

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

مقایسه خواص اکسیداسیون و شوک حرارتی پوشش‌های سپر حرارتی کامپوزیتی YSZ/Nano-Al₂O₃ با آلومینای ایجاد شده از فرآیند پاشش پلاسمایی پودر پیش‌ماده پیرولیز نشده و پودر کریستالی نانواگلومره

سعید تقی‌رمضانی^{۱*}، ضیاء والفی^۲، ناصر احسانی^۳، مسعود میرجانی^۴

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

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

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

۴- محقق، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

* s.ramezany2013@gmail.com

چکیده

در این تحقیق ابتدا پودر آلومینای آمورف با استفاده از فرآیند هم‌رسوبی سنتز شد، سپس پوشش‌های YSZ/Al₂O₃ در دو حالت نانوالومینای پیرولیز نشده و کریستالی با فرآیند پاشش پلاسمایی اعمال شدند. آزمون‌های اکسیداسیون دما بالا و شوک حرارتی در دمای ۱۱۰۰°C انجام گرفتند. مشخصه‌های ساختاری و فازی پوشش‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترون روبشی گسیل میدانی (FE-SEM) و پراش‌سنجی اشعه‌ی ایکس (XRD) بررسی شدند. مقایسه‌ی ساختاری نمونه‌ها نشان داد که استفاده از پودر نانوالومینا کریستالی در کامپوزیت لایه‌ی YSZ/Alumina، سبب افزایش خواص حرارتی پوشش‌ها می‌شود. خواص اکسیداسیون دما بالا و مقاومت در برابر شوک حرارتی پوشش‌های YSZ/Al₂O₃ با نانوالومینای پیرولیز نشده و پوشش‌های با ترکیب مشابه با نانوالومینای کریستالی که با پاشش پلاسمایی ایجاد شدند مورد بررسی قرار گرفتند. یافته‌ها نشان دادند که استفاده از پودر نانوالومینای پیرولیز نشده در کامپوزیت لایه‌ی YSZ/Al₂O₃ منجر به افزایش تخلخل و حفرات انقباضی در پوشش می‌شود که سبب افزایش نفوذ مولکول‌های اکسیژن شده که در جهت افزایش ضخامت لایه TGO عمل می‌کند. همچنین تراکم بالا و تماس مناسب بین اسپلت‌های حاصل از پودر نانوالومینای کریستالی مقاومت بالاتری را در برابر سیکل‌های حرارتی نتیجه می‌دهد.

اطلاعات مقاله

دریافت: ۱۳۹۸/۱۲/۱۵

پذیرش: ۱۳۹۹/۰۳/۱۰

کلید واژگان:

پوشش سپر حرارتی

پیرولیز پیش‌ماده

سدنفوذی آلومینا

اکسیداسیون دما بالا

شوک حرارتی

Comparison of Oxidation and Thermal Shock Properties of YSZ/NanoAl₂O₃ Composite Thermal Barrier Coatings Made By Plasma Spraying of Un-Pyrolyzed Precursor and Agglomerated Nanocrystalline Alumina Powder

Saeid Taghiramezani^{1*}, Zia Valefi², Naser Ehsani³, Masud Mirjani⁴

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.

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

* s.ramezany2013@gmail.com

Article Information

Original Research Paper

Doi:

10.30495/apme.2021.1895014.1986

Keywords:

Thermal Barrier Coating, Precursor

Pyrolysing

Alumina Diffusion Barrier

High Temperature Oxidation

Thermal Shock

Abstract

In this research, firstly amorphous Alumina powder was produced by co-precipitation method. Then YSZ/Al₂O₃ coatings were applied by plasma spraying process in two types of pyrolyzed and crystalline nano-alumina. High temperature oxidation and thermal shock resistance test were done at 1100°C. Microstructure and phase analysis of coatings were studied by optical and electron microscopes and XRD method. Comparison of the microstructure of coatings showed that the use of crystalline nano-alumina powder in the YSZ/Alumina layer composite upgrades the thermal properties. High temperature oxidation and thermal shock resistance of plasma sprayed YSZ/Al₂O₃ with un-pyrolysed nano-alumina and coatings with same composition with crystalline nano-alumina to created by plasma spraying were studied. Findings showed that the use of un-pyrolyzed nano-alumina powder in YSZ/Al₂O₃ layer composite resulted in increased porosity and shrinkage cavities in the coating, which increased the diffusion of O₂ that causes the TGO growth rate. Also, high density and proper contact between the splats made of crystalline nano-alumina powder results in higher resistance of thermal cycles.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Saeid Taghiramezani, Zia Valefi, Naser Ehsani, Masud Mirjani, Comparison of Oxidation and Thermal Shock Properties of YSZ/NanoAl₂O₃ Composite Thermal Barrier Coatings Made By Plasma Spraying of Un-Pyrolyzed Precursor and Agglomerated Nanocrystalline Alumina Powder, New Process in Material Engineering, 2021, 15(3), 1-15.

۱- مقدمه

سوپر آلیاژهایی که در دمای بالا در توربین‌ها مورد استفاده قرار می‌گیرند معمولاً با اکسیداسیون دمای بالا مواجه می‌شوند. پوشش‌های سیر حرارتی^۱ (TBCs) به‌طور گسترده در موتورهای توربین گازی و قطعات دما بالا مورد استفاده قرار می‌گیرند. هدف اصلی استفاده از این پوشش‌ها کاهش درجه حرارت زیر لایه و در نتیجه افزایش عمر کاری قطعات داغ موتورهای توربین گازی در حین سرویس‌دهی است. همچنین استفاده از این پوشش‌ها افزایش دمای کاری موتور را مقدر می‌سازد که موجب افزایش توان حرارتی توربین می‌شود [۱]. توسعه یک لایه سد نفوذی اکسیژن که تشکیل لایه اکسید رشد یافته حرارتی در فصل مشترک پوشش اتصال^۲ ZrO_2 را کاهش دهد در ارتقاء عملکرد پره توربین مؤثر است [۲]. آلومینا از جمله اکسیدهایی است که ساختار کریستالی کامل و فشرده‌ترین شبکه را دارد، بنابراین لایه آلومینای رویی از نفوذ مولکول اکسیژن جلوگیری می‌کند. همچنین مشخص شده است که نفوذ یونی اکسیژن از ساختار کریستالی آلومینا کمتر از نفوذ ساختاری زیرکونیا است. کیوانی [۳] نشان داد که نرخ رشد TGO در پوشش YSZ از پوشش YSZ با لایه آلومینایی بیشتر است. همچنین وانگ و همکاران [۴] نشان دادند که Al_2O_3 در به تأخیر انداختن اکسیداسیون سیستم TBC نیز مؤثر است. در واقع لایه آلومینای متراکم و بدون عیب مؤثرترین سد نفوذی جهت محافظت آلیاژ زیر لایه در برابر اکسیداسیون است که دلیل آن ضریب نفوذ بسیار کم اکسیژن در آلومینا است ($10^{-23} \text{ m}^2/\text{s}$) [۵].

در سیستم‌های چندلایه ضریب انبساط حرارتی هر یک از لایه‌ها از اهمیت بالایی برخوردار است و اختلاف قابل توجه ضریب انبساط حرارتی می‌تواند سبب پوسته شدن پوشش گردد [۶]. وجود اختلاف یا عدم تطابق انبساط حرارتی بین پوشش و زیر لایه و یا بین لایه‌های مختلف در پوشش‌های چندلایه، در سیکل‌های حرارتی باعث ایجاد کرنش‌های قابل توجه در فصل مشترک‌ها می‌شود که اگر این کرنش‌ها از حد تحمل پوشش بیشتر باشد منجر به

شروع و اشاعه ترک و در نهایت انهدام و جدایش پوشش می‌گردد، بنابراین اختلاف ضریب انبساط حرارتی بین پوشش YSZ و پوشش Alumina سبب توسعه تنش کششی در فصل مشترک این دو پوشش می‌شود که کاهش قابل ملاحظه در استحکام چسبندگی را سبب می‌شود و همین پدیده سبب می‌شود که شکست پوشش در سیکل‌های حرارتی از فصل مشترک پوشش YSZ و آلومینا روی دهد. از جمله روش‌های افزایش کارایی پوشش‌های چندلایه، مهندسی ساختار میکروسکوپی و به‌ویژه دستیابی به پوشش‌های با ساختار نانو است. مواد نانو ساختار بهبود قابل ملاحظه‌ای را در خواص مهندسی به دلیل کاهش در ابعاد دانه نسبت به پوشش‌های معمولی ارائه می‌دهند. مک‌فرسون^۴ در سال ۱۹۷۰ برای اولین بار به مشخصه‌های نانو در پوشش‌های پاشش حرارتی آلومینایی دست یافت. امروزه بیش از ۵۰ سال است که این حوزه کاری به‌عنوان یکی از زمینه‌های اصلی در پژوهش‌های صورت گرفته در فرآیندهای پاشش حرارتی شناخته می‌شود [۷]. مواد نانو ساختار به‌واسطه‌ی خصوصیات منحصر به فرد و جدیدی که ایجاد کرده‌اند، به‌عنوان مرز علم مواد در عصر حاضر شناخته می‌شوند. از جمله‌ی این خواص می‌توان به نسبت سطح به حجم و دانسیته‌ی بالای فصل مشترک‌ها در مواد نانو ساختار نسبت به مواد درشت‌تر (برای مثال میکرو ابعاد) اشاره کرد. به علت کسر حجمی زیاد فصل مشترک‌های داخلی، پوشش‌های نانو ساختار می‌توانند خواص بهتری نسبت به پوشش‌های متعارف از خود نشان دهند. در پوشش‌های پاشش حرارتی متعارف، ترک‌های ایجاد شده به‌واسطه‌ی اتصال ضعیف اسپلت‌ها تمایل دارند که در راستای فصل مشترک اسپلت‌ها رشد کنند. برای پوشش‌های نانو ساختار معمولاً اسپلت‌ها دارای چسبندگی مناسب‌تری هستند، بنابراین رشد ترک در این شرایط محدودتر است [۷]. همچنین نشان داده شده است که سرمایه‌های کامپوزیتی لایه‌ای دارای چقرمگی شکست و استحکام بالاتری هستند [۸]. در این پژوهش پودر نانو آلومینا به‌صورت کریستالی و پیرولیز نشده (آمورف) به‌عنوان کامپوزیت لایه‌ای بر روی YSZ، پس از اعمال پوشش اتصالی از آلیاژ NiCrAlY، با

