

رفتار شوک حرارتی پوشش $ZrO_2-8\%Y_2O_3$ بر روی سوپرآلیاژ In-738LC آلومینایز شده

کوروش شیروانی

پژوهشکده مواد پیشرفته و انرژی‌های نو، سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران

صادق مستعلی مجدآبادی و حسن عبدالله پور

دانشکده مهندسی، دانشگاه سمنان

(دریافت مقاله: ۹۰/۰۸/۲۲ - پذیرش مقاله: ۹۱/۱۰/۲۵)

چکیده

در این تحقیق رفتار شوک حرارتی پوشش سرامیکی $ZrO_2-8\%Y_2O_3$ اعمالی به روش پاشش حرارتی بر روی سوپرآلیاژ In-738LC آلومینایز شده مورد بررسی قرار گرفته است. آزمون شوک حرارتی شامل انجام سیکل‌های سریع گرمایش-سرمایش بین دو دمای $1100^\circ C$ و $300^\circ C$ بود. به منظور تشخیص آغاز تخریب‌های ماکروسکوپی نظیر ترک خوردن و پوسته شدن، بررسی‌های چشمی پس از هر سیکل بر روی نمونه‌ها انجام گرفت. شناسایی ریزساختار پوشش قبل و طی آزمون شوک حرارتی به کمک میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی و آنالیز EDS انجام شده است. نتایج نشان داد که ضخیم شدن پوسته اکسیدی (TGO) در فصل مشترک لایه‌های سرامیکی و آلومینایزی، رشد ناحیه نفوذ بینابینی پوشش آلومینایزی و استحاله فاز $\beta-NiAl \rightarrow \gamma'-Ni_3Al$ در پوشش آلومینایزی از جمله ویژگی‌های رفتاری مهم این پوشش در شرایط آزمون شوک حرارتی می‌باشد. همچنین مشخص شد که تخریب در این سیستم پوششی شامل مراحل متوالی جوانه زنی و رشد گسترده حفرات اکسیداسیون در سطح لایه آلومینایزی، جوانه زنی ترک در لایه TGO و اشاعه ترک‌ها به لایه سرامیکی می‌باشد. واژه‌های کلیدی: $ZrO_2-8\%Y_2O_3$ ، پوشش آلومینایزی، لایه TGO، سوپرآلیاژ In-738LC، پاشش حرارتی، شوک حرارتی.

Thermal shock behavior of $ZrO_2-8\%Y_2O_3$ coating on aluminized superalloy In-738LC

K. Shirvani

Department of advanced Materials and Renewal Energies, Iranian Research Organization and Science and Technology

S. Mastali Majdabadi and H. Abdollahpour
Engineering Faculty, University of Semnan

(Received 13 November 2012, accepted 14 January 2013)

Abstract

Thermal shock behaviour of thermal sprayed $ZrO_2-8\%Y_2O_3$ coating on aluminized superalloy In-738LC has been investigated. Thermal shock experiments consisted of rapid thermal cycling between $1100^\circ C$ and $300^\circ C$. Visual observations were conducted after each cycle in order to identify macroscopic features such as macrocracking and spallation. Coating characterization before and after the thermal cycling was conducted by means of optical and scanning electron microscopes as well as EDS analysis. The results demonstrated that the coating response to the thermal cycling was consisted of TGO thickening, extending of the interdiffusion zone and transformation of $\beta-NiAl \rightarrow \gamma'-Ni_3Al$ in the aluminide coating. In addition, failure of the coating system comprised of pitting oxidation at aluminide topcoat, nucleation of cracks in TGO, and finally cracks propagation into the ceramic layer.

Keywords: $ZrO_2-8\%Y_2O_3$, Aluminide coating, TGO layer, Superalloy In-738LC, Thermal spray, Thermal shock.

Email of corresponding author: koush1@yahoo.com

مقدمه

شرایط اکسیدکننده، نفوذ موضعی و گسترده لایه TGO به درون سطح پوشش را به همراه دارد. آن‌ها این نوع نفوذ موضعی لایه اکسیدی را خاص پوشش‌های آلومیناید نفوذی دانستند. البته مطالعات Panat و همکارانش [۷] نیز این فرضیه را تایید نموده است. آن‌ها مشاهده کردند که پدیده زبرشدن سطح در اثر اکسیداسیون در مورد سوپراآلیازهای فاقد پوشش اتفاق نمی‌افتد. علاوه بر این، شوک‌های حرارتی ایجاد شده در گرم و سرد شدن‌های ناگهانی، فرآیند تخریب را تشدید می‌کند [۸]. در همین رابطه، تخریب پوشش‌های APS TBC به دلیل عدم آزادسازی تنش‌ها در پوشش پیوند گزارش شده است. ضخامت، ترکیب فازی و زبری سطح پوشش پیوند و همچنین شرایط محیطی حاکم، از عوامل مؤثر بر میزان و گستردگی اعمال این تنش‌ها هستند [۹].

