

تأثیر مقدار آلومینیم مخلوط سمانتاسیون پودری روی ساختار و اکسیداسیون سیکلی

پوشش‌های آلومینایدی اصلاح شده با زیرکونیم

ایمان خاکپور^{۱*}، رضا سلطانی^۲، محمود حیدرزاده سهی^۳

چکیده

مکانیزم اصلی تخریب پوشش‌های سد حرارتی، پوسته‌شدن^۴ پوشش میانی^۵ است. پوشش میانی نقش حفاظت در برابر اکسیداسیون، خوردگی داغ و افزایش چسبندگی پوشش سد حرارتی را دارد. به‌کارگیری یک پوشش میانی مناسب، راهکاری مفید برای کاهش پدیده پوسته‌شدن و افزایش عمر مفید پوشش‌های پره توربین است. بهبود عملکرد پوشش‌های پره توربین با استفاده از بکارگیری پوشش‌های آلومینایدی اصلاح‌شده به‌وسیله افزودن عناصر فعال به پوشش، یکی از موضوعاتی است که در سال‌های اخیر مورد توجه بسیاری از صنایع نیروگاهی و سازندگان موتورهای جت قرار گرفته است. در این پژوهش، پوشش آلومینایدی اصلاح‌شده به‌وسیله زیرکونیم به روش سمانتاسیون پودری روی سوپرآلیاژ پایه نیکلی IN-738 ایجاد شده و تأثیر مقدار آلومینیم موجود در منبع تأمین‌کننده آن بر مقاومت به اکسیداسیون سیکلی، ریزساختار، ترکیب شیمیایی و فازی این پوشش‌ها مورد مطالعه قرار گرفته است. در فرایند پوشش‌دهی از $ZrOCl_2 \cdot 8H_2O$ به‌عنوان فعال‌کننده و از Al_2O_3 به‌عنوان ماده پرکننده خنثی استفاده شده است.

اکسیداسیون سیکلی در دمای $1100^\circ C$ انجام پذیرفت که هر سیکل شامل یک ساعت نگهداری نمونه در دمای بالا و سپس خنک شدن به مدت ۱۰ دقیقه در دمای محیط بوده است. نتایج حاصله نشان می‌دهد که پوشش‌های ایجاد شده در حضور منبع با غلظت بالای آلومینیم، مقاومت به اکسیداسیون بهتری در دماهای بالا دارد.

واژه‌های کلیدی: اکسیداسیون سیکلی، پوشش میانی، پوشش آلومینایدی اصلاح شده، سمانتاسیون پودری.

^۱ - دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه تهران، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد

^۲ - استادیار، دانشگاه تهران، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد

^۳ - استاد، دانشگاه تهران، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد

* نویسنده مسوول مقاله: iman.khakpour@ut.ac.ir

پیشگفتار

سوپر آلیاژهای پایه نیکل با توجه به مقاومت مکانیکی قابل توجهی که در دماهای بالا از خود نشان می‌دهند، به شکل گسترده‌ای در ساخت پره‌های توربین استفاده می‌شوند. با این حال، این مواد در محیط‌های با دمای بالا، مقاومت به اکسیداسیون خوبی از خود نشان نمی‌دهند. به همین دلیل استفاده از یک پوشش محافظ به منظور افزایش مقاومت این مواد در برابر آسیب‌های ناشی از قرارگیری در دماهای بالا، روشی کارآمد جهت افزایش طول عمر این قطعات است. یک گروه از پوشش‌هایی که در این زمینه کاربرد زیادی دارد، پوشش‌های نفوذی است که از دهه ۱۹۵۰ میلادی برای این منظور مورد استفاده قرار گرفته است [۱-۴].

متداول‌ترین روش جهت ایجاد پوشش‌های نفوذی، پوشش‌دهی به روش سمانتاسیون پودری است. از جمله مزیت‌های این روش می‌توان به هزینه پایین پوشش‌دهی، مؤثر بودن و قابلیت تکرارپذیری بالای آن اشاره کرد. در این روش قطعاتی که باید پوشش داده شوند در مجاورت مخلوط پودری درون محفظه‌ای بسته قرار می‌گیرد و عملیات حرارتی موردنظر را طی می‌کند. اجزای مخلوط پودری شامل منبع تأمین‌کننده عنصر، فعال‌کننده و ماده پرکننده خنثی است [۵-۹].

پوشش‌های نفوذی آلومینیم متداول‌ترین نوع پوشش نفوذی است، زیرا در محیط اکسید کننده این پوشش‌ها با ایجاد یک لایه محافظ، چگال، یکنواخت و پایدار آلومینا روی سطح قطعات، آن‌ها را در برابر اکسیداسیون و خوردگی داغ حفاظت می‌کنند [۵، ۷، ۱۰].

عوامل گوناگونی بر پوشش نفوذی حاصل از فرایند سمانتاسیون پودری اثر گذارند که از مهم‌ترین آن‌ها می‌توان به مقدار فعال‌کننده موجود در پودر، دما و زمان پوشش‌دهی اشاره کرد. هم چنین اکتیویته عنصر پوشش شونده در منبع پودر بر واکنش‌های شیمیایی که منجر به تولید این پوشش‌ها می‌شود، تأثیر زیادی دارد [۶، ۸، ۱۱].

