

تأثیر لایه پلاتین و روش آلومینایزینگ بر زبری سطح سوپرآلیاژ پوشش داده شده توسط پلاتین - آلومیناید

محمد مهدی برجسته^۱، کریم زنگنه مدار^{۱*}، سیدمهدی عباسی^۱ و کوروش شیروانی^۲

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

۲. سازمان پژوهش‌های علمی - صنعتی ایران، پژوهشکده مهندسی مواد و انرژی‌های نو

(دریافت مقاله: ۱۳۹۷/۶/۲۸ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۸/۲/۱۵)

چکیده- در این پژوهش، تغییرات زبری سطح سوپرآلیاژ Rene80 پوشش داده شده توسط پلاتین آلومیناید، تحت تأثیر مشخصه‌های ریزساختار و ترکیب شیمیایی پوشش بررسی شده است. بدین منظور لایه پلاتین با ضخامت‌های ۲، ۴، ۶ و ۸ میکرومتر به روش رسوب‌دهی الکتریکی ایجاد و سپس پوشش نفوذی آلومینیم به دو روش دما بالا- اکتیویته پایین و دما پایین- اکتیویته بالا روی سطح اعمال شد. در ادامه عملیات حرارتی پیرسازی روی آلیاژ پوشش‌دار انجام گرفت. نتایج بررسی‌های ساختاری توسط میکروسکوپ الکترونی و آنالیز پراش اشعه ایکس، نشان‌دهنده وجود ساختار سه لایه‌ای در تمامی ضخامت‌ها از پلاتین و در دو روش آلومینایزینگ بود. زبری سطح در سه مرحله و بعد از ۱- اعمال لایه پلاتین ۲- عملیات حرارتی این لایه و ۳- فرایند آلومینایزینگ و پیرسازی، اندازه‌گیری شد. نتایج بیانگر رابطه مستقیم افزایش زبری سطح با افزایش ضخامت پلاتین و ضخامت نهایی پوشش بوده است، به نحوی که کمترین زبری در ضخامت دو میکرومتر از پلاتین و در حالت اکتیویته پایین- دما بالا به میزان ۲/۶ میکرومتر و بیشترین زبری سطح در ضخامت ۸ میکرومتر از پلاتین و در حالت اکتیویته بالا- دما پایین و به میزان ۸/۸ میکرومتر مشاهده شد.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ Rene80، پلاتین - آلومیناید، ریزساختار پوشش، زبری سطح.

The Effect of Platinum Layer and Aluminizing Process on Surface Roughness of Coated Superalloy by Pt-Al

M. Barjesteh¹, K. Zangeneh Madar^{1*}, S. M. Abbasi¹ and K. Shirvani²

1. Metallic Materials Research Center, Malek Ashtar University of Technology (MUT), Tehran, Iran.

2. Department of Advanced Materials and New Energies, Iranian Research organization for Science and Technology (IROST), Tehran, Iran.

Abstract: In this study, the effect of platinum-aluminide coating parameters on surface roughness of nickel-based superalloy Rene[®]80 was evaluated. For this purpose, different thicknesses of Pt-layer (2, 4, 6 and 8 μm) were plated on the

* : مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: kzangeneh@mut.ac.ir

Samples. Then diffusion aluminide coating in two types, high temperature-low activity and low temperature-high activity was performed. The results of structural investigations by scanning electron microscope and X-Ray diffraction indicated a three-zone structure of coating in all thicknesses of platinum layer, as well as in the two methods of aluminizing. Surface roughness of coatings was measured in three steps: 1-after Pt plating, 2-after Pt diffusion, and 3-after aluminizing and final aging. The results showed that the thickness of Pt and the final thickness of the coating directly affected the surface roughness. The minimum surface roughness was created by high temperature low activity with 2μ of Pt-layer ($2.6\mu\text{m}$) and the maximum of surface roughness was obtained in low-temperature high activity with 8μ of the Pt-layer ($8.8\mu\text{m}$).

Keywords: Rene80, Platin-Aluminide, Coating Microstructure, Surface Roughness.

۱- مقدمه

کانون‌هایی برای تمرکز تنش عمل کرده و از آنجایی که خستگی حساسیت زیادی به افزایش تنش دارد، می‌توانند شروع ترک خستگی را تسریع بخشند. اسپین و همکاران [۴] در بررسی داکنلیته پوشش پلاتین-آلومیناید که نقش مؤثری در مقاومت به خستگی ایفا می‌کند به این نتیجه رسیده‌اند که زبری سطح یکی از عوامل مهم در ایجاد ترک‌های اولیه روی سطح پوشش است. از طرف دیگر در حین برهمکنش خستگی و اکسیداسیون سیکی در حین عملکرد قسمت توربین موتور، تمرکز تنش‌ها در این پستی‌وبلندی‌ها باعث ایجاد ترک در پوشش شده که این امر ناپیوستگی لازم برای اکسید شدن سطح آلیاژ پایه را ایجاد خواهد کرد. نتایج تحقیقات [۵] انجام شده روی یک سوپرآلیاژ مبنای نیکل، نشان داده است که حضور مقدار مشخصی از پلاتین در پوشش‌های نفوذی آلومینایدی با حفظ زبری سطح مناسب، مقاومت به اکسیداسیون سیکی را به‌صورت قابل ملاحظه‌ای بهبود بخشیده است. همچنین کاهش زبری سطح و در نتیجه افزایش مقاومت به اکسیداسیون سیکی با افزودن عنصر هافمیوم به پوشش پلاتین-آلومیناید گزارش شده است [۶]. با توجه به توضیحات ارائه شده، بررسی اثر اعمال پوشش‌ها بر تغییر خصوصیات و کیفیت سطح به‌خصوص زبری از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. در بررسی تأثیر عملیات حرارتی لایه پلاتین روی ریزساختار پوشش پلاتین آلومیناید دمای پایین-اکتیوته بالا اعمالی روی آلیاژ CM-247 مشخص شده است که انجام عملیات حرارتی این لایه قبل از آلومینایزینگ باعث چسبندگی بهتر پوشش نهایی و آلیاژ پایه شده است [۷]. همچنین در تحقیقات [۸] به‌عمل آمده در ارتباط با تأثیر درجه حرارت و میزان آلومینیوم، بر مکانیزم تشکیل پوشش آلومینایدی در حالت اکتیوته پایین-دمای بالا روی آلیاژ IN738LC مشخص

سوپرآلیاژ پایه نیکل Rene80، در ساخت پره موتورهای توربینی به‌کار برده می‌شود. این آلیاژ خواص مکانیکی مناسب به‌همراه پایداری ریزساختاری را در دمای بالا و حین عملکرد موتور از خود نشان می‌دهد [۱]. سطح این آلیاژ به‌منظور افزایش مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون پوشش داده می‌شود. پوشش‌های نفوذی، روکشی و سد حرارتی از مهم‌ترین پوشش‌های اعمالی روی سطح سوپرآلیاژهای مورد استفاده در قطعات موتورهای توربینی هستند [۲]. پوشش‌های نفوذی گروه شناخته‌شده‌ای از فرایندهای مهندسی سطح هستند که به‌طور عمده به‌منظور مقاومت قطعات در برابر خوردگی اتمسفری (فرایندهای گالوانیزه و قلع‌اندود)، خوردگی دمای بالا (آلومینایزینگ، کروم‌مایزینگ) و سایش (کربوره، نیترووره) مورد استفاده قرار گرفته‌اند. ویژگی اصلی این پوشش‌ها تغییر تدریجی ترکیب شیمیایی و در نتیجه تغییر خواص فیزیکی و مکانیکی در عرض پوشش است [۳]. پوشش‌های آلومینایدی نفوذی بر پایه ترکیبات بین فلزی β -NiAl ایجاد می‌شوند و ساختار و ترکیب این نوع پوشش نیز بسیار وابسته به ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه است. این پوشش‌ها با افزودن عناصر نادر مانند پلاتین اصلاح می‌شوند. به‌منظور دستیابی به پوشش آلومیناید اصلاح شده با پلاتین می‌توان پس از اعمال لایه اولیه پلاتین، عنصر آلومینیوم را به دو طریق دما بالا-اکتیوته پایین و دما پایین-اکتیوته بالا نفوذ داد. پره‌ها از اجزای متحرک موتورهای توربینی محسوب شده و عمر این قطعات توسط برهمکنش خستگی کم‌چرخه و اکسیداسیون سیکی، محدود می‌شود. با توجه به جوانه‌زنی ترک‌های خستگی از سطح آزاد قطعه، استحکام خستگی وابستگی زیادی به کیفیت سطح دارد. پستی و بلندی‌های ناشی از زبری سطح، به‌عنوان

جدول ۱- ترکیب شیمیایی شمش اولیه سوپرآلیاژ پایه نیکل Rene 80

عنصر	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Fe	Zr	V	B	Si	Mn	Ni
درصد وزنی	۰/۱۶	۱۳/۸۱	۹/۶۹	۴/۲۳	۴/۰۲	۳/۰۲	۴/۸۷	۰/۱۲	۰/۰۵	۰/۰۵	۰/۰۲	۰/۰۲	۰/۰۳	بقیه

شد که در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد، مکانیزم تشکیل پوشش از طریق نفوذ به داخل آلومینیوم و نفوذ به خارج نیکل است. ونگ و همکاران [۹] به بررسی فاکتورهای مؤثر بر ریزساختار پوشش پلاتین-آلومیناید اعمالی روی آلیاژهای Inconel62، Mar-M245 و Waspalloy پرداختند. نتیجه تحقیقات ایشان نشان‌دهنده این موضوع بود که افزایش میزان آلومینیوم، جهت تشکیل فاز PtAl₂ مطلوب است. همچنین تغییر در آلیاژ پایه (مبنای نیکل)، تأثیر محسوسی در ساختار پوشش نداشت. بررسی‌های انجام شده توسط ین و همکاران [۱۰] روی پوشش تک‌فاز پلاتین-آلومیناید نیز، نشان‌دهنده افزایش ضخامت لایه پلاتین بعد از انجام عملیات حرارتی نفوذی بوده که این امر در نهایت باعث افزایش حجم و تغییر در مورفولوژی پوشش شده است. همان‌گونه که اشاره شد، پژوهش‌هایی در ارتباط با پوشش پلاتین-آلومیناید در سال‌های گذشته توسط محققین صورت گرفته، اما تحقیقاتی در ارتباط با تأثیر همزمان تغییرات ساختار پوشش اعم از ضخامت و ترکیب غلظتی متفاوت عناصر، روی خصوصیت زبری سطح انجام شده است. از آنجایی که در حال حاضر اکثر پره‌های موتورهای توربینی کشور با پوشش نفوذی آلومینایدی ساده پوشش داده می‌شوند، لذا در نظر است با انجام این پژوهش و بررسی تغییرات زبری سطح در نتیجه اعمال ضخامت‌های مختلف پلاتین و روش‌های متفاوت آلومینیزینگ، اطلاعات مفیدی را در اختیار طراحان موتور با هدف استفاده بهینه از این پوشش در طراحی و ساخت انواع پره‌های موتورهای توربینی، قرار داد.