در حال حاضر دو نوع سیستم پوشش TBC که به مرحله تجاری و کاربرد صنعتی رسیده است عبارتند از: (۱) پوشش خارجی YSZ بر روی پوشش پیوند نوع MCrAlY که هر دو به یکی از روش‌های متداول پاشش حرارتی اعمال می‌شوند و (۲) پوشش خارجی YSZ اعمالی به روش بخارنشانی فیزیکی توسط پرتو الکترونی (EB-PVD) بر روی پوشش پیوند از جنس آلومینایدهای نفوذی (بیشتر آلومیناید ساده و پلاتین آلومیناید) که به روش سماتاسیون پودری اعمال می‌شوند. در پژوهش انجام شده، برای اولین بار با لحاظ تمهیداتی پوشش APS YSZ با موفقیت بر روی پوشش پیوند از نوع آلومیناید سماتاسیونی روی سوپراآلیاز پایه نیکل In-738LC اعمال گردیده است. مقاله حاضر مشتمل بر نتایج و مباحث مرتبط با ارزیابی عملکرد پوشش مذکور در شرایط اعمال شوک‌های حرارتی می‌باشد. همچنین مکانیزم تخریب پوشش به بحث گذاشته شده است.

هر سیستم پوشش سدحرارتی^۱ (TBC) از سه بخش، شامل: (۱) پوشش خارجی سرامیکی با ضخامت $500-150 \mu m$ ایتریا^۲؛ (۲) پوسته اکسیدی رشدیافته بر اثر حرارت^۳ و (۳) پوشش پیوند با ضخامت $125-75 \mu m$ از جنس MCrAlY یا آلومیناید نفوذی تشکیل می‌شود [۱]. معرفی این نوع پوشش در دهه ۱۹۸۰ میلادی این امکان را به طراحان توربین‌های گازی داد تا دمای گاز ورودی توربین را حدود $150^\circ C$ افزایش دهند [۲]. از آن پس، پوشش‌های TBC در محاسبات حرارتی مراحل طراحی و تعیین راندمان تئوری توربین‌های گازی نقشی اساسی یافتند. با توجه به این نقش، ضروری است که پوشش‌های TBC در شرایط کاری توربین از طول عمر بالایی برخوردار باشند. از اینرو، شناسایی مکانیزم تخریب پوشش‌های TBC به منظور لحاظ نمودن تمهیدات مناسب برای به تأخیر انداختن تخریب‌ها، از اهمیت تحقیقاتی و کاربردی زیادی برخوردار است.

پایداری و عملکرد بهینه یک پوشش TBC به مقدار قابل توجهی به نوع و خواص حفاظتی پوشش پیوند^۴ آن بستگی دارد. اثبات شده است که عمر پوشش‌های APS TBC به اکسیداسیون پوشش پیوند و کرنش‌های حاصل از عدم تطابق ضرایب انبساط حرارتی بستگی دارد [۳]. در نتیجه، پوشش پیوند از اهمیت قابل توجهی برخوردار است چرا که علاوه بر تأمین مقاومت به اکسیداسیون و خوردگی داغ، باید چسبندگی لازم پوشش سرامیکی را به زیرلایه آلیاژی هم فراهم سازد. بخش عمده‌ای از مطالعات انجام شده بر نقش کلیدی لایه TGO در شروع و پیشرفت فرآیند تخریب پوشش‌های TBC تأکید دارد [۴ و ۵]. Clarke [۶] و Tolpygo نشان داده‌اند که فقیر شدن پوشش پیوند از آلومینیم با گذشت زمان در

¹ Thermal barrier coatings (TBCs)

² Ytria-stabilized zirconia (YSZ)

³ Thermally grown oxide (TGO)

⁴ Bond coat (BC)

مواد و روش آزمایش ها

نمونه ها و روش آماده سازی

در این تحقیق از سوپرآلیاژ پایه نیکل ریختگی In-738LC با ترکیب شیمیایی ارایه شده در جدول ۱ بعنوان زیرلایه استفاده شده است. نمونه‌ها به شکل استوانه با قطر ۷ mm و ارتفاع ۵۰ mm به کمک وایرکات از داخل ریشه یک پره توربین گازی از جنس مشابه استخراج گردیدند. تعداد نمونه‌های با پوشش یکسان برای استفاده در آزمون شوک حرارتی ۳ عدد بود. ابتدا سطح نمونه‌ها با سمباده‌های نوع SiC به ترتیب شماره ای ۱۸۰، ۴۰۰، ۶۰۰، ۸۰۰ و ۱۰۰۰ پولیش شده تا لایه تیره رنگ باقی مانده از فرآیند وایرکات از سطح آن‌ها برطرف و سطح کیفیت صیقلی پیدا نماید. سپس، جهت ایجاد زبری سطح $R_a \approx 10-12 \mu m$ ، از روش ماسه‌پاشی توسط ذرات SiC با مش ۲۴ و مورفولوژی گوشه دار در فشار ۶ بار استفاده گردید. در مرحله آخر آماده سازی، نمونه‌ها ابتدا توسط مواد شوینده متداول و سپس به روش التراسونیک در محلول استون-تانول با نسبت حجمی برابر چربی گیری شدند.

