

مطالعه مقایسه‌ای رفتار اکسایش سوپرآلیاژ اینکونل ۷۳۸ و روکش لیزری NiCrAlY در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد

سید مسعود برکت^{۱*}، محمد انصاری^۲، رضا شجاع‌رضوی^۳، غلامرضا گردانی^۴، احمد احمدی بنی^۵

^{۱،۳،۴،۵} دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، شاهین شهر، اصفهان، ایران (به ترتیب دکترا، استاد، دکترا، کارشناسی ارشد)

^۲ باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران (کارشناسی ارشد)

* نویسنده مسئول: m.barekat@mut-es.ac.ir

تاریخ دریافت: ۱۳۹۵/۱۲/۲۵ تاریخ پذیرش: ۱۳۹۶/۰۵/۰۲

چکیده

سوپرآلیاژ اینکونل ۷۳۸ بطور گسترده‌ای در قطعات مسیرداغ توربین‌های گازی مورد استفاده قرار می‌گیرد. این قطعات مسیرداغ تحت شرایط اکسایش شدید در دماهای بالا قرار گرفته و در نتیجه طول عمر کاری آنها بطور چشمگیری کاهش می‌یابد. با در نظر گرفتن این مشکل، پوشش‌های NiCrAlY بطور موثری می‌توانند به منظور حفاظت از این قطعات مسیرداغ مورد استفاده قرار گیرند. در این پژوهش از فرایند روکش کاری لیزری برای پوشش‌دهی آلیاژ NiCrAlY روی سطح زیرلایه اینکونل ۷۳۸ جهت بهبود مقاومت به اکسایش دما بالا استفاده شد. به‌منظور مقایسه رفتار اکسایشی، زیرلایه اینکونل ۷۳۸ و روکش لیزری NiCrAlY جداشده از زیرلایه، به صورت مجزا تحت آزمون اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد قرار گرفتند. روکش کاری لیزری با آلیاژ NiCrAlY منجر به تشکیل ساختار دندریتی هیپوئوتکتیک γ/β شد. همچنین، نتایج آزمون‌های اکسایش نشان داد که مقاومت به اکسایش روکش لیزری بطور قابل توجهی بهتر از زیرلایه اینکونل ۷۳۸ بوده و این روکش می‌تواند انتخابی کارآمد برای حفاظت از قطعات مسیر داغ از جنس سوپرآلیاژ اینکونل ۷۳۸ باشد.

کلمات کلیدی: سوپرآلیاژ اینکونل ۷۳۸؛ اکسایش؛ پوشش NiCrAlY؛ روکش کاری لیزری؛

A comparative Study of the Oxidation Behavior of Inconel 738 Superalloy and Laser-Cladded NiCrAlY Coating at Temperature of 1200 °C

M. Barekat^{1*}, M. Ansari², R. Shoja-Razavi³, G. R. Gordani⁴, A. Ahmadi-Bani⁵

1,3,4,5 Department of Materials Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Shahin Shahr, Isfahan, Iran (PhD, Professor, PhD, MSc, respectively)

2 Young Researchers and Elite Club, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran (MSc)

* Corresponding Author: m.barekat@mut-es.ac.ir

Submission: 2017, 03, 15 Acceptance: 2017, 07, 24

Abstract

Inconel 738 superalloy is widely used for hot-section components of gas turbines. These hot-section components are exposed to an extremely oxidative environment at high temperatures and consequently their life span is dramatically decreased. Considering this problem, NiCrAlY coatings can be effectively used to protect the hot-section components. In this study, laser cladding process was used to coat a NiCrAlY alloy on the surface of Inconel 738 substrate for the purpose of improving the high-temperature oxidation resistance. In order to compare the oxidation behavior, oxidation tests at temperature of 1200 °C were individually conducted on Inconel 738 substrate and freestanding laser-cladded NiCrAlY coating. Laser cladding of NiCrAlY alloy resulted in the formation of hypo-eutectic dendritic γ/β structure. Moreover, the results of oxidation tests showed that the oxidation resistance of the laser-cladded coating was significantly better than that of Inconel 738 substrate and this coating can be an effective choice for protecting the hot-section components made of Inconel 738 superalloy.

Keywords: Inconel 738 superalloy; Oxidation; NiCrAlY coating; Laser cladding;

١ - مقدمة

سوپر آلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۳۸ کم کربن کاربرد وسیعی در ساخت قطعات مسیر داغ توربین‌های گازی بخصوص پره‌های متحرک ردیف اول دارد. پره‌های توربین‌های گازی بسته به شرایط کاری همواره در معرض بارهای ترمومکانیکی و محیط‌های خورنده قرار دارند. لذا استفاده از پوشش‌های محافظ برای پره‌های متحرک توربین‌های گازی برای افزایش مقاومت آن‌ها در برابر خوردگی و اکسایش، لازم و ضروری است. پوشش‌هایی که برای این منظور بکار گرفته می‌شوند، شامل پوشش‌های آلومینیدی، پوشش‌های MCrAlY و پوشش‌های سد حرارتی می‌باشند. در این میان، پوشش‌های MCrAlY می‌تواند به طور موثری برای حفاظت از قطعات مسیر داغ توربین‌های گازی استفاده شوند. پوشش‌های MCrAlY می‌توانند، از طریق تشکیل اکسیدهای آلومینیم و کروم در سطح، قطعات را در برابر محیط اطراف آن‌ها محافظت کنند [۱].

محتویات کروم و آلومینیم پوشش‌های MCrAlY می‌تواند محافظت خوبی در برابر خوردگی و اکسایش داشته باشد. عمر پوشش‌های MCrAlY در طول فرایند اکسایش با سرعت مصرف منابع آلومینیم برای رشد پوسته اکسیدی سنجیده می‌شود. هنگامی که کاهش شدید منابع آلومینیم در پوشش اتفاق می‌افتد، پوسته اکسیدی نمی‌تواند از زیرلایه محافظت کند و برخی از اکسیدهای غیرمحافظ مانند NiO و اسپینل $\text{Ni}(\text{Cr},\text{Al})_2\text{O}_4$ می‌توانند تشکیل شوند که موجب ترک خوردگی و کنده شدن پوسته اکسیدی می‌شوند. بنابراین، میزان در دسترس بودن آلومینیم تعیین کننده اصلی طول عمر اکسایش این پوشش‌ها است [۲ و ۳]. مطالعات قبلی [۴-۱۰] نشان دادند که مقاومت اکسایش پوشش‌های MCrAlY نه تنها به ترکیب شیمیایی بلکه به ریزساختار نیز بستگی دارد. علاوه بر این، کیفیت اولیه پوشش‌های MCrAlY تأثیر مهمی در اکسایش دارد. تمام این شرایط به فرایند ایجاد پوشش و پارامترهای فرایند بستگی دارد که می‌تواند رفتار اکسایش را تحت تأثیر قرار دهند [۱۱].

پوشش‌های MCrAlY می‌توانند با استفاده از فرایندهای پاشش حرارتی ایجاد شوند [۱۲]، اما این فرایندها پوشش‌هایی با ساختار چندبلوری و جهت‌گیری کریستالی تصادفی، تخلخل کم تا متوسط و پیوند مکانیکی ضعیف ایجاد می‌کنند. جهت‌گیری کریستالی تصادفی این پوشش‌ها منجر به کاهش استحکام خستگی

ترمو مکانیکی پوشش ها می شود [۱۳]. علاوه بر این، وجود تخلخل در این پوشش ها اجازه نفوذ اکسیژن را می دهد و در نتیجه مقاومت به اکسایش کاهش می یابد.

فرایند روکش کاری لیزری یکی از جدیدترین روش‌های پوشش‌دهی مواد است. این روش به دلیل دقت اجرایی بالا، سرعت بالای تولید، حرارت ورودی کم، ناحیه متأثر از حرارت باریک، قابلیت اتوماسیون بالا، کنترل مطلوب پارامترهای لیزر و انعطاف‌پذیری موقعیتی و آلیاژی مناسب مورد توجه محققین جهت تعمیر و روکش‌دهی سوپرآلیاژها قرار گرفته است. نواحی آسیب‌دیده قطعات با استفاده از این فرایند با پودری با ترکیب مشابه با زیرلایه تعمیر گردیده و همچنین می‌توان از پودرهای فلزی و سرامیکی برای ایجاد روکشی مقاوم روی سطوح مختلف استفاده کرد [۱۴].

