

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

بررسی عملکرد تشکیل ترک‌های عمودی در آزمون اکسیداسیون و شوک حرارتی پوشش نانو $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ اعمال شده روی YSZ با فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری

سعید تقی رضانی^{۱*}، ضیاء والفی^۲

مقاله پژوهشی

۱- دکتری مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، تهران، ایران.

۲- دانشیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، تهران، ایران.

* s.ramezany2013@gmail.com

اطلاعات مقاله	چکیده
دریافت: ۱۴۰۲/۰۱/۲۶	هدف از انجام پژوهش حاضر، بررسی عملکرد تشکیل ترک‌های عمودی در راستای ضخامت پوشش $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ روی YSZ و بهبود مقاومت به اکسیداسیون و شوک حرارتی پوشش‌های سد حرارتی با فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری می‌باشد. در این تحقیق ابتدا پودر $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ با استفاده از فرآیند هم‌رسوبی سنتز و سپس با فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری روی YSZ اعمال شد. آزمون اکسیداسیون دما بالا در دمای $1100^\circ C$ و آزمون شوک حرارتی در دمای $1000^\circ C$ انجام گرفتند. مشخصه‌های ساختاری و فازی پوشش‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FE-SEM) و پراش سنجی پرتو X (XRD) بررسی شدند. مقایسه‌ی ساختاری نمونه‌ها نشان دادند استفاده از ترکیب یونکتیک $YSZ-Al_2O_3$ به دلیل کاهش دمای ذوب ترکیب و افزایش ذوب شونده‌گی تماس مناسب بین اسپلت‌ها را به همراه دارد. این پوشش افزایش ۱۸/۶ درصدی مقاومت به اکسیداسیون را نسبت به TBC معمولی نشان داد. همچنین یافته‌ها نشان دادند که تجزیه پیش‌ماده پیرولیز نشده در ساختار پوشش $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ منجر به ایجاد ترک‌های عمودی در ساختار پوشش می‌شود که با افزایش زمان اکسیداسیون تعداد ترک‌های عمودی با فاصله‌ی مشخص در ساختار پوشش نیز افزایش خواهد یافت. همچنین قابلیت مناسب ترک‌های عمودی ایجاد شده در پوشش $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ ، از نظر تحمل تنش‌ها، توانایی پوشش جهت آزادسازی تنش‌ها در حین سیکل‌های حرارتی را افزایش داده و در نهایت به افزایش دوام پوشش منجر می‌شود.
کلید واژگان: سد نفوذی $YSZ-Al_2O_3$ ترک عمودی اکسیداسیون دما بالا شوک حرارتی.	

Investigating the Performance of Vertical Crack Formation in Oxidation and Thermal Shock Test of Nano $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ Coating Applied on YSZ by Atmospheric Plasma Spraying Process

Saeid Taghiramezani^{1*}, Zia Valefi²

1- Ph.D in Faculty of Material and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

2- Associate Professor, Faculty of Material and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

* s.ramezany2013@gmail.com

Article Information

Original Research Paper

Doi:

Keywords:

Diffusion Barrier

$YSZ-Al_2O_3$

Vertical Crack

High Temperature Oxidation

Thermal Shock.

Abstract

The purpose of this research is to investigate the performance of vertical cracks along the thickness of $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ coating and to improve the resistance to oxidation and thermal shock of thermal barrier coatings by creating a layer of $YSZ-Al_2O_3$ applied on the YSZ by atmospheric plasma spraying. In this research, $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ powder was synthesized using co-precipitation process and then applied on the YSZ by atmospheric plasma spraying process. High temperature oxidation test at $1100^\circ C$ and thermal shock test at $1000^\circ C$ were performed. The structural and phase characteristics of the coatings were investigated using optical microscope, field emission scanning electron microscope (FE-SEM) and X-ray diffractometry (XRD). The structural comparison of the samples showed that the use of the $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ eutectic compound due to the decrease in the melting temperature of the compound and the increase in the melting which brings the proper contact between the splats. This coating showed 18.6% increase in oxidation resistance compared to conventional TBC. Also, the findings showed that the decomposition of the un-pyrolysed precursor in the coating structure of $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ leads to the creation of vertical cracks in the coating structure, which as the oxidation time increases, the number of vertical cracks with a certain distance in the coating structure will also increase. Also, the suitability of the vertical cracks created in the $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ coating, in terms of stress tolerance, increases the ability of the coating to release the stresses during thermal cycles and finally leads to increase in the durability of the coating.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Saeid Taghiramezani, Zia Valefi, Investigating the Performance of Vertical Crack Formation in Oxidation and Thermal Shock Test of Nano $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ Coating Applied on YSZ by Atmospheric Plasma Spraying Process, New Process in Material Engineering, 2024, 18(2), 25-46.