۲- مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ مبنای نیکل Rene80، اندازه‌گیری شده توسط روش طیف‌سنجی نشر نوری (دستگاه مدل

ARL-3560-OES) مطابق با جدول (۱) آورده شده است. نمونه‌های اولیه به طول ۳۵ میلی‌متر و قطر شش میلی‌متر از طریق ریخته‌گری دقیق تولید شدند و در گام نخست تحت دو مرحله عملیات حرارتی انحلالی در دمای ۱۲۰۵ درجه سانتی‌گراد برای زمان دو ساعت و پیرسازی اولیه در دمای ۱۰۹۵ درجه سانتی‌گراد برای زمان چهار ساعت مطابق با استاندارد کارخانه‌ای GE-C50TF28 [۱۱]، قرار گرفتند.

به‌علت حضور درصد بالای کروم (۱۳/۸۱ درصد)، در ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ پایه نیکل Rene80، این آلیاژ در محلول‌های قلیایی با pH بالا به‌دلیل حضور لایه غیرفعال تشکیل شده روی سطح اکسید کروم (Cr₂O₃)، به‌سختی تحت عملیات رسوب‌دهی الکتریکی قرار می‌گیرد. بنابراین به‌منظور فراهم شدن شرایط لازم برای اعمال پلاتین روی سطح آلیاژ نیاز به ایجاد پیش لایه نیکل است (فعال کردن سطح). در این مرحله لایه نیکل با ضخامت حدود ۱/۵±۰/۵ میکرومتر روی سطح نمونه‌ها اعمال شد. قبل از اعمال این لایه به‌منظور از بین بردن لایه‌های اکسیدی سطحی از سمباده‌های ۱۰۰ تا ۱۵۰۰ استفاده شد. به‌منظور ایجاد لایه نیکل از محلول [Nickel sulfamate] Ni(SO₃NH₂)₂·4H₂O به‌میزان ۳۰۰-۴۵۰ گرم بر لیتر به‌عنوان منبع اولیه برای تولید یون‌های نیکل، [Nickel chloride] NiCl₂·6H₂O به‌میزان ۲-۳۰ گرم بر لیتر به‌منظور افزایش خوردگی آند و منبع ثانویه برای تولید یون‌های نیکل و Boric acid H₃BO₃ به‌میزان ۳۰-۴۵ گرم بر لیتر در نقش پایدارکننده pH محلول و آب، به‌عنوان الکترولیت و نیکل خالص ۹۹/۹۹ به‌عنوان آند استفاده شد. در این فرایند چگالی جریان بین ۱۵-۲ آمپر بر دسی‌متر مربع متغیر بود و pH محلول بین ۴/۵-۳/۵ و دمای محلول بین ۴۰-۶۰ درجه سانتی‌گراد کنترل شد. عملیات رسوب‌دهی

جدول ۲- اجزای تشکیل دهنده پودر مورد استفاده در فرایند سمانتاسیون برای انجام فرایند آلومینایزینگ در دو حالت LTHA (دما ۷۵۰ درجه سانتی گراد و زمان چهار ساعت و پس از آن ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد و زمان دو ساعت) و HTLA (۱۰۵۰ درجه سانتی گراد و زمان دو ساعت) (درصد وزنی)

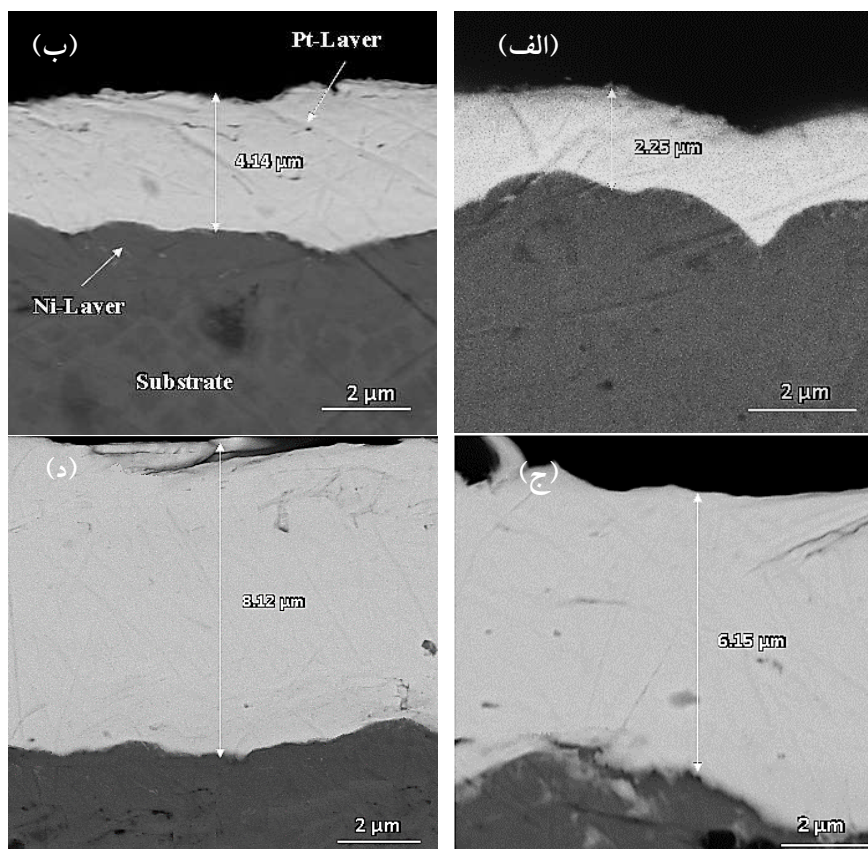
ترکیب پودر	کلرید آمونیم (%)	پودر آلومینیم (%)	اکسید آلومینیم (%)
	(مش: ۳۲۵)	(مش: ۳۲۵)	(مش: ۲۲۰-۱۸۰)
فرایند LTHA	۲	۱۲	۸۶
آلومینایزینگ HTLA	۱	۴	۹۵
نقش ماده	فعال کننده	ماده اصلی	پرکننده

سانتی گراد برای زمان دو ساعت و با هدف افزایش چسبندگی و توزیع بهتر پلاتین در زیرلایه، تحت خلأ 10^{-5} torr انجام شد [۱۶]. برای اعمال این سیکل از کوره خلأ لوله‌ای با حداکثر دمای کاری ۱۲۵۰ درجه سانتی گراد که دارای محفظه خلأ از جنس فولاد 316L و به قطر داخلی چهار سانتی متر بود، استفاده شد.

فرایند آلومینایزینگ در دو شرایط مختلف LTHA (دما ۷۵۰ درجه سانتی گراد و زمان چهار ساعت و پس از آن ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد و زمان دو ساعت) [۱۷] و HTLA (دما ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد و زمان دو ساعت) [۱۸] و به روش سمانتاسیون پودری روی نمونه‌های پوشش داده شده با ضخامت‌های مختلف لایه پلاتین در کوره تیوبی با حداکثر دمای اعمالی ۱۲۵۰ درجه سانتی گراد و تحت اتمسفر محافظ گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹۹ انجام شد. اجزای تشکیل دهنده پودر سمانتاسیون برای این دو فرایند مطابق با جدول (۲) آورده شده است [۸ و ۱۹]. لازم به ذکر است برای انجام این فرایند از پودر اکسید آلومینیم با مش ۳۲۵ و خلوص ۹۹ درصد (شرکت مرک آلمان)، پودر آلومینیم با مش ۲۲۰-۱۸۰ و خلوص ۹۹ درصد (شرکت جیم تک کره جنوبی) و پودر کلرید آمونیم با خلوص ۹۹ درصد (شرکت مرک آلمان)، استفاده شد. در گام نهایی و با تشکیل لایه پلاتین-آلومیناید روی سطح آلیاژ، عملیات پیرسازی در دمای ۸۴۵ درجه سانتی گراد برای مدت زمان ۱۶ ساعت [۱۱]، روی نمونه‌های پوشش داده شده انجام شد.

الکتریکی لایه نیکل به مدت ۹۰ ثانیه انجام شد. لازم به ذکر است با استفاده از محلول سولفامات امکان اعمال پوشش نیکل با سرعت بالاتری مهیا بوده و همچنین رسوبات ناشی از این روش تحت تنش کمتری بوده و ضخامت رسوب کمتر تحت تأثیر تغییرات در دانسیته جریان است [۱۲].

لایه پلاتین از طریق رسوب دهی الکتریکی و با استفاده از محلول الکترولیتی که شامل ۱۸-۱۴ میلی لیتر نمک نوع P (Pt(NH₃)₂(NO₂)₂) (شرکت جانسون متی-آلمان)، ۷۰-۹۰ میلی گرم بر لیتر کربنات سدیم (Na₂CO₃)، ۴۰-۷۰ گرم بر لیتر استات سدیم (NaCH₃COO) و یک لیتر آب مقطر بود، روی سطح ایجاد شد [۱۳]. آند نیز از جنس پلاتین خالص و به ضخامت ۰/۱ سانتی متر انتخاب شد. یکی از خصوصیات این روش ایجاد رسوبی عاری از ترک و حفره است [۱۴]. لازم به ذکر است که به منظور به دست آوردن ضخامت‌های مختلف لایه پلاتین (۲، ۴، ۶ و ۸ میکرومتر)، زمان‌های متفاوت ۱۵۰، ۲۴۰، ۳۶۰ و ۴۸۰ دقیقه برای فرایند، دمای ۹۲-۹۰ درجه سانتی گراد، چگالی جریان ۰/۴-۰/۲ آمپر بر دسی متر مربع و pH حدود ۱۰/۵ برای الکترولیت در نظر گرفته شد [۱۵]. همچنین برای رفع مشکل عدم یکنواختی لایه اعمالی روی سطح از جریان پالسی به منظور کاهش رسوب هیدروژن و در نتیجه افزایش راندمان، استفاده شد. اعمال جریان پالسی همچنین باعث متراکم شدن لایه ایجاد شده نیز خواهد شد. سپس عملیات حرارتی لایه پلاتین در دمای ۱۰۵۰ درجه



شکل ۱- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (الکترون برگشتی) از لایه اولیه پلاتین با ضخامت تقریبی: (الف) ۲، (ب) ۴، (ج) ۶ و (د) ۸ میکرومتر

ارتفاعات زبری سطح) و روی نمونه‌های استوانه‌ای شکل به طول ۳۵ و قطر شش میلی‌متر در سه نقطه ابتدا، انتها و میانی نمونه‌ها، با استفاده از دستگاه زبری‌سنج^۴ مدل Mitutoyo و مطابق با استاندارد DIN 4768 [۲۲] اندازه‌گیری شد.

