

## بررسی خواص اکسیداسیون و شوک حرارتی پوشش سپر حرارتی کامپوزیتی YSZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> با آلومینای ایجاد شده با فرایند پاشش حرارتی محلول پیش ماده

سعید تقی‌رمضانی<sup>۱</sup>، ضیاء والفی<sup>۲\*</sup>، ناصر احسانی<sup>۳</sup>

۱- کارشناس ارشد مهندسی خوردگی و حفاظت از مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

۲- استادیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

۳- استاد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

\*عهده‌دار مکاتبات: [valefi@mut.ac.ir](mailto:valefi@mut.ac.ir)

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۰۹/۲۶، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۸/۱۲/۱۹)

**چکیده:** در این تحقیق ابتدا پوشش سپر حرارتی NiCrAlY/YSZ با روش پاشش پلاسمایی اعمال و سپس یک لایه سد نفوذی آلومینا با دو فرایند پاشش پلاسمایی محلول پیش ماده و پاشش شعله‌ای محلول پیش ماده بر روی YSZ لایه‌نشانی شد. آزمون‌های اکسیداسیون دما بالا و شوک حرارتی در دمای ۱۱۰۰°C انجام گرفتند. مشخصه‌های ساختاری پوشش‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FE-SEM) بررسی شدند. مقایسه‌ی ساختاری نمونه‌ها نشان داد که اعمال پوشش آلومینا با فرایند پاشش شعله‌ای محلول پیش ماده سبب افزایش خواص حرارتی پوشش‌ها می‌شود. خواص اکسیداسیون دمای بالا و مقاومت در برابر شوک حرارتی پوشش‌های YSZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> با آلومینای ایجاد شده به روش پاشش حرارتی محلول پیش ماده با ترکیب مشابه مورد بررسی قرار گرفت. یافته‌ها نشان دادند که اعمال آلومینا به روش پاشش شعله‌ای محلول پیش ماده منجر به افزایش مقدار اسپلت‌های تشکیل شده می‌شود که تماس مناسب بین اسپلت‌ها، سبب کاهش نفوذ مولکول‌های اکسیژن می‌شود که در جهت کاهش ضخامت لایه TGO و همچنین افزایش مقاومت در برابر شوک حرارتی عمل می‌کند.

### واژه‌های کلیدی:

پوشش سپر حرارتی، سد نفوذی آلومینا، پاشش حرارتی محلول پیش ماده، اکسیداسیون دما بالا، شوک حرارتی.

### ۱- مقدمه

انبساط حرارتی بالا و چقرمگی شکست نسبتاً مناسب به‌عنوان ماده مورد استفاده در پوشش‌های سپر حرارتی بکار می‌رود [۳]. پوشش‌های سپر حرارتی سه لایه هستند. یک لایه پوشش اتصال<sup>۳</sup> با ترکیب عمومی MCrAlY که بر روی یک زیرلایه قرار می‌گیرد و در نتیجه‌ی اکسیداسیون ترجیحی یک لایه رشد یافته حرارتی (TGO)<sup>۴</sup> تشکیل می‌دهد. لایه TGO اکسید محافظی است که مقاومت به اکسیداسیون را تأمین می‌کند. بر

پوشش‌های سپر حرارتی<sup>۱</sup> به‌طور گسترده‌ای برای محدود کردن انتقال گرما به قطعات داغ موتورهای توربین گازی که در دماهای بالا کار می‌کنند، مورد استفاده قرار می‌گیرند. این پوشش‌ها سبب افزایش عمر کاری قطعات می‌شوند و افزایش دمای کاری موتور را مقدور می‌سازند [۱-۲]. زیرکونیای به صورت جزئی پایدار شده با ایتریا (YSZ)<sup>۲</sup> که حاوی ۸-۶ درصد وزنی ایتریا می‌باشد، به میزان زیادی به‌واسطه ضریب

پودرهای ریزتر از ۱۰-۵ میکرون به دلیل اثرات نیروهای سطحی روی جریان پودر امکان پذیر نیست. اخیراً فرایند پاشش حرارتی با استفاده از محلول پیش ماده توسعه پیدا کرده است تا بر این محدودیت غلبه شود. در این فرایند ماده پوشش به جای یک پودر، به فرم یک محلول مایع از نمک‌های ترکیب مورد نظر است. پاشش حرارتی محلول‌هایی از پیش ماده ترکیب نهایی ایجاد اسپلت‌های نازک می‌کند بدون این که دشواری‌ها و محدودیت‌های ساخت و تزریق پودرهای جامد ریز وجود داشته باشد. اسپلت‌ها محصول انجماد مجدد ذراتی هستند که به واسطه‌ی جذب حرارت کافی به صورت مذاب و یا در حالت خمیری به زیرلایه برخورد می‌کنند. همچنین در فرایند پاشش حرارتی با محلول پیش ماده، امکان ساخت سریع محلول‌ها و در نتیجه لایه‌نشانی پوشش‌های با ترکیب شیمیایی مورد نظر وجود دارد. با کنترل فرایند تزریق، مقدار ماده پیرولیز نشده را می‌توان تنظیم کرد. به این ترتیب امکان ایجاد پوششی متشکل از ماده نیمه پیرولیز شده که در بعضی از کاربردها مفید است فراهم می‌شود [۶-۷].

در این تحقیق، ابتدا پوشش‌های NiCrAlY و YSZ با فرایند پاشش پلاسمایی اتمسفری لایه نشانی شد، سپس پوشش سدنفوذی آلومینا با دو روش پاشش پلاسمایی محلول پیش ماده (SPPS)<sup>۵</sup> و پاشش شعله‌ای محلول پیش ماده (SPFS)<sup>۶</sup> بر روی YSZ اعمال و مقاومت به اکسیداسیون و شوک حرارتی پوشش‌های سپر حرارتی مورد بررسی قرار می‌گیرد.

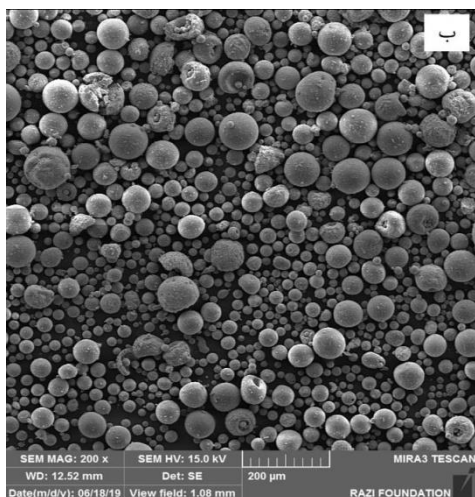
## ۲- مواد و روش تحقیق

### ۲-۱- مواد و آماده‌سازی

در پژوهش حاضر، از دیسک‌هایی از جنس فولاد زنگ‌نزن AISI ۴۲۰ به قطر ۲۵ mm و ارتفاع ۱۰ mm به‌عنوان زیرلایه به‌منظور ضخامت سنجی و مطالعات ریزساختاری مورد استفاده قرار گرفته است. برای نمونه‌های مورد استفاده در آزمون اکسیداسیون و شوک حرارتی که آزمونی حساس به زیرلایه است، قطعاتی از Hastelloy-x مورد استفاده قرار گرفتند. نمایی