۱- مقدمه

توربین‌های گازی و موتورهای دیزل از جمله پرکاربردترین تجهیزات هستند که به‌طور گسترده در تولید برق، موتور خودرو و هواپیما مورد استفاده قرار می‌گیرند. هرگونه پیشرفت در افزایش راندمان موتورهای توربینی موجب افزایش کارایی و بهره‌وری و کاهش مصرف سوخت می‌شود که در نهایت منجر به صرفه‌جویی در هزینه خواهد شد [۱-۲]. جهت افزایش توان، عمر و راندمان توربین‌های گازی اصلاحات کلی مانند بهبود در ترکیب آلیاژ، استفاده از کانال‌های خنک کاری، اصلاح طراحی آیرودینامیکی پرها و افزایش دمای ورودی توربین^۱ مورد توجه قرار گرفته‌اند. توسعه فناوری‌های ریخته‌گری جهت‌دار و تک کریستال، اجازه افزایش دمای کاری آلیاژ و در نتیجه افزایش دمای ورودی توربین را فراهم می‌سازد؛ اما کاربرد این مواد در دماهای کاری بالاتر منجر به کاهش و افت خواص مکانیکی مواد و طول عمر در سرویس می‌شود. نیاز به حفاظت آلیاژها از تخریب‌کننده‌های محیطی منجر به استفاده از پوشش‌های محافظ شده است. استفاده از پوشش‌های سد حرارتی (TBCs)^۲ در توربین‌های مصرفی در صنایع تولید برق و هوافضا باعث کاهش مصرف سوخت آن‌ها به میزان ۱-۲٪ می‌شود که این مقدار معادل ده‌ها میلیون دلار صرفه‌جویی در سال است. زیرکونیای پایدار شده با ایتریا (YSZ)^۳ که حاوی ۶-۸ درصد وزنی ایتریا می‌باشد، به میزان زیادی به‌واسطه ضریب انبساط حرارتی بالا و چقرمگی شکست نسبتاً مناسب، شناخته‌ترین محلول جامدی است که به‌عنوان جزء اصلی در پوشش‌های سپر حرارتی بکار می‌رود [۳-۴]. به‌طور معمول پوشش‌های سپر حرارتی از دو لایه تشکیل شده‌اند؛ یک لایه پوشش اتصال با ترکیب عمومی MCrAlY که بر روی زیرلایه قرار می‌گیرد و روی آن یک لایه YSZ اعمال می‌شود که وظیفه تأمین شیب دمایی را بر عهده دارد و گرمای منتقل شده به سطوح زیرین را کاهش می‌دهد. در نتیجه‌ی اکسیداسیون ترجیحی پوشش MCrAlY یک لایه رشد یافته حرارتی (TGO)^۴ بر روی MCrAlY تشکیل می‌شود. لایه TGO اکسید محافظی است که مقاومت به

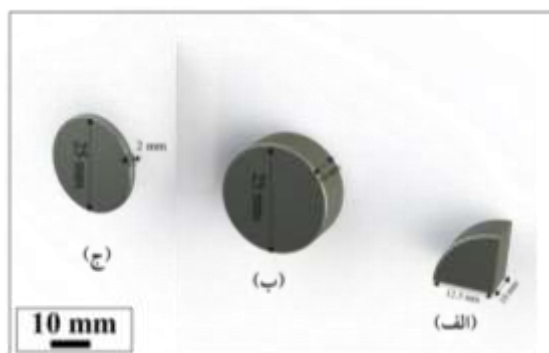
اکسیداسیون را تأمین می‌کند. ZrO_2 به‌واسطه جاهای خالی‌ای که در شبکه کریستالی خود دارد قابلیت نفوذ اکسیژن را فراهم می‌کند و نمی‌تواند مقاومت به اکسیداسیون را افزایش دهد. برای رفع این مشکل از پوشش‌های سد نفوذی استفاده می‌شود به این طریق که یک لایه محافظ در برابر اکسیداسیون بین MCrAlY و YSZ و یا روی YSZ قرار می‌گیرد تا نفوذ اکسیژن کم شود و نقیصه‌ی ZrO_2 را جبران کند [۳ و ۵]. از مهم‌ترین ویژگی‌های پوشش‌های سد نفوذی تراکم بالا برای کاهش ضریب نفوذ اکسیژن، نقطه ذوب و پایداری دمایی مناسب و همچنین عدم رخداد استحاله فازی همراه با تغییر حجم زیاد می‌باشد. تحقیقات زیادی در مورد ترکیباتی مانند Al_2O_3 ، La_2O_3 ، SiC و HfO_2 به‌عنوان یک لایه سد نفوذی و یا افزودن چنین ترکیباتی با درصد‌های مختلف با YSZ انجام شده است [۶]. نتایج نشان دادند که اعمال یک لایه آلومینا روی زیرکونیا و یا استفاده از ذرات آلومینا در ساختار YSZ در بهبود خواص پوشش‌های سپر حرارتی مؤثر است. آلومینا به‌واسطه‌ی دمای ذوب و پایداری حرارتی کافی و نیز فشردگی ساختاری مناسب برای کاهش ضریب نفوذ اکسیژن برای این منظور مناسب هستند. آلومینا می‌تواند هم درون شبکه زیرکونیا حل شود و هم به‌صورت ذرات فاز دوم در ساختار زیرکونیا حضور یابد و باعث بهبود خواص آن شود [۷]. ترکیب عمده پوشش آلومینای تشکیل شده با فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری $\alpha-Al_2O_3$ است که این ترکیب در مقایسه با ZrO_2 هیچ تغییر فازی ندارد و وجود ذرات آلومینا به‌صورت کامپوزیتی اطراف ZrO_2 باعث ایجاد تنش‌های فشاری در ساختار می‌شود که می‌تواند از استحاله فازی زیرکونیا نیز جلوگیری کند [۸]. همچنین ذرات آلومینا در لایه سرامیکی به‌عنوان یک لایه سد نفوذی عمل کرده و باعث جلوگیری از رشد لایه TGO در حین اکسیداسیون بلندمدت می‌شود. مشاهده شد که ضخامت لایه TGO پوشش‌های کامپوزیتی حاوی ذرات آلومینا حدود ۲۵-۷۵٪ نسبت به پوشش‌های بدون آلومینا کمتر است [۹]. علاوه بر این مشخص شده است که افزودن آلومینا به‌صورت کامپوزیت ذره‌ای، به مقدار زیادی هدایت حرارتی پوشش

تشکیل ترک‌های عمودی با فاصله یکسان در پوشش‌ها، تنش‌های کششی سطح است که می‌تواند ناشی از پیرولیز پیش ماده‌ی پیرولیز نشده باشد. هدف از پژوهش حاضر بررسی مقاومت به اکسیداسیون و شوک حرارتی پوشش $YSZ-40\% wtAl_2O_3/YSZ$ و مقایسه آن با TBC معمولی است. در این پژوهش برای اولین بار از ترکیب یوتکتیک $YSZ-40\% wtAl_2O_3$ به‌عنوان یک پوشش سد نفوذی روی TBC استفاده شد و به بررسی چگونگی تشکیل و عملکرد ترک‌های عمودی در آزمون اکسیداسیون و شوک حرارتی پوشش نانو $YSZ-40\% wtAl_2O_3$ ایجاد شده روی YSZ با فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری پرداخته شد.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد اولیه

در پژوهش حاضر جهت مطالعات ریزساختاری و بررسی‌های فازی از دیسک‌هایی از جنس فولاد زنگ نزن ۴۲۰ AISI به قطر ۲۵ mm و ضخامت ۱۰ mm به‌عنوان زیرلایه استفاده شد. برای نمونه‌های مورد استفاده در آزمون اکسیداسیون و شوک حرارتی که آزمون‌هایی حساس به زیرلایه هستند، قطعاتی از Hastelloy-x مورد استفاده قرار گرفتند. تصویر نمونه‌های مورد استفاده در آزمون‌های مختلف در شکل ۱ آورده شده است.