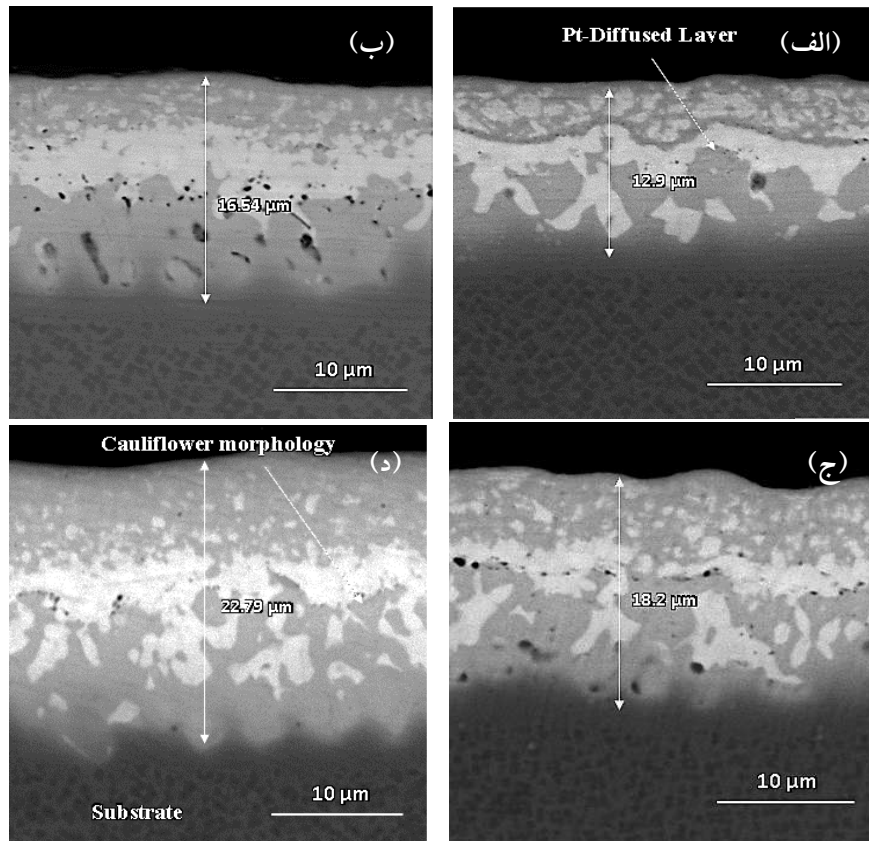
۳- نتایج و بحث

۳-۱- تأثیر نفوذ عناصر پلاتین و نیکل در یکدیگر بر زبری سطح قبل از اعمال لایه پلاتین، به‌منظور کاهش اثر منفی درصد بالای عنصر کروم (موجود در ترکیب آلیاژ) بر عدم چسبندگی پلاتین [۲۳]، لایه میانی نیکل روی سطح اعمال شد. در گام بعدی، لایه اولیه پلاتین با ضخامت‌های مختلف به‌طور یکنواخت روی سطح آلیاژ ایجاد شد (شکل ۱). تغییرات زبری سطح پس از اعمال لایه پلاتین (مرحله اول)،

بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی^۱ (SEM) Tescan مجهز به آشکارساز پرتو ایکس بر اساس طیف‌سنجی توزیع انرژی^۲ (EDS)، در تمامی مراحل پوشش‌دهی اعم از فرایند رسوب‌دهی الکتریکی، عملیات حرارتی لایه پلاتین و نفوذدهی آلومینیم مطابق با استانداردهای ASTM E3 [۲۰] و ASTM E883 [۲۱] روی نمونه‌ها انجام گرفت. با هدف تعیین فازهای موجود در پوشش پلاتین-آلومیناید، آنالیز فازی توسط دستگاه پراش اشعه ایکس^۳ (XRD) شرکت Inel، (آند مس $K\alpha_1$ $\lambda = 1.54$ آنگستروم)، مونو کروماتورگرافیتی) و مجهز به نرم‌افزار تحلیلی X'pert highscore plus در ولتاژ ۴۰ کیلوولت، جریان ۲۷ میلی‌آمپر، محدوده زوایای (2 θ) ۱۶ تا ۹۳ و در محدوده دمای محیط انجام گرفت. میزان زبری سطح پوشش بر اساس پارامتر R_a (میانگین

جدول ۳- تغییرات زبری سطح نمونه‌ها پس از اعمال لایه پلاتین با ضخامت‌های مختلف

ضخامت لایه پلاتین اولیه (میکرومتر)	۲	۴	۶	۸
ابتدا	۰/۶۵	۰/۶	۰/۵۸	۰/۵۴
میانمی	۰/۶۶	۰/۶۱	۰/۵۷	۰/۵۲
انتها	۰/۶۴	۰/۵۹	۰/۵۹	۰/۵۶
مقدار میانگین	۰/۶۵	۰/۶	۰/۵۸	۰/۵۴

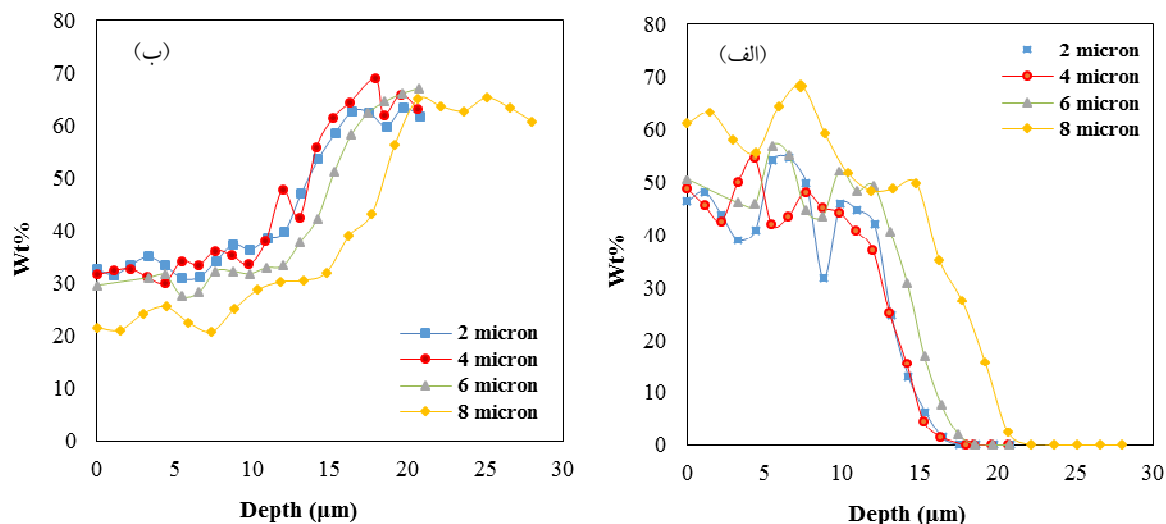


شکل ۲- تصاویر میکروسکوپی الکترون روبشی (الکترون برگشتی) از مقطع پوشش، پس از انجام عملیات حرارتی نفوذی (۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت دو ساعت) روی لایه اولیه پلاتین با ضخامت‌های: الف) ۲، ب) ۴، ج) ۶ و د) ۸ میکرومتر

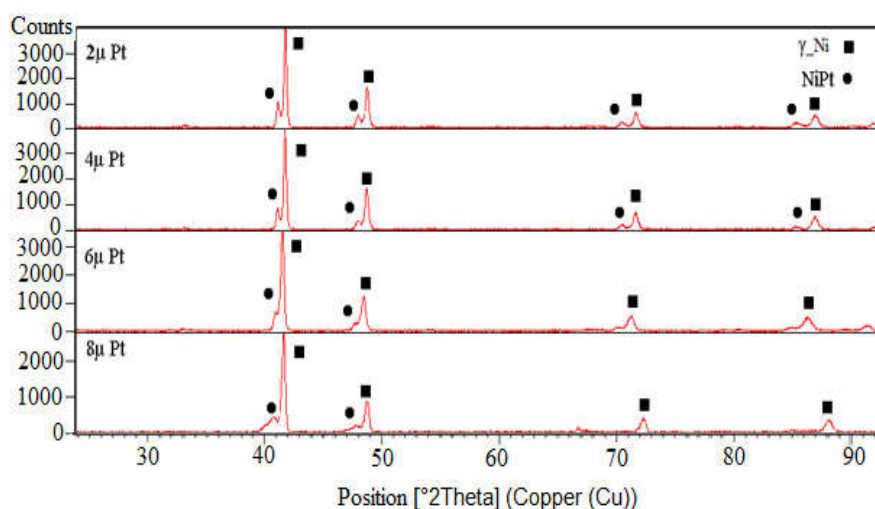
سطح ایجاد شده که این عامل باعث کاهش جزئی زبری سطح با افزایش ضخامت لایه پلاتین از دو به هشت میکرومتر شده است.

در مرحله دوم، عملیات نفوذی لایه پلاتین روی همه نمونه‌ها به صورت یکسان انجام شد. تصاویر ساختار پوشش پس از این مرحله در شکل (۲) آورده شده است. که

در سه نقطه مختلف از سطح اندازه‌گیری شد که نتایج آن در (جدول ۳) آورده شده است. قبل از اندازه‌گیری زبری سطح و به منظور از بین بردن ناخالصی‌های سطحی، نمونه‌ها با استون و آب مقطر شستشو داده شدند. در این مرحله، با توجه به افزایش مدت زمان عملیات از ۱۵۰ به ۴۸۰ دقیقه برای افزایش ضخامت لایه پلاتین، رسوب متراکم و هموارتری از این عنصر روی



شکل ۳- مقایسه تغییرات غلظت و عمق نفوذ عناصر: الف) پلاتین و ب) نیکل پس از عملیات حرارتی نفوذی (۱۰۵۰ درجه سانتی گراد و به مدت دو ساعت) در ضخامت‌های ۲، ۴، ۶ و ۸ میکرومتر از پلاتین اولیه



شکل ۴- آزمون پراش پرتو ایکس، لایه پلاتین به ضخامت تقریبی ۲، ۴، ۶ و ۸ میکرومتر و عملیات حرارتی (۱۰۵۰ درجه سانتی گراد و دو ساعت)

پوشش برای ضخامت‌های ۲ تا ۸ میکرومتر از لایه اولیه پلاتین، بین ۴۵ تا ۶۱ درصد وزنی و عمق نفوذ این عنصر، بین ۱۳ تا ۲۳ میکرومتر متغیر بوده است. مطابق با دیاگرام دو تایی نیکل-پلاتین، این دو عنصر در یکدیگر به صورت کامل حل شده و در نتیجه ترکیب این دو، محلول جامد تک‌فاز NiPt تشکیل می‌شود. نتایج پراش پرتو ایکس آورده شده در شکل (۴) مؤید تشکیل این فاز در تمامی ضخامت‌ها از پلاتین اولیه است. تغییر عمده‌ای که با افزایش ضخامت لایه پلاتین در پیک‌های

نشان‌دهنده افزایش ضخامت لایه نفوذی با افزایش ضخامت لایه پلاتین است. در ضخامت‌های ۲، ۴، ۶ و ۸ میکرومتر از لایه پلاتین اولیه، ضخامت ناحیه نفوذی به ترتیب برابر ۱۳، ۱۶/۵، ۱۸ و ۲۳ میکرومتر اندازه‌گیری شد. به منظور مقایسه چگونگی تغییر غلظت عناصر پلاتین و نیکل، در ضخامت‌های مختلف آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی خطی^۵ EDS-Line Scan در بزرگنمایی برابر ۷۵۰ انجام شد که نتایج آن در شکل (۳) آورده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود غلظت پلاتین در سطح

