

اثر چگونگی رشد لایه‌های نفوذی بر ریزساختار پوشش‌های آلومیناید اصلاح شده با سیلیسیم یا تیتانیم بر قطعات داغ توربین

فرهاد شهریاری نوگورانی

دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شیراز

فخرالدین اشرفی زاده

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله : ۹۰/۱۱/۱۵ - پذیرش مقاله : ۹۰/۱۲/۱۰)

چکیده

با توجه به جایگاه صنعتی پوشش‌های آلومینایدی در کاربردهای قطعات داغ توربین گازی، شناخت چگونگی تأثیر لایه‌های از پیش نفوذ داده شده بر ریزساختار نهایی و خواص پوشش اصلاح شده حایز اهمیت است. در این مقاله نتایج مطالعات ریزساختاری لایه‌های نفوذی سیلیسیم و تیتانیم و پوشش‌های آلومیناید نفوذی اصلاح شده مبتنی بر آنها ارایه شده است. فازهای شرکت کننده در پوشش‌های میانی و نهایی شناسایی شده و به منظور تعیین مکانیزم رشد پوشش مورد استفاده قرار گرفته است. لایه نفوذی سیلیسیم به سمت داخل رشد کرده و ضخامت پوشش اصلاح شده را تا بیش از دو برابر نسبت به پوشش آلومیناید ساده افزایش می دهد که نیمی از این ضخامت از فاز ترد Ni_2Al_3 تشکیل شده است. لایه نفوذی تیتانیم به سمت بیرون زیرلایه رشد می کند و با افزایش اندک ضخامت پوشش اصلاح شده، نواحی سطحی را تا حدی از عناصر آلیاژی زیرلایه رقیق می کند. این موضوع تأثیر مثبتی بر خواص خوردگی دمای بالا به ویژه خوردگی داغ با مکانیزم فلاکسینگ اسیدی خواهد داشت.

واژه های کلیدی: تیتانیم دهی، سیلیسیم دهی، آلومیناید اصلاح شده، مکانیزم رشد.

The effect of the growth mode of the pre-diffused layers on the microstructure of aluminide coatings modified by titanium or silicon for gas turbine hot-section applications

F. Shahriari Nogorani

Department of Materials Science and Engineering, Shiraz University of Technology

F. Ashrafzadeh

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

(Received 3 February 2012, accepted 28 February 2012)

Abstract

Aluminide coatings are great importance in protecting hot-section gas turbine components. Study the effects of pre-diffused layer on the final microstructure and properties of coating is useful in better exploiting of aluminide coatings potential. In this investigation the results of microstructural studies of modified aluminide coatings with pre-diffused titanium or silicon layers was presented and compared with a co-deposited titanium-modified aluminide coating and simple aluminide coating. It was found that silicon diffusion layer grows inwardly and increases the final aluminide coating thickness more than twice of the simple aluminide coating. About half of the silicon-modified aluminide coatings consisted the brittle Ni_2Al_3 phase. In contrast, titanium diffusion layer grew outwardly and didn't have a considerable effect on the final thickness, but dilutes the areas close to the coating surface from alloying elements. This effect may be considered beneficial to the hot corrosion behavior of the coating via the basic fluxing mechanism.

Keywords: Titanizing, Siliconizing, Modified Aluminide Coating, Growth Mechanism.

E-mail of corresponding author: shahriari@sutech.ac.ir

مقدمه

و یک پرکننده نسبتاً خنثی (مانند آلومینا) قرار داده می‌شوند و دمای محفظه حاوی آنها تا بیش از ۷۰۰ درجه سلسیوس افزایش داده می‌شود [۴].

عنصر اصلاح‌کننده ممکن است همزمان با آلومینیم (اصلاح همزمان) یا در یک فرآیند جداگانه قبل از آلومینیم نفوذ داده شود (اصلاح متوالی). فرآیندهای اصلاح متوالی به دلیل کنترل و تکرارپذیری بهتر، بیشتر مورد پذیرش صنعت قرار گرفته‌اند و تقریباً کلیه پوشش‌های آلومیناید اصلاح شده تجارتي با این روش اعمال می‌شوند.

با افزودن عنصر اصلاح‌کننده متغیرهای بیشتری در تعیین ریزساختار نهایی پوشش شرکت می‌کنند. به علت این پیچیدگی‌ها، پیشرفت‌های به دست آمده در خواص پوشش‌های آلومینایدی بیشتر مرهون آزمون‌های متعدد مخترعین و صنعتگران بوده تا رهنمودهای نظری پژوهشگران، لذا جمع‌بندی‌های نظری آزمون‌ها در این دسته از پوشش‌ها حایز اهمیت و راهگشای پیشرفت‌های آتی خواهد بود.