روش ماسه پاشی تا حد ممکن پس از آلومینایزینگ دست نخورده باقیمانده و در نتیجه امکان اعمال پوشش سرامیکی با چسبندگی کافی به روش اسپری حرارتی فراهم گردد. در مرحله آلومینایزینگ، ابتدا نمونه‌ها درون مخلوط پودری حاوی ۱۵ wt% آلومینیم، ۱/۲ wt% کلرید آمونیم و ۸۳/۸ wt% اکسید آلومینیم قرار داده شد. جعبه پوشش‌دهی حاوی نمونه‌ها سپس به مدت ۴ ساعت در دمای $750^\circ C$ تحت گاز محافظ آرگون حرارت داده شد تا پوشش نفوذی تشکیل گردد. مرحله عملیات حرارتی پوشش‌ها در دمای $1070^\circ C$ به مدت ۱ ساعت تحت گاز آرگون انجام شد. پوشش آلومینایدی حاصل از این پس پوشش پیوند یا پوشش NiAl نامیده می‌شود. در نهایت، بر روی تمام نمونه‌ها پوشش زیرکونیای پایدار شده با ایتریا با ترکیب $ZrO_2-8wt\% Y_2O_3$ که از این پس به اختصار 8YSZ نامیده می‌شود، به روش APS اعمال گردید. سیستم پوشش نهایی از این پس پوشش NiAl-8YSZ نامیده می‌شود.

آزمون شوک حرارتی

آزمون شوک حرارتی شامل تکرار ۱۲۰ سیکل گرمایش-سرمایش سریع بین دو دمای $1100^\circ C$ و $300^\circ C$ بود. هر سیکل آزمایش عبارت بود از رساندن دمای نمونه‌ها به $1100^\circ C$ طی مدت ۱ دقیقه، نگهداری در این دما به مدت ۰/۵ ساعت و سپس سرد کردن نمونه‌ها به کمک یک جت فن تا $300^\circ C$ طی مدت ۳۸ ثانیه. تمام مراحل مذکور توسط یک دستگاه ویژه طراحی شده برای ارزیابی اتوماتیک رفتار اکسیداسیون سیکلی و شوک حرارتی مواد ممکن گردید. ویژگی‌های اصلی دستگاه مذکور عبارت بودند از: سکوی قرارگیری نمونه‌ها با حرکت رفت و برگشت پنوماتیکی به منطقه داغ یک کوره، ترموکوپل جاسازی شده در سکوی نمونه‌ها به منظور ممکن

جدول ۱. ترکیب شیمیایی اسمی سوپرآلیاژ پایه نیکل ریختگی In-738LC (%wt).

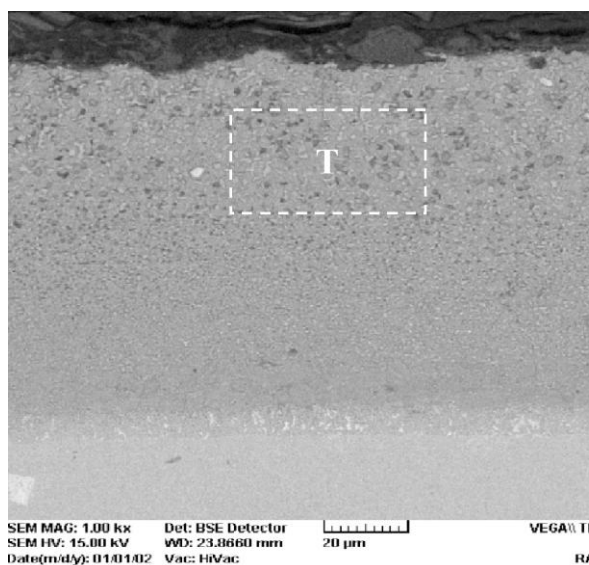
W	Mo	Co	Al	Cr
۲/۶	۱/۷۵	۸/۵	۳/۱	۱۵/۸
Ni	Si	C	Ta	Ti
باقیمانده	۰/۵	۰/۱۱	۱/۷۵	۳/۴

پوشش دهی

برای اعمال پوشش پیوند آلومیناید ساده نفوذی که در این مقاله پوشش NiAl نامیده می‌شود، از روش آلومینایزینگ پودری نوع فعالیت بالا^۱ استفاده شد. دلیل انتخاب این نوع آلومینایزینگ این بود که با توجه به مکانیزم رشد به داخل پوشش در این حالت، انتظار اینست که زبری اولیه سطح ایجاد شده به

^۱ High-activity pack aluminizing

NiAl (نسبت اتمی برابر) بعنوان فاز اصلی زمینه پوشش تقریب زده می‌شود. این تخمین بارها به کمک انجام آنالیز XRD بر روی پوشش‌های مشابه به توسط نویسنده به اثبات رسیده و مشخصاً فاز β -NiAl بعنوان تک فاز زمینه این پوشش شناسایی گردیده است [۱۳]-۱۱]. البته، با لحاظ درصد اتمی عنصر Co (جدول ۲)، تخمین صحیح‌تر فاز β -(Ni,Co)Al است. خوشبختانه، فاز β از نظر مقاومت اکسیداسیون بهترین گزینه بین تمام فازهای قابل تشکیل مطابق دیاگرام فازی نیکل و آلومینیم است [۱۴].