فرایند روکش کاری لیزری ترکیبات MCrAlY با ایجاد روکشی متراکم و همگن با جهت گیری کریستالی مرجح و پیوند متالورژیکی قوی به زیرلایه می تواند مقاومت به اکسایش دما بالا، مقاومت خزشی و مقاومت خستگی حرارتی مناسبی را به طور هم زمان ارائه کند. تاکنون تحقیقات اندکی روی رفتار اکسایش روکش های لیزری ترکیبات MCrAlY صورت گرفته است که غالباً در دماهای ۱۰۰۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد بوده است [۲۰-۱۵]. از آنجائیکه کاربرد پوششهای پاشش حرارتی MCrAlY به دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد محدود می شود [۲۱]، انتظار می رود که روکش های لیزری با توجه به خواص ذکر شده بتوانند دماهای بالاتر از ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد را نیز تحمل کنند.

در پژوهش حاضر ابتدا روکش کاری لیزری پودر NiCrAlY روی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۳۸ انجام می‌شود و این روکش تحت بررسی‌های ریزساختاری و فازی قرار می‌گیرد. سپس رفتار اکسیداسیون اینکونل ۷۳۸ و روکش لیزری NiCrAlY در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد بررسی می‌شود.

۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، سوپرآلیاژ ریختگی اینکونل ۷۳۸ با مقطع دایره‌ای شکل به قطر ۱۰ سانتیمتر و ضخامت ۱۰ میلیمتر به‌عنوان زیرلایه و پودر NiCrAlY با مورفولوژی کروی و اندازه دانه ۱۰۰-۵۰ میکرومتر برای روکش‌کاری لیزری مورد استفاده قرار گرفتند. ترکیب شیمیایی زیرلایه و پودر و در جدول ۱ ارائه شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ انکونل ۷۳۸ و پودر NiCrAlY (برحسب درصد وزنی).

[illegible]

و به منظور شناسایی فازهای تشکیل شده نیز از دستگاه پراش پرتو ایکس ساخت شرکت فیلیپس^۵ استفاده شد. لازم به ذکر است که فرایند روکش کاری و آزمون‌های اکسایش در دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، شاهین شهر، اصفهان انجام شد.

نتایج و بحث

بررسی ریزساختاری و فازی روکش لیزری NiCrAlY

آنالیز پراش پرتو ایکس از نمونه روکش کاری شده چندپاس با ۶۵ درصد هم پوشانی عرضی در شکل ۱ نشان داده شده است. همان طور که در شکل مشخص شده نمونه شامل فاز γ (محلول جامد نیکل - کروم) و فاز β (NiAl) (کد کارت پراش ۱۱۸۷-۰۴۴-۰۰) است و به دلیل درصد بالای آلومینیم فاز انجمادی اولیه γ -Ni₃Al تشکیل نشد. اگر مقدار آلومینیم زیر ۷ درصد وزنی باشد، ساختار دندریتی γ/γ' مورد انتظار خواهد بود. اما در مقادیر آلومینیم بین ۷-۱۱ درصد وزنی (هیپوئوتکتیک) تنها انجماد دندریتهای اولیه γ انتظار می‌رود و فاز β توسط واکنش یوتکتیک باقیمانده در نواحی بین دندریتی تشکیل می‌شود. برای مقادیر آلومینیم بیشتر از ۱۱ درصد وزنی (هایپوئوتکتیک) انجماد یوتکتیک γ/β و یا رشد هم محور دندریتهای β مورد انتظار خواهد بود و تشکیل دندریتهای ستونی γ تنها در منطقه ذوب مجدد کف حوضچه ممکن خواهد بود [۱۳]. با توجه به آنالیز ترکیب پودر استفاده شده (جدول ۱) مقدار آلومینیم حدود ۱۰ درصد وزنی و بین ۷-۱۱ درصد وزنی است، لذا آلیاژ در ناحیه هیپوئوتکتیک است. حضور پیک‌های قوی فاز γ ، پیک‌های ضعیف فاز β و عدم حضور فاز γ -Ni₃Al، می‌تواند تشکیل ساختار دندریتی γ و حضور فاز β در نواحی بین دندریتی را تایید نماید.

شکل ۲ الف سطح مقطع طولی (موازی با جهت روبش لیزر) روکش را نشان می‌دهد. همان طور که در تصویر مشخص است، ساختار در عمده لایه روکش دندریتی است. با توجه به نتایج پراش پرتو ایکس به نظر می‌رسد ریزساختار شامل دندریتهای فاز γ و فاز بین دندریتی β است. بررسی شکل نشان می‌دهد، لایه روکش دارای ساختار دندریتی ستونی بوده و قسمت بالای پوشش ساختار به دندریتی هم محور تغییر یافته است. بررسی دلایل شکل‌گیری این ساختارها در پوشش نیازمند تحلیل انجماد حوضچه مذاب در حین فرایند روکش کاری دارد. در فرایند رسوب لیزری، سرعت انجماد در قسمت پایین لایه بسیار بالا می‌باشد. قسمت بالای لایه در مقایسه با قسمت پایین لایه آهسته‌تر منجمد می‌شود. با توجه به سرعت بالای انجماد در قسمت پایین حوضچه مذاب، امکان

برای روکش کاری لیزری پودر NiCrAlY روی زیرلایه اینکونل ۷۳۸، از دستگاه لیزر پالسی Nd:YAG مدل IQL-20 (طول موج لیزر ۱/۰۶۴ میکرومتر، فرکانس پالس ۲۰ هرتز و شکل پالس استاندارد مربعی) استفاده شد. روکش کاری لیزری به صورت پاشش هم محور پودر داخل پرتو لیزر انجام شد و از یک ماشین کنترل رقمی کامپیوتری^۱ چهار محوره برای کنترل سرعت و حرکت نمونه‌ها نسبت به پرتو لیزر استفاده شد. به منظور اطمینان از کیفیت روکش نهایی از پارامترهای بهینه فرایند برای این روکش خاص استفاده شد. پارامترهای بهینه به شرح زیر هستند: توان ۳۰۰ وات، سرعت روبش ۴ میلیمتر بر ثانیه، نرخ پاشش پودر ۲۵۰ میلی گرم بر ثانیه و هم پوشانی عرضی ۶۵ درصد. دیگر پارامترها شامل قطر پرتو، فرکانس و پهنای پالس لیزر به ترتیب مقادیر ثابت ۲ میلیمتر، ۳۵ هرتز و ۳ میلی ثانیه بودند. از گاز آرگون به عنوان گاز حامل پودر و گاز محافظ استفاده شد. پارامترهای فرایند روکش کاری لیزری بر مبنای نتایج تحقیق قبلی نویسندگان همین مقاله انتخاب شدند [۲۲].

پس از فرایند روکش کاری لیزری، روکش با استفاده از برشکاری به کمک سیم از زیرلایه جدا شد. نمونه‌های آزمون اکسایش با طول و عرض ۱۰ میلیمتر و ضخامت ۵۰۰ میکرومتر از روکش جدا شده و اینکونل ۷۳۸ بریده شدند. نمونه‌ها قبل از آزمون اکسایش سمباده زده شده و در محلول استون شسته شدند. آزمون اکسایش غیرپیوسته با استفاده از یک کوره لوله‌ای و تحت اتمسفر هوای ساکن انجام شد. نمونه‌ها درون بوت‌هایی از جنس آلومینا در دمای محیط درون کوره قرار گرفتند و سپس سیکل حرارتی روی آن‌ها اعمال شد. سیکل حرارتی شامل حرارت‌دهی از دمای محیط تا دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد با نرخ ثابت ۱۰ درجه سانتیگراد بر دقیقه، نگهداری در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۰ ساعت و سپس سرد شدن درون کوره تا دمای محیط بود. نمونه‌ها در حین حرارت‌دهی و خنک‌سازی درون کوره بودند. پس از هر سیکل حرارتی، بوت‌های حاوی نمونه‌ها از کوره خارج شده و با استفاده از ترازوی الکترونیکی با دقت ۰/۱ میلی گرم وزن شدند. برای لحاظ کردن تکرارپذیری، آزمون اکسایش در مجموع روی ۲ نمونه از اینکونل ۷۳۸ و ۴ نمونه از روکش لیزری NiCrAlY انجام شد.

نمونه‌ها قبل و بعد از آزمون اکسایش با استفاده از روش‌های استاندارد متالوگرافی آماده‌سازی شدند. بررسی‌های میکروساختاری با استفاده از میکروسکپ الکترونی روبشی تابش میدانی^۲ ساخت شرکت تسکن^۳ مجهز به آنالیزگر طیف سنج انرژی پرتو ایکس^۴ انجام شد.