در این مقاله نتایج بدست آمده در پروژه‌های صنعتی و دانشگاهی نویسندگان که بیشتر بر تشکیل و تحلیل ریزساختاری پوشش‌های آلومیناید نفوذی اصلاح شده با سیلیسیم و تیتانیم متمرکز بوده است جمع‌بندی و ارائه می‌شود.

مواد و روش تحقیق

از سوپراآلیاژهای پایه‌نیکلی IN 738 LC و B-1900 در حالت چند بلوری ریختگی با ترکیب معرفی شده [۵] در جدول ۱ به عنوان آلیاژ زیرلایه استفاده شد. زیرلایه توسط سیم‌برش به قطعات دلخواه (در اغلب آزمون‌ها به ابعاد ۳ × ۱۰ × ۱۰ میلی‌متر) بریده شد و سطح آن طی مراحل سنگ‌زنی خشن و سنباده‌تر از آثار برش و آلودگی‌ها پاک‌سازی و با رسیدن به زبری حدود ۰/۰۷ میکرومتر برای پوشش‌دهی آماده شد. درست پیش از قرارگیری در مخلوط پودر، نمونه‌ها چربی‌گیری و به مدت ۱/۵ دقیقه در

پوشش آلومیناید نفوذی مهم‌ترین فرآیند مهندسی سطح در محافظت از قطعات داغ توربین‌های گازی در ایران به شمار می‌رود. قطعات حساس و گران‌قیمت بخش داغ توربین که بیشتر از سوپراآلیاژهای پایه کبالت یا پایه‌نیکلی ساخته می‌شوند پس از فرآیند آلومینیم‌دهی به واسطه تشکیل لایه بین فلزی NiAl یا CoAl بر سطح خود، قادر به ایجاد پوسته اکسیدی محافظ Al_2O_3 می‌شوند.

پوشش‌های نسبتاً قدیمی آلومینایدی در کشورهای توسعه یافته کاربردهای جدیدی یافته‌اند. وظایف جدیدتر پوشش آلومیناید ساده از جمله استفاده در محیط‌های حاوی مواد خوردنده جدید (شرایط آب و هوایی و سوخت‌های جدید مانند سوخت زیستی^۱ در توربین‌های گازی، کاربردهای غیر از توربین‌های گازی نظیر زباله‌سوزها، راکتورهای شیمیایی و هسته‌ای)، کاربرد در لایه فوقانی خانواده پوشش‌های روکشی MCrAlY (آلومینیم‌دهی پسین^۲) و استفاده به عنوان پوشش پیوندی در خانواده پوشش‌های سد حرارتی (TBC)، نیازهای جدیدی را نیز برای این پوشش مطرح نموده است [۱-۳]. نیازهای کاربردی فوق از چند دهه قبل موجب اعمال فرآیندهای اصلاحی بر پوشش آلومیناید ساده شد و نتیجه آن به صورت طیفی از پوشش‌های آلومیناید اصلاح شده از جمله پلاتین آلومیناید، کروم آلومیناید، سیلیسیم آلومیناید نمایان شد.

پوشش‌های آلومیناید نفوذی اغلب به روش مخلوط پودری فعال‌سازی شده با هالید^۳ (HAPC) اعمال می‌شوند. این روش از لحاظ عملیاتی ساده است و به همین علت در کاربردهای صنعتی به خوبی جا افتاده است. از سوی دیگر پیچیدگی مکانیزم تشکیل پوشش در این روش و دشواری پیش‌بینی ریزساختارها و خواص حاصل از آن از جذابیت‌های پژوهشی این فرآیند به شمار می‌روند. در فرآیند آلومینیم‌دهی به روش HAPC قطعات درون مخلوط پودر حاوی آلومینیم یا آلیاژ آن، نمک هالیدی (مانند کلرید آمونیم یا کلرید سدیم)

1- Biomass

2- Over aluminizing-

3- Halide Activated Pack Cementation

جدول ۱. ترکیب شیمیایی اسمی آلیاژهای مورد استفاده به عنوان زیرلایه (درصد وزنی) [۵]

