

مطالعه الکتروشیمیایی رفتار خوردگی داغ پوشش نفوذی آلومینایدی روی سوپر آلیاژ اینکونل 713C

اسماعیل طاهری^۱، محمد مهدی وردیان^{۲*}

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

۲- استادیار، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران
*عهده دار مکاتبات: mverdianr@pmt.iaun.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۰۱/۱۸، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۰۵/۱۹)

چکیده: در این پژوهش، مقاومت به خوردگی داغ پوشش نفوذی آلومینایدی اعمال شده روی سوپر آلیاژ اینکونل 713C به روش الکتروشیمیایی مورد بررسی قرار گرفت. در این رابطه، آزمایش‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در دمای ۷۵۰ درجه سانتیگراد و تحت شرایط اتمسفری در دو نوع نمک مذاب انجام شد. نمک اول حاوی ۷۰٪ سولفات سدیم و ۳۰٪ کلرید سدیم و نمک دوم حاوی ۷۰٪ سولفات سدیم، ۲۵٪ کلرید سدیم و ۵٪ پنتا اکسید وانادیوم بود. همچنین، ترکیب فازی و ریزساختار پوشش‌ها و محصولات خوردگی با روش‌های پراش پرتو ایکس و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف‌سنج تفکیک انرژی بررسی شد. نتایج نشان داد که در حضور ترکیبات وانادیوم قدرت حفاظت‌کنندگی پوشش بیشتر است و در منحنی پلاریزاسیون آندی پوشش یک ناحیه وسیع با جریان تقریباً ثابت مشاهده می‌شود. در این محیط، یک لایه متراکم از محصولات خوردگی مشاهده شد. در غیاب وانادیوم، نمونه پوشش‌دار و بدون پوشش سرعت خوردگی مشابهی نشان دادند اما در محیط حاوی وانادیوم سرعت خوردگی نمونه‌ها بیشتر بود. در این حالت پوشش‌ها رفتار فعال آندی از خود نشان دادند. محصولات خوردگی در محیط عاری از وانادیوم به صورت متخلخل و ناپیوسته مشاهده شدند.

واژه‌های کلیدی:

اینکونل 713C، پوشش نفوذی آلومینایدی، خوردگی داغ.

۱- مقدمه

پره‌های توربین گازی عمدتاً از سوپر آلیاژهای پایه نیکل ساخته می‌شوند. به دلیل محدودیت‌های فنی و تامین خواص مکانیکی در دمای بالا، امکان تغییر آلیاژ به منظور بهبود مقاومت به خوردگی داغ معمولاً وجود ندارد [۶]. از طرفی اغلب امکان تغییر محیط (یعنی حذف گوگرد یا وانادیوم از سوخت و کلرید سدیم از محیط) یا تغییر شرایط کاری وجود ندارد. بنابراین، موثرترین راه بهبود مقاومت به خوردگی داغ، پوشش‌دهی است [۷-۸].

خوردگی داغ یا اکسیداسیون تسریع شده در اثر رسوب ناخواسته نمک مذاب یکی از علل اصلی تخریب پره‌های توربین گازی است. احتراق سوخت‌های حاوی ناخالصی‌هایی مانند گوگرد و وانادیوم در حضور مقادیر کم کلرید سدیم در محیط باعث ایجاد رسوبات نمک مذاب سولفات سدیم می‌شود. این رسوبات باعث از بین رفتن لایه محافظ اکسیدی شده و سرعت اکسیداسیون و اتلاف ماده را به شدت افزایش می‌دهند [۱-۵].

آلیاژ اینکونل 713C ساخته شده به روش ریخته گری دقیق به عنوان زیرلایه استفاده شد (۱۵/۱۴ کروم، ۴/۳۱ مولیبدن، ۵/۶۵ آلومینیوم، ۲/۲ نایوبیوم، ۰/۱ کربن، ۰/۹۱ تیتانیم، ۰/۰۵ منگنز، ۰/۰۵ آهن و بقیه نیکل). پوشش نفوذی آلومیناید به روش جعبه‌ای در شرکت صنایع سامانه‌ها و متعلقات هوایی تهران اعمال شد. قبل از پوشش‌دهی، شستشو و چربی زدایی با بخار تری کلرو اتیلن با روش آلتراسونیک انجام و سپس نمونه به خوبی در آب شستشو داده شد و در نهایت خشک گردید. سپس ۵۰۰ گرم مخلوط پودری حاوی ۱۵٪ پودر آلومینیوم، ۳٪ برومید آمونیوم و ۸۲٪ آلومینا اطراف نمونه قرار داده شد و داخل کوره تحت اتمسفر آرگون با خلوص ۹۹/۹ درصد قرار داده شد. پوشش دهی به روش دمای پایین و اکتیویته بالا و در دو مرحله انجام شد. در مرحله اول، نمونه به مدت ۴ ساعت در دمای ۷۵۰ درجه سانتی گراد قرار داده شد. در مرحله دوم، نمونه‌ها در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد به مدت زمان ۲ ساعت عملیات حرارتی شدند (به منظور همگن شدن ساختار پوشش).

نمونه‌ها پس از برش، مانت، سنباده‌زنی و پولیش و حکاکی با محلول ماربل برای مشاهده ساختار آماده شدند. از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Philips مجهز به طیف‌سنج تفکیک انرژی (EDS) برای مشاهده ریزساختار و آنالیز شیمیایی استفاده شد. ترکیب فازی نمونه‌ها به روش پراش پرتو ایکس (XRD, Philips) با محدوده زاویه ۱۰ تا ۹۰ و اندازه گام ۰/۰۵ درجه بررسی شد (جنس آند: کبالت).