شکل ۱. تصویر SEM از ریزساختار سطح مقطع پوشش پیوند NiAl

جدول ۲. مقدار عناصر اصلی بخش فوقانی پوشش پیوند NiAl (at %)

پوشش	Al	Ni	Co	Cr
NiAl	۳۵٫۶	۴۱٫۳	۴٫۱	۱۵٫۲

عملکرد پوشش در شرایط شوک حرارتی

تغییرات وزن نمونه

شکل ۲ متوسط تغییرات وزن پوشش NiAl-TBC را در طی آزمون شوک حرارتی نشان می‌دهد. مشاهده می‌گردد که تغییرات وزن پوشش شامل یک افزایش نسبتاً سریع تا

شدن پایش دمای نمونه‌ها در هر مرحله از آزمون و یک جت فن با مکانیزم عمل خودکار به محض خروج سکوی نمونه‌ها از کوره و بازگشت به محل اولیه. پس از هر ۳ سیکل، سرمایش تا دمای محیط ادامه یافته و نمونه‌ها با یک ترازوی با دقت $0/0001$ گرم توزین می‌گردید.

شناسایی

جهت بررسی ساختار پوشش‌ها قبل، در حین و بعد از آزمون شوک حرارتی و شناسایی چگونگی تخریب پوشش‌های TBC، متالوگرافی با میکروسکوپ‌های نوری و SEM و نیز آنالیز EDS بر روی نمونه‌ها انجام شد. علاوه بر این، به منظور ثبت جوانه‌زنی و رشد احتمالی ترک‌های ماکروسکوپی در پوشش‌های TBC، وضعیت ظاهری نمونه‌ها پس از هر سیکل آزمون شوک حرارتی به صورت چشمی مورد بازبینی قرار می‌گرفت.

نتایج و بحث

ریزساختار پوشش‌های پیوند

در شکل ۱ تصاویر SEM از ریزساختار سطح مقطع پوشش پیوند NiAl نشان داده شده است. وضعیت ساختاری مشاهده شده برای این پوشش را به جهت رشد دانه‌های نیکل آلومیناید در مرحله تشکیل پوشش می‌توان نسبت داد. این جهت رشد همان رشد به داخل^۱ است. این مکانیزم رشد پوشش از مشخصه‌های شناخته شده برای پوشش‌های حاصل از آلومینایزینگ پودری فعالیت بالا می‌باشد [۱۰].

در جدول ۲ نتایج آنالیز EDS انجام شده در ناحیه بالای پوشش NiAl (ناحیه T مشخص شده در شکل ۱) ارزیابی گردیده است. با توجه به درصد اتمی اندازه‌گیری شده برای عناصر Al و Ni تشکیل ترکیب

^۱ inwardly growth

لبه نمونه، مستقیماً در مکانیزم اصلی تخریب پوشش مؤثر نیست. مورد دیگر، ترکی است به طول حدود ۴ mm که در تصویر پوشش پس از سیکل ۵۴م با یک پیکان مشخص شده است. این ترک، که البته اولین آثار آن از سیکل ۱۵۰م پدیدار گردید، نتیجه مستقیم پیشرفت مکانیزم تخریب پوشش TBC است. نهایتاً، پس از سیکل ۱۲۰م کندگی بخشی از لایه 8YSZ از محل همین ترک اتفاق افتاده است. تفسیر بیشتر این موضوع نیاز به بررسی‌های میکروسکوپی داشت که در بخش بعدی نتایج بررسی‌های مذکور ارایه و مورد بحث قرار گرفته است.

سیکل ۰ سیکل ۲۱ سیکل ۵۴ سیکل ۱۲۰

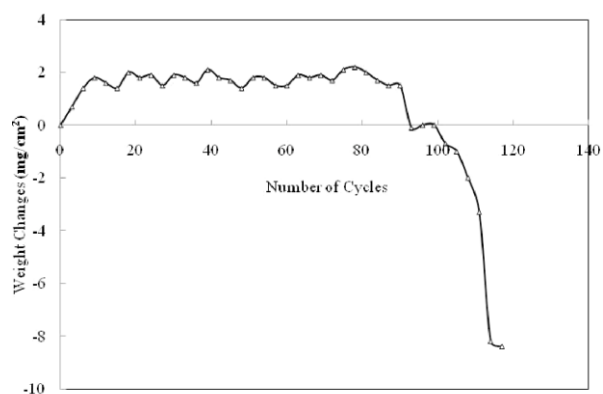


شکل ۳. تصویر دیجیتالی ظاهر پوشش NiAl-8YSZ پس از سیکل‌های مختلف آزمون شوک حرارتی.

