

# ایجاد پوشش NiCoCrAlY بر سوپرآلیاژ پایه نیکل به روش Arc-PVD و بررسی تأثیر پارامترهای لایه نشانی بر ریزساختار، مورفولوژی و تغییرات فازی پوشش

محمد خیرالدین<sup>۱</sup>، فرزاد محبوبی<sup>۱</sup>، حسن علم‌خواه<sup>۲</sup>

<sup>۱</sup> دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران، کد پستی ۱۵۸۷۵-۴۴۱۳

<sup>۲</sup> گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بوعلی سینا، همدان، ایران، کد پستی ۶۵۱۷۸-۳۸۶۹۵

## چکیده

پوشش‌های NiCoCrAlY توسط فرآیندهای مختلف پاشش حرارتی و نیز رسوب فیزیکی بخار (PVD) اعمال می‌شوند که در این بین استفاده از روش PVD به دلیل تخلخل و ناخالصی کمتر در پوشش، خواص بهتری را فراهم می‌کند. در این پژوهش از روش رسوب فیزیکی بخار با تبخیر قوس کاتدی (Arc-PVD) برای اعمال پوشش NiCoCrAlY بر سوپرآلیاژ پایه نیکل Mar-M-200 استفاده شد. بدین منظور پوشش‌هایی در ولتاژ بایاس‌های ۱۸۰- و ۲۴۰- ولت و شدت جریان‌های ۸۰ و ۱۱۰ آمپر ایجاد شد. سپس تأثیر آن بر ریزساختار، چگالی عیوب و ترکیبات فازی پوشش توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیز EDS مورد بررسی قرار گرفت. نتایج تجربی نشان داد که نرخ پوشش‌دهی در شدت جریان‌های ۱۱۰ آمپر افزایش می‌یابد، در حالی که با افزایش ولتاژ بایاس ضخامت پوشش کاهش می‌یابد. بیشترین ضخامت پوشش در نمونه A110B180 به میزان ۱۳.۵ میکرون مشاهده شد. همچنین افزایش شدت جریان قوس منجر به افزایش اندازه و تعداد ماکروذرات تا مقادیر ۵۰ میکرون شد. آزمون پراش پرتو ایکس پوشش‌ها نشان داد فازهای اصلی پوشش شامل  $\alpha$ -Co و  $\gamma$ -Ni،  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al و  $\gamma$ -Ni بوده است و با افزایش شدت جریان از ۸۰ تا ۱۱۰ آمپر، شدت پیک فازهای  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al و  $\gamma$ -Ni افزایش یافت. همچنین با افزایش مقدار ولتاژ بایاس از ۱۸۰- تا ۲۴۰- ولت، اندازه بلورک در پوشش افزایش یافت و برعکس با افزایش شدت جریان قوس از ۸۰ به ۱۱۰ آمپر اندازه بلورک کاهش یافت. کمترین و بیشترین اندازه بلورک به ترتیب در نمونه‌های A110B180 و A80B240 با مقادیر ۱۸ و ۲۴.۲ میکرون بدست آمد. در مقایسه نمونه‌های پوشش‌دار نمونه A110B240 چگالی عیوب پایین‌تر و ضخامت پوشش نسبتاً بالا داشته است. لذا برای کاربردهای صنعتی در دمای بالا از جمله پره‌های ناحیه داغ توربین گازی می‌تواند خواص مناسب‌تری را ایجاد نماید.

**کلمات کلیدی:** رسوب فیزیکی فاز بخار با تبخیر قوس کاتدی، پوشش NiCoCrAlY، شدت جریان قوس، ولتاژ بایاس، ماکروذرات.

## The creation of a NiCoCrAlY coating on the Ni-base superalloy using the Arc-PVD method And investigation of coating parameters effect on the microstructure, morphology and phase transformation of the coating

Mohamad Kheyrodin<sup>1</sup>, Farzad Mahboubi<sup>1\*</sup>, and Hassan Elmkhah<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Department of Materials and Metallurgical Engineering, Amir Kabir University of Technology, Tehran 15875-4413, Iran

<sup>2</sup> Faculty of Engineering, Bu-Ali Sina University, Hamedan 65178-38695, Iran.

### Abstract

NiCoCrAlY coatings are applied through thermal spraying and physical vapor deposition (PVD) methods. The utilization of the PVD technique offers superior properties attributed to reduced porosities and impurities within the coating. In this study, NiCoCrAlY coating was applied on Mar-M-200 nickel-base superalloy using cathodic arc evaporation physical vapor deposition (Arc-PVD). Coatings were produced at bias voltages of -180 and -240 volts, along with arc currents of 80 and 110 amperes. Investigating the effects of negative substrate bias voltage and arc current on the microstructure, defect density, morphology, and phase transformation of the coatings was conducted using an optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM) equipped with EDS analysis. The experimental findings indicated that increasing the arc current from 80 A to 110 A increased the coating thickness, whereas the thickness decreased at the higher bias voltages. The A110B180 sample exhibited a maximum coating thickness of 13.5 microns. Furthermore, an increase in the arc current resulted in the enlargement and increased number of macroparticles, reaching up to 50 microns. X-ray diffraction analysis of the coatings also demonstrated that the main phases of the coating included  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al,  $\gamma$ -Ni, and  $\alpha$ -Co, and with increasing arc current from 80 A to 110 A, the intensity of  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al and  $\gamma$ -Ni peaks increased. By increasing the bias voltage from -180 V to -240 V, the crystallite sizes were enlarged. Conversely, elevating the arc current from 80 A to 110 A led to a reduction in crystallite size.

In the A110B180 and A80B240 specimens, the smallest and largest crystallite sizes were measured at 18 and 24.2 microns, respectively. A comparative analysis of the coated samples revealed that the A110B240 coating exhibited a lower defect density and relatively greater thickness, so it can propose more favorable properties for industrial applications at elevated temperatures such as the hot section blade of the gas turbine.

**Keywords:** Cathodic arc physical vapor deposition, NiCoCrAlY coating, Arc current, Bias voltage, macroparticles.

**E-mail of Corresponding author:** mahboubi@aut.ac.ir

## مقدمه

طرفی، اگر مقدار آلومینیوم و کروم موجود در پوشش خیلی بالا باشد، موجب کاهش دمای ذوب پوشش و همچنین افزایش تردی پوشش خواهد شد [۶]. همچنین افزودن عنصر ایتريم (Y) به میزان ۱-۰/۱ درصد وزنی، موجب افزایش مقاومت به اکسیداسیون چرخه‌ای پوشش می‌شود. همچنین با افزودن مقادیر مشخصی از عنصر کبالت به پوشش مقاومت به خوردگی داغ آن نیز بهبود می‌یابد [۷].

از طرف دیگر عواملی دیگری مانند ریزساختار، مورفولوژی پوشش، زبری سطح، چگالی عیوب و چسبندگی پوشش نیز در رفتار دمای بالای این پوشش‌ها موثر است [۸].

پوشش‌های M-Cr-Al-Y می‌توانند توسط فرآیندهای مختلف از جمله پاشش حرارتی و رسوب فیزیکی بخار (PVD<sup>2</sup>) اعمال شوند. در این میان، پوشش‌های اعمال شده با روش‌های PVD به دلیل تخلخل و ناخالصی کمتر، مقاومت به اکسیداسیون بالاتری را فراهم می‌کنند. از طرفی در بین سایر فرآیندهای PVD، پوشش‌های MCrAlY ایجاد شده با روش قوس کاتدی در خلا (Arc-PVD<sup>3</sup>) یا پوشش‌دهی یونی قوسی (AIP<sup>4</sup>)، مقاومت به اکسیداسیون دمای بالایی را به علت ایجاد لایه چسبنده و متراکم آلومینا ( $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ) روی پوشش از خود نشان می‌دهد. لذا این روش، پتانسیل بالایی برای استفاده صنعتی را دارا می‌باشد [۹].