مطالعات و پژوهش‌های صورت گرفته در زمینه پوشش‌های مورد استفاده در دماهای بالا، نشان می‌دهند که تنش‌های به وجود آمده ناشی از رشد مداوم لایه اکسید و

هم‌چنین تنش‌های ناشی از اختلاف در ضریب انبساط حرارتی لایه اکسید و زیر لایه، سبب ایجاد ترک در لایه اکسیدی می‌شود و اشاعه این ترک‌ها با گذشت زمان موجب پوسته‌شدن و در نهایت انهدام این دسته از پوشش‌ها می‌شود. هم چنین نشان داده شده است که افزودن عناصر فعالی چون ایتیریم، هافنیم و زیرکونیم می‌تواند به شکل مؤثری بر مکانیزم اکسیداسیون و تخریب لایه‌های اکسیدی اثر گذارد و عمر مفید این پوشش‌ها را افزایش دهد. این نکته موجب شده است که در سال‌های اخیر پوشش‌های اصلاح‌شده به وسیله عناصر فعال مورد توجه قرار گیرند. مقاومت بهتر پوشش‌های حاوی هافنیم و زیرکونیم به اکسیداسیون سیکنی در مقایسه با پوشش‌های آلومیناید ساده توسط محققان تأیید شده است [۱۲-۱۴].

سازوکارهای گوناگونی برای نحوه عملکرد این عناصر و افزایش مقاومت به اکسیداسیون این پوشش‌ها ارائه شده است. ایجاد عیوب در سطح مشترک پوشش / پوسته، سبب کاهش چسبندگی پوسته و کاهش عمر پوشش می‌شود. حضور عناصر فعال، باعث کاهش سرعت نفوذ به خارج کاتیون فلزی از طریق پوسته محافظ و موجب تغییر سازوکار اکسیداسیون می‌شود. این پدیده، سبب جلوگیری از ایجاد عیوب در سطح مشترک پوسته - پوشش و افزایش چسبندگی لایه محافظ و افزایش مقاومت به اکسیداسیون و اکسیداسیون چرخه‌ای این پوشش‌ها می‌شود [۱۴-۱۷]. هم چنین پژوهش‌های اخیر نشان داده است که چسبندگی پوسته اکسیدی به صورت مکانیکی به وسیله پدید آمدن میخچه‌هایی^۶ در سطح مشترک پوشش - پوسته افزایش می‌یابد، به این صورت که اکسیدهایی داخل پوشش در فصل مشترک پوسته - پوشش رشد می‌کنند و در واقع سبب بهبود پیوند پوسته اکسیدی و پوشش زیرین می‌شوند. هم چنین جدایش عناصر ناخالصی از جمله گوگرد در سطح

است. نمونه‌ها در ابعاد $2 \times 5 \times 10 \text{ mm}^3$ تهیه شدند و پیش از پوشش‌دهی تا شماره ۴۰۰ سمباده زده و به کمک التراسونیک در استون شستشو شدند.

همان گونه که اشاره شد، در این پژوهش از سماتاسیون پودری برای پوشش‌دهی و به‌منظور انجام این فرایند از $\text{ZrOCl}_2 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$ به‌عنوان فعال‌کننده استفاده شد. این ماده می‌تواند هم‌زمان با ایجاد پوشش آلومینایدی مقداری زیرکونیم نیز در پوشش راسب کند. برای کنترل اکتیویته آلومینیم، از آلیاژ Al-Cr با درصدهای گوناگون آلومینیم به‌عنوان منبع تأمین‌کننده آلیاژ استفاده شد. در جدول ۲ پارامترهای مختلف پوشش‌دهی شامل درصد آلومینیم موجود در آلیاژ Al-Cr، مقدار فعال‌کننده، دما و زمان پوشش‌دهی هر نمونه مشخص شده است.

مشترک پوشش / پوسته، باعث افزایش سرعت به وجود آمدن این عیوب می‌شود که عناصر فعال با توجه به تمایل زیادی که برای واکنش با این ناخالصی‌ها دارند، با آن‌ها واکنش داده و اثر سوء آن‌ها را خنثی می‌کنند [۱۴، ۱۵، ۱۸، ۱۹].

با توجه به اهمیت این دسته از پوشش‌ها و ضرورت بررسی دقیق‌تر آن‌ها، در این پژوهش، تأثیر مقدار آلومینیم موجود در منبع تأمین‌کننده آن بر ریزساختار و عملکرد پوشش‌های آلومینایدی اصلاح‌شده به‌وسیله زیرکونیم بررسی می‌شود.

مواد و روش‌ها

روش انجام آزمایش

در این آزمایش از IN-738 به‌عنوان زیرلیه استفاده شد. ترکیب شیمیایی اسمی این آلیاژ در جدول ۱ ارائه شده

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ زیرلیه

عنصر	Ni	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	Ta	Zr	دیگر عناصر
درصد وزنی	۶۱/۷	۱۵/۵	۸/۵	۳/۵	۳/۵	۲/۵	۱/۹	۱/۶	۰/۰۵	ناچیز

جدول ۲- ترکیب پودر مورد استفاده در فرایند آلومینایزینگ

نمونه‌ها	کد نمونه	مقدار فعال‌کننده ($\text{ZrOCl}_2 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$)	مقدار Al-Cr موجود در پودر	ماده پرکننده	زمان (ساعت)	دما	مقدار Al موجود در آلیاژ Al-Cr
۱	Zr0.5-Al30	۰/۵ %	۱۰ %	% ۸۹/۵	۶	$^{\circ}\text{C}$ ۱۱۳۰	۳۰ at%
۲	Zr1-Al30	۱ %	۱۰ %	% ۸۹	۶	$^{\circ}\text{C}$ ۱۱۳۰	۳۰ at%
۳	Zr0.5-Al50	۰/۵ %	۱۰ %	% ۸۹/۵	۶	$^{\circ}\text{C}$ ۱۱۳۰	۵۰ at%
۴	Zr0.5-Al100	۰/۵ %	۱۰ %	% ۸۹/۵	۶	$^{\circ}\text{C}$ ۱۱۳۰	۱۰۰ at%
۵	Zr1-Al100	۱ %	۱۰ %	% ۸۹	۶	$^{\circ}\text{C}$ ۱۱۳۰	۱۰۰ at%

همچنین فازهای مختلف تشکیل شده در پوشش به کمک پراش پرتو ایکس (XRD) مورد مطالعه قرار گرفت.