	Ni	B	Zr	Mo	Ta	Co	Cr	Ti	Al	C	W	Nb	Fe
B-1900	باقی	۰/۰۱۵	۰/۰۸	۶	۴/۳	۱۰	۸	۱	۶	۰/۱۰
IN 738 LC	باقی	۰/۰۱	۰/۱	۱/۷۵	۱/۷۵	۸/۵	۱۶	۳/۴	۳/۴	۰/۱۱	۲/۶	۰/۹	۰/۵

رویشی مطالعه شد. آنالیز شیمیایی نمونه‌ها به روش نیمه‌کمی طیف‌سنجی پراکندگی انرژی (EDS) انجام شد. آزمون فازشناسی به روش پراش پرتو ایکس (XRD) به وسیله دستگاه پراش سنج مجهز به نرم‌افزار فازیابی انجام شد. به منظور تعیین جایگاه فازها در پوشش در تعدادی از نمونه‌ها عملیات لایه‌برداری مکانیکی و تکرار آزمون XRD بر سطح جدید انجام شد.

نتایج و بحث

ریزساختار پوشش‌های معرفی شده در جدول ۲ در شکل ۱ نشان داده شده است. ریزساختار پوشش‌های آلومیناید ساده Elcoat 101 و PWA 73 نیز به منظور مقایسه در شکل ۱ گنجانده شده است.

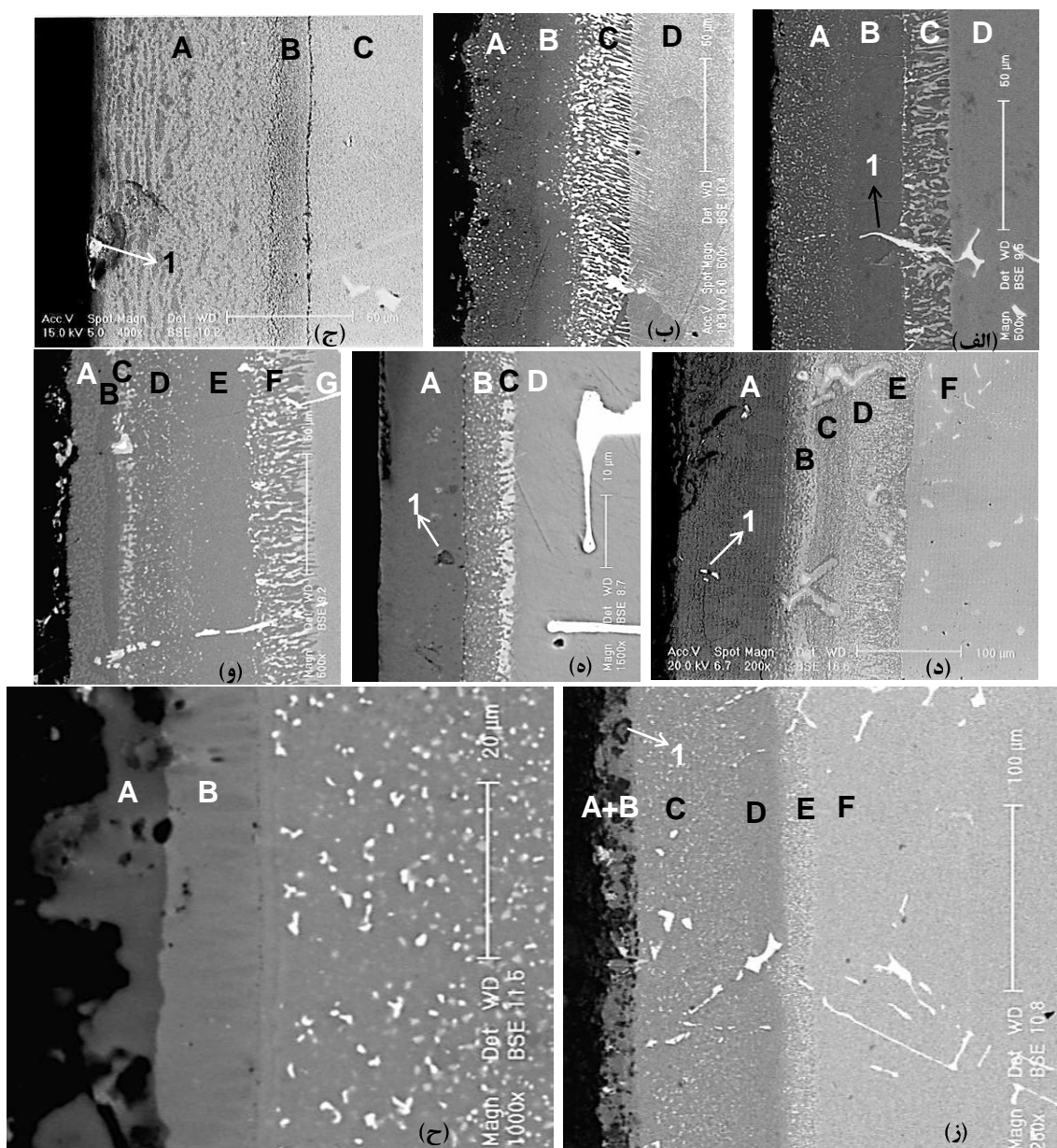
نتایج حاصل از آزمون‌های مشخصه‌یابی پوشش‌ها در پژوهش‌های قبلی [۶-۱۱] با توجه به نشانه‌گذاری‌های انجام شده در شکل ۱ در جدول ۳ خلاصه شده است. با توجه به نتایج ارائه شده در مورد پوشش‌های اصلاح شده با سیلیسیم و تیتانیوم به روش متوالی می‌توان گفت که با وجود تشابه عملیات میانی سیلیسیم‌دهی و تیتانیوم‌دهی (جدول ۲) تاثیر سیلیسیم بر ریزساختار نهایی بسیار بیشتر است.