یکی از عیوب متداول در روش AIP، حضور ماکروذرات یا ذرات ذوب شده<sup>۵</sup> در پوشش می‌باشد. در این روش عوامل متعددی از جمله مقدار شدت جریان قوس، ولتاژ بایاس زیرلایه، لندازه تارگت و مانع فیزیکی در کیفیت پوشش و چگالی عیوب تخلخل، ناخالصی و ماکروذرات موثر است. تحقیقات نشان می‌دهد که افزایش شدت جریان قوس کاند

کارایی و عملکرد انواع موتورهای توربینی زمینی و هوایی متناسب با میزان احتراق یا دمای ورودی توربین است. رویکرد اصلی در این زمینه بالا بردن دما در بخش‌های مختلف توربین است. زمانی می‌توان دمای توربین را افزایش داد که در طراحی ساختار قطعه، فناوری سرمایش در ایرفویل و فرایند پوشش‌دهی بهبود حاصل شود. لازم به ذکر است تولیدکنندگان توربین از پوشش‌دهی برای افزایش طول عمر و بهینه کردن خواص قطعات در ساخت موتورهای مدرن استفاده کرده‌اند [۱-۳].

متداول‌ترین پوشش فلزی مورد استفاده در مقاطع داغ موتورهای توربینی، پوشش‌های روکشی M-Cr-Al-Y (M) عنصر اصلی آلیاژ زیرلایه از جمله نیکل، کبالت یا ترکیبی از هر دو عنصر است) می‌باشد. این پوشش‌ها برای ایجاد مقاومت به اکسیداسیون دمای بالا ( $T > 1000^\circ\text{C}$ ) و مقاومت به خوردگی داغ<sup>۱</sup> ناشی از رسوبات سولفات در دمای کمتر از  $950^\circ\text{C}$  مناسب هستند [۴].

تشکیل پوسته چگال و چسبنده  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  در حین شرایط سرویس روی پوشش MCrAlY موجب جلوگیری از اکسیداسیون بیشتر پوشش و در نتیجه مانع از ورود اکسیژن و عناصر خورنده به داخل پوشش خواهد شد [۵]. تاکنون مطالعات زیادی در زمینه بهبود ترکیب و ریزساختار پوشش، به منظور ایجاد لایه چسبنده و پیوسته  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  که پوشش را از اکسیداسیون سریع محافظت می‌کند، انجام شده است.

برای تضمین دوام و عمر بالای پوشش بایستی مقدار و اکتیویته آلومینیوم و غلظت کروم تا حد امکان بالا باشد. از

<sup>4</sup> Arc Ion Plating (AIP)

<sup>5</sup> Macroparticles

<sup>1</sup> Hot corrosion

<sup>2</sup> Physical Vapor Deposition (PVD)

<sup>3</sup> Arc-Physical Vapor Deposition (Arc-PVD)

نمونه‌ها به شکل ورق در ابعاد  $30 \times 30 \times 3$  mm و با ضخامت ۲ mm از جنس سوپرآلیاژ ۲۰۰ Mar-M تهیه شد. نمونه‌ها پس از برش با روش وایرکات از شماره ۶۰ تا ۵۰۰۰ سنباده زدنی شدند. سپس نمونه‌ها با پودر  $0.3 \mu\text{m}$ , alpha-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> پولیش-کاری شدند.

در ادامه نمونه‌ها توسط فرایند میکروبلاست تر تا زبری میانگین  $0.2 \mu\text{m}$  آماده‌سازی شدند. به منظور چربی‌زدایی، نمونه‌ها در حمام فرا صوت با محلول‌های اتانول و استون تمیزکاری شدند. برای انجام پوشش‌دهی به روش Arc-PVD ماده اولیه تارگت به قطر ۸ سانتی‌متر از جنس پودر ۲-۳۶۵ Amdry و با ترکیب NiCoCrAlY به روش SPS<sup>۱</sup> ساخته شد. ترکیب شیمیایی این پودر توسط روش کوانتومتری تعیین و نتایج در جدول ۲ آورده شده است.

جدول ۲. نتایج آزمون کوانتومتری از پودر اولیه و تارگت

درصد وزنی (wt%)	Ni	Co	Cr	Al	Y
پودر ۲-۳۶۵ Amdry	۴۸	۲۳.۵	۱۷	۱۱.۲	۰.۳
تارگت ساخته شده	۴۸	۲۲.۷	۱۶.۷	۱۲	۰.۶

برای انجام فرایند پوشش‌دهی از دستگاه AIP مدل DS&CA۶۰۱ مستقر در شرکت دانش‌بنیان فناوری‌سخت آرا استفاده شد. فرایند پوشش‌دهی مطابق متغیرهای زیر در دو مرحله صورت گرفت. در مرحله اول به منظور تمیزکاری و حذف هرگونه آلودگی احتمالی از روی سطح قطعات، بمباران یونی<sup>۲</sup> شامل تخلیه نورانی و اچ فلزی، و در مرحله دوم فرآیند اعمال پوشش روی سطح قطعات انجام شد. با شروع مرحله پوشش‌دهی خلاء محفظه به  $10^{-5} \times 4$  torr رسید. پوشش‌دهی در ولتاژهای بایاس ۱۸۰- و ۲۴۰- ولت، دمای حدود ۲۳۰

ضخامت پوشش را افزایش می‌دهد، ولی همزمان احتمال حضور ماکروذرات بر پوشش را زیاد می‌کند. همچنین تغییر اندازه تارگت روی چگالی پلاσμα و کیفیت پوشش تاثیرگذار است [۱۰]. علاوه بر این با تغییر مقدار ولتاژ بایاس زیرلایه می‌توان ترکیب شیمیایی پوشش و فازهای موجود در پوشش را کنترل نمود. بنابراین هدف از پژوهش حاضر، اعمال پوشش NiCoCrAlY بر سوپرآلیاژ پایه نیکل ۲۰۰ Mar-M به روش رسوب فیزیکی بخار با تبخیر قوس کاتدی و نیز بررسی تاثیر شدت جریان قوس، اندازه تارگت فلزی (مواد اولیه) و ولتاژ بایاس بر میزان عیوب، ضخامت، مورفولوژی و ترکیب شیمیایی پوشش است.

#### مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از سوپرآلیاژ ۲۰۰ Mar-M یا PWA۱۴۲۲ استفاده شد و ترکیب شیمیایی این آلیاژ طبق استاندارد ASTM ۵۴۰۷ در جدول ۱ آورده شده است.

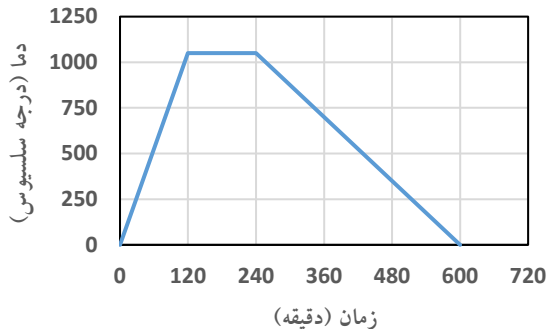
جدول ۱. ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ ۲۰۰ Mar-M بر حسب درصد وزنی

درصد وزنی عناصر (wt%)				
Ni	Co	Cr	W	Al
فلز پایه	۹-۱۱	۸-۱۰	۱۱.۵-۱۳.۵	۴.۷۵-۵.۲۵
Si	Ti	Fe	C	Nb
۰.۲ حداکثر	۱.۷۵-۲.۲۵	۱.۵ حداکثر	۰.۱۲-۰.۱۷	۰.۷۵-۱.۲۵
Mn	S	Cu	B	Zr
۰.۲ حداکثر	۰.۰۱۵ حداکثر	۰.۱ حداکثر	۰.۰۱-۰.۰۲	۰.۰۳-۰.۰۸

<sup>۲</sup> Ion Bombardment

<sup>۱</sup> Spark Plasma Sintering (SPS)

اندازه‌ها گزارش شد. روش اول برای محاسبه افزایش وزن نمونه‌ها پس از پوشش‌دهی توسط ترازوی دیجیتال با دقت یک‌دهم میلی‌گرم انجام شد و روش دوم ضخامت پوشش‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی اندازه‌گیری شد.