نتایج و بحث

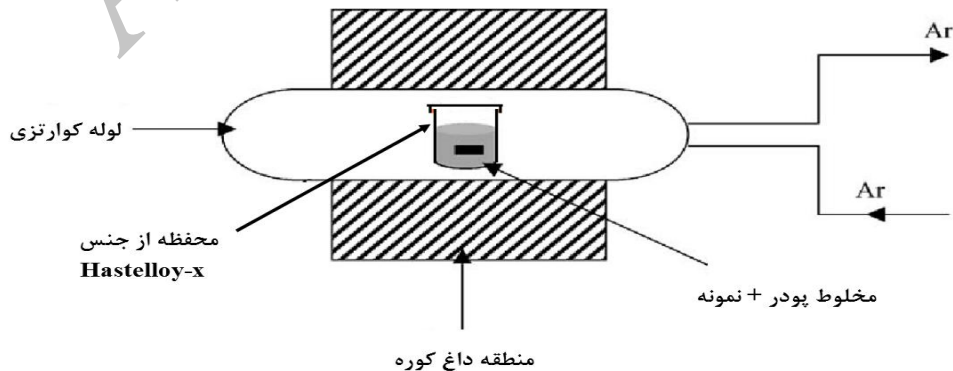
رفتار اکسیداسیون نمونه‌ها

شکل ۲ رفتار اکسیداسیون سیکلی نمونه‌ها در دمای 1100°C را نشان می‌دهد. در مقایسه با نمونه‌ی بدون پوشش، رفتار اکسیداسیون سیکلی نمونه‌های پوشش شده به شکل قابل ملاحظه‌ای بهبود یافته است. هم چنین با توجه به شکل می‌توان دریافت که مقاومت به اکسیداسیون نمونه‌های Zr0.5-Al100 و Zr1-Al100 به شکل قابل توجهی از دیگر نمونه‌ها بیش تر است. با مقایسه رفتار اکسیداسیون پوشش Zr0.5-Al150 و رفتار اکسیداسیون پوشش‌های Zr0.5-Al130 و Zr1-Al130 مشخص می‌شود که مقاومت به اکسیداسیون نمونه Zr0.5-Al150 از نمونه‌های Zr0.5-Al130 و Zr1-Al130 بیش تر است. با توجه به این مطالب می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش درصد آلومینیم موجود در منبع تأمین آن، مقاومت به اکسیداسیون سیکلی پوشش‌های آلومینایدی اصلاح شده با زیرکونیم بهبود یافته است. مطالعه دقیق‌تر این پوشش‌ها و مشخص کردن دلیل بهبود مقاومت به اکسیداسیون با افزایش غلظت آلومینیم در پودر منبع تأمین کننده آن، به مطالعات ریزساختاری، بررسی ترکیب شیمیایی و فازی نمونه‌ها قبل و بعد از اکسیداسیون نیاز دارد.

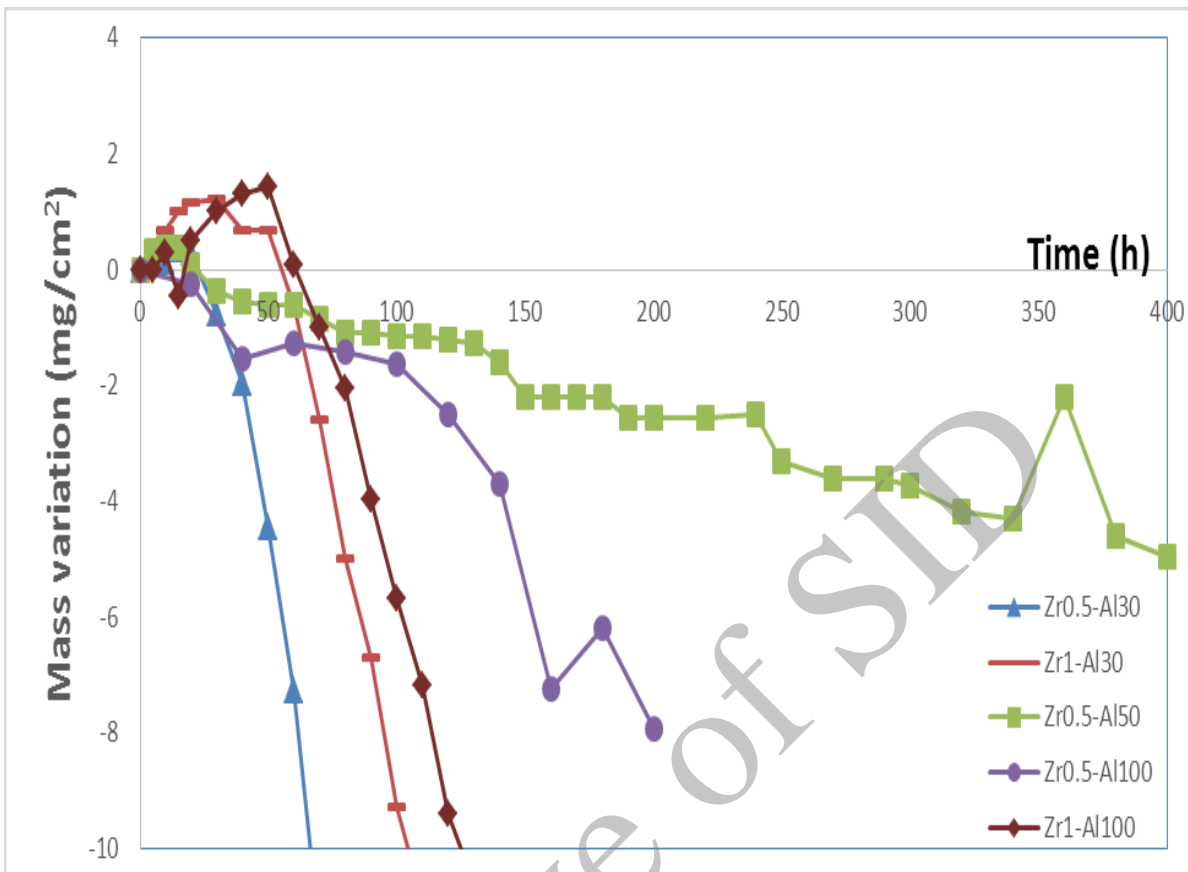
به منظور سهولت در مقایسه نتایج مرتبط با پوشش‌های گوناگون، هر نمونه بر اساس پارامترهای مختلف پوشش‌دهی کد گذاری شد که این پارامترها و نحوه نام-گذاری عبارتند از:

- قسمت اول درصد فعال کننده؛
 - قسمت دوم درصد آلومینیم موجود در آلیاژ Al-Cr
- با استفاده از مخلوط کن پودری ترکیب‌های پودری مشخص شده در جدول ۲ تهیه شدند و سپس هر ترکیب به همراه سه نمونه در یک محفظه از جنس Hastelloy-x قرار داده شد. هر محفظه پس از آب‌بندی در کوره‌ای با اتمسفر محافظ قرار گرفت و با نرخ $30^{\circ}\text{C}/\text{min}$ به دمای موردنظر رسید و پس از طی کردن زمان طراحی شده، در کوره خنک شد. شکل ۱ طرح‌واره‌ای از سیستم سمانتاسیون پودری به‌کاررفته جهت ایجاد پوشش در این پژوهش را نشان می‌دهد. پس از این، نمونه‌های پوشش داده شده تحت اکسیداسیون سیکلی در دمای 1100°C قرار گرفتند. هر سیکل شامل یک ساعت نگهداری نمونه در کوره در دمای 1100°C و ده دقیقه خنک شدن در دمای محیط بود. یک سیستم خودکار به‌منظور انجام این فرایند طراحی و ساخته شد و آزمون اکسیداسیون چرخه‌ای به کمک آن انجام پذیرفت.

سطح مقطع نمونه‌ها قبل و بعد از اکسیداسیون به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد مطالعه قرار گرفت. ترکیب شیمیایی لایه‌های گوناگون پوشش نیز به کمک سنجش شدت انرژی طیف پرتو ایکس (EDS) مطالعه شد.



شکل ۱- طرح‌واره‌ای از سیستم سمانتاسیون پودری



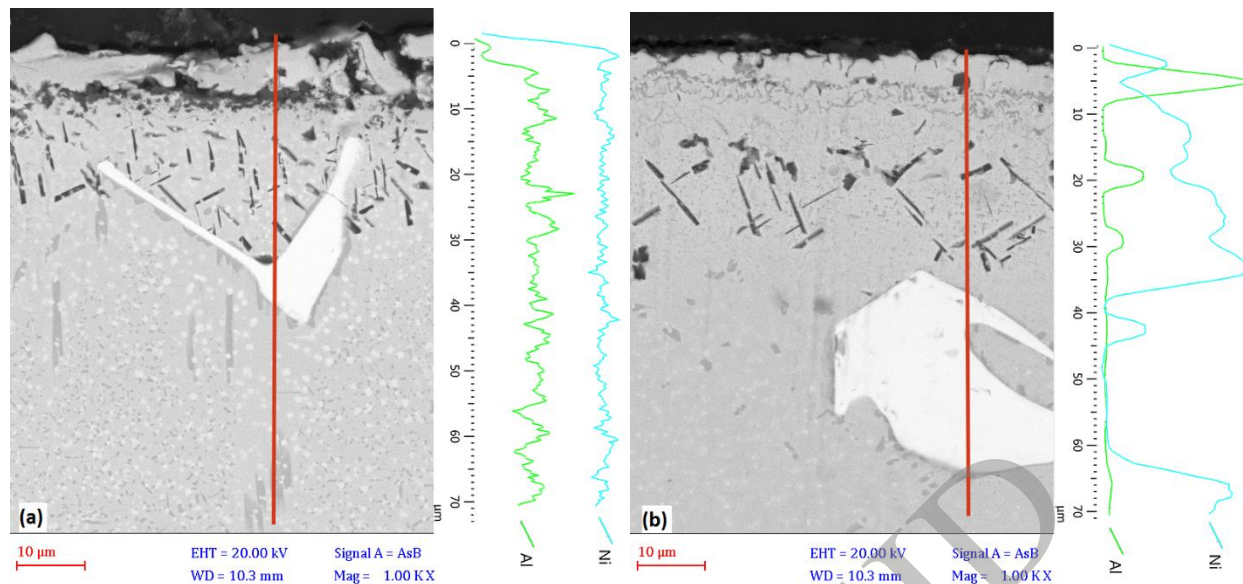
شکل ۲- نتایج حاصل از آزمون اکسیداسیون سیکلی نمونه‌ها در دمای ۱۱۰۰ °C.

آلومینیم به صورت فازهایی جدا از هم و سوزنی شکل در قسمت‌های زیرین پوشش و نه در سطح آن تشکیل شده است. این پدیده را می‌توان به کمبود هالیدهای آلومینیم در سطح که وظیفه وارد کردن آلومینیم به سطح را دارا هستند، نسبت داد. با توجه به این مطلب، مقدار آلومینیم موجود در پوشش این نمونه‌ها بسیار کم است و بنابراین این دو پوشش توانایی تشکیل اکسید آلومینیم محافظ را ندارند. مقاومت کم این نمونه‌ها در برابر اکسیداسیون سیکلی را نیز می‌توان به همین مطلب نسبت داد.