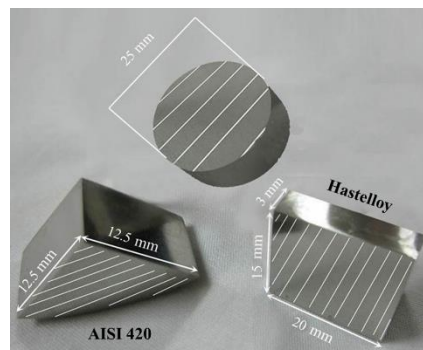
روی لایه TGO یک لایه YSZ قرار می‌گیرد که وظیفه تأمین شیب دمایی را بر عهده دارد و گرمای منتقل شده به سطوح زیرین را کاهش می‌دهد. ZrO<sub>2</sub> پایدار شده با ایتریا به‌واسطه جاهای خالی‌ای که در شبکه کریستالی خود دارد نسبت به اکسیژن شفاف است و به تنهایی قادر به تأمین مقاومت به اکسیداسیون نمی‌باشد؛ به عبارت دیگر افزودن اکسیدهای فلزی مثل ایتریا در جهت پایدار کردن زیرکونیا، با حفظ خنثی بودن از نظر الکتریکی، جاهای خالی O<sup>2-</sup> بیشتری در شبکه یونی ایجاد می‌کند. این جاهای خالی و تخلخل‌های ایجاد شده در ساختار YSZ باعث می‌شود که در اتمسفر اکسیدکننده مسیرهای دسترسی مستقیم اکسیژن را به صورت یونی و مولکولی به داخل پوشش فراهم شود. برای رفع این مشکل از پوشش‌های سدنفوذی استفاده می‌شود به این طریق که یک لایه محافظ در برابر اکسیداسیون بین MCrAlY و YSZ و یا روی YSZ قرار می‌گیرد تا نفوذ اکسیژن کم شود و نقیصه‌ی ZrO<sub>2</sub> را جبران کند. از مهم‌ترین ویژگی‌های پوشش‌های سدنفوذی تراکم کافی برای کاهش ضریب نفوذ اکسیژن، نقطه ذوب و پایداری دمایی مناسب و همچنین عدم رخداد استحاله فازی همراه با تغییر حجم زیاد می‌باشد. پوشش‌های آلومینایی به‌واسطه‌ی دمای ذوب و پایداری حرارتی کافی و نیز فشردگی ساختاری مناسب برای کاهش ضریب نفوذ اکسیژن برای این منظور مناسب هستند؛ اما به‌واسطه‌ی اختلاف در ضریب انبساط حرارتی Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> و ZrO<sub>2</sub> امکان پوسته شدن پوشش‌های Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> در جریان سیکل‌های حرارتی وجود دارد. برای رفع این مشکل می‌توان به بررسی ضخامت و ترکیب پوشش بر پوسته شدن پرداخت [۴]. به‌منظور خواص حرارتی و مکانیکی پوشش‌های سپر حرارتی، پوشش‌های نانو ساختار توسط داپینگ با ترکیباتی مانند Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>، La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> و HfO<sub>2</sub> اصلاح شده‌اند. نتایج نشان داد که اعمال یک لایه آلومینای نانو بر روی زیرکونیا در بهبود خواص پوشش‌های سپر حرارتی YSZ مؤثر است [۵]. لایه‌نشانی با استفاده از ذرات ریز، به بهبود در بعضی خواص مکانیکی مانند استحکام و سختی منتج می‌شود؛ اما تزریق

از نمونه‌های مورد استفاده در شکل ۱ آورده شده است.



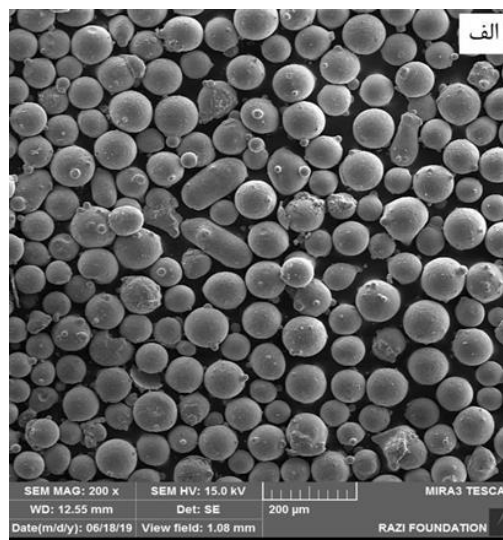
شکل (۲): تصویر میکروسکوپی الکترون روبشی از مورفولوژی پودرهای مورد استفاده، الف) پودر (NiCrAlY) Amdry 962، ب) پودر (ZrO<sub>2</sub>-8% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) Metco 204NS

نمونه‌های آماده‌سازی شده پیش از انجام فرایند پاشش، به منظور حذف آلودگی‌های سطحی احتمالی و افزایش زبری سطح زیرلایه‌ها و بهبود استحکام چسبندگی پوشش تحت عملیات ذره‌پاشی<sup>۸</sup> قرار گرفتند. عملیات ذره‌پاشی با ذرات آلومینای با مش ۳۶، تحت فشار ۴/۵ bar و از فاصله ۲۰ cm انجام گرفت. در ضمن، پیش از هر مرحله پوشش‌دهی سطح نمونه‌ها با استون شستشو شد. فرایند لایه‌نشانی پوشش‌های اتصال و YSZ توسط دستگاه پاشش پلاسمایی پلاسما تکنیک مدل A-3000 S مجهز به تفنگ پلاسمای F4 و سیستم تزریق پودر 10 Twin ساخت شرکت سولزر انجام شد. حرکت قطعه و تفنگ پلاسما به ترتیب توسط یک میز دوار و یک سیستم رفت و برگشتی قابل کنترل بود. در شکل ۳ نمایش شماتیکی لایه‌های پوشش اتصال، YSZ و Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> نشان داده شده و پارامترهای پاشش پلاسمایی پوشش اتصال و YSZ در جدول ۱ فهرست شده‌اند.



شکل (۱): تصویر نمونه‌های مورد استفاده در آزمون‌های مختلف.

از پودر NiCrAlY (Amdry 962) برای ایجاد پوشش اتصال و پودر YSZ (Metco-204NS) جهت ایجاد پوشش رویی با فرایند پاشش پلاسمایی اتمسفری<sup>۷</sup> استفاده شد. شکل ۲ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از پودرهای مورد استفاده را نشان می‌دهد.



SPPS and SPFS-Alumina (thickness =50±10μm)
APS-YSZ (thickness =250±20μm)
APS-NiCrAlY(thickness 100±20μm)
Substrate

شکل (۳): نمایش شماتیکی لایه‌های پوشش

جدول (۲): پارامترهای پوشش پلاسمایی محلول پیش ماده مورداستفاده در لایه‌نشانی پوشش آلومینا

Al nitrate	پارامترهای پوشش
۶۰۰	جریان قوس (A)
۴۵	نرخ سیلان گاز اولیه پلاسما (l/min)(Ar)
۱۲	نرخ سیلان گاز ثانویه پلاسما (l/min) (H <sub>2</sub> )
H <sub>2</sub>	گاز اتمایز کننده
۶	دبی گاز اتمایز کننده در فشار ۳/۵ بار (l/min)
۳۰	نرخ تزریق پیش ماده (cm <sup>3</sup> /min)
۱۰۰	فاصله پوشش (mm)

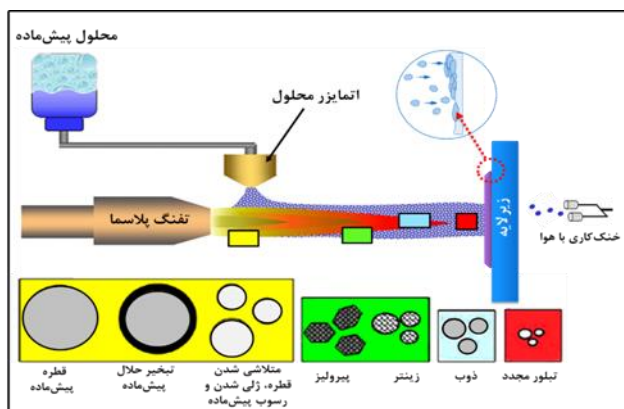
جدول (۱): پارامترهای پوشش مورداستفاده در لایه‌نشانی پوشش اتصال و

YSZ		
YSZ	NiCrAlY	پارامترهای پوشش
۶۰۰	۶۰۰	جریان قوس (A)
۳۵	۶۵	نرخ سیلان گاز اولیه پلاسما (l/min)(Ar)
۱۲	۱۲	نرخ سیلان گاز ثانویه پلاسما (l/min) (H <sub>2</sub> )
۳/۵	۲/۳	نرخ سیلان گاز حامل پودر (l/min)(Ar)
۸۰	۱۲۰	فاصله پوشش (mm)
۳۵	۴۰	نرخ تغذیه پودر (g/min)