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

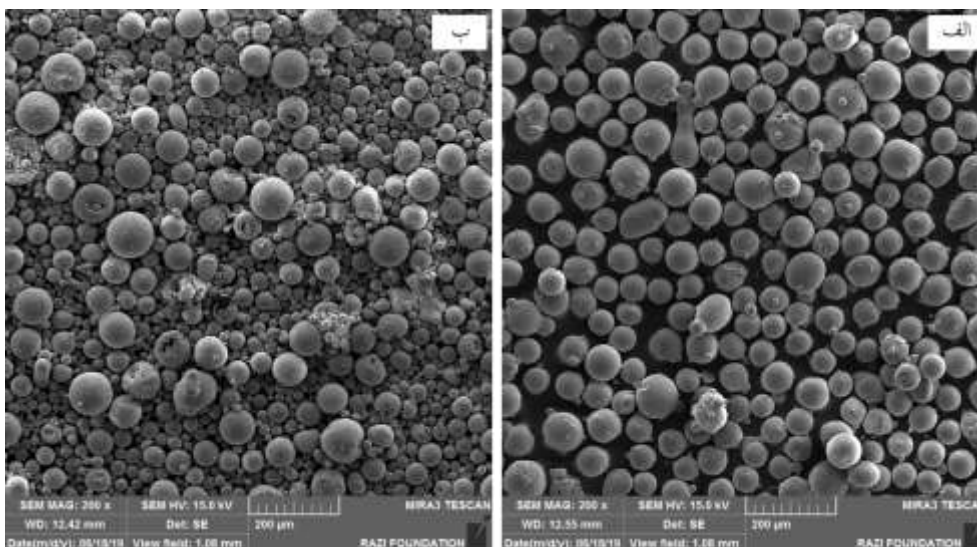
از پودر $NiCrAlY$ (Amdry 962) برای ایجاد پوشش اتصال و پودر YSZ (PAC 2008P) جهت ایجاد پوشش رویی با فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری استفاده شد. شکل ۲

را کاهش می‌دهد [۱۰]. همچنین لیانگا و همکاران^۵ [۱۱] مورفولوژی اسپلت تشکیل شده روی سطح شیشه را برای ذرات کامپوزیتی $ZrO_2-Al_2O_3$ مورد مطالعه قرار دادند و مشاهده کردند که مورفولوژی اسپلت، به شکل دیسک تا حدی منظم است که بیان‌کننده پهن شدن مناسب ذره و اتصال قوی است؛ از این رو کامپوزیت‌های زیرکونیا-آلومینا به دلیل خواص مکانیکی و حرارتی بسیار خوب، کاربردهای گسترده‌ای به‌عنوان سرامیک ساختاری یا پوشش‌های محافظتی پیدا کرده‌اند. علاوه بر این برخی گزارش‌ها نشان می‌دهند که پوشش‌های نانو ساختار زیرکونیا-آلومینا دارای سختی، چقرمگی شکست و مقاومت به سایش بالاتری هستند [۱۲-۱۳]. مشخص شده است که افزایش مقدار Al_2O_3 به ZrO_2 تا حدود ۴۰ درصد جرمی یک ترکیب یوتکتیکی را تشکیل می‌دهد که نقطه ذوب ترکیب مورد نظر کمتر از نقاط ذوب زیرکونیا خالص ($2700^\circ C$) و آلومینای خالص ($2050^\circ C$) است [۱۳]؛ لذا ذرات با این ترکیب یوتکتیک به راحتی ذوب می‌شوند و می‌توانند با ایجاد پوششی با تراکم بالاتر از TBC معمولی در افزایش مقاومت به اکسیداسیون پوشش‌ها نیز مؤثر باشند.

استفاده از پوشش‌های پاشش پلاسمایی اتمسفری^۶ برای قطعات با بیشترین میزان بارگذاری در داخل توربین نظیر پره‌ها و تیغه‌ها مستلزم مقاومت بالای لایه سرامیکی پوشش در برابر شوک حرارتی است. پوشش‌های APS اغلب به واسطه‌ی تنش‌های حرارتی که در حین چرخه‌های حرارتی جذب می‌کنند، پوسته می‌شوند. یکی از روش‌های کاهش میزان تنش‌های ذخیره شده، پوشش‌های متخلخل است که در آن‌ها ترک‌های میکرونی و حفرات، بخشی از تنش‌های موجود را جذب می‌کنند [۱۴]. روش دیگر برای کاهش میزان اثرات مربوط به تنش‌ها، ایجاد ترک‌های عمودی^۷ با حداقل طولی معادل با نصف ضخامت پوشش است [۱۴-۱۵]؛ زی و همکاران^۸ [۱۶] پژوهش‌هایی را در زمینه‌ی نحوه‌ی تشکیل ترک‌های عمودی در پوشش‌های حاصل از فرآیند پاشش پلاسمایی انجام دادند و به بررسی پارامترهای مؤثر در این زمینه پرداختند. نتایج نشان دادند که نیروی محرکه‌ی

استفاده را نشان می‌دهد.

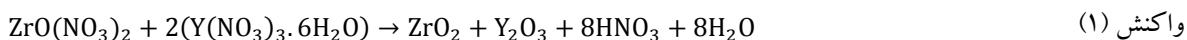
تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از پودرهای مورد



شکل (۲): تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مورفولوژی پودرهای مورد استفاده، الف) پودر (NiCrAlY) Amdry 962، ب) پودر PAC (ZrO₂-8%Y₂O₃) 2008P.

