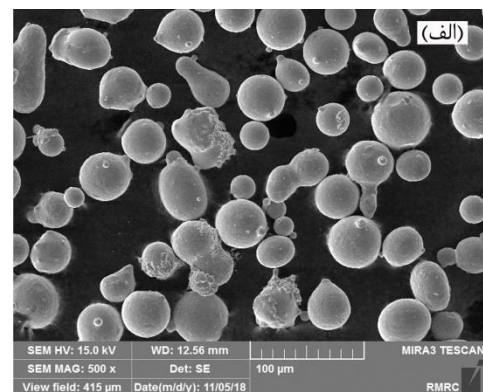
مواد و آماده‌سازی

در این پژوهش از ورق سوپرآلیاژی پایه نیکل Hastelloy X به عنوان زیرلایه و از پودر تجاری NiCoCrAlY به عنوان پودر تغذیه استفاده شد. در جدول ۱ مشخصات و ترکیب شیمیایی حاصل از آنالیز EDS این پودر ارائه شده است.

جدول ۱. مشخصات پودر تجاری NiCoCrAlY

کد تجاری	ترکیب شیمیایی (wt.%)					اندازه ذرات (μm)
	Ni	Co	Cr	Al	Y	
Amdry 365-4	۴۵٫۶	۲۲٫۴	۱۸٫۳	۱۲٫۶	۰٫۹	-۴۵+۲۰

شکل تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی پودر NiCoCrAlY را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در شکل مشاهده می‌شود، پودر دارای مورفولوژی کروی بوده و توزیع اندازه ذرات تقریباً در یک گستره محدود می‌باشد.



شکل ۱. الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مورفولوژی و ب) آنالیز EDS از ترکیب شیمیایی پودر.

جهت اعمال پوشش مقاوم به اکسیداسیون NiCoCrAlY از دو روش HVOF و LPPS استفاده شد. در پوشش‌های

پاشش حرارتی، مکانیزم اتصال پوشش به زیرلایه درهم قفل شدن مکانیکی می‌باشد. بنابراین تمیزی سطحی و همچنین نوع توپوگرافی سطح قبل از فرایند پوشش‌دهی، یکی از عوامل موثر در استحکام چسبندگی و کیفیت این پوشش‌ها محسوب می‌شود. از این‌رو، سطوح نمونه‌ها توسط ذرات ساینده و گوشه‌دار آلومینا با مش ۲۴، زاویه برخورد ۹۰ درجه، تحت فشار ۵ bar و فاصله ۱۰ cm زیر شدند.

در فرایند LPPS، از دستگاه پاشش پلاسمایی در خلاء ساخته شده در دانشگاه صنعتی مالک اشتر استفاده شد. در سیستم LPPS، از آرگون و هیدروژن به عنوان گازهای اولیه و ثانویه جهت تشکیل شعله پلاسما استفاده شد. به نحوی که از گاز آرگون به عنوان تثبیت کننده شعله پلاسما و از گاز هیدروژن به عنوان تامین کننده آنتالپی شعله استفاده می‌شود. همچنین جهت انتقال پودر از منبع تغذیه پودر به تفنگ پاشش از گاز آرگون استفاده شد. در فرایند LPPS، ابتدا محفظه پوشش‌دهی تا فشار ۱ mbar خلاء شد، سپس محفظه خلاء تا فشار کاری ۱۰۰ mbar توسط آرگون پر شد. در این روش تأثیر پارامترهای جریان، نرخ شارش گاز اولیه (Ar)، نرخ شارش گاز ثانویه (H₂) و فاصله بر ریزساختار پوشش مورد بررسی قرار گرفت (جدول ۱).

در روش HVOF از دستگاه ساخت شرکت MEC، مدل DF-2210 و مجهز به گان XPOJET-5000 استفاده شد. در این روش از اکسیژن و کروسین^۱ به عنوان سوخت و از آرگون به عنوان گاز حامل پودر استفاده شد. در این روش، پارامترهای پاشش بر اساس پارامترهای بهینه شده در پژوهش‌های قبلی [۱۱] و بر اساس رسیدن به ریزساختار مناسب شامل کمترین درصد تخلخل، اکسید و ذرات ذوب نشده انتخاب شد. بر این اساس پوشش‌دهی مطابق با پارامترهای جدول انجام شد.

^۱ Kerosene

جدول ۲. پارامترهای فرایند LPPS

پارامتر	جریان (A)	نرخ شارش گاز اولیه Ar (SLPM)*	نرخ شارش گاز ثانویه H ₂ (SLPM)	فشار محفظه (mbar)	فاصله (cm)	نرخ شارش گاز حامل (SLPM)	نرخ تغذیه پودر (g/min)	ولتاژ	توان (KW)
A1	۵۰۰	۴۸	۸	۱۰۰	۱۲	۳٫۵	۲۴	۴۲	۲۱
A2	۵۰۰	۶۴	۸	۱۰۰	۱۲	۳٫۵	۲۴	۴۳	۲۱٫۵
A3	۵۰۰	۶۶	۱۱	۱۰۰	۱۲	۳٫۵	۲۴	۴۵	۲۲٫۵
A4	۵۰۰	۸۸	۱۱	۱۰۰	۱۲	۳٫۵	۲۴	۴۵	۲۲٫۵
B1	۵۵۰	۶۴	۸	۱۰۰	۱۲	۳٫۵	۲۴	۴۴	۲۴٫۲
B2	۶۰۰	۶۴	۸	۱۰۰	۱۲	۳٫۵	۲۴	۴۸	۲۸٫۸
B3	۶۵۰	۶۴	۸	۱۰۰	۱۲	۳٫۵	۲۴	۵۵	۳۵٫۷۵
C1	۶۵۰	۹۰	۱۴	۱۰۰	۱۲	۳٫۵	۲۴	۵۶	۳۶٫۴
C2	۶۵۰	۷۵	۱۴	۱۰۰	۱۲	۳٫۵	۲۴	۵۳	۳۴٫۴۵
C3	۶۵۰	۷۵	۱۶	۱۰۰	۱۲	۳٫۵	۲۴	۵۸	۳۷٫۷
D1	۶۵۰	۷۵	۱۶	۱۰۰	۱۲	۳٫۵	۲۴	۵۲	۳۳٫۸
D2	۶۵۰	۷۵	۱۶	۱۰۰	۱۴	۳٫۵	۲۴	۵۴	۳۵٫۱
D3	۶۵۰	۷۵	۱۶	۱۰۰	۱۶	۳٫۵	۲۴	۶۴	۴۱٫۶

*Standard Liter per Minute

وگا تسکن^۶ مدل S-410 استفاده شد. جهت آنالیز عنصری ترکیب پوشش، از طیف‌سنج تفکیک انرژی^۷ دستگاه سمکس^۸ نصب بر روی میکروسکوپ الکترونی روبشی وگا تسکن استفاده شد. شناسایی ترکیب فازی پوشش توسط دستگاه پراش‌سنج پرتو ایکس^۹ (XRD) زیمنس مدل D500 با استفاده از تابش CuK α با طول موج $\lambda = 0.15406 \text{ nm}$ ، ولتاژ ۴۰ KV و جریان ۴۰ mA انجام شد. به منظور تعیین زبری سطح پوشش‌های پاشش حرارتی شده از دستگاه زبری‌سنج میتوتویو^{۱۰} مدل SJ.201 استفاده شد. عدد زبری بر حسب پارامتر Ra با برش $800 \mu\text{m}$ و مسافت روبش چهار میلی‌متر و به صورت میانگین پنج نمونه گزارش شد. جهت تعیین میزان تخلخل و اکسید پوشش از آنالیز پردازش تصویری استفاده شد. بدین منظور از نرم‌افزار آنالیز تصویری Image Tools ver. 3 استفاده شد.

جدول ۳. پارامترهای فرایند HVOF

پارامتر	واحد	پوشش
نرخ گاز اکسیژن	SLPM*	۹۰۰
نرخ سوخت	SLPM	۰٫۵
نرخ شارش گاز حامل (Ar)	SLPM	۸
فاصله پاشش	cm	۳۵
نرخ تغذیه پودر	g/min	۱۰۰
سرعت جابجایی تفنگ	m/s	۰٫۳
فشار محفظه احتراق	bar	۶٫۷-۶٫۸
طول نازل	in	۶

*Standard Liter per Minute

بررسی‌های ریزساختاری و فازی

جهت مطالعه‌ی ریزساختار و مورفولوژی پوشش‌ها از میکروسکوپ نوری^۱ (OM) المپیوس^۲ مدل DP25 و از تصاویر الکترون ثانویه^۳ (SE) و الکترون برگشتی^۴ (BSE) میکروسکوپ الکترونی روبشی^۵ (SEM) ساخت شرکت

^۶ VEGA TESCAN

^۷ Energy Dispersive Spectroscopy

^۸ SAMX

^۹ X-ray Diffraction

^{۱۰} Mituto

^۱ Optical Microscope (OM)

^۲ Olympus

^۳ Secondary Electron (SE)