شکل ۱. چرخه عملیات حرارتی آنیل در کوره خلاء.

در ادامه به منظور بررسی ریزساختار و مورفولوژی پوشش با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل ۶۰۰ Siemens و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FESEM<sup>1</sup>) مدل Mira ۳/TSCAN-LMU Company، تصاویری از سطح و سطح مقطع پوشش‌ها تهیه شد. همچنین به منظور بررسی نحوه توزیع عناصر اصلی موجود در پوشش، با استفاده از دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف‌سنج EDS از سطح نمونه‌ها آنالیز نقطه‌ای صورت گرفت. برای شناسایی فازهای موجود در پوشش‌ها، آزمون پراش پرتو ایکس با استفاده از دستگاه Enel مدل ۶۰۰۰ Equinox با تابش  $\text{Cu } \alpha$  ( $\lambda=1/5418 \text{ \AA}$ ) در محدوده زاویه ( $2\theta$ ) از ۱۵ تا ۹۰ درجه انجام شد. برای تحلیل نتایج آزمون XRD از نرم‌افزار X'Pert نسخه ۳/۲ استفاده شد. همچنین اندازه بلورک در همه نمونه‌ها توسط نرم افزار Upex اندازه‌گیری و گزارش شد.

درجه سلسیوس و به مدت ۲ ساعت انجام شد. پس از پایان فرایند، ۴۵ دقیقه فرصت داده شد تا دمای محفظه تا زیر ۸۰ درجه سلسیوس کاهش یابد.

با توجه به نقش شدت جریان قوس روی مشخصات پوشش از جمله مورفولوژی و ریزساختار، تعداد و اندازه ماکروذرات و همچنین نرخ پوشش‌دهی، در این پژوهش مقدار شدت جریان قوس ۸۰ و ۱۱۰ آمپر در نظر گرفته شد. برای سهولت تحلیل نتایج، در جدول ۳ متغیرهای فرآیند پوشش‌دهی و نحوه نام‌گذاری نمونه‌ها در این پژوهش آورده شده است.

جدول ۳. متغیرهای فرآیند پوشش‌دهی در پژوهش حاضر

پارامتر	شدت جریان قوس (A)	ولتاژ بایاس زیرلایه (V)	ولتاژ قوس کاتدی (V)	پهنای کار (%)	دمای فرایند (°C)	زمان فرایند (min)
تخلیه نورانی	--	-۸۰۰	--	۳۰	۲۰۰	۱۵
اچ فلزی	۱۱۰	-۹۰۰	۳۰	۵۰	۲۲۰	۱۵
A۸۰B۱۸۰	۸۰	-۱۸۰	۳۰	۳۵	۲۳۰	۱۲۰
A۸۰B۲۴۰	۸۰	-۲۴۰	۳۰	۳۵	۲۳۰	۱۲۰
A۱۱۰B۱۸۰	۱۱۰	-۱۸۰	۳۰	۳۵	۲۳۰	۱۲۰
A۱۱۰B۲۴۰	۱۱۰	-۲۴۰	۳۰	۳۵	۲۳۰	۱۲۰

همچنین برای دستیابی به فازهای مدنظر، کاهش عیوب و افزایش استحکام چسبندگی پوشش به زیرلایه، نمونه‌ها در دمای ۱۰۵۰ درجه سلسیوس و به مدت ۲ ساعت در کوره خلاء عملیات حرارتی آنیل شدند. در شکل ۱ چرخه عملیات حرارتی مورد استفاده آورده شده است. برای تعیین دقیق ضخامت پوشش دو روش مد نظر قرار گرفت و میانگین

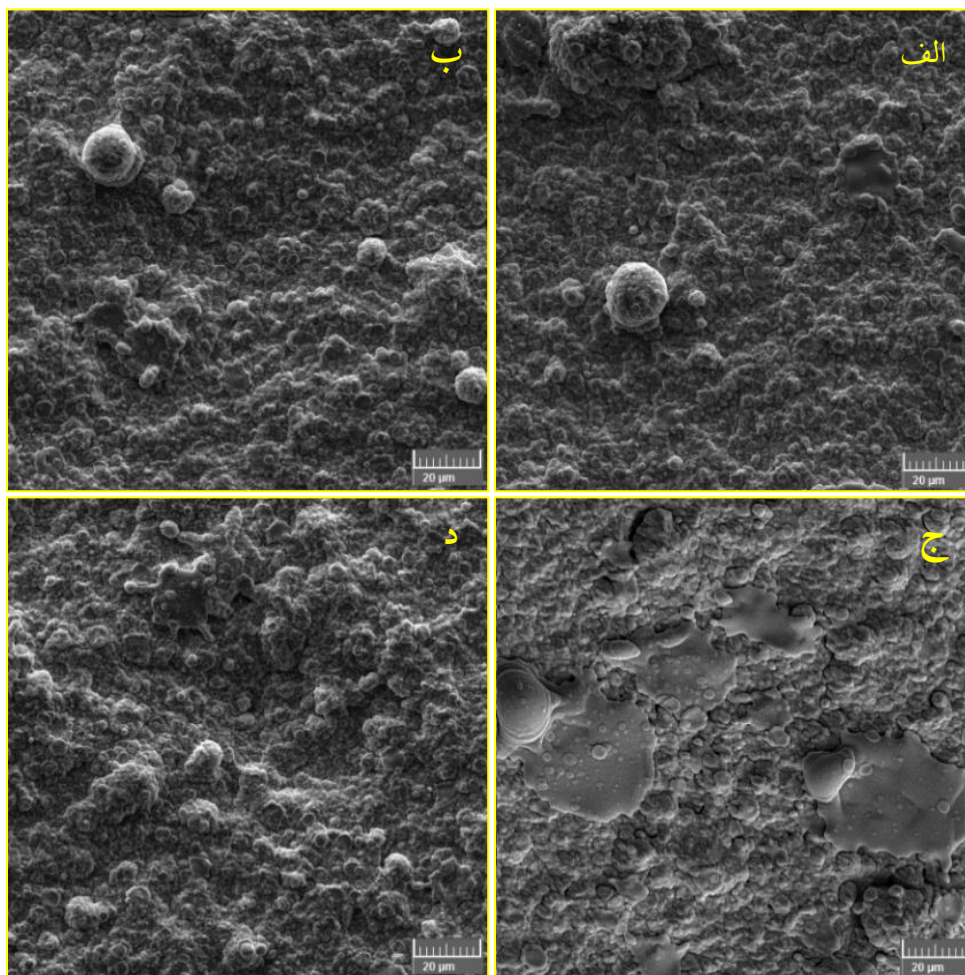
<sup>1</sup> Field Emission Scanning Electron Microscopy (FESEM)

## نتایج و بحث

### ۱. مورفولوژی پوشش و ماکروذرات

شکل ۲ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در حالت الکترون ثانویه از سطح نمونه‌های پوشش‌دار را نشان می‌دهد که در آن مورفولوژی سطح و همچنین عیوبی مانند ماکروذرات قابل مشاهده است. یکی از ویژگی‌ها و عیوب ناخواسته در فرایند Arc-PVD تشکیل ماکروذرات در پوشش است که می‌تواند موجب افت خواص مکانیکی و رفتار خوردگی این پوشش‌ها در شرایط عملکردی شود. اگر چه در تحقیق‌های

مختلف ثابت شده که اثر حضور ماکروذرات بر رفتار خوردگی پوشش ممکن است، متفاوت باشد [۱۱-۱۲]. در تشکیل ماکروذرات، دو عامل شدت جریان قوس (A) و ولتاژ بایاس زیرلایه (V) به‌طور مستقیم تاثیرگذار هستند. با افزایش شدت جریان قوس، دمای سطح تارگت به‌صورت موضعی افزایش می‌یابد [۱۳]. این پدیده، احتمال کنده شدن ذرات درشت به-صورت ذوب شده از روی سطح تارگت را افزایش می‌دهد. این ذرات ذوب شده عموماً کروی شکل بوده و اندازه آنها به ۵۰ میکرومتر هم می‌رسد (شکل ۳). لذا با افزایش شدت جریان، اندازه و تعداد ماکروذرات افزایش می‌یابد [۱۴-۱۵].