بررسی ریزساختار، ترکیب شیمیایی و ترکیبات

فازی پوشش‌ها پیش از اکسیداسیون

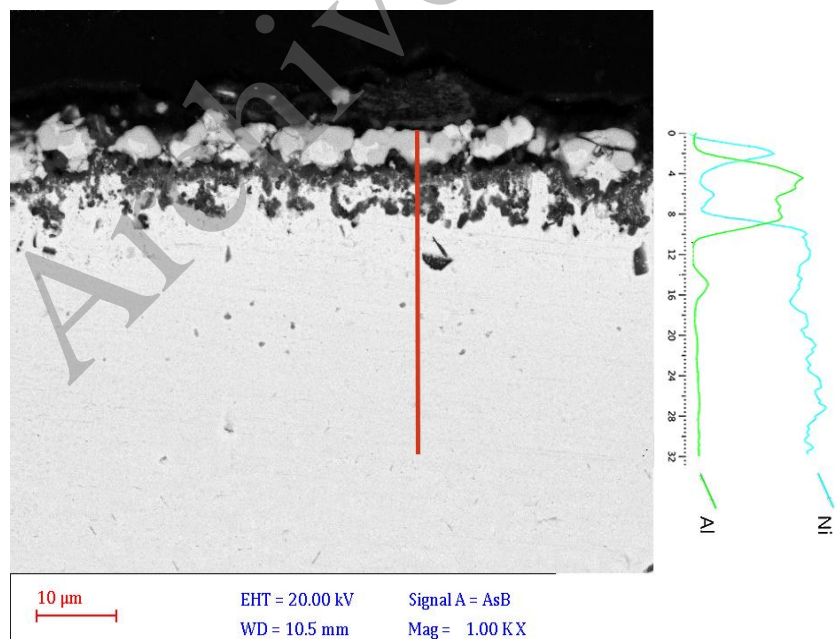
شکل ۳ ریزساختار و آنالیز عنصری پوشش Zr0.5-Al30 و Zr1-Al30 را قبل از اکسیداسیون نشان می‌دهد. همان گونه که از شکل‌ها مشخص است، پوشش ایجاد شده علاوه بر اینکه فاقد یکنواختی و چسبندگی لازم است، دارای عیوب و حفره‌هایی هست که موجب کاهش عمر پوشش خواهد شد. هم چنین آنالیز عنصری نشان می‌دهد که در این نمونه‌ها پوششی غنی از آلومینیم تشکیل نشده است؛ بلکه



شکل ۳- تصویر میکروسکوپی الکترونی و نتایج حاصل از آنالیز عنصری (a) Zr0.5-Al30 (b) Zr1-Al30

ذخیره شده در این فاز کم است، هم چنین لایه تشکیل شده غیریکنواخت بوده و به نظر می‌رسد که چسبندگی کافی را نیز دارا نباشد.

شکل ۴ ریزساختار پوشش به همراه آنالیز عنصری نمونه Zr0.5-Al150 را نشان می‌دهد. در این پوشش با افزایش مقدار آلومینیم موجود در منبع تأمین‌کننده آن، از ۳۰ at% به ۵۰ at% یک لایه نازک غنی از آلومینیم در نزدیکی سطح تشکیل شده است. با این حال، مقدار آلومینیم

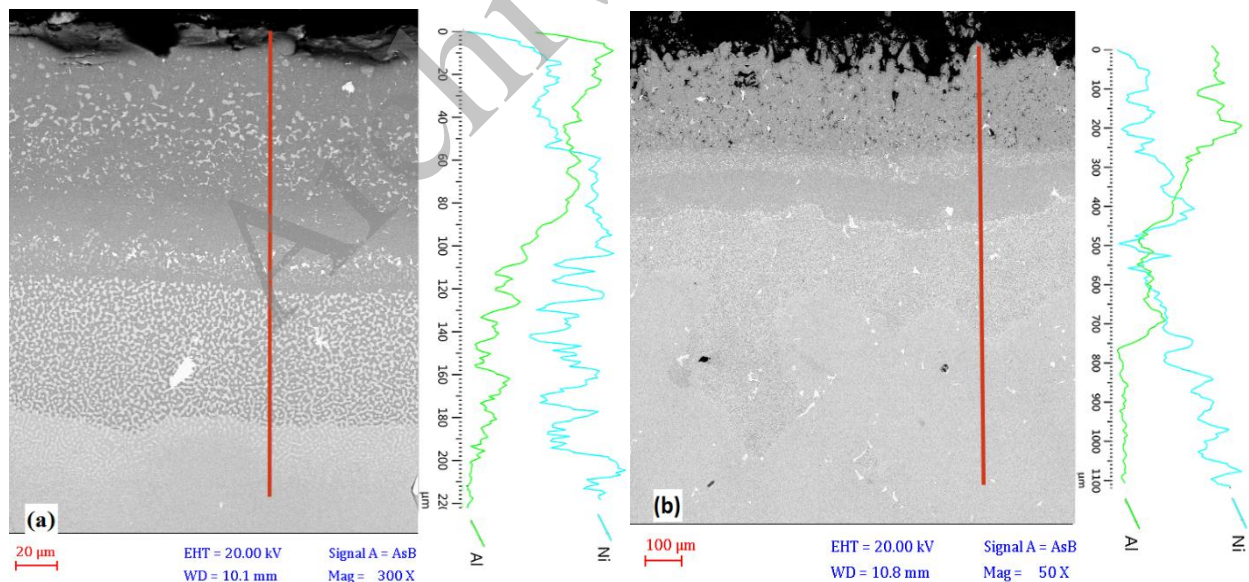


شکل ۴- تصویر میکروسکوپی الکترونی و نتایج حاصل از آنالیز عنصری نمونه Zr0.5-Al150

آنالیز عنصری نشان داده است که فازهای روشن در لایه‌های بیرونی پوشش که در شکل‌ها مشخص شده‌اند، فازهایی غنی از عناصر سنگینی چون زیرکونیم است. افزایش این فازها در نمونه Zr1-Al100 نسبت به Zr0.5-Al100 را می‌توان به افزایش فعال‌کننده که عامل اصلی وارد شدن این عناصر به پوشش است نسبت داد. هم‌چنین در نمونه Zr1-Al100 که مقدار فعال‌کننده بیش تر بوده است، مقدار این عناصر در پوشش افزایش یافته و اندازه این فازها نیز بزرگ‌تر شده است.