از یک سیستم سه الکترودی برای ارزیابی رفتار خوردگی داغ استفاده شد. برای ساخت الکترودی کاری، نمونه متصل به سیم از داخل لوله آلومینایی عبور داده شد و با ملات نسوز بتونیت سر و ته لوله آب بندی و سپس در دمای ۳۰۰ درجه سانتی گراد در کوره خشک شد. از گرافیت به عنوان الکترودی کمکی و با توجه به ارزیابی پتانسیل فولاد زنگ نزن ۳۱۶ حین آزمون و ناچیر بودن تغییرات پتانسیل آن [۱۳-۱۴] به عنوان الکترودی مرجع استفاده شد. دو نوع نمک یکی حاوی ۷۰٪ سولفات سدیم و ۳۰٪ کلرید سدیم و دیگری حاوی ۷۰٪ سولفات سدیم، ۲۵٪ کلرید سدیم و ۵٪ پنتا اکسید وانادیوم استفاده شده است.

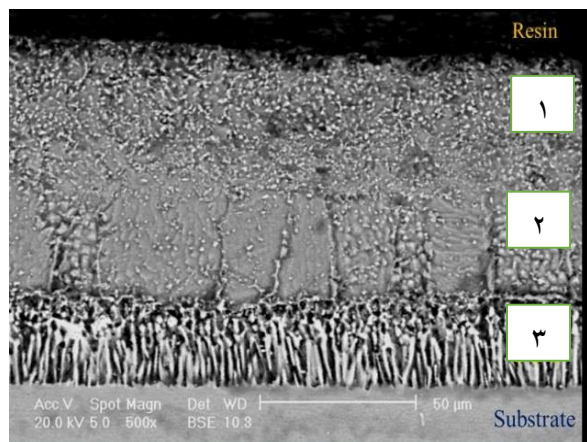
روش‌های مختلفی مانند پاشش حرارتی، رسوب فیزیکی بخار و فرایندهای سمناسیون جعبه‌ای (نفوذی) برای ایجاد پوشش‌های مقاوم به خوردگی داغ روی پره‌های توربین استفاده می‌شوند [۹]. در این میان، فرایند آلومینایزینگ جعبه‌ای (اعمال پوشش نفوذی آلومینایدی) به دلیل هزینه مناسب پوشش دهی، چسبندگی بالا (به دلیل عدم ایجاد لایه جدید)، تکرارپذیری و صافی سطح مناسب یکی از روش‌های اصلی مقاوم‌سازی پره‌های توربین است [۱۰].

مقاومت به خوردگی داغ پوشش‌های نفوذی آلومینایدی ایجاد شده با روش‌های غوطه‌وری در نمک مذاب یا اعمال پوشش نمک روی سطح قبلاً بررسی شده است [۱۱]. این روش‌ها، اطلاعاتی از ماهیت واکنش‌های الکتروشیمیایی به دست نمی‌دهد. از این رو، اخیراً روش‌های الکتروشیمیایی برای ارزیابی رفتار خوردگی داغ پوشش‌ها استفاده شده است. شیروانی و همکارانش [۱۲] رفتار الکتروشیمیایی خوردگی داغ پوشش نفوذی آلومیناید اصلاح شده با سیلیسیم روی سوپر آلیاژ اینکونل 738LC را مورد ارزیابی قرار دادند. نتایج آنها نشان داد که ایجاد لایه اکسید سیلیسیم عامل ایجاد مقاومت به خوردگی است و حداقل ۱۳٪ سیلیسیم برای ایجاد مقاومت به خوردگی نیاز است. تحقیقات انجام شده در زمینه ارزیابی رفتار الکتروشیمیایی پوشش‌های نفوذی آلومینایدی در شرایط خوردگی داغ بسیار محدود است. از طرفی، تاثیر وانادیوم بر خوردگی داغ پوشش‌ها کمتر مورد بررسی قرار گرفته است. هدف از پژوهش حاضر، بررسی رفتار الکتروشیمیایی خوردگی داغ پوشش نفوذی آلومینایدی در دو محیط عاری از وانادیوم و حاوی وانادیوم است. در این رابطه، دو نوع نمک مذاب یکی حاوی ۷۰٪ سولفات سدیم و ۳۰٪ کلرید سدیم و دیگری حاوی ۷۰٪ سولفات سدیم، ۲۵٪ کلرید سدیم و ۵٪ پنتا اکسید وانادیوم استفاده شده است.

۲- مواد و روش انجام تحقیق

توربین دیسکی به ابعاد ۵mm×۲۰mm×۳۰mm از جنس سوپر

شده است.