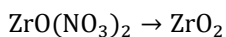
در نظر گرفته شده که بعد از پوشش دهی، ترکیب نهایی 8% YSZ به دست آید. برای این منظور واکنش زیر به عنوان مبنای محاسبات در نظر گرفته شد:

در پژوهش حاضر از اکسی نیترات زیر کونیم و نیترات ایتريم (از شرکت Sigma-Aldrich با فرمول‌های شیمیایی مشخص شده در واکنش (۱) به عنوان مواد اولیه تشکیل محلول پیش- ماده YSZ استفاده شد. مقادیر نسبی این دو نمک به گونه‌ای



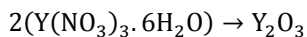
مولکولی Y(NO₃)₃.6H₂O برابر ۳۸۲/۹، وزن مولکولی ZrO₂ برابر ۱۲۳/۲ گرم و وزن مولکولی Y₂O₃ برابر ۲۲۵/۸ گرم است:

در ۱۰۰ گرم ZrO₂-8wt%Y₂O₃، ۹۲ گرم ZrO₂ و ۸ گرم Y₂O₃ موجود است. لذا جهت تعیین مقدار لازم از اکسی نیترات زیر کونیم و نیترات ایتريم می‌توان به صورت زیر عمل نمود (وزن مولکولی ZrO(NO₃)₂ برابر ۲۳۱/۲ گرم، وزن



$$\frac{231.2}{X} = \frac{123.2}{92}$$

$$X = 172.6 \text{ g}$$



$$\frac{765.8}{X} = \frac{225.8}{8}$$

$$X = 27.1 \text{ g}$$



$$\% \text{ZrO}(\text{NO}_3)_2 = [172.6 / (172.6 + 54.2)] \times 100 = \%76/1$$

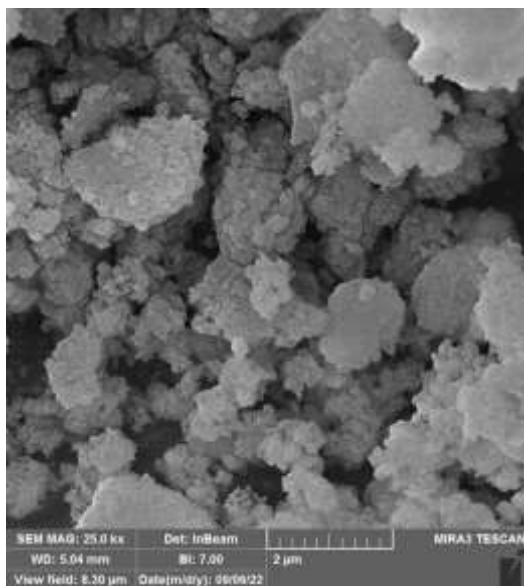
$$\% \text{Y}(\text{NO}_3)_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O} = [54.2 / (172.6 + 54.2)] \times 100 = \%24/1$$

در ۵۰۰ cm³ آب ریخته شدند و درحالی که توسط یک همزن مغناطیسی به هم زده می‌شدند تا دمای ۵۰ درجه سانتی‌گراد



جهت ساخت محلول اشباع برای سنتز ۱۰۰ گرم YSZ مقدار ZrO(NO₃)₂ ۱۷۲/۶ گرم و Y(NO₃)₃.6H₂O ۵۴/۲ گرم

دلایل و طرق مختلف از دست خواهد رفت که بخش عمده آن مربوط به آگلومره‌هایی خواهد بود که بر اثر سخت شدن بیش از حد، قابلیت آسیاکاری دستی را نخواهند داشت. شکل ۳ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از پودر $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ تهیه شده را نشان می‌دهد.



شکل (۳): تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مورفولوژی پودر $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ تهیه شده در پژوهش.

۲-۲- آماده‌سازی سطح نمونه‌ها

به منظور حذف آلودگی‌های سطحی احتمالی و افزایش زبری سطح جهت بهبود اتصال به زیرلایه، نمونه‌ها پیش از انجام فرآیند پاشش تحت عملیات ذره‌پاشی^۹ قرار گرفتند. عملیات ذره‌پاشی با ذرات آلومینای با مش ۳۶، تحت فشار ۴/۵ bar و از فاصله ۲۰ cm انجام گرفت؛ با توجه به آنکه ناهمواری‌ها جهت دار هستند؛ زاویه پاشش با زاویه ذره‌پاشی یکسان و برابر با ۹۰ درجه (عمود بر سطح نمونه) در نظر گرفته شد.

۲-۳- پاشش پلاسمایی اتمسفری

جهت اعمال لایه‌های پوشش از فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری استفاده شد. سیستم پاشش شامل کنترل‌کننده دقیق پارامترهای پاشش، خنک‌کننده‌های سطح نمونه‌ها حین پاشش، واحد کنترل سرعت دورانی نگه‌دارنده و سرعت حرکت خطی عمودی تفنگ و مکانیزم تغذیه پودر شامل دو منبع تغذیه پودر جداگانه بود. پارامترهای پاشش مورد استفاده

گرم شدند. در ابتدا نمک‌ها در آب حل می‌شوند و یک محلول بی‌رنگ به دست می‌آید. سپس محلول به حالت فوق اشباع رسیده و به تدریج نمک‌ها رسوب می‌کنند. با در نظر گرفتن کاهش حجم محلول، مشخص گردید برای سنتز ۱۰۰ گرم $YSZ-8$ محلول اشباع باید حاوی مقدار $172/6$ گرم $ZrO(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$ و $54/2$ گرم $Y(NO_3)_3 \cdot 6H_2O$ و 460 cm³ آب باشد. همچنین برای ساخت محلول پیش‌ماده ترکیب Al_2O_3 از نمک نیترات آلومینیوم $Al(NO_3)_3$ از شرکت Sigma-Aldrich استفاده شد. از حل کردن مقدار ۵۲۰ گرم نیترات آلومینیوم در 300 cm³ آب مقطر محلول اشباع پیش‌ماده برای تولید Al_2O_3 به دست می‌آید.