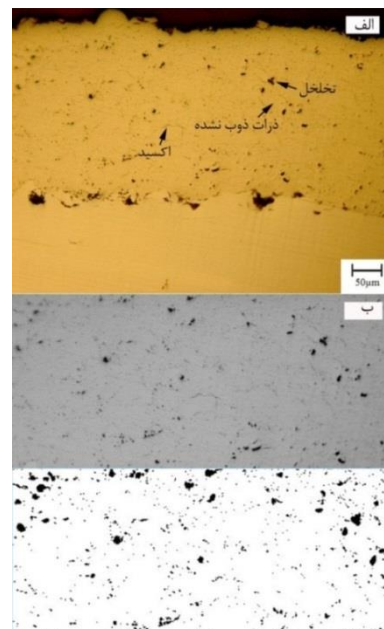
^۴ Backscater Electron (BSE)

^۵ Scanning Electron Microscop (SEM)

نتایج و بحث

بررسی ریزساختار پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط فرایند HVOF

شکل تصویر میکروسکوپی نوری و پردازش تصویری پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده به روش HVOF را نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود فرایند پوشش دهی با کیفیت مطلوب صورت گرفته است، به نحوی که پوشش از یکنواختی مطلوبی برخوردار بوده و هیچ گونه ترک و ناپیوستگی در فصل مشترک پوشش و زیرلایه مشاهده نمی شود. سطح پوشش و فصل مشترک پوشش - زیرلایه زبر می باشند. زبری فصل مشترک پوشش - زیرلایه به دلیل زبر کردن زیرلایه با عملیات ذره پاشی است. این زبری در هم قفل شدن مکانیکی پوشش و زیرلایه را به خوبی فراهم می سازد. زبری سطح پوشش از مشخصه های ریزساختاری پوشش های حاصل از روش پاشش حرارتی می باشد؛ به نحوی که با انباشته شدن اسپلت ها روی هم، پوشش با ساختار لایه ای و سطحی زبر حاصل می شود.



شکل ۲. تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده به روش HVOF و (ب) تصویر دوتایی شده آنالیز تصویری.

بر اساس آنالیز تصویری، مجموع تخلخل و اکسید پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده به روش HVOF، مقدار ۱۰ درصد بدست آمد. اصولاً در پوشش ایجاد شده به روش HVOF، به دلیل انرژی سینتیک بالای ذرات و در نتیجه تغییر شکل پلاستیک بیشتر ذرات مذاب و یا نیمه مذاب پس از برخورد به سطح زیرلایه، معمولاً تخلخل کمی در ساختار ایجاد می شود.

شکل ، تصویر میکروسکوپی الکترونی از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده به روش HVOF را نشان می دهد. همانطور که در شکل مشاهده می شود، ریزساختار این پوشش از لحاظ کیفی مشابه ریزساختار پوشش های پاشش پلاسمایی شده، دارای ویژگی هایی شامل ذرات ذوب شده کامل، ذوب شده جزئی یا ذوب نشده، تخلخل و ناخالصی های اکسیدی است. منطقه مجدداً جامد شده ذرات کاملاً ذوب شده معمولاً به صورت بی شکل هستند که این ویژگی ریزساختاری به دلیل انجماد سریع ذرات مذاب است. به دلیل محدودیت دمای شعله HVOF ذرات بزرگ ممکن است انرژی کافی برای ذوب شدن را کسب نکنند و به صورت جزئی ذوب شده و یا اصلاً ذوب نشوند.

همانطور که در شکل مشاهده می شود تخلخل در دو اندازه بزرگ و بسیار ریز در این پوشش مشاهده می شود. منبع عمده ایجاد تخلخل های اندازه بزرگ (نوع II) در پوشش، محبوس شدن ذرات ذوب نشده در پوشش است. ایجاد منطقه ای از سایه اندازی ذرات ذوب نشده که پر شدن آن توسط ذرات کاملاً ذوب شده، امکان پذیر نیست و علاوه ترشوندگی ضعیف سطوح مجاور ذرات ذوب نشده از عوامل ایجاد کننده تخلخل های اندازه بزرگ هستند. تخلخل های اندازه کوچک (نوع I) نیز می توانند به دلیل محبوس شدن مولکول های هوا در بین اسپلت ها و یا عدم همپوشانی کامل اسپلت ها در اثر قرارگیری تصادفی آن ها باشند [۱۲].

تأثیر پارامترهای فرایند LPPS بر ریزساختار پوشش

NiCoCrAlY

به منظور بدست آوردن پارامترهای بهینه فرایند LPPS، در درجه اول درصد تخلخل و در درجه دوم میزان ذرات ذوب نشده و اکسید، معیارهای ارزیابی نمونه‌ها قرار گرفتند.

شکل تا شکل، تصاویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده نمونه‌های سری A به همراه آنالیز تصویری را نشان می‌دهند. از آنجایی که پردازش تصویری بر مبنای جداسازی و محاسبه پیکسل‌های تصویری هم سطح از نظر شدت رنگ و وضوح انجام می‌شود؛ به دلیل نزدیک بودن رنگ اکسید و تخلخل در این پوشش، مجموع تخلخل و اکسید با یکدیگر گزارش می‌شوند. براساس نتایج آنالیز تصویری، مجموع تخلخل و اکسید پوشش‌های ایجاد شده توسط پارامترهای A1 تا A4 به ترتیب ۱۰، ۷، ۱۲ و ۲۲ درصد بدست آمدند. در طراحی آزمون تغییر پارامترها در سری A1 تا A4 افزایش نرخ شارش گاز پلاسما ($Ar+H_2$) در نظر گرفته شد. افزایش نرخ شارش گاز پلاسما در یک توان ورودی ثابت (جریان ثابت) منجر به افزایش فشار در نازل و افزایش سرعت جت پلاسما می‌شود. مالمبرگ^۱ و همکارانش [۱۳] نیز افزایش سرعت جت پلاسما با افزایش گازهای پلاسما را گزارش کرده‌اند. به نحوی که با افزایش گازهای پلاسما، علاوه بر افزایش سرعت جت پلاسما، دانسیته جت پلاسما نیز افزایش می‌یابد که این موضوع باعث افزایش قابل توجه سرعت ذرات می‌شود.

در پوشش سری A2 نسبت به سری A1 با افزایش سرعت جت پلاسما، ذرات در هنگام برخورد به زیرلایه دارای سرعت بیشتری می‌باشند. در نتیجه افزایش سرعت ذرات، درجه پهن شدگی اسپلت‌ها و چسبندگی بین لایه‌ها در سری A2 نسبت به سری A1 بیشتر است. تفاوت در درجه پهن شدن بر تفاوت میزان تخلخل پوشش سری A1 و A2

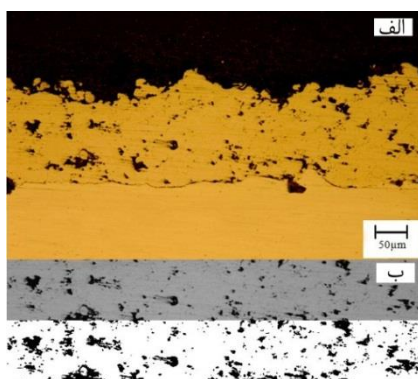
همچنین در شکل، مقداری ناخالصی اکسیدی در پوشش مشاهده می‌شود. ذرات پودر در شعله HVOF، به دلیل حضور اکسیژن در هوا و یا اکسیژن اضافی موجود در احتراق دچار اکسیداسیون می‌شوند. بنابراین ناخالصی‌های اکسیدی موجود در پوشش می‌توانند هم در حین پرواز و هم بعد از برخورد به زیرلایه و پخش شدن و انجماد ایجاد شوند.



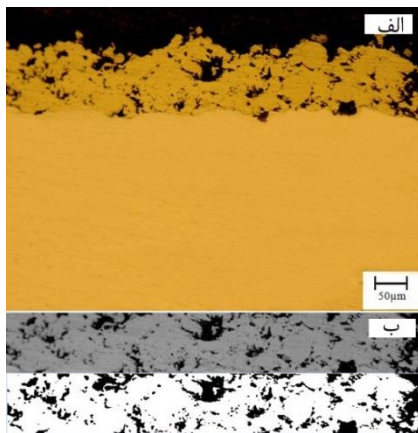
شکل ۳. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده توسط فرایند HVOF در دو بزرگنمایی متفاوت.

^۱ Malmberg

کاهش آنتالپی جت پلاسما با افزایش نرخ شارش گازهای پلاسما در سری A4 به اندازه‌ای است که بسیاری از ذرات تزیق شده به جت پلاسما به علت عدم ذوب شونده‌گی در ریزساختار پوشش حضور نداشته و باعث کاهش راندمان پوشش دهی شده است، به نحوی که در پاس‌های مساوی پوشش دهی، ضخامت پوشش $190 \pm 20 \mu\text{m}$ در سری A1 تا A3 به ضخامت $100 \pm 20 \mu\text{m}$ در سری A4 کاهش یافته است.



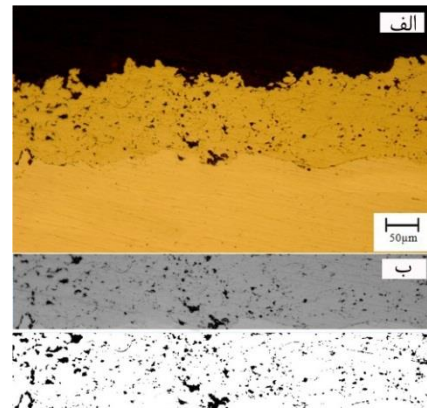
شکل ۶. الف) تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط پارامتر سری A3 و ب) تصویر دوتایی شده آنالیز تصویری.