شکل (۲): تصویر SEM مقطع پوشش (اج با محلول ماربل)

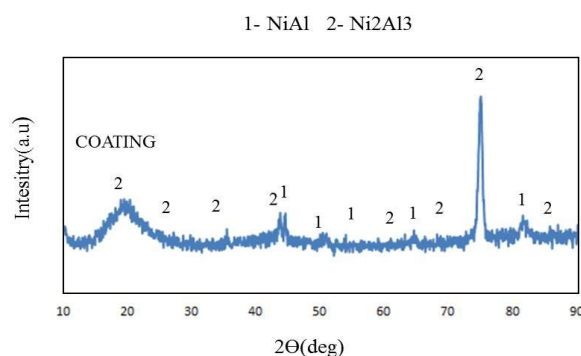
همان طور که در شکل مشاهده می شود ضخامت کل لایه ها حدود ۱۰۰ میکرون است و پوشش از سه لایه تشکیل شده است. لایه سطحی (لایه ۱) با ضخامت حدود ۳۰ میکرون، همان لایه ای است که XRD ترکیب فازی آن را مشخص کرده است (با توجه به عمق نفوذ XRD که حدود ۱۰ میکرون است [۱۶]). نتایج آنالیز EDS میانگین از کل لایه نشان داد که این لایه حاوی ۶۸/۳ درصد نیکل، ۸/۸۸ درصد آلومینیوم، ۱۵/۰۶ درصد کروم، ۶/۳۴ درصد مولیبدن و ۱/۴ درصد نایوبیوم است (درصد وزنی). این لایه حاوی فازهای β -NiAl و Ni_2Al_3 است. آنالیز EDS لایه های ۲ و ۳ نشان داد که درصد آلومینیوم این لایه ها کمتر است. در لایه ۲، ۷۶/۴ درصد نیکل، ۸/۱ درصد آلومینیوم، ۱۱/۲ درصد کروم، ۲/۸۶ درصد مولیبدن و ۱/۲۲ درصد نایوبیوم بود (درصد وزنی). لایه ۳ با ساختار ستونی، حاوی ۵۶/۵۴ درصد نیکل، ۴/۶۵ درصد آلومینیوم، ۲۶/۳ درصد کروم، ۱۰/۲۸ درصد مولیبدن و ۰/۸ درصد نایوبیوم (وزنی) وجود داشت. در حین گرم شدن تدریجی نمونه در کوره نفوذ آلومینیوم غالب بوده و آلومینیوم به درون نمونه نفوذ کرده و با افزایش تدریجی دما تا ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد در مرحله نفوذدهی شدت نفوذ نیکل به سمت بیرون که دردهماهای پایین بسیار کند اتفاق می افتد، افزایش می یابد که علت آنرا علاوه بر افزایش دما، در

کلرید سدیم و ۵٪ پنتا اکسید وانادیوم به عنوان محیط آزمایش استفاده شد. پس از قراردادن پودر نمک در محفظه، کوره روشن شد تا دما به ۷۵۰ درجه سانتی گراد برسد (دقت ± 10 درجه سانتی گراد). پس از گذشتن ۴۵ دقیقه و ایجاد تعادل در این دما، آزمایش های پلاریزاسیون با دستگاه پتانسیواستات مدل PARSTAT 2273 انجام شد. نرخ روبش ۱ میلی ولت بر ثانیه و محدوده پتانسیل ۲۵۰- میلی ولت (نسبت به پتانسیل مدار باز) تا ۴۰۰ میلی ولت (نسبت به مرجع) برای رسم منحنی های پلاریزاسیون انتخاب شد. پس از اتمام آزمایش ها و شست و شوی نمونه ها با آب مقطر داغ و خشک کردن آنها، ریزساختار، ترکیب شیمیایی و فازی محصولات خوردگی با XRD و SEM بررسی شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- مشخصه یابی پوشش

الگوی پراش پرتو ایکس پوشش در شکل (۱) نشان داده شده است. فاز اصلی در لایه سطحی β -NiAl با شماره کارت 00-003-1052 مطابق دارد در حالی که پیک های ضعیف Ni_2Al_3 نیز با شماره کارت 044-1188 مشاهده می شوند. در روش نفوذی به روش دمای پایین و اکتیویته بالا، نفوذ آلومینیوم به داخل زیرلایه سریع تر است که در اثر آن فاز ترد Ni_2Al_3 در پوشش بوجود می آید. با عملیات حرارتی بعدی، این فاز به NiAl تبدیل می شود [۱۵].

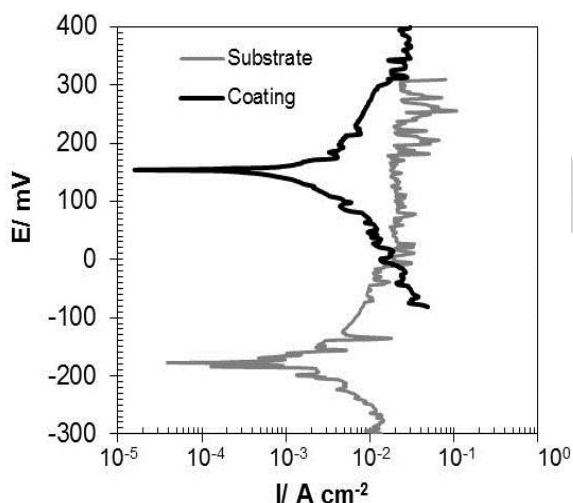


شکل (۱): الگوی XRD پوشش

تصویر سطح مقطع پوشش نفوذی آلومیناید در شکل (۲) آورده

متر مربع برآورد شد. مشاهده می‌شود که سرعت خوردگی (شدت جریان خوردگی) نمونه پوشش‌دار حدود ۲۷٪ نمونه بدون پوشش است (کاهش قابل توجه شدت جریان خوردگی). شاخه آندی منحنی پلاریزاسیون پوشش دارای یک ناحیه بسیار کوچک فعال (تا پتانسیل ۲۰ میلی‌ولت) و یک ناحیه نسبتاً وسیع با جریان تقریباً ثابت است (مستقل از پتانسیل). این ناحیه تا پتانسیل ۴۰۰ میلی‌ولت ادامه داشت. به نظر می‌رسد ثابت بودن جریان در اثر تشکیل محصولات خوردگی باشد. منحنی آندی پوشش در مقایسه با زیرلایه به شدت جریان‌های کمتر انتقال یافته است.