در آزمون اکسیداسیون و شوک حرارتی قطعاتی از Hastelloy-x مورد استفاده قرار گرفت.

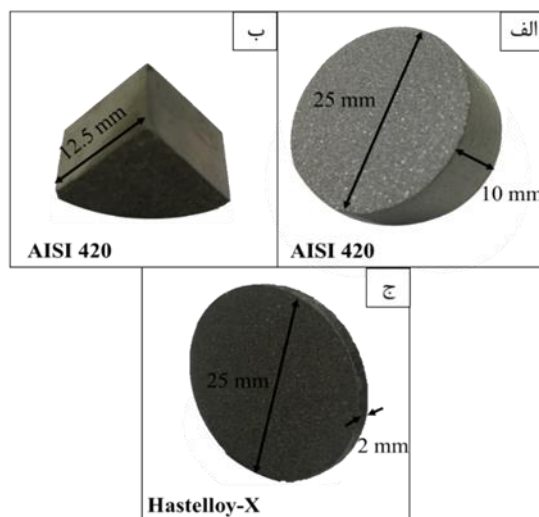
از پودر NiCrAlY (Amdry 962) برای ایجاد پوشش اتصال و پودر YSZ (Metco-204NS) جهت ایجاد پوشش رویی با فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری (APS) استفاده شد. نمونه‌های آماده‌سازی شده پیش از انجام فرآیند پاشش، به منظور حذف آلودگی‌های سطحی احتمالی و ایجاد سطحی زبر، به منظور افزایش زبری سطح زیر لایه‌ها و بهبود استحکام چسبندگی پوشش تحت عملیات ذره‌پاشی^۵ قرار گرفتند. شکل (۱) نمونه‌های مورد استفاده در آزمون‌های مختلف را نشان می‌دهد.

استفاده از فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری^۳ بر روی زیر لایه‌های فولادی و سوپر آلیاژی اعمال شده و خواص ریزساختاری، مقاومت به اکسیداسیون و شوک حرارتی پوشش‌های سپر حرارتی مورد بررسی قرار می‌گیرد. آلومینای پیرولیز نشده استفاده شده در کامپوزیت لایه‌ای بر روی YSZ به روش هم‌رسوبی سنتز شد.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد و آماده‌سازی

در پژوهش حاضر، دیسک‌هایی از جنس فولاد زنگ‌نزن ۴۲۰ AISI به قطر ۲۵ mm و ارتفاع ۱۰ mm به عنوان زیر لایه به منظور ضخامت سنجی و مطالعات ریزساختاری مورد استفاده قرار گرفته است. برای نمونه‌های مورد استفاده



شکل (۱): نمونه‌های مورد استفاده در آزمون‌های مختلف. الف) مطالعات ضخامت سنجی، ب) مطالعات ساختاری و فازی و ج) آزمون اکسیداسیون و شوک حرارتی.

در شکل (۲) نمایش شماتیکی لایه‌های پوشش اتصال، YSZ و Al_2O_3 و همچنین ضخامت لایه‌های مختلف لایه‌نشانی شده آورده شده است. پارامترهای پاشش پلاسمایی پوشش‌ها در جدول (۱) فهرست شده‌اند.

فرآیند پوشش‌دهی توسط دستگاه پاشش پلاسمایی پلاسما تکنیک مدل A-3000 S مجهز به تفنگ پلاسمای F4 و سیستم تزریق پودر Twin 10 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. از گاز آرگون به عنوان گاز اولیه به منظور تثبیت قوس و نیز گاز حامل پودر و از گاز هیدروژن به عنوان گاز ثانویه به منظور افزایش آنتالپی و ایجاد دمای بالاتر پلاسما استفاده شد.

ضخامت) نانو آلومینای کریستالی و پیرولیز نشده = پاشش پلاسمایی اتمسفری
 (YSZ) ضخامت) زیر کونبای پایدار شده با ایتریا = پاشش پلاسمایی اتمسفری
 (NiCrAlY) ضخامت) پوشش اتصال = پاشش پلاسمایی اتمسفری
 زیر لایه

شکل (۲): نمایش شماتیکی لایه‌های پوشش.

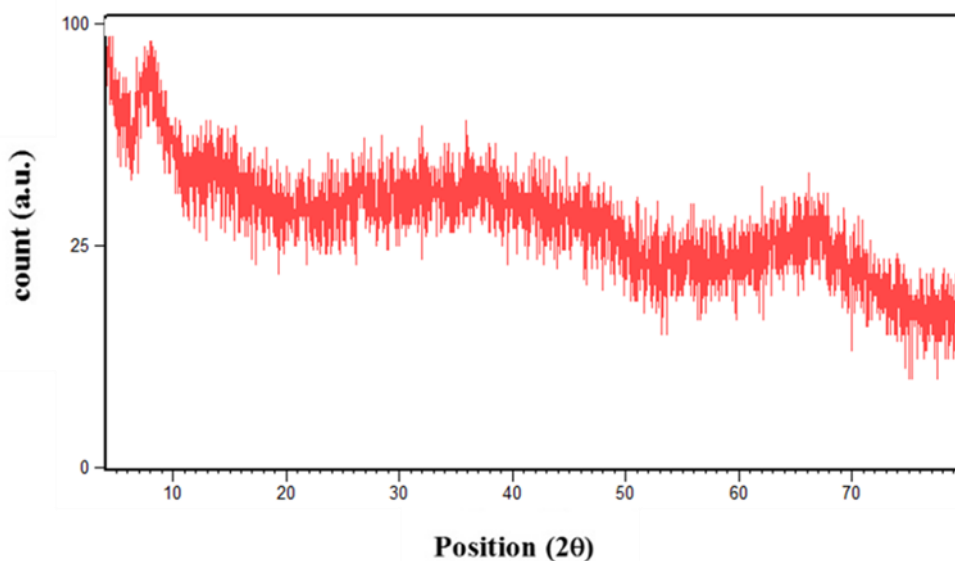
جدول (۱): پارامترهای پاشش مورد استفاده در لایه‌نشانی پوشش اتصال، YSZ و نانو آلومینا

Nano-Alumina (Un-pyrolysed)	Nano-Alumina (Crystalline)	YSZ	NiCrAlY	پارامترهای پاشش
۶۰۰	۶۰۰	۶۰۰	۶۰۰	جریان قوس (A)
۴۱	۴۱	۳۵	۶۵	نرخ سیلان گاز اولیه‌ی پلاسما (l/min)(Ar)
۱۰	۱۰	۱۲	۱۲	نرخ سیلان گاز ثانویه‌ی پلاسما (l/min)(H ₂)
۳	۳	۳/۵	۲/۳	نرخ سیلان گاز حامل پودر (l/min)(Ar)
۱۰۰	۱۰۰	۸۰	۱۲۰	فاصله‌ی پاشش (mm)
۳۵	۳۵	۳۸	۴۰	نرخ تغذیه‌ی پودر (g/min)

۲-۲- تهیه پودر آلومینای پیرولیز نشده

به منظور تولید پودر Al_2O_3 از محلول نیترات آلومینیوم و برای ساخت محلول پیش ماده ترکیب Al_2O_3 ، از نمک نیترات آلومینیوم $(Al(NO_3)_3)$ استفاده شد. از حل کردن مقدار ۵۲۰ گرم نیترات آلومینیوم در 300 cm^3 آب مقطر محلول اشباع پیش ماده برای تولید Al_2O_3 به دست آمد. ابتدا محلول نیترات آلومینیوم $(Al(NO_3)_3)$ را وزن کرده و به مدت ۶ ساعت در دمای $80\text{ }^\circ\text{C}$ در کوره قرار داده شد تا در طی این حرارت دادن حلال آبی تبخیر شود و در ادامه عملیات حرارتی به مدت ۵ ساعت در دمای $500\text{ }^\circ\text{C}$ انجام شد. در این مرحله NO_2 که یک گاز سمی است آزاد و جرم خشک نیترات

آلومینیوم حاصل گردید. بعد از تبخیر کامل جرم سفیدرنگی حاصل گردید که پس از خارج کردن از بشر آسیاب و سرند شد تا پودر مناسب برای فرایند پاشش، به دست آمد. شکل (۳) الگوی پراش اشعه X پودر حاصل از محلول نیترات آلومینیوم را که به مدت ۵ ساعت در دمای $500\text{ }^\circ\text{C}$ عملیات حرارتی شده است را نشان می‌دهد. الگوی حاصل و برآمدگی موجود در $2\theta = 35^\circ$ نشان می‌دهد که هنوز کریستال‌های Al_2O_3 در دمای $500\text{ }^\circ\text{C}$ تشکیل نشده‌اند که دلالت بر تشکیل ساختار آمورف برای پودر آلومینا دارد.