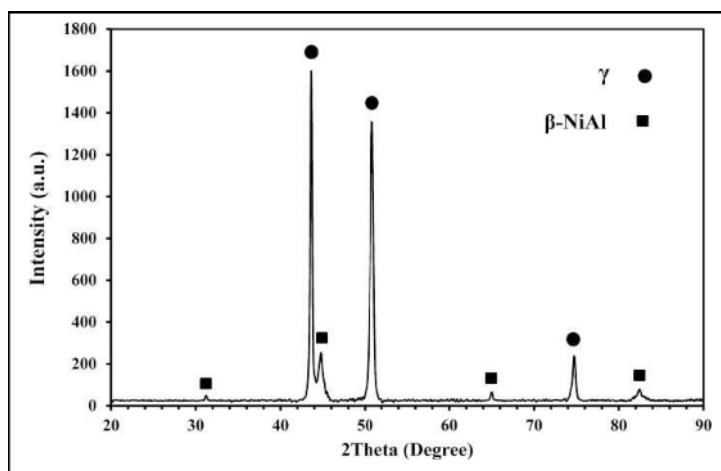
1- Computer numerical controlled (CNC) machine

3- TESCAN

5- Philips

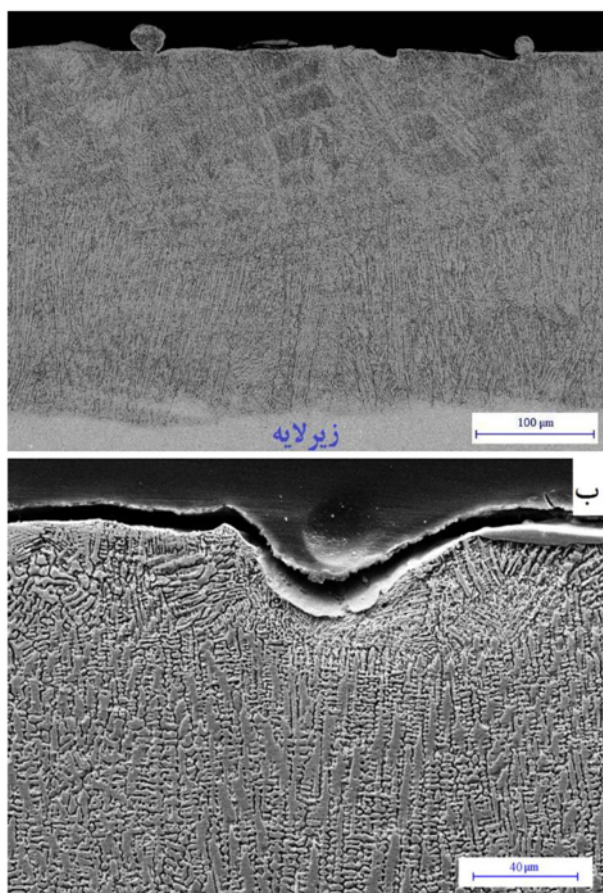
2- Field emission electron microscope (FESEM)

4- Energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS)



شکل ۱- آنالیز پراش پرتو ایکس از نمونه روکش شده چندپاس (توان ۳۰۰ وات، سرعت روبش ۴ میلیمتر بر ثانیه و نرخ پاشش پودر ۲۵۰ میلی گرم بر ثانیه) با ۶۵ درصد هم پوشانی عرضی.

در نواحی نزدیک سطح لایه روکش را بهتر نشان می‌دهد. با توجه به اینکه صرفاً جهت دندریت‌ها تغییر یافته لذا تغییر فاز صورت نگرفته و تمامی روکش متشکل از دو فاز γ و β است.



شکل ۲- الف) تصویر با بزرگنمایی پایین و ب) تصویر با بزرگنمایی بالا از سطح مقطع طولی نمونه روکش شده چندپاس (توان ۳۰۰ وات، سرعت روبش ۴ میلیمتر بر ثانیه و نرخ پاشش پودر ۲۵۰ میلی گرم بر ثانیه) با ۶۵ درصد هم پوشانی عرضی.

رشد دندریت‌های ثانویه وجود ندارد. در نتیجه قسمت پایین عمدتاً شامل دندریت‌های اولیه است. از قسمت پایین به بالای حوضچه مذاب، تغییر ریزساختار از کاملاً ستونی به دندریتی هم‌محور مشاهده می‌شود. به نظر می‌رسد، در فصل مشترک پوشش و زیرلایه نرخ رشد کم است و با فاصله گرفتن از فصل مشترک به سمت سطح پوشش نرخ رشد افزایش می‌یابد. گرادیان دمایی در پایین حوضچه مذاب بیشترین مقدار را داشته و با نزدیک شدن به سمت سطح حوضچه (منبع حرارت لیزر) گرادیان دمایی کاهش می‌یابد. در فصل مشترک، تحت انجماد ترکیبی کمترین مقدار و در سطح پوشش تحت انجماد ترکیبی بیشترین مقدار را دارد. بنابراین از فصل مشترک به سمت سطح پوشش نسبت گرادیان دما به نرخ رشد کاهش می‌یابد. در سرتاسر منطقه ذوب حالت انجماد از سلولی به دندریتی ستونی و دندریتی هم‌محور تغییر می‌یابد. ناحیه سلولی بسیار نازک است، زیرا تغییرات نسبت گرادیان دما به نرخ رشد در این ناحیه بسیار زیاد است. اغلب حوضچه مذاب به صورت ساختار دندریتی ستونی است. زیرا تغییرات نسبت گرادیان دما به نرخ رشد با نزدیک شدن به سطح کاهش می‌یابد.

از فصل مشترک روکش / زیرلایه تا تقریباً نیمه روکش، ساختار به صورت جهت دار رشد کرده است. دندریت‌ها تمایل دارند در جهت آسان^۱ رشد کنند. بنابراین در حین انجماد دانه‌هایی که جهت رشد آسان آن‌ها عمود بر فصل مشترک بوده، به سهولت بیشتری رشد کرده و دانه‌هایی که جهت گیری مناسبی ندارند، از این رقابت حذف شده‌اند. در نیمه دوم روکش، که به سطح نزدیک‌تر شده و سرعت انجماد افزایش می‌یابد، دانه‌های سرگردان مکرراً رشد دندریت‌ها را تحت تاثیر قرار داده و ساختار دندریتی شروع به تغییر جهت می‌کند. شکل ۲ب در بزرگنمایی بالاتر تغییر جهت دندریت‌ها

اکسایش دما بالا زیر لایه اینکونل ۷۳۸

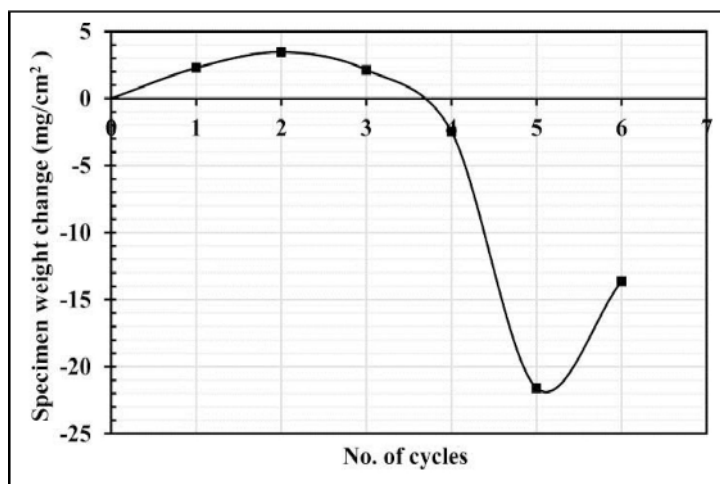
رفتار اکسایش دما بالای زیر لایه اینکونل ۷۳۸ با انجام ۶ سیکل اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد ارزیابی شد. نمودار تغییر وزن نمونه برحسب تعداد سیکل در شکل ۳ نمایش داده شده است. اینکونل ۷۳۸ تنها دو سیکل حرارتی را در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد تحمل کرد و پس از آن تخریب کامل پوسته اکسیدی اتفاق افتاد که به دنبال آن گسیختگی و اکسایش تسریع یافته مشاهده شد.