نتایج حاصل از پراش پرتو ایکس پوشش‌ها نشان می‌دهد که اگرچه در نمونه‌های Zr0.5-Al130 و Zr1-Al130، فاز Ni_3Al حضور دارد؛ اما مقدار این فاز کمتر از مقدار آن در نمونه Zr0.5-Al150 است. از این مطلب می‌توان به این نتیجه رسید که با افزایش مقدار آلومینیم موجود در منبع تأمین‌کننده آلومینیم از ۳۰ at% به ۵۰ at% مقدار بیشتری Ni_3Al در پوشش ایجاد می‌شود و یا به عبارتی، مقدار آلومینیم بیش‌تری وارد پوشش می‌شود.

شکل ۵ ریزساختار و آنالیز عنصری نمونه‌های Zr0.5-Al100 و Zr1-Al100 را نشان می‌دهد. با افزایش آلومینیم موجود در منبع تأمین‌کننده آن به ۱۰۰ at%، همان‌گونه که از شکل و نتایج حاصل از آنالیز عنصری مشخص است، ضخامت پوشش حاصل افزایش یافته و پوششی یکنواخت، چسبنده و دارای لایه‌های غنی از آلومینیم تشکیل شده است. چنین پوششی می‌تواند یک لایه اکسید آلومینیم یکنواخت و چسبنده بر سطح تشکیل دهد. مقاومت مناسب این دو نمونه در برابر اکسیداسیون سیکی را نیز می‌توان به این عوامل نسبت داد. هم‌چنین از مقایسه شکل ۵ (a) و شکل ۵ (b) می‌توان دریافت که با افزایش مقدار فعال‌کننده ضخامت پوشش به شدت افزایش یافته و مقدار آلومینیم بیشتری وارد نمونه شده است. با این حال اگرچه ضخامت افزایش یافته است؛ اما هم‌زمان حفره‌ها و معایب زیادی در پوشش به وجود آمده است. وجود این حفره‌ها و معایب، مسیرهای مناسبی برای نفوذ سریع اکسیژن به حساب آمده و می‌تواند موجب کاهش مقاومت به اکسیداسیون این پوشش‌ها شود. مقاومت به اکسیداسیون نمونه Zr1-Al100 نسبت به نمونه Zr0.5-Al100 را می‌توان به حضور همین حفره‌ها و عیوب در پوشش Zr1-Al100 نسبت داد.



شکل ۵- تصویر میکروسکوپی الکترونی و نتایج حاصل از آنالیز عنصری نمونه (a) Zr0.5-Al100 (b) Zr1-Al100

تشکیل و یا عدم پایداری لایه محافظ آلومینیمی بعد از ۱۰۰ ساعت اکسیداسیون در این پوشش‌ها است. همان‌گونه که در شکل مشخص شده است در سطح جدایش و پوسته‌شدن لایه اکسیدی تشکیل شده اتفاق افتاده است که تأییدی بر محافظ نبودن اکسید تشکیل شده است.

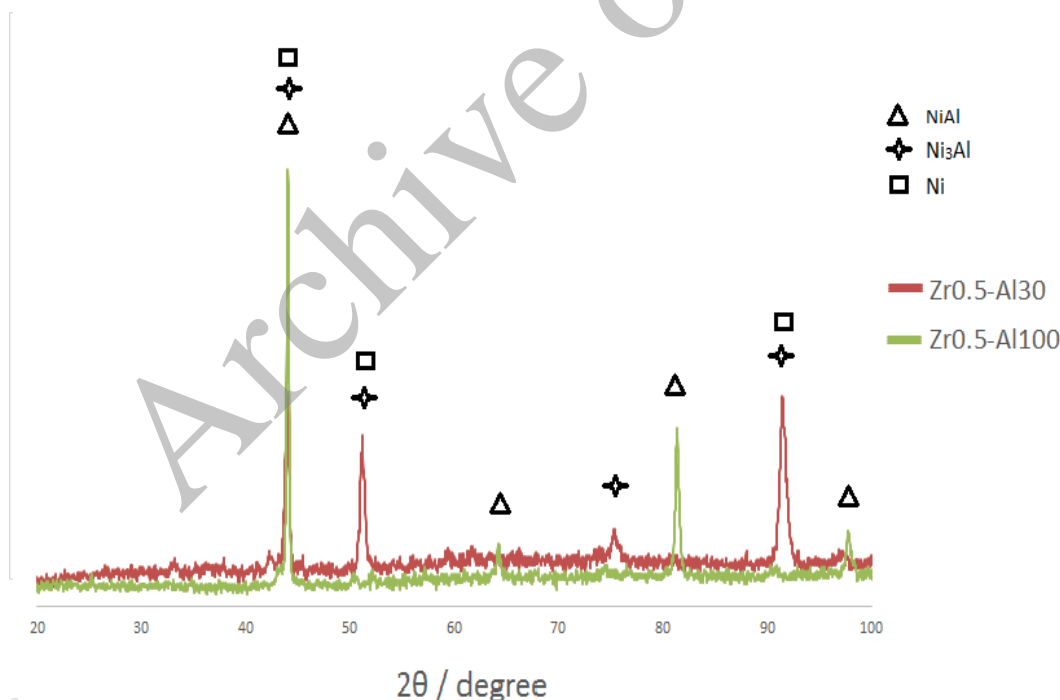
شکل ۸ ریزساختار و آنالیز عنصری پوشش Zr0.5-Al100 پس از ۱۰۰ ساعت اکسیداسیون را نشان می‌دهد. نتایج آنالیز ترکیب شیمیایی مشخص می‌کند که اکسید تشکیل شده بر سطح اکسید آلومینیم است. همان‌گونه که از شکل پیدا است، اکسید تشکیل شده تمامی سطح را پوشانده و مقدار عیوب موجود در این لایه اکسیدی کم است. هم چنین پدیده پوسته‌شدن برای این لایه اکسید پس از ۱۰۰ ساعت اکسیداسیون مشاهده نشده است. با توجه به مطالب مطرح شده مشخص است که این پوشش دارای مقاومت به اکسیداسیون بهتری نسبت به پوشش Zr0.5-Al130 است.