جدول ۴- تغییرات زبری سطح پس از عملیات نفوذی لایه پلاتین با ضخامت‌های مختلف

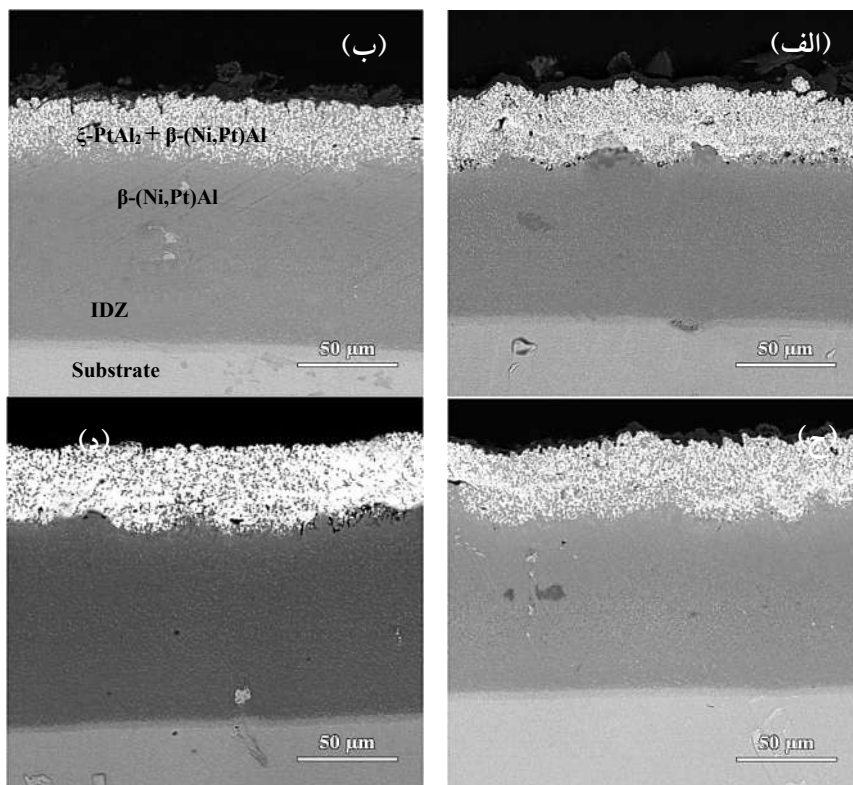
ضخامت لایه پلاتین اولیه (میکرومتر)	۲	۴	۶	۸
ابتدا	۱/۴	۲/۳	۲/۷	۳/۱
زبری (Ra) میان	۱/۵	۲/۱	۲/۶	۳
(میکرومتر) انتها	۱/۳	۲/۵	۲/۸	۳/۲
مقدار میانگین	۱/۴	۲/۳	۲/۷	۳/۱

می‌تواند یکی از دلایل افزایش زبری سطح باشد. طی فرایند سرد و گرم شدن دو فلز غیر متجانس رفتار انبساطی و انقباضی مشابهی نشان نداده و در نتیجه باعث ایجاد ترک‌های میکروسکوپی در لایه سطحی شده که این امر پستی و بلندی‌هایی را ایجاد کرده و در نهایت افزایش زبری سطح را به دنبال خواهد داشت [۲۴]. ضرایب انبساط حرارتی پلاتین و نیکل در دمای محیط به ترتیب برابر با $9/5 \times 10^{-6}$ و $13/3 \times 10^{-6}$ بر درجه سانتی‌گراد هستند [۲۵].

از دیگر عوامل تأثیرگذار بر زبری سطح در این مرحله می‌توان به آزاد شدن تنش‌های داخلی و همچنین نفوذ متقابل و غیریکنواخت اتم‌های نیکل و پلاتین در دمای بالا، اشاره داشت. هنگام عملیات حرارتی، اتم‌های این دو عنصر با نرخ نفوذ نابرابر (شکل ۳) و همچنین شعاع اتمی متفاوت (شعاع اتمی نیکل $0/162$ نانومتر و شعاع اتمی پلاتین $0/183$ نانومتر)، در شبکه کریستالی FCC یکدیگر نفوذ کرده و از ترکیب آنها فاز NiPt، تشکیل می‌شود که پارامتر شبکه این فاز متفاوت از پارامتر شبکه‌های کریستالی نیکل و پلاتین بوده و لذا با تغییر پارامتر شبکه کرنش لازم برای ایجاد پستی و بلندی سطحی تامین خواهد شد. از طرف دیگر اعمال لایه پلاتین از طریق فرایند رسوب‌دهی الکتریکی روی آلیاژ Rene80 نیز به خودی خود به علت نامتجانس بودن دو فلز باعث به وجود آمدن تنش‌های داخلی می‌شود. به هر اندازه که ضخامت لایه پلاتین اعمالی بیشتر باشد میزان تنش‌های داخلی نیز افزایش خواهد یافت [۲۶]. این تنش‌های داخلی در هنگام عملیات حرارتی آزاد شده و تغییر شکل سطحی (پستی و بلندی) ایجاد خواهند کرد. همان‌گونه

نمونه‌ها مشاهده شد نزدیک شدن پیک‌های دو فاز زمینه و NiPt به یکدیگر بوده که ناشی از پدیده نفوذ است. با توجه به نزدیک شدن پیک‌های دو فاز به هم می‌توان نتیجه گرفت که نیکل با عبور از فصل مشترک لایه پلاتین و آلیاژ پایه به داخل لایه پلاتین نفوذ کرده و به‌طور متقابل پلاتین به زیرلایه وارد شده است. این فرایند تا جایی ادامه یافته که در نمونه با ضخامت تقریبی اولیه هشت میکرومتر پلاتین، تقریباً پیک اصلی دو فاز (زمینه و NiPt) به هم پیوسته است. به علاوه پهن شدن پیک در نمونه‌های با ضخامت پوشش بالاتر را می‌توان ناشی از تغییر تدریجی غلظت عناصر حل شده (نیکل در پلاتین و برعکس) و تشکیل یک لایه تدریجی عمیق‌تر دانست. در این حالت برای مثال پلاتین در دامنه گسترده‌تری از زیرلایه نفوذ کرده و ثابت‌های شبکه نیکل در این لایه تحت تأثیر قرار می‌گیرد. از آنجا که زاویه پراش در پراش پرتو ایکس با فاصله صفحات کریستالی و به تبع آن با ثابت‌های شبکه رابطه مستقیمی دارد در نتیجه نیکل در بازه گسترده‌تری از زاویه پراش پیک داده و در عمل پیک آن پهن می‌شود.

تغییرات زبری سطح در این مرحله نشان‌دهنده رابطه مستقیم افزایش این پارامتر با افزایش ضخامت لایه پلاتین اولیه و در نتیجه آن افزایش ضخامت لایه نفوذی است. نتایج اندازه‌گیری زبری سطح در جدول (۴) آورده شده است. با انجام عملیات نفوذی و تشکیل فاز NiPt (شکل ۴)، این پارامتر سطحی افزایش یافته است. این در حالی است که تا قبل از عملیات حرارتی، زبری سطح با افزایش ضخامت پلاتین، کاهش یافته بود. عدم تطابق ضریب انبساط حرارتی دو فلز نیکل و پلاتین



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی الکترون روبشی (الکترون برگشتی) از پوشش پلاتین-آلومیناید در شرایط LTHA برای ضخامت‌های: الف) ۲، ب) ۴، ج) ۶ و د) ۸ میکرومتر از پلاتین

درصد، ۱/۳ W درصد و ۱ Mo درصد) بوده است. با توجه به غالب بودن درصد نیکل و پلاتین در این لایه رفتار نفوذی این دو عنصر در شکل (۳) به صورت نمودار آورده شده است.

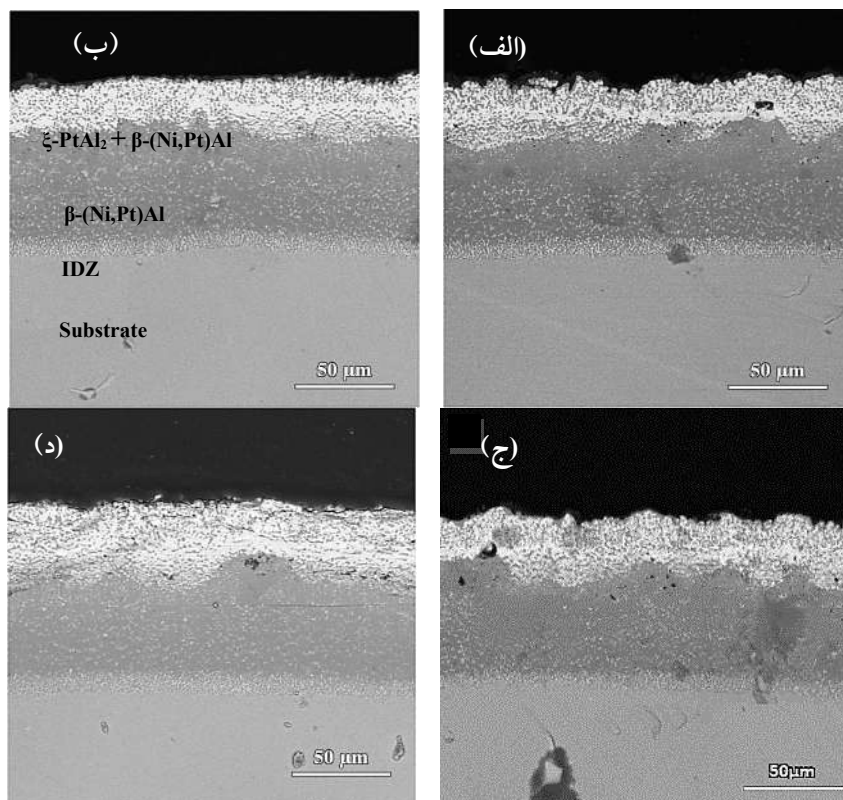
۲-۳- تأثیر نفوذ آلومینیوم، پلاتین و نیکل در یکدیگر بر زبری سطح

در مرحله سوم به منظور بررسی تأثیر میزان پلاتین و روش آلومینایزینگ (میزان آلومینیوم)، عملیات آلومینایزینگ در دو شرایط مختلف LTHA و HTLA و به روش سمانتاسیون پودری روی نمونه‌ها انجام شد. پس از نفوذدهی آلومینیوم، آخرین مرحله عملیات حرارتی آلیاژ، پیرسازی در دمای ۸۴۵ درجه سانتی‌گراد و زمان ۱۶ ساعت، روی نمونه‌های آلومینایز شده انجام گرفت [۱۱].