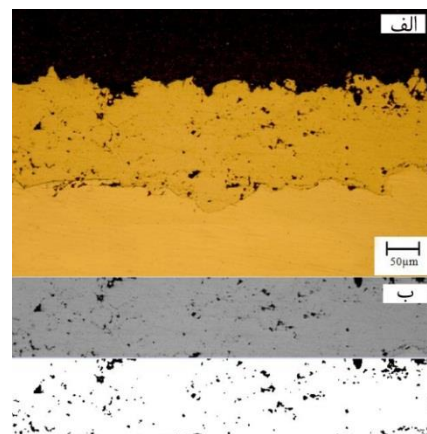
شکل ۷. الف) تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط پارامتر سری A4 و ب) تصویر دوتایی شده آنالیز تصویری.

در سری دوم پارامترها (سری B) با توجه به نتایج سری A که مشخص شد توان شعله پلاسما برای شتاب و حرارت دادن به ذرات پودر تزیق شده به جت پلاسما علاوه بر

مشاهده می شود. اما باید در نظر داشت، افزایش نرخ شارش گازهای پلاسما بدون تنظیم توان شعله جهت حفظ آنتالپی پلاسما منجر به کاهش کیفیت پوشش می شود.



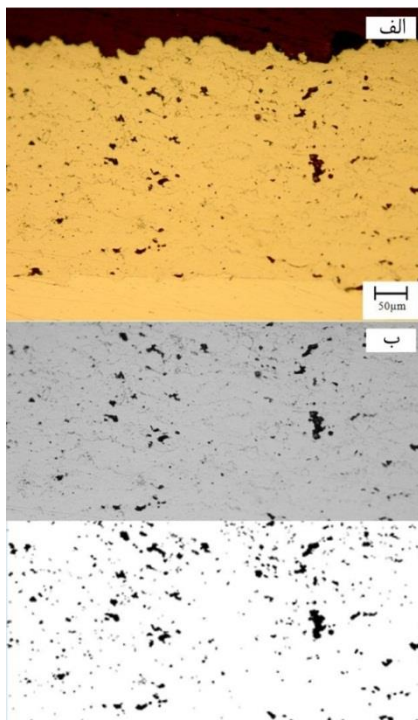
شکل ۴. الف) تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط پارامتر سری A1 و ب) تصویر دوتایی شده آنالیز تصویری.



شکل ۵. الف) تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط پارامتر سری A2 و ب) تصویر دوتایی شده آنالیز تصویری.

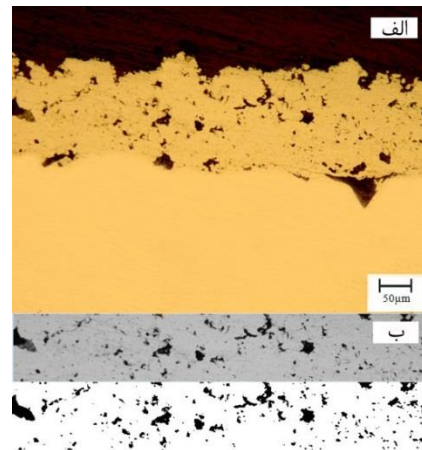
در سری A3 و A4، افزایش نرخ شارش گازهای پلاسما در توان پایین جت پلاسما ($W=22.5 \text{ kW}$) منجر به کاهش آنتالپی پلاسما شده است، بصورتیکه ذرات علی‌رغم داشتن سرعت بالا، در جت پلاسما انرژی کافی جهت ذوب شدن دریافت نمی‌کنند. بنابراین، ریزساختار پوشش شامل حجم زیادی از ذرات ذوب نشده است که منجر به افزایش تخلخل پوشش در سری A3 و A4 شده است.

جریان بر مقدار کل انرژی موجود جهت تولید و ثابت نگه داشتن شعله پلاسما تأثیر دارد. با افزایش جریان قوس، انرژی بیشتری جهت یونیزاسیون گازهای اولیه و ثانویه پلاسما موجود خواهد بود، در نتیجه انرژی بیشتری به ذرات انتقال می‌یابد و در نهایت منجر به افزایش دما و سرعت ذرات خواهد شد، که این موضوع ذوب بیشتر ذرات و بالا رفتن راندمان پوشش‌دهی و گرمای ورودی در واحد زمان را در پی دارد. بنابراین، همانطور که نتایج آنالیز تصویری نشان دادند، با افزایش توان شعله پلاسما از طریق افزایش جریان قوس، درصد تخلخل به واسطه کاهش ذرات ذوب نشده و افزایش سرعت ذرات در هنگام برخورد به سطح زیرلایه کاهش یافت. دیجنندل^۱ و همکارانش [۱۴] نیز در تحقیق خود گزارش کردند که تخلخل‌های سایز درشت در توان کم پلاسما در اثر عدم ذوب کامل ذرات ایجاد می‌شود.

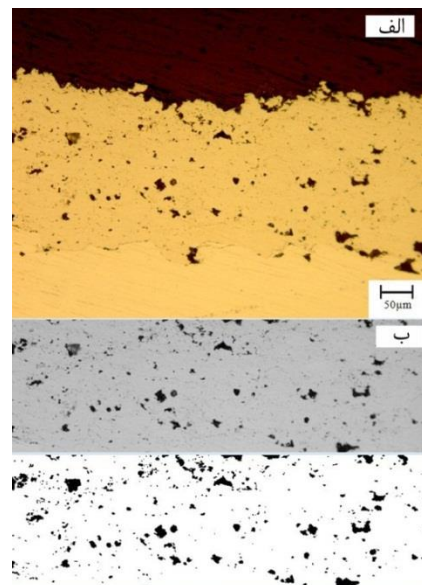


شکل ۱۰. الف) تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش‌شده پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط پارامتر سری B3 و ب) تصویر دوتایی شده آنالیز تصویری.

نرخ رشد گاز پلاسما به جریان الکتریکی نیز بستگی دارد؛ بنابراین جریان‌های ۵۵۰، ۶۰۰ و ۶۵۰ آمپر مورد بررسی قرار گرفتند. در این حالت، همانگونه که در شکل تا شکل نشان داده شده‌اند، با افزایش جریان، مجموع تخلخل و اکسید پوشش‌های سری B1 تا B3 به ترتیب ۸، ۷ و ۴ درصد بدست آمدند.



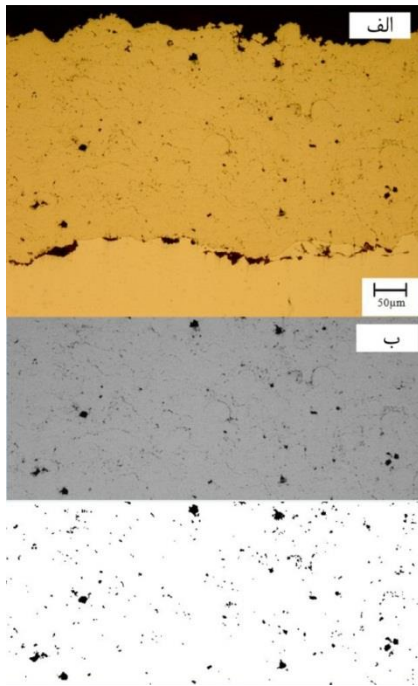
شکل ۸. الف) تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش‌شده پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط پارامتر سری B1 و ب) تصویر دوتایی شده آنالیز تصویری.



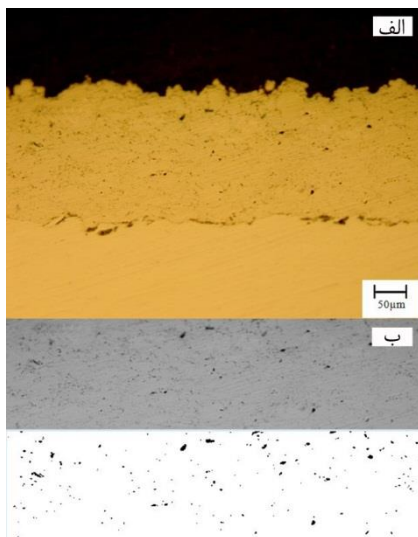
شکل ۹. الف) تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش‌شده پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط پارامتر سری B2 و ب) تصویر دوتایی شده آنالیز تصویری.

¹ Djendel

۹۰ به ۷۵ l/min کاهش یافت. چرا که افزایش آرگون بیشتر از یک حد مشخص، باعث افزایش زیاد سرعت ذرات می‌شود.



شکل ۱۱. الف) تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط پارامتر سری C1 و ب) تصویر دوتایی شده آنالیز تصویری.



شکل ۱۲. الف) تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط پارامتر سری C2 و ب) تصویر دوتایی شده آنالیز تصویری.