## ۲-۲-۱ ایجاد پوشش آلومینا با استفاده از پوشش

### پلاسمایی محلول پیش ماده

در پوشش محلول‌هایی از پیش ماده ترکیب نهایی، زمانی که مایع به جت تزریق شد، در معرض متلاشی شدن و تبخیر سریع قرار می‌گیرد. به دنبال آن رسوب یا ژلی شدن، پیرولیز و ذوب اتفاق می‌افتد که سرانجام برخورد ذرات ذوب شده تشکیل پوشش می‌دهد [۸]. سیستم پوشش پلاسمایی محلول پیش ماده شامل یک ظرف مایع تحت فشار است که از آن محلول شیمیایی در جت پلاسما تزریق می‌شود. تزریق با استفاده از یک اتمایز خارج نازل انجام می‌شود. پیش ماده موردنظر در این پژوهش شامل یک محلول آبی از نمک‌های نیترات آلومینیوم است [۹]. زمانی که یک قطره وارد پلاسما شد، بسته به مقدار گرمایی که به آن منتقل می‌شود بعضی یا تمام فرایندهای ریز اتفاق می‌افتد: تبخیر حلال پیش ماده، متلاشی شدن قطره، رسوب ماده حل شده در پیش ماده، پیرولیز، سینتر، ذوب و تبلور مجدد. قطرات بعد از انجام چند یا تمام این فرایندها روی زیرلایه می‌نشینند و تشکیل پوشش می‌دهند [۱۰]. این فرایندها در شکل ۴ نشان داده شده است. پارامترهای پوشش پلاسمایی محلول پیش ماده آلومینا در جدول ۲ فهرست شده‌اند.



شکل (۴): نمایش شماتیکی سیستم تزریق در SPPS همراه با تغییرات شیمیایی و فیزیکی قطره تزریق شده در جت پلاسما

## ۲-۳-۱ ایجاد پوشش آلومینا با استفاده از پوشش

### شعله‌ای محلول پیش ماده

بررسی‌های محاسباتی تزریق شعاعی قطرات محلول پیش ماده در جت پلاسما نشان دادند که بیشترین دمایی که قطرات به دست می‌آورند، در حد ۲۵۰۰ درجه کلون است [۱۱]. می‌توان درجه حرارت‌های مشابهی را با استفاده از یک شعله اکسی - استیلن نزدیک استوکیومتری به دست آورد. صارمی و همکاران [۱۲] محلول پیش ماده برای ایجاد پوشش سرامیکی را در یک شعله اکسی - استیلن به صورت محوری تزریق کرد. سیستم مورد استفاده به طور شماتیکی در شکل ۵ نشان داده شده است. از گاز نیتروژن به عنوان گاز اتمایز کننده محلول پیش ماده

اتوماتیک (تا سنبله ۴۰۰۰) صاف شد. در ادامه مطالعات مورفولوژیکی روی نمونه‌ها انجام گرفت. همچنین به منظور تهیه‌ی عکس از سطح پوشش‌ها، هیچ‌گونه آماده‌سازی روی آن‌ها صورت نگرفت.

برای مطالعه‌ی ریزساختار و مورفولوژی پوشش‌ها از میکروسکوپ نوری (OM) یونیمت مدل 8799 Union و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل TESCAN VEGA3 XMU مجهز به آنالیزور EDS استفاده شد. پیش از بررسی ریزساختاری، روی همه نمونه‌ها یک پوشش نانومتری طلا لایه‌نشانی شد.

## ۲-۵- آزمون مقاومت در برابر اکسیداسیون

یکی از روش‌های مرسوم و متداول برای بررسی مقاومت قطعات در برابر اکسیداسیون اندازه‌گیری میزان افزایش وزن به صورت تابعی از زمان است. این روش به‌طور خاص برای بررسی مقاومت در برابر اکسیداسیون نمونه‌هایی که به روش پیک سمیناسیون پوشش‌دهی شده‌اند، مناسب می‌باشد، چراکه در این حالت تمامی وجوه نمونه‌ی مورد نظر پوشش‌دهی شده‌اند؛ اما برای نمونه‌هایی که در آن‌ها یکی از وجوه پوشش دارد میزان خطای این روش قابل توجه خواهد بود. در پژوهش حاضر به‌منظور بررسی مقاومت پوشش در برابر اکسیداسیون، نمونه‌های سوپر آلیاژی مورد استفاده برای مدت‌زمان‌های متفاوت ۵۰، ۱۰۰، ۱۵۰ و ۲۰۰ ساعت در درون کوره‌ی با دمای ۱۱۰۰°C قرار داده شدند. در ادامه و پس از آماده‌سازی مقطع نمونه‌ها، اندازه‌گیری ضخامت لایه TGO با استفاده از میکروسکوپ نوری صورت پذیرفت و ضخامت لایه TGO تشکیل شده بین لایه سرامیکی و فلزی به‌عنوان معیاری از مقاومت پوشش‌ها در برابر اکسیداسیون در نظر گرفته شد.

## ۲-۶- آزمون مقاومت در برابر شوک حرارتی

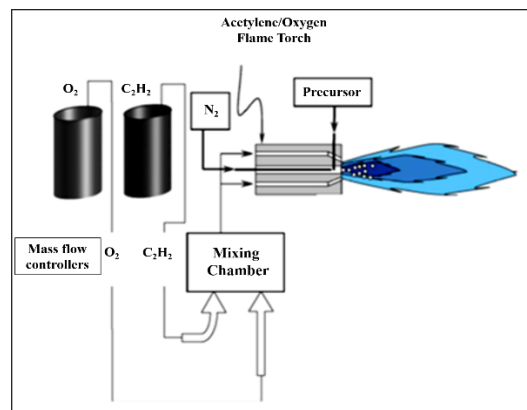
برای بررسی مقاومت پوشش‌ها در برابر شوک‌های حرارتی، نمونه‌های دیسکی شکل پوشش‌دهی شده برای

در شعله اکسی استیلین استفاده شده است. پارامترهای پاشش شعله‌ای محلول پیش‌ماده آلومینا در جدول ۳ فهرست شده‌اند.

جدول (۳): پارامترهای پاشش شعله‌ای محلول پیش‌ماده مورد استفاده در

لایه‌نشانی پوشش آلومینا

پارامترهای پاشش	Al nitrate
نرخ سیلان استیلین (l/min)	۲۵
نرخ سیلان اکسیژن (l/min)	۳۵
گاز اتمایزکننده	H <sub>2</sub>
دبی گاز اتمایزکننده در فشار ۳/۵ بار (l/min)	۶
نرخ تزریق پیش‌ماده (cm <sup>3</sup> /min)	۳۰
فاصله‌ی پاشش (mm)	۱۵۰



شکل (۵): سیستم مورد استفاده در آزمایش صارمی [۹۹].

## ۲-۴- آماده‌سازی سراموگرافی و بررسی‌های

### ریزساختاری

جهت بررسی‌های ریزساختاری پس از انجام هر دسته از آزمایش‌ها، نمونه‌ها تحت آماده‌سازی سراموگرافی قرار گرفتند. بررسی‌های سراموگرافی شامل پولیش کردن مقطع است. برای تهیه‌ی عکس از سطح مقطع پوشش‌ها، آماده‌سازی سراموگرافی مطابق استاندارد ASTM E1920-03 [۱۳] روی نمونه‌ها انجام شد. از آنجایی که در نتیجه فشار ناشی از پولیش کاری ممکن است پوشش از نمونه جدا شود. لذا برای حفاظت پوشش و آماده‌سازی بهتر در مراحل بعد نمونه‌ها در رزین اپوکسی مانع سرد و سطح آن‌ها توسط سیستم پولیش