با بررسی شکل‌های (۵) و (۶) و همچنین آزمون فازی پراش

که از تصاویر حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی (شکل‌های ۲ و ۳) مشهود است، با افزایش ضخامت پلاتین اولیه ضخامت لایه نفوذی و عمق نفوذ عنصر پلاتین افزایش یافته یعنی افزایش لایه اولیه پلاتین، باعث ایجاد جریان مهاجرتی بیشتر بین اتم‌های نیکل و پلاتین شده و لذا بیشترین زبری سطح در ضخامت هشت میکرومتر از پلاتین حاصل شده که در آن ضخامت این لایه و عمق نفوذ پلاتین در حدود ۲۳ میکرومتر اندازه‌گیری شده است.

با انجام عملیات حرارتی در این مرحله، عناصر دیگر آلیاژ پایه مانند کروم، مولیبدن، تنگستن، کبالت، آلومینیوم و تیتانیم نیز علاوه بر نیکل و پلاتین در لایه نفوذی حضور داشته و توسط آزمون طیف‌سنجی توزیع انرژی تشخیص داده شده‌اند. به عنوان مثال نتایج این آنالیز در سطح نمونه با ضخامت هشت میکرومتر از پلاتین به صورت (Pt ۶۱/۰۳ درصد، Ni ۲۱/۵۹ درصد، Al ۱/۴۳ درصد، Ti ۱/۴۹ درصد، Cr ۹/۸۹ درصد، Co ۲/۲۷ درصد



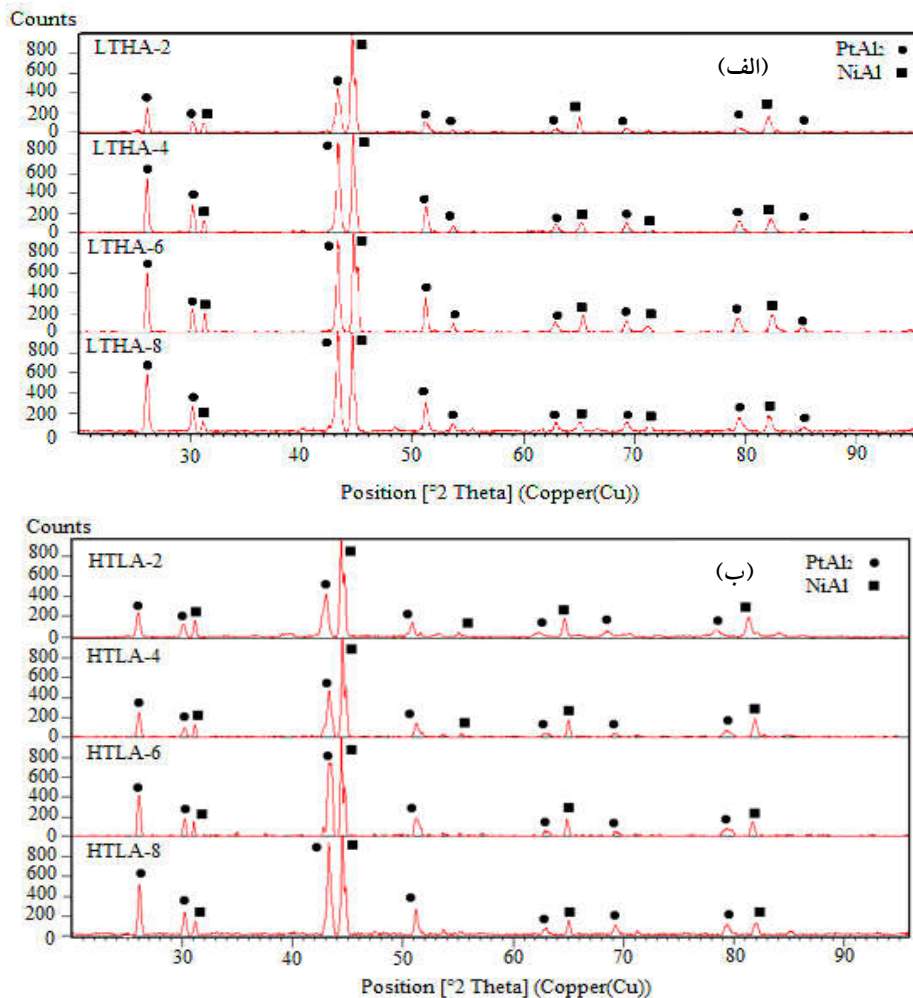
شکل ۶- تصاویر میکروسکوپی الکترون روبشی (الکترون برگشتی) از پوشش پلاتین-آلومیناید در شرایط HTLA برای ضخامت‌های الف) ۲، ب) ۴، ج) ۶ و د) ۸ میکرومتر

گزارش می‌شود. کریشنا و همکاران [۱۹] نیز در مشخصه‌یابی فازهای موجود در پوشش پلاتین آلومیناید، فازهای $PtAl_2$ و $NiAl$ را تشخیص داده‌اند. از آنجایی که تمامی نمونه‌های مورد آزمون در این پژوهش، دارای آلیاژ پایه، ابعاد و اندازه‌های یکسان بوده و شرایط کلی اعمال پوشش برای تمامی آنها نیز یکسان است، بنابراین می‌توان شدت پیک‌های پراش پرتو ایکس را با توجه به شرایط کنترل شده آزمون (دمای محیط برای تمامی نمونه‌ها)، نشان‌دهنده کمیت فازهای تشخیص داده شده دانست. مطابق با این نتایج کمترین تراکم از فاز $PtAl_2$ در روش HTLA و با ضخامت پلاتین اولیه دو میکرومتر بوده و بیشترین تراکم این فاز در پوشش ایجاد شده در روش LTHA و با ضخامت لایه پلاتین اولیه هشت میکرومتر حاصل شده است.

بررسی‌های بیشتر ریزساختاری نشان‌دهنده نقش مؤثر ضخامت اولیه لایه پلاتین و روش آلومینایزینگ، بر ضخامت

پرتو ایکس، مشخص شد که ریز ساختار پوشش در هر دو حالت HTLA و LTHA، از سه لایه تشکیل شده است که لایه بیرونی دوفازی و شامل $\xi-PtAl_2$ و $\beta-(Ni, Pt) Al$ بوده و لایه‌های بعدی نیز به ترتیب $\beta-(Ni, Pt) Al$ (لایه میانی) و ناحیه تداخل نفوذی^۶ (لایه انتهایی فصل مشترک پوشش- فلز) هستند. داس و همکاران [۷] در تحقیقات مرتبط با ساختار پوشش پلاتین-آلومیناید به ساختار سه لایه مشابهی دست یافتند که از آن به‌عنوان ساختار تعادلی پوشش پلاتین-آلومیناید نام برده‌اند.

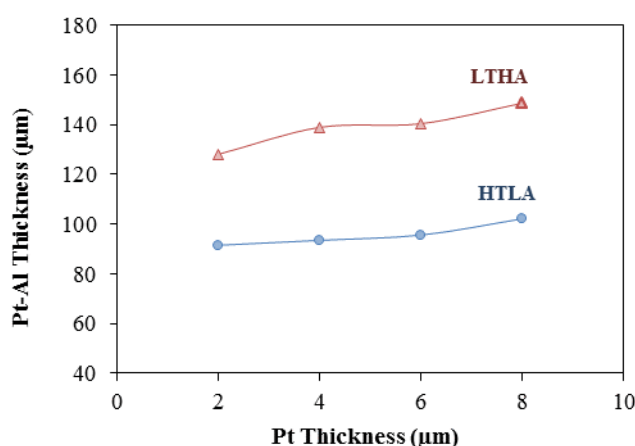
نتایج حاصل پراش پرتو ایکس (شکل ۷) نیز مؤید این موضوع است که در هر دو روش آلومینایزینگ و در تمامی ضخامت‌ها از لایه پلاتین ساختار دوفازی $\xi-PtAl_2$ و $\beta-(Ni, Pt) Al$ در سطح آلیاژ تشکیل شده است. از آنجایی که نفوذ پلاتین در فاز $NiAl$ و تشکیل فاز $(Ni,Pt)Al$ ، باعث تغییرات بسیار جزئی در زاویه پراش پیک (XRD) می‌شود، معمولاً فاز $\beta-(Ni, Pt) Al$ همان فاز $NiAl$



شکل ۷- الگوی پراش پرتو ایکس برای دو حالت: الف) LTHA و ب) HTLA برای ضخامت‌های مختلف از پلاتین اولیه

لایه پلاتین باعث افزایش ضخامت لایه خارجی β + γ برای هر دو حالت HTLA و LTHA شده است. با توجه به همدوسی بین دو فلز پلاتین و آلومینیم که متأثر از جاذبه اتمی این دو عنصر است، رسوب بیشتر لایه پلاتین در سطح باعث ضخیم‌تر شدن لایه دوفازی طی نفوذ پلاتین می‌شود [۲۷]. با مراجعه به شکل‌های (۹) و (۱۰) مشاهده می‌شود که با افزایش ضخامت لایه پلاتین در هر دو روش آلومینازینگ، تمرکز این عنصر در سطح بیشتر بوده و بالاترین میزان مرتبط با ضخامت هشت میکرومتر است، این در حالی است که میزان آلومینوم در همین ضخامت با درصد کمتری وجود دارد، با توجه به این موضوع و همچنین با استناد به شدت پیک‌های به دست آمده از آزمون پراش پرتو ایکس (شکل ۷)، می‌توان نتیجه‌گیری کرد

پوشش نهایی پلاتین-آلومیناید است. چنانچه با افزایش ضخامت لایه اولیه پلاتین از دو به هشت میکرومتر در روش HTLA، ضخامت پوشش نهایی مطابق با شکل (۸) از ۹۱/۵ به ۱۰۲ میکرومتر افزایش یافته است. در روش LTHA نیز ضخامت پوشش نهایی با افزایش ضخامت لایه پلاتین از ۱۲۸ تا ۱۴۸ میکرومتر افزایش داشته است. تغییرات ضخامت لایه‌های مختلف پوشش پلاتین-آلومیناید برای ضخامت‌های مختلف لایه اولیه پلاتین در حالت‌های HTLA و LTHA با لحاظ نمودن میزان خطای اندازه‌گیری به میزان ± 4 میکرومتر برای لایه خارجی β + γ ، ± 7 میکرومتر برای لایه میانی β و ± 1 میکرومتر برای لایه ناحیه تداخل نفوذی، مطابق با جدول (۵) آورده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود افزایش ضخامت



شکل ۸- تغییر ضخامت نهایی پوشش پلاتین- آلومیناید، تحت تأثیر ضخامت اولیه لایه پلاتین و سبکل متفاوت آلومینایزینگ