مجموع تخلخل و اکسید در پارامترهای بهینه سری B (B3) ۴ درصد بدست آمد که این مقدار تخلخل و اکسید در پوشش‌های MCrAlY ایجاد شده به روش LPPS در محدوده قابل پذیرش نمی‌باشد. از این رو، پارامترهای سری C طراحی شد. باتوجه به نتایج پارامترهای سری A و سری B، می‌توان نتیجه گرفت که افزایش سرعت ذرات همزمان با افزایش دمای آن‌ها، از طریق افزایش نرخ شارش گاز پلاسما و جریان قوس بدست می‌آید. بنابراین، در طراحی پارامترهای سری C، هر دو پارامتر نرخ شارش گاز پلاسما و جریان قوس همزمان افزایش یافتند. اما نکته حائز اهمیت در فرایند LPPS، رابطه سرعت ذرات و گاز با فشار محفظه خلاء می‌باشد، به طوریکه با کاهش فشار محفظه خلاء، سرعت گاز شدیداً افزایش می‌یابد، اما از طرفی به دلیل کاهش دانسیته پلاسما توسط کاهش فشار محفظه خلاء، سرعت خروجی پرتاب ذرات نیز کاهش می‌یابد. از این رو، حداکثر نرخ شارش گاز پلاسما ($Ar=90$ l/min و $H_2=14$ l/min) جهت افزایش سرعت ذرات در فشار 100 mbar انتخاب شد. باتوجه به نتایج سری A، جهت حفظ آنتالپی جت پلاسما، با افزایش نرخ شارش گاز پلاسما ($Ar+H_2$)، حداکثر جریان قوس 650 آمپر، برای پارامترهای سری C1، انتخاب شد. شکل، تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده پوشش ایجاد شده توسط پارامتر سری C1، را نشان می‌دهد. مجموع تخلخل و اکسید پوشش سری C1، توسط آنالیز تصویری مقدار ۳ درصد بدست آمد. همانطور که در شکل مشاهده می‌شود، تخلخل‌ها به دلیل افزایش سرعت ذرات و افزایش درجه پهن‌شوندگی ذرات در حین برخورد به زیرلایه کاهش یافت.

اما تأثیر منفی جانبی افزایش زیاد سرعت جت پلاسما، کاهش مدت زمان قرارگیری ذرات در جت پلاسما می‌باشد که این امر منجر به کاهش دمای ذرات می‌شود. بنابراین، جهت بهینه کردن زمان ماندگاری ذرات در جت پلاسما، در پارامترهای سری C2، نرخ شارش گاز اولیه آرگون از

نتیجه درجه پهن‌شدگی اسپلت‌ها و چسبندگی بین لایه‌ها است. تفاوت در روش پهن شدن در تخلخل و در نتیجه چسبندگی کل بین لایه‌ها، تاثیرگذار است. از این رو در سری D، فاصله‌های ۱۲، ۱۴ و ۱۶ سانتی‌متر مورد بررسی قرار گرفتند. شکل تا شکل، تصاویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده پوشش‌های سری D1 تا D3 را به ترتیب نشان می‌دهند.

مجموع تخلخل و اکسید پوشش‌های ایجاد شده توسط سری D1 و D2 در محدوده حدود یک درصد است، اما در پوشش سری D3، تخلخل تا میزان ۳ درصد افزایش می‌یابد. با افزایش فاصله پاشش، زمان ماندگاری پودر در شعله پلاسما افزایش می‌یابد و امکان گرمایش و ذوب بیشتر ذرات فراهم می‌شود. اما باید در نظر داشت که دمای ذرات بعد از یک فاصله مشخص (فاصله هندسه موثر شعله پلاسما) کاهش می‌یابد. از این رو، فاصله ۱۶ سانتی‌متری به دلیل کاهش دمای موثر ذرات مناسب نمی‌باشد.

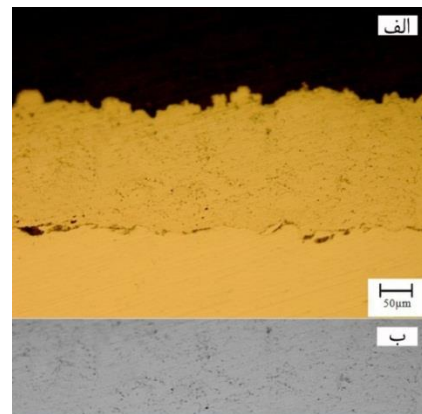


شکل ۱۴. الف) تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط پارامتر سری D1 و ب) تصویر دو تایی شده آنالیز تصویری.

همانطور که نتایج آنالیز تصویری نشان دادند، مجموع تخلخل و اکسید دو نوع پوشش سری D1 و D2، در یک محدوده می‌باشند، از این رو جهت استفاده از حفاظت جت

جهت جبران دمای ذرات با حفظ سرعت، از افزایش گاز هیدروژن در پارامترهای سری C3 استفاده شد. افزایش مقدار هیدروژن باعث کاهش هدایت الکتریکی پلاسما می‌شود که این امر باعث افزایش ولتاژ جت پلاسما و متعاقباً باعث افزایش توان تفنگ می‌شود. همانطور که در جدول مشاهده می‌شود با افزایش

مقدار هیدروژن از ۱۴ به ۱۶ l/min در سری C3، توان تفنگ از ۳۴/۴ به ۳۷/۷ کیلووات افزایش یافت. همچنین افزایش هیدروژن در یک جریان ثابت، منجر به افزایش آنتالپی پلاسما می‌شود. شکل و شکل، تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده پوشش سری C2 و C3 را به ترتیب نشان می‌دهند. مجموع تخلخل و اکسید پوشش نمونه‌های سری C2 و C3 به ترتیب ۲ و ۱ درصد بدست آمدند. بنابراین، می‌توان نتیجه گرفت که با بهینه کردن سرعت و دمای ذرات (افزایش توان تفنگ پلاسما از طریق افزایش مقدار گاز هیدروژن و جریان قوس)، میزان تخلخل به کمترین مقدار خود (یک درصد) در پارامتر سری C3 رسید [۴ و ۱۵-۱۸].

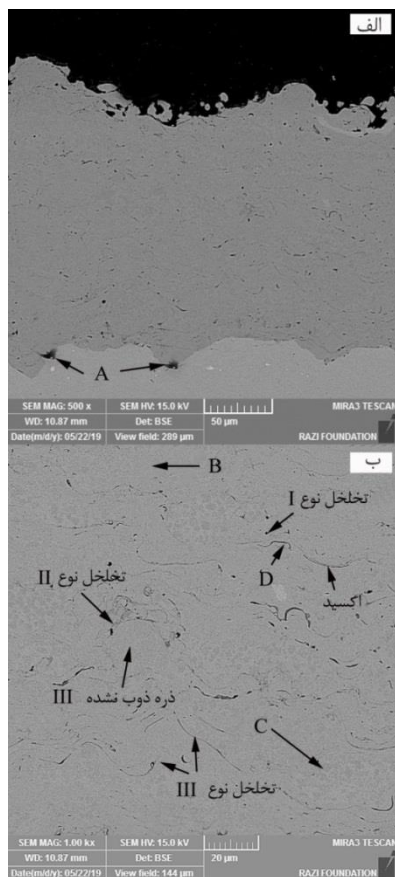


شکل ۱۳. الف) تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط پارامتر سری C3 و ب) تصویر دو تایی شده آنالیز تصویری.

فاصله پاشش یکی دیگر از پارامترهایی است که می‌تواند فرایند پاشش را تحت تاثیر قرار دهد. فاصله پاشش به این دلیل مهم است که تعیین کننده سیالیت و ممتنم ذرات و در

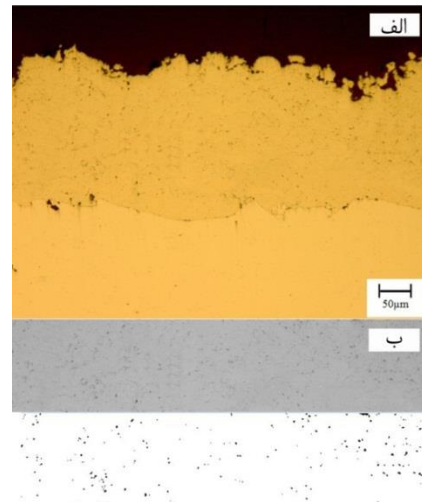
شامل سطح رویی و فصل مشترک پوشش- زیرلایه زیر، ساختار لایه‌ای، وجود ذرات ذوب نشده و یا ذوب شده جزئی، تخلخل، ترک و ناخالصی‌های اکسیدی است. مکانیزم تشکیل هریک از ویژگی‌های ریزساختاری فوق، براساس پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده توسط پارامترهای بهینه فرایند LPPS شرح داده می‌شود.

شکل تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده توسط پارامترهای بهینه (D1) را نشان می‌دهد. همانطور که در شکل مشاهده می‌شود، فرایند پوشش دهی با کیفیت مطلوب صورت گرفته است، به نحوی که هیچگونه ترک و ناپیوستگی در بین پاس‌های پوشش و همچنین در فصل مشترک پوشش و زیرلایه مشاهده نمی‌شود.

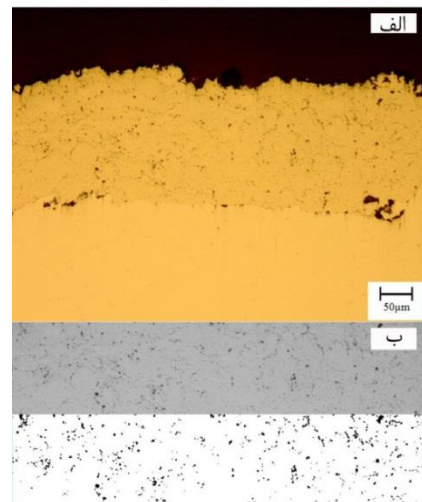


شکل ۱۷. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده توسط پارامترهای بهینه (D1) فرایند LPPS در دو بزرگنمایی متفاوت.

پلازما از اکسیداسیون ذرات در حین پرواز، فاصله ۱۲ سانتی‌متر به عنوان فاصله بهینه انتخاب شد.