الگوهای پراش پرتو ایکس نمونه‌های Zr0.5-Al100 و Zr0.5-Al130 در شکل ۶ نمایش داده شده است. همان‌گونه که شکل نشان می‌دهد، در پوشش Zr0.5-Al100 فاز NiAl اصلی تشکیل شده است و مقدار Ni₃Al کمی در این شکل دیده می‌شود. در پوشش Zr0.5-Al130 فاز اصلی تشکیل شده Ni₃Al است و این نتایج نیز افزایش مقدار آلومینیم پوشش با افزایش مقدار آلومینیم منبع تأمین‌کننده آلومینیم را تأیید می‌کند.

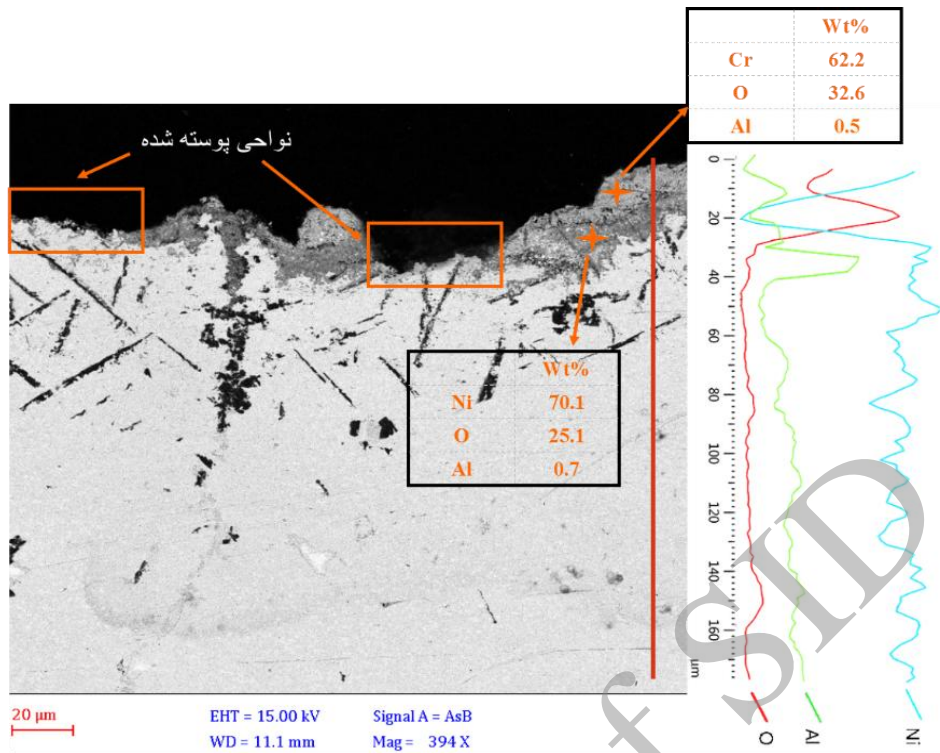
ریزساختار، ترکیب شیمیایی و آنالیز فازی پوشش

بعد از اکسیداسیون

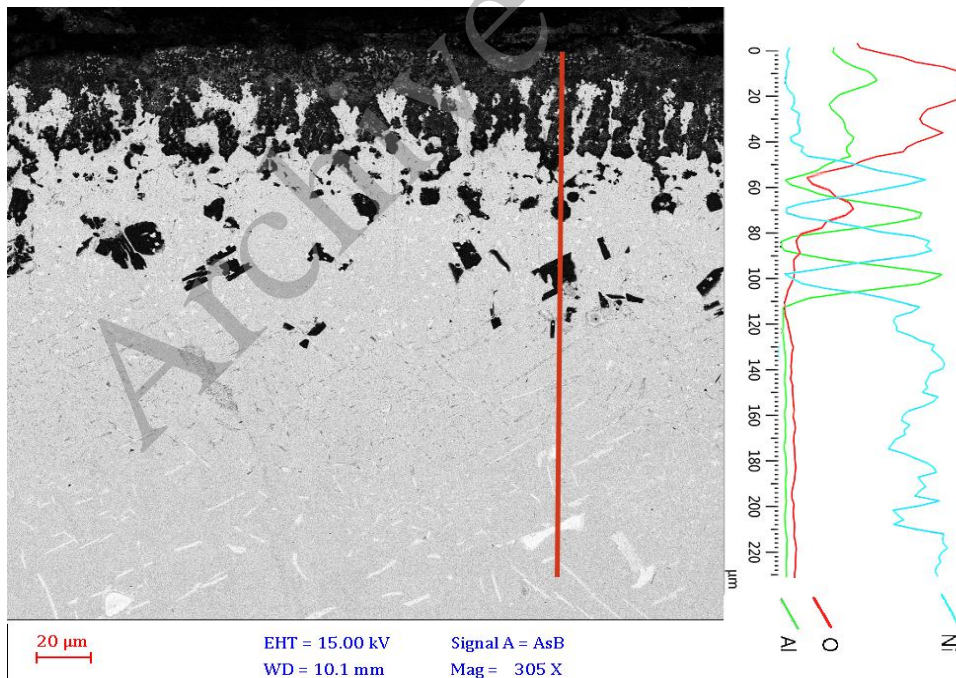
شکل ۷ ریزساختار و آنالیز عنصری پوشش Zr0.5-Al130 پس از ۱۰۰ ساعت اکسیداسیون را نشان می‌دهد. نتایج آنالیز عنصری بیان می‌کند که ترکیب اکسیدی تشکیل شده بر سطح، تلفیق اکسید کروم و نیکل است. این ترکیبات در دمای کاری، اکسیدهایی غیر محافظ هستند [۲۰]. هم چنین تشکیل این اکسیدها نشان دهنده عدم