شکل ۴ الگوی پراش پرتو ایکس نمونه اینکونل ۷۳۸ پس از ۶ سیکل اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد را نشان می‌دهد. الگوی پراش، پیک‌های مربوط به فازهای TiO_2 روتیل (کد کارت پراش ۱۲۷۶-۰۱-۰۰)، اکسید آلومینیم Al_2O_3 (کد کارت پراش ۱۲۱۲-۰۱-۰۰)، اکسید نیکل NiO (کد کارت پراش ۰۱۴۹-۰۱-۰۰)، اکسید کروم Cr_2O_3 (کد کارت پراش ۱۴۷۹-۰۱-۰۰) و پیک‌های خفیف فازهای اسپینل $\text{Ni}(\text{Co}, \text{Cr}, \text{Al}, \text{W}, \text{Ta})_x\text{O}_y$ (کدهای کارت پراش ۰۱۰۳۳۹-۰۱-۰۰، ۰۱۰۷۸۱-۰۱-۰۰، ۰۱۲۷۲-۰۱-۰۰، ۰۱۰۷۵۵-۰۱-۰۰، ۰۱۰۷۰۲-۰۱-۰۰) را نشان می‌دهد. این یافته تأیید می‌کند که در اثر قرارگیری آلیاژ اینکونل ۷۳۸ در معرض اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد یک پوسته اکسیدی مشتمل بر فازهای ذکر شده روی سطح آن تشکیل شده است.

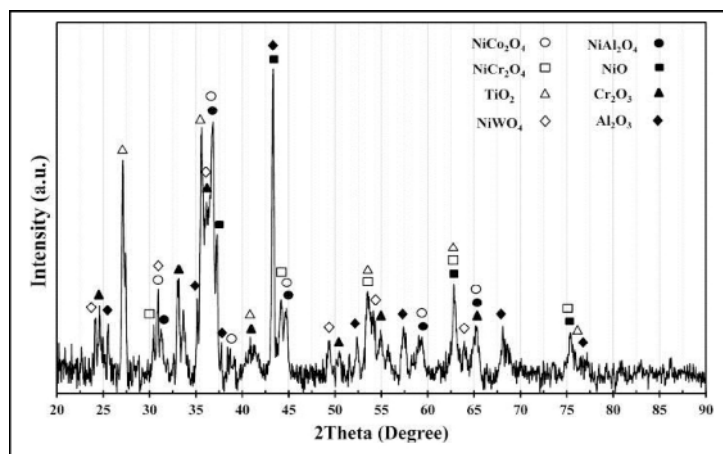
شکل ۵ تصاویر میکروسکوپی الکترون برگشتی و ثانویه سطح بیرونی نمونه اینکونل ۷۳۸ را پس از ۶ سیکل اکسایش در دمای

۱۲۰۰ درجه سانتیگراد نشان می‌دهد. در تصویر میکروسکوپی الکترون ثانویه، حضور ذرات جدا شده و ناهمواری سطح به وضوح دیده می‌شود. قابل ذکر است که این تصویر پس از ۶ سیکل اکسایش و پس از زمانی که پوسته شدن شدید اتفاق افتاده، در مرحله سوم اکسایش سیکلی که گسیختگی و اکسایش تسریع یافته اتفاق می‌افتد، گرفته شده است. به این دلیل، پوسته اکسیدی به دلیل پوسته شدن و ترمیم مجدد بسیار ناهموار است. تصویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از سطح پوسته اکسیدی در همان ناحیه گرفته شده و وجود ناهمگونی فازی و توزیع غیر یکنواخت عناصر در نقاط مختلف لایه اکسیدی را نشان می‌دهد. همچنین در نواحی مختلف بسته به این که پوسته اکسیدی در چه مرحله‌ای از گسیختگی یا ترمیم باشد ممکن است ضخامت پوسته اکسیدی و فازهای تشکیل دهنده متفاوت باشد. با توجه به آنالیز پراش پرتو ایکس از لایه اکسیدی و حضور فازهای مختلف این تصویر می‌تواند نتایج مربوط به آنالیز پراش پرتو ایکس را تأیید نماید.

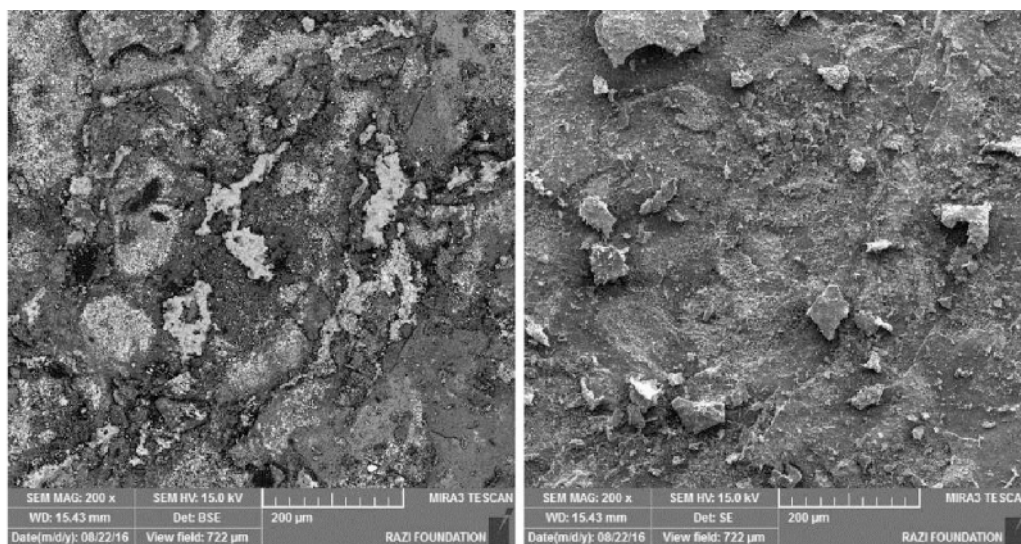
شکل ۶ سطح مقطع نمونه اینکونل ۷۳۸ را پس از ۶ سیکل اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد نشان می‌دهد. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود، اکسایش داخلی در این نمونه اتفاق افتاده است. لیتز^۱ و همکارانش [۲۳] نشان دادند که تشکیل اکسید آلومینیم در داخل نمونه همراه با افزایش حجم است و این افزایش حجم باعث ترک خوردن پوسته اکسیدی و نفوذ نیتروژن به داخل نمونه می‌شود. در نتیجه در داخل نمونه TiN می‌تواند تشکیل شود. ضخامت کل پوسته اکسیدی تشکیل شده در حدود ۱۰۰-۵۰ میکرومتر است.



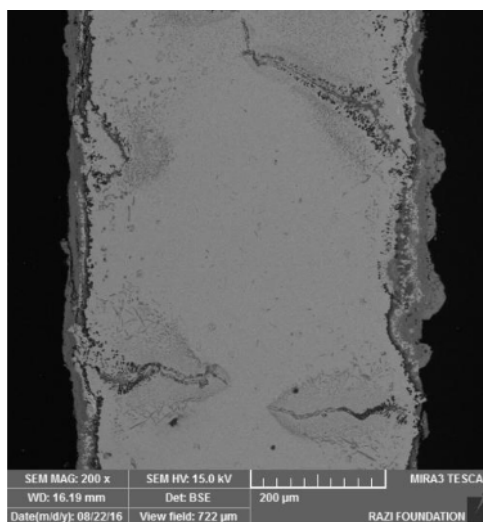
شکل ۳- نمودار تغییر وزن نمونه برحسب تعداد سیکل در اکسایش آلیاژ اینکونل ۷۳۸ در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد.



شکل ۴ - آنالیز پراش پرتو ایکس نمونه اینکونل ۷۳۸ پس از ۶ سیکل اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد.



شکل ۵ - تصاویر میکروسکوپی الکترون برگشتی و ثانویه از سطح بیرونی نمونه اینکونل ۷۳۸ پس از ۶ سیکل اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد.