شکل ۱۵. الف) تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط پارامتر سری D2 و ب) تصویر دوتایی شده آنالیز تصویری.



شکل ۱۶. الف) تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پولیش شده پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط پارامتر سری D3 و ب) تصویر دوتایی شده آنالیز تصویری.

ریزساختار پوشش NiCoCrAlY اعمال شده با

پارامترهای بهینه فرایند LPPS

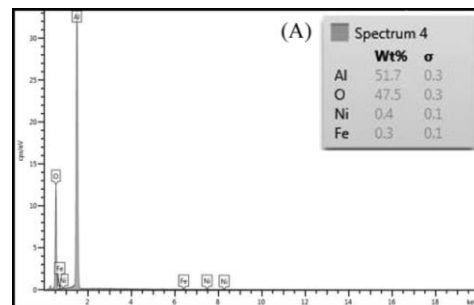
پوشش MCrAlY ایجاد شده به روش LPPS همانند سایر روش‌های پاشش حرارتی دارای ویژگی‌های ریزساختاری

که دما از مرکز جت پلاسما به سمت نواحی مجاور به شدت کاهش می‌یابد؛ توجیه کرد به این ترتیب که مقداری از ذرات پودری تزریق شده به جت پلاسما، در مرکز شعله قرار نگرفته و یا به عبارت دیگر خارج از هندسه موثر شعله هستند. در نتیجه این ذرات پودری به اطراف پراکنده می‌شوند و مقداری به صورت نیمه مذاب یا ذوب نشده به سطح زیرلایه برخورد می‌کنند ولی کاملاً روی سطح پهن نمی‌شوند [۲۲].

همچنین در شکل سه نوع تخلخل در ریزساختار پوشش مشاهده می‌شود. تخلخل نوع I که به صورت کندگی در ریزساختار پوشش مشاهده می‌شود، در اثر نوع هندسه آند نازل شکل می‌گیرد. اصولاً در فرایند LPPS از نازل‌های همگرا- واگرا (نازل‌های مافوق صوت) استفاده می‌شود. استفاده از نازل متداول APS در فرایند LPPS در این پژوهش، باعث آگلومره شدن ذرات کوچک به قطرات بزرگ در فرایند پاشش و چسبیدن به سطح زیرلایه با سرعت کم شده است. این ذرات به دلیل نداشتن چسبندگی کافی با سطح زیرین خود، در حین فرایند آماده‌سازی و پولیش‌کاری از سطح نمونه جدا شده و به صورت کندگی در ریزساختار مشاهده می‌شوند. استفاده از ذرات درشت، تغییر در ترکیب گازهای کاری (استفاده از Ar+He به جای Ar+H₂ (جهت افزایش سرعت ذرات)) عواملی هستند که می‌توانند تاثیر منفی شکل آندهای متداول را تا حدودی کم کنند. اما با توجه به ثابت بودن دو فاکتور اندازه ذرات و ترکیب گازهای کاری در پارامترهای پوشش دهی، این نوع عیب با تغییر سرعت ذرات توسط تغییر نسبت گازهای اولیه به ثانویه (استفاده از نسبت بالای گازهای اولیه (Ar=75 l/min) و ثانویه (H₂=16 l/min)) مرتفع گردید. به نحوی که مجموع تخلخل و اکسید پوشش حاضر توسط آنالیز تصویری مقدار کمتر از یک درصد بدست آمد. که این مقدار تخلخل و اکسید در محدوده قابل پذیرش پوشش‌های اعمال شده توسط فرایند LPPS است.

زبری فصل مشترک پوشش و زیرلایه به دلیل زبر کردن سطح زیرلایه قبل از فرایند پوشش دهی توسط ذره‌پاشی می‌باشد. در واقع این زبری، در هم قفل شدن مکانیکی پوشش و زیرلایه را فراهم می‌کند. زبری سطح رویی و ساختار لایه‌ای پوشش از مشخصه‌های ذاتی ریزساختاری پوشش‌های ایجاد شده به روش پاشش حرارتی می‌باشند. در فرایند پاشش پلاسما، مواد پوشش پس از تزریق به داخل جت پلاسما، ذوب و شتاب‌دار شده و با سرعت زیادی به سطح زیرلایه برخورد کرده و پهن می‌شوند و شکل لایه‌ای یا عدسی شکل به خود می‌گیرند. از انباشته شدن ذرات ذوب شده که به آن‌ها اسپلت اطلاق می‌شود و اتصال از طریق انجماد، یک ساختار لایه‌ای با سطح زبر ایجاد می‌شود [۴ و ۱۹-۲۱].

همچنین در فصل مشترک پوشش و زیرلایه، نواحی تیره رنگی مشاهده می‌شوند که به نظر می‌رسد این نواحی تیره رنگ، آلودگی‌های^۱ باقیمانده از فرایند ذره‌پاشی می‌باشند. جهت تایید مطلب فوق از این ناحیه (نقطه A مشخص شده در شکل) آنالیز EDS گرفته شد. همانطور که در شکل مشاهده می‌شود این ناحیه حاوی اکسید آلومینیوم (آلومینا) یا همان ذرات ذره‌پاشی می‌باشد.

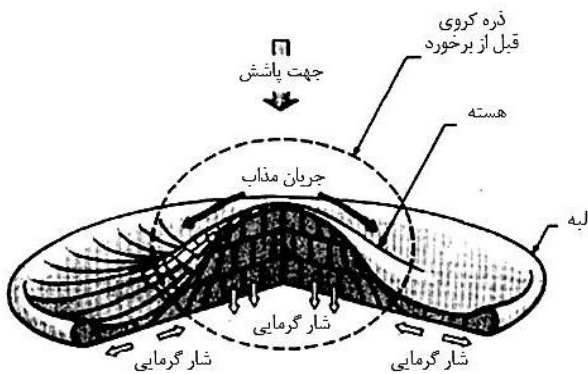


شکل ۱۸. آنالیز EDS از نقطه A مشخص شده در شکل.

با توجه به شکل، ذراتی به صورت نیمه کروی یا کروی که در بین لایه‌های پوشش محصور شده‌اند، مشاهده می‌شوند. این ذرات در واقع ذرات ذوب شده جزئی (نیمه کروی شکل) و یا ذوب نشده (کروی شکل) می‌باشند. وجود این ذرات را می‌توان براساس ماهیت جت پلاسما

^۱ Contamination

مسیر پرتاب به سطح زیرلایه و یا سطح پوشش در طول فرایند پوشش دهی می‌شود. اما از آنجایی که رنگ اکسیدهای فوق با تخلخل‌های رشته‌ای شکل تا حدود زیادی مشابه می‌باشد، باید معیاری جهت تمایز آن‌ها در نظر گرفت. همانطور که پیش‌تر توضیح داده شد، تخلخل‌های رشته‌ای شکل در اثر سریع سرد شدن اسپلت‌ها و ایجاد انحنا در لبه‌های اسپلت ایجاد می‌شوند. با توجه به شکل جهت انتقال حرارت در یک اسپلت و نحوه تغییر شکل آن می‌توان نتیجه گرفت که ایجاد انحنا در لبه‌های اسپلت در جهت عمود بر سطح پوشش اتفاق می‌افتد، در صورتیکه رگه‌های اکسیدی اصولاً در اثر اکسید شدن سطح اسپلت‌ها و موازی با سطح پوشش رخ می‌دهد. بنابراین، می‌توان نتیجه گرفت بیشتر رشته‌های خاکستری رنگ عمود بر سطح پوشش تخلخل هستند [۴ و ۲۳-۲۵].



شکل ۱۹. طرح‌واره‌ای از تغییر شکل و انتقال حرارت یک قطره پاشش پلاسمایی شده [۴].

ریزساختار فازی پوشش NiCoCrAlY اعمال شده با

پارامترهای بهینه فرایند LPPS

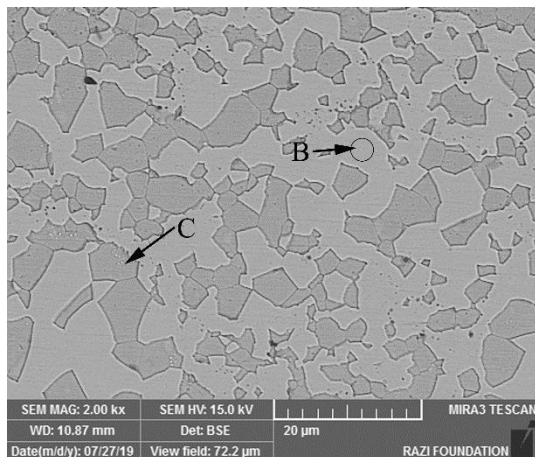
شکل آنالیز طیف‌سنجی تفکیک انرژی از نقاط B، C و D مشخص شده در شکل را نشان می‌دهد. با مقایسه مقدار نیکل، کبالت، آلومینیوم و کروم در این نقاط با سایر مراجع [۲۶ و ۲۷] و همچنین دی‌گرام فازی سه تایی Ni-Cr-Al (شکل) می‌توان نقطه B را به فاز γ ، نقطه C را به فاز β و نقطه D را به فاز اکسیدی نسبت داد. بنابراین