پلازما می‌شوند، نمی‌توانند تمام مراحل ذکر شده را طی نمایند و حتی ممکن است تبخیر حلال پیش‌ماده نیز به‌طور کامل انجام نشود. در مرحله دوم، عبورهای بعدی مشعل پلازما از روی لایه‌هایی که قبلاً تشکیل شده‌اند، سبب تبخیر سریع مایع حلال باقیمانده و انجام واکنش‌های تکمیلی می‌توانند روی سطح زیرلایه انجام شوند. مشاهده پیش‌ماده پیرولیز نشده در ساختار آلومینای حاصل از فرایند SPPS دلالت بر این مطلب دارد که حرارت منتقل شده به زیرلایه از مشعل پلازما، برای پیرولیز پیش‌ماده باقیمانده در ساختار پوشش کافی نیست. در واقع با توجه به کوتاه بودن طول جت پلازما و همچنین بالا بودن گرادیان دمایی در این فرایند بدیهی است که قطرات پیش‌ماده پیرولیز نشده که در پوشش باقی‌مانده‌اند گرمای کافی برای انجام واکنش‌های پیرولیز و کریستالی شدن را دریافت نمی‌کنند؛ بنابراین حجم زیادی از پوشش به صورت پیرولیز نشده در ساختار باقی می‌ماند. مشخصه منحصر به فرد دیگر در پوشش حاصل از فرایند SPPS، وجود اسپلت‌های فوق‌العاده ریز در ساختار پوشش است. باید در نظر داشت که ذرات متمایز شده بعد از ورود به جت پلازما در معرض متمایزینگ ثانویه قرار می‌گیرند و توزیع اندازه ریزتری را به دست می‌آورند. شکل (۶-ب) سطح پوشش آلومینای حاصل از فرایند SPFS را نشان می‌دهد. با مقایسه این شکل با شکل (۶-الف) مشخص می‌گردد که مقدار پیش‌ماده پیرولیز نشده کاهش و مقدار اسپلت افزایش محسوس را نشان می‌دهد. مکانیزم تشکیل پوشش آلومینای ایجاد شده با فرایند SPFS متفاوت از فرایند SPPS است چرا که در فرایند SPFS برخلاف SPPS، تزریق به صورت محوری و دما تقریباً در تمامی طول شعله یکسان است. استفاده از فاصله‌های پاشش بالاتر این است که معمولاً در فرایند پاشش شعله‌ای فاصله پاشش بیشتر از پاشش پلاسمایی است. فاصله پاشش و طول بیشتر شعله اکسی-استیلن نسبت به جت پلازما باعث می‌شود زمان مکث قطرات یا ذرات در شعله افزایش پیدا کند و در نتیجه واکنش‌های تکمیلی بیشتری قبل از لایه نشانی بر روی زیرلایه

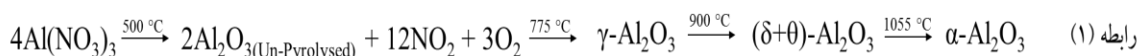
مدت زمان ۵ دقیقه در کوره‌ی با دمای  $1100^{\circ}\text{C}$  قرار گرفته و سپس با فروبردن در آب تا دمای محیط سرد شدند. وضعیت پوشش‌ها پس از تعداد مشخصی از سیکل‌های حرارتی به صورت ماکروسکوپی مورد ارزیابی قرار گرفت.

### ۳- نتایج و بحث

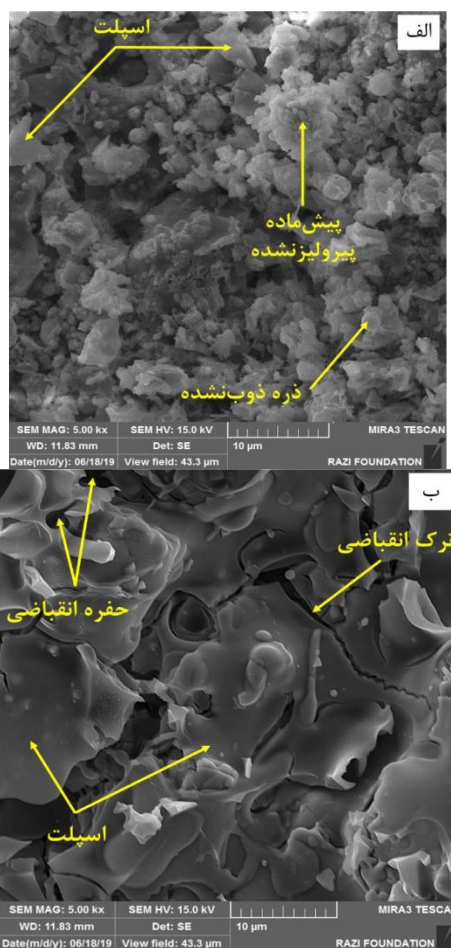
#### ۳-۱- بررسی‌های ریزساختاری

شکل ۶ تصاویر میکروسکوپی الکترون ثانویه از آخرین لایه منجمد شده از پوشش آلومینای ایجاد شده به روش‌های SPPS و SPFS را در بزرگنمایی یکسان نشان می‌دهد. مورفولوژی‌های مختلفی را می‌توان در ساختار دو پوشش مشاهده نمود که شامل: اسپلت‌ها، ترک‌های میکروسکوپی، حفرات انقباضی، پیش‌ماده پیرولیز نشده و ذرات ذوب نشده کروی است. مشخصه‌های مورفولوژی و ساختاری مختلف به دلیل توزیع قطرات در قسمت‌های مختلف شعله که تاریخچه حرارتی متفاوتی را نتیجه می‌دهد، می‌باشد. در واقع تاریخچه حرارتی (زمان-دما) قطرات تزریق شده در شعله، حالت لایه نشانی پوشش را تعیین می‌کند. بسته به تاریخچه حرارتی، قطره در معرض بعضی و یا تمام فرایندهای تبخیر حلال پیش‌ماده، متلاشی شدن قطره، رسوب ماده حل شده در پیش‌ماده، پیرولیز، سینترینگ، ذوب و تبلور مجدد قرار می‌گیرند. قطرات بعد از این که بعضی یا تمام این مراحل را طی کردند لایه نشانی می‌شوند. در آلومینای حاصل از فرایند SPPS ذرات ذوب نشده، پیش‌ماده پیرولیز نشده و اسپلت‌های فوق‌العاده ریز دیده می‌شوند. ذرات کروی در ساختار نشان‌دهنده ذرات متمایز شده‌ای هستند که گرمای کافی جهت انجام عملیات پیرولیز و کریستالی شدن را به دست نیاورده‌اند. همان‌طور که در تصویر مربوط به نمای عمومی سطح پوشش مشخص است، ذرات پیرولیز نشده در تمام قسمت‌های سطح پوشش مشاهده می‌شوند و اسپلت‌های تشکیل شده بسیار محدود هستند. در واقع آن بخش از محلول پیش‌ماده که وارد نواحی با دمای کمتر جت

میکروسکوپی را می توان مشاهده نمود. ترک های مشاهده شده در فرایند SPFS را می توان به پیرولیز پیش ماده باقیمانده در ساختار پوشش در نتیجه ی گرمای منتقل شده از منبع تأمین حرارت به زیرلایه نسبت داد. رابطه (۱) واکنش تولید آلومینا را از نیترا ت آلومینیوم نشان می دهد.



SPFS منجر به افزایش کیفیت پوشش حاصل نسبت به فرایند SPFS می شود.



شکل (۶): تصویر FESEM از آخرین لایه منجمد شده پوشش آلومینای رسوبدهی شده از کامپوزیت لایه ای YSZ/Alumina (الف) با فرایند SPFS (ب) با فرایند SPFS.