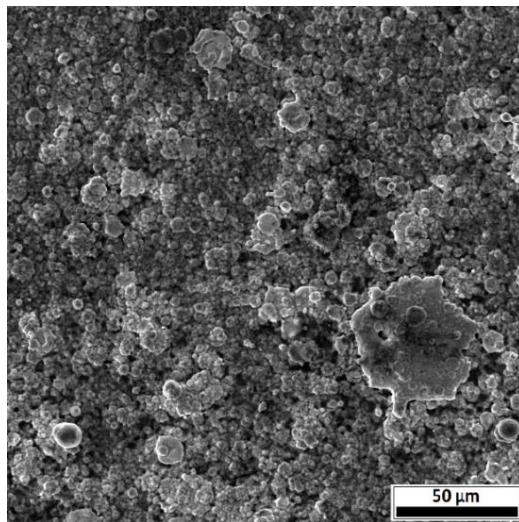
شکل ۲. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در حالت الکترون ثانویه از سطح پوشش‌های الف) A۸۰B۱۸۰، ب) A۸۰B۲۴۰، ج) A۱۱۰B۱۸۰ و د)

A۱۱۰B۲۴۰

اتم‌های خنثی مربوط شود که از سطح تارگت به سمت زیرلایه در حال انتقال هستند. برخورد این ذرات باردار با ماکروذرات باعث القای بار الکتریکی در ماکروذرات می‌شود. باید توجه داشت در این موضوع نقش الکترون‌ها نسبت به یون‌ها بیشتر است، چون سهم جرمی الکترون‌ها در پلازما به مراتب بیشتر از یون‌هاست. لذا هاله‌ای از بار منفی در اطراف ماکروذرات ایجاد می‌شود. در طرف مقابل در ولتاژ بایاس‌های بالا حلقه پلازما روی سطح قطعه ایجاد می‌شود [۱۸].

بنابراین هنگامی که ماکروذرات با بار منفی نزدیک به سطح پوشش می‌شوند، یک نیروی دافعه در سطح پوشش ایجاد شده که مانع نشست آنها می‌شود. در ولتاژ بایاس‌های منفی تر این نیروی دافعه بیشتر بوده و لذا موجب می‌شود تعداد ماکروذرات در پوشش کاهش یابد [۱۴-۱۶]. در تصاویر ارائه شده در شکل ۲ به خوبی می‌توان این موضوع را ملاحظه نمود.

همانطور که در شکل ۲ نیز ملاحظه می‌شود در حالتی که شدت جریان ۱۱۰ آمپر تنظیم شده است، اندازه و تعداد ماکروذرات در هر دو ولتاژ بایاس ۱۸۰- و ۲۴۰- ولت بیشتر است. از سوی دیگر تحقیقات نشان می‌دهد که ولتاژ بایاس‌های نسبتاً پایین، حضور ماکروذرات را تشدید می‌کند [۱۶]. با افزایش مقدار منفی ولتاژ بایاس زیرلایه اندازه و چگالی ماکروذرات کاهش می‌یابد. در توضیح این موضوع دو علت قابل ذکر است، اول تاثیر بمباران یونی و دیگری نیروی دافعه الکتریکی می‌باشد [۱۷]. پیش‌تر بیان شد که در ولتاژ بایاس‌های بالا یون‌های پرانرژی سطح پوشش را در معرض بمباران شدید قرار می‌دهند. به دلیل پیوند ضعیف ماکروذرات با پوشش، این بمباران شدید باعث می‌شود آنها از روی سطح جدا شوند و در نتیجه تعداد آنها کاهش می‌یابد. دلیل دیگر می‌تواند به تاثیرات بین ماکروذرات با الکترون‌ها و یون‌ها (ذرات باردار) و همچنین



شکل ۳. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در حالت الکترون ثانویه و حضور ماکروذرات در سطح پوشش NiCoCrAlY.

پژوهش برای اعمال پوشش‌ها از دو تارگت (مواد اولیه) متفاوت با قطرهای تقریبی ۵۰ و ۸۰ میلی‌متر استفاده شد. برای این منظور، شدت جریان در ۸۰ آمپر و ولتاژ بایاس زیرلایه در ۱۸۰- ولت ثابت در نظر گرفته شد (نمونه A۸۰B۱۸۰). به

## ۲. اندازه سطح تارگت فلزی (مواد اولیه)

یکی دیگر از پارامترهای تاثیرگذار در کیفیت نهایی پوشش، اندازه سطح تارگت فلزی مورد استفاده می‌باشد. در این



از سوی دیگر افزایش سطح تارگت در یک شدت جریان ثابت موجب افزایش چگالی پلاسمای داخل محفظه دستگاه شده که خود موجب بهبود کیفیت پوشش برای کاربردهای صنعتی می-شود [۱۹].

### ۳. بررسی ریزساختار و نرخ پوشش دهی

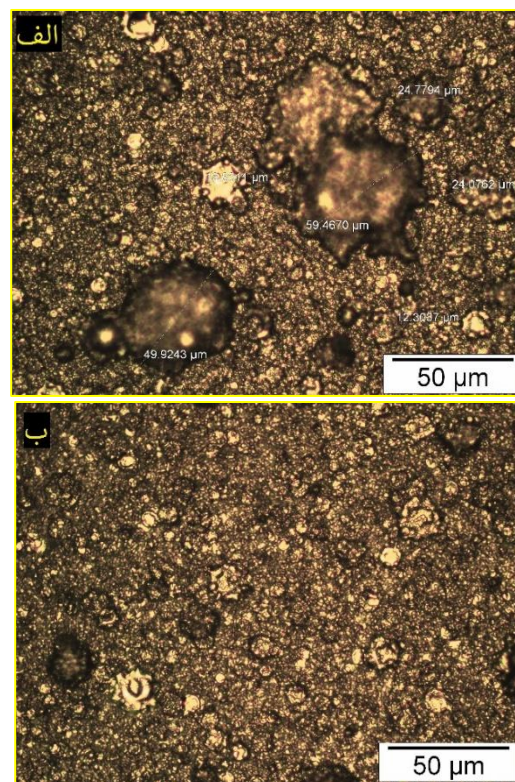
شکل ۵ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در حالت الکترون برگشتی<sup>۱</sup> سطح مقطع نمونه‌های پوشش دار در ولتاژ بایاس ۲۴۰- ولت نشان می‌دهد. همانطور که در تصاویر SEM دیده می‌شود، وجود عیوبی شبیه حفره و تخلخل در سراسر پوشش اجتناب ناپذیر است (مناطق مشخص شده با فلش).