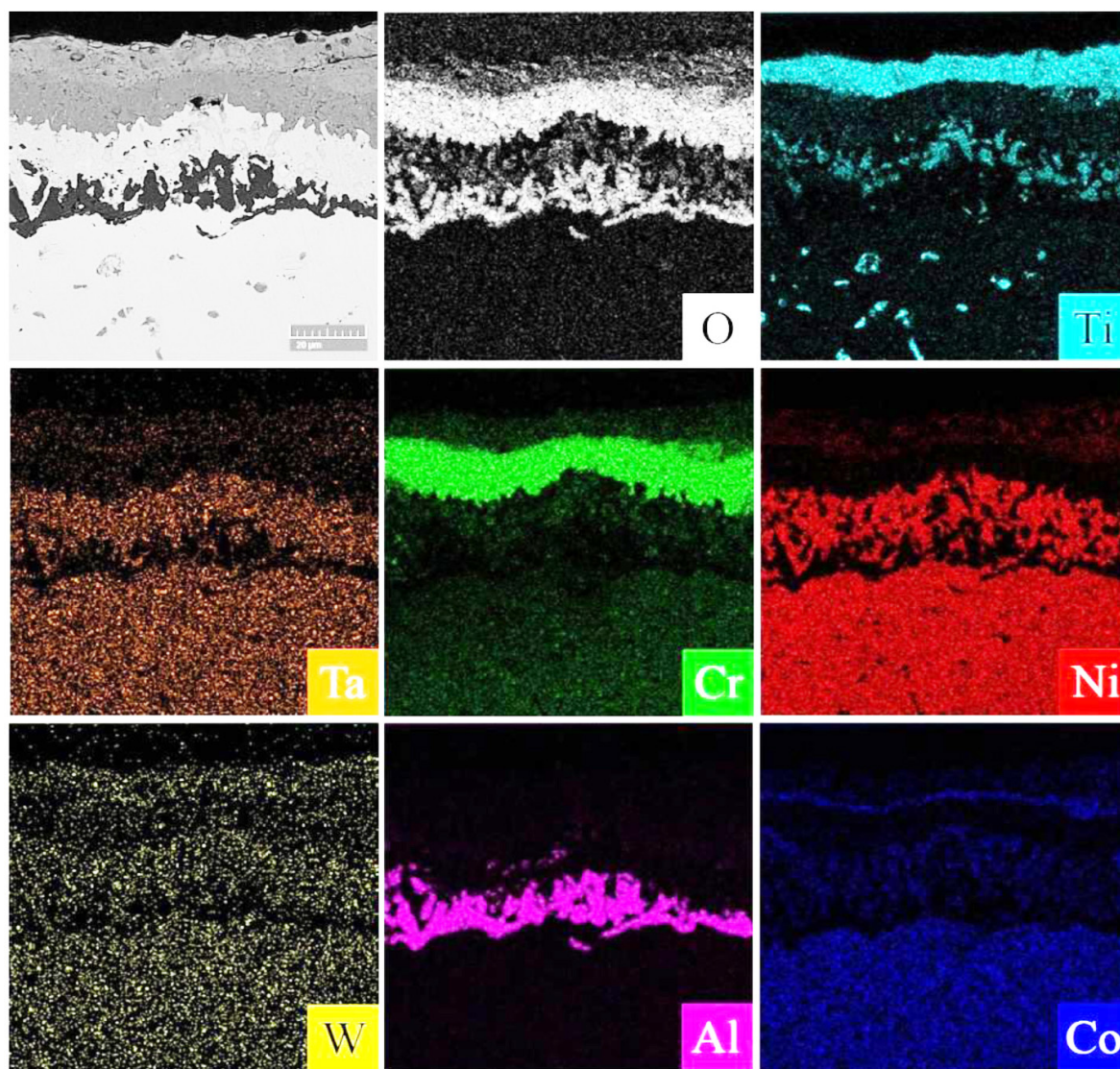


شکل ۶ - تصویر سطح مقطع نمونه اینکونل ۷۳۸ پس از ۶ سیکل اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد.

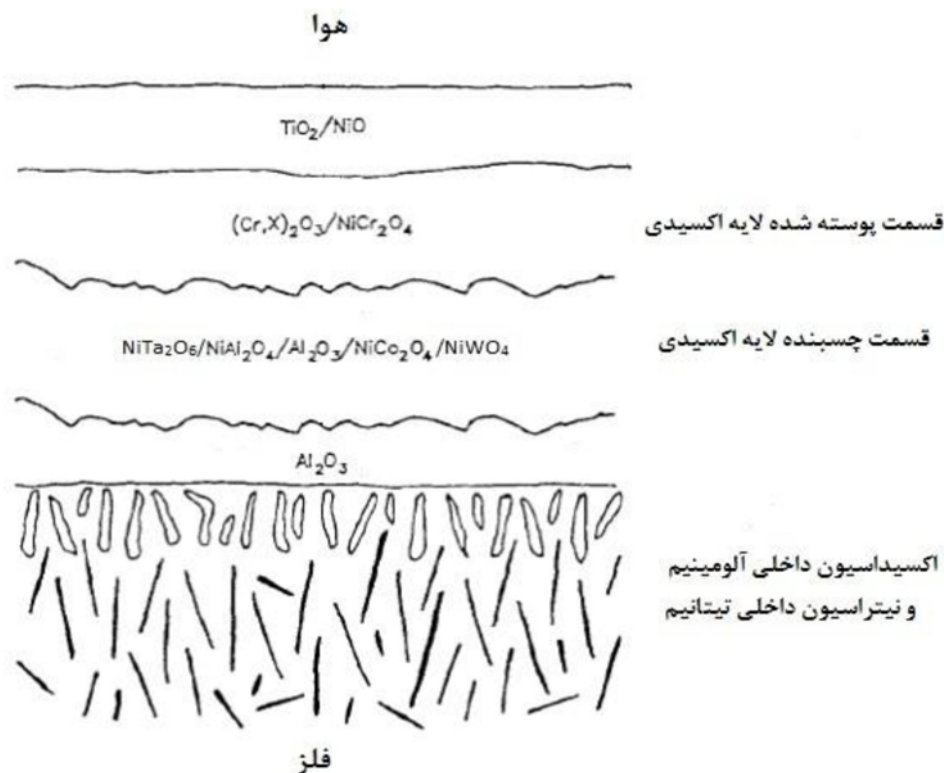
۸ رسم شده است که در آن ترتیب تشکیل اکسیدها نشان داده شده است. به نظر می‌رسد پوسته اکسیدی تشکیل شده در دمای ۱۱۰۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد مشابه بوده و افزایش دما تنها سینتیک فرایند اکسایش رو تسریع کرده است. لایه بیرونی پوسته اکسیدی حاوی TiO_2 و NiO است که در این تحقیق نیز حضور این دو فاز در نواحی نزدیک سطح پوسته اکسیدی تأیید شد. سپس اکسید کروم Cr_2O_3 به همراه $NiCr_2O_4$ وجود دارند که قسمت غیرچسبنده پوسته اکسیدی را تشکیل می‌دهند. قسمت پایین تر که اکسیدهای چسبنده هستند حاوی اسپینل‌های $NiTa_2O_6$ و $NiAl_2O_4$ ، $NiWO_4$ به همراه Al_2O_3 می‌باشد. در زیر پوسته اکسیدی نیز اکسایش داخلی آلومینیم و نیتريداسیون تیتانیم اتفاق می‌افتد.

نقشه عناصر طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس روی قسمتی از پوسته اکسیدی در شکل ۷ نشان داده شده است. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود بیرونی‌ترین لایه پوسته اکسیدی غنی از تیتانیوم است که می‌تواند، همان‌طور که در پراش پرتو ایکس مشخص شد، فاز TiO_2 باشد. لایه بعدی غنی از کروم است به همراه مقدار کمی نیکل که می‌تواند مربوط به فاز Cr_2O_3 و $NiCr_2O_4$ باشد. لایه پائین تر مخلوطی از نیکل، آلومینیم، تانتالیم و تنگستن است که می‌تواند فازهای اسپینل $NiAl_2O_4$ ، $NiWO_4$ ، $NiTa_2O_6$ و یا فاز Al_2O_3 باشد.

نتایج بدست آمده در این پژوهش با نتایج لیتز و همکارانش [۲۴] برای اکسایش اینکونل ۷۳۸ در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد همخوانی دارد. شماتیک تشکیل پوسته اکسیدی بصورت شکل



شکل ۷- نقشه عناصر طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از مقطع پوسته اکسیدی نمونه اینکونل ۷۳۸ پس از ۶ سیکل اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد.



شکل ۸ - شماتیک پوسته اکسیدی تشکیل شده روی اینکونل ۷۳۸ پس از اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد [۲۴].