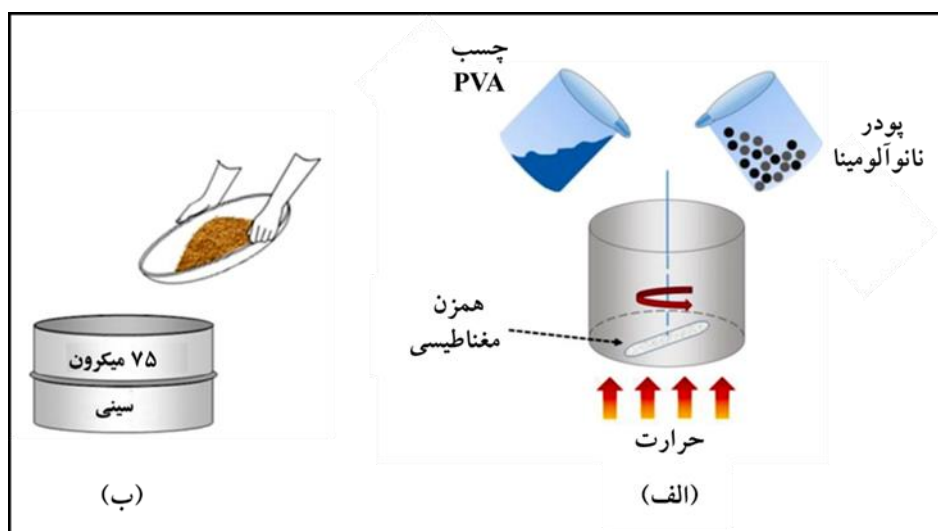


شکل (۳): الگوی XRD مربوط به پودر اولیه Al_2O_3 حاصل از فرآیند هم‌رسوبی محلول نیترات آلومینیوم.

۲-۳- آگلومره کردن پودرها

در فرآیندهای پاشش حرارتی، امکان تزریق ذرات ریز (با ابعاد کمتر از ۱۰۰ نانومتر) با استفاده از سیستم تزریق پودری که عمدتاً در فرآیندهای متعارف پاشش حرارتی استفاده می‌شود وجود ندارد. در حقیقت، نانوذرات در صورت استفاده سبب مسدود شدن مسیر انتقال پودر از تزریق‌کننده به مشعل می‌شوند. برای رفع این مشکل از روش‌هایی نظیر آگلومره کردن پودرهای نانو استفاده می‌شود [۹]. ۵۰ گرم از پودر چسب پلی‌وینیل‌الکل (PVA) با ۱۰ برابر وزن خود یعنی ۵۰۰ گرم آب مقطر مخلوط و داخل بشر ریخته و بر روی همزن مغناطیسی در دمایی در حدود 80°C قرار داده شد تا چسب PVA مایع تولید گردد. سپس چسب حاصل به پودرهای سنتز شده اضافه شد تا پودرها حالت گل مانند به خود بگیرند. در ادامه پودرهای گل مانند ایجاد شده بر روی گرم‌کننده‌ای با دمای حدود 150°C به صورت دستی هم زده شدند. بهتر است چسب و پودر در چندین مرحله

با هم مخلوط شوند تا چسب به خوبی به همه پودرها برسد و آن‌ها را به هم بچسباند. اگر عمل هم زدن دستی به درستی انجام شود در نهایت پس از تبخیر آب چسب، کلوخه‌هایی خواهیم داشت که بایستی جهت رسیدن به دانه‌بندی مناسب برای پاشش، آسیاب و سرنند شوند. برای این منظور الک مش ۲۰۰ استفاده شد که ذراتی با اندازه ۷۵ میکرون که برای فرآیند پاشش مناسب هستند، ایجاد می‌کند. نکته بسیار مهم، سمی بودن بخارات متصاعد شده هنگام هم زدن چسب و پودر است، لذا بایستی تا حد امکان این عمل زیر هود انجام شود. شواهد تجربی نشان می‌دهند که تقریباً ۳۰٪ پودر اولیه در طول فرایند آگلومره کردن، به دلایل و طرق مختلف از دست خواهد رفت که بخش عمده آن مربوط به آگلومره‌هایی است که بر اثر سخت شدن بیش‌ازحد، قابلیت آسیابکاری دستی را نخواهند داشت. شکل (۴) مراحل آماده‌سازی پودرها جهت پاشش را نشان می‌دهد.



شکل (۴): مراحل آماده‌سازی پودر نانوالومینا جهت پاشش، (الف) آگلومره کردن پودر و (ب) سرنند کردن.

۲-۴- آماده‌سازی متالوگرافی

جهت بررسی‌های متالوگرافی نمونه‌های پوشش داده شده، آن‌ها تحت آماده‌سازی متالوگرافی قرار گرفتند. فرآیند متالوگرافی شامل پولیش کردن مقطع است. 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 مانت سرد و سطح آن‌ها توسط سیستم پولیش اتوماتیک (تا سنباده ۴۰۰۰) صاف شد. در ادامه مطالعات مورفولوژیکی روی نمونه‌ها انجام گرفت.

۲-۵- آنالیز ساختاری و فازی نمونه‌ها

بررسی ریزساختاری نمونه‌ها در ابتدا توسط میکروسکوپ نوری Unimet مدل Union 8799 انجام شد. با مطالعات میکروسکوپ نوری، بررسی‌های ریزساختاری اولیه صورت گرفت و نمونه‌های موردنظر جهت بررسی‌های میکروسکوپی الکترونی روبشی انتخاب شدند. پیش از بررسی ریزساختاری توسط میکروسکوپ الکترونی، روی همه نمونه‌ها یک پوشش نانومتری طلا لایه‌نشانی شد. تصاویر میکروسکوپی الکترونی نمونه‌های آزمون اکسیداسیون و شوک حرارتی با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FE-SEM) مدل TESCAN VEGA3 XMU مجهز به آنالیزگر عنصری EDS جهت آنالیز تهیه شد. همچنین آنالیز فازی پودر سنتز شده به روش هم‌رسوبی از آنالیز پراش سنجی پرتوی ایکس (XRD) با استفاده از دستگاه XRD مدل PW1800 ساخت شرکت Philips با تابش $\text{CuK}\alpha$ با طول موج ۱/۵۴ آنگستروم انجام شد. برای تحلیل نتایج آزمون XRD، از نرم‌افزار Xpert HighScore Plus استفاده شد.

۲-۶- آزمون‌های دما بالا

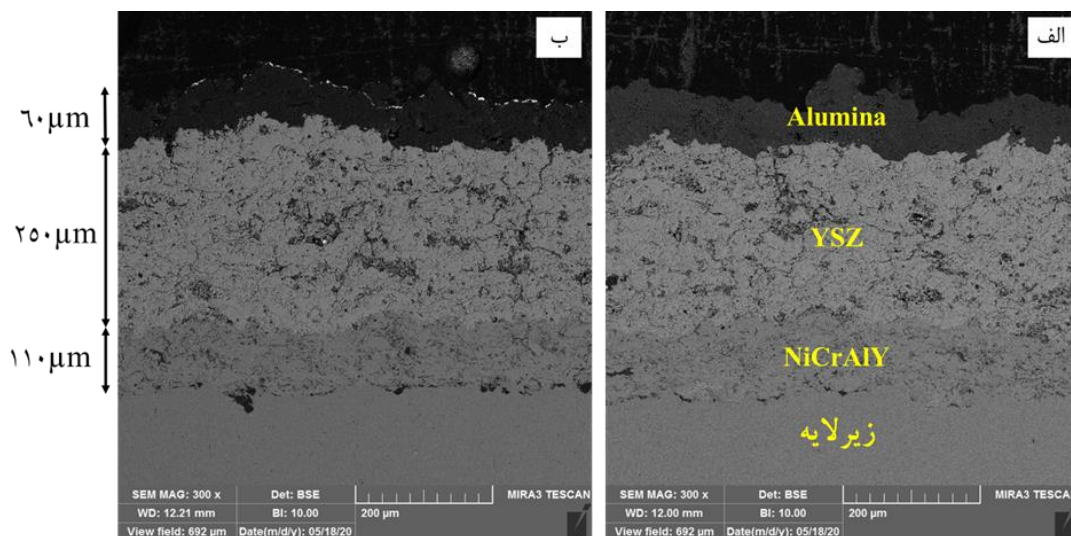
در پژوهش حاضر به منظور بررسی مقاومت پوشش در برابر اکسیداسیون، نمونه‌های سوپر آلیاژی مورد استفاده برای مدت‌زمان‌های متفاوت ۵۰، ۱۰۰، ۱۵۰ و ۲۰۰ ساعت در