برای ایجاد ترکیب‌های کامپوزیتی $YSZ-Al_2O_3$ ، لازم است مشخص گردد حجم مشخصی از هر یک از محلول‌های پیش‌ماده $YSZ-8$ و Al_2O_3 ، چند گرم ترکیب موردنظر را ایجاد می‌کند. برای این منظور، 100 cm³ از محلول‌های پیش‌ماده در درجه حرارت $550^\circ C$ به مدت ۵ ساعت حرارت داده شد و جرم حاصل بعد از عمل پیرولیز توزین شد. مشخص گردید 100 cm³ محلول پیش‌ماده YSZ ، ایجاد $12/92$ ترکیب $ZrO_2+8wt\%Y_2O_3$ و 100 cm³ محلول پیش‌ماده Al_2O_3 ، ایجاد $13/01$ g ترکیب Al_2O_3 می‌کند. مقادیر نسبی این سه نمک به گونه‌ای در نظر گرفته می‌شود که ترکیب نهایی $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ به دست آید. آماده‌سازی پودر به این صورت بود که ترکیب موردنظر ابتدا بر روی گرم‌کننده‌ای با دمای حدود $350^\circ C$ خشک شدند. نکته بسیار مهم، سمی بودن بخارات متصاعد شده هنگام حرارت دهی است، لذا بایستی این عمل زیر هود انجام شود. در ادامه جهت تولید پودر $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ ، جرم حاصل از مرحله قبل در دمای $1100^\circ C$ به مدت ۱۰ ساعت عملیات حرارتی شد. بعد از عملیات حرارتی کلوخه‌هایی از ترکیب موردنظر حاصل می‌شود که بایستی به دانه‌بندی مناسب برای پاشش تبدیل شوند. برای این منظور از الک مش ۳۲۵ استفاده شد که ذراتی با اندازه کوچک‌تر از ۴۵ میکرون که برای فرآیند پاشش مناسب است، ایجاد می‌کند. شواهد تجربی نشان می‌دهند که تقریباً ۳۰٪ پودر اولیه در طول فرایند، به

در لایه‌نشانی پوشش لایه‌های مختلف پوشش با فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری در جدول ۱ فهرست شده است.

جدول (۱): پارامترهای پاشش مورد استفاده در لایه‌نشانی پوشش لایه‌های مختلف پوشش با فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری.

ترکیب پوشش	جریان (A)	آرگون (l/min)	هیدروژن (l/min)	گاز حامل پودر (l/min)	نرخ تزریق پودر (g/min)	فاصله پاشش (mm)
NiCrAlY	۴۵۰	۴۵	۱۲	۲/۳	۴۰	۱۲
YSZ	۴۵۰	۳۵	۱۲	۳	۳۵	۸۰
YSZ-40%wtAl ₂ O ₃	۴۵۰	۴۵	۸	۳/۵	۳۰	۱۰

۲-۴- آماده‌سازی سراموگرافی

پس از انجام هر دسته از پوشش‌دهی نمونه‌ها، جهت مطالعات و بررسی‌های ریزساختاری، آماده‌سازی سراموگرافی انجام شد. آماده‌سازی سراموگرافی شامل پولیش کردن مقطع است. از آنجایی که در نتیجه‌ی فشار ناشی از آماده‌سازی ممکن است پوشش از نمونه جدا شود. لذا برای حفاظت پوشش و آماده‌سازی بهتر، نمونه‌ها در رزین اپوکسی مانت سرد و سطح آن‌ها توسط سیستم پولیش اتوماتیک صاف شد. لازم به ذکر است به منظور جلوگیری از کندگی‌ها و خراش‌های عمیق در مقطع پوشش، عملیات سنباده‌زنی از سنباده با درجه ۱۰۰۰ شروع و تا ۴۰۰۰ ادامه پیدا کرد.

۲-۵- آنالیز ساختاری و فازی

پس از پولیش زدن نمونه‌ها، بررسی ریزساختاری نمونه‌ها در ابتدا توسط میکروسکوپ نوری Unimet مدل Union 8799 انجام شد. همچنین جهت مطالعات ریزساختاری به منظور مطالعه دقیق‌تر سطح و مقطع پوشش از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FE-SEM) مدل MIRA3TESCAN-XMU مجهز به آنالیزگر عنصری EDS استفاده شد؛ به همین منظور پیش از قرار دادن نمونه‌ها زیر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطح آن‌ها با پوشش نانومتری طلا لایه‌نشانی شد. همچنین جهت آنالیز فازی پودر سنتز شده و پوشش‌ها از آنالیز پراش‌سنجی پرتو X (XRD) با استفاده از دستگاه XRD مدل PW1800 ساخت شرکت Philips با تابش CuK α با طول موج ۱/۵۴ آنگستروم انجام شد. برای تحلیل نتایج آزمون XRD، از نرم‌افزار Xpert HighScore Plus استفاده شد.

۲-۶- 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 پک سمناسیون که اغلب جهت ایجاد پوشش‌های نفوذی استفاده می‌شود، مناسب می‌باشد، چراکه در این حالت تمامی وجوه نمونه‌ی موردنظر 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 اتمسفری 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.

۲-۷- آزمون مقاومت در برابر شوک حرارتی

برای بررسی مقاومت پوشش‌ها در برابر شوک‌های حرارتی، نمونه‌های دیسکی شکل پوشش‌دهی شده برای مدت‌زمان ۵ دقیقه در کوره‌ی اتمسفری با دمای ۱۰۰۰ °C قرار گرفته و سپس با فروربردن در آب تا دمای محیط سرد شدند. وضعیت پوشش‌ها پس از تعداد مشخصی از سیکل‌های حرارتی به صورت ماکروسکوپی و میکروسکوپی مورد ارزیابی قرار گرفتند.