تخریب میکروسکوپی پوشش

عموماً تخریب میکروسکوپی یک سیستم پوشش TBC با بررسی وضعیت لایه TGO، فصل مشترک‌های BC و YSZ و همچنین نواحی BC و YSZ نزدیک به TGO مورد مطالعه قرار می‌گیرد. بر همین اساس، در این تحقیق نیز بررسی‌های میکروسکوپی در نواحی مذکور پوشش NiAl-8YSZ پس از سیکل‌های مختلف آزمون شوک حرارتی تمرکز یافت. در شکل ۴ تصاویر

سیکل ۹م، عدم تغییر وزن از سیکل ۹م تا سیکل ۹۰م و کاهش شدید وزن نمونه پس از سیکل ۹۰م تا انتهای آزمایش است. با توجه به قطع شدن محور افقی توسط منحنی تغییرات وزن در سیکل حدود ۱۰۰م می‌توان نتیجه گرفت که عمر پوشش مذکور در شرایط این آزمون حدود ۱۰۰ سیکل یک ساعته (۱۰۰ ساعت) بوده است [۱۵]. از آنجایی که تمام عمر پوشش‌های محافظ دمای بالا در شرایط سیکل‌های یک ساعته در دماهای بالاتر از $1000^{\circ}C$ نشان از ضعف عملکرد پوشش دارد [۱۳]، به نظر می‌رسد استفاده از پوشش‌های آلومینایدی اصلاح شده با عناصری مثل سیلیسیم یا پلاتین در این مورد ارجحیت داشته باشد. با این حال، به منظور شناسایی عوامل مؤثر بر بروز این رفتار از پوشش NiAl-TBC در شرایط آزمون شوک حرارتی، بررسی‌های ماکروسکوپی و میکروسکوپی در مواضع تخریب پوشش در سیکل‌های مختلف آزمون انجام شد.



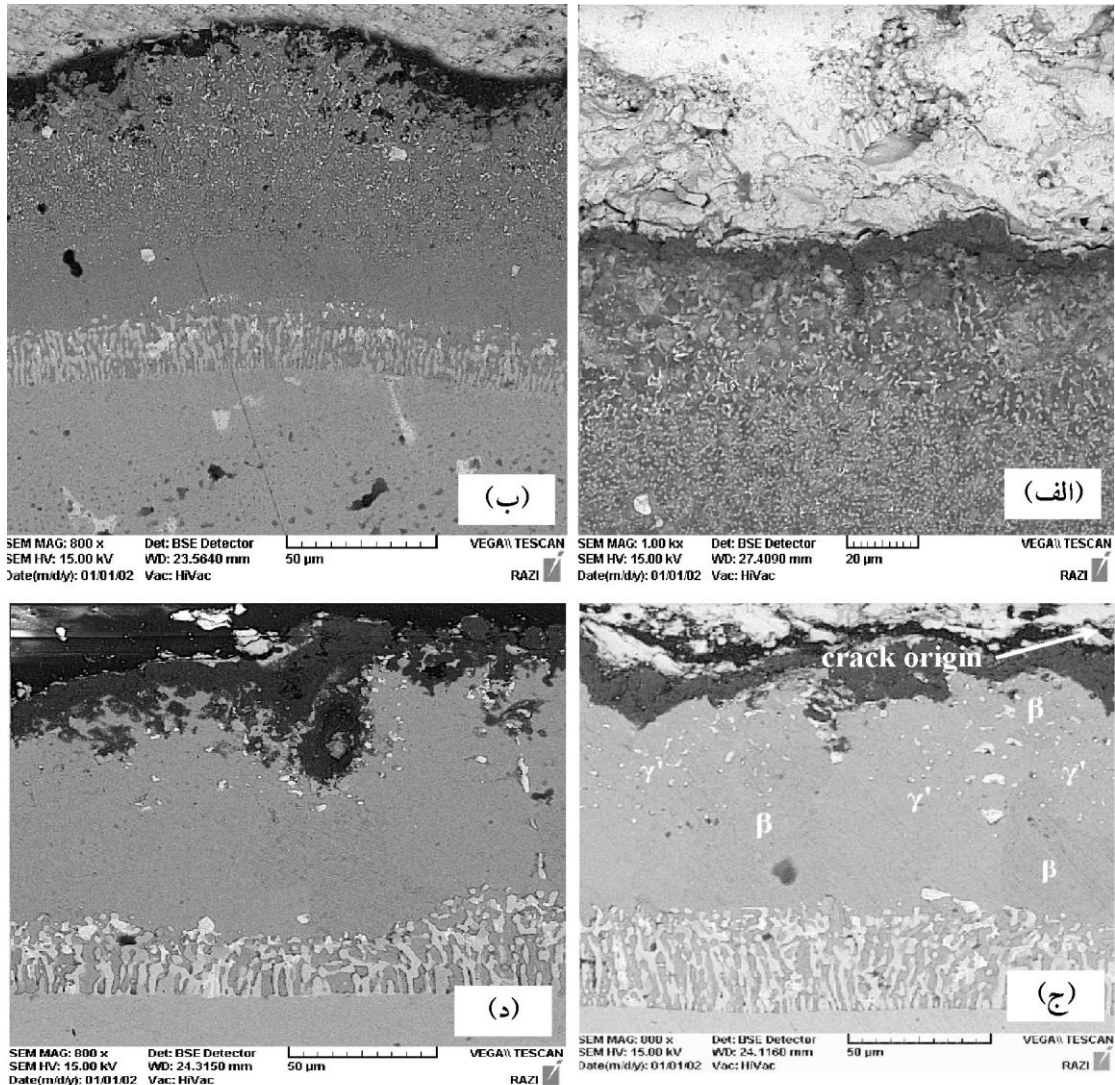
شکل ۲. تغییرات وزن نمونه پوشش NiAl-8YSZ بر روی In-738LC در شرایط آزمون شوک حرارتی.

