

مطالعه مکانیزم تخریب پوشش سد حرارتی تحت شوک گرمایی با اعمال گرادیان

دمایی در ضخامت پوشش

احسان صدری، فخرالدین اشرفی زاده، عبدالمجید اسلامی، رئوف رحیم زاده

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله: ۱۴۰۱/۸/۱۱ - پذیرش مقاله: ۱۴۰۱/۹/۱۶)

چکیده

خستگی حرارتی (عمر شوک گرمایی) پوشش‌های سد حرارتی در قطعات ناحیه داغ عامل کلیدی در عملکرد توربین‌های هوایی است و شبیه‌سازی عملی جهت مطالعه شرایط نزدیک به کارکرد واقعی این پوشش‌ها در توربین ضرورت می‌یابد. به این منظور در تحقیق حاضر با استفاده از شعله‌ی دستگاه برنر ریگ و اعمال سرمایش هم‌زمان از پشت زیرلایه همراه با سرمایش سریع در بازه‌های زمانی ثابت، شرایط واقعی چرخه شوک گرمایی توربین‌های هوایی طراحی و اجرا شد. در این پژوهش از پوشش متداول سد حرارتی دو لایه شامل پوشش پیوندی فلزی NiCoCrAlY و پوشش رویی سرامیکی YSZ اعمال شده با روش پاشش پلاسمایی (APS) استفاده شد. ریزساختار پوشش‌ها بعد از ۱۰ و ۴۰ چرخه آزمون شوک گرمایی برای ارزیابی مکانیزم واقعی تخریب پوشش‌ها مورد بررسی قرار گرفت. نتایج حاکی از اثر تخریبی قابل توجه اکسیدهای بین لایه‌ای درون پوشش پیوندی با مورفولوژی صفحه‌ای است. این اکسیدها علاوه بر مصرف بیهوده آلومینیوم مورد نیاز برای محافظت پوشش در آلومینای فصل مشترک پوشش سرامیکی - پیوندی، موجب تشدید تنش‌های تخریبی در این فصل مشترک نیز می‌شوند. نقش راپتینگ پوشش در فصل مشترک پوشش سرامیکی و پوشش پیوندی بیش از اثر تنش‌های رشد هر دو نوع لایه اکسید حرارتی در فصل مشترک و بین لایه‌ای در خلال آزمون شوک گرمایی است.

کلمات کلیدی: شوک گرمایی، پوشش سد حرارتی، برنر ریگ، لایه اکسید حرارتی، راپتینگ.

Thermal shock failure mechanism of thermal barrier coating with thermal gradient across the coating

Abstract

Thermal fatigue (thermal shock lifetime) of thermal barrier coatings is considered a key factor in performance of aero gas turbines and, thus, there is a need to simulate and perform thermal shock tests with near-actual operation in turbines. By using burner rig tests, for applying the simultaneous cooling from backside of the substrate along with cooling shocks at constant periods, the practical thermal shock conditions in aero turbines were designed and applied. In this research, two-layer conventional TBC with APS NiCoCrAlY bondcoat (BC) and APS YSZ topcoat (TC) were studied. The microstructure of coatings after 10 and 40 thermal shock cycles were evaluated for failure analysis. The interlamellar TGO with planar morphology revealed detrimental effects on protection performance of BCs. Actually, the non-beneficial consumption of aluminum not only limits the oxidation protection of the bondcoat, but also the interlamellar APS-TGO intensified the harmful stresses at the TC/BC interface. The detrimental effects of Ratcheting at BC and TGO surfaces were higher than the stresses from growth of both interlamellar and interfacial TGOs at thermal shock performance of the coating.

Keywords: Thermal shock, Thermal barrier coating, Burner rig, Thermally grown oxide (TGO), Thermal gradient, Ratcheting.

E-mail of Corresponding author: *e.sadri@ma.iut.ac.ir*

۱- مقدمه

آزمون‌های کوره وجود نداشت در این آزمون‌ها وارد شد [۲-۵].

آزمون‌های فعلی گرادیان حرارتی برنر ریگ^۶ و شار حرارتی لیزر^۷، جزء این دیدگاه تکمیلی برای اعمال همه مکانیزم-های تخریب فوق در سیستم‌های با شیب دمایی در محدوده ۲۰۰-۵۰۰°C است. در این دو آزمون مثلاً سطح پوشش سرامیکی را می‌توان تا دمای بیش از ۱۴۰۰°C بالا برد، درحالی‌که دمای پوشش پیوندی کمتر از ۹۰۰°C نگه‌داشته شده است. در آزمون‌های برنر ریگ و شار حرارتی لیزر می‌توان با کنترل مستقیم و لحظه‌ای حرارت ورودی به سطح TC و سرمایش اعمالی به BC به شرایط واقعی کاری توربین‌ها نزدیک شد. در واقع در این شرایط شیب دمایی ثابت و قابل کنترل، همراه با توزیع دمای همگن در سطح نمونه ایجاد می‌شود. به‌طور کلی در دو شرایط کلی زیر، مدل‌های ناشی از تنش‌های فصل مشترک BC/TC حاکم فرایند تخریب نیست که از قضا هر دو نیز در نسل‌های جدید TBC ها رخ می‌دهد [۶،۷].

۱- TBC های ضخیم‌تر از یک میلی‌متر (۱۰۰۰ μm): در این پوشش‌ها تخریب به‌طور مستقیم در لایه سرامیکی در فواصل چند صد میکرومتر بالاتر از فصل مشترک BC/TC رخ می‌دهد که به "شکست سفید"^۸ موسوم است.

۲- در شرایط دمایی بیش از ۱۳۰۰°C به دلیل افزایش بیش‌ازحد دمای سطح TC، تخریب عموماً به دلایل استحاله فازی سرامیک و تف‌جوشی آن رخ می‌دهد.

در کل می‌توان مزایای عمومی روش برنر ریگ نسبت به کوره را به‌صورت زیر در آزمون‌های مختلف بیان نمود [۸].
 (۱) امکان اعمال آلودگی‌های واقعی موجود در توربین‌ها.
 (۲) جلوگیری از اثر تخریب لبه‌ی نمونه‌ها با ایجاد نقاط داغ^۹ و کم‌کردن داده غیرواقعی در عمر پوشش. (۳) اعمال سرعت زیاد گاز و شیب به شرایط واقعی کاری توربین‌ها.