انجام شود. همچنین قطر بزرگ تر شعله اکسیژن-سوخت در مقایسه با شعله پلاسما است که مقدور می سازد مقدار بیشتری از محلول پیش ماده وارد قسمت مرکزی شعله شود. این امر باعث می شود مقدار پیش ماده پیرولیز نشده کاهش و مقدار اسپلت افزایش پیدا کند. همچنین در سطح رویی پوشش حاصل از فرایند SPFS ترک های

لیانگزی [۱۴] نشان داد که محلول پیش ماده در حین لایه نشانی با افزایش دما شروع به تجزیه می کنند و کریستالی می شوند؛ اما پیرولیز پیش ماده به دلیل کینتیک واکنش، در حین پاشش کامل نمی شود و بخشی از پیش ماده به صورت پیرولیز نشده به سطح زیرلایه می رسند. عبورهای بعدی مشعل پاشش از روی لایه هایی که قبلاً تشکیل شده اند سبب تبخیر سریع مایع حلال باقیمانده و پیرولیز پیش ماده باقیمانده در لایه های تشکیل شده می شود. تجزیه پیش ماده ایجاد انقباض می کند و تنش کششی حاصل از آن می تواند سبب ایجاد ترک های موسوم به mud crack در ساختار پوشش شود. در پوشش آلومینای ایجاد شده با فرایند SPFS این ترک ها در ساختار پوشش ملاحظه نمی شوند. علت می تواند کاهش نرخ تبخیر حلال و عدم پیرولیز پیش ماده روی سطح زیرلایه به دلیل انتقال گرمای کم از شعله پلاسما به زیرلایه باشد.

به نظر می رسد، علی رغم اینکه فرایند پلاسما دمای بالایی دارد ولی با توجه به گرادیان دمایی بالا در طول شعله و کوتاه بودن جت پلاسما گرمای بسیار کمی به نمونه ها منتقل می شود و زیرلایه تا دمای تجزیه و پیرولیز پیش ماده باقیمانده گرم نمی شود. این موضوع باعث می شود که بیشتر پیش ماده ها به صورت پیرولیز نشده در ساختار باقی بمانند (شکل ۶- الف).

به عنوان جمع بندی، از بررسی های ریزساختاری می توان نتیجه گرفت که استفاده از تزریق محوری محلول پیش ماده در شعله اکسیژن-سوخت، قطر بزرگ تر و طول بیشتر شعله در فرایند

### ۳-۲- اکسیداسیون

شکل ۷ تصاویر میکروسکوپی الکترون برگشتی به همراه نقشه توزیع عناصر از مقطع نمونه‌های YSZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> را بعد از ۲۰۰ ساعت آزمون اکسیداسیون در دمای ۱۱۰۰°C را نشان می‌دهد. با توجه به شکل رنگ‌های روشن، خاکستری و تیره به ترتیب نشان‌دهنده فازهای  $\gamma/\gamma'$ ،  $\beta$  NiAl و اکسیدی هستند [۱۵]. فاز NiAl یک فاز آلومینایدی غنی از آلومینیم است که به عنوان عامل مقاومت به اکسیداسیون در پوشش محسوب می‌شود. لازم به ذکر است که در پوشش اتصال آلومینیم مورد نیاز جهت تشکیل قشرهای محافظ آلومینایی به میزان بسیار زیادی توسط فاز مونوآلومینایدی در طول عمر مفید این پوشش‌ها تأمین می‌گردد. در واقع در این پوشش‌ها، فاز بین فلزی NiAl به عنوان یک ذخیره آلومینیم برای تشکیل لایه اکسیدی محافظ آلومینا عمل می‌کند [۱۶]. به طور طبیعی تشکیل و رشد لایه اکسیدی بر روی سطح پوشش اتصال با مصرف بخشی از عناصر این پوشش همراه است؛ بنابراین زمان‌های طولانی قرار گرفتن در دماهای بالا تخلیه Al به طرف TGO را نتیجه می‌دهد. آلومینیم به دلیل تشکیل لایه اکسیدی محافظ TGO جزء عناصر محافظ در پوشش محسوب می‌شود و نیکل زمینه پوشش را تشکیل می‌دهد. در نتیجه این عنصر در حین سرویس‌دهی جهت حفاظت و تشکیل اکسید محافظ از پوشش به فصل مشترک لایه سرامیکی و پوشش اتصال نفوذ می‌کند. تخلیه آلومینیم در پوشش نشان‌دهنده تخلیه پوشش از فاز غنی از آلومینیم  $\beta$ -NiAl است. همان‌طور که قبلاً نیز بیان شد در پوشش‌های اتصال فاز  $\beta$ -NiAl به عنوان ذخیره آلومینیم برای تشکیل لایه اکسیدی آلومینای محافظ عمل می‌کند؛ بنابراین به دلیل کاهش آلومینیم موجود در پوشش مذکور، امکان تشکیل لایه اکسید محافظ آلومینیم ( $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) که نقش محدود کردن تخریب‌های ناشی از اکسیداسیون در دمای بالا را دارد، کم می‌شود. همچنین مشاهده می‌شود با افزایش زمان اکسیداسیون به دلیل افزایش مقدار اکسید، مقدار آلومینیم موجود در پوشش اتصال کمتر

شده و پوشش از فاز  $\beta$  NiAl که تأمین‌کننده آلومینیم است فقیرتر می‌شود.

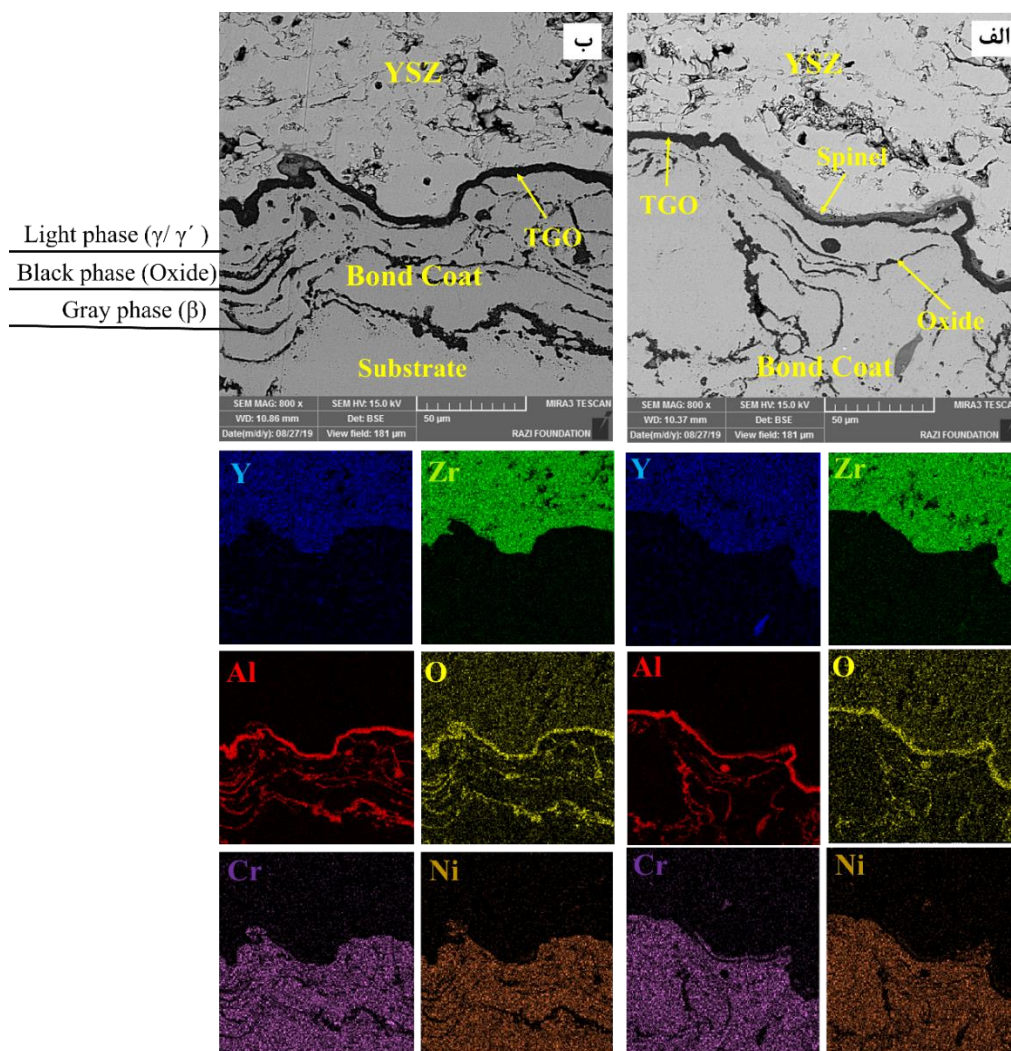
با توجه به تصویر ایجادشده (شکل ۷-الف) برای رگه‌های قابل مشاهده در فصل مشترک پوشش اتصال و پوشش رویی (TC/BC)، برای پوشش YSZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> با آلومینای ایجادشده به روش SPPS به نظر می‌رسد که حداقل دو فاز اکسیدی که به رنگ‌های سیاه و خاکستری در تصاویر دیده می‌شوند، در ساختار شکل گرفته‌اند. نقشه توزیع عناصر ضمیمه شده به شکل این مطلب را ثابت می‌کند که به مقاومت کمتر پوشش YSZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> با آلومینای ایجادشده به روش SPPS در برابر اکسیداسیون برمی‌گردد. با توجه به مطالعات صورت گرفته [۱۷]، در اکثر سیستم‌های سبب حرارتی متشکل از لایه‌ی اتصال حاوی آلومینیم، ضمن قرارگیری در دمای بالا، ابتدا لایه‌ی نازک اکسیدی با فاز غنی از  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>، در فصل مشترک TC/BC تشکیل می‌شود. در ادامه، با تداوم اکسیداسیون و هم‌زمان با رشد لایه TGO، اکتیویته‌ی آلومینیم در پوشش اتصال و در مجاورت فصل مشترک TC/BC کاهش یافته و به کمتر از حد مورد نیاز برای تشکیل آلومینا می‌رسد.