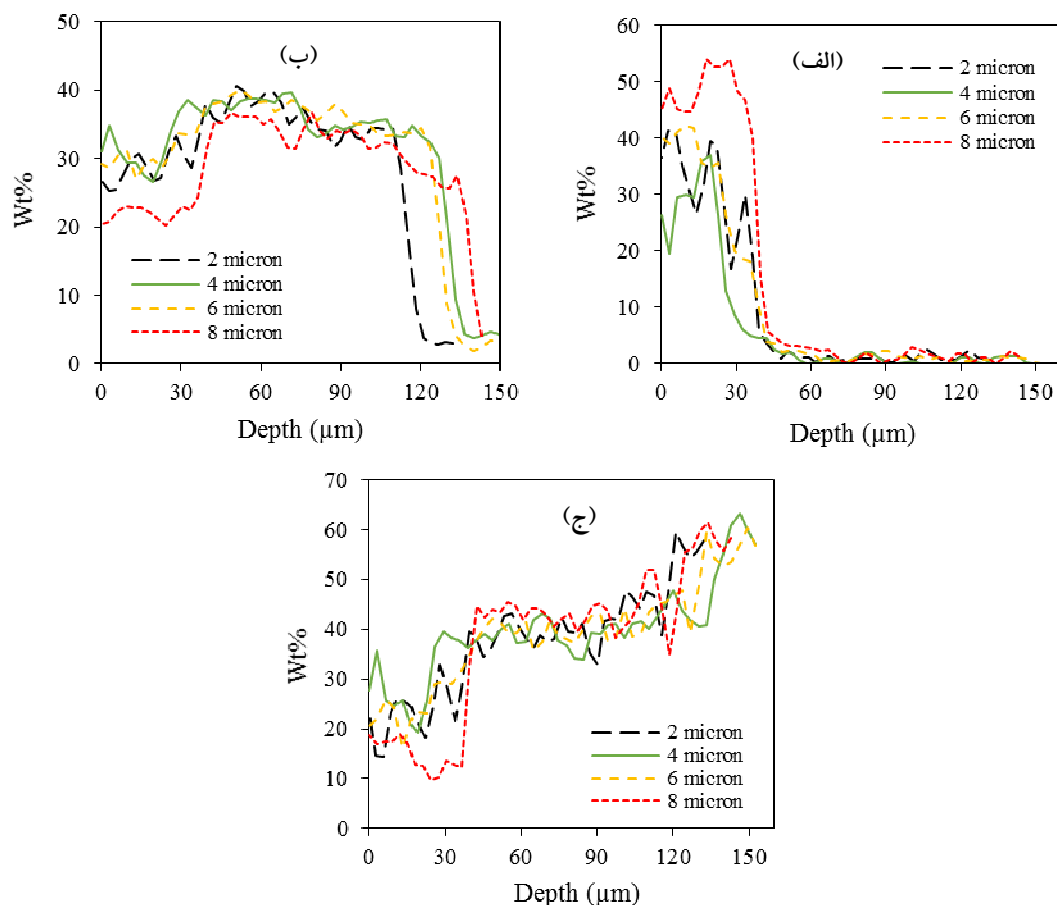
جدول ۵- ضخامت لایه‌های پوشش به صورت تابعی از ضخامت لایه اولیه پلاتین برای دو حالت آلومینایزینگ HTLA و LTHA

ضخامت لایه پلاتین اولیه (میکرومتر)												
۸			۶			۴			۲			لایه
IDZ	β	$\xi+\beta$	IDZ	β	$\xi+\beta$	IDZ	β	$\xi+\beta$	IDZ	β	$\xi+\beta$	
۱۳/۵	۴۲	۴۷	۱۳	۳۹	۴۴	۹	۵۲	۳۲/۵	۹	۵۱	۳۲	HTLA
۴	۹۵	۴۹	۴	۹۱	۴۵	۵	۹۳	۴۱	۴/۵	۸۴/۵	۳۹	LTHA

قابل ملاحظه‌ای برخوردار بوده، این افزایش را می‌توان به حضور بیشتر آلومینیم در ترکیب روش LTHA مرتبط دانست. این موضوع بدین مفهوم است که درصد آلومینیم در ترکیب روش آلومینایزینگ بر ضخامت پوشش نهایی پلاتین- آلومیناید تأثیرگذار بوده و افزایش درصد آن، علاوه بر افزایش ضخامت لایه خارجی $\xi+\beta$ ، افزایش ضخامت لایه میانی $(\text{Ni,Pt})\text{Al}-\beta$ را نیز به همراه داشته است.

ضخامت لایه ناحیه تداخل نفوذی در روش HTLA با توجه به خروج نیکل از زیرلایه برای تشکیل پوشش افزایش یافته، اما در روش LTHA ضخامت این لایه تقریباً ثابت مانده است. نکته قابل توجه کاهش ضخامت این لایه، در روش LTHA در مقایسه با روش HTLA در ضخامت‌های متفاوت پلاتین اولیه است. کاهش ضخامت این لایه که محل تجمع عناصر دیرگدازی مانند تنگستن، تیتانیوم، کروم، مولیبدن و کبالت است، یکی از

که افزایش ضخامت پلاتین در سطح با ایجاد درصد بیشتر فاز PtAl_2 در ناحیه دوفازی ارتباط مستقیم داشته که این امر افزایش ضخامت این ناحیه از پوشش را در پی خواهد داشت. در روش LTHA در مقایسه با روش HTLA ضخامت لایه خارجی $\xi+\beta$ در ضخامت‌های اولیه لایه پلاتین دو و چهار میکرومتر، دارای رشد بوده است. داس و همکاران [۷] علت این پدیده را بالا بودن میزان آلومینیم در روش LTHA عنوان کرده‌اند. اما در ضخامت‌های شش و هشت میکرومتر از لایه پلاتین اولیه، این تغییرات، محسوس نبوده که می‌توان به‌عنوان یک نتیجه‌گیری، این‌گونه بیان داشت که ضخامت لایه اولیه پلاتین، بر تشکیل فاز PtAl_2 - ξ نسبت به میزان آلومینیم در منبع اولیه، تأثیرگذارتر بوده است. نتایج همچنین حاکی از افزایش ضخامت لایه میانی $(\text{Ni,Pt})\text{Al}-\beta$ در روش LTHA در مقایسه با روش HTLA است. ضخامت پوشش در این ناحیه از رشد

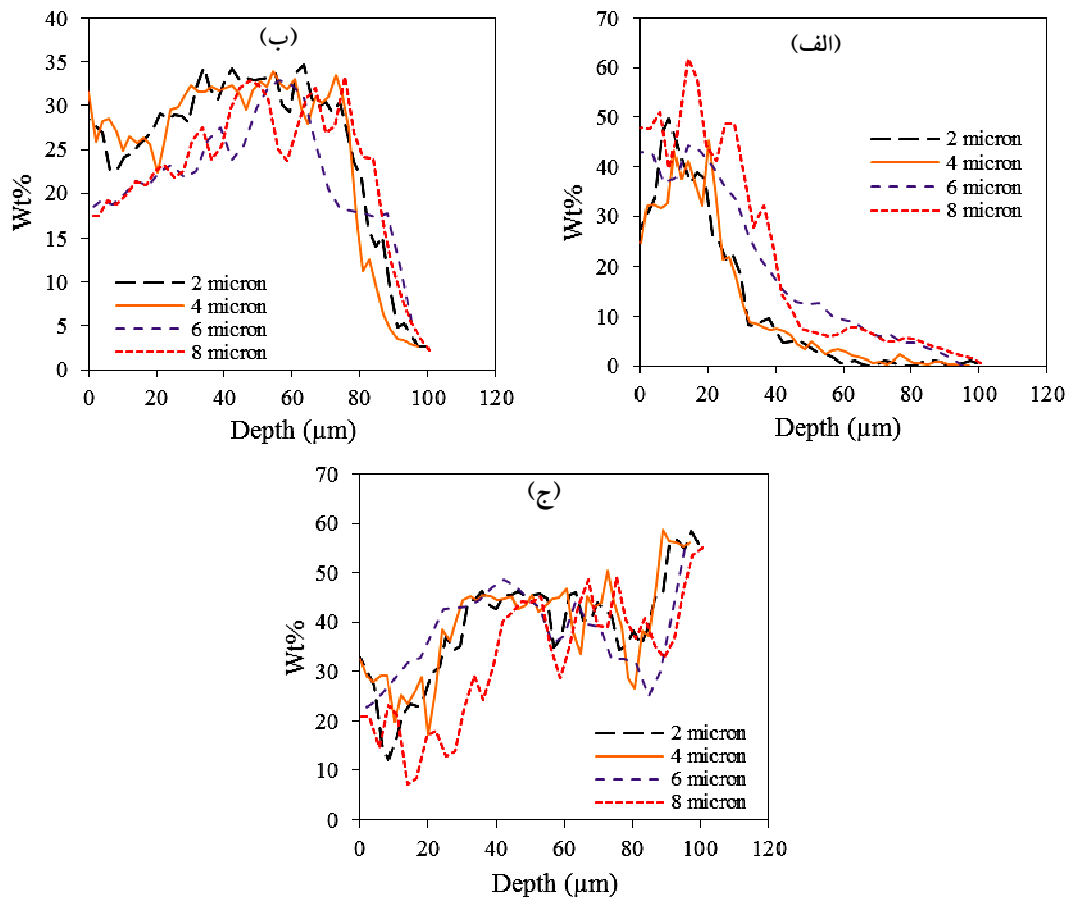


شکل ۹- مقایسه تغییرات غلظت و عمق نفوذ عناصر: الف) پلاتین، ب) آلومینیم و ج) نیکل در حالت LTHA در ضخامت‌های ۲، ۴، ۶ و ۸ میکرومتر از پلاتین اولیه

نشان‌دهنده نفوذ به داخل عناصر پلاتین و آلومینیم و نفوذ به خارج عنصر نیکل و دیگر عناصر موجود در آلیاژ پایه است. عمق نفوذ و شیب غلظتی عنصر پلاتین، متأثر از ضخامت اولیه لایه پلاتین بوده، و با افزایش آن در هر دو روش HTLA و LTHA، درصد بیشتری از پلاتین به داخل نفوذ کرده است. این در حالی است که در روش HTLA، این عنصر به عمق بیشتری نفوذ کرده و در پوشش با ضخامت‌های بالای پلاتین اولیه، تقریباً در سرتاسر پوشش تشخیص داده شده است. کروتیکا و همکاران [۲۸]، تداخل نفوذ عناصر پلاتین و آلومینیم در فاز β -(Ni,Pt)Al را منطبق بر قانون دوم فیک، توضیح داده‌اند. نتایج این تحقیق نشان‌دهنده این موضوع است که با افزایش مقدار آلومینیم، اکتیویته این عنصر افزایش پیدا

ویژگی‌های روش LTHA است. دلیل این موضوع را می‌توان در وسعت بیشتر ضخامت لایه میانی β -(Ni,Pt)Al جستجو کرد. با افزایش سطح این منطقه درصد بیشتری از عناصر کاربردزا در این لایه حل شده و بنابراین از ضخامت لایه ناحیه تداخل نفوذی کاسته شده است.