یکی از دلایل مهم ایجاد این تخلخل‌ها کنده شدن ماکروذرات از روی سطح در حین فرایند پوشش دهی است که پیوند ضعیف دارند و می‌توانند خواص مکانیکی پوشش را در شرایط سرویس تحت تاثیر قرار دهند [۲۰]. علاوه بر این در شدت جریان قوس ۱۱۰ آمپر تعداد این حفره‌ها بیشتر از زمانی است که شدت جریان ۸۰ آمپر انتخاب شده است. این موضوع به علت افزایش انرژی نقطه ای قوس، تولید ماکروذرات بیشتر و کنده شدن این ذرات در اثر پیوند ضعیف با زمینه می‌باشد [۱۵]. همچنین دیده می‌شود که با افزایش شدت جریان قوس ضخامت پوشش افزایش می‌یابد، زیرا با افزایش شدت جریان قوس نرخ کنده شدن ذرات از روی سطح تارگت بیشتر می‌شود و به تبع آن چگالی پلاسمای در محفظه افزایش می‌یابد، لذا ضخامت پوشش بیشتر می‌شود (شکل ۵ را ملاحظه نمایید).

از سوی دیگر با افزایش ولتاژ بایاس، تعداد این حفرات کاهش می‌یابد، این موضوع به دلیل بمباران قوی یونی زیرلایه در ولتاژ بایاس‌های بالاست که باعث می‌شود ساختار پوشش متراکم و تخلخل پوشش تا حدی کاهش یابد [۲۱-۲۳]. همچنین در

منظور مقایسه ویژگی‌های ریزساختاری دو نمونه، تصاویری از سطح پوشش‌ها تهیه و در شکل ۴ نمایش داده شده است.

همانطور که در تصاویر میکروسکوپی نوری نیز مشاهده می-شود، پوشش دهی با تارگت ۵۰ میلی‌متری منجر به تشکیل ماکروذرات با اندازه بزرگتر شده است. در حالی که در پوشش ایجاد شده با تارگت ۸۰ میلی‌متری اندازه این عیوب کاهش یافت. در توضیح این موضوع باید بیان داشت که در یک شدت جریان قوس ثابت زمانی که سطح تارگت پوشش دهی بزرگتر استفاده می‌شود، موجب کاهش چگالی جریان روی سطح شده و نتیجه دمای موضعی سطح تارگت کاهش می‌یابد. لذا این عامل سبب کاهش اندازه و تعداد ماکروذرات در پوشش شد.

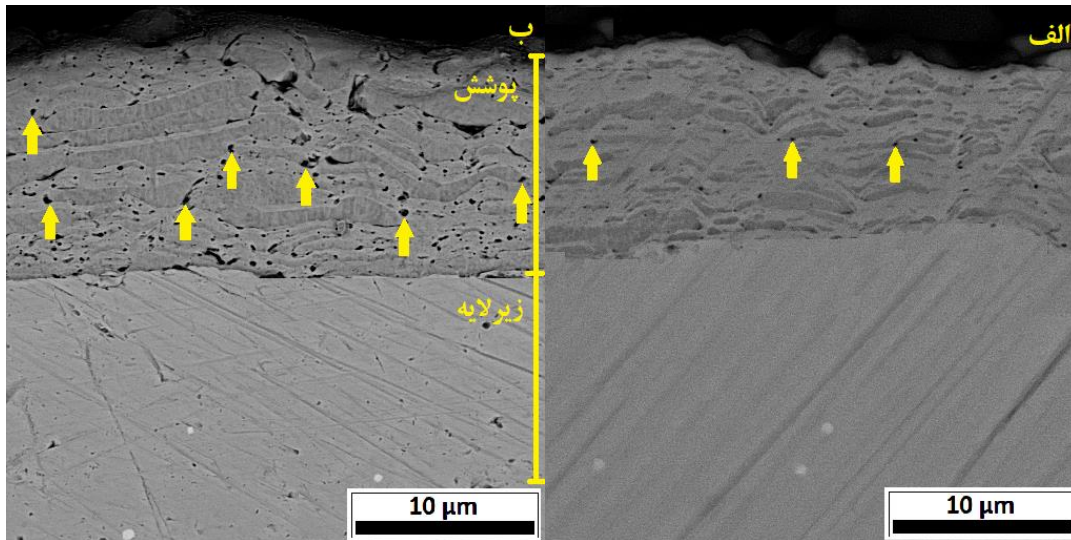


شکل ۴. تصاویر میکروسکوپی نوری از اندازه ماکروذرات در نمونه A۸۰B۱۸۰ در دو حالت مختلف، الف) استفاده از تارگت ۵۰ میلی‌متری و ب) استفاده از تارگت ۸۰ میلی‌متری.

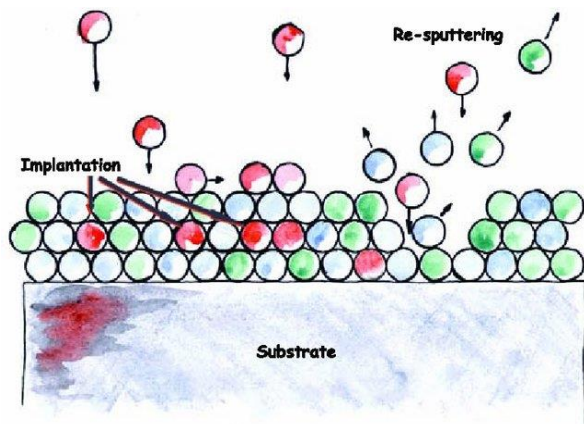
<sup>۱</sup> Back Scattered Electron (BSE)

به سطح قطعه برسانند و لذا پدیده کندوپاش ثانویه<sup>۱</sup> منجر به کاهش ضخامت پوشش می‌شود.

ولتاژ بایاس‌های بالاتر برخی از ذرات تبخیری پراکنش پس از برخورد به سطح قطعه از روی سطح باز می‌گردند. این ذرات مانعی برای رسیدن سایر ذراتی هستند که می‌خواهند خود را



شکل ۵. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در حالت الکترون برگشتی از سطح مقطع نمونه‌های الف) A۸۰B۲۴۰ و ب) A۱۱۰B۲۴۰.

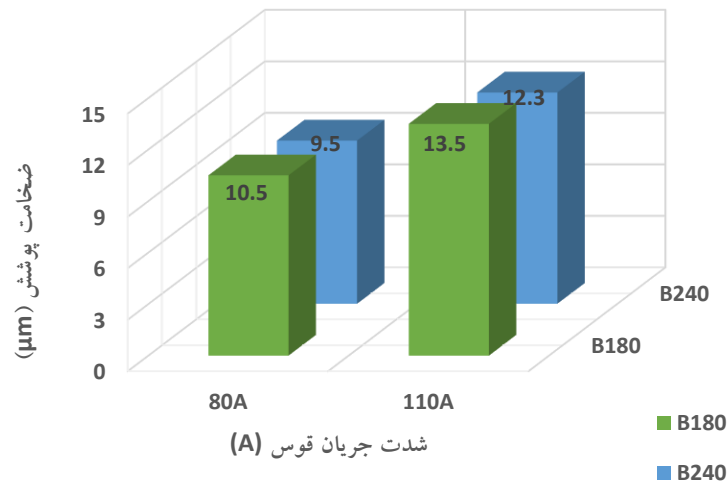


شکل ۶. طرحواره پدیده کندوپاش ثانویه در ولتاژهای بایاس بالا در فرایند پوشش‌دهی به روش تبخیر قوس کاتدی [۲۷].

در واقع با افزایش ولتاژ بایاس زیرلایه احتمال وقوع پدیده کندوپاش ثانویه افزایش می‌یابد [۲۴-۲۵]. طرحواره این پدیده در شکل ۶ نمایش داده شده است. البته تحقیقات نشان می‌دهد تغییرات ضخامت پوشش با ولتاژ بایاس زیرلایه کاملاً خطی نیست. لذا تاثیر ولتاژ بایاس زیرلایه روی پراکنش اتم‌های تبخیری و ضخامت پوشش پیچیده به نظر می‌رسد [۸، ۲۶]. به منظور مقایسه، ضخامت پوشش در نمونه‌های مختلف پژوهش حاضر، به صورت نمودار میله‌ای در شکل ۷ ارائه شده است.