در این شرایط، کاهش اکتیویته‌ی آلومینیم هم‌زمان با افزایش اکتیویته‌ی اکسیژن در ساختار، سبب می‌شود تا اکسید سایر عناصر آلیاژی موجود شروع به شکل‌گیری کرده و با اسپینل‌های (Co,Ni)(Cr,Al)<sub>2</sub>O<sub>4</sub>،  $\alpha$ -Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> و به ندرت NiO آغاز می‌شود؛ بنابراین با توجه به مطالب ذکر شده و نیز مشاهدات صورت گرفته توسط سایر پژوهشگران [۱۸]، به نظر می‌رسد که لایه‌ی اکسیدی تیره که در بالای پوشش اتصال تشکیل شده، فاز غنی از  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> است و رگه‌های روشن‌تر قابل مشاهده در زیر پوشش سرامیکی، اکسیدهای غیر از  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> و عمدتاً اسپینل‌های حاوی Cr، Ni و Al هستند و با توجه به اینکه عناصر تشکیل‌دهنده اسپینل‌ها سنگین‌تر از Al هستند، اکسیدهای آن‌ها به صورت فاز روشن‌تر نسبت به  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> در TGO مشاهده می‌شوند. نکته قابل توجه این است که در ناهمواری‌ها به خصوص در برآمدگی‌ها سطح بیشتری



کاهش یافته و به کمتر از حد موردنیاز برای تشکیل آلومینا می‌رسد لذا در این سطوح تشکیل اسپینل زودتر آغاز می‌شود و TGO در این نقاط ضخیم‌تر خواهد شد.

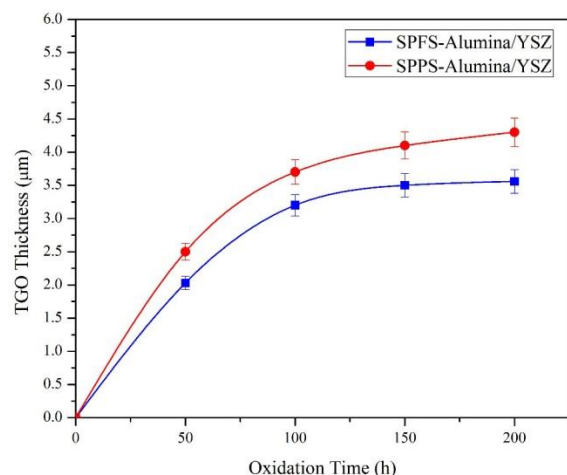
نسبت به نواحی هموار وجود دارد بنابراین در ابتدا ضمن تشکیل یک لایه پیوسته TGO میزان آلومینیم بیشتری مصرف می‌شود، در نتیجه اکتیویته آلومینیم در مجاورت ناهمواری‌ها سریع‌تر



شکل (۷): تصاویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از نمونه YSZ/Alumina به همراه نقشه توزیع عناصر پوشش بعد از ۲۰۰ ساعت در دمای ۱۱۰۰°C (الف) با فرایند SPFS (ب) با فرایند SPFS.

می‌باید ولی نرخ رشد لایه TGO در زمان‌های طولانی‌تر اکسیداسیون کاهش پیدا می‌کند. در واقع تشکیل لایه TGO پیامد اکسیداسیون ترجیحی در حین سرویس‌دهی است. از طرفی اکسیداسیون ترجیحی به غلظت و ضریب نفوذ بستگی دارد و ضریب نفوذ هم وابسته به زمان و دماست و با توجه به اینکه در حین فرایند پوشش‌دهی دما بالاست ولی زمان خیلی

شکل ۸ تغییر ضخامت لایه TGO تشکیل شده روی پوشش اتصال بر حسب زمان اکسیداسیون را برای کامپوزیت لایه‌ای YSZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ایجاد شده با استفاده از محلول پیش‌ماده نشان می‌دهد. هر نقطه اندازه‌گیری شده روی منحنی نماینده میانگین ۲۰ اندازه‌گیری ضخامت لایه TGO است. می‌توان مشاهده کرد که با افزایش زمان اکسیداسیون، ضخامت لایه TGO افزایش



شکل (۸): منحنی تغییرات ضخامت لایه TGO برحسب زمان برای نمونه‌های کامپوزیت لایه‌ای YSZ/Alumina.

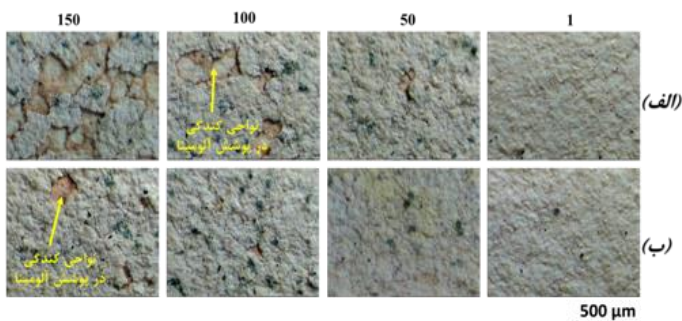
### ۳-۳- شوک حرارتی

به‌منظور بررسی نقش مشخصه‌های ساختاری بر مقاومت در برابر شوک حرارتی، تمامی نمونه‌های رسوب‌دهی شده، پس از ۵ دقیقه قرار گرفتن در دمای  $1100^{\circ}\text{C}$ ، به سرعت در آب با دمای محیط سرد شده و این سیکل حرارتی تا تخریب نسبی پوشش ادامه یافته است.

نتایج نشان می‌دهند که با افزایش سیکل‌ها ترک‌ها توسعه پیدا می‌کنند و در نهایت به ایجاد کندگی در پوشش می‌انجامد. در واقع در حین انجام آزمون شوک حرارتی، تخریب نهایی با ایجاد ترک‌های ماکروسکوپی و پوسته شدن از لبه‌های سرامیک آغاز شده و بخش‌های میانی پوشش، کماکان اتصال خود را حفظ می‌کنند [۲۲]. جوانه‌زنی ترک از لبه‌ی پوشش آغاز و در ادامه به بخش‌های مجاور گسترش یافته است. آغاز تخریب از این مناطق به واسطه‌ی سرمايش شديد و تنش‌های حرارتی است که در گوشه‌ی نمونه‌ها ایجاد می‌شوند. نمونه‌ی حاصل از رسوب‌دهی پیش‌ماده آلومینا (نیترا آلومینیوم) با فرایند پاشش پلاسمایی که پیش از این نیز به‌عنوان ضعیف‌ترین نمونه در آزمون اکسیداسیون هم‌دما معرفی شده بود، کمترین میزان مقاومت در برابر شوک حرارتی را از خود نشان داده