اسیدکلریدریک ۵ مولار قرار داده شد تا لایه رویین سطحی احتمالی آن از بین برود. در نهایت نمونه‌ها با آب شسته و با استون خشک شد و درون محفظه حاوی مخلوط پودر قرار گرفت. ابتدا اجزای مخلوط پودر با توجه به مشخصات هر آزمون (جدول ۲) توزین و ادغام شد. پودر آماده شده به محفظه درپوش دار (ریتورت) منتقل شد و نمونه در میان آن قرار گرفت. پس از پر نمودن کامل محفظه با پودر، درپوش آن توسط رزوه محکم شده و درزهای باقیمانده با ملات نسوز آب‌بندی شد. ریتورت بسته‌بندی شده در آن خشک و همراه کوره به دما رسید.

فرآیندهای آلومینیم‌دهی صنعتی مورد استفاده به روش HAPC شامل دو فرآیند PWA 73 و Elcoat 101 بود که هر دو، جزو فرآیندهای اکتیویته بالا هستند. در فرآیند Elcoat 101 قطعات در دمای 950°C آلومینیم‌دهی و در 1065°C آنیل نفوذی می‌شوند. اما در PWA 73 آلومینیم‌دهی در 750°C و آنیل نفوذی در 1050°C انجام می‌گیرد. در ضمن در فرآیند PWA 73 استاندارد از آلیاژ Al-Si یوتکتیک به عنوان منبع ماده پوشش در مخلوط پودر استفاده می‌شود در حالی که در فرآیند PWA 73 داخلی از سیلیسیم استفاده نمی‌شود. ریزساختارمقطع نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی

جدول ۲. روش‌های اعمال پوشش آلومیناید اصلاح شده

پوشش (علامت اختصاری)	ترتیب نفوذدهی	ترکیب مخلوط پودر (درصد وزنی)	دما ($^{\circ}\text{C}$)	زمان (ساعت)	زیرلایه
سیلیسیم - آلومینیم (SA)	۱- سیلیسیم‌دهی ۲- آلومینیم‌دهی Elcoat 101	سیلیسیم‌دهی: $3\% \text{NH}_4\text{Cl}, 20\% \text{Si}, 77\% \text{Al}_2\text{O}_3$	۹۵۰	۴	IN 738 LC
تیتانیوم - آلومینیم (TA1)	۱- تیتانیوم‌دهی ۲- آلومینیم‌دهی PWA 73	تیتانیوم‌دهی: $3\% \text{NH}_4\text{Cl}, 20\% \text{Ti}, 77\% \text{Al}_2\text{O}_3$	۹۵۰	۳	B-1900
تیتانیوم - آلومینیم (TA2)	تیتانیوم‌دهی و آلومینیم-دهی همزمان	$3\% \text{NH}_4\text{Cl}, 4\% \text{Ti}, 8\% \text{Al}, 77\% \text{Al}_2\text{O}_3$	۱۰۰۰	۸	B-1900



شکل ۱. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی در حالت الکترون‌های پس پراکنده از ریزساختار پوشش‌های آلومیناید ساده و اصلاح شده (الف) پوشش آلومیناید PWA 73، (ب) پوشش آلومیناید Elcoat 101، (ج) پوشش نفوذی سیلیسیم، (د) پوشش قبلی پس از آلومینیم‌دهی (SA)، (ه) پوشش نفوذی تیتانیم، (و) پوشش قبلی پس از آلومینیم‌دهی (TA1)، (ز) پوشش آلومینیم - تیتانیم همزمان (TA2)، (ح) منطقه بیرونی پوشش TA2 در بزرگنمایی بالاتر.