تشکیل می‌شود. اکسایش آلومینیم در ابتدا در مرحله گذرا اکسایش اتفاق می‌افتد و سپس در اکسایش داخلی شرکت می‌کند. تشکیل اکسید NiO تنها در قسمتهای بیرونی پوسته اکسیدی ممکن است که فشار اکسیژن به اندازه کافی بالا است. نیکل از طریق فاز اسپینل و Cr_2O_3 نفوذ می‌کند اما نفوذ آن از طریق TiO_2 غیرمحتمل است. بنابراین NiO باید در فصل مشترک $\text{TiO}_2/\text{Cr}_2\text{O}_3$ شکل می‌گیرد. مخلوط NiO و NiCr_2O_4 می‌تواند بین Al_2O_3 و Cr_2O_3 تشکیل شود اما به دلیل عدم انطباق ضریب انبساط حرارتی NiO و Cr_2O_3 پوسته اکسیدی از این قسمت پوسته می‌شود.

اکسایش دما بالای روکش NiCrAlY

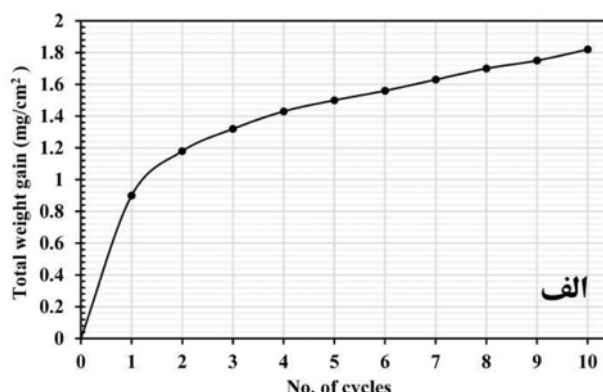
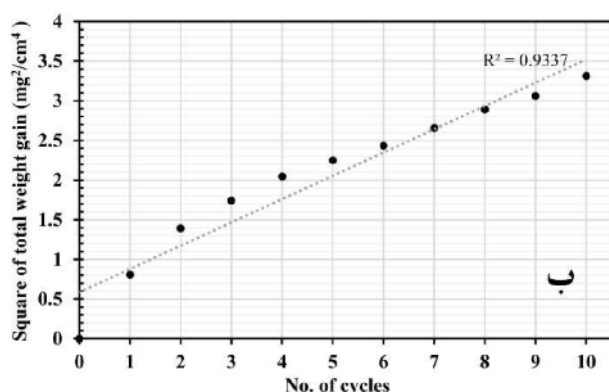
رفتار اکسایش دمای بالای نمونه‌های روکش لیزری چندپاس با انجام ۱۰ سیکل اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد ارزیابی شد. نمودار افزایش وزن کل (نمونه + ذرات پوسته شده) برحسب تعداد سیکل در شکل ۹ (الف) نمایش داده شده است. شکل ۹ (ب) نمودار مربع افزایش وزن کل بر حسب تعداد سیکل اکسایش را نشان می‌دهد. وجود رابطه خطی در نمودار مربع افزایش وزن گواهی برای رفتار اکسایش سهمی‌گون^۱ است که نشان می‌دهد رشد پوسته اکسیدی از طریق نفوذ کنترل می‌شود.

مکانیزم رشد این پوسته اکسیدی پیچیده به راحتی قابل توضیح نیست. تیتانیوم باید از طریق کل پوسته اکسیدی نفوذ کند تا به لایه بیرونی برسد. این موضوع می‌تواند ممکن باشد زیرا Cr_2O_3 مقدار قابل توجهی تیتانیوم را می‌تواند در خود حل کند. همچنین TiO_2 از فصل مشترک $\text{TiO}_2/\text{Cr}_2\text{O}_3$ شروع به رشد می‌کند زیرا یونهای اکسیژن قابلیت حرکت بیشتری نسبت به تیتانیوم دارند. Cr_2O_3 نیز از همین فصل مشترک شروع به رشد می‌کند. این بدین معنی است که نفوذ اکسیژن از طریق لایه بیرونی TiO_2 باید سریعتر از نفوذ Ti و Cr از طریق Cr_2O_3 باشد. در غیراین صورت فشار جزئی اکسیژن در فصل مشترک $\text{TiO}_2/\text{Cr}_2\text{O}_3$ به زیر فشار تعادلی $\text{Cr}/\text{Cr}_2\text{O}_3$ کاهش پیدا خواهد کرد که ایجاد اکسید کروم را غیرممکن می‌کند. به نظر می‌رسد این شرایط حاکم باشد زیرا لایه TiO_2 روی Ti با سرعت بیشتری نسبت به Cr_2O_3 روی Cr رشد می‌کند. نرخ رشد لایه TiO_2 بیرونی از طریق نفوذ Ti از Cr_2O_3 کنترل می‌شود.

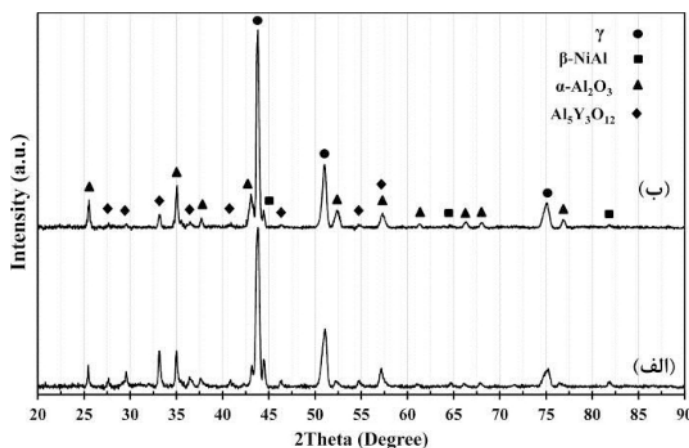
مطابق نقشه عناصر طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس عناصر W، Ta و Al نمی‌توانند از طریق Cr_2O_3 نفوذ کنند و زیر آن فازهای اسپینل را تشکیل می‌دهند. از آنجائیکه اکتیویته اکسیژن برای تشکیل Al_2O_3 کمتر از Cr_2O_3 است، Al_2O_3 در زیر Cr_2O_3

شکل ۱۰ آنالیز پراش پرتو ایکس دو نمونه روکش پس ۲ و ۱۰ سیکل اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. الگوهای پراش روکش‌های اکسیدشده پیک‌های اکسید آلومینیم (Al_2O_3) (کد کارت پراش ۱۲۱۲-۰۴۶-۰۰) و پیک‌های اکسید آلومینیم ایتريم ($Al_5Y_3O_{12}$) (کد کارت پراش ۰۰۴۴-۰۳۳-۰۰) را نشان می‌دهند. این یافته، تأیید می‌کند که در اثر قرارگیری روکش لیزری در معرض اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد یک پوسته اکسیدی حاوی فازهای Al_2O_3 و $Al_5Y_3O_{12}$ روی سطح تشکیل شده است. با این حال حضور فازهای γ و β نیز در الگوهای پراش پس از اکسایش نیز مشاهده می‌شوند. پیک‌های مربوط به فاز γ مشاهده نشد که نشان می‌دهد، این فاز در حین اکسایش تشکیل نشده است. پراش پرتو ایکس از نمونه پس از زمان طولانی‌تر ۱۰ سیکل (شکل ۱۰ ب) نشان می‌دهد که شدت پیک‌های اکسید آلومینیم افزایش یافته درحالی‌که شدت پیک‌های اکسید آلومینیم ایتريم کاهش یافته است، اما تغییری در فازهای تشکیل‌شده اتفاق نیفتاده است. همچنین شدت پیک‌های فاز β کاهش و فاز γ افزایش یافته است که این می‌تواند به دلیل مصرف فاز β در حین اکسایش

تجزیه‌شدن آن به فاز γ باشد. شکل ۱۱ مورفولوژی سطح روکش اکسیدشده در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد پس از ۲ و ۱۰ سیکل را نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل ۱۱ (الف) دیده می‌شود، سطح پوسته اکسیدی پس از ۲ سیکل ظاهری تقریباً پیوسته دارد. با این وجود نواحی تیره و روشنی روی سطح مشاهده می‌شود که به نظر در اثر ترک به وجود آمده‌اند. به نظر می‌رسد، سه ناحیه با سه رنگ سفید، مشکی و خاکستری روی سطح وجود دارد. نتایج طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس نقطه‌ای از شکل ۱۱ (الف) نشان داد که ناحیه سفیدرنگ مربوط به فاز γ ، فاز خاکستری مربوط به اکسید $Al_5Y_3O_{12}$ و ناحیه مشکی رنگ مربوط به Al_2O_3 است. این نتایج با نتایج آنالیز پراش پرتو ایکس که تشکیل این فازها را نشان داد، هم‌خوانی دارد. وجود ترک در پوسته اکسیدی به دلیل تغییر حجم آلومینا حین اکسایش است. در دماهای کمتر از ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد فاز $\theta-Al_2O_3$ جوانه زنی و رشد می‌کند. با افزایش دما تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد این فاز به فاز $\alpha-Al_2O_3$ استحاله می‌کند. این استحاله همراه با تغییر حجم قابل‌توجهی به بزرگی ۱۲ درصد است که منجر به تشکیل ترک در پوسته آلومینا



شکل ۹- الف) نمودار افزایش وزن کل (نمونه+ذرات پوسته‌شده) برحسب تعداد سیکل و ب) نمودار مربع افزایش وزن کل بر حسب تعداد سیکل در اکسایش روکش NiCrAlY در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد.