تخریب ماکروسکوپی پوشش

در شکل ۳ تصویر دیجیتالی ظاهر پوشش NiAl-8YSZ پس از سیکل‌های مختلف آزمون شوک حرارتی نشان داده شده است. اولین مشخصه ظاهری قابل ذکر با توجه به شکل ۳، یک ترک ماکروسکوپی است که پس از سیکل ۱۲۰م قابل رویت است. البته این ترک، به دلیل جوانه‌زنی از

حرارتی نشان داده شده است.

میکروسکوپی SEM نواحی تحت بررسی پوشش NiAl-8YSZ پس از صفر، ۲۱، ۵۴ و ۱۲۰ سیکل آزمون شوک

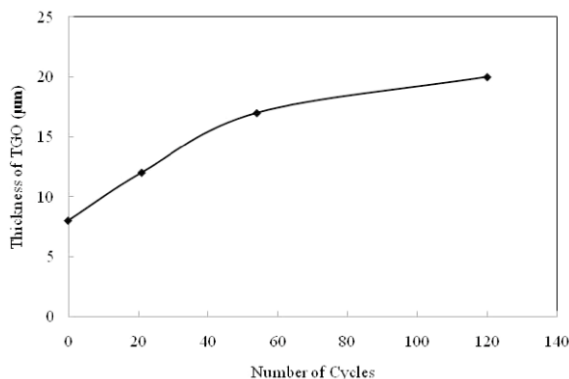


شکل ۴. الف) تصویر SEM از TGO و نواحی اطراف آن در پوشش NiAl-8YSZ قبل از آزمون شوک حرارتی و (ب)، (ج) و (د) تصاویر SEM از مقطع لایه BC این پوشش مشتمل بر فصل مشترک های 8YSZ/TGO و TGO/BC به ترتیب پس از ۲۱، ۵۴ و ۱۲۰ سیکل آزمایش شوک حرارتی.

مستعد به شروع تخریب بر اثر شوک‌های حرارتی، از سلامت اولیه قابل قبولی برخوردار بوده اند. البته میکروترک‌های قابل مشاهده در لایه 8YSZ نزدیک لایه TGO (شکل ۴-الف) از ویژگی‌های ذاتی پوشش‌های اعمالی به روش‌های اسپری حرارتی محسوب می‌شوند. در شکل ۴-ب دیده می‌شود که وضعیت اولیه مذکور در مورد لایه TGO و نواحی اطراف آن پس از سیکل ۲۱ام،

همانطور که در شکل ۴-الف دیده می‌شود یک لایه TGO با ضخامت در محدوده ۴-۶ میکرون در بین پوشش‌های 8YSZ و NiAl تشکیل شده است. همچنین لایه‌ای فشرده به نظر می‌رسد که فصل مشترک آن با NiAl و 8YSZ عاری از هرگونه جدایش قابل توجه می‌باشد. این وضعیت نشان دهنده این است که نواحی

می‌باشد. در صورت وجود شوک‌های حرارتی در شرایط اکسیدکننده دما بالا، کاهش مقدار آلومینیم پوشش به دلیل وقوع پدیده پوسته‌ای شدن اکسیدهای سطحی، تشدید می‌گردد. تأثیر دیگر کاهش مقدار آلومینیم پوشش BC در طی اکسیداسیون، که همزمان با نفوذ به سمت بالای عناصر زیرلایه (به خصوص نیکل) اتفاق می‌افتد، وقوع استحاله فازی در زمینه نیکل آلومینایدی پوشش می‌باشد. در تحقیق حاضر، جلوه‌های ساختاری پوشش NiAl و نیز TGO تشکیل شده روی آن‌ها در طی سیکل‌های مختلف گرمایش-سرمایش اعمال شده به نمونه‌ها در شرایط اکسیدکننده آزمون شوک حرارتی مورد بررسی قرار گرفت. در شکل ۵ افزایش ضخامت لایه TGO پوشش با افزایش تعداد سیکل آزمون نشان داده شده است. مشاهده می‌گردد که پس از سیکل ۱۱۲۰ام، ضخامت لایه TGO تشکیل شده روی پوشش NiAl به حدود ۲۰ میکرون رسیده است. افزایش ضخامت لایه TGO همراه با نفوذ جبهه اکسیداسیون به داخل عمق بیشتری از پوشش اتفاق می‌افتد. از آثار منفی قابل پیش‌بینی در نتیجه ضخیم شدن لایه TGO مستعد شدن این لایه به ترک خوردن و نهایتاً پوسته‌ای شدن است.



شکل ۵. افزایش ضخامت لایه TGO پوشش با زمان آزمون شوک حرارتی.