در شکل (۴) منحنی‌های پلاریزاسیون تافل نمونه‌ها در نمک مذاب عاری از وانادیوم ($70\text{Na}_2\text{SO}_4-30\text{NaCl}$ (wt%) نشان داده شده است.



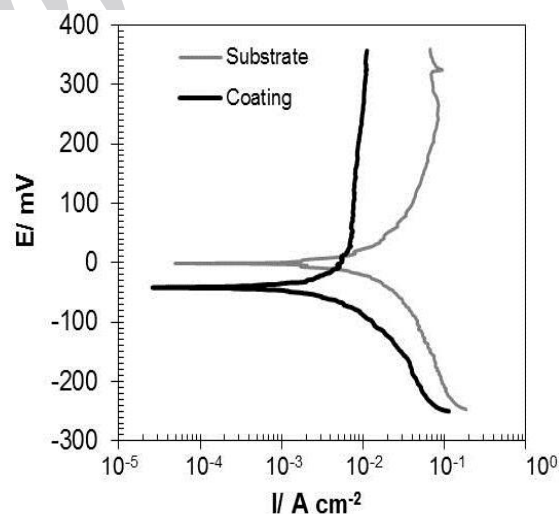
شکل (۴): نمودارهای پلاریزاسیون تافل آلیاژ اینکونل 713C و پوشش آلومینایدی در نمک مذاب ($70\text{Na}_2\text{SO}_4-30\text{NaCl}$ (wt%) در دمای ۷۵۰ درجه سانتیگراد

پتانسیل خوردگی نمونه بدون پوشش و پوشش‌دار به ترتیب 180 ± 10 و 160 ± 10 میلی‌ولت نسبت به الکتروود مرجع محاسبه شد. مقادیر شدت جریان خوردگی نیز برای نمونه بدون پوشش 2 ± 0.2 و برای نمونه پوشش‌دار 1.7 ± 0.2 میلی‌آمپر بر سانتی‌متر مربع برآورد شد. مشاهده می‌شود که سرعت خوردگی

ایجاد شدت شیب پتانسیل شیمیایی بین لایه غنی از آلومینیوم بالایی و فاز غنی از نیکل (۷) در زیر لایه می‌توان یافت. نفوذ خارجی نیکل و خالی شدن لایه‌های زیرین از آن سبب کم شدن حلالیت بعضی از عناصر موجود در زمینه سوپر آلیاژ مانند کروم شده و این عناصر بصورت رسوباتی ستونی رسوب کرده و منطقه نفوذ در هم را می‌سازند. این مطلب را نتایج آنالیز EDS نیز تایید کرده است. ساختار مشاهده شده در شکل (۲) با ساختار گزارش شده پوشش آلومینایدی ساده در مقالات و کتاب‌ها همخوانی دارد [۱۵-۱۷].

۳-۲- آزمایش‌های خوردگی

شکل (۳) منحنی‌های پلاریزاسیون تافل نمونه پوشش‌دار و بدون پوشش را در نمک مذاب حاوی وانادیوم ($70\text{Na}_2\text{SO}_4-25\text{NaCl}-5\text{V}_2\text{O}_5$ (wt%) نشان می‌دهد.



شکل (۳): نمودارهای پلاریزاسیون تافل آلیاژ اینکونل 713C و پوشش آلومینایدی در نمک مذاب ($70\text{Na}_2\text{SO}_4-25\text{NaCl}-5\text{V}_2\text{O}_5$ (wt%) در دمای ۷۵۰ درجه سانتیگراد

با توجه به برون‌یابی، پتانسیل خوردگی نمونه بدون پوشش و پوشش‌دار به ترتیب $1/5 \pm 1$ و 42 ± 5 میلی‌ولت نسبت به الکتروود مرجع محاسبه شد. مقادیر شدت جریان خوردگی نیز برای زیرلایه 23 ± 2 و برای پوشش $6/3 \pm 0/5$ میلی‌آمپر بر سانتی-

نیکل در حضور وانادیوم است و قبلا در مورد سوپر آلیاژهای پایه نیکل مورد بررسی قرار گرفته است [۱۸]. طبق جدول (۱) برای فلز پایه و پوشش حضور وانادیوم باعث افزایش خوردگی شده است. در نمودارهای شکل (۳ و ۴) اگرچه غالب واکنش کاتدی یکسان است (معادله ۱) ولی تغییر پتانسیل در خوردگی برای فلز پایه در دو نمک مذاب بخاطر تغییر واکنش کاتدی می باشد و احیای وانادیوم در محیط باعث تغییر شیب کاتدی شده است.