اندک است، لذا تشکیل و رشد لایه اکسیدی TGO در حین پاشش صورت نمی‌گیرد؛ بنابراین در ابتدای اکسیداسیون زمانی که هنوز لایه پیوسته TGO تشکیل نشده است، حفاظت کامل نیست و سرعت اکسیداسیون بالاست و در ادامه کاهش می‌یابد. لذا با گذشت زمان، سرعت اکسیداسیون افت می‌کند. همچنین می‌توان مشاهده کرد که در پوشش  $\text{YSZ}/\text{Al}_2\text{O}_3$  با آلومینای ایجادشده به روش SPFS نرخ رشد لایه TGO کمتر از پوشش  $\text{YSZ}/\text{Al}_2\text{O}_3$  با آلومینای ایجادشده به روش SPPS است. در واقع بعد از تشکیل لایه TGO نرخ نفوذ عوامل اکسیدی و در نتیجه تشکیل TGO کاهش می‌یابد. برای ادامه اکسیداسیون، لازم است که  $\text{O}_2$  به فصل مشترک NiCrAlY و پوشش سرامیکی نفوذ کند. این نفوذ می‌تواند به دو روش انجام شود: از طریق یون‌ها و از طریق مولکول‌ها. نفوذ یونی از طریق مکان‌های خالی در شبکه و نفوذ مولکولی از طریق مرز دانه یا سایر عیوب در ساختار پوشش انجام می‌شود [۱۹-۲۰]. تحت شرایط کاری یک TBC در توربین گازی، انتقال اکسیژن از پوشش رویی توسط نفوذ گاز بر نفوذ یونی غلبه می‌کند [۲۱]. همان‌طور که اشاره شد، علی‌رغم اینکه در فرایند SPFS دمای تأمین‌شده توسط شعله اکسی-استیلن کمتر از پلاسما هست ولی با توجه به تزریق محوری در پاشش شعله‌ای، مقدار اسپلت تشکیل شده در پوشش حاصل از فرایند SPFS بیشتر است و مرزهای اسپلت با اندازه‌ای که در پوشش‌های SPPS حضور دارند مشاهده نمی‌شود (مطابق با شکل ۶). بنابراین می‌توان انتظار داشت که مقدار بیشتر اسپلت‌های تشکیل شده و تماس مناسب اسپلت‌ها سبب کاهش نفوذ مولکول‌های اکسیژن می‌شود که نرخ رشد کمتر TGO یا مقاومت به اکسیداسیون بیشتر را نتیجه می‌دهد. به نظر می‌رسد که به‌منظور مطالعه اثر پارامترهای پاشش روی ساختار میکروسکوپی و خواص پوشش آلومینا به روش SPPS و تعیین امکان ایجاد پوشش با خواص بهتر نیاز به تحقیقات بیشتری است.

لایه نشانی شده با استفاده از فرایند SPFS در برابر شوک حرارتی را می توان به وجود ترک های میکروسکوپی و حفرات ریز در ساختار نسبت داد. در واقع افزایش مقدار اسپلت های تشکیل شده و تماس مناسب بین آن ها سبب بهبود استحکام اتصال بین لایه های پوشش آلومینای حاصل از فرایند SPFS می شود. همچنین ترک های میکروسکوپی در ساختار منجر به رها سازی تنش های ناشی از سیکل های حرارتی را در این نمونه به دنبال دارد؛ بنابراین می توان نتیجه گرفت که تماس مناسب بین اسپلت ها و ترک های میکروسکوپی و در مجموع تطابق این دو عامل در جهت بهبود مقاومت به شوک حرارتی پوشش لایه نشانی شده با فرایند SPFS عمل می کند.



شکل (۹): تصاویر میکروسکوپی نوری از سطح پوشش YSZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> بعد از سیکل های حرارتی الف) با فرایند SPFS ب) با فرایند SPFS.

#### ۴- نتیجه گیری

(۱) مقدار پیش ماده پیرولیز نشده در پوشش های SPFS-Alumina و Alumina بر حسب نحوه تزریق محلول پیش ماده در منبع حرارت و نیز دمای زیرلایه، متفاوت خواهد بود.

(۲) علی رغم اینکه در فرایند SPFS دمای تأمین شده توسط شعله اکسی-استیلن کمتر از پلاسما هست ولی با توجه به تزریق محوری در پاشش شعله ای، مقدار اسپلت تشکیل شده در پوشش حاصل از فرایند SPFS بیشتر است و مرزهای اسپلت با

است به طوری که پوسته شدن این نمونه تنها پس از تحمل ۵۰ سیکل حرارتی آغاز شد در حالی که برای پوشش Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ایجاد شده با فرایند SPFS بعد از ۵۰ سیکل حرارتی اثری از ترک و یا پوسته شدن مشاهده نشد. اکسیداسیون پوشش اتصال و همچنین تنش های حرارتی ناشی از وجود گرادیان دمایی و اختلاف در ضریب انبساط حرارتی، دو منبع اصلی ایجاد تنش در پوشش محسوب می شوند که می توانند منشأ ترک باشند [۲۳]. در ادامه، رشد و به هم پیوستن ترک ها می توانند سبب لایه لایه شدن و یا پوسته شدن پوشش گردد. با ادامه آزمون شوک حرارتی تا ۱۰۰ سیکل حرارتی (شکل ۹)، در بعضی از قسمت ها آثار کمی از پوسته شدن مشاهده شد که می تواند به دلیل اختلاف ضریب انبساط حرارتی Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> و YSZ باشد. در واقع وجود اختلاف یا عدم تطابق انبساط حرارتی بین پوشش و زیرلایه و یا بین لایه های مختلف در پوشش های چندلایه، در سیکل های حرارتی باعث ایجاد کرنش های قابل توجه در فصل مشترک ها می شود که اگر این کرنش ها از حد تحمل پوشش بیشتر باشد منجر به شروع و اشاعه ترک و در نهایت انهدام و جدایش پوشش می گردد؛ بنابراین اختلاف ضریب انبساط حرارتی بین پوشش YSZ و پوشش Alumina سبب توسعه تنش کششی در فصل مشترک این دو پوشش می شود که کاهش قابل ملاحظه در استحکام چسبندگی را سبب می شود و همین پدیده سبب می شود که شکست پوشش در سیکل های حرارتی از فصل مشترک پوشش YSZ و آلومینا روی دهد. همان طور که مشاهده می شود در هر دو پوشش، بدون اینکه ترکی در سطح پوشش مشاهده شود، با افزایش سیکل حرارتی پوشش آلومینا پوسته می شود. با توجه به مشاهدات صورت گرفته و نیز نتایج مربوط به آزمون اکسیداسیون هم دما، به نظر می رسد که عامل اصلی تخریب و مقاومت کمتر پوشش آلومینای لایه نشانی شده با استفاده از فرایند SPFS در برابر شوک حرارتی، استحکام پیوند ضعیف پوشش بوده است که اختلاف ضریب انبساط حرارتی بین آلومینا و YSZ این عامل را تشدید می کند. در مقابل، مقاومت بیشتر پوشش آلومینای

اندازه‌ای که در پوشش‌های SPPS حضور دارند، مشاهده نمی‌شود.

(۳) افزایش مقدار اسپلت‌ها در مورد پوشش  $YSZ/Al_2O_3$  با آلومینای ایجادشده به روش SPFS و تماس خوب بین اسپلت‌ها، سبب کاهش نفوذ مولکول‌های اکسیژن و افزایش ۲۰ درصدی مقاومت به اکسیداسیون نسبت به پوشش

می‌شوند که در جهت کاهش ضخامت لایه TGO عمل می‌کند.

(۴) پوشش  $YSZ/Al_2O_3$  با آلومینای ایجادشده به روش SPFS در مقایسه با پوشش‌های ایجاد شده با ترکیب مشابه با آلومینای ایجادشده به روش SPPS به دلیل تماس مناسب اسپلت‌ها و تشکیل ترک‌های میکروسکوپی مقاومت بیشتر در برابر شوک‌های حرارتی هستند.

۵- مراجع

[1] M. Eskner, "Mechanical behaviour of gas turbine coatings," *Materialvetenskap*, 2004.