رسوبات گاما پرایم را تغییر داده (شاید به فاز $AlNi_2Si$ تبدیل می‌شوند)، بخشی از عناصر آلیاژی را به صورت رسوبات سیلیسایدی (جدول ۴) در آورده و بخش دیگر را به سمت پایین می‌راند. بنحوی که هنگام نفوذ آلومینیم در عملیات آلومینیم‌دهی متعاقب، حاشیه سطحی فقیر شده از عناصر آلیاژی آمادگی بهتری برای جذب آلومینیم داشته و به جای تشکیل و غلبه فاز $NiAl$ ، فاز Ni_2Al_3 بطور عمدۀ تشکیل می‌شود. در نتیجه نیمه بیرونی پوشش اصلاح شده SA (شکل

وجود ذرات کاربیدی درشت مختص زیرلایه در بیرونی‌ترین نواحی پوشش نفوذی سیلیسیم (نشانه ۱ در شکل ۱-ج) شاخص درون‌نفوذگر بودن مکانیزم تشکیل لایه است. به این مفهوم که پوشش با نفوذ غالب سیلیسیم به درون آلیاژ نیکلی رشد کرده است. حاشیه نسبتاً بزرگی از سطح آلیاژ در عملیات سیلیسیم‌دهی تحت تأثیر قرار می‌گیرد و ریزساختار قبلی دوفازی گاما و گاما پرایم در آن دیده نمی‌شود. ورود و نفوذ سیلیسیم، فاز زمینه را در این حاشیه تغییر نمی‌دهد، اما

تأثیر قابل توجه بر ریزساختار نواحی سطحی آلیاژ زیرلایه، یک لایه جدید نازک بر آن بنا می‌کند. پس از عملیات آلومینیم‌دهی، ضخامت پوشش آلومیناید اصلاح شده TA1 (شکل ۱-و) نسبت به آلومیناید ساده PWA 73 (شکل ۱-الف) تقریباً معادل ضخامت پوشش نفوذی تیتانیم افزایش می‌یابد. به این ترتیب، لایه نفوذی تیتانیومی تشکیل پوشش آلومینایدی را تشدید نکرده و مانعتی نیز در برابر آن ایجاد نمی‌کند. بنحوی که ریزساختار معمول پوشش آلومیناید ساده اکتیویته بالا زیر حاشیه نازک سطحی متأثر از تیتانیم شکل می‌گیرد (لایه‌های E، D، و F در شکل ۱-و). در مقابل، عبور آلومینیم اثر بزرگی بر پوشش نفوذی تیتانیم بر جا می‌گذارد و ماهیت فازی آن را مطابق جدول ۴ تغییر می‌دهد.

۱-د) تقریباً بطور کامل از فاز ترد Ni_2Al_3 تشکیل می‌شود که خواص مکانیکی مناسبی برای کاربردهای عملی ندارد. ضخامت پوشش SA نسبت به پوشش آلومیناید ساده Elcoat101 (شکل ۱-ب) تا بیش از دو برابر افزایش می‌یابد. این موضوع به معنی کاهش سطح مقطع بارپذیر قطعات پوشش داده شده است و باید در طراحی مد نظر قرار گیرد.

وجود ذرات مخلوط پودر پوشش‌دهی (نشانه ۱ در شکل ۱-ه) و عدم حضور کاربیدهای درشت زیرلایه نشان‌دهنده برون‌نفوذگر بودن مکانیزم رشد پوشش نفوذی تیتانیم است. این لایه نسبت به لایه نفوذی سیلیسیم بسیار نازک‌تر است و حدود یک پنجم آن ضخامت دارد. به این ترتیب، تیتانیم بدون