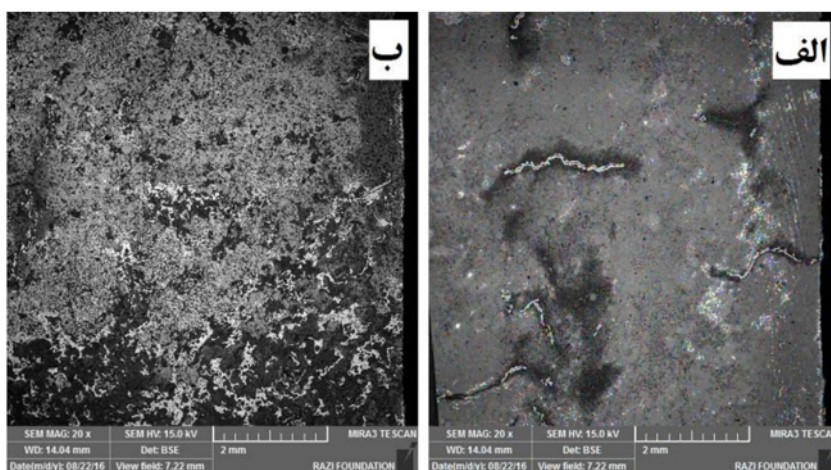


شکل ۱۰- آنالیز پراش پرتو ایکس روکش‌های NiCrAlY، الف) پس از ۲ سیکل اکسایش و ب) پس از ۱۰ سیکل اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد.

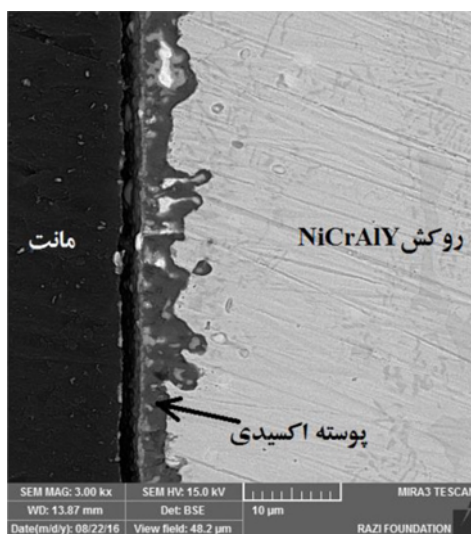
در سمت فصل مشترک پوسته اکسیدی/ روکش به وضوح قابل مشاهده است. در برخی نواحی پوسته اکسیدی به درون آلیاژ NiCrAlY نفوذ کرده و پوسته اکسیدی ضخامت بیشتری دارد. بخش عمده پوسته اکسیدی را Al_2O_3 تشکیل می‌دهد. نواحی روشن درون و روی پوسته اکسیدی، اکسیدهای غنی از ایتیریم یا همان $Al_5Y_3O_{12}$ هستند. نوع کشیده شدن این نواحی روشن نشان می‌دهد که عنصر ایتیریم در حال نفوذ از روکش NiCrAlY به سمت سطح پوسته اکسیدی است. در واقع نواحی زیر پوسته اکسیدی در حال خالی شدن از عناصر آلومینیم و ایتیریم است. عناصر دیگر از جمله نیکل و کروم در پوسته اکسیدی حضور ندارند. بدین معنی که این عناصر اکسید نشده‌اند و پوسته اکسیدی تشکیل شده محافظ بوده و از نفوذ اکسیژن به درون روکش NiCrAlY جلوگیری کرده است. ضخامت پوسته اکسیدی پس از ۲ و ۱۰ سیکل به ترتیب در حدود ۵ و ۸ میکرومتر بود.

می‌شود. پس از تشکیل این ترک‌ها، روکش NiCrAlY در ناحیه ترک خورده بدون محافظ مانده و تحت حمله اکسیژن قرار می‌گیرد و شروع به اکسید شدن می‌کند که نواحی سفید و سیاه رنگ را ایجاد می‌کند. شکل ۱۱ (ب) مورفولوژی سطح روکش اکسید شده پس از ۱۰ سیکل اکسایش را نشان می‌دهد. سطح پوسته اکسیدی غیر پیوسته و ترک و پوسته شدن موضعی روی آن مشاهده می‌شود. همانند شکل ۱۱ (الف)، سه ناحیه با سه رنگ سفید، مشکی و خاکستری روی سطح وجود داشت که مربوط به فاز γ ، اکسید $Al_5Y_3O_{12}$ و اکسید Al_2O_3 هستند.

شکل ۱۲ تصویر سطح مقطع نمونه NiCrAlY اکسید شده پس از ۲ سیکل اکسایش را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، تنها یک پوسته اکسیدی روی سطح روکش تشکیل شده است که نواحی روشنی درون آن وجود دارد. سطح بیرونی پوسته اکسیدی تقریباً مسطح است اما وجود نواسان در ضخامت پوسته اکسیدی



شکل ۱۱- تصاویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از سطح بیرونی روکش NiCrAlY پس از به ترتیب الف) ۲ و ب) ۱۰ سیکل اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد.



شکل ۱۲- تصویر سطح مقطع نمونه روکش NiCrAlY پس از ۲ سیکل اکسایش در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد.

ایتریم در رشد آلومینا باشد. عنصر ایتریم به عنوان یک عنصر واکنش‌گر^۱ اثرات مثبتی در کاهش نرخ رشد پوسته آلومینا، جلوگیری از ایجاد حفره و بهبود چسبندگی پوسته آلومینا دارد. اما این اثرات مثبت در مورد پوشش‌های NiCrAlY می‌تواند توسط برخی ملاحظات، از جمله ملاحظات ریزساختاری و کیفیت اولیه پوشش شامل محتوای اکسیژن، ضخامت و زبری، تحت تاثیر قرار گیرند [۱۱].

به نظر می‌رسد که ریزساختار فشرده و همگن روکش لیزری NiCrAlY توانسته اثرات مثبت عنصر ایتریم را تشویق کرده و منجر به طول عمر بیشتر این روکش‌ها در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد شود. علاوه بر این بهبود در رفتار اکسایش، فهم عمیق‌تر اثر عنصر ایتریم و روابط متقابل آن با ریزساختار روکش لیزری تاکنون بررسی نشده و نیاز به تحقیقات بیشتری دارد.

اما پوسته‌شدن موضعی پس از ۱۰ سیکل اکسایش به دلیل وجود اکسیدهای درشت $Al_5Y_3O_{12}$ در فصل مشترک پوسته اکسیدی / روکش است. تحقیقات نشان داده است که حضور اکسیدهای درشت $Al_5Y_3O_{12}$ (همانطور که به وضوح در شکل ۱۲ دیده می‌شوند) می‌تواند باعث تمرکز تنش‌ها در اطراف این ذرات در حین خنک شدن شوند. این تنش‌های متمرکز شده باعث جوانه‌زنی و رشد ترک در پوسته آلومینا شده و منجر به پوسته‌شدن موضعی پوسته آلومینا در نواحی اطراف اکسیدهای درشت می‌شود [۲۵].