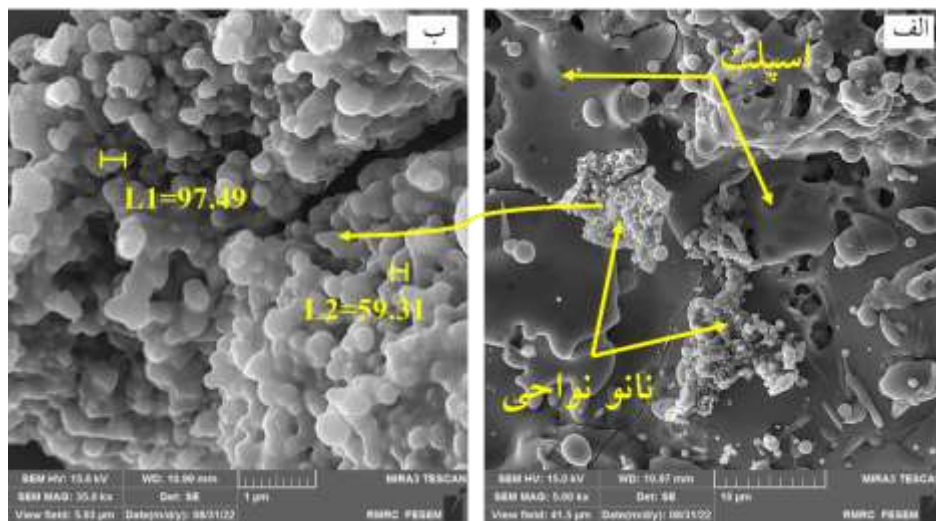
۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی‌های ریزساختاری

شکل ۴-الف و ب تصاویر میکروسکوپی الکترونی ثانویه مربوط به آخرین لایه منجمد شده از پوشش $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ حاصل از فرآیند APS را در بزرگنمایی‌های مختلف نشان می‌دهد. جهت دستیابی به پوشش نانو ساختار، مقدار هیدروژن در پارامتر پوشش‌دهی $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ نسبت به YSZ از ۱۲ به ۸ لیتر بر دقیقه در جهت کاهش میزان آنتالپی پلاسما کاهش یافت و میزان آرگون از ۳۵ به ۴۵ لیتر بر دقیقه در جهت افزایش سرعت جت پلاسما، افزایش یافت. در چنین شرایطی با کاهش میزان آنتالپی پلاسما و افزایش سرعت جت پلاسما و کاهش زمان ماندگاری ذرات در جت با دمای بالا، انتقال حرارت از جت پلاسما به ذرات تزریق شده کمتر شد؛ از این رو شرایط برای ایجاد پوشش نانو ساختار در جت پلاسما مناسب‌تر خواهد بود.

همان‌طور که از نمای عمومی پوشش (شکل ۴) مشاهده می‌شود، ریزساختار پوشش حاصل را می‌توان حاوی دو مشخصه متمایز در نظر گرفت. مشخصه اول مربوط به ذرات پهن شده و یا به اصطلاح اسپلت‌هایی است که در پوشش ایجاد می‌شوند؛ مشخصه دوم که نانو ساختار بودن پوشش حاصل را به آن نسبت می‌دهند، ناشی از ذراتی است که قادر به جذب حرارت کافی در جت پلاسما نبوده و لذا در حالت ذوب نشده و یا به صورت جزئی ذوب شده به

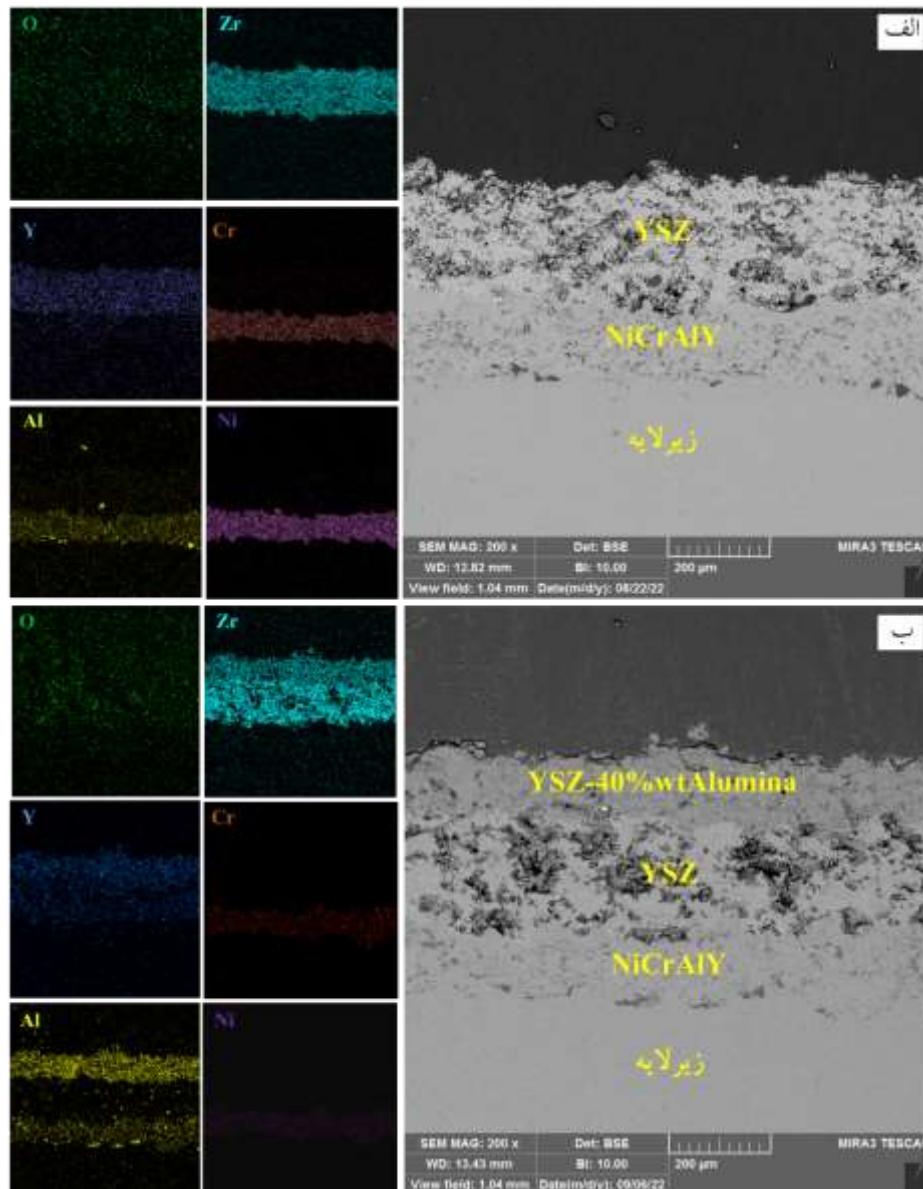
زیرلایه می‌رسند. در این حالت، عدم رخداد ذوب سبب می‌شود که خصوصیات نانو ساختاری پودرهای اولیه در ذرات ذوب نشده حفظ گردد. نواحی دربردارنده مشخصه دوم در پوشش‌های ایجاد شده تحت عنوان نانونواحی^۱ شناخته می‌شوند. این مشخصه‌های ساختاری در پژوهش‌های بسیاری مشاهده شده‌اند. همچنین به جهت اینکه این پوشش‌ها، متشکل از مخلوطی از نانونواحی و ذرات کاملاً ذوب شده هستند، برخی از محققان از آن تحت عنوان ساختار دونمایه^{۱۱} یاد می‌کنند [۱۹-۱۷]. مواد نانو ساختار به واسطه‌ی خصوصیات منحصر به فرد و جدیدی که ایجاد کرده‌اند، به عنوان مرز علم مواد در عصر حاضر شناخته می‌شوند و بهبود قابل ملاحظه‌ای را در خواص مهندسی به دلیل کاهش در ابعاد دانه نسبت به پوشش‌های معمولی ارائه می‌دهند. 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 به واسطه‌ی اتصال ضعیف اسپلت‌ها تمایل دارند که در راستای فصل مشترک اسپلت‌ها رشد کنند؛ ولی برای پوشش‌های نانو ساختار معمولاً اسپلت‌ها دارای چسبندگی مناسب‌تری هستند؛ بنابراین رشد ترک در این شرایط محدودتر است [۲۰].