جدول ۳. مشخصات نواحی مختلف پوشش‌های نفوذی معرفی شده در شکل ۱

پوشش	A	B	C	D	E	F	۱
PWA 73	NiAl + رسوبات غنی از کروم	NiAl فقیر از رسوب	منطقه تخلیه شده از نیکل	زیرلایه	کاربید زیرلایه
Elcoat 101	NiAl + Ni ₂ Al ₃ حاوی رسوبات AlCr ₂	NiAl فقیر از رسوب	منطقه تخلیه شده از نیکل	زیرلایه
سیلیسیم نفوذی	محلول جامد نیکل حاوی رسوبات NiSi ₂ , AlNi ₂ Si CrSi و Ni ₁₆ Cr ₆ Si ₇	فصل مشترک حاوی حفرات نفوذی	زیرلایه	کاربید زیرلایه
SA	NiAl + Ni ₂ Al ₃	NiAl + Ni ₂ Al ₃	NiAl + Ni ₂ Al ₃	مخلوطی از فازهای Ni ₂ Si و Cr ₃ Si و Ni ₁₆ Cr ₆ Si ₇ و رسوبات ناشی از تخلیه نیکل از زیرلایه در زمینه NiAl	...	زیرلایه	کاربید زیرلایه
تیتانیم نفوذی	+ Ti ₂ Ni Al(Co,Ni) ₂ Ti	منطقه تخلیه شده از نیکل	منطقه به شدت تخلیه شده از نیکل	زیرلایه	ذره به دام افتاده
TA1	فاز NiAl در زمینه Al ₂ NiTi	Al ₂ NiTi	منطقه C در ردیف قبل	NiAl + رسوبات غنی از کروم	NiAl	منطقه تخلیه شده از نیکل	...
TA2	Ti(Al _{1-x} Ni _x) ₃	Al ₂ NiTi	+ NiAl رسوبات غنی از کروم	NiAl	منطقه تخلیه شده از نیکل	زیرلایه	ذره به دام افتاده

می‌توانند منشأ آغاز خوردگی داغ با مکانیزم فلاکسینگ اسیدی شوند. اکسید این عناصر تمایل قوی برای کمپلکس شدن با یونهای اکسیدی و تشکیل یونهایی مثل مولیبدات دارند و حلالیت اسیدی اکسیدهای محافظ را افزایش می‌دهند [۱۲].

چون منبع Mo و W درآلیاژ است، حداکثر حلالیت اسیدی اکسید در فصل مشترک نمک-پوسته روی می‌دهد. از سوی دیگر در فصل مشترک گاز-نمک، اکسیدهای Mo و W تبخیر شده (در دمای بالا فرار هستند) و اکسید حل شده MeO به صورت غیر متراکم رسوب می‌کند. بنابراین شیب انحلال اسیدی منفی تثبیت شده و آلیاژ به شدت خورده می‌شود [۱۲]. با توجه به مطلب فوق منطقی است در شرایط مستعد بروز خوردگی داغ، از لایه‌های میانی رشد کننده به بیرون استفاده شود که قادرند Mo و W را از سطح نهایی دور کنند (پوشش TA1 و TA2 در شکل ۱).

سایر عناصر آلیاژی موجود در زیرلایه نیز اغلب کارکردهای مکانیکی دارند و به منظور افزایش استحکام دمای بالا افزوده شده و برای مقاومت در برابر خوردگی در دمای بالا در نظر گرفته نشده‌اند. بنابراین استفاده از روش دوم و سوم در لیست فوق مناسب‌تر خواهد بود. اشکال ریزساختاری این نوع لایه‌های میانی در برگرفتن فیزیکی ذرات مخلوط پودر است که با اصلاح فرآیند و قطع تماس پودر با نمونه قابل برطرف شدن است. فرآیندهای مبتنی بر این روش اصلاحی به نام بیرون جعبه^۱ یا بالای جعبه^۲ معروف هستند [۱]. از سوی دیگر اگر سطح قطعه پیش از اعمال لایه نفوذی رشد کننده به بیرون به خوبی تمیز نشده باشد، ذرات اکسیدی و آلودگی‌ها در میانه پوشش قرار گرفته و خواص آن را تضعیف می‌کنند. اما در فرآیند رشد کننده به درون، این ذرات ناخواسته پس از تکمیل پوشش همچنان بر روی سطح قرار می‌گیرند و آسیبی به پوشش وارد نمی‌کنند.