اما بطور کلی روکش NiCrAlY توانست ۱۰ سیکل اکسایش را در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد تحمل کند. این مقاومت به اکسایش خوب روکش لیزری نسبت به پوشش‌های پاشش حرارتی می‌تواند به دلیل ریزساختار این روکش‌ها و تاثیر آن در مشارکت عنصر

نتیجه‌گیری

در این پژوهش روکش کاری لیزری NiCrAlY روی اینکونل ۷۳۸ با موفقیت انجام و رفتار اکسایش اینکونل ۷۳۸ با روکش لیزری مقایسه شد که در ادامه مهمترین نتایج به دست آمده ذکر می‌شود:

- ریزساختار لایه روکش شامل ساختار دندردیتی ستونی بود که دندردیت‌ها در جهت عمود بر زیر لایه رشد جهت‌دار داشته و با نزدیک شدن به سطح روکش، جهت‌گیری دندردیت‌ها تغییر کرده و ساختار دندردیتی هم محور تشکیل شده است. همچنین آنالیز فازی نشان داد ریزساختار شامل فاز دندردیتی γ و فاز بین‌دندردیتی β -NiAl است.
- بررسی اکسایش اینکونل ۷۳۸ در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان داد، پوسته اکسیدی ایجاد شده روی آن دارای چندین لایه مختلف، شامل TiO_2 ، Cr_2O_3 ، Al_2O_3 ، NiO و اسپینل‌های حاوی عناصر W، Ta، Cr و Al است. این پوسته بسیار ناهمگون بوده و پوسته‌شدن شدید در آن رخ داده است.
- بررسی اکسایش لایه روکش کاری لیزری شده NiCrAlY در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان داد، پوسته اکسیدی ایجاد شده روی آن از دو فاز Al_2O_3 و $Al_5Y_3O_{12}$ تشکیل شده است. لایه اکسیدی تقریباً متراکم بوده و سطح بیرونی پوسته اکسیدی تقریباً مسطح است.
- مقایسه نتایج آزمون اکسایش نمونه پوشش‌دار و بدون پوشش نشان داد، مقاومت به اکسایش نمونه اینکونل ۷۳۸ با انجام فرایند روکش کاری لیزری NiCrAlY می‌تواند به‌طور قابل توجهی بهبود یابد و مقاومت به اکسایش این آلیاژ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد ارتقاء یابد.

مراجع

- [1] M. J. Pomeroy, Coatings for gas turbine materials and long term stability issues, Materials and Design, Vol. 26, No. 3, 2005, Pp. 223–231.
- [2] W. R. Chen, X. Wu, B. R. Marple and P. C. Patnaik, Oxidation and crack nucleation/growth in an air-plasma-sprayed thermal barrier coating with NiCrAlY bond coat, Surface and Coatings Technology, Vol. 197, No. 1, 2005, Pp. 109–115.
- [3] E. A. G. Shillington and D. R. Clarke, Spalling failure of a thermal barrier coating associated with aluminum depletion in the bond-coat, Acta Materialia, Vol. 47, No. 4, 1999, Pp. 1297–1305.

- [4] 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, *Corrosion Science*, Vol. 48, No. 9, 2006, Pp. 2750–2764.
- [5] F. H. Yuan, Z. X. Chen, Z. W. Huang, Z. G. Wang and S. J. Zhu, Oxidation behavior of thermal barrier coatings with HVOF and detonation-sprayed NiCrAlY bondcoats, *Corrosion Science*, Vol. 50, No. 6, 2008, Pp. 1608–1617.
- [6] C. Z. Xu, S. M. Jiang, Z. B. Bao, J. Gong and C. Sun, Isothermal oxidation behaviour of a gradient NiCoCrAlSiY coating deposited by arc ion plating on a Ni-based single crystal superalloy, *Corrosion Science*, Vol. 51, No. 6, 2009, Pp. 1467–1474.
- [7] S. M. Jiang, H. Q. Li, J. Ma, C. Z. Xu, J. Gong and C. Sun, High temperature corrosion behaviour of a gradient NiCoCrAlYSi coating II: Oxidation and hot corrosion, *Corrosion Science*, Vol. 52, No. 7, 2010, Pp. 2316–2322.
- [8] M. Chen, S. Zhu and F. Wang, High temperature oxidation of NiCrAlY, nanocrystalline and enamel-metal nano-composite coatings under thermal shock, *Corrosion Science*, Vol. 100, 2015, Pp. 556–565.
- [9] M. Shen, P. Zhao, Y. Gu, S. Zhu and F. Wang, High vacuum arc ion plating NiCrAlY coatings: Microstructure and oxidation behavior, *Corrosion Science*, Vol. 94, 2015, Pp. 294–304.
- [10] J. Wang, M. Chen, L. Yang, S. Zhu and F. Wang, Comparative study of oxidation and interdiffusion behavior of AIP NiCrAlY and sputtered nanocrystalline coatings on a nickel-based single-crystal superalloy, *Corrosion Science*, Vol. 98, No. 2015, 2015, Pp. 530–540.
- [11] D. Naumenko, B. A. Pint and W. J. Quadackers, Current thoughts on reactive element effects in alumina-forming systems : In memory of John Stringer, *Oxidation of Metals*, Vol. 86, No. 1, 2016, Pp. 1–43.
- [12] H. Choi, B. Yoon, H. Kim and C. Lee, Isothermal oxidation of air plasma spray NiCrAlY bond coatings, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 150, No. 2–3, 2002, Pp. 297–308.
- [13] C. Bezençon, A. Schnell and W. Kurz, Epitaxial deposition of MCrAlY coatings on a Ni-base superalloy by laser cladding, *Scripta Materialia*, Vol. 49, No. 7, 2003, Pp. 705–709.
- [14] رضا شجاع رضوی و محمد عرفان منش، فراوری مواد با لیزر، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، ۱۳۹۴.
- [15] K. Partes, C. Giolli, F. Borgioli, U. Bardi, T. Seefeld and F. Vollertsen, High temperature behaviour of NiCrAlY coatings made by laser cladding, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 202, No. 10, 2008, Pp. 2208–2213.
- [16] H. Wang, D. Zuo, J. Yan, M. Huang and X. Li, Effects of nanometer Al₂O₃ particles on oxidation behaviors of laser cladding low Al NiCoCrAlY coatings, *Oxidation of Metals*, Vol. 74, No. 1–2, 2010, Pp. 49–60.
- [17] M. J. Tobar, J. M. Amado, A. Yáñez, J. C. Pereira and V. Amigó, Laser cladding of MCrAlY coatings on stainless steel, *Physics Procedia*, Vol. 56, 2014, Pp. 276–283.
- [18] J. C. Pereira, J. C. Zambrano, M. J. Tobar, A. Yáñez and V. Amigó, High temperature oxidation behavior of laser cladding MCrAlY coatings on austenitic stainless steel, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 270, 2015, Pp. 243–248.

- [19] H. Iwamoto, T. Sumikawa, K. Nishida, T. Asano, M. Nishida and T. Araki, High temperature oxidation behavior of laser clad NiCrAlY layer, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 241, No. 1-2, 1998, Pp. 251-258.
- [20] S. Zhou, Z. Xiong, J. Lei, X. Dai, T. Zhang and C. Wang, Influence of milling time on the microstructure evolution and oxidation behavior of NiCrAlY coatings by laser induction hybrid cladding, *Corrosion Science*, Vol. 103, No. 2016, 2015, Pp. 105-116.
- [21] A. Strawbridge, H. E. Evans and C. B. Ponton, Spallation of oxide scales from NiCrAlY overlay coatings, *Materials Science Forum*, Vol. 251-254, 1997, Pp. 365-372.
- [22] M. Ansari, R. Shoja Razavi and M. Barekat, An empirical-statistical model for coaxial laser cladding of NiCrAlY powder on Inconel 738 superalloy, *Optics and Laser Technology*, Vol. 86, 2016, Pp. 136-144.
- [23] R. M. Vilar, Laser cladding, *Proceedings of SPIE*, Vol. 5147, No. 1999, 2003, Pp. 385-392.
- [24] J. Litz, A. Rahmel and M. Schorr, Selective carbide oxidation and internal nitridation of the Ni-base superalloys IN 738 LC and IN 939 in air, *Oxidation of Metals*, Vol. 30, No. 1-2, 1988, Pp. 95-105.
- [25] J. Litz, A. Rahmel, M. Schorr and J. Weiss, Scale formation on the Ni-base superalloys IN 939 and IN 738 LC, *Oxidation of Metals*, Vol. 32, No. 3-4, 1989, Pp. 167-184.
- [26] J. D. Kuenzly and D. L. Douglass, The oxidation mechanism of Ni₃Al containing yttrium, *Oxidation of Metals*, Vol. 8, No. 3, 1974, Pp. 139-178.