شکل (۴): تصاویر میکروسکوپی الکترونی ثانویه الف) مربوط به آخرین لایه منجمد شده از پوشش $YSZ-40\% wtAl_2O_3$ حاصل از فرآیند APS، ب) تصویر الف در بزرگنمایی بالاتر.

جزایر سیاه‌رنگ ذرات آلومینای باقی‌مانده از عملیات ذره‌پاشی هستند که جهت افزایش زبری سطح قبل از پوشش‌دهی و در فرایند آماده‌سازی زیرلایه در فصل مشترک به صورت ذرات باقی‌مانده وجود دارند. پراکنندگی ذرات در نقشه‌ی توزیع عناصر در شکل ۵-ب در بیرونی‌ترین لایه نشان می‌دهد که توزیع عناصر پوشش به صورت مطلوب و یکنواخت انجام شده است. این موضوع اهمیت نحوه‌ی ترکیب کردن مواد اولیه و مزیت تولید پودر کامپوزیتی از روش هم‌رسوبی را نشان می‌دهد. در واقع توانایی اختلاط مولکولی محلول‌ها باعث می‌شود فرموله کردن ترکیبات چندجزیی بسیار ساده و با یکنواختی شیمیایی بالا صورت پذیرد درحالی‌که مهندسی کردن خواص شیمیایی و فیزیکی ترکیب پوشش‌های کامپوزیتی با اختلاط پودرها در حالت جامد با یکنواختی بالا میسر نخواهد بود [۲۱].

بعد از دستیابی به مشخصه‌های نانو ساختار، پوشش $YSZ-Al_2O_3$ تا ضخامت مورد نظر لایه‌نشانی شد. شکل ۵ تصاویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی از سطح مقطع پوشش سپر حرارتی معمولی و کامپوزیت لایه‌ای $YSZ-40\% wtAl_2O_3/YSZ$ را نشان می‌دهد. در پوشش کامپوزیت لایه‌ای، YSZ بین $YSZ-40\% wtAl_2O_3$ و پوشش اتصال قرار دارد. همان‌طور که در شکل قابل مشاهده است، ناهمواری‌هایی در سطح این پوشش‌ها نیز وجود دارد. این ناهمواری‌ها ناشی از سطح ذره‌پاشی شده است. مورفولوژی سطح یک بستر ذره‌پاشی شده در سراسر آن متفاوت است و ناهمواری‌های موجود در سطح بستر زیرلایه با اعمال پوشش به لایه‌های بالاتر انتقال پیدا کرده است. این ناهمواری‌ها در ایجاد قفل مکانیکی و بهبود چسبندگی لایه‌های پوشش حائز اهمیت است. همچنین در فصل مشترک پوشش اتصال و زیرلایه نواحی سیاه‌رنگی قابل مشاهده است که می‌توان گفت این