<sup>۱</sup> Re-sputtering





شکل ۷. نمودار میله‌ای ضخامت نمونه‌های پوشش پس از ۲ ساعت پوشش‌دهی.

در جدول ۴ نتیجه آزمون EDS مربوط به این نواحی نیز آورده شده است.

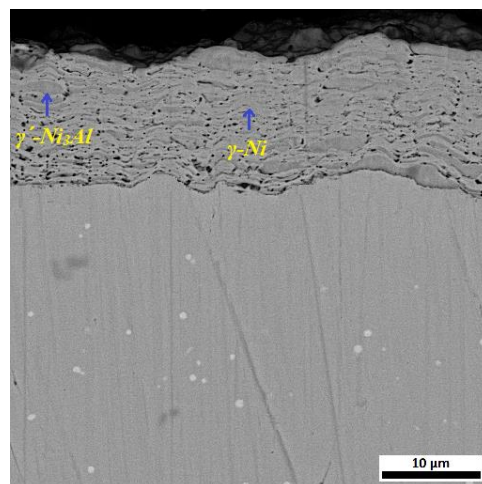
جدول ۴. آنالیز شیمیایی مربوط به مناطق تیره و روشن در نمونه A110B240

فاز	Y	Al	Cr	Co	Ni	عنصر/درصد وزنی (wt%)
$\gamma$ -Ni	۰.۵	۵	۱۵.۷	۲۲.۸	۵۶	نواحی روشن
$\gamma'$ -Ni <sub>3</sub> Al	۰.۶	۱۶	۱۲.۴	۱۸	۵۳	نواحی تیره

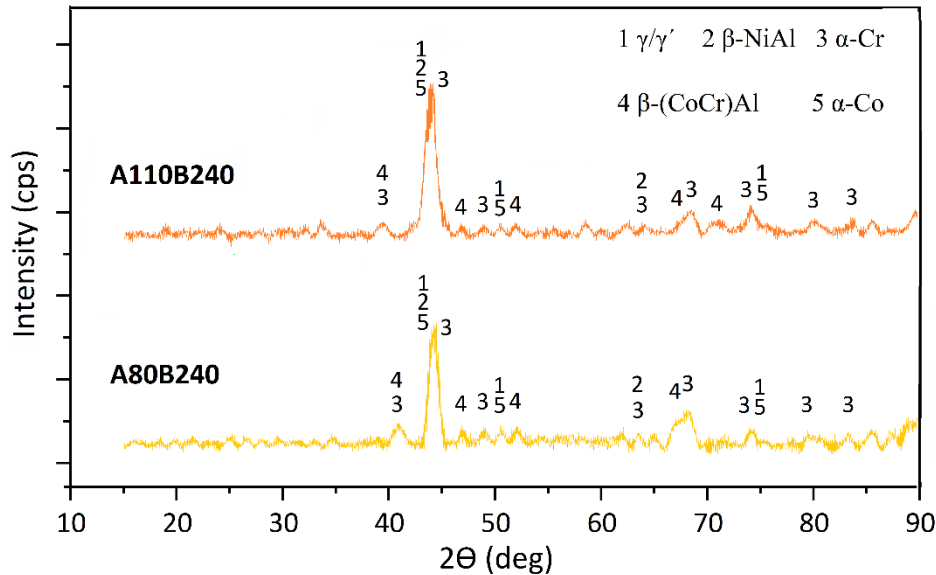
برای شناسایی فازهای موجود در نمونه‌های پوشش و همچنین بررسی اثر شدت جریان قوس، آزمون پراش پرتو ایکس از سطح نمونه‌های A110B240 و A80B240 انجام شد و نتایج آن در شکل ۹ آورده شده است. همانطور که در نمودارهای پراش ملاحظه می‌شود، پوشش‌ها عمدتاً شامل فازهای  $\gamma$ -Ni (96-901-3031)،  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al (96-900-8803)،  $\alpha$ -Cr (00-006-0694)،  $\alpha$ -Co (96-901-2946) و  $\beta$ -(CoCr)Al (96-200-6646, 96-110-0049) هستند.

#### ۴. بررسی تغییرات ترکیب شیمیایی و مطالعه فازی

به منظور بررسی ترکیب شیمیایی مناطق تیره و روشن در پوشش نمونه A110B240، از آزمون EDS استفاده شد. همانطور که در شکل ۸ مشاهده می‌شود، مناطق روشن محلول جامد ( $\gamma$ -Ni) هستند، در حالی که مناطق تیره غنی از عنصر Al می‌باشند ( $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al).



شکل ۸. تصویر میکروسکوپی الکترونی در حالت الکترون برگشتی از سطح مقطع نمونه A110B240 و شناسایی فازهای  $\gamma$  و  $\gamma'$ .



شکل ۹. الگوی پراش پرتو ایکس از سطح نمونه‌های پوشش‌دار در ولتاژ بایاس ۲۴۰ ولت و شدت جریان‌های قوس مختلف ۸۰ و ۱۱۰ آمپر.

#### ۵. محاسبه اندازه بلورک

یکی دیگر از پارامترهایی که تحت تاثیر مقدار شدت جریان قوس و ولتاژ بایاس زیرلایه است، اندازه بلورک در پوشش می‌باشد. مطالعات نشان می‌دهد افزایش شدت جریان قوس و کاهش ولتاژ بایاس زیرلایه هر دو می‌تواند موجب کاهش اندازه بلورک شود [۱۴]. برای بررسی این موضوع از روش ویلیامسون-هال  $(W-h)^2$  اندازه بلورک‌های پوشش در نمونه-ها اندازه‌گیری و نتایج آن در جدول ۵ آورده شده است.

جدول ۵. اندازه بلورک در نمونه‌های پوشش‌دار به دو روش شرر و

ویلیامسون-هال

نمونه	$\Theta$ (deg)	$\beta$ (rad)	D (nm) Sch	D (nm) W-h
A۸۰B۱۸۰	۲۱.۸۲	۰.۰۱۵	۹	۲۰.۵
A۱۱۰B۱۸۰	۲۱.۸۵	۰.۰۱۸	۷.۸	۱۸
A۸۰B۲۴۰	۲۲.۰۳	۰.۰۱۲	۱۲	۲۴.۲
A۱۱۰B۲۴۰	۲۱.۹۷	۰.۰۱۴	۱۰.۷	۲۱.۷

در مطالعات دیگران [۶، ۲۸-۲۹] نیز حضور فازهای  $\gamma/\gamma'$  و  $\beta$  در این پوشش‌ها تایید شده است. همچنین شن<sup>۱</sup> و همکارانش [۳۰] حضور فاز  $\alpha$ -Cr را در این پوشش‌ها تایید کرده‌اند. با افزایش میزان جریان قوس کاتد به شدت پیک‌های  $\gamma$ -Ni،  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al و  $\alpha$ -Co افزوده و در عوض از شدت پیک فازهای  $\beta$ -(CoCr)Al و  $\alpha$ -Cr افزایش می‌یابد. دلیل این موضوع افزایش انرژی قوس پلاسما و حضور یون‌های پرانرژی در هاله پلاسما است [۱۴]. این موضوع می‌تواند دلیلی باشد که باعث می‌شود در شدت جریان‌های بالاتر احتمال حضور عناصری مانند نیکل بیشتر بوده و برعکس با توجه به سبک‌تر بودن اتم‌های آلومینیوم نسبت به سایر عناصر، پراکنش اتفاقی برای اتم‌های آلومینیوم رخ دهد.