شکل ۶- الگوی پراش پرتو ایکس نمونه‌های Zr0.5-Al100 و Zr0.5-Al130



شکل ۷- تصویر میکروسکوپی الکترونی و نتایج حاصل از آنالیز عنصری پوشش Zr0.5-Al130 پس از ۱۰۰ ساعت اکسیداسیون



شکل ۸- تصویر میکروسکوپی الکترونی و نتایج حاصل از آنالیز عنصری پوشش Zr0.5-Al100 پس از ۱۰۰ ساعت اکسیداسیون

نتیجه گیری

اصلاح شده با زیرکونیم تولید شده به روش سمانتاسیون پودری به مقدار آلومینیم موجود در منبع آلومینیم موجود در پودر وابستگی زیادی دارد و با افزایش مقدار آلومینیم، مقاومت به اکسیداسیون این پوشش بهبود می یابد.

پوشش های آلومینایدی اصلاح شده با زیرکونیم، دارای مقاومت خوبی به اکسیداسیون سیکلی در دماهای بالا هستند و بنابراین می توان از آن ها به عنوان پوشش های مقاوم در برابر اکسیداسیون سوپر آلیاژهای پایه نیکل استفاده کرد.

مقاومت به اکسیداسیون پوشش های آلومینایدی application," Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, vol. 24, pp. 372-381, 2007.

10- M. S. A. Littner, "Performance and thermal stability of Pt-modified Al-diffusion coatings for superalloys under cyclic and isothermal conditions" Materials at High Temperatures, vol. 22, pp 411-420, 2005.

11- A. J. Hickl and R. W. Heckel, "Kinetics of phase layer growth during aluminide coating of nickel," Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 6, pp. 431-440, 1975.

12- X. Ma, Y. He, D. Wang, and J. Zhang, "Superior high-temperature oxidation resistance of a novel Al₂O₃-Y₂O₃/Pt laminated coating," Applied Surface Science, vol 258, pp. 4733-4740, 2012.

13- P. Hou and J. Stringer, "The effect of reactive element additions on the selective oxidation, growth and adhesion of chromia scales," Materials Science and Engineering: A, vol. 202, pp. 1-10, 1995.

14- S. Hamadi, M. P. Bacos, M. Poulain, A. Seyeux, V. Maurice, and P. Marcus, "Oxidation resistance of a Zr-doped NiAl coating thermochemically deposited on a nickel-based superalloy," Surface and Coatings Technology, vol. 204, pp. 756-760, 2009.

15- D. Li, H. Guo, D. Wang, T. Zhang, S. Gong, and H. Xu, "Cyclic Oxidation of β -NiAl with Various Reactive Element Dopants at 1200 °C," Corrosion Science, vol 66, pp. 125-135, 2012.

16- P. Y. Hou and K. Priimak, "Interfacial segregation, pore formation, and scale adhesion on NiAl alloys," Oxidation of Metals, vol. 63, pp. 113-130, 2005.

References:

1- Y. Tamarin, Protective coatings for turbine blades: ASM International (OH), 2002.

2- N. Birks, G. H. Meier, and F. S. Pettit, Introduction to the high temperature oxidation of metals: Cambridge University Press, 2006.

3- S. Bose, High temperature coatings: Butterworth-Heinemann, 2007.

۴- ف. تلاتری، م. جعفر هادیان فرد، ر. امینی، م. علیزاده، "مشخصه یابی و بررسی خواص دی الکتریک الکتروسرامیک های نانوبلور پایه اکسید نیکل سنتز شده، به روش آلیاژسازی مکانیکی" مجله مواد نوین، دوره ۴، شماره ۱۴، صفحه ۵۴-۴۱، زمستان ۱۳۹۲.

5- S. Hwang and P. Shen, "Microstructures and crystallographic relationships in aluminized coatings on IN713LC and MAR-M247," Materials Science and Engineering, vol. 94, pp. 243-250, 1987.

6- Z. Xiang, J. Burnell-Gray, and P. Datta, "Aluminide coating formation on nickel-base superalloys by pack cementation process," Journal of Materials Science, vol. 36, pp. 5673-5682, 2001.

7- Z. Zhan, Y. He, L. Li, H. Liu, and Y. Dai, "Low-temperature formation and oxidation resistance of ultrafine aluminide coatings on Ni-base superalloy," Surface and Coatings Technology, vol. 203, pp. 2337-2342, 2009.

8- B. Gupta, A. Sarkhel, and L. Seigle, "On the kinetics of pack aluminization," Thin Solid Films, vol. 39, pp. 313-320, 1976.

9- M. Hetmańczyk, L. Swadźba, and B. Mendala, "Advanced materials and protective coatings in aero-engines

17- P. Y. Hou and V. Tolpygo, "Examination of the platinum effect on the oxidation behavior of nickel-aluminide coatings," *Surface and Coatings Technology*, vol. 202, pp. 623-627, 2007.

18- D. Lees, "On the reasons for the effects of dispersions of stable oxides and additions of reactive elements on the adhesion and growth-mechanisms of chromia and alumina

scales-the "sulfur effect"," *Oxidation of metals*, vol. 27, pp. 75-81, 1987.

19- P. Fox, D. Lees, and G. Lorimer, "Sulfur segregation during the high-temperature oxidation of chromium," *Oxidation of metals*, vol. 36, pp. 491-491, 1991.

20- W. Gao, *Developments in high temperature corrosion and protection of materials*: Elsevier, 2008.

Archive of SID