درون کوره‌ی با دمای 1100°C قرار داده شدند. ضخامت لایه اکسید رشد یافته حرارتی (TGO) تشکیل شده بین لایه سرامیکی و فلزی به عنوان معیاری از مقاومت پوشش‌ها در برابر اکسیداسیون در نظر گرفته شد. همچنین برای بررسی مقاومت پوشش‌ها در برابر شوک حرارتی، نمونه‌های دیسکی شکل پوشش‌دهی شده برای مدت‌زمان ۵ دقیقه در کوره‌ی با دمای 1100°C قرار گرفته و سپس با فرورودن در آب تا دمای محیط سرد شدند. وضعیت پوشش‌ها پس از تعداد مشخصی از سیکل‌های حرارتی به صورت ماکروسکوپی و میکروسکوپی مورد ارزیابی قرار گرفت.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی‌های ریزساختاری

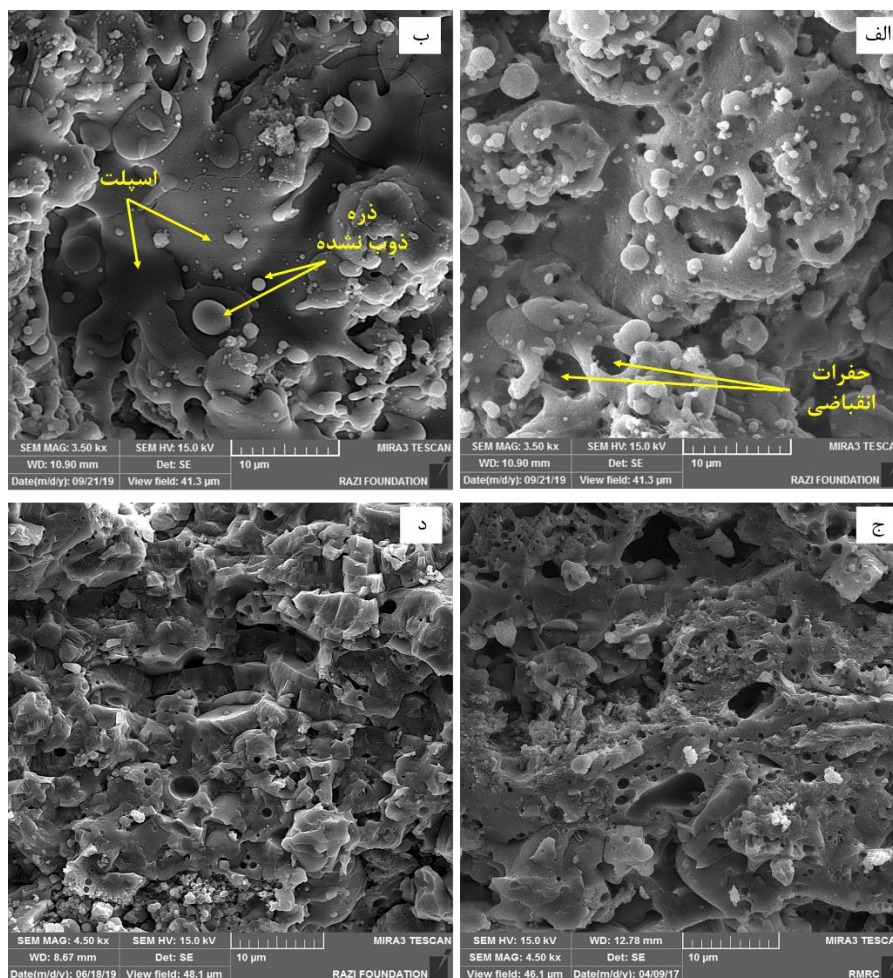
شکل (۵) تصاویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از سطح مقطع دو نوع از پوشش‌های کامپوزیت لایه‌ای $\text{YSZ}/\text{Al}_2\text{O}_3$ را نشان می‌دهد. در هر دو پوشش Al_2O_3 لایه رویی و لایه سرامیکی YSZ بین آلومینا و پوشش اتصال قرار دارد. شکل (۵-الف و ب) به ترتیب پوشش نانو آلومینا را با دو حالت کریستالی و پیرولیز نشده را نشان می‌دهد.



شکل (۵): تصاویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از پوشش نانو آلومینا، الف) کامپوزیت لایه‌ای $\text{YSZ}/\text{Al}_2\text{O}_3$ با نانو آلومینای کریستالی و ب) کامپوزیت لایه‌ای $\text{YSZ}/\text{Al}_2\text{O}_3$ با نانو آلومینای پیرولیز نشده.

شکل (۶) تصویر FE-SEM از سطح و مقطع شکست پوشش نانوآلومینا لایه‌نشانی شده با فرآیند APS را به دو صورت پیرولیز نشده و کریستالی نشان می‌دهد. در ساختار هر دو پوشش، ذرات کروی، اسپلت‌های ذوب شده به‌طور کامل و نیمه ذوب شده را می‌توان مشاهده نمود. همان‌طور که مشخص است در پوشش حاصل از پودر نانوآلومینا پیرولیز نشده مقدار ذرات ذوب نشده افزایش و اسپلت‌های تشکیل شده بسیار محدود هستند (شکل ۶-ب). در واقع در لایه‌نشانی پودر آمورف (پیرولیز نشده)، بخشی از انرژی جت پلاسما صرف رخداد واکنش‌هایی نظیر پیرولیز و تبلور خواهد شد، بنابراین با توجه به زمان مکث ذرات در جت پلاسما فرصت کافی جهت انجام این واکنش‌ها وجود نخواهد داشت و در نتیجه درصدی از ذرات ذوب نشده در ساختار پوشش وجود دارد. همان‌طور که در شکل (۶-الف و ج) مربوط به نمای عمومی سطح و مقطع شکست پوشش حاصل از لایه‌نشانی پودر نانوآلومینای پیرولیز نشده مشخص است، حفرات در تمام قسمت‌های پوشش مشاهده می‌شوند. پیدایش این حفره‌ها را می‌توان با بررسی مکانیزم تشکیل پوشش از پودر پیرولیز نشده با فرآیند پاشش پلاسمایی توجیه نمود. در واقع با تزریق پودر به درون جت پلاسما، قبل از ذوب شدن نهایی آن‌ها که منجر به تشکیل اسپلت‌ها بر روی زیر لایه می‌گردد، پودرها در معرض مجموعه‌ای از رخدادهای فیزیکی نظیر پیرولیز و تبلور قرار می‌گیرند. چنانچه این واکنش‌ها به‌صورت ناقص انجام شوند، ذرات به‌صورت ذوب نشده و یا ذرات پیش‌ماده پیرولیز نشده بر روی زیر لایه رسوب خواهند کرد. در ادامه، عبورهای بعدی

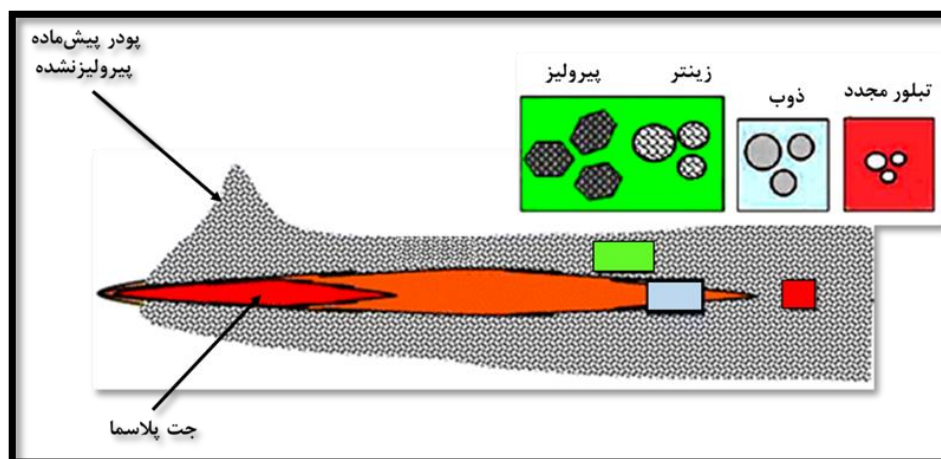
مشعل پلاسما از روی لایه‌هایی که قبلاً تشکیل شده‌اند سبب انجام واکنش‌های تکمیلی (پیرولیز) روی سطح زیر لایه می‌شود. به نظر می‌رسد که در این شرایط، پیش‌ماده‌های آلومینایی پیرولیز نشده موجود در پوشش هنگامی که دما بیش از دمای لازم برای تجزیه پیش‌ماده می‌رسد، شروع به تجزیه شدن می‌کنند. پیرولیز پیش‌ماده در حین فرآیند پاشش منجر به انقباض حجمی و تنش‌های کششی در ساختار پوشش می‌شود. میزان انقباض حجمی وابسته به میزان پیش‌ماده پیرولیز نشده در پوشش است که به‌عنوان اصلی‌ترین دلیل تشکیل حفرات در ریزساختار پوشش شناخته می‌شود [۱۰]. همچنین در تمام قسمت‌های ساختار پوشش ذرات کوچک‌تری با ابعاد حدود ۲۰۰-۵۰ nm مشاهده می‌شود که این ذرات از اتمایزینگ ثانویه پودر بعد از تزریق در جت پلاسما حاصل می‌شوند. در تصویر مربوط به پوشش آلومینایی حاصل از پودر پیرولیز نشده، علاوه بر ذرات ذوب نشده کروی تعدادی ذرات غیرکروی وجود دارد که به نظر می‌رسد این ذرات پیش‌ماده‌های آلومینایی پیرولیز نشده‌ای هستند که در ساختار پوشش مشاهده می‌شوند. در واقع چون تصویر مربوط به آخرین لایه منجمد شده است و عبورهای بعدی مشعل از روی آخرین لایه پوشش صورت نمی‌گیرد، بنابراین ممکن است مقداری از ذرات به‌صورت پیرولیز نشده در سطح پوشش باقی‌مانده باشد. شکل (۷) شماتیکی از تغییرات شیمیایی و فیزیکی پودر پیرولیز نشده در جت پلاسما را نشان می‌دهد.