آنالیز عنصری EDS از TGO نفوذ کرده به درون پوشش NiAl (حفره اکسیداسیون قابل مشاهده در شکل ۴-د)، حضور عناصر Ni, Cr, Ti و W را در پوسته اکسیدی

تقریباً بدون تغییر باقی مانده است. این درحالی است که پس از سیکل ۱۵۴ میکرو ترک‌های متعددی از محل فصل مشترک TGO/8YSZ جوانه زده و برخی از آن‌ها در داخل لایه 8YSZ مجاور TGO ادامه مسیر داده‌اند. نمونه ای از این ترک‌ها در شکل ۴-ج دیده می‌شود. بررسی وضعیت این ناحیه پس از سیکل ۱۱۲۰ام (شکل ۳-د) نشان داد که ادامه رشد این میکروتُرک‌ها به جدایش کامل در فصل مشترک TGO/8YSZ منتهی می‌شود.

از طرفی، در فصل مشترک TGO/NiAl نفوذ موضعی لایه TGO به درون پوشش NiAl پس از سیکل ۱۵۴ام و تشدید آن با افزایش تعداد سیکل‌ها مشاهده گردید. به طوری که حفره‌های عمیق پر از اکسید بر روی سطح پوشش NiAl مشاهده شد. یک نمونه از این حفره‌ها با عمق حدود ۳۰ میکرون در شکل ۴-د دیده می‌شود. پدیده نفوذ موضعی اکسیدها به درون پوشش پیوند (یا عبارتی اکسیداسیون موضعی) در تحقیقات گذشته نیز گزارش شده است [۱۶]. در مورد پوشش‌های پیوند آلومینایدی به دانه‌های $\gamma'-Ni_3Al$ به عنوان مواضع مستعد برای تشکیل حفرات اکسیداسیون اشاره شده است. این موضوع به دلیل مقاومت پایین‌تر این فاز نسبت به فاز $\beta-NiAl$ به دلیل داشتن آلومینیم کمتر، می‌باشد [۱۵]. نتایج این تحقیق نیز تمایل به رشد حفرات اکسیدی را به داخل دانه‌های γ' تایید نمود. این موضوع در شکل ۴-ج قابل تشخیص است. دانه‌های پوشش از جنس $\gamma'-Ni_3Al$ به دلیل سنگین‌تر بودن این فاز نسبت به فاز $\beta-NiAl$ ، در تصاویر حاصل از الکترون‌های بازگشتی کنتراست روشن‌تری دارند [۸].

مقاومت اکسیداسیون پوشش پیوند

مقاومت اکسیداسیون BC نقش تعیین‌کننده‌ای در تخریب سیستم‌های پوشش TBC دارد [۱۷]. در مورد پوشش‌های BC پایه آلومینایدی، پایداری مقاومت اکسیداسیون مشروط به حفظ حداقل مقدار آلومینیم لازم برای تأمین حفاظت

پدیده یعنی زبر شدن در اثر اکسیداسیون به رامپلینگ^۱ معروف است [۱۸]. با ادامه شوک‌های حرارتی، ضخامت لایه TGO و عمق حفرات افزایش یافته و در نتیجه تمرکز تنش در فصل مشترک TGO/BC به حدی می‌رسد که شرایط جوانه زنی ترک در این فصل مشترک فراهم می‌شود (از سیکل حدود ۱۵۰ام). رشد ترک‌ها تا ایجاد جدایش در فصل مشترک TGO/BC ادامه می‌یابد.

نتیجه‌گیری

- اعمال پوشش APS TBC با چسبندگی مناسب بر روی سوپرآلیاژ پایه نیکل آلومینایز شده به شرط ایجاد زبری اولیه $10-12 \mu m$ بر روی سطح سوپرآلیاژ قبل از آلومینایزینگ و استفاده از روش آلومینایزینگ نوع فعالیت بالا امکان‌پذیر گردید.
- ضخیم شدن لایه TGO، پهن تر شدن ناحیه نفوذ بینابینی (IZ) در فصل مشترک زیرلایه و پوشش پیوند، و تغییر فاز $\beta-NiAl \rightarrow \gamma'$ در پوشش پیوند از جمله تغییرات اساسی مشاهده شده در مورد پوشش‌های TBC پایه آلومینایزی بود.
- تخریب پوشش NiAl-8YSZ شامل جوانه زنی و رشد گسترده حفرات اکسیداسیون در سطح پوشش NiAl، جوانه‌زنی ترک در لایه TGO و اشاعه ترک‌ها به لایه سرامیکی بود.

داخل این حفرات نشان داد. نتایج مربوطه در جدول ۳ ارائه شده است. نفوذ موضعی جبهه اکسیداسیون به عمق بیشتری از پوشش BC یعنی جایی که مقدار آلومینیم برای تشکیل ترجیحی Al_2O_3 کافی نیست، را می‌توان دلیل فراهم شدن شرایط برای تشکیل اکسیدهای TiO_2 ، NiO ، Cr_2O_3 و WO_3 دانست. این اکسیدها علاوه بر داشتن توان حفاظتی کمتر نسبت Al_2O_3 به دلیل افزایش حجم موضعی بیشتر و متعاقباً تمرکز تنش بیشتری که ایجاد می‌کنند باعث تسریع رشد ترک‌ها می‌گردند. تشکیل اکسیدهای مشابه در لایه TGO بعنوان یکی از دلایل تخریب پوشش‌های سد حرارتی قبلاً نیز گزارش شده است. Schlichting [۳] نیز تشکیل اکسیدهای ترد در لایه TGO را به تخلیه موضعی عنصر آلومینیم پوشش پیوند نسبت داده است. علاوه بر این، حضور این اکسیدها را عامل ایجاد مسیرهای ساده تر برای عبور اکسیژن دانسته است.