علاوه بر تخلخل نوع I، تخلخل نوع II، از محبوس شدن ذرات ذوب نشده در پوشش نیز ناشی می‌شود. چرا که ذرات ذوب نشده علاوه بر ایجاد منطقه سایه در اطراف خود که پر شدن آن‌ها توسط قطرات مذاب امکان پذیر نیست، به دلیل چسبندگی ضعیف در حین فرایند آماده سازی و پولیش کاری ممکن است از جای خود کنده شوند و به صورت تخلخل در ریزساختار مشاهده شوند. اما تخلخل نوع III که به صورت بسیار ریز و لایه‌ای شکل بین اسپلت‌ها مشاهده می‌شود، تحت عنوان حفره‌های بین لایه‌ای یا بین اسپلتی^۱ نامیده می‌شوند. تشکیل این حفره‌های بین لایه‌ای در نتیجه انحنا برداشتن اسپلت رخ می‌دهد. در هنگام برخورد یک قطره مذاب به زیرلایه یا لایه پوششی قبلی خود، بر روی آن پخش می‌شود و یک لایه مذاب به نام اسپلت ایجاد می‌کند. در حین انجماد اسپلت، قسمت زیرین آن محدود به زیرلایه یا لایه منجمد شده قبلی است، در حالیکه قسمت رویی اسپلت به آزادی منقبض می‌شود. در نتیجه، تنش‌های کوئچ^۲ در اسپلت بوجود می‌آید آنگاه به منظور آزادسازی این تنش، اندکی انحنا در لبه‌های اسپلت رخ می‌دهد و بدین ترتیب این نوع تخلخل در پوشش ظاهر می‌شود. گزارش شده است [۱۸] که این نوع تخلخل در فرایندهای با دمای بالاتر و سرعت کمتر رخ می‌دهد و با افزایش اندازه اسپلت و ضریب انبساط حرارتی و کاهش نفوذپذیری حرارتی افزایش می‌یابد [۴ و ۲۳-۲۵].

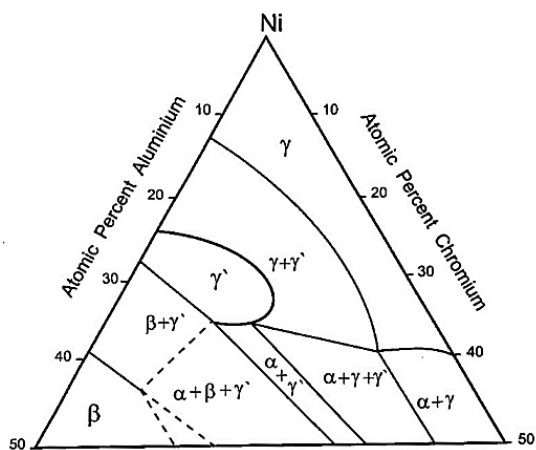
علاوه بر ویژگی‌های فوق، رشته‌های تیره در ریزساختار پوشش مشاهده می‌شوند که مقداری از این رشته‌های تیره، ناخالصی‌های اکسیدی می‌باشند. علی‌رغم اینکه فرایند پوشش دهی در فشار کم و تحت اتمسفر محافظ آرگون انجام می‌شود، اما همان مقدار کم اکسیژن موجود در محفظه پوشش دهی و همچنین نشتی‌های موجود در محفظه خلاء (وجود حداقل نشتی در محفظه پوشش دهی اجتناب ناپذیر است) باعث اکسیداسیون ذرات پوشش در

¹ Inter-lamellar/Inter-splat pores

² Quench



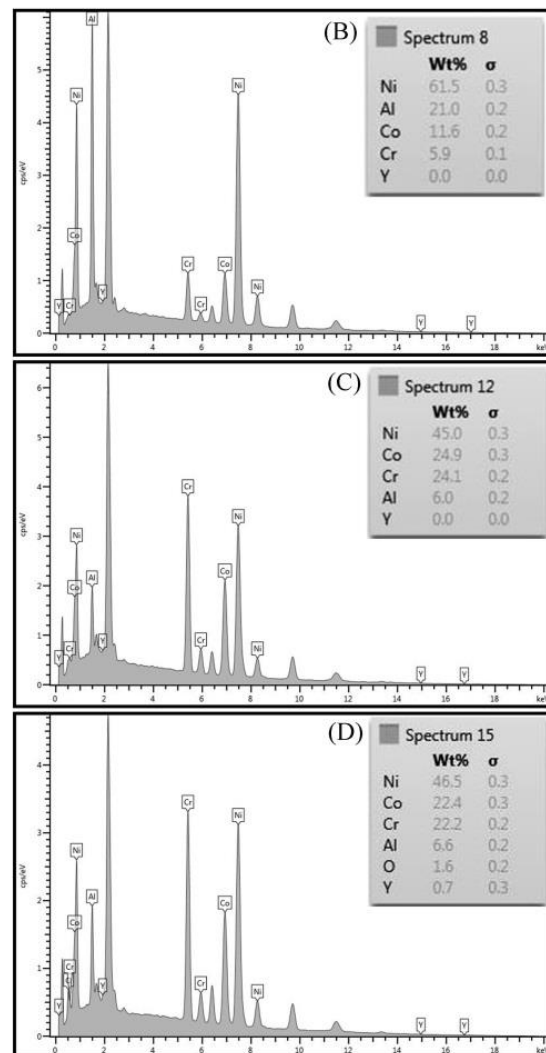
شکل ۲۱. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از فازهای تشکیل دهنده پوشش NiCoCrAlY پس از الکترواچ.



شکل ۲۲. مقطع دیاگرام فازی سیستم Ni-Cr-Al در دمای ۸۵۰°C [۶].
 الگوهای پراش پرتو ایکس پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده توسط فرایند LPPS در شکل نیز وجود فازهای γ و β را تایید می‌کند. تشریح تشکیل فازهای γ و β در الگوی پراش پرتو ایکس می‌تواند بر اساس ریزساختار این پوشش توضیح داده شود. همانطور که پیش‌تر توضیح داده شد ریزساختار پوشش NiCoCrAlY شامل ذرات کاملاً ذوب شده، ذرات جزئی ذوب شده و ذرات ذوب نشده می‌باشد. بنابراین در الگوی پراش پرتو ایکس، بخشی از ریزساختار که شامل ذرات جزئی ذوب شده و ذرات ذوب نشده است دو فاز γ و β پودر اولیه خود را حفظ می‌کنند و بخش دیگر از ریزساختار که شامل انجماد مجدد ذرات کاملاً ذوب شده است شامل فاز محلول جامد نیکل γ است. از

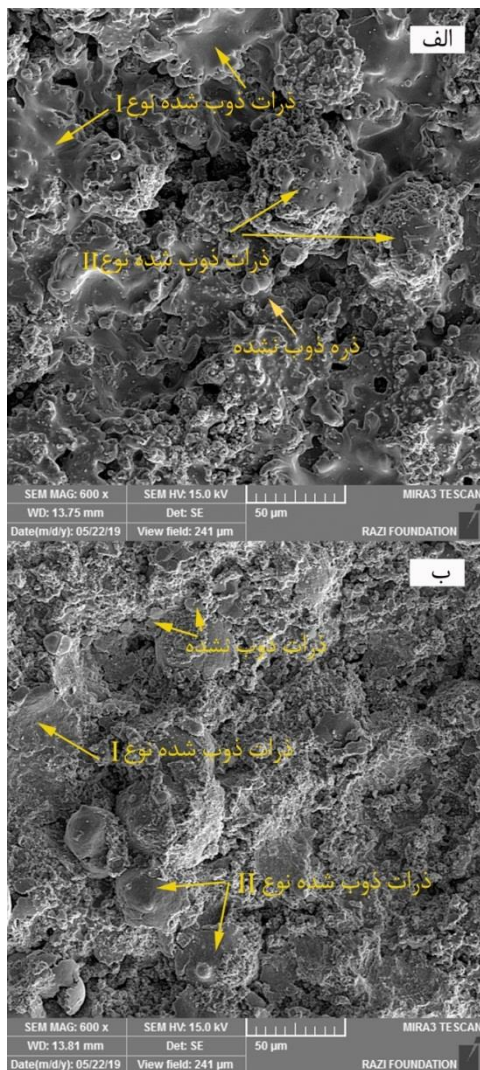
همانطور که در شکل مشاهده می‌شود پوشش NiCoCrAlY غالباً شامل زمینه γ با رنگ روشن به همراه فازهای پراکنده β -(Co,Ni)Al با رنگ خاکستری و مقدار کمی فاز اکسیدی با رنگ مشکی می‌باشد.

لازم به توضیح است که از دیاگرام سه تایی Ni-Cr-Al (شکل) می‌توان برای تشریح توزیع فازها در پوشش NiCoCrAlY نیز استفاده نمود؛ چراکه در این دیاگرام می‌توان ترکیب شیمیایی Co را به Ni افزود. زیرا این سیستم مشابه سیستم Co-Cr-Al بوده و رفتار نفوذ Al و Cr اساساً در هر دو سیستم مشابه یکدیگر است.