رشد لایه نفوذی به سمت درون یا بیرون زیرلایه با تغییر دما و اکتیویته ترمودینامیکی منبع عنصر نفوذ کننده قابل کنترل است. اگر شرایط پوشش دهی به گونه‌ای تنظیم شود که اتم‌های

در پوشش نفوذی اصلاح شده به روش همزمان TA2، با وجود حضور توأم آلومینیم و تیتانیم در مخلوط پودر، بر اساس محاسبات ترموشیمیایی [۱۰]، ابتدا گونه‌های گازی حامل آلومینیم غالب هستند و عملیات آلومینیم دهی مقدم بر تیتانیم دهی صورت می‌گیرد. در این حالت، ابتدا ریزساختار معمول پوشش آلومیناید ساده اکتیویته بالا تشکیل می‌شود و پس از رقیق شدن مخلوط پودر از گونه‌های حامل آلومینیم، تیتانیم وارد عمل می‌شود و لایه‌های جدیدی بر پوشش قبلی بنا می‌کند (لایه‌های A و B در شکل ۱-ح). رشد این لایه‌ها نیز به سمت بیرون است و در مسیر خود ذرات جامد مخلوط پودر را به دام می‌اندازد (نشانه ۱ در شکل ۱-ز). ماهیت فازها در این لایه جدید از لحاظ محتوای نیکل با لایه تیتانیم دار پوشش اصلاح شده TA1 متفاوت است بنحوی که فاز کم نیکل و پر آلومینیم $Ti(Al_{1-x}Ni_x)_3$ بر سطح TA2 تشکیل می‌شود. از آنجا که در TA1 نیکل از ترکیب Ti-Ni تأمین شده و در TA2 باید از ترکیب پایدارتر Ni-Al تأمین شود این موضوع قابل توجیه است.

سه روش تشریح شده در بالا برای حصول پوشش آلومیناید اصلاح شده را می‌توان برای مقایسه مکانیزمی و انجام ارزیابی عمومی‌تر به صورت زیر خلاصه نمود:

۱- تشکیل لایه غنی از عنصر اصلاح کننده به صورت رشد کننده به درون قبل از آلومینیم دهی (پوشش SA).

۲- تشکیل لایه غنی از عنصر اصلاح کننده به صورت رشد کننده به بیرون قبل از آلومینیم دهی (پوشش TA1).

۳- تشکیل لایه غنی از عنصر اصلاح کننده به صورت رشد کننده به بیرون پس از آلومینیم دهی (پوشش TA2).

هر سه روش قادرند سطح زیرلایه را از عنصر مورد نظر غنی کنند، اما مهمترین تفاوت ایجاد شده ناشی از تفاوت مکانیزم رشد لایه‌های میانی، تغییر میزان دخالت عناصر و اجزای زیرلایه در پوشش نهایی است. به عنوان نمونه کاربیدهای آلیاژی بخش ثابت ریزساختار سوپرآلیاژها هستند و به منظور مقاوم سازی مرزخانه‌ها در برابر خزش طراحی شده‌اند. این کاربیدها غنی از عناصر کاربیدساز قوی نظیر مولیبدن و تنگستن هستند. اگر این کاربیدها به سطح بیرونی راه یابند

¹- Out-of-pack

²- Above-the-pack

۶) مشکل عمده لایه‌های نفوذی برون‌گرا، در بر گرفتن فیزیکی آلودگی‌های سطحی و مواد مخلوط پودر در مسیر رشد لایه به سمت بیرون است.

تشکر و قدردانی

پژوهش‌های منجر به انتشار این مقاله در مرکز پژوهش و مهندسی سطح ایران، شهرک علمی و تحقیقاتی اصفهان و دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان با حمایت و همکاری شرکت صنایع هواپیمایی ایران و مجموعه تعمیرات نیروگاهی قطعات توربین شهریار به اجرا در آمده است. در اینجا از همکاری این سازمان‌ها سپاسگزاری می‌گردد.

منابع

1. S. Bose, *High Temperature Coatings*, Elsevier Science & Technology Books, Butterworth-Heinemann, USA(2007).
2. G. W. Goward, *Progress in coatings for gas turbine airfoils*, Surface and Coatings Technology, 108-109(1998)73-79.
3. V. Vokal, V. Rohr, M. J. Pomeroy and M. Schutze, *Corrosion of alloys and their diffusion aluminide coatings by KCl:K₂SO₄ deposits at 650 8C in air*, Materials and Corrosion, 59(2008)374-379.
4. K. H. Stern, *Metallurgical and Ceramic Protective Coatings*, Chapman & Hall, London(1996).
5. G. L. Erickson, *Specialty Steels and Heat-Resistant Alloys; Polycrystalline Cast Superalloys*, ASM Handbook, Vol. 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, 1990, ASM International, in ASM Handbook on CD-ROM, ASM International and The Dialog Corporation, 1999.
6. F. Shahriari, F. Ashrafizadeh and A. Saatchi, *Formation and characterisation of NiAl-Ti coating on nickel-based superalloy B1900*, Surface and Interface Analysis, 41(2009)378-383.
7. F. Shahriari, F. Ashrafizadeh and A. Saatchi, *Characterization and microstructural investigation of titanized nickel-based superalloy B 1900*, Journal of the Japan Society for Heat Treatment, 49(2009)209-212.