به منظور مقایسه تغییرات غلظت عناصر نیکل، پلاتین و آلومینیم عمود بر راستای پوشش، در ضخامت‌های متفاوت لایه پلاتین و همچنین شرایط متفاوت عملیات نفوذدهی آلومینیم، آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی خطی (EDS-line scan) در بزرگنمایی ۷۵۰ انجام گرفت که نتایج آن مطابق با شکل‌های (۹) و (۱۰) آورده شده است. حضور عناصر کروم، مولیبدن، تنگستن، کبالت و تیتانیم در سرتاسر پوشش نیز توسط آنالیز خطی گزارش شد. نتایج



شکل ۱۰- مقایسه تغییرات غلظت و عمق نفوذ عناصر: الف) پلاتین، ب) آلومینیم و ج) نیکل در حالت HTLA در ضخامت‌های ۲، ۴، ۶ و ۸ میکرومتر از پلاتین اولیه

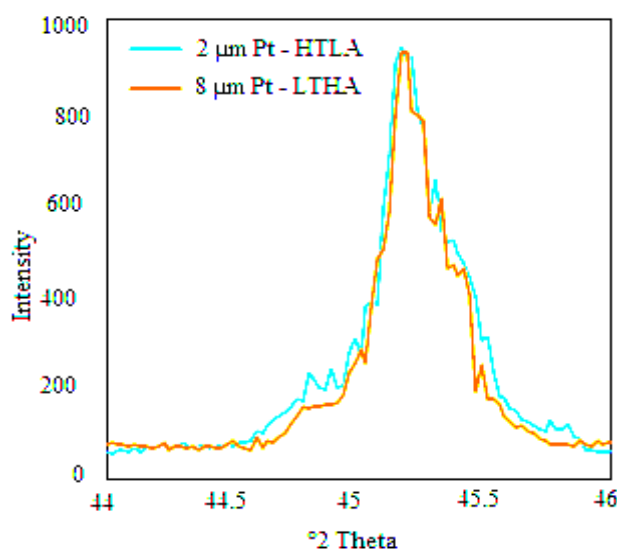
است، در نتیجه تنش داخلی نیز افزایش یافته و زمینه ایجاد بیشتر ناهمواری‌های سطحی ایجاد شده است. نتایج بیانگر رابطه مستقیم افزایش زبری سطح در هر دو روش HTLA و LTHA با افزایش ضخامت لایه پلاتین اولیه است. این در حالی است که در مقایسه دو روش آلومینایزینگ، زبری سطح در حالت LTHA به مراتب بیشتر از حالت HTLA بوده است. با مقایسه ضخامت پوشش نهایی در حالت LTHA با HTLA (شکل ۸) می‌توان دریافت که با افزایش ضخامت نهایی پوشش، زبری سطح نیز افزایش یافته است. افزایش ضخامت نهایی، توأم با افزایش اندازه دانه پوشش بوده [۱۶] و بزرگ شدن دانه‌های پوشش تغییر مورفولوژی سطح و افزایش زبری را در پی خواهد داشت [۲۶].

کرده و در نتیجه باعث کاهش اکتیویته عناصر پلاتین و نیکل و در نهایت کاهش میزان نفوذ آنها خواهد شد که این مورد با نتایج به‌دست آمده در پژوهش حاضر منطبق است.

نتایج بررسی زبری سطح در این مرحله (مرحله سوم) در جدول (۶) آورده شده است. همانگونه که توضیح داده شد، در این مرحله و پس از انجام عملیات نفوذی آلومینیوم، ساختار پوشش نسبت به مرحله دوم تغییر کرده و سطح مطابق شکل‌های (۵) و (۶) دارای ساختار دوفازی $\beta + \xi$ است. بالا بودن شعاع اتمی آلومینیم (۰/۱۸۲ نانومتر) نسبت به نیکل (۰/۱۶۲ نانومتر) [۲۹] و نفوذ آلومینیم در فاز NiPt (فاز ایجاد شده در مرحله دوم) و تشکیل فاز $\beta - (Ni,Pt)Al$ باعث تغییر در پارامتر شبکه NiPt شده و افزایش کرنش را به‌همراه داشته

جدول ۶- تغییرات زبری سطح تحت تأثیر ضخامت لایه اول پلاتین و روش آلومینایزینگ

ضخامت لایه پلاتین اولیه (میکرومتر)				
۸	۶	۴	۲	
۷/۹	۴/۸	۲/۹	۲/۶	ابتدا
۸	۵	۲/۸	۲/۵	میانی
۷/۸	۴/۶	۳	۲/۷	انتها
۷/۹	۴/۸	۲/۹	۲/۶	مقدار میانگین
زبری (Ra) (میکرومتر)				
۸/۸	۶	۳/۸	۳/۵	ابتدا
۹/۱	۵/۸	۴	۳/۳	میانی
۸/۵	۶/۲	۳/۶	۳/۷	انتها
۸/۸	۶	۳/۸	۳/۵	مقدار میانگین

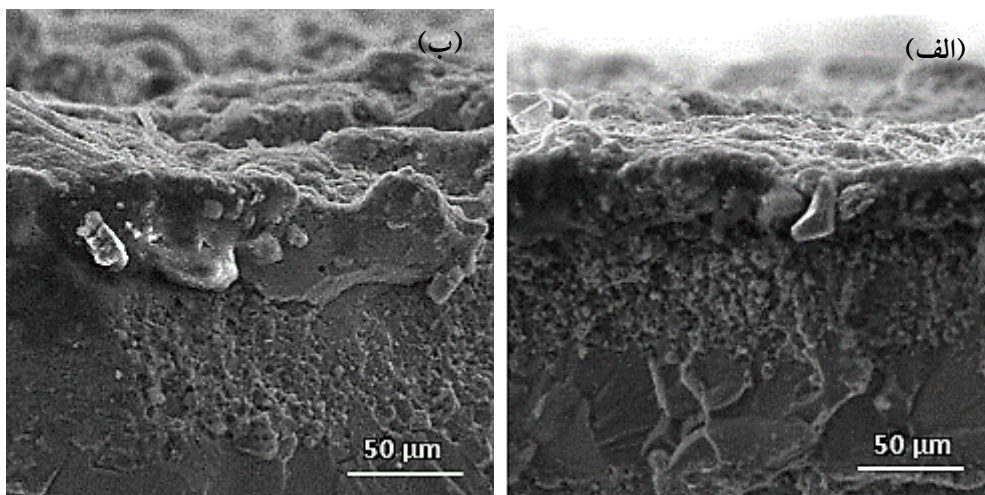


شکل ۱۱- مقایسه پهنای پیک پراش پرتو ایکس فاز زمینه پوشش (NiAl) در دو حالت دو میکرومتر پلاتین و روش HTLA و هشت میکرومتر پلاتین و روش LTHA

میکرون پلاتین و روش آلومینایزینگ LTHA مؤید افزایش اندازه دانه تحت این روش است. این افزایش دانه، افزایش زبری سطح را به دنبال داشته است. در شکل (۱۲)، تصاویر مورفولوژی سطح برای حالت‌های گفته شده به منظور مقایسه، آورده شده است. تفاوت پستی و بلندی‌های موجود در سطح دو نمونه مشهود است.

با بررسی دقیق‌تر نتایج حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی/طیف‌سنجی توزیع انرژی افزایش ضخامت لایه β ، ξ ،

شکل (۱۱) نشان‌دهنده پیک اصلی فاز NiAl (یا همان Ni, Al) به عنوان فاز زمینه پوشش در دو حالت دو میکرومتر پلاتین و روش HTLA (کمترین زبری سطح) و هشت میکرومتر پلاتین و روش LTHA (بیشترین زبری سطح) در محدوده زاویه ۴۴-۴۶ است. همان‌گونه که از شکل مشخص است پهنای پیک NiAl در حالت دو میکرون پلاتین و روش آلومینایزینگ HTLA بیشتر بوده که نشان‌دهنده ریزدانه‌گی این فاز در این حالت است از طرف دیگر پهنای کمتر نمونه هشت



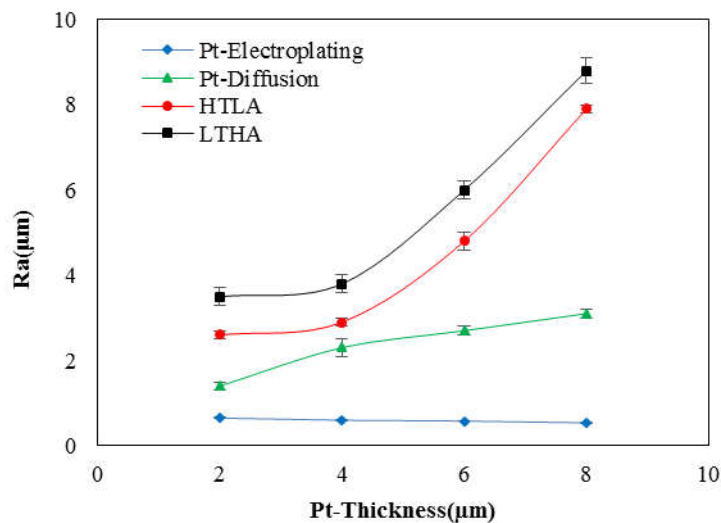
شکل ۱۲- مقایسه مورفولوژی سطح: (الف) دو میکرومتر پلاتین در حالت HTLA و (ب) هشت میکرومتر پلاتین در حالت LTHA

عملیات حرارتی در این دو نوع فرایند مرتبط دانست. مکانیزم‌های تشکیل و رشد پوشش در این دو حالت پوشش‌دهی متفاوت هستند، به نحوی که در حالت HTLA، به علت اکتیویته کم آلومینیم در سطح، نفوذ نیکل از آلیاژ پایه به خارج سریع اتفاق افتاده و فاز β -NiAl تشکیل خواهد شد. از طرف دیگر سرعت کم نفوذ دیگر عناصر موجود در آلیاژ پایه مانند تیتانیم، کبالت، مولیبدن، کروم و تنگستن در مقایسه با نیکل سبب می‌شود که این عناصر بیشتر در لایه ناحیه تداخل نفوذی باقی مانده و از تمرکز بالایی در لایه β برخوردار نباشند. بنابراین در این حالت رسوبات کمتری در لایه خارجی پوشش (β + β') وجود داشته و لذا از زبری پوشش کاسته خواهد شد. این درحالی است که در روش LTHA، عنصر نیکل آلیاژ پایه با آلومینیم موجود در پودر سمانتاسیون در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد وارد واکنش شده و ابتدا فاز سخت δ (Ni₂Al₃) در بالای فاز β تشکیل می‌شود. نفوذ به داخل آلومینیم از بین فاز δ (Ni₂Al₃) با سرعت و سهولت بیشتری اتفاق افتاده و بنابراین به عمق بیشتری از آلیاژ پایه نفوذ می‌کند (شکل‌های ۹ و ۱۰). در این حالت از آنجایی که نفوذ نیکل به خارج به‌کندی صورت می‌پذیرد، لذا عناصر دیگر موجود در ترکیب آلیاژ مانند تیتانیم، کبالت، مولیبدن، کروم و تنگستن، فرصت بیشتری برای حضور در ترکیب β را پیدا کرده و لذا رسوبات بیشتری در لایه خارجی پوشش ایجاد شده است

(جدول ۵) و XRD (شکل ۷)، مشخص می‌شود که با افزایش ضخامت لایه پلاتین در هر دو روش، فاز PtAl₂ با تمرکز بیشتری در سطح ایجاد شده ولی تمرکز این فاز (با توجه به شدت پیک‌های پراش پرتو ایکس) در حالت LTHA بیشتر است. در این حالت با نفوذ آلومینیم به داخل، فاز PtAl₂ نسبت به فاز NiAl فضاهای بیشتری را در سطح پوشش اشغال کرده و این فاز باعث ایجاد برآمدگی‌هایی در زمینه NiAl شده که افزایش زبری سطح را به دنبال خواهد داشت. اما در حالت HTLA با نفوذ به خارج عنصر نیکل از میزان نفوذ آلومینیم به داخل منطبق با نمودارهای شکل (۱۰) کاسته شده و جاهای خالی کمتری برای جانشینی فاز PtAl₂ در زمینه NiAl ایجاد می‌شود در نتیجه فاز PtAl₂ برآمدگی‌های کمتری را در زمینه NiAl ایجاد کرده و در نتیجه زبری سطح نسبت به حالت LTHA کاهش می‌یابد.