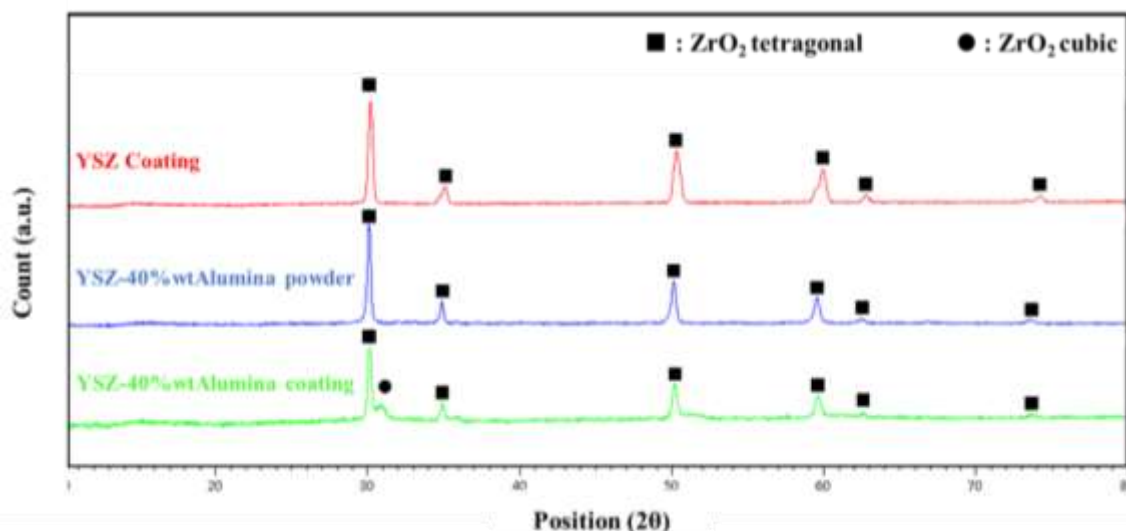


شکل (۵): تصاویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی به همراه نقشه توزیع عناصر لایه‌های مختلف پوشش، الف) از سطح مقطع پوشش سپر حرارتی معمولی، ب) کامپوزیت لایه‌ای YSZ-40wtAl₂O₃/YSZ.

الگوهای پراش پرتو X به دست آمده در شکل ۶ نشان می‌دهد که در هر سه الگو پیک‌های اصلی مربوط به ZrO₂ تترائگونال است. این موضوع نشان می‌دهد که YSZ فاز عمده تشکیل‌دهنده کامپوزیت است. همچنین تشخیص پیک‌های مجزا مربوط به Y₂O₃ و Al₂O₃ به دلیل تشکیل محلول جامد Y₂O₃ و Al₂O₃ در ساختار ZrO₂ امکان‌پذیر نیست.

۲-۳- آنالیز فازی پودر و پوشش‌های حاصل از فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری

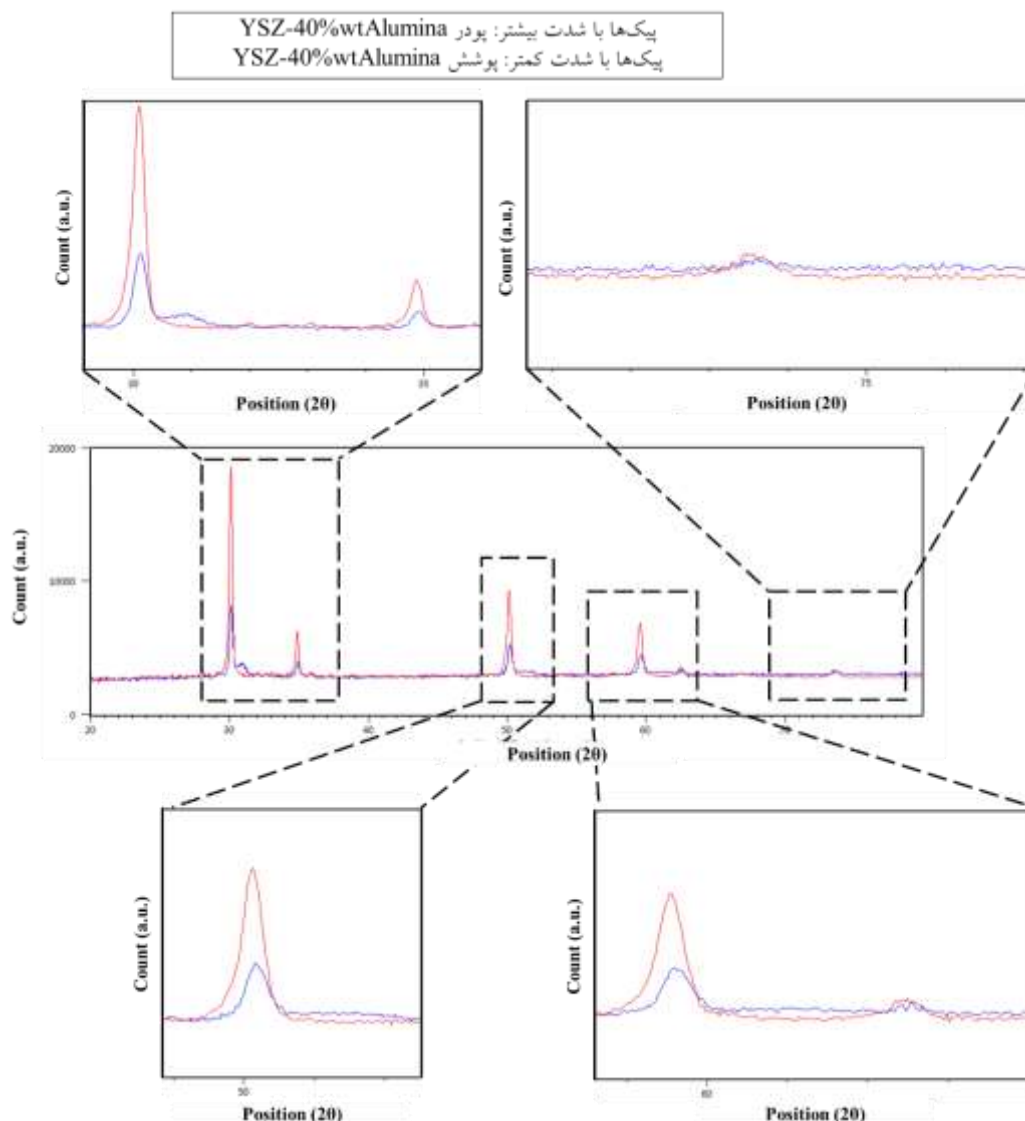
به منظور بررسی و مقایسه فازهای تشکیل شده، الگوی پراش پرتو X پودر X YSZ-40wt%Al₂O₃ و دو پوشش YSZ و YSZ-40wt%Al₂O₃ در شکل ۶ آورده شده است. بررسی



شکل (۶): الگوی XRD مربوط