عنصر زیرلایه تحرک قابل توجهی داشته باشد و یا فازهای سازنده پوشش گذردهی بیشتری برای اتم‌های عنصر زیرلایه داشته باشند پوشش به سمت بیرون رشد خواهد کرد. محدودیت مخلوط پودر در پشتیبانی مداوم جریان انتقال عنصر پوشش (مثلاً به علت کم بودن مقدار منبع پوشش در مخلوط) به زیرلایه نیز می‌تواند حالت رشد را تغییر دهد.

نتیجه‌گیری

۱) در سیلیسیم دهی میانی، پوشش به سمت داخل زیرلایه رشد می‌کند و با کاهش رسوبات، نیکل بیشتری را در مرحله آلومینیم دهی در اختیار قرار می‌دهد. می‌توان گفت سیلیسیم در فرآیند اصلاح متوالی، فاز Ni_2Al_3 را ترغیب می‌کند و به علت تردی این فاز خواص مکانیکی پوشش کاهش می‌یابد.

۲) با توجه به افزایش قابل توجه ضخامت پوشش اصلاح شده با سیلیسیم، کاهش سطح مقطع بارپذیر قطعه باید در طراحی مد نظر قرار گیرد.

۳) در تیتانیم دهی میانی، پوشش به سمت خارج رشد می‌کند و غیر از حاشیه سطحی، ریزساختار پوشش اصلاح شده نهایی تفاوت چندانی با آلومیناید ساده ندارد. فاز تیتانیم‌دار در حاشیه سطحی فاز Al_2NiTi است.

۴) در فرآیند نفوذ همزمان تیتانیم و آلومینیم، ابتدا فرآیند آلومینیم دهی اکتیویته بالا رخ می‌دهد سپس لایه نفوذی تیتانیمی شروع به رشد به سمت خارج می‌کند. لایه نفوذی تیتانیمی به دو لایه نازکتر تقسیم می‌شود که لایه بالایی از $Ti(Al_{1-x}Ni_x)_3$ و لایه پایینی از Al_2NiTi تشکیل شده است.

۵) ویژگی عملیات اصلاح با تیتانیم با توجه به ماهیت برون‌گرای مکانیزم رشد لایه نفوذی آن، دور نمودن عناصر آلیاژی زیرلایه از سطح است. در مقابل، رشد درون‌گرای لایه سیلیسیم، عناصر آلیاژی و دسته کم کاربیدهای آلیاژی را در مکان خود نگاه می‌دارد. با توجه به خواص خوردگی دمایی بالای نامطلوب اغلب عناصر آلیاژی سوپر آلیاژها، این موضوع مزیتی برای تیتانیم محسوب می‌شود.

8. F. Shahriari, F. Ashrafizadeh and A. Monshi, *Formation and microstructural characterization of silicon-modified aluminide coating on nickel-based superalloy IN738LC*, Transactions of Materials and Heat Treatment, 25(2004)657-660.
۹. شهریار و نوگورانی فرهاد، تشکیل و بررسی ساختاری پوشش سیلیسیم‌آلومیناید بر سوپرآلیاژ پایه نیکلی IN738LC، پایان‌نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۸۱.
۱۰. شهریار و نوگورانی فرهاد، تشکیل، ارزیابی ریزساختاری و مطالعه رفتار دمای بالای پوشش‌های $Al-Ti$ بر سوپرآلیاژ پایه نیکلی B-1900، رساله دکتری، دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۸۷.
۱۱. شهریار و نوگورانی فرهاد و اشرفی‌زاده فخرالدین، بهینه‌سازی پوشش پره توربین‌های گازی، گزارش فنی ارائه شده به شرکت صنایع هواپیمایی ایران، ۱۳۸۶.
12. R. A. Rapp, *Hot corrosion of materials: A fluxing mechanism?*, Corrosion Science, 44(2002)209-221.