آزمون‌های متداول ارزیابی عمر و مکانیزم تخریب پوشش-های سد حرارتی (TBC) در شرایط آزمون‌های مختلف حرارتی کوره^۱ شامل ماندگاری حرارتی همدم^۲، خستگی چرخه حرارتی^۳ (TCF) و شوک گرمایی^۴ (TS) با تخریب اکسیداسیون پوشش میانی همراه است. اما این نوع تخریب و مدل‌های مربوط به آن فقط در نسل پوشش‌های سد حرارتی با شیب دمایی ۵۰ تا ۱۰۰ درجه سانتیگراد، بین پوشش پیوندی فلزی (BC) و پوشش رویی سرامیکی (TC)، که نسل عملکرد پایین محسوب می‌شود، برقرار است [۱]. درحالی‌که نیاز فعلی و پیش روی TBC ها، ایجاد شیب دمایی بیش از ۲۰۰°C و تا حدود ۵۰۰°C در نسل‌های نوین توربین‌های گازی (مانند سری H) است که دیگر مکانیزم‌های تخریب در آزمون‌های اکسیداسیون هم‌دم، خستگی چرخه‌ای و شوک حرارتی صرفاً ناشی از اکسیداسیون BC و تنش‌های ناشی از TGO^۵ نیست. در این شرایط رفتار دما بالای سطح TC بسیار مهم و بحرانی است و مکانیزم‌هایی مانند تف‌جوشی و استحاله فازی TC نیز باید در طراحی آزمون پوشش (برای مثال در حالت هم‌دم، چرخه‌ای و شوک گرمایی) در نظر گرفته شوند. از این‌رو از دهه ۹۰ میلادی آزمون‌هایی به‌صورت اعمال شعله با مشخصات متنوع توسط ناسا در آزمون‌های TBC مورد استفاده واقع شد. این دیدگاه با دو هدف (۱) شبیه‌سازی واقعی‌تر شرایط ترمومکانیکی اعمالی در توربین‌ها و (۲) امکان‌سنجی آزمون مکانیزم تخریب و پیش‌بینی عمر سیستم‌های با کارایی بالاتر مورد توجه محققین این حوزه قرار گرفت. در واقع مدل‌سازی این آزمون‌ها به‌منظور درک مکانیزم واقعی تخریب و ایجاد شرایطی است که مکانیزم تخریب آن نزدیک به شرایط واقعی تخریب TBC ها باشد. از طرفی اثر شیب حرارتی در سطح مقطع پوشش که در

^۶ Thermal gradient burner rig test (BRT)

^۷ Laser heat-flux test

^۸ White failure

^۹ Hot spot

^۱ Furnace tests

^۲ Isothermal heat exposure

^۳ Thermal cyclic fatigue

^۴ Thermal shock

^۵ Thermally grown oxide

از چرخه حرارتی- سرمایشی فوق مکانیزم‌های تخریب پوشش سد حرارتی دو لایه YSZ/NiCoCrAlY در تعداد چرخه مشخص ارزیابی شده است.

۲- مواد و روش تحقیق

زیرلایه استفاده شده در این تحقیق به دلیل لزوم کارکرد مناسب در شرایط حرارتی مشابه قطعات داغ توربین، آلیاژ اینکونل ۷۱۸ است. زیرلایه ابتدا به شکل دیسک‌هایی با قطر ۲۰mm و ضخامت ۵mm برش داده شد و سپس برای پوشش‌دهی آماده‌سازی گردید. برای پوشش‌های پیوندی (BC) و پوشش رویی سرامیکی (TC) به ترتیب از پودر NiCoCrAlY شرکت متکو با کد Amdry 365-2 و پودر 8YSZ با کد Metco 204 NS-G از نوع کروی HOSP^۲ استفاده شد. هر دو پوشش با فرایند پاشش پلاسمایی اتمسفری (APS) با دستگاه GTV MF-P100 F6 و پارامترهای ارائه شده در جدول ۱ تولید شدند. قبل از پوشش‌دهی، سطح زیرلایه‌ها تحت زبری سازی با سندبلاست و شستشو در حمام آلتراسونیک استون قرار گرفت.

جدول ۱- پارامترهای پاشش پلاسمایی پوشش‌های پیوندی و رویی

تعداد پاس	فاصله افشانک تا نمونه (mm)	نرخ جریان گازها در شعله پلاسمای (L/min)		اختلاف پتانسیل (V)	جریان الکتریکی (A)	لایه
		H ₂	Ar			
		۱۴	۹۰	۱۰	۴۴	۶۳
۷	۹۰	۶	۴۴	۶۰	۶۰۰	BC MCoCrAlY

برنامه چرخه شوک گرمایی برنر ریگ اعمالی بر سطح پوشش و سمت پشت آن در شکل ۱ ارائه شده است. شایان ذکر است این برنامه طبق برنامه‌ی شوک گرمایی شرکت

(۴) ایجاد شیب دمایی در ضخامت پوشش با اعمال سرمایش به پشت زیرلایه. (۵) اعمال چرخه‌های کوتاه واقعی (برای شبیه‌سازی توربین‌های صنایع هوایی).

آزمون‌های خستگی حرارتی در TBCها عموماً به دو صورت کلی خستگی چرخه حرارتی (TCF) با نرخ سرمایش چرخه‌ای حدود ۱/۵°C/sec و شوک گرمایی (با نرخ سرمایشی چرخه‌ای بسیار زیاد حدود ۱۱۰°C/sec) انجام می‌شود. تفاوت این دو آزمون به دلیل شرایطی توربین‌های هوایی و نیروگاهی است. از دو دیدگاه کاربردی زیر می‌توان به نتایج آزمون‌های عملکردی و تخریبی TBCها توجه نمود. (۱) طراحی پوشش‌های نوین TBC با دیدگاه کاهش یا حذف مکانیزم‌های تخریبی برای افزایش عمر و کارایی در هر یک از شرایط کاربردی. (۲) تبدیل مکانیزم‌های تخریب به مدل‌های تخمین تخریب و عمر پوشش با استفاده از روش‌های تحلیل عددی و شبیه‌سازی [۴]. از این رو هرچه مکانیزم‌های تخریب پوشش‌ها به شرایط واقعی کارکردی آن‌ها نزدیک‌تر باشد موجب گسترش موفق‌تر در دو حوزه توسعه پوشش‌های نوین TBC با کارکرد بالاتر و تخمین عمر پوشش می‌گردد.

در این پژوهش شرایط آزمون شوک گرمایی با استفاده از برنر ریگ به نحوی شبیه‌سازی شده است که بسیار نزدیک به شوک گرمایی قطعات توربین‌ها حین متوقف شدن لحظه‌ای^۱ موتور باشد. از آنجایی که هوای دمیده شده درون توربین حین توقف لحظه‌ای قبلاً توسط گاز فشرده گرم شده است سرمایش TBC در شوک گرمایی باید فقط با نرخ چند درجه سانتیگراد بر ثانیه در زمان توقف لحظه‌ای توربین و تا حدود دمای ۷۵۰°C انجام شود. بنابراین در مقایسه با شرایط آزمون کوره که عموماً با کونچ حرارتی از دمای بالاتر از ۱۰۰۰°C رخ می‌دهد اختلاف فاحشی از جنبه ایجاد مکانیزم‌های مختلف دارد. در ادامه نیز با حداکثر کاهش دما تا محدوده ۳۰۰°C-۵۰۰°C مواجه خواهد شد. بنابراین در این تحقیق، برای اولین بار در ایران، با استفاده

^۲ Hot oven spheroidized powder

^۱ Shut down

مشخصه‌یابی ریزساختاری پوشش‌ها با میکروسکوپ الکترونی فیلیپس مدل XL-30 مجهز به آنالیز عنصری شرکت EDAX صورت گرفت. آنالیز پراش پرتو ایکس توسط دستگاه فیلیپس-ایکسپرت با پرتو تکفام Cu K α و طول موج 1.5406 \AA انجام گرفت. اچ شیمیایی پوشش پیوندی فلزی در محلول ۲۰٪ اسید نیتریک، ۱۰٪ اسید کلریدریک، ۵۰٪ اسید استیک گلاسیال و ۲۰٪ آب دیونیزه انجام شد.