هر دو نمونه مشابه است. شاخه آندی منحنی پلاریزاسیون پوشش دارای یک ناحیه بزرگ فعال است که تا پتانسیل‌های بالاتر از ۳۰۰ میلی ولت ادامه یافته است. در پتانسیل‌های پایانی (نزدیک ۴۰۰ میلی ولت) هر دو نمونه شدت جریان‌های تقریبا مشابهی نشان دادند. به نظر می‌رسد در این حالت، لایه محافظی روی سطح تشکیل نشده باشد. از مقایسه شکل‌های (۳ و ۴) می‌توان دریافت که حضور وانادیوم تاثیر چندانی بر شدت جریان خوردگی پوشش نداشته است اما سرعت خوردگی زیر لایه را افزایش داده است که دلیل آن افزایش سرعت انحلال اکسید

جدول (۱): پارامترهای الکتروشیمیایی بدست آمده از نمودارهای پلاریزاسیون تافل برای آلیاژ اینکونل 713C و پوشش آلومیناید در نمک مذاب مشخص شده در دمای ۷۵۰ درجه سانتیگراد

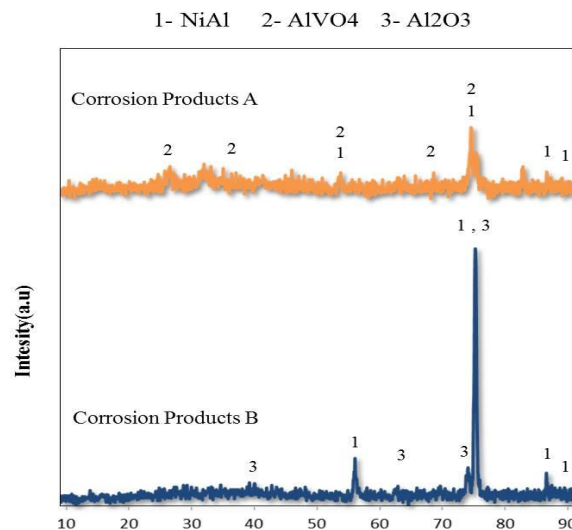
نمونه	الکترولیت	i_{corr} (A/cm ²)	E_{corr} (mv)	(v/dec)- β_c	(v/dec) β_a
زیر لایه	70Na ₂ SO ₄ -25NaCl-5V ₂ O ₅ (wt%)	0.0230	-1.5	0.317	0.420
پوشش الومیناید		0.0063	-42	0.173	1.619
زیر لایه	70Na ₂ SO ₄ -30NaCl (wt%)	0.0020	-180	0.062	0.112
پوشش الومیناید		0.0017	151	0.095	0.162

در محیط حاوی وانادیوم، فاز اصلی وانادات آلومینیوم (AlVO₄) با شماره کارت 00-039-0276 است در حالی که پیک‌های NiAl هنوز مشاهده می‌شوند. در نمک بدون وانادیوم، فاز اصلی همان NiAl است و پیک‌های ضعیف اکسید آلومینیوم نیز مشاهده می‌شود.

شکل (۶) تصاویر سطح مقطع محصولات خوردگی تشکیل شده روی پوشش پس از آزمایش پلاریزاسیون را نشان می‌دهد. در محیط حاوی وانادیوم (شکل ۶-الف)، یک لایه تیره روی سطح مشاهده می‌شود که نسبتا متراکم است و ضخامت آن در حدود ۱۵ تا ۳۰ میکرون است. آنالیز عنصری از این لایه نشان داد که این لایه حاوی ۲۷/۲ درصد آلومینیوم، ۲/۳ درصد وانادیوم، ۴۲/۲ درصد نیکل، ۱۲/۲ درصد کروم، ۵/۲ درصد اکسیژن، ۴/۴ گوگرد، ۳/۲ سدیم و بقیه شامل کلر و آهن است (با درصد وزنی). با توجه به نتایج XRD (شکل ۵)، می‌توان گفت این لایه غنی از وانادات آلومینیوم است. البته ممکن است بقایای نمک

۳-۳- مشخصه یابی محصولات خوردگی

شکل (۵) الگوهای پراش پرتو ایکس محصولات خوردگی تشکیل شده روی پوشش را نشان می‌دهد.



شکل (۵): الگوی XRD سطح پوشش‌ها پس از آزمایش پلاریزاسیون

در محیط عاری از وانادیوم (شکل ۶-ب)، محصولات خوردگی به صورت لایه مجزا دیده نمی‌شوند. بلکه لایه‌ای ناپیوسته حاوی ذراتی به ابعاد کمتر از حدود ۱۰ میکرون دیده می‌شوند. با این وجود به نظر می‌رسد که ضخامت پوشش در اثر انحلال تا حدی کاهش یافته است. آنالیز از ذرات سطحی نشان داد که آنها حاوی ۳۸/۲ درصد آلومینیوم، ۲۴/۶ درصد نیکل، ۸/۸ درصد نیکل، ۱۴/۳ درصد اکسیژن، ۳/۶ درصد سدیم، ۳/۲ گوگرد و بقیه شامل کلر و آهن هستند (درصد وزنی). با توجه به ناپیوستگی ذرات، اطلاعات درستی را نمی‌توان از آنالیز EDS به دست آورد.

تغییر در لایه‌های پوشش خصوصاً لایه درهم نفوذی در شکل (۶-الف) نسبت به شکل (۶-ب) و ریز دانه شدن آنها بخاطر آن است که وانادیوم باعث کاهش نقطه ذوب نمک مذاب حاوی آن شده است و از آنجاییکه زمان ثابت آزمون برای پوشش‌ها یک ساعت بوده است این امر باعث افزایش زمان عملیات حرارتی پوشش و در نتیجه تغییر ساختار آن در شکل (۶-الف) شده است [۱۸].