جدول ۳. آنالیز EDS از اکسیدهای تشکیل شده درون حفرات اکسیداسیون (wt %).

O ₂	Mo	W	Ti	Cr	Co	Ni	Al
۱۴٫۲	۰٫۳	۱٫۰	۳٫۲	۸٫۷	۰٫۹	۹٫۳	۶۱٫۲

مکانیزم تخریب پوشش

با توجه به نتایج این تحقیق، مکانیزم پیشنهادی برای تخریب پوشش NiAl-8YSZ در وضعیت اعمال شوک‌های حرارتی، شامل اکسیداسیون حفره‌ای پوشش NiAl، جوانه‌زنی ترک در فصل مشترک TGO/BC، رشد ترک تا جدایش در فصل مشترک TGO/BC می‌باشد. ابتدا، به دلیل ضعف اکسیداسیون پوشش NiAl در دمای $1100^\circ C$ ، تشکیل سریع و گسترده فاز $\gamma'-Ni_3Al$ در زمینه این پوشش منجر به اکسیداسیون حفره‌ای گسترده پوشش پیوند می‌انجامد. تشکیل حفرات اکسیداسیون متعدد بر روی سطح پوشش NiAl باعث افزایش شدید زبری سطح می‌گردد. این

^۱ Rumpling

منابع

1. S. Bose and J. DeMasi-Marcin, *Thermal barrier coating experience in the gas turbine engine*, Pratt & Whitney. Thermal Barrier Coating Workshop, NASA Conference Publication, 3312 (1995) 73-77.
2. J. T. Demasi-Marcin, *Protective coatings in the gas turbine engine*, surface & Coating Technology, 68/69 (1994) 1-9.
3. K. W. Schlichting, N.P. Padture, E.H. Jordan and M. Gell, *Failure modes in plasma-sprayed thermal barrier coatings*, Materials Science and Engineering A, 342 (2003) 120-130.
4. J. M. Ambrico, M. R. Begley and E. H. Jordan, *Stress and shape evolution of irregularities in oxide films on elastic-plastic substrates due to thermal cycling and film growth*, Acta Materialia, 49 (2001) 1577-1588.
5. A. G. Evans, D. R. Mumm, J. W. Hutchinson, G. H. Meier and F. S. Pettit, *Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings*, Progress in Materials Science, 46 (2001) 505-553.
6. V. K. Tolpygo and D. R. Clarke, *Surface rumpling of a (Ni,Pt)Al bond coat induced by cyclic oxidation*, Acta Materialia, 48 (2000) 3283-3293.
7. R. Panat, S. Zhang, K. J. Hsia, *Bond coat surface rumpling in thermal barrier coating*, Acta Materialia, 51 (2003) 239-249.
8. R. C. Pennefather and D. H. Boone, *Mechanical degradation of coating systems in high-temperature cyclic oxidation*, Surface and Coating Technology, 76-77 (1995) 47-52.
9. J. W. Holmes and F. A. McClintock, *The chemical and mechanical processes of thermal fatigue degradation of an aluminide coating*, Metallurgical and Materials Transactions A, 21 (1990) 1209-1222.
10. G.W. Goward, *Progress in coatings for gas turbine airfoils*, Surface and Coatings Technology, 108-109 (1998) 73-79.
11. K. Shirvani, M. Saremi, A. Nishikata, T. Tsuru, *The Role of Silicon on Microstructure and High Temperature Performance of Aluminide Coating on Superalloy In-738LC*, Materials Transactions, 43 (2002) 2622-2628.
12. A. Firouzi and K. Shirvani, *Slurry Si-Modified Aluminide Coating for Internal Cooling Passages of Gas Turbine Blade*, Materials and Corrosion, 52 (2010) 3579-3585.
13. A. Firouzi and K. Shirvani, *The structure and high temperature corrosion performance of medium-thickness aluminide coatings on nickel-based superalloy GTD-111*, Corrosion Science, 52 (2010) 3579-3585.
14. M. J. Stiger, N.M. Yanar, M.G. Topping, F.S. Pettit and G.H. Meier, *Zeitschrift fur Metallkunde*, 90 (1999) 1069-1078.
15. H. W. Grunling and R. Bauer, *The role of silicon in corrosion-resistant high temperature coatings* Thin Solid Films 95 (1982) 3-20.
16. D. R. Mumm, A.G. Evans and I. T. Spitsberg, *Characterization of a cyclic displacement instability for a thermally grown oxide in a thermal barrier system*, Acta Materialia, 49 (2001), 2329-2340.
17. M. Harvey, C. Courcier, V. Maure and L. Rémy, *Oxide and TBC spallation in β -NiAl coated systems under mechanical loading*, Surface & Coatings Technology 203 (2008) 432-436.
18. S. Dryepondt, J. R. Porter and D. R. Clarke, *On the initiation of cyclic oxidation-induced rumpling of platinum-modified nickel aluminide coatings*, Acta Materialia 57 (2009) 1717-1723.