شکل (۶): تصاویر میکروسکوپی الکترون ثانویه از پوشش نانوالومینا در دو بزرگنمایی متفاوت، الف) آخرین لایه منجمد شده پوشش نانوالومینای کریستالی، ب) آخرین لایه منجمد شده پوشش نانوالومینای پیرولیز نشده، ج) سطح شکست پوشش نانوالومینای کریستالی و د) سطح شکست پوشش نانوالومینای پیرولیز نشده.

درصد ذرات ذوب نشده، بهبود اتصال لایه‌های تشکیل شده و نیز کاهش درصد تخلخل پوشش را می‌توان به‌عنوان نتایج استفاده از پودر نانوالومینا کریستالی در مقایسه با پوشش حاصل از پودر آلومینای پیرولیز نشده معرفی کرد. در ضمن لایه‌نشانی نمونه‌ها با تغییر در شرایط پیرولیز بسیار حساس به پارامترهای فرآیند است و به‌واسطه عدم رخداد کامل واکنش‌هایی نظیر پیرولیز در حین پاشش، دستیابی به پوشش‌های با خواص کنترل شده و رضایت‌بخش کماکان به‌عنوان یک چالش در این زمینه مطرح می‌باشد.

شکل (۶-ب و د)، تصویر FE-SEM از سطح و مقطع شکست پوشش نانوالومینا کریستالی را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است، دانسیته‌ی حفرات در این مورد در مقایسه‌ی با پوشش حاصل از پودر نانوالومینا پیرولیز نشده (شکل ۶-الف و ج) کاهش قابل توجهی را نشان می‌دهد. همان‌طور که بیان شد انقباض حجمی ناشی از تنش‌های کششی حاصل از پیرولیز پودر آلومینا در بین مواد رسوب کرده، می‌تواند دلیل ایجاد تخلخل در سطح پوشش باشد. با این مقدمه، طبیعی است که در استفاده از پودر نانوالومینا کریستالی عوامل ایجاد حفرات حذف شده، لذا احتمال تشکیل حفرات ریز در پوشش کاهش می‌یابد، بنابراین افزایش راندمان لایه‌نشانی، افزایش میزان اسپلت‌ها، کاهش

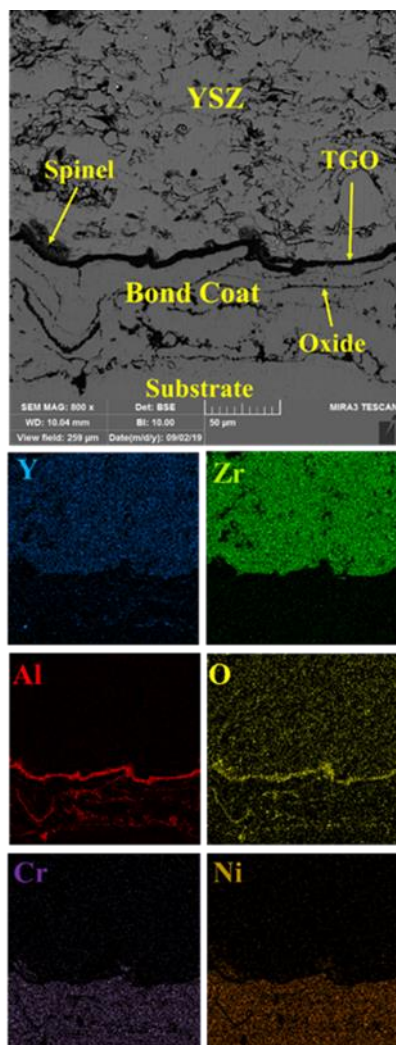


شکل (۷): نمایش شماتیکی تغییرات شیمیایی و فیزیکی پودر پیرولیز نشده در جت پلاسما [۱۱].

۳-۲-۱ اکسیداسیون

نازک Al_2O_3 را در درجه حرارت بالا مقدور می‌سازد. نفوذ اکسیژن نقش اساسی را در رشد بیشتر TGO ایفا می‌کند. اگرچه در بعضی موارد، رشد به‌وسیله نفوذ به سمت خارج آلومینیم کنترل می‌شود، این رشد بیشتر منجر به تشکیل TGO جدید در فصل مشترک TGO/TBC یا در مرزخانه‌های $\alpha-Al_2O_3$ در داخل TGO می‌شود و معمولاً توسط نفوذ به سمت داخل اکسیژن از طریق TGO به داخل پوشش اتصال کنترل می‌شود. رشد اکسید رشد یافته حرارتی بایستی با دقت کنترل شود چون آلومینا به‌عنوان مانعی در برابر نفوذ اکسیژن عمل می‌کند و منجر به کند شدن بیشتر اکسیداسیون پوشش اتصال می‌شود. همچنین از شکل (۸) می‌توان مشاهده کرد که مقاومت پوشش YSZ/Al_2O_3 ایجاد شده با استفاده از نانوآلومینای کریستالی در برابر اکسیداسیون بیشتر از پوشش ایجاد شده با آلومینای پیرولیز نشده با ترکیب مشابه است. این نتیجه را می‌توان از ساختار میکروسکوپی پوشش‌ها که در شکل (۶) نشان داده شده است نیز به دست آورد. مقدار و توزیع حفرات که یک عامل تعیین‌کننده برای نفوذ O_2 از پوشش رویی است، برای پوشش نانوآلومینای کریستالی از پوشش پیرولیز نشده کمتر است. شکل (۹) تصویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از نمونه $YSZ/Alumina$ با نانوآلومینای کریستالی به همراه نقشه توزیع عناصر پوشش بعد از ۲۰۰ ساعت آزمون اکسیداسیون در دمای $1100^\circ C$ را نشان می‌دهد. یک لایه پیوسته آلومینایی به‌عنوان لایه TGO در فصل مشترک پوشش اتصال YSZ/Al_2O_3 مشاهده می‌شود که

شکل (۸) تغییر ضخامت لایه TGO تشکیل شده روی پوشش اتصال برحسب زمان اکسیداسیون را برای کامپوزیت لایه‌ای YSZ/Al_2O_3 ایجاد شده با استفاده از پودر نانوآلومینای کریستالی و پیرولیز نشده نشان می‌دهد. هر نقطه اندازه‌گیری شده روی منحنی نماینده میانگین ۲۰ اندازه‌گیری ضخامت لایه TGO است. در این آزمون باید توجه داشت که ضخامت لایه YSZ برای تمام پوشش‌ها ثابت در نظر گرفته شده بود، بنابراین اختلاف در ضخامت لایه TGO را می‌توان به لایه روی YSZ نسبت داد. می‌توان مشاهده کرد که با افزایش زمان اکسیداسیون، ضخامت لایه TGO افزایش می‌یابد ولی نرخ رشد لایه TGO در زمان‌های طولانی‌تر اکسیداسیون کاهش پیدا می‌کند. در حقیقت در زمان‌های پایین سرعت اکسیداسیون زیاد است و با گذشت زمان سرعت اکسیداسیون کمتر می‌شود که این موضوع نشان‌دهنده این است که تشکیل لایه TGO نقش حفاظتی دارد. در ابتدای اکسیداسیون نفوذ به طرف داخل O_2 و نفوذ به طرف خارج Al در فصل مشترک پوشش اتصال و پوشش سیرحرارتی به‌سادگی انجام می‌شود. بعد از تشکیل لایه TGO نرخ نفوذ این عوامل و در نتیجه تشکیل TGO کاهش می‌یابد. در واقع لایه اکسید رشد یافته حرارتی که به‌عنوان لایه محافظ واقعی مطرح است، نقش افزایش چسبندگی بین پوشش اتصال و پوشش سیرحرارتی را دارد. مقدار آلومینیم بالای ۶ درصد وزنی در پوشش اتصال تشکیل یک لایه