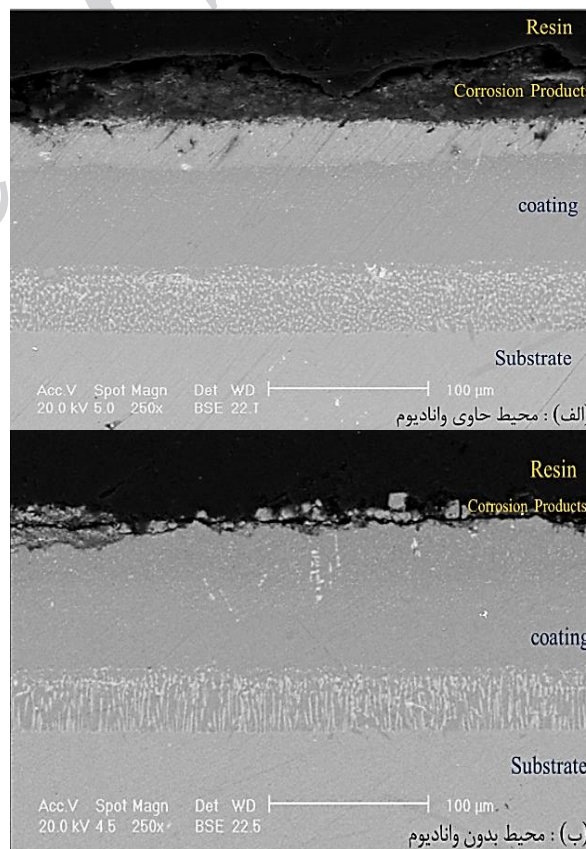
با توجه به شکل‌های (۵ و ۶) (مشخصه‌یابی محصولات خوردگی) و در نظر گرفتن ترکیب نمک مذاب، می‌توان رفتار پوشش حین آزمایش پلاریزاسیون را با دقت بیشتری بررسی کرد (شکل‌های ۳ و ۴). شاخه کاتدی منحنی‌های پلاریزاسیون پوشش (شکل‌های ۳ و ۴) عمدتاً مربوط به واکنش احیای اکسیژن است [۱۹].



واکنش آندی پوشش در غیاب وانادیوم (شاخه آندی در شکل ۴) را نیز به می‌توان به انحلال نیکل و آلومینیوم نسبت داد.



نیز در این لایه حضور داشته باشند (با توجه به حضور مقادیر کم سدیم در لایه). با توجه به احتمال حضور بقایای نمک و خطای EDS در آنالیز عناصر سبک مانند اکسیژن، ترکیب دقیق محصول خوردگی را نمی‌توان مشخص کرد ولی می‌توان گفت که غنی از اکسیژن، آلومینیوم و وانادیوم است. در زیر محصولات خوردگی، یک لایه خاکستری روشن دیده می‌شود که ضخامت آن حدود ۲۰ تا ۳۰ میکرون است. تشکیل محصول خوردگی غنی از آلومینیوم (وانادات) باعث ایجاد یک لایه غنی از نیکل (فقیر از آلومینیوم) می‌شود. آنالیز EDS از این لایه نشان داد که درصد آلومینیوم این لایه کاهش یافته است. لایه‌های پایین‌تر مشابه لایه‌های میانی پوشش قبل از خوردگی هستند (شکل ۲).



شکل (۶): تصاویر SEM از سطح مقطع محصولات خوردگی پس از

آزمایش پلاریزاسیون نمونه پوشش دار: (الف): در نمک مذاب

70Na₂SO₄-25NaCl-5V₂O₅(wt%) و (ب): در نمک مذاب

70Na₂SO₄-30NaCl (wt%)

بررسی منحنی پلاریزاسیون آندی پوشش اصلاح شده با سیلیسیم نشان می‌دهد که یک ناحیه وسیع (با جریان ثابت) و یک محصول خوردگی متراکم عمدتاً متشکل از SiO_2 روی سطح ایجاد می‌شود [۱۸]. پس می‌توان گفت که در غیاب وانادیوم، پوشش‌های آلومینایدی ساده مقاومت کمتری نسبت به پوشش‌های حاوی سیلیسیم دارند.

نتایج این پژوهش را می‌توان با نتایج آزمایش‌های غیرالکتروشیمیایی نیز مقایسه کرد. البته در اینجا یک تفاوت وجود دارد. در روش الکتروشیمیایی، زمان کوتاه‌تر است در حالی که در روش پوشش دهی با نمک، زمان می‌تواند افزایش یابد و پدیده‌هایی مانند تشکیل سولفید یا فلاکسی شدن با شدت بیشتر و به صورت ملموس تر رخ دهد [۲۲]. در حالی که در این تحقیق، تشکیل سولفید گزارش نشد.

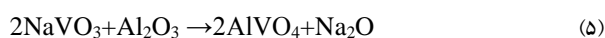
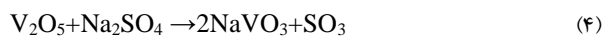
۴- نتیجه گیری

۱- بررسی منحنی‌های پلاریزاسیون و مشخصه‌یابی محصولات تشکیل شده نشان داد که شدت جریان خوردگی سوپر آلیاژ اینکونل با پوشش نفوذی آلومینایدی در نمک مذاب حاوی وانادیوم ($70\text{Na}_2\text{SO}_4-25\text{NaCl}-5\text{V}_2\text{O}_5(\text{wt}\%)$) نسبت به سوپر آلیاژ اینکونل 713°C بدون پوشش کمتر است که دلیل آن تشکیل لایه وانادات آلومینیوم روی سطح بود. تشکیل لایه وانادات روی سطح با تخلیه آلومینیوم از لایه زیری همراه است.