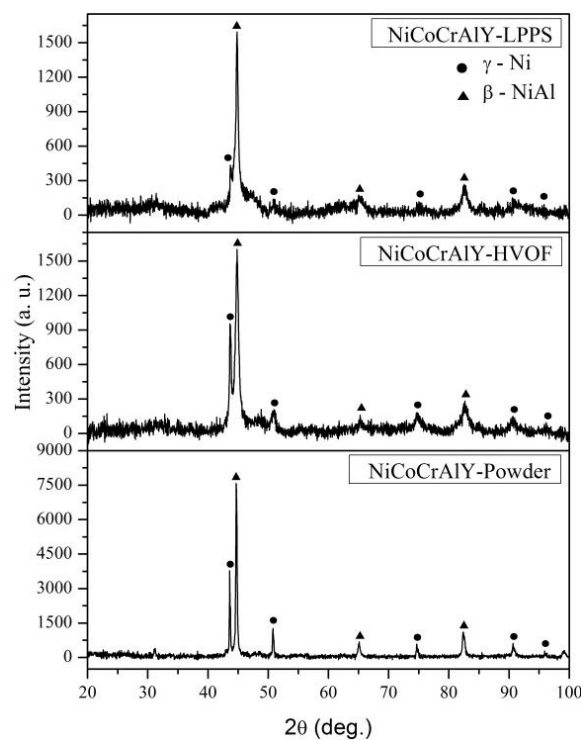
شکل ۲۰. آنالیز EDS از نقطه B, C و D مشخص شده در شکل.

ساختار مجزا می باشد، ساختار اول که به صورت تقریباً متراکم می باشد از انجماد مجدد ذرات کاملاً ذوب شده حاصل شده است و ساختار دوم که به شکل غیر متراکم دیده می شود شامل ذرات به طور جزئی ذوب شده یا ذوب نشده است. در ساختار اول ذراتی که کاملاً ذوب شده و در حین برخورد به سطح زیرلایه، در صورتی که دارای سرعت بالا باشند به شکل نوع I کاملاً پهن شده و منجر به تشکیل سطحی صاف می شوند و ذرات ذوب شده ای که سرعت کافی در حین برخورد به زیرلایه نداشته باشند به شکل نوع II روی سطح رسوب کرده و باعث افزایش زبری سطح می گردند [۱۶ و ۱۷].



شکل ۲۴. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح رویی پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده به روش الف) LPPS و ب) HVOF

طرفی همانطور که در تصاویر میکروسکوپی پوشش های فوق مشاهده شد مقداری فاز اکسیدی روی مرز اسپلت ها مشاهده شد اما نتایج آنالیز XRD پیکی از فاز اکسیدی را نشان نمی دهد. عدم حضور پیک های اکسید، ناشی از کم بودن کسر حجمی اکسیدها کمتر از حد تشخیص روش XRD (معمولاً ۵ درصد حجمی) است [۱۴]. بنابراین می توان نتیجه گرفت پوشش NiCoCrAlY شامل زمینه داکتیل γ (محلول جامد با ساختار FCC) و فاز β با ترکیب شیمیایی (Ni,Co)Al با ساختار B2 (ساختاری شبیه BCC که اتم مرکزی Al و اتم های ساختار مکعبی Ni می باشد) است. فاز β که فازی غنی از Al است به عنوان منبع Al عمل می کند. [۱۱ و ۲۱].



شکل ۲۳. الگوی پراش پرتو ایکس پودر و پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده به روش LPPS و HVOF

مقایسه ریزساختار پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط دو فرایند HVOF و LPPS

شکل سطح رویی پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط فرایندهای HVOF و LPPS را نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود؛ سطح پوشش هر دو نوع پوشش شامل دو

لایه‌های پوشش مشاهده می‌شود. بنابراین غالب اکسیدهای تشکیل شده در پوشش HVOF ناشی از اکسیداسیون ذرات در فاصله بین تزریق پودر به شعله پاشش تا برخورد بر زیرلایه می‌باشد. پس می‌توان نتیجه گرفت درصد اکسید در پوشش‌های HVOF نسبت به پوشش LPPS مشهودتر است [۲۸ و ۲۹]

همانطور که پیش‌تر اشاره شد منابع ایجاد تخلخل در پوشش‌های پاشش حرارتی وجود ذرات ذوب شده، محبوس شدن هوا در بین اسپلت‌ها، قرارگیری تصادفی اسپلت‌ها روی یکدیگر و عدم همپوشانی کامل یکدیگر و همچنین تنش‌های ناشی از کوئچ سریع ذرات ذوب شده می‌باشند. بنابراین پوشش ایجاد شده به روش LPPS به دلیل انجام فرایند در دمای بالاتر نسبت به فرایند HVOF، شامل ذرات ذوب نشده کمتری می‌باشند و همچنین عدم وجود هوا در فرایند پوشش‌دهی LPPS، تخلخل‌های ناشی از محبوس شدن هوا در بین اسپلت‌ها حذف می‌شوند و می‌توان نتیجه گرفت پوشش‌های LPPS شامل تخلخل‌های کمتری نسبت به فرایند HVOF می‌باشد [۳۰ و ۳۱].

در شکل الگوهای پراش پرتو ایکس پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده توسط دو فرایند HVOF و LPPS مقایسه شده‌اند. در پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده به روش HVOF، شدت پیک‌های فاز γ بیشتر از پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده به روش LPPS است. این افزایش شدت پیک ممکن است به دلایل زیر باشد:

- ۱- بر اساس گزارش کالیتی^۳ شدت خطوط پراشیده در آنالیز XRD به شش فاکتور، پلاریزاسیون، ساختاری، چندگانه، لورنتس^۴، جذب و دما بستگی دارد. افزایش ارتعاش گرمایی که در نتیجه افزایش دما است سه اثر اصلی برجای می‌گذارد که شامل انبساط ساختار کریستالی که باعث تغییرات در فواصل صفحه‌ای و نهایتاً تغییر در زاویه پراش، افزایش شدت پراکندگی

علی‌رغم زبری سطح یکسان زیرلایه، براساس نتایج زبری سنجی از سطح پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده توسط فرایند HVOF، عدد زبری (Ra) $7/1 \mu\text{m}$ ، بدست آمد؛ که در مقایسه با پوشش‌های ایجاد شده به روش LPPS، $Ra=9.8 \mu\text{m}$ ، زبری سطح کاهش یافته است. در فرایند HVOF، همانند فرایند LPPS، ذرات پودری پس از عبور از میان شعله دارای یکی از حالت‌های ذوب نشده، ذوب شده جزئی و کاملاً ذوب شده خواهند بود. ذرات فوق در برخورد با سطح زیرلایه دچار تغییر فرم می‌شوند و به صورت پنکیک شکل یا اسپلت لایه نشانی می‌کنند و یک سطح زبر ایجاد می‌کنند. به دلیل سرعت بالای ذرات در فرایند HVOF، درجه پهن شدن^۱ ذرات ذوب شده یا ذوب شده جزئی در برخورد با سطح زیرلایه در مقایسه با فرایند LPPS، بسیار بیشتر می‌باشد؛ به نحوی که با مقایسه این دو پوشش در شکل ذره مجدداً منجمد شده با عدم پهن شونده‌گی کامل (ذرات ذوب شده نوع II) در فرایند HVOF روی سطح کمتر مشاهده می‌شود. از طرفی در فرایند LPPS، ذرات به دلیل ذوب بیشتر در مقایسه با فرایند HVOF، در هنگام برخورد دچار پخش شونده‌گی نامنظم^۲ می‌شوند در حالیکه در فرایند HVOF ذرات بیشتر حالت خمیری دارند و در هنگام برخورد روی سطح زیرین خود دچار پخش شونده‌گی نامنظم نمی‌شوند. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت، تغییر فرم بیشتر ذرات ذوب نشده و یا ذوب شده جزئی در فرایند HVOF، به دلیل سرعت بالای این فرایند و همچنین پخش شونده‌گی نامنظم بیشتر ذرات در فرایند LPPS، به دلیل ذوب شونده‌گی بیشتر، دو عامل کاهش زبری سطح پوشش HVOF، نسبت به پوشش‌های ایجاد شده توسط فرایند LPPS است [۱۴].

در پوشش NiCoCrAlY اعمال شده توسط روش HVOF، اکسیدها معمولاً بصورت رگه‌های باریک و خاکستری رنگ در دورتا دور ذرات و یا در بین لایه‌های پوشش مشاهده می‌شوند در حالیکه در پوشش LPPS اکسیدها غالباً در بین

³- Cullity

⁴- Lorentz

¹ Flattening

² Splash

نتیجه گیری

در این پژوهش تأثیر پارامترهای فرایند LPPS شامل نرخ شارش گاز اولیه و ثانویه، جریان قوس و فاصله پاشش بر ریزساختار پوشش NiCoCrAlY مورد بررسی قرار گرفت. با توجه به اینکه انجام فرایند پوشش دهی در فشار کم نسبت به شرایط اتمسفری باعث تغییر شرایط جت پلاسما از جمله کاهش دانسیته پلاسما می شود پارامترهای پوشش دهی به صورت زیر بهینه شد:

۱. در بهینه سازی پارامترهای فرایند LPPS، کاهش سرعت ذرات به واسطه کاهش دانسیته جت پلاسما در فشار پایین محفظه با افزایش نرخ شارش گاز اولیه پلاسما (Ar) جبران شد و کاهش دمای ذرات در اثر کاهش مدت ماندگاری ذرات در اثر افزایش سرعت جت پلاسما با افزایش نرخ گاز ثانویه (H_2) مرتفع شد. همچنین با افزایش نرخ شارش گاز اولیه و ثانویه، جریان قوس جهت فراهم نمودن انرژی لازم جهت یونیزاسیون گازهای پلاسما، افزایش یافت.