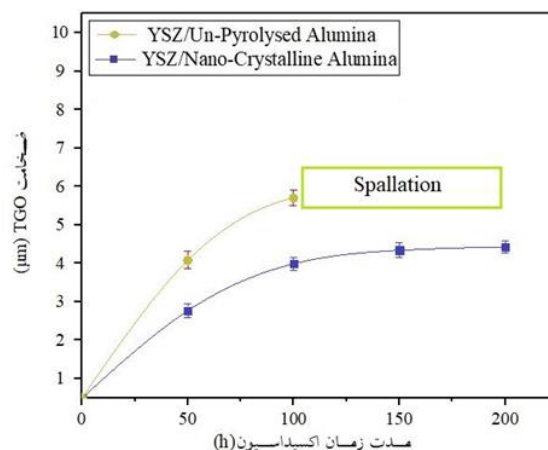
شکل (۹): تصویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از نمونه

YSZ/Alumina با نانوالومینای کریستالی به همراه نقشه توزیع عناصر

پوشش بعد از ۲۰۰ ساعت در دمای 1100°C .

شکل (۱۰) مقطع پوشش $\text{YSZ}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ایجاد شده با استفاده از نانوالومینای پیرولیز نشده را در قسمت پوسته شده از نزدیک فصل مشترک پوشش رویی/TGO را بعد از ۱۰۰ ساعت آزمون اکسیداسیون نشان می‌دهد. برای بررسی ایجاد ترک افقی و پوسته شدن پوشش YSZ باید توزیع تنش در اعمال پوشش TBC و همچنین توزیع تنش در آزمون اکسیداسیون بررسی شوند. در واقع با توجه به اینکه پوشش اتصال، فلزی است و ضریب انبساط حرارتی آن بیشتر از YSZ است، تنش پسماند در فصل مشترک پوشش اتصال/YSZ بعد از اعمال پوشش‌ها فشاری و با نزدیک شدن به سطح پوشش YSZ تنش انقباضی ناشی از انجماد لایه‌های پوشش YSZ کششی خواهد بود [۱۵]، بنابراین یک ناحیه در

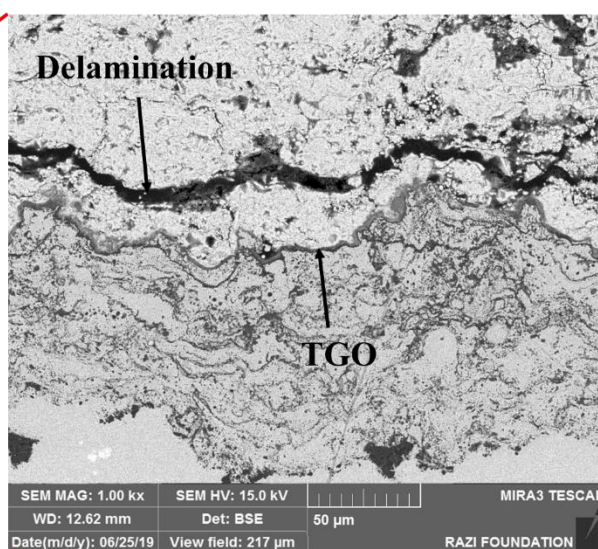
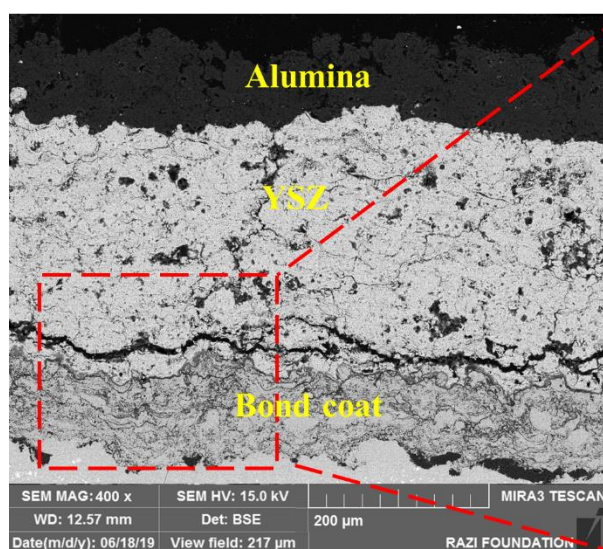
مقاومت به اکسیداسیون دما بالا را در زمان‌های طولانی تأمین می‌کند. در واقع برای ادامه اکسیداسیون، لازم است که O_2 به فصل مشترک NiCrAlY و پوشش سرامیکی نفوذ کند. این نفوذ می‌تواند به دو روش انجام شود: از طریق یونها و از طریق مولکول‌ها. نفوذ یونی از طریق مکان‌های خالی در شبکه و نفوذ مولکولی از طریق مرزخانه یا سایر عیوب در ساختار پوشش انجام می‌شود [۱۲-۱۳]. تحت شرایط کاری یک TBC در توربین گازی، انتقال اکسیژن از پوشش رویی توسط نفوذ گاز بر نفوذ یونی غلبه می‌کند [۱۴]. در پوشش حاصل از نانوالومینای کریستالی، همان‌طور که از شکل (۶) می‌توان مشاهده کرد حفرات به اندازه‌ای که در پوشش آلومینای پیرولیز نشده حضور دارند مشاهده نمی‌شود، بنابراین می‌توان انتظار داشت که نفوذ O_2 کمتر خواهد بود که نرخ رشد کمتر TGO یا مقاومت به اکسیداسیون بیشتر را نتیجه می‌دهد. همچنین برای پوشش حاصل از آلومینای پیرولیز نشده، ادامه آزمایش اکسیداسیون برای زمان‌های بیشتر از ۱۰۰ ساعت به دلیل پوسته شدن پوشش امکان‌پذیر نبود. به نظر می‌رسد که به‌منظور مطالعه اثر پارامترهای پاشش روی ساختار میکروسکوپی و خواص پوشش با استفاده از پودر آلومینای پیرولیز نشده و تعیین امکان ایجاد پوشش با خواص بهتر نیاز به تحقیقات بیشتری است.



شکل (۸): منحنی تغییرات ضخامت لایه TGO برحسب زمان برای نمونه‌های پوشش دهی شده.

پوشش YSZ وجود دارد که فصل مشترک تنش پسماند کششی حاصل از لایه نشانی پوشش YSZ و تنش فشاری حاصل از اختلاف ضریب انبساط حرارتی بین پوشش اتصال YSZ است. از طرف دیگر، همان‌طور که بیان شد رشد اکسید رشد یافته حرارتی بایستی با دقت کنترل شود. در واقع مصرف آلومینیوم و واکنش آن با اکسیژن منجر به تشکیل و رشد لایه TGO می‌شود، یعنی با مصرف یک فلز و واکنش آن با اکسیژن یک پوسته اکسیدی تشکیل شده است. با توجه به اینکه دانسیته فلز مصرف شده بیشتر از اکسید تشکیل شده است، بنابراین پوسته آلومینای ایجاد شده منجر به انبساط حجمی در داخل لایه TGO شده و تنش عمل‌کننده فشاری می‌باشد [۱۶]. تنش فشاری در داخل لایه TGO در به تأخیر انداختن جوانه‌زنی و رشد ترک مؤثر است. با توجه به مطالعات صورت گرفته، مقاطع ضخیم TGO در برآمدگی و فرورفتگی‌های پوشش اتصال مشاهده می‌شود که محصول قرارگیری چندلایه‌ی TGO بر روی یکدیگر هستند و حداکثر ضخامت آن‌ها به ۲۰ میکرومتر می‌رسد [۱۷]. این مقدار در حدود چهار برابر ضخامت یک TGO معمولی است. تنش عمل‌کننده در قله‌های ناهمواری‌ها در TGO کششی است و بسته به شعاع انحنا برآمدگی موجود در

سطح پوشش اتصال، میزان تنش‌های ایجاد شده می‌تواند از استحکام چسبندگی پوشش اتصال و TGO نیز بیشتر شده و سبب ایجاد ترک در این ناحیه گردد [۱۸]. از طرفی هر عاملی که باعث شود لایه اکسیدی تخریب شود باعث افزایش سرعت اکسیداسیون می‌شود. بعد از جدا شدن اولین لایه TGO از پوشش اتصال، لایه TGO خاصیت حفاظتی خودش را از دست می‌دهد و دسترسی اجزاء به هم را فراهم می‌کند و اکسیژن از طریق ترک‌ها به لایه پوسته شده‌ی TGO نفوذ کرده و با سطح تازه‌ی پوشش اتصال، واکنش می‌دهد و به این ترتیب لایه جدید TGO رشد می‌کند و شرایط برای رشد لایه TGO به صورت لایه‌لایه فراهم می‌شود، لذا ضخامت TGO در ناهمواری‌ها به چندین برابر لایه‌های مجاورش می‌رسد [۱۷]. به عنوان یک نتیجه کلی، به نظر می‌رسد رشد بیش از حد و ناخواسته لایه TGO در قله‌های ناهمواری‌ها منجر به جوانه‌زنی ترک در فصل مشترک پوشش YSZ/TGO می‌شود. در ادامه ترک در فصل مشترک تنش فشاری و کششی در پوشش YSZ نزدیک فصل مشترک پوشش رویی TGO/YSZ رشد می‌کند و در نهایت منجر به پوسته شدن لایه‌های رویی YSZ و آلومینا می‌شود.