۲- شاخه آندی منحنی پلاریزاسیون نمونه پوشش دار با یک ناحیه باریک فعال شروع می‌شود که دلیل آن احتمالاً اکسیداسیون و انحلال نیکل و آلومینیوم است. به دنبال آن، یک ناحیه وسیع مستقل از پتانسیل (نسبتاً صاف) مشاهده می‌شود که دلیل آن تشکیل وانادات آلومینیوم و ایجاد مانع نفوذی است.

۳- در نمک مذاب ($70\text{Na}_2\text{SO}_4-30\text{NaCl}(\text{wt}\%)$)، شدت جریان خوردگی نمونه پوشش دار و بدون پوشش تقریباً مشابه بود. از طرفی، لایه محافظی روی سطح پوشش تشکیل نشد. در این محیط، یک ناحیه وسیع فعال در منحنی پلاریزاسیون آندی نمونه پوشش دار مشاهده شد (انحلال).

در حضور وانادیوم، علاوه بر واکنش‌های (۲ و ۳) (ناحیه باریک آندی در شکل ۳)، واکنش‌های زیر می‌تواند منجر به ایجاد وانادات آلومینیوم شود (ناحیه وسیع و صاف در منحنی آندی پوشش در شکل ۳) [۲۰].



از طرفی افزایش غلظت یون آلومینیوم در نمک مذاب (واکنش ۶) می‌تواند باعث تسریع در تشکیل وانادات آلومینیوم شود. با توجه به موارد فوق، علت سرعت خوردگی کمتر پوشش نسبت به زیرلایه در محیط حاوی وانادیوم تشکیل وانادات آلومینیوم است که تا حدی می‌تواند سبب کاهش نفوذ یون‌ها و کاهش خوردگی شود. اما در محیط عاری از وانادیوم (شکل ۴) محصولی روی سطح ایجاد نمی‌شود و فرایند انحلال همچنان ادامه می‌یابد. بنابراین، سرعت خوردگی پوشش و زیرلایه در این حالت تفاوتی با هم ندارد. به نظر می‌رسد در این حالت عمدتاً فلاکسی شدن بازی و تشکیل آنیون رخ دهد که مانع ایجاد رسوب می‌شود [۲۱].



این در حالی است که در حالت حضور وانادیوم، فلاکسی شدن اسیدی رخ می‌دهد که اثر آن ایجاد کاتیون آلومینیوم و متعاقب آن تشکیل رسوب وانادات آلومینیوم است.

نتایج این پژوهش را می‌توان با نتایج پژوهش انجام شده روی پوشش آلومینایدی دوغابی اصلاح شده با سیلیسیم در مذاب ($80\text{Na}_2\text{SO}_4-20\text{NaCl}(\text{wt}\%)$) و دمای 750°C درجه سانتی گراد مقایسه کرد [۱۳]. در پژوهش حاضر مشخص شد که در غیاب وانادیوم لایه محافظی روی پوشش ایجاد نمی‌شود. در حالی که

- [8] D. Pradhan, G. Shankar Mahobia, K. Chattopadhyay & V. Singh, "Effect of pre hot corrosion on high cycle fatigue behavior of the superalloy IN718 at 600 °C", International Journal of Fatigue, Vol. 114, pp. 120–129, 2018.
- [9] Thomas, M. K. Adler Flitton & S. Agarwala, "Corrosion Fundamentals, Testing, and Protection", ASM Handbook, Vol. 13A, 2003.
- [10] H. Haiyan, L. Zongjie & W. Wang, "Microstructure and hot corrosion behavior of Co-Si modified aluminide coating on nickel based superalloys", Corrosion Science, Vol. 100, pp. 466-473, 2015.
- [11] B. Ching-Yuan, L. Yi-Jun & K. Chun-Hao, "Improvement of high temperature oxidation and corrosion resistance of superalloy IN-738LC by pack cementation", Surface and Coatings Technology, Vol. 183, pp. 74-88, 2004.
- [12] K. Shirvani, M. Saremi, A. Nishikata & T. Tsuru, "Electrochemical study on hot corrosion of Si-modified aluminide coated In-738LC in Na₂SO₄-20 wt.% NaCl melt at 750 °C", Corrosion Science, Vol. 45, pp. 1011-1021, 2003.
- [13] M. Sarvghad, T. Steinberg & G. Will, "Corrosion of stainless steel 316 in eutectic molten salts for thermal energy Storage", Solar Energy Materials and Solar Cells, 2017.
- [14] M. Ferrari, O. Gutiérrez & E. Costa-Rama, "Batch injection electroanalysis with stainless-steel pins as electrodes in single and multiplexed", Sensors and Actuators, Vol. 253, pp. 1207–1213, 2017.
- [15] F. Shahriari & F. Ashrafizadeh, "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 Transactions of Materials and Heat Treatment", Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, 28 February 2012.
- [16] P. Marashi, S. Kaviani, H. Sarpoolaky & A. Zolfaghari, "Fundamentals Applications Of Electron Microscope and New Analysis Methods", Iran University of Science and Technology, Third Edition, 1391.
- [17] S. Bose, "High Temperature Coatings", Elsevier Science & Technology Books, Butterworth-Heinemann, 2007.
- ۴- به نظر می‌رسد تشکیل آنیون و فلاکسی شدن بازی در غیاب وانادیوم عامل عدم تشکیل لایه محافظ باشد.
- ### ۵- مراجع
- [۱] س. س. خلیفه سلطانی، ر. ابراهیمی کهریزسنگی و ف. نعیمی، "بررسی رفتار سینتیکی اکسیداسیون ایزوترم دمای بالای پوشش های MCrAlY اعمال شده به روش HVOF"، فصلنامه فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال دهم، شماره سوم، صفحات ۸۰ - ۶۷، پاییز ۱۳۹۵.
- [۲] س. ع. خسروی فرد، ا. ح. یقطین، ا. اخباری زاده و ع. عراقی، "بررسی خواص خوردگی سایشی و خوردگی داغ پوشش آلومینا اعمال شده بر روی پایه فولادی به روش پاشش حرارتی حاصل از سوخت اکسیژن دار"، فصلنامه فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال دهم، شماره اول، صفحات ۶۹ - ۵۹، بهار ۱۳۹۵.
- [۳] م. طهری، "بهینه سازی پارامترهای پاشش حرارتی HVOF، برای بهبود مقاومت به اکسیداسیون پوشش MCrAlY توسط روش سطح پاش"، فصلنامه فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال یازدهم، شماره سوم، صفحات ۸۵ - ۷۳، پاییز ۱۳۹۶.
- [۴] م. طهری، "بررسی تاثیر افزودن تقویت کننده Cr₂O₃ بر خواص مکانیکی و رفتار اکسیداسیون دمای بالای پوشش استلایت ۶ تولید شده به روش پاشش پلاسمایی بر روی زیرلایه IN-738"، فصلنامه فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال یازدهم، شماره اول، صفحات ۱۶۰ - ۱۴۹، بهار ۱۳۹۶.
- [5] N. Eliaz & G. Shemesh, "Hot corrosion in gas turbine components", Engineering Failure Analysis Uhlig Corrosion Laboratory, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, Vol. 9, pp. 31-43, 2002.
- [6] G. A. El-Awadia, S. Abdel-Samada & E. S. Elshazly, "Hot corrosion behavior of Ni based Inconel 617 and Inconel 738 superalloys", Applied Surface Science, Vol. 378, pp. 224–230, 2016.
- [7] Q. X. Fan, S. M. Jiang, H. J. Yu & J. Gong, "Microstructure and hot corrosion behaviors of two Co modified aluminide coatings on a Ni-based superalloy at 700°C", Applied Surface Science, Vol. 311, pp. 214–223, 2014.