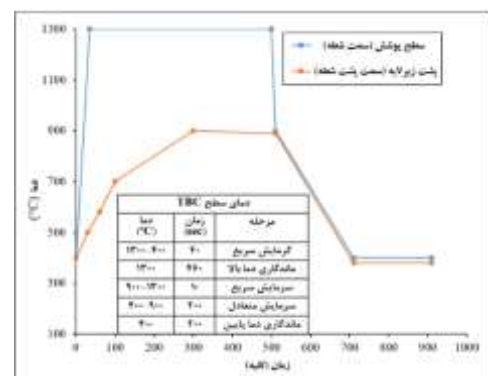
۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریزساختار پوشش

ریزساختار پوشش بعد از پاشش حرارتی TBC ارزیابی شده در این پژوهش در نماها و بزرگنمایی‌های مختلف در شکل ۲ مشاهده می‌شود. ریزساختار پوشش رویی سرامیکی این پژوهش دارای ۲۵ تا ۳۰٪ تخلخل (اعم از میکرونی و زیر میکرونی) برای ایجاد عملکرد نارسانایی حرارتی بهینه و عمر تف‌جوشی مناسب است (شکل ۲-الف) [۹]. برای فازبندی ریزساختاری پوشش پیوندی، اچ شیمیایی انجام شد تا بتوان با تباین جرمی و استفاده از حالت الکترون‌های برگشتی (BSE)، فازهای آلومینا، γ (محلول جامد نیکل و کبالت دارای عناصر آلومینیوم، کروم و ایتریوم)، γ' $(\text{Ni, Co})_3\text{Al}$ و β $(\text{Ni, Co})\text{Al}$ و ترکیبات بین فلزی دیگر را تشخیص داد. توزیع غیر یکنواخت فازهای γ' ، γ ، β در نواحی ذوب‌شده و نیمه‌ذوب- ذوب‌نشده که مشخصه ذاتی ریزساختار APS است به همراه مورفولوژی صفحه‌ای شکل آلومیناهای بین لایه‌ای^۲ (بین اسپلتی) در ریزساختار پوشش پیوندی مشهود است (شکل ۲-ب و ۲-د).

آلستوم^۱ سوپس انجام شده که از شبیه‌سازی چرخه‌های حرارتی نزدیک به توقف لحظه‌ای توربین‌های هوایی استخراج شده است. با استفاده از ترمومتر لیزری دمای سطح پوشش اندازه‌گیری شد و در نمودار شکل ۱ داده‌های آن ارائه شده است. نرخ سرمایش کم تا 750°C (سرمایش طبیعی) و سپس حداکثر نرخ سرمایش تا 400°C ، نزدیک بودن شرایط آزمون را با شرایط کاری توربین نشان می‌دهد. اختلاف دمایی سطح TC و زیرلایه (حدود 250°C) حین گرمایش نیز حاکی از نقش عایقی پوشش و نزدیکی دمای آن‌ها حین سرمایش بیانگر شرایط واقعی کاری توقف لحظه‌ای توربین و شوک گرمایی است. نکته مهم در شرایط اعمالی این آزمون آن است که رخداد‌های ترمومکانیکی مرحله‌ی سرمایش، مسئول تخریب پوشش باشند.

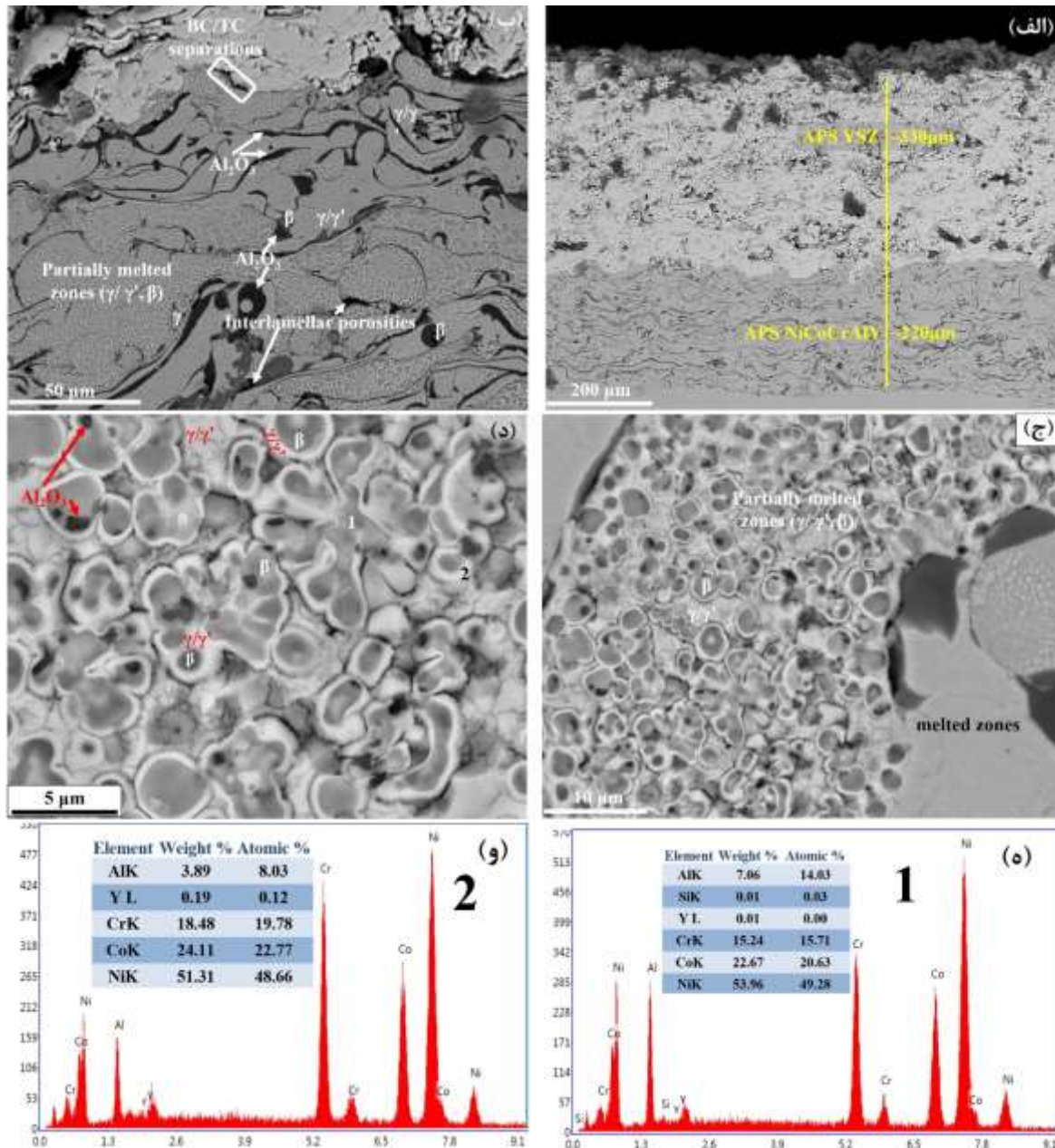
همچنین برای مقایسه‌ی رفتار شوک حرارتی پوشش در شرایط دینامیکی (برنامه شکل ۱) با شرایط متداول کوره (بدون اعمال شیب دمایی در ضخامت پوشش)، آزمون شوک حرارتی کوره با چرخه‌های حرارتی که هر چرخه شامل حرارت‌دهی در دمای 1200°C به مدت ۴۰ دقیقه و سرمایش سریع توسط دمش هوای سرد به مدت ۱۰ ثانیه تا دمای 50°C است انجام شد.



شکل ۱- برنامه یک چرخه شوک گرمایی اعمالی برنر ریگ (سرعت شعله گرمایش: ۳/۰ ماخ). دمای سطح پوشش (سمت شعله) و سطح زیرلایه (پشت نمونه) در این نمودار ارائه شده است.

^۲ Interlamellar alumina

^۱ Alstom



شکل ۲- ریزساختار پوشش TBC بعد از پاشش حرارتی شامل لایه رویی APS-YSZ و پیوندی APS-NiCoCrAlY در نماهای مختلف. (الف) نمای کلی پوشش، (ب) ریزساختار غیر یکنواخت BC-APS، (ج-د) ریزساختار درون نواحی نیمه ذوب- ذوب نشده و (ه-و) آنالیز EDS از نواحی ۱ و ۲ تصویر د.

جدایش آلومینیوم در دو فاز است موجب تشکیل دانه‌های γ/γ' در نواحی سطحی دانه‌ها و β (با آلومینیوم بیشتر) در هسته‌ها شده است (شکل ۲-د و ۲-و). آنالیز نواحی ۱ و ۲ در "شکل ۲-ه و ۲-و" تایید کننده جدایش آلومینیوم به ترتیب در دانه‌های β و γ/γ' است. دو نوع مورفولوژی

بزرگنمایی بیشتر از نواحی نیمه ذوب- ذوب نشده‌ی درون پوشش پیوندی (شکل ۲-د)، نشان دهنده‌ی توزیع دانه‌های فلزی درون پودر اولیه‌ی پاشش بوده که تحت تاثیر فرایند تولید پودر (اتمی‌زاسیون گازی) است. جدایش پوسته-هسته درون دانه‌های آلیاژی حین فرایند اتمیزه شدن که ناشی از

فصل مشترکی با مصرف بیهوده‌ی آلومینیوم پوشش می‌شوند. تنش‌های صفحه‌ای ناشی از رشد این TGOها هم باعث ایجاد میکروجدایش‌ها در فصل مشترک TC/BC و درون پوشش (شکل ۳-ج) فقط در ۱۰ چرخه ابتدایی آزمون شده است که تاثیر بسزایی در عمر پوشش سد حرارتی دارد. نقش محافظتی TGO که در رفتار حرارتی TBC برای زیرلایه حائز اهمیت ویژه است، در پوشش پیوندی APS با وجود فصل مشترک‌های بین لایه‌ای صفحه‌ای پیوسته و ضخیم و میل به رشد TGO در آن نواحی با نقصان مواجه شده است.

تفاوت اصلی ریزساختار اچ شده (تصاویر الف-د در شکل ۳) و اچ نشده (تصاویر ه-و در شکل ۳)، حضور مرز دانه‌های بین γ/γ' و γ است که به دلیل ایجاد در فرایند حرارتی شوک گرمایی، نام مرز دانه‌های حساس به حرارت^۲ برای آن انتخاب شده است. با تمرکز بر تصاویر و آنالیزهای مناطق دارای مرز دانه‌های حساس به حرارت (تصاویر ج و د شکل ۳) می‌توان مشاهده نمود این مرزها در نواحی تخلیه نشده از γ' و β وجود دارد و با توجه به تعداد کم چرخه حرارتی این آزمون (فقط ۱۰ چرخه) می‌توان مشاهده نمود که زمینه فقط در نواحی نزدیک TGO فصل مشترکی و TGOهای بین لایه‌ای ضخیم از β و γ' تخلیه شده و در بقیه مکان‌ها دانه‌های β و γ' وجود دارد (تصاویر ج و د شکل ۳). از این رو در سراسر پوشش BC مرزهای حساس به حرارت را می‌توان ملاحظه نمود. مرز دانه‌های حساس به حرارت در بین دانه‌های γ/γ' به هم و γ به γ/γ' را در تصویر پیوستگی ج و تصویر د شکل ۳ به همراه آنالیز EDS آنها در "شکل ۳-ز" می‌توان مشاهده نمود. برای ارزیابی دقیق-تر ریزساختار BC، سطح مقطع اچ نشده‌ی پوشش نیز مورد ارزیابی قرار گرفت (تصاویر ه-و شکل ۳).

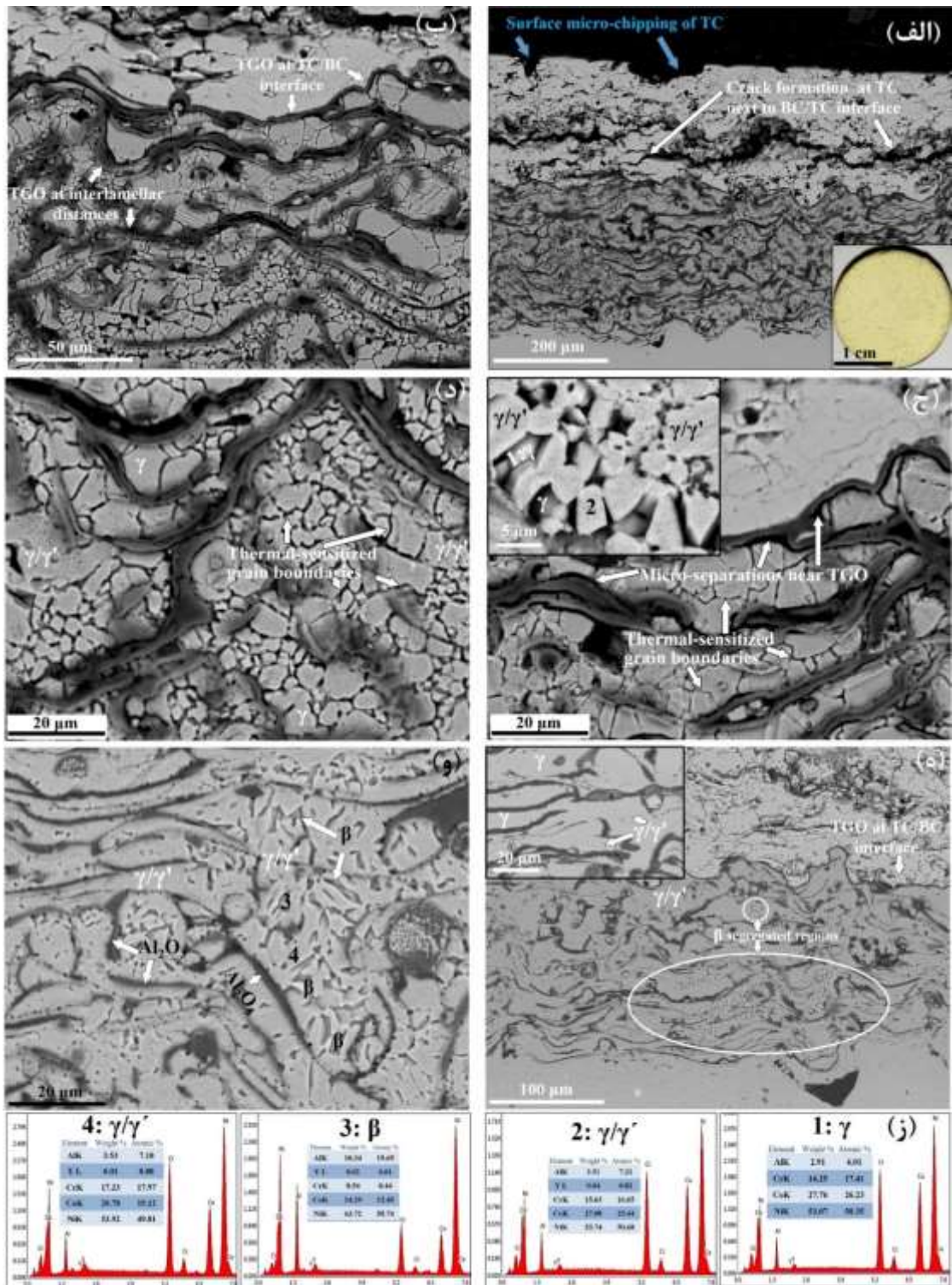
آلومیناهای بین‌لایه‌ای کروی شکل و صفحه‌ای شکل در ریزساختار BC-APS مشهود است (شکل ۲-ب). واضح است که بهبود ریزساختارهای BC با کاهش مقدار و اندازه TGOهای بین لایه‌ای و تغییر مورفولوژی آنها در ریزساختارهای HVOF و LPPS رخ می‌دهد [۹-۱۱]. ارزیابی حضور این دو نوع مورفولوژی لایه‌های اکسید حرارتی و اثر آنها بر ریزساختار تخریب شده و عملکرد پوشش در تعداد چرخه متفاوت شوک گرمایی در ادامه پژوهش ارائه خواهد شد.

۳-۲- مکانیزم تخریب پوشش با افزایش تعداد چرخه شوک گرمایی

در شکل ۳ ریزساختار پوشش بعد از ۱۰ چرخه قرارگیری در آزمون برنر ریگ (رژیم حرارتی شکل ۱) در نماهای مختلف در دو حالت اچ شیمیایی BC و بدون اچ ارائه شده است. ایجاد ترک افقی نزدیک فصل مشترک BC/TC (تصویر الف) حاکی از ذخیره تنش‌های عدم تطابق BC/TC ناشی از شوک گرمایی-سرمایشی است که حین آماده سازی نمونه (سنباد و پولیش) در TC ایجاد شده است. کندگی میکرونی^۱ لایه‌های سطحی TC (شکل ۳-الف) ناشی از سرعت زیاد شعله برنر (عدد ماخ ۰/۳)، نشان-دهنده‌ی نزدیک بودن شرایط آزمون به شرایط کاری واقعی قطعات توربین (به ویژه پره) است. پدیده‌ی کندگی سطحی در آزمون‌های کوره مشاهده نمی‌شود [۹] ولی در عمر قطعه از لحاظ نارسایی حرارتی TC و عمر TBC تاثیر گذار است. وجود حفرات میکرونی نسبتاً بزرگ در فواصل بین لایه‌ای درون پوشش پیوندی APS (شکل ۳-ب)، موجب تشکیل و رشد TGO بین لایه‌ای صفحه‌ای با ضخامت تقریباً یکسان با TGO فصل مشترکی شده است. TGO-های بین لایه‌ای باعث هدر رفت نقش محافظتی TGO

^۲ Thermal-sensitized grain boundaries

^۱ Micro-chipping



شکل ۳- سطح مقطع پوشش بعد از ۱۰ چرخه قرارگیری در آزمون شوک گرمایی برنر ریگ در نماهای مختلف. (الف-د) اچ شیمیایی پوشش پیوندی، (ه-و) عدم اچ پوشش پیوندی، (ز) میکروآنالیز EDS از نواحی مشخص شده در تصویر پیوستی ج و تصویر و.

عدم وجود مرز دانه‌های حساس به حرارت در تصاویر اچ نشده باعث شده تا دانه‌های β به وضوح مشخص شود. همچنین در تصویر پیوستی تصویر "ه" می‌توان دانه‌های γ و γ/γ' را از یکدیگر تفکیک نمود. توزیع غیر همگن افزایشی دانه‌های β در عمق پوشش (تصویر ه شکل ۳) حاکی از تمایل بسیار بیشتر نفوذ آلومینیوم از دانه‌های β

عدم وجود مرز دانه‌های حساس به حرارت در تصاویر اچ نشده باعث شده تا دانه‌های β به وضوح مشخص شود. همچنین در تصویر پیوستی تصویر "ه" می‌توان دانه‌های γ و γ/γ' را از یکدیگر تفکیک نمود. توزیع غیر همگن افزایشی دانه‌های β در عمق پوشش (تصویر ه شکل ۳) حاکی از تمایل بسیار بیشتر نفوذ آلومینیوم از دانه‌های β

ناحیه‌ی تخلیه شده است (بر عکس چرخه ۱۰). با مقایسه این تصویر و شکل ۳-ج می‌توان نتیجه گرفت که در ادامه‌ی عمر شوک حرارتی، مرزهای حساس به حرارت در ناحیه تخلیه شده از β و γ کاملاً محو می‌شوند. این موضوع نشان‌دهنده‌ی وابستگی حضور این مرزها به عمر محافظت پوشش پیوندی است. در واقع با ادامه روند تخلیه‌ی آلومینیوم از پوشش، این مرزها از بین رفته‌اند؛ این امر می‌تواند نشان‌دهنده‌ی ادامه تخلیه‌ی آلومینیوم از این نواحی به سمت TGOها باشد. با توجه به آنالیز این نواحی (نواحی ۱ و ۳ در شکل ۳) که دارای مقدار آلومینیوم تعادلی هستند و آنالیز ناحیه تخلیه شده‌ی بالایی شکل ۴ که تفاوت چندانی با هم ندارند، می‌توان این مرزها را باقیمانده دانه‌های β دانست که حین اچ شیمیایی نمایان شده و بعد از چند چرخه پس از تخلیه کامل β کاملاً محو می‌شوند (چرخه ۴۰ برنر ریگ). شایان توجه است روند تخلیه آلومینیوم در آزمون شوک گرمایی کوره نیز به همین صورت است و با ادامه تخلیه آلومینیوم، بقایای دانه‌های β نیز کاملاً محو می‌شوند [۹،۱۲].

ریزساختار پوشش در آزمون شوک حرارتی کوره در دمای 1200°C بعد از تخریب در سیکل ۴۲ به همراه تصویر ماکروسکوپی آن در شکل ۵ ارائه شده است. همانگونه که در تصویر ماکروسکوپی پیوستی در شکل ۵-الف مشخص است جداشدن لایه سرامیکی YSZ از فصل مشترک TGO/TC به صورت کامل و یک‌جا به شکل ورقه‌ای رخ داده است. همچنین تصاویر میکروسکوپی سطح مقطع پوشش (شکل ۵-الف و ب) نشان‌دهنده‌ی جدا شدن پوشش سرامیکی از نواحی نزدیک TGO در YSZ و از میکروجدایش‌های بوجود آمده در نواحی نزدیک موجی‌شکل‌های راجتینگ^۱ TGO و اکسیدهای مخلوط^۲ (که به واسطه نفوذ به سمت بیرون TGO ایجاد شده) است. همانگونه که قبلاً بیان شد تفاوت اصلی آزمون‌های شوک حرارتی برنر ریگ و کوره عدم وجود شیب دمایی در

برای اکسیداسیون نسبت به دانه‌های γ و γ' است به طوری که تا حدود ۵۰٪ ضخامت پوشش، زمینه از دانه‌های β تقریباً تخلیه شده است. مورفولوژی متفاوت دانه‌های β و γ نسبت به دانه‌های β درون اسپلت‌های نیمه ذوب-ذوب نشده پوشش (تصویر "و") نشان‌دهنده روند نفوذ آلومینیوم از β به سمت TGOهای بین لایه‌ای و متعاقباً تبدیل β ی رقیق از آلومینیوم به γ' و سپس γ است.

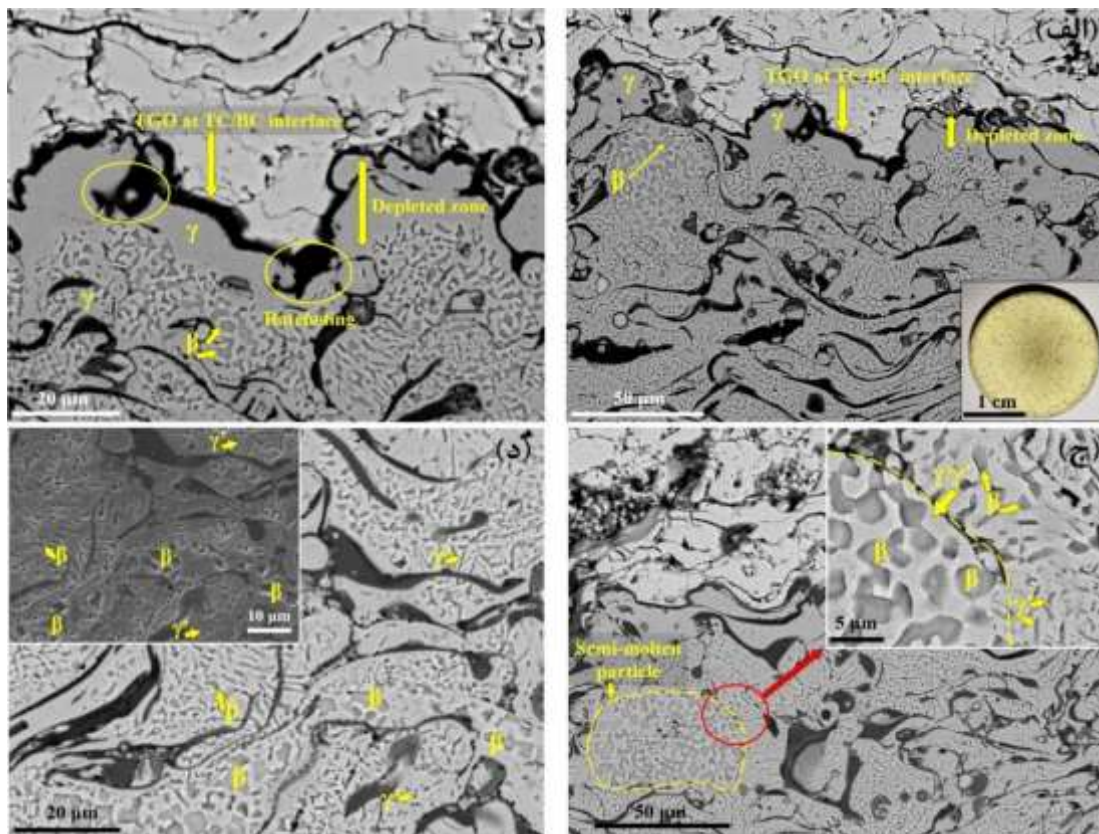
دلیل تاخیر در خروج آلومینیوم از دانه‌های β در پودرهای ذوب نشده/نیمه ذوب را می‌توان فاصله‌ی دورتر آن‌ها با فصل مشترک‌های خالی بین لایه‌ای مستعد تشکیل TGO دانست (به فاصله دانه‌های بتا تا لایه‌های TGO در تصویر "و" توجه شود). بنابراین در قسمت بالایی پوشش (حدود ۵۰٪ قسمت بالایی پوشش) تقریباً دانه β بسیار کمی مشاهده می‌شود و به γ' و یا γ تبدیل شده است (تصویر "ه" و تصویر پیوستی آن). در قسمت پایینی پوشش نیز (تصاویر "د" و "و" شکل ۳) می‌توان دانه‌های β ، γ' و γ را به همراه مرز دانه‌های حساس به حرارت، در فصل مشترک دانه‌های β و γ/γ' یا γ/γ' به β مشاهده نمود. آنالیز EDS دانه‌های β و γ/γ' تصویر "و" در تصویر "ز" ارائه شده است.

برای بررسی ادامه روند تغییرات پوشش حین شوک حرارتی پوشش، آزمون برنر ریگ تا چرخه ۴۰ ام ادامه داده شد. شکل ۴ سطح مقطع پوشش بعد از قرارگیری ۴۰ چرخه در حالت اچ شده را در نماهای مختلف نشان می‌دهد. ناحیه تخلیه شده‌ی γ از β و γ' به ضخامت ۸-۱۵ میکرومتر در قسمت بالایی پوشش و عدم وجود مرز دانه‌های حساس به حرارت در این قسمت (برعکس چرخه ۱۰)، نشان‌دهنده‌ی ادامه روند عملکرد شوک گرمایی برنر ریگ این TBC است. به این ترتیب که نفوذ آلومینیوم از دانه‌های β و تغییر اندازه و مورفولوژی β و در ادامه تبدیل آن به γ' و نهایتاً γ با تشکیل ناحیه‌ی تخلیه شده از β و γ' ابتدا در نواحی نزدیک TGO همراه است (تصاویر الف و ب شکل ۴). نکته شایان توجه عدم حضور مرز دانه‌های حساس به حرارت در

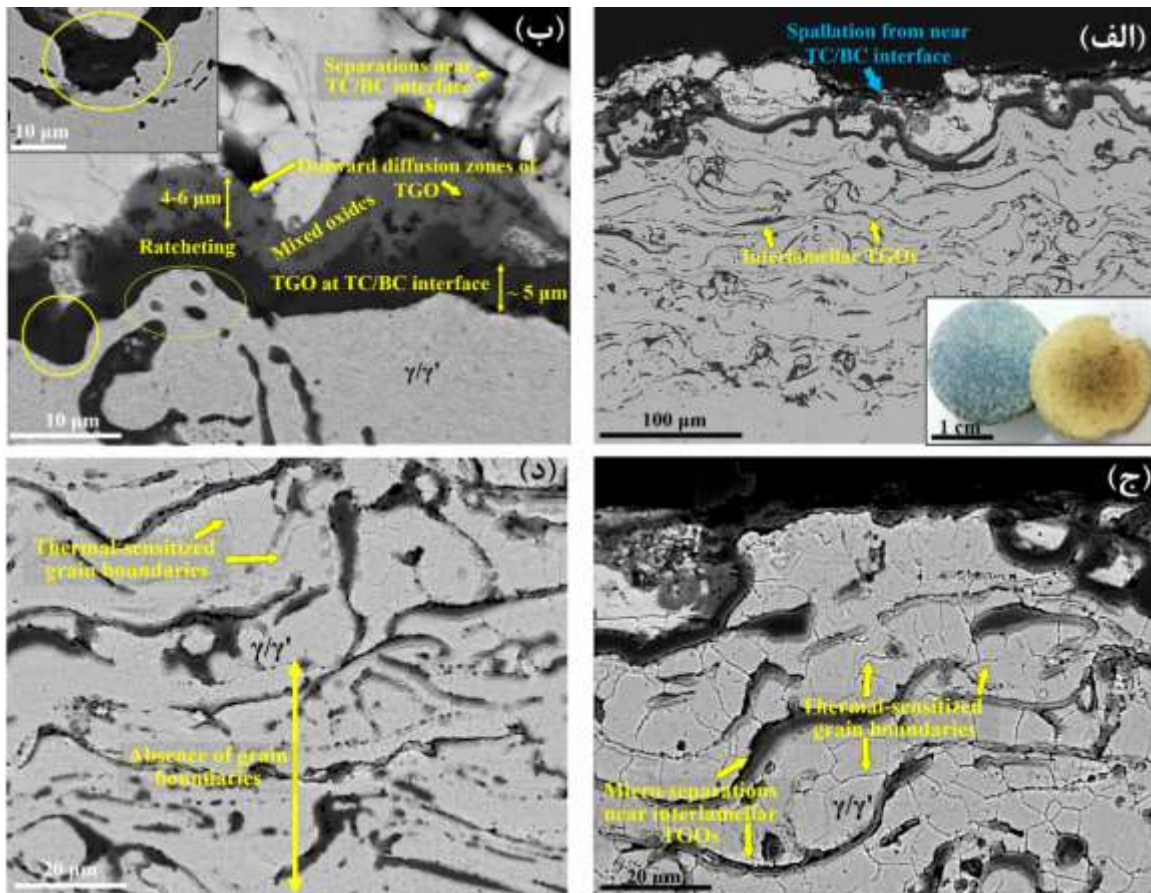
^۲ Mixed oxides^۱ Ratcheting

اکسیداسیونی و حرارتی بر رفتار و تنش‌های ناشی از چرخه‌های شوک گرمایی در BC می‌گردد. بنابراین اثر این رفتار را می‌توان در تخلیه کامل ضخامت BC از β در کوره مشاهده نمود. در حالی که تخلیه موضعی آلومینیوم از قسمت‌های بالایی BC در برنریگ، اثر اعمال شیب حرارتی در آزمون برنریگ است. همچنین جدا شدن یکپارچه‌ی تکه‌های بزرگ TC در آزمون کوره (شکل ۵-الف)، حاصل رشد ترک‌های بزرگ در شرایط غالب اکسیداسیونی و حرارتی کوره بوده و جدایش‌های ریز در آزمون برنریگ (شکل ۴) حاصل ترک‌های ریز رشدکننده در چرخه‌های کوتاه حرارتی هستند.

ضخامت پوشش و همچنین چرخه‌های طولانی‌تر حرارتی آزمون کوره است که تفاوت آن را می‌توان در مقایسه ریزساختار پوشش پیوندی دو آزمون (شکل ۴ و شکل ۵) مشاهده نمود. تخلیه کامل زمینه‌ی BC آزمون کوره (شکل ۵-الف تا د) از دانه‌های β در سرتاسر ضخامت پوشش، تفاوت اصلی مکانیزم رفتاری آن با آزمون برنریگ (شکل ۴) است. قابل توجه است که نمونه‌ی کوره از همه جهات در معرض حرارت است و لایه سرامیکی، نارسایی گرمایی برای پوشش پیوندی و زیرلایه ایجاد نمی‌کند؛ همچنان‌که شیب دمایی در ضخامت پوشش نیز در کوره ایجاد نمی‌شود. بنابراین اعمال حرارت یکنواخت به کل ضخامت BC در کوره و همچنین اعمال حرارت بیشتر به BC نسبت به برنریگ (حدود 300°C) (شکل ۱) موجب غلبه‌ی رفتار



شکل ۴- سطح مقطع پوشش بعد از ۴۰ چرخه قرارگیری در آزمون شوک حرارتی برنریگ در نماهای مختلف (همگی در حالت اچ شیمیایی پوشش پیوندی).



شکل ۵- سطح مقطع تخریب پوشش بعد از ۴۳ چرخه آزمون شوک حرارتی کوره در نماهای مختلف. (الف-ب) عدم اج شیمیایی پوشش پیوندی، (ج) قسمت بالایی پوشش پیوندی در حالت اج شیمیایی، (د) قسمت پایینی و نزدیک زیرلایه BC در حالت اج شیمیایی.

موجب نفوذ عناصر نسوز زیرلایه (مثل تیتانیوم، مولیبدن و نیوبیوم) به BC نیز می‌گردد [۹،۱۳]. راجتینگ (جابجایی موجی شکل TGO به سمت پایین به طرف BC) ایجاد شده در TGO فصل مشترکی (شکل ۴-ب و ۵-ب)، در ادامه عمر چرخه‌ای حرارتی پوشش ایجاد شده‌اند. عیوب حفره‌ای ایجاد شده به واسطه نفوذ آلومینیوم به سطح پوشش موجب جابجایی نامتقارن TGO جهت کاهش تنش فشاری در فصل مشترک TGO/BC می‌شوند [۱۴،۱۵]. این پدیده که در فرورفتگی‌های غیر متقارن TGO در شکل ۴-ب مشهود است، در ادامه باعث ایجاد میکروجدایش‌هایی در فصل مشترک TGO/TC خواهد شد.

حضور مرز دانه‌های حساس به حرارت در نمونه کوره (شکل ۵-ج)، زمانی که پوشش اج شده، موید یکسان بودن مکانیزم تخلیه آلومینیوم از دانه‌های β و تبدیل آن به γ/γ' در هر دو آزمون برنر ریگ و کوره است. نکته جالب توجه نرخ تخلیه بیشتر قسمت پایینی BC نمونه‌ی کوره نسبت به برنر ریگ است (شکل‌های ۵-د و ۳-ه و ۴-د). در واقع عدم وجود مرز دانه‌های حساس به حرارت در قسمت پایینی BC می‌تواند بیانگر نرخ خروج بیشتر آلومینیوم در این نواحی باشد. دلیل این رخداد نیز عدم وجود شیب دمایی در کوره و دمای بیشتر BC در کوره است که موجب فعال شدن مکانیزم‌های نفوذ درهم با زیرلایه^۱ و خروج آلومینیوم به سمت زیرلایه شده است که متعاقباً

^۱ Interdiffusion with substrate

۴- نتیجه گیری

خلاصه‌ای از نتایج ارزیابی ریزساختاری مکانیزم‌های تخریب شوک گرمایی پوشش متداول سد حرارتی در شرایط اعمال همزمان شیب دمایی در ضخامت پوشش و اعمال شوک گرمایشی- سرمایشی به پوشش توسط شعله برنر ریگ در ادامه ارائه شده است.

۱- وجود فواصل بین لایه‌ای با مورفولوژی صفحه‌ای درون پوشش پیوندی، موجب تشکیل و رشد TGO بین لایه‌ای صفحه‌ای با ضخامت تقریباً یکسان با TGO فصل مشترکی می‌شود. مصرف بیهوده‌ی آلومینیوم در TGOهای بین لایه‌ای علاوه بر آن‌که باعث کاهش پتانسیل محافظتی پوشش پیوندی می‌گردد موجب تشدید تنش‌های ناشی از رشد این TGOها و ایجاد میکروجدایش‌ها، هم در فصل مشترک TC/TGO و هم درون پوشش پیوندی در محل رشد TGOهای بین لایه‌ای، می‌گردد.

۲- مرز دانه‌های حساس به حرارت بعد از آن‌که به γ تبدیل شدند در پوشش پیوندی وجود دارند. این مرزها با ادامه‌ی نقش محافظتی BC و ادامه‌ی نفوذ آلومینیوم به سمت TGOها کاملاً محو شده و دیگر محل تمرکز تنش برای تخریب پوشش نخواهند بود.

۳- تغییرات ریزساختاری پوشش پیوندی، در حالت ایجاد شیب دمایی در ضخامت پوشش، جهت انجام نقش محافظتی خود به این صورت است که ابتدا دانه‌های β در نواحی بالایی پوشش به واسطه خروج آلومینیوم کوچک شده و مورفولوژی آنها تغییر می‌کند. در ادامه به واسطه کاهش آلومینیوم آن به γ تبدیل شده و نهایتاً به محلول جامد γ با ۲-۳٪ وزنی آلومینیوم تبدیل می‌گردند. به این ترتیب در طول عمر پوشش پیوندی ابتدا در نواحی نزدیک TGO، ناحیه‌ی تخلیه‌شده از β و γ تشکیل می‌گردد.

۴- با توجه به تنش‌های شوک سرمایشی و گرمایی اعمالی در آزمون برنر ریگ، حرکت موجی شکل BC در TGO به سمت عمق پوشش (راچتینگ پوشش) را به عنوان عامل

در شکل ۴-ب و ۴-ج، زیر ناحیه منطقه تخلیه شده از β ، دانه‌های میکرونی γ و β در زمینه‌ی γ آشکار شده‌اند. متفاوت بودن اندازه و مورفولوژی دانه‌های β درون نواحی نیمه‌ذوب/ذوب‌نشده با نواحی ذوب‌شده کاملاً مشهود است (شکل ۴-ج). دلیل اول چنین تفاوتی ممکن است به خاطر ماهیت فصل مشترک‌های بین لایه‌ای APS باشد که محل تشکیل TGO بین لایه‌ای شده و باعث تمایل بیشتر خروج آلومینیوم از β نواحی ذوب‌شده می‌شود. دلیل دوم، فرایند برخورد و انجماد اسپلت‌ها حین پاشش پلاسمایی است که موجب ریزدانه شدن این نواحی نسبت به ذرات ذوب‌نشده می‌شود. دانه‌های γ ناشی از تخلیه β در این پوشش در شکل ۴-ج و ۴-د دیده می‌شوند. با مقایسه تصاویر این پوشش با چرخه‌ی ۱۰ برنر ریگ (شکل ۳) می‌توان روند تبدیل β به γ میکرونی را مشاهده نمود. علاوه بر دانه‌های کشیده‌ی γ فوق، γ های زیر میکرونی درون زمینه γ نیز مانند پوشش چرخه ۱۰ وجود دارد و حاکی از این مطلب است که تا چرخه ۴۰، هنوز نیازی به مصرف آلومینیوم این γ ها نبوده است. مشاهده می‌شود که مورفولوژی پوشش BC-APS و تخلخل‌های لایه‌ای وسیع بین اسپلتی در این پوشش‌ها منجر به تشدید مصرف آلومینیوم برای تشکیل TGOهای بین لایه‌ای غیر مفید برای عمر و عملکرد پوشش می‌شود.

ضخامت TGO سطحی بعد از ۴۰ چرخه شوک گرمایی برنر ریگ حدود ۲-۳ میکرومتر است؛ TGO بعد از ۱۰ چرخه نیز حدود $2 \mu\text{m}$ بوده که بیانگر اثر کمتر اکسیداسیون TGO و تنش‌های ناشی از رشد آن در چرخه‌های شوک گرمایی برنر ریگ است (بر عکس آزمون‌های اکسیداسیون چرخه‌ای و هم‌دما [۱۴]) و شوک حرارتی کوره بعد از ۴۲ چرخه که حدود $5 \mu\text{m}$ شده است). نکته قابل توجه دیگر در تصاویر ریزساختاری فوق، ضخامت تقریباً یکنواخت TGO بین لایه‌ای و TGO فصل مشترکی در هر دو چرخه ۱۰ و ۴۰ است که تأکیدی بر نقطه ضعف ریزساختاری پوشش‌های پیوندی APS محسوب می‌شود.

- Therm. Spray Technol. 6 (1997) 35–42.
<https://doi.org/10.1007/BF02646310>.
- [9] E. Sadri, F. Ashrafizadeh, A. Eslami, H.S. Jazi, H. Ehsaei, Thermal shock performance and microstructure of advanced multilayer thermal barrier coatings with Gd₂Zr₂O₇ topcoat, Surf. Coatings Technol. 448 (2022) 128892.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128892>.
- [10] W.R. Chen, X. Wu, B.R. Marple, D.R. Nagy, P.C. Patnaik, TGO growth behaviour in TBCs with APS and HVOF bond coats, Surf. Coatings Technol. 202 (2008) 2677–2683.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2007.09.042>.
- [11] S. Saeidi, Microstructure, oxidation & mechanical properties of as-sprayed and annealed HVOF & VPS CoNiCrAlY coatings, Thesis. (2011).
<http://etheses.nottingham.ac.uk/1731/>.
- [12] W. Zhu, Z.B. Zhang, L. Yang, Y.C. Zhou, Y.G. Wei, Spallation of thermal barrier coatings with real thermally grown oxide morphology under thermal stress, Mater. Des. 146 (2018) 180–193.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.03.019>.
- [13] T. Galiullin, A. Chyrkin, R. Pillai, R. Vassen, W.J. Quadackers, Effect of alloying elements in Ni-base substrate material on interdiffusion processes in MCrAlY-coated systems, Surf. Coat. Technol. 350 (2018) 359–368.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.07.020>.
- [14] H.E. Evans, Oxidation failure of TBC systems: An assessment of mechanisms, Surf. Coatings Technol. 206 (2011) 1512–1521.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.05.053>.
- [15] A.G. Evans, D.R. Mumm, J.W. Hutchinson, G.H. Meier, F.S. Pettit, Mechanisms Controlling the Durability and Performance of Thermal Barrier Coatings, Prog. Mater. Sci. 46 (2001) 505–553.
[https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(00\)00020-7](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(00)00020-7).
- غالب تخریب پوشش نسبت به تنش‌های رشد می‌توان شناسایی نمود.
- قدردانی**
- نویسندگان این مقاله مراتب قدردانی و سپاس خود از صندوق حمایت از پژوهشگران و فناوران کشور (INSF) بابت حمایت از این پژوهش به شماره قرارداد ۹۸۰۱۱۳۴۴ را اعلام می‌نمایند.
- ۵-مراجع**
- [1] E. Tzimas, H. Müllejans, S.D. Peteves, J. Bressers, W. Stamm, Failure of thermal barrier coating systems under cyclic thermomechanical loading, Acta Mater. 48 (2000) 4699–4707.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00260-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00260-3).
- [2] D.R. Clarke, M. Oechsner, N.P. Padture, Thermal-barrier coatings for more efficient gas-turbine engines, MRS Bull. 37 (2012) 891–898.
<https://doi.org/10.1557/mrs.2012.232>.
- [3] S. Taylor, M.R. Mohanty, V.A. Doub, Development of a new TBC system for more efficient gas turbine engine application, Mater. Today Proc. 3 (2016) 2725–2734.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2016.06.019>.
- [4] R.A. Miller, History of Thermal Barrier Coatings for Gas Turbine Engines Emphasizing NASA's Role From 1942 to 1990, NASA TM -215459. (2009).
<https://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/20090018047.pdf>.
- [5] A. Rabiei, A.G. Evans, Failure Mechanisms Associated With the Thermally Grown Oxide in Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings, Acta Mater. 48 (2000) 3963–3976.
- [6] S. Bose, High temperature coatings, Elsevier, 2007.
- [7] G. Witz, K.F. Staerk, U. Krasselt, H.-P. Bossmann, C.M. Maggi, Burner Rig Testing of Thermal Barrier Coatings for Lifetime Prediction, Proc. ASME Turbo Expo 2014 GT 2014. (2014) V006T22A003.
<https://doi.org/10.1115/gt2014-25372>.
- [8] R.A. Miller, thermal barrier coatings for Aircraft Engines history and directions, J.