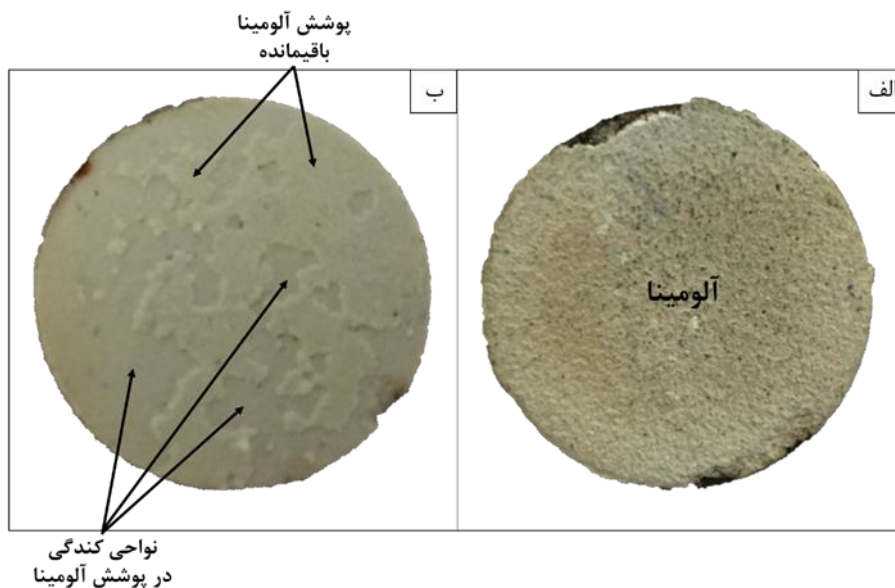


شکل (۱۰): تصویر میکروسکوپی الکترون برگشتی از نمونه YSZ/Nano-Alumina با نانوالومینای پیرولیز نشده بعد از ۲۰۰ ساعت در دمای ۱۱۰۰°C.

۳-۳- شوک حرارتی

به منظور بررسی نقش مشخصه‌های ساختاری بر مقاومت در برابر شوک حرارتی، تمامی نمونه‌های لایه‌نشانی شده، پس از ۵ دقیقه قرار گرفتن در دمای 1100°C ، به سرعت در آب با دمای محیط سرد شده و این سیکل حرارتی تا تخریب نسبی پوشش ادامه یافت. نتایج نشان می‌دهند که با افزایش سیکل‌ها، ترک‌ها توسعه پیدا می‌کنند که در نهایت به ایجاد

کندگی در پوشش می‌انجامد. شکل (۱۱) تصاویر ماکروسکوپی از نمونه‌های پوشش YSZ/Nano-Alumina بعد از ۱۴۴ سیکل حرارتی را نشان می‌دهد. پوشش نانوالومینای کریستالی تا پایان سیکل‌های حرارتی بدون تخریب باقی ماند ولی در پوشش نانوالومینای پیرولیز نشده کندگی‌هایی در پوشش مشاهده می‌شود.



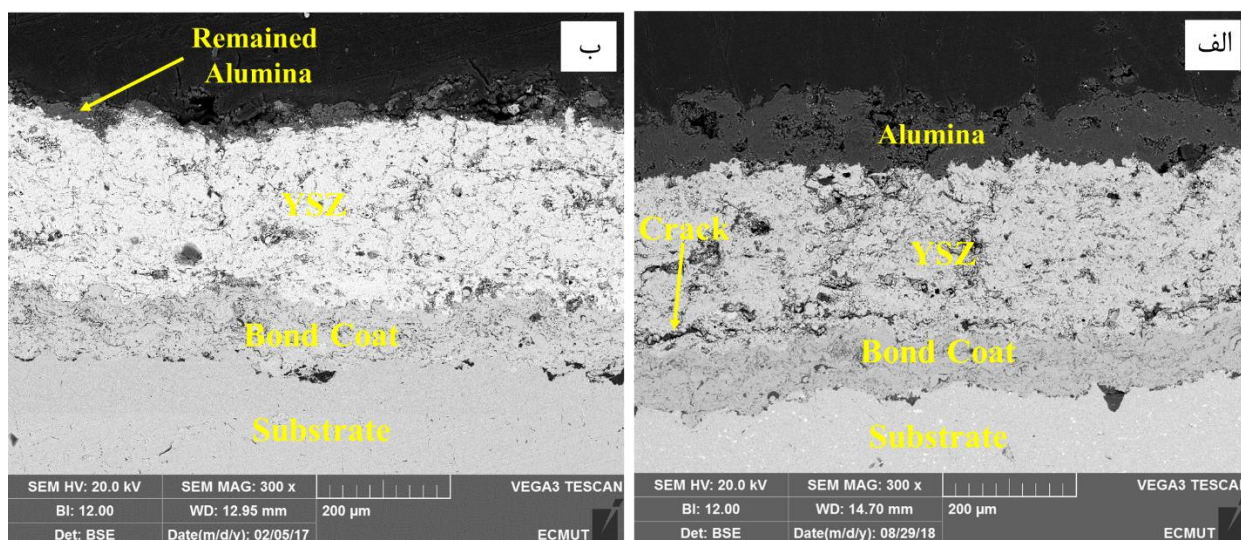
شکل (۱۱): تصاویر ماکروسکوپی از نمونه‌های پوشش YSZ/Nano-Alumina بعد از ۱۴۴ سیکل حرارتی، الف) نانوالومینای کریستالی، ب) نانوالومینای پیرولیز نشده.

ولی در این مورد به نظر می‌رسد تفاوت در کریستالیزاسیون پودر آلومینا عامل اصلی پوسته شدن پوشش شده است. در واقع به نظر می‌رسد که استحکام پیوند ضعیف پوشش نانوالومینایی حاصل از پودر پیرولیز نشده را می‌توان به شرایط ذوب ذرات در جت پلاسما و نحوه‌ی اتصال اسپلت‌های تشکیل شده نسبت داد [۱۹]. در حقیقت، تحقق نیافتن ذوب کافی در حین پاشش برای ذرات پیرولیز نشده عامل اصلی استحکام پیوند ضعیف پوشش است. همچنین با توجه به شکل (۶-الف و ج) مربوط به نمای عمومی سطح و مقطع شکست پوشش حاصل از لایه‌نشانی پودر آلومینای پیرولیز نشده، حفراتی در ساختار پوشش نیز قابل مشاهده هستند. در صورتی که حفرات مذکور از حداقل اندازه‌ی ممکن برخوردار باشند، به واسطه‌ی کاهش میزان هدایت حرارتی پوشش، مطلوب خواهند بود، اما چنانچه سطح تماس

شکل (۱۲) مقطع پوشش کامپوزیت لایه‌ای $\text{YSZ/Al}_2\text{O}_3$ ایجاد شده با استفاده از پودر نانوالومینای کریستالی و پیرولیز نشده را بعد از ۱۴۴ سیکل حرارتی نشان می‌دهد. مشخص است که پوشش آلومینای حاصل از پودر پیرولیز نشده تقریباً به طور کامل پوسته شده است. همان‌طور که بیان شد در سیستم‌های چندلایه ضریب انبساط حرارتی هر یک از لایه‌ها از اهمیت بالایی برخوردار است و اختلاف قابل توجه ضریب انبساط حرارتی می‌تواند سبب پوسته شدن پوشش گردد. به علت ترکیب شیمیایی نسبتاً مشابه، اختلاف بین مقادیر CTE زیر لایه سوپراآلیاژی و پوشش اتصال بسیار کم خواهد بود، اما از آنجا که اختلاف مقادیر CTE مربوط به پوشش سرامیکی و اجزاء فلزی زیاد است، می‌توان پیش‌بینی کرد که تنش‌های حرارتی ناشی از این اختلاف در فصل مشترک پوشش سرامیکی/پوشش اتصال قابل توجه خواهند بود [۶].