با توجه به تغییرات دمایی حین عملیات پوشش‌دهی، عدم انطباق ضرایب انبساط حرارتی عناصر آلومینیم، پلاتین و نیکل نیز می‌تواند با ایجاد کرنش‌های لازم در سطح، روی زبری تأثیرگذار باشد (ضریب انبساط حرارتی آلومینیم برابر با 23×10^{-6} بر درجه سانتی‌گراد است) [۲۵]. این ضریب برای عناصر پلاتین و نیکل در قسمت ۱-۳ آورده شده است.

افزایش زبری سطح در حالت LTHA نسبت به حالت HTLA را نیز می‌توان با استحاله‌های فازی ایجاد شده در حین



شکل ۱۳- تغییرات زبری سطح در مراحل مختلف پوشش دهی و در ضخامت های مختلف از پلاتین اولیه

ضخامت هشت میکرومتر از پلاتین اولیه بیشترین تراکم از فاز PtAl₂ در سطح ایجاد شده است.

در ابتدا با افزایش ضخامت لایه پلاتین، زبری سطح کاهش یافته، این درحالی است که پس از انجام عملیات حرارتی نفوذی، زبری سطح با افزایش ضخامت لایه پلاتین افزایش یافت. نتایج پژوهش همچنین بیانگر رابطه مستقیم افزایش ضخامت لایه پلاتین با افزایش زبری سطح در هر دو روش HTLA و LTHA است. این افزایش در فرایند آلومینایزینگ LTHA مشهودتر بوده به طوری که بیشترین زبری سطح در لایه هشت میکرومتر از پلاتین اولیه و به میزان ۸/۸ میکرومتر ایجاد شده، که می توان افزایش مقدار PtAl₂ در سطح را منطبق بر نتایج میکروسکوپی الکترونی روبشی و پراش پرتو ایکس یکی از دلایل اصلی آن دانست. همچنین زبری سطح ارتباط مستقیم با ضخامت نهایی پوشش دارد به گونه ای که در ضخامت پلاتین هشت میکرومتر و حالت LTHA که ضخامت نهایی پوشش بیشتری حاصل شده، زبری سطح نیز افزایش یافته است.

که این موضوع افزایش زبری سطح را در پی خواهد داشت. با انجام عملیات حرارتی در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد، نیکل فرصت نفوذ به خارج را پیدا کرده و استحاله فازی فاز سخت $\delta(\text{Ni}_2\text{Al}_3)$ به فاز داکتیل تر β را باعث خواهد شد [۳۰]. در نتیجه این تغییرات فازی زبری سطح در این روش نسبت به فرایند HTLA که در آن فاز β به صورت مستقیم تشکیل می شود، افزایش می یابد. در شکل (۱۳) تغییرات زبری سطح در هر یک از مراحل پوشش دهی با یکدیگر مقایسه شده اند.

۴- نتیجه گیری

در هر دو روش آلومینایزینگ HTLA و LTHA، ساختار پوشش نهایی پلاتین- آلومیناید از سه لایه اصلی $\text{PtAl}_2 + \beta(\text{Ni}, \text{Pt})\text{Al}$ (لایه خارجی)، $\beta(\text{Ni}, \text{Pt})\text{Al}$ (لایه میانی) و IDZ (لایه انتهایی فصل مشترک پوشش- فلز) تشکیل شده است. نتایج حاصل از آزمون پراش پرتو ایکس نیز نشان دهنده وجود فازهای PtAl₂ و (Ni,Pt)Al در سطح تمامی پوشش ها ولی با کمیت متفاوت است. در حالت LTHA و در

واژه نامه

1. Scanning Electron Microscope

2. Energy Dispersive Spectroscopy

3. X-Ray Diffraction
4. Roughness Tester

5. Energy Dispersive Spectroscopy-Line Scan
6. Interdiffusion Zone

مراجع

1. Safari, J., Nategh, S., and Sims, C. T., "On the Heat Treatment of Rene-80 Nickel-Base Superalloy", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 17, pp. 240-250, 2006.
2. Streiff, R., "Protection of Materials by Advanced High Temperature Coatings, Primary lecture", *Journal de Physique IV*, Vol. 3, No. 9, pp. 17-42, 1993.
3. Shahriari, F., Ashrafizadeh, F., and Saatchi, A., "Formation Mechanism of Titanium Diffusion Coating on Nickel-Based Superalloy B-1900", *Journal of Advanced Materials in Engineering*, Vol. 31, No. 2, pp. 13-22, 2012.
4. Esin, V., Maurel, V., Breton, P., Koster, A., and Selezneff, S., "Increase in Ductility of Pt-Modified Nickel Aluminide Coating with High Temperature Ageing", *Acta Materialia*, Vol. 105, pp. 505-518, 2016.
5. Liya, Y., Hongfei, C., Bin, L., Guang, Y., Hongjie, L., and Yanfeng, G., "Effect of Pt Content on Initial TGO Formation and Available Al Reserve of PtAl Coatings During Thermal Cycling", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 337, pp. 82-89, 2018.
6. Liya, Y., Hongfei, C., Guang, Y., Bin, L., and Yanfeng, G., "Oxidation Behavior of Hf-Modified Platinum Aluminide Coatings During Thermal Cycling", *Progress in Natural Science: Materials International*, Vol. 28, pp. 34-39, 2018.
7. Das, D. K., Singh V., and Joshi, S. V., "Effect of Prealuminizing Diffusion Treatment on Microstructural Evolution of High-Activity Pt-Aluminide Coatings", *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol. 31 A, No. 8, pp. 2037-2047, 1999.
8. Rafiee, H., Arabi, H., and Rastegari, S., "Effects of Temperature and Al-Concentration on Formation Mechanism of an Aluminide Coating Applied on Superalloy In738LC Through a Single Step Lowactivity Gas Diffusion Process", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 505, pp. 206-212, 2010.
9. Wang, Y. Q., and Sayre, G., "Factors Affecting the Microstructure of Platinum-Modified Aluminide Coatings During a Vapor Phase Aluminizing Process", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 203, pp. 1264-1272, 2009.
10. Yin, J., Cai, W., Zheng, Y., and Zhao, L., "Effects of Pt Thickness on PtSi Formation and Film Surface Morphology", *Surface and Coating Technology*, Vol. 198, pp. 329-334, 2005.
11. Metal Standards & Specifications for Investment Castings, General Electric (GE) Aircraft Engines Specification, C50TF28. Issue S17, p. 1, 1996.
12. Rose, I., and Whittington, C., *Nickel Plating Handbook*, Nickel Institute, Belgium, p. 15, 2014.
13. Baumgartner, M. E., and Raub, Ch. J., "The Electrodeposition of Platinum and Platinum Alloys", *Platinum Metals Rev*, Vol. 32, pp. 188-197, 1988.
14. Rashidghamat, A., Shirvani, K., and Firouzi, S., "Electrodeposition of Platinum on Nickel-Base Superalloy Rene-80", *EFC Workshop on Solutions for High Temperature Corrosion Protection in Energy Conversion System*, EFC Event No. 321, DECHEMA-House, Frankfurt, Germany, 24, 2009.
15. Skinner, P. E., "Improvements in Platinum Plating a New Generation of Electroplating Bathes", *Platinum Metals Rev*, Vol. 33, pp. 102-105, 1989.
16. Yavorska, M., and Sieniawski, J., "Effect of Diffusion on Platinum Coatings Deposited on the Surface of Nickel Based Superalloy by the Electroplating Process", *Archives of Materials Science and Engineering*, Vol. 45, No. 1, pp. 56-60, 2010.
17. Shirvani, K., Firouzi, S., and Rashidghamat A., "Microstructures and Cyclic Oxidation Behaviour of Pt-free and Low-Pt NiAl Coatings on the Ni-Base Superalloy Rene-80", *Corrosion Science*, Vol. 55, pp. 378-384, 2012.
18. Bose, S., *High Temperature Coating Book*, 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, p. 77, 2017.
19. Krishna, G. R., Das D. K. and Singh, V., "Role of Pt Content in the Microstructural Development and Oxidation Performance of Pt-Aluminide Coatings Produced using a High-Activity Aluminizing Process", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 251, pp. 40-47, 1998.
20. ASTM E3-11, *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*, ASTM Committee, 2011.
21. ASTM E883 - 11, *Standard Guide for Reflected-Light Photomicrography*, ASTM Committee, 2011.
22. DIN 4768, *Determination of Values of Surface Roughness Parameters Ra, Rz, Rmax*, 1990.
23. Warnes, B. M., Dushane N. S., and Cockerill, J. E., "Cyclic Oxidation of Diffusion Aluminide Coatings on Cobalt Base Superalloys", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 148, No. 2, pp. 163-170, 2001.
24. Chen, S., Ke, F., Zhou, M., and Bai, Y., "Atomistic Investigation of the Effects of Temperature and Surface Roughness on Diffusion Bonding Between Cu and Al", *Acta Mater*. Vol 55, pp. 3169-3175, 2007.
25. Masina, C. J., "Annealing Effects on Pt Coating Morphology", Ph.D Thesis, University of Zululand, 2009.
26. ASM Handbook, *Surface Engineering*, Vol. 5, p. 1767, 2000.
27. Pedraza, F., Kennedy, A. D., Kopecek, J., and

- Moretto, P., "Investigation of the Microstructure of Platinum-Modified Aluminide Coatings", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 200, No. 12, pp. 4032-4039, 2006.
28. Kiruthika, P., and Paul A., "A Pseudo-Binary Interdiffusion Study in the β -(Ni,Pt)Al Phase," *Philosophical Magazine Letters*, Vol. 95, pp. 138-144, 2015.
29. Zhang, Z. X., Jiang, H., Russell, A. M., Skrotzki, W., Müller, E., Schneider, R., Gerthsen, D., and Cao, G. H., "Microstructural Evolution and Phase Transformation in the Liquid-Solid Al/Ni Diffusion Couple", *Philosophical Magazine*, pp. 1-18, 2019.
30. Boone, D. H., Deb, P., Purvis, L. I., and Rigney, D. V., "Surface Morphology of Platinum Modified Aluminide Coatings", *Journal of Vacuum Science & Technology A*, Vol. 3, No. 6, pp. 2557-2563, 1985.