<sup>2</sup> Williamson-hall (W-h) method

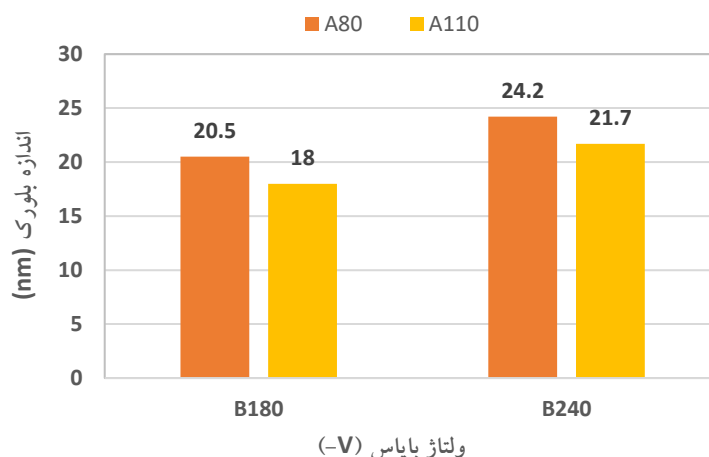
<sup>1</sup> Shen

رابطه ویلیامسون-هال:

$$\beta \cos(\theta) = \frac{K\lambda}{D} + 4\varepsilon \sin(\theta)$$

در رابطه،  $D$  اندازه بلورک،  $K$  فاکتور شکل و مقدار آن ۰.۹ است.  $\lambda$  طول موج پرتو ایکس با مقدار  $0.15418 \text{ nm}$  و پارامتر  $\beta$  پهنای پیک در نیمه ارتفاع بلندترین پیک الگوی پراش (FWHM)<sup>۱</sup> بر حسب رادیان است. با نرم افزار Upex

مقدار  $\beta$  اندازه‌گیری و با در اختیار بودن زاویه پراش، اندازه بلورک محاسبه شد. اگرچه روش شرر<sup>۲</sup> نیز برای اندازه بلورک استفاده می‌شود، ولی به دلیل اینکه در این روش عواملی مانند کرنش‌های شبکه را در محاسبه اندازه بلورک لحاظ نمی‌کند، چندان دقیق نیست و بنابراین در این مطالعه اندازه بلورک توسط هر دو روش اندازه‌گیری و مقایسه شدند (جدول ۵).



شکل ۱۰. اندازه بلورک در نمونه‌های پوشش‌دار در شدت جریان‌های ۸۰ و ۱۱۰ آمپر و در ولتاژ بایاس‌های ۱۸۰- و ۲۴۰- ولت.

عیوبی مانند ماکروذرات و تخلخل بیشتر است. این عیوب می‌توانند به‌عنوان مراکز ترجیحی جوانه‌زنی عمل کنند و لذا موجب کاهش اندازه بلورک شوند [۱۹]. از سوی دیگر در ولتاژ بایاس‌های بیشتر، بمباران شدید یون‌ها در سطح قطعه رخ می‌دهد که عاملی برای افزایش تحرک اتم‌ها و مهاجرت آنها به سمت مرزهای دانه است [۳۰-۳۲]. هر دو سازوکار موجب می‌شوند اندازه بلورک در ولتاژ بایاس ۱۸۰- ولت کمتر بوده و با افزایش مقدار منفی ولتاژ بایاس تا ۲۴۰- ولت اندازه بلورک افزایش یابد [۸] (شکل ۱۰).

همانطور که در نمودار شکل ۱۰ ملاحظه می‌شود، افزایش شدت جریان قوس در هر دو ولتاژ بایاس ۱۸۰- و ۲۴۰- ولت موجب کاهش اندازه بلورک می‌شود. این موضوع به دلیل افزایش انرژی پلاسما و مقدار بمباران یونی در سطح می‌باشد که باعث کاهش اندازه بلورک می‌شود [۱۴]. در شکل ۹ نیز ملاحظه می‌شود افزایش شدت جریان قوس موجب افزایش نسبی پهنای پیک در نیمه ارتفاع بلندترین پیک شده که خود بیانگر کاهش اندازه بلورک است. اما اثر ولتاژ بایاس زیرلایه بر اندازه بلورک قابل بحث است. در بخش‌های قبل اشاره شد که در ولتاژ بایاس‌های کم، چگالی

<sup>2</sup> Scherrer method

<sup>1</sup> Full width at half maximum (FWHM)

در عوض شدت پیک‌های  $\alpha$ -Cr و  $\beta$ -(CoCr)Al کاهش یافت.

۴. افزایش شدت جریان قوس از ۸۰ به ۱۱۰ آمپر موجب کاهش اندازه بلورک می‌شود، این موضوع به دلیل افزایش انرژی پلاسما و مقدار بمباران یونی در سطح است. در حالی که در یک شدت جریان ثابت، افزایش ولتاژ بایاس از ۱۸۰- به ۲۴۰- ولت باعث افزایش اندازه بلورک می‌شود.

۵. در بین نمونه‌های پوشش‌دار نمونه A110B240 چگالی عیوب نسبتاً پایین و ضخامت پوشش نسبتاً بالاتر دارد. لذا برای کاربردهای صنعتی در دمای بالا از جمله پره‌های ناحیه داغ توربین‌های گازی می‌تواند خواص مناسب‌تری را ایجاد نماید.

#### منابع:

- [1] J. D. Mattingly and K. M. Boyer, "Elements of Propulsion: Gas Turbines and Rockets", Second Edition. 2016.
- [2] B. M. M. Hetmańczyk, L. Swadźba, "Advanced materials and protective coatings in aero-engines application," J. Achiev. Mater. Manuf. Eng., vol. 24, no. 1, pp. 372–381, 2007.
- [3] D. Driver, D. W. Hall, and G. W. Meetham, "The Development of Gas Turbine Materials", 1981.
- [4] O. Knotek, E. Lugscheider, F. Löffler, W. Beele, and C. Barimani, "Arc evaporation of multicomponent MCrAlY cathodes," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 74–75, pp. 118–122, 1995.
- [5] H. Q. Li, Q. M. Wang, S. M. Jiang, J. Gong, and C. Sun, "Ion-plated Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> films as diffusion barriers between NiCrAlY coating and orthorhombic-Ti<sub>2</sub>AlNb alloy," *Corros. Sci.*, vol. 52, no. 5, pp. 1668–1674, 2010.
- [6] M. H. Guo, Q. M. Wang, J. Gong, C. Sun, R. F. Huang, and L. S. Wen, "Oxidation and hot corrosion behavior of gradient NiCoCrAlYSiB coatings deposited by a combination of arc ion plating and magnetron sputtering techniques," *Corros. Sci.*, vol. 48, no. 9, pp. 2750–2764, 2006.

در پایان لازم به ذکر است که اهمیت کاربرد پوشش‌های NiCoCrAlY به دلیل خواص دمایی بالای آنها می‌باشد که این خواص تحت تاثیر عواملی مانند ریزساختار، مورفولوژی پوشش، زبری سطح، چگالی عیوب، چسبندگی و ترکیب شیمیایی پوشش است. در تحقیق پیشین [۸] که توسط تیم پژوهشی حاضر انجام شد، تاثیر برخی از این عوامل بر رفتار «خوردگی داغ» پوشش در شرایط کاربردی مطابق استاندارد، مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد هرچه چگالی عیوب ماکروذرات و تخلخل در پوشش پایین‌تر باشد و در عین حال ضخامت پوشش بالاتر و زبری سطح کمتر باشد، مقاومت به خوردگی داغ نمونه‌ها بهبود می‌یابد [۸]. اما در پژوهش حاضر سعی شد، بررسی شود که چه عواملی (از جمله شدت جریان قوس کاتد، ولتاژ بایاس زیرلایه و اندازه سطح تارگت) بر میزان عیوب تاثیرگذار است تا بتوان از نتایج آن در کاربردهای صنعتی دما بالا مانند پره‌های ناحیه داغ توربین گازی بهره جست.