- [18] J. L. Trinstancho-Reyes, M. Sanchez-Carrillo & R. Sandoval-Jabalera, "Electrochemical Impedance Spectroscopy Investigation of Alloy Inconel 718 in Molten Salts at High Temperature", International Journal of Electrochemical science, Vol. 6, pp. 419-431, 2011.
- [19] N. Birks, G. H. Meier & F. S. Pettit, "Introduction to the High Temperature Oxidation of Metals", 2nd Edition, Cambridge University Press, 2006.
- [20] M. Salehi Doolabi, B. Ghasemi, S. K. Sadrnezhad, A. Habibollahzadeh & K. Jafarzadeh, "Hot corrosion behavior and near-surface microstructure of a "low-temperature high-activity Cr-aluminide, coating on inconel 738LC exposed to Na_2SO_4 , $\text{Na}_2\text{SO}_4+\text{V}_2\text{O}_5$ and $\text{Na}_2\text{SO}_4+\text{V}_2\text{O}_5+\text{NaCl}$ at 900°C ", Corrosion Science, Vol. 128, pp. 42-53, 2017.
- [21] D. John Young, "High Temperature Oxidation and Corrosion of Metals", Elsevier Corrosion Series, 1st Edition, 2008.
- [22] M. K. Kianicova, J. Kafrik & J. Trnik, "Degradation of Aluminide Coatings Deposited on Nickel Superalloys", Procedia Engineering, Vol. 136, pp. 346-352, 2016.

Archive

Electrochemical study on hot corrosion behavior of aluminide diffusion coating deposited on Inconel 713C super alloy

Esmaeil Taheri¹, Mohammad Mehdi Verdian^{2*}

1- M. Sc Student, Advanced Materials Research Center, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran

2- Assistant Professor, Advanced Materials Research Center, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran

*Corresponding author: mverdianr@pmt.iaun.ac.ir

Abstract

In this study, the hot corrosion resistance of diffusion aluminide coating on Inconel 713C was investigated using electrochemical techniques. In this regard, potentiodynamic polarization tests were performed at 750 °C in two kinds of molten salts. The former contained 70% sodium sulphate and 30% sodium chloride. The latter was composed of 70% sodium sulphate, 25% sodium chloride and 5% vanadium pentoxide. The phase composition and microstructure of coatings and corrosion products were investigated using XRD and SEM-EDS techniques. The results showed that in the presence of vanadium, the protection efficiency of coatings increased and a current-independent region was observed in anodic polarization curve. Here, a compact corrosion product layer was seen. In absence of vanadium, both coated and uncoated samples exhibited similar corrosion rates. However, in comparison to vanadium-containing environment, all samples showed lower corrosion rate. In this case, the coatings exhibited active anodic behavior. The corrosion products were porous and discontinuous in vanadium free environment.

Keywords: Inconel 713C, Diffusion aluminide coatings, Hot corrosion.

Journal homepage: ma.iaumajlesi.ac.ir

Please cite this article using:

Esmaeil Taheri, Mohammad Mehdi Verdian, Electrochemical study on hot corrosion behavior of aluminide diffusion coating deposited on Inconel 713C super alloy, in Persian, New Process in Material Engineering, 2019, 13(1), 57-65.