۲. ریزساختار پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده توسط فرایند LPPS شامل زمینه محلول جامد نیکل γ به همراه فازهای پراکنده β - (Co, Ni)Al و مقدار بسیار جزئی فاز اکسیدی می باشد.

۳. زبری سطح پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده توسط فرایند LPPS حدود ۳۰ درصد بیشتر از پوشش های ایجاد شده توسط فرایند HVOF است. سرعت کمتر ذرات در هنگام برخورد بر سطح زیرلایه، عدم پهن شونده گی کامل ذرات جزئی ذوب شده یا ذوب نشده و پخش شونده گی نامنظم ذرات کاملاً ذوب شده در برخورد بر سطح زیرلایه، دلایل افزایش زبری پوشش های ایجاد شده به روش LPPS نسبت به روش HVOF است.

۴. محبوس شدن مولکول های هوا در بین اسپلت ها، ترشوندگی ضعیف سطوح مجاور ذرات ذوب نشده باعث افزایش میزان تخلخل پوشش های ایجاد شده توسط فرایند HVOF نسبت به فرایند LPPS شده است.

زاویه ای و کاهش شدت خطوط پراشیده است. بنابراین در فرایند LPPS به دلیل اینکه ذرات دمای بیشتری نسبت به فرایند HVOF کسب می کنند باعث کاهش شدت پیک γ می شوند [۳۲].

۲- به نظر می رسد افزایش شدت به علت تغییر فرم پلاستیک شدید ذرات در حین برخورد به زیرلایه با سرعت بالا در فرایند HVOF نسبت به فرایند LPPS باشد، به گونه ای که میزان کرنش بالا ایجاد شده توسط تغییر فرم پلاستیک، حالت انرژی ماده را افزایش داده و باعث ناپایداری شبکه کریستالی می شود. دانسیته نابجایی بالا و ناپایداری شبکه کریستالی در سطح اتمی می تواند به عنوان نیرو محرکه ای جهت شکستن دانه ها (grain) به اندازه کوچکتر (sub-grain) شود. بنابراین افزایش شدت پیک γ در الگوی پراش پرتو ایکس پوشش NiCoCrAlY ایجاد شده توسط فرایند HVOF نسبت به فرایند LPPS می تواند به پالایش دانه و یا میکروتنش های ایجاد شده توسط فرایند پوشش دهی مرتبط دانست. البته باید در نظر داشت که شکستن دانه ها در فرایند پاشش حرارتی در مقیاس میکرومتری می باشد و افزایش پهنای پیک با کاهش اندازه دانه که در مقیاس نانومتری اتفاق می افتد در این مورد صادق نمی باشد.

۳- همانطور که پیش تر اشاره شد مقداری از فازهای پوشش شامل فازهای پودر اولیه است که به صورت ذرات ذوب نشده و جزئی ذوب شده در ساختار باقی مانده است. پوشش HVOF به دلیل اینکه حاوی بیشتری از ذرات ذوب نشده و یا جزئی ذوب شده نسبت به فرایند LPPS است الگوی پراش پرتو ایکس آن از الگوی پراش پرتو ایکس پودر اولیه بیشتر تبعیت می کند.

Plasma Spray Operating Conditions on Plasma Jet Characteristics and Coating Properties, Journal of Thermal Spray Technology, 2(1993)339–344.

14. M. Djendel, O. Allaoui, and A. Bouzid, *Effect of Air Plasma Spraying Parameters on the Quality of Coating*, International Journal of Computational and Experimental Science and Engineering, 2(2016) 1–5.

15. K. E. Schneider, V. Belashchenko, M. Dratwinski, S. Siegmann, and A. Zagorski, *thermal spraying for power generation components*. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co, 2006.

16. R. Ghasemi and H. Vakilifard, *Plasma-sprayed nanostructured YSZ thermal barrier coatings: Thermal insulation capability and adhesion strength*, Ceramics International, vol. 43, no. 12, pp. 8556–8563, 2017.

17. R. Ghasemi, R. Shoja-Razavi, R. Mozafarinia, and H. Jamali, *Comparison of microstructure and mechanical properties of plasma-sprayed nanostructured and conventional yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings*, Ceramics International, 39 (2013)8805–8813.

18. S. Sampath, X. Y. Jiang, J. Matejicek, L. Prchlik, A. Kulkarni, and A. Vaidya, *Role of thermal spray processing method on the microstructure, residual stress and properties of coatings: An integrated study of Ni-5 wt. % Al bond coats*, Materials Science and Engineering A, 364(2004) 216–231.

19. J. H. Lee, P. C. Tsai, and J. W. Lee, *Cyclic oxidation behavior and microstructure evolution of aluminized, Pt-aluminized high velocity oxygen fuel sprayed CoNiCrAlY coatings*, Thin Solid Films, 517(2009) 17 5253–5258.

20. E. Wessel et al., *Temperature dependence of phase relationships in different types of MCrAlY-coatings*, Surface and Coatings Technology, 202(2007)603–607.

21. R. Ghasemi and Z. Valefi, *Electrodeposition of rhenium-base layer as a diffusion barrier between the NiCoCrAlY coating and a Ni-based superalloy*, Journal of Alloys and Compounds, 732(2018)470–485.

22. E. Lugscheider, C. Herbst, and L. Zhao, *Parameter studies on high-velocity oxy-fuel spraying of MCrAlY coatings*, Surface and Coatings Technology, 108–109(1998) 16–23.

23. L. Pawlowski, *The Science and Engineering*

۵. در فرایند LPPS به دلیل انجام فرایند پوشش دهی در محیط خنثی و نبودن هوا، باعث حذف مرزهای اسپلتی و ناخالصی های اکسیدی در پوشش نسبت به فرایند HVOF می شود.

مراجع

1. J. L. Simalk, ASM Handbook, Volum 20, Materials Selection and Design, 10th ed. ASM International, 589–602(1997).

2. J. A. Sprague, F. A. Smidt, S. D. Henry, H. Development, S. R. Lampman, N. D. Wheaton, and M. S. Woods, ASM Handbook, Volume 5, Surface Engineering, 10th ed., ASM International, 5(1994)508–513.

3. J. R. Davis, ASM Specialty Handbook, Heat Resistant Materials. ASM International, 1999.

4. S. Bose, High Temperature Coatings. Elsevier Science & Technology Books, 2007.

5. H. E. Evans, *High temperature coatings : protection and breakdown*, no. x. Elsevier, (2010).

6. M. Eskner, *Mechanical Behaviour of Gas Turbine Coatings*, Royal Institute of technology, (2004).

7. N. P. Padture, M. Gell, and E. H. Jordan, *Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications*, Science, 296(2002) 280–284.

8. A. G. Evans, D. R. Mumm, J. W. Hutchinson, G. H. Meier, and F. S. Pettit, *Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings*, Progress in Materials Science, 46(2001) 505–553.

9. S. Shankar, D. E. Koenig, and L. E. Dardi, *Vacuum Plasma Sprayed Metallic Coatings*, Journals of metals, (1981)13–20.

10. Y. Wang and G. Sayre, *Commercial thermal barrier coatings with a double-layer bond coat on turbine vanes and the process repeatability*, Surface & Coatings Technology, 203(2009) 2186–2192.

11. R. Ghasemi and Z. Valefi, *The effect of the Re-Ni diffusion barrier on the adhesion strength and thermal shock resistance of the NiCoCrAlY coating*, Surface & Coatings Technology, 344(2018) 359–372.

12. L. Pawlowski, *The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings*, Second edi. John Wiley & Sons, Ltd, (2008).

13. S. Malmberg and J. Heberlein, *Effect of*

- of Thermal Spray Coatings, Second edi. John Wiley & Sons Ltd, (2008).
24. 'Thermal Spraying - Practice, and application'. American Welding Society, (1985).
25. A. T. Verbeek, Plasma sprayed thermal barrier coatings: Production, Characterization and testing. (1992).
26. J.-H. Lee, P.-C. Tsai, and J.-W. Lee, *Cyclic oxidation behavior and microstructure evolution of aluminized, Pt-aluminized high velocity oxygen fuel sprayed CoNiCrAlY coatings*, Thin Solid Films, 517(2009) 5253–5258.
27. J. Toscano et al., *Temperature dependence of phase relationships in different types of MCrAlY-coatings*, Surface and Coatings Technology, 202(2007) 603–607.
28. F. Ghadami, A. Zakeri, A. S. R. Aghdam, and R. Tahmasebi, *Structural characteristics and high-temperature oxidation behavior of HVOF sprayed nano-CeO₂ reinforced NiCoCrAlY nanocomposite coatings*, Surface and Coatings Technology, 373(2019) 7–16.
29. P. Zhang et al., *Effects of surface finish on the initial oxidation of HVOF-sprayed NiCoCrAlY coatings*, Surface and Coatings Technology, 364(2019) 43–56.
30. M. Hasegawa, M. Iwashita, Y. Kubota, P. Dymáček, and F. Dobeš, *Microstructure evolution under high temperature deformation of CoNiCrAlY bond coat alloy*, Materials Science and Engineering A, 756(2019) 237–247.
31. J. Lu, H. Zhang, Y. Chen, X. Zhao, F. Guo, and P. Xiao, *Effect of microstructure of a NiCoCrAlY coating fabricated by high-velocity air fuel on the isothermal oxidation*, Corrosion Science, 159(2019) 108–126.
32. S. R. S. Bernard Dennis Cullity, *Elements of X-ray Diffraction*, 3rd ed., Prentice Hall, (2001).