#### نتیجه گیری

۱. با افزایش شدت جریان قوس، تعداد و اندازه ماکروذرات و نیز میزان تخلخل در پوشش افزایش می‌یابد و بالعکس با افزایش میزان ولتاژ بایاس زیرلایه، اندازه و تعداد آن کاهش می‌یابند.
۲. با افزایش شدت جریان قوس به علت بالاتر بودن انرژی نقطه‌ای قوس و چگالی پلاسما، ضخامت پوشش و نرخ پوشش‌دهی افزایش می‌یابد. اما بالعکس افزایش ولتاژ بایاس موجب کاهش نرخ پوشش‌دهی می‌شود.
۳. پوشش‌های NiCoCrAlY شامل فازهای  $\gamma$ -Ni،  $\alpha$ -Co،  $\beta$ -(CoCr)Al و  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al هستند. افزایش شدت جریان قوس از ۸۰ به ۱۱۰ آمپر موجب افزایش شدت پیک‌های  $\gamma$ -Ni،  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al و  $\alpha$ -Co شد و

- chromium nitride coatings using vacuum arc plasma in increased negative substrate bias voltage,” *Vacuum*, vol. 117, pp. 27–34, 2015.
- [18] M. Huang, G. Lin, Y. Zhao, C. Sun, L. Wen, and C. Dong, “Macro-particle reduction mechanism in biased arc ion plating of TiN,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 176, no. 1, pp. 109–114, 2003.
- [19] Y. Lv, L. Ji, X. Liu, H. Li, H. Zhou, and J. Chen, “Influence of substrate bias voltage on structure and properties of the CrAlN films deposited by unbalanced magnetron sputtering,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 258, no. 8, pp. 3864–3870, 2012.
- [20] R. Severens, J. Bastiaanssen, and D. Schram, “High-quality a-Si:H grown at high rate using an expanding thermal plasma,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 97, no. 1, pp. 719–722, 1997.
- [21] M.L.C.Vent’e, D.G.E.Arbel’aez, J.M.Rocha, G.C.M.Rodr’iguez, A.E.G.Ovalle, J. G.Hern’andez, “Effect of Graded Bias Voltage on the Microstructure of arc-PVD CrN Films and its Response in Electrochemical & Mechanical Behavior,” *Mater. Sci. Eng.*, 2018.
- [22] P. J. Kelly and R. D. Arnell, “Magnetron sputtering: A review of recent developments and applications,” *Vacuum*, vol. 56, no. 3, pp. 159–172, 2000.
- [23] R. Zhang, Y. Liu, C. Wang, F. Cao, Q. Fan, and T. Wang, “Structure and Properties of Arc Ion Plating Deposited AlCrSiN Coatings Controlled by Pulsed Bias Voltage,” *Metals (Basel)*, vol. 13, no. 8, p. 1448, 2023.
- [24] F. Aliaj, N. Sylá, S. Avdiaj, and T. Dilo, “Effect of bias voltage on microstructure and mechanical properties of arc evaporated (Ti, Al)N hard coatings,” *Bull. Mater. Sci.*, vol. 36, no. 3, pp. 429–435, 2013.
- [25] H. Elmkhah, T. F. Zhang, A. Abdollahzadeh, K. H. Kim, and F. Mahboubi, “Surface characteristics for the TiAlN coatings deposited by high power impulse magnetron sputtering technique at the different bias voltages,” *J. Alloys Compd.*, vol. 688, pp. 820–827, 2016.
- [26] M. Zhang, G. Lin, G. Lu, C. Dong, and K. H. Kim, “High-temperature oxidation resistant (Cr, Al)N films synthesized using pulsed bias arc ion plating,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 254, no. 22, pp. [7] B. Wang, J. Gong, C. Sun, R. F. Huang, and L. S. Wen, “The behavior of MCrAlY coatings on Ni3Al-base superalloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 357, no. 1–2, pp. 39–44, 2003.
- [8] M. Kheyroodin, F. Mahboubi, and H. Elmkhah, “The Effect of Negative Bias Voltage on the Microstructure and Hot Corrosion Behavior of Heat-treated NiCoCrAlY Coatings Applied Via the Cathodic Arc Evaporation Physical Vapor Deposition Method,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 33, pp. 283–300, 2023.
- [9] J. Vetter, “MCrAlY coatings deposited by cathodic vacuum arc evaporation,” *J. Adv. Mater.*, vol. 31, no. 2, pp. 41–47, 1994.
- [10] R. L. Boxman and S. Goldsmith, “Macroparticle contamination in cathodic arc coatings: generation, transport and control,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 52, no. 1, pp. 39–50, 1992.
- [11] U. K. Wiiala, I. M. Penttinen, A. S. Korhonen, J. Aromaa, and E. Ristolainen, “Improved corrosion resistance of physical vapour deposition coated TiN and ZrN,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 41, no. 2, pp. 191–204, 1990.
- [12] S. G. Wang, X. De Bai, B. C. Wang, and Y. D. Fan, “The positive roles of metallic droplets in deposition of alloy films by cathodic arc plasma deposition,” *J. Mater. Res.*, vol. 11, no. 5, pp. 1137–1143, 1996.
- [13] C. X. Tian, C. W. Zou, Z. S. Wang, B. Yang, and D. J. F. Vasuliy, “Influence of Cathodic Arc Current on Structure, Mechanical and Tribological Properties of TiC / a-C : H Nanomultilayer Coatings,” vol. 16, no. 4, pp. 259–269, 2020.
- [14] R. Lan, C. Wang, Z. Ma, G. Lu, P. Wang, and J. Han, “Effects of arc current and bias voltage on properties of AlCrN coatings by arc ion plating with large target,” *Mater. Res. Express*, vol. 6, no. 11, 2019.
- [15] Y. Xiang and C. Zou, “Effect of Arc Currents on the Mechanical , High Temperature Oxidation and Corrosion Properties of CrSiN,” *Coatings*, vol. 12, p. 40, 2022.
- [16] X. S. Wan, S. S. Zhao, Y. Yang, J. Gong, and C. Sun, “Effects of nitrogen pressure and pulse bias voltage on the properties of Cr-N coatings deposited by arc ion plating,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 204, no. 11, pp. 1800–1810, 2010.
- [17] V. D. Ovcharenko *et al.*, “Deposition of



coatings: Microstructure and oxidation behavior,” *Corros. Sci.*, vol. 94, pp. 294–304, 2015.

[31] L. Guoqiang, B. Xiao, D. Chuang, and W. Lishi, “Substrate temperature calculation for pulsed bias arc ion plating,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 194, no. 2–3, pp. 325–329, 2005.

[32] P. Patsalas, C. Charitidis, and S. Logothetidis, “The effect of substrate temperature and biasing on the mechanical properties and structure of sputtered titanium nitride thin films,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 125, no. 1–3, pp. 335–340, 2000.

7149–7154, 2008.

[27] J. Margueritat, “Optical and vibrational properties of new Nano-Designed materials produced by pulsed laser deposition,” Université Paul Sabatier, 2008.

[28] A. Feizabadi, M. Salehi Doolabi, S. K. Sadrnezhad, and M. Rezaei, “Cyclic oxidation characteristics of HVOF thermal-sprayed NiCoCrAlY and CoNiCrAlY coatings at 1000 °C,” *J. Alloys Compd.*, vol. 746, pp. 509–519, 2018.

[29] X. Tan, X. Peng, and F. Wang, “The effect of grain refinement on the adhesion of an alumina scale on an aluminide coating,” *Corros. Sci.*, vol. 85, pp. 280–286, 2014.

[30] M. Shen, P. Zhao, Y. Gu, S. Zhu, and F. Wang, “High vacuum arc ion plating NiCrAlY