شده با استفاده از پودر آلومینای نانو کریستالی اثری از پوسته شدن آلومینا دیده نشد. در واقع اتصال بهبود یافته بین اسپلت‌ها در پوشش نانو آلومینا کریستالی به مقاومت بیشتر در برابر شروع و رشد ترک در مرز اسپلت‌های پوشش آلومینایی در مقایسه با آلومینای حاصل از پودر نانو آلومینا پیرولیز نشده منتج می‌شود، بنابراین پوشش نانو آلومینا کریستالی در مقایسه با پوشش‌های ایجاد شده با استفاده از پودر پیرولیز نشده به دلیل ساختار کریستالی کامل و فشردگی ساختار، مقاومت بیشتری در برابر شوک‌های حرارتی دارد. همان‌طور که در شکل (۱۲-الف) مربوط به کامپوزیت لایه‌ای YSZ/Al_2O_3 ایجاد شده با استفاده از پودر نانو آلومینای کریستالی، ترک‌هایی در پوشش YSZ نزدیک فصل مشترک پوشش رویی TGO/YSZ مشاهده می‌شود. مطالعات انجام گرفته نشان می‌دهند که در اثر سرمایه‌های سریع، تنش‌های قابل توجهی در اسپلت‌های تشکیل شده ایجاد می‌شود که برای رهاسازی این تنش‌ها در اسپلت‌های ترد زیرکونیایی ترک‌هایی ایجاد می‌گردد [۲۱].

بین اسپلت‌ها با یکدیگر بسیار کم باشد، به گونه‌ای که حفرات بین اسپلتی از اندازه بزرگ‌تری برخوردار باشند، تنش‌های حرارتی ایجاد شده در پوشش می‌تواند سبب به هم پیوستن ترک‌های بین اسپلتی و لایه‌لایه شدن پوشش شوند. از طرف دیگر به نظر می‌رسد که در حین لایه‌نشانی، پیش‌ماده‌های آلومینایی پیرولیز نشده موجود در پوشش هنگامی که دما بیش از دمای لازم برای تجزیه پیش‌ماده است، شروع به تجزیه شدن می‌کند. پیرولیز پیش‌ماده در حین فرآیند پاشش همراه با انقباض حجمی و تنش‌های کششی در ساختار پوشش است که تا حدی سبب کاهش استحکام هم‌چسبی پوشش خواهد شد، همچنین قبلاً اشاره شد که ممکن است مقدار زیادی پیش‌ماده پیرولیز نشده در پوشش آلومینایی حاصل از پودر پیرولیز نشده باقی بماند. به نظر می‌رسد که وجود پیش‌ماده پیرولیز نشده در ساختار پوشش سبب می‌شود تا در سیکل‌های حرارتی عمل پیرولیز انجام شود که همراه با کاهش حجم است و تنش‌های کششی ناشی از این انقباض، سبب ترک خوردن و در نهایت پوسته شدن پوشش می‌شود [۲۰]. در مقابل، در کامپوزیت لایه‌ای YSZ/Al_2O_3 ایجاد



شکل (۱۲): تصاویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی از مقطع پوشش‌ها بعد از ۱۴۴ سیکل حرارتی، الف) پوشش $YSZ/Nano-Alumina$ با نانو آلومینای کریستالی، ب) پوشش $YSZ/Nano-Alumina$ با نانو آلومینای پیرولیز نشده.

[3] A. Keyvani, "Microstructural stability oxidation and hot corrosion resistance of nanostructured Al₂O₃/YSZ composite compared to conventional YSZ TBC coatings," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 623, pp. 229-237, 2015.

[4] P. Wang, S. Deng, Y. He, C. Liu & J. Zhang, "Oxidation and hot corrosion behavior of Al₂O₃/YSZ coatings prepared by cathode plasma electrolytic deposition," *Corrosion Science*, vol. 109, pp. 13-21, 2016.

[5] R. Bermejo et al., "Threshold strength evaluation on an Al₂O₃-ZrO₂ multilayered system," *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 27, no. 2, pp. 1443-1448, 2007.

[6] H. Echsler, V. Shemet, M. Schütze, L. Singheiser & W. Quadakkers, "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, no. 4, pp. 1047-1058, 2006.

[7] P. Fauchais, "Thermal Spray Fundamentals/ Fauchais, P., Heberlein, J., Boulos, M," NY: Springer, p. 1600, 2014.

[8] J. Gao, Y. He & D. Wang, "Preparation of YSZ/Al₂O₃ micro-laminated coatings and their influence on the oxidation and spallation resistance of MCrAlY alloys," *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 31, no. 1, pp. 79-84, 2011.

[9] 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.

[10] L. Xie et al., "Formation of vertical cracks in solution-precursor plasma-sprayed thermal barrier coatings," *Surface and Coatings Technology*, vol. 201, no. 3, pp. 1058-1064, 2006.

[11] M. Gell et al., "Thermal barrier coatings made by the solution precursor plasma spray process," *Journal of Thermal Spray Technology*, vol. 17, no. 1, pp. 124-135, 2008.

۴- نتیجه‌گیری

۱. لایه نشانی پودر نانو آلومینای پیرولیز نشده نسبت به نانو آلومینای کریستالی باعث شد که میزان اسپلت‌های تشکیل شده کمتر و درصد ذرات ذوب نشده افزایش یابد.
۲. پیرولیز پیش‌ماده در پوشش تشکیل شده در حین فرآیند پاشش لایه‌های بعدی منجر به انقباض حجمی و ایجاد تنش‌های کششی در ساختار پوشش می‌شود که به‌عنوان اصلی‌ترین دلیل تشکیل حفرات در ریزساختار پوشش شناخته می‌شود.
۳. رشد بیش از حد و ناخواسته لایه TGO در قله‌های ناهمواری‌ها در پوشش حاصل از نانو آلومینای پیرولیز نشده منجر به جوانه‌زنی ترک در ناحیه نزدیک فصل مشترک پوشش YSZ/TGO می‌شود که در نهایت پوسته شدن لایه‌های رویی YSZ و آلومینا را به همراه دارد.
۴. پوشش نانو آلومینای کریستالی در مقایسه با پوشش‌های ایجاد شده با استفاده از پودر نانو آلومینای پیرولیز نشده به دلیل ساختار کریستالی کامل و فشردگی ساختار، مقاومت بیشتری در برابر شوک‌های حرارتی دارد.

۵- مراجع

- [۱] م. م. خرمی‌راد، م. ر. رحیمی‌پور، س. م. م. هادوی و ک. شیروانی‌جوزانی، "سنتر پودر هگزا آلومینات لاتانیم (LaMgAl₁₁O₁₉) به‌منظور پوشش دهی به روش پلاسما اسپری بر روی سوپر آلیاژ پایه نیکل به‌عنوان پوشش سد حرارتی،" فصلنامه علمی و پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۲، صفحه ۱۸۳-۱۷۳، ۲۰۱۸.
- [2] S. Sharafat, A. Kobayashi, Y. Chen & N. Ghoniem, "Plasma spraying of micro-composite thermal barrier coatings," *Vacuum*, vol. 65, no. 3-4, pp. 415-425, 2002.

[20] X. Ma et al., "Thick Thermal Barrier Coatings with Controlled Microstructures Using Solution Precursor Plasma Spray Process," in ITSC 2004: International Thermal Spray Conference 2004: Advances in Technology and Application, 2004, pp. 1103-1109.

[21] S. Bose, "High temperature coatings," 2011: Butterworth-Heinemann.

۶- پی نوشت

- [1] Thermal Barrier Coatings
- [2] Bond Coat
- [3] Atmospheric Plasma Spraying
- [4] McPherson
- [5] Grit blasting
- [6] Thermally Grown Oxide

[12] J. Ziegelheim et al., "Abradable Coatings for Small Turboprop Engines :A Case Study of Nickel-Graphite Coating," Journal of Thermal Spray Technology, vol. 28, no. 4, pp. 794-802, 2019.

[13] L. Jin, L. Ni, Q. Yu, A. Rauf & C. Zhou, "Thermal cyclic life and failure mechanism of nanostructured 13 wt% Al₂O₃ doped YSZ coating prepared by atmospheric plasma spraying," Ceramics International, vol. 38, no. 4, pp. 2983-2989, 2012.

[14] 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, no. 2-3, pp. 311-321, 2004.

[۱۵] س.ع. فدکی صادقی، ض. والفی و ک. زنگنه مدار "ارزیابی میکرو ساختاری پوشش‌های YSZ پاشش پلاسمایی،" فصلنامه علمی و پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۹، صفحه ۱۰۵-۹۵، ۲۰۱۵.

[16] M. Daroonparvar, M. S. Hussain & M. A. M. Yajid, "The role of formation of continues thermally grown oxide layer on the nanostructured NiCrAlY bond coat during thermal exposure in air," Applied Surface Science, vol. 261, pp. 287-297, 2012.

[17] F. Tang & J. M. Schoenung, "Local accumulation of thermally grown oxide in plasma-sprayed thermal barrier coatings with rough top-coat/bond-coat interfaces," Scripta materialia, vol. 52, no. 9, pp. 905-909, 2005.

[18] M. Koolloos & J. Houben, "Residual stresses in as-sprayed and heat treated TBCs. Measurements and FEM calculations," in Materials science forum, 2000, vol. 347, pp. 465-470: Trans Tech Publications Ltd., Zurich-Uetikon, Switzerland.

[19] G. Di Girolamo, F. Marra, C. Blasi, E. Serra & T. Valente, "Microstructure, mechanical properties and thermal shock resistance of plasma sprayed nanostructured zirconia coatings," Ceramics International, vol. 37, no. 7, pp. 2711-2717, 2011.