[8] P. Bansal, N. P. Padture & A. Vasiliev, "Improved interfacial mechanical properties of  $Al_2O_3$ -13wt%  $TiO_2$  plasma-sprayed coatings derived from nanocrystalline powders," *Acta Materialia*, vol. 51, pp, 2959-2970, 2003.

[9] S. Basu & B. M. Cetegen, "Modeling of thermo-physical processes in liquid ceramic precursor droplets injected into a plasma jet," *International journal of heat and mass transfer*, vol. 50, pp, 3278-3290, 2007.

[10] M. Gell, E. H. Jordan, M. Teicholz, B. M. Cetegen, N. P. Padture, L. Xie & et al., "Thermal barrier coatings made by the solution precursor plasma spray process," *Journal of Thermal Spray Technology*, vol. 17, pp, 124-135, 2008.

[11] A. Ozturk & B. M. Cetegen, "Experiments on ceramic formation from liquid precursor spray axially injected into an oxy-acetylene flame," *Acta materialia*, vol. 53, pp, 5203-5211, 2005.

[12] M. Saremi & Z. Valefi, "The effects of spray parameters on the microstructure and thermal stability of thermal barrier coatings formed by solution precursor flame spray (spfs)," *Surface and Coatings Technology*, vol. 220, pp, 44-51, 2013.

[13] E. ASTM, "1920 - 03 Standard Guide for Metallographic Preparation of Thermal Sprayed Coatings," *ASTM International*, 2003.

[14] L. Xie, D. Chen, E. H. Jordan, A. Ozturk, F. Wu, X. Ma & et al., "Formation of vertical cracks in solution-precursor plasma-sprayed thermal barrier coatings," *Surface and Coatings Technology*, vol. 201, pp, 1058-1064, 2006.

[15] M. J. Donachie & S. J. Donachie, *Superalloys: a technical guide: ASM international*, 2002.

[۱۶] س. س. خلیفه سلطانی، ر. ابراهیمی کهریزسنگی و ف. نعیمی، "بررسی رفتار سینتیکی اکسیداسیون ایزوترم دمای بالای پوشش‌های  $MCrAlY$

[۲] م. خرمنی راد، م. رحیمی پور، س. م. م. هادوی و ک. شیروانی جوزانی، "سنتر پودر هگزا آلومینات لاتنایم ( $LaMgAl_{11}O_{19}$ ) به منظور پوشش دهی به روش پلاسما اسپری بر روی سوپر آلیاژ پایه نیکل به عنوان پوشش سد حرارتی،" *فرآیندهای نوین در مهندسی مواد*، دوره ۱۲، ص ۱۸۳-۱۷۳، ۲۰۱۸.

[3] R. Vassen, A. Stuke & D. Stöver, "Recent developments in the field of thermal barrier coatings," *Journal of thermal spray technology*, vol. 1, N. 8, pp, 181-186, 2009.

[4] A. Keyvani, M. Saremi & M. H. Sohi, "Oxidation resistance of YSZ-alumina composites compared to normal YSZ TBC coatings at 1100 C," *Journal of alloys and compounds*, vol. 509, pp, 8370-8377, 2011.

[5] M. Daroonparvar, M. A. M. Yajid, N. M. Yusof, S. Farahany, M. S. Hussain, H. R. BAKHSHESI-RAD & et al., "Improvement of thermally grown oxide layer in thermal barrier coating systems with nano alumina as third layer," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 23, pp, 1322-1333, 2013.

[6] E. Bouyer, D. Branston, G. Lins, M. Müller, J. Verlegen & M. von Bradke, "Progress in Plasma Processing of Materials ed P Fauchais," ed: New York, USA: Begell House, 1997.

[7] L. Jia & F. Gitzhofer, "Induction plasma synthesis of nano-structured SOFCs electrolyte using solution and suspension plasma spraying: a comparative study," *Journal of thermal spray technology*, vol. 19, pp, 566-574, 2010.

[22]H. Echsler, V. Shemet, M. Schütze, L. Singheiser, & W. Quadackers, "Cracking in and around the thermally grown oxide in thermal barrier coatings: A comparison of isothermal and cyclic oxidation," *Journal of Materials science*, vol. 41, pp. 1047-1058, 2006.

[23]C. Zhou, N. Wang & H. Xu, "Comparison of thermal cycling behavior of plasma-sprayed nanostructured and traditional thermal barrier coatings," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 452, pp. 569-574, 2007.

### ۶- پی نوشت:

- [1] Thermal Barrier Coatings (TBCs)
- [2] Ytria Stabilized Zirconia
- [3] Bond Coat
- [4] Thermally Grown Oxide
- [5] Solution Precursor Plasma Spray
- [6] Solution Precursor Flame Spray
- [7] Atmospheric Plasma Spray (APS)
- [8] Grit Blasting

اعمال شده به روش HVOF، "فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۰، ص ۸۰-۶۷، ۲۰۱۶.

[17]P. Fauchais, "Thermal Spray Fundamentals/ Fauchais, P., Heberlein, J., Boulos, M," NY: Springer, p, 600, 2014.

[18]F. Wu, E. Jordan, X. Ma & M. Gell, "Thermally grown oxide growth behavior and spallation lives of solution precursor plasma spray thermal barrier coatings," *Surface and Coatings Technology*, vol. 202, pp. 1628-1635, 2008.

[19]Q. Yu, C. Zhou, H. Zhang & F. Zhao, "Thermal stability of nanostructured 13 wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-8 wt% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ZrO<sub>2</sub> thermal barrier coatings," *Journal of the European ceramic Society*, vol. 30, pp. 889-897, 2010.

[20]L. Jin, L. Ni, Q. Yu, A. Rauf & C. Zhou, "Thermal cyclic life and failure mechanism of nanostructured 13 wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> doped YSZ coating prepared by atmospheric plasma spraying," *Ceramics International*, vol. 38, pp. 2983-2989, 2012.

[21]A. Fox & T. Clyne, "Oxygen transport by gas permeation through the zirconia layer in plasma sprayed thermal barrier coatings," *Surface and Coatings Technology*, vol. 184, pp. 311-321, 2004.

## Investigating of High Temperature Oxidation and Thermal Shock Properties of YSZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composite Thermal Barrier Coatings with Alumina Made by Solution Precursor Thermal Spray

Saeid Taghi-Ramezani<sup>1</sup>, Zia Valefi<sup>\*2</sup>, Naser Ehsani<sup>3</sup>

1-M.Sc. in Corrosion engineering, Malek-e-Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

2-Associate Prof. Malek-e-Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

3-Professor, Malek-e-Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

\*Corresponding author: valefi@mut.ac.ir

---

### Abstract

In this research, a double layer thermal barrier coating was applied and then an alumina diffusion barrier layer was deposited on the YSZ by two solution precursors plasma and solution precursor flame spraying. High temperature oxidation and thermal shock resistance tests were done at 1100°C. Microstructure of coatings were studied by optical Microscopy and Field Emission Scanning Electron Microscopy. Comparison of the microstructures of coatings showed that applying of Alumina with the solution precursor flame spray process upgrades the thermal properties. High temperature oxidation and thermal shock resistance of YSZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coatings with Alumina applied by the solution precursor thermal spray with the same compound were studied. Findings showed that applying alumina with the solution precursor flame spray process leads to increase the amount of the deposited splats and proper contact between them, causes to decrease the diffusion of O<sub>2</sub> and as a result TGO thickness decreases and also thermal shock resistance increases.

**Keywords:** Thermal Barrier Coating, Alumina Diffusion Barrier, Solution Precursor Thermal Spray, High Temperature Oxidation, Thermal Shock.

---

Journal homepage: [ma.iaumajlesi.ac.ir](http://ma.iaumajlesi.ac.ir)

### Please cite this article using:

Assistant Professor, Saeid Taghi-Ramezani, Zia Valefi, Naser Ehsani, Investigating of High Temperature Oxidation and Thermal Shock Properties of YSZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composite Thermal Barrier Coatings with Alumina Made by Solution Precursor Thermal Spray, *New Process in Material Engineering*, 2020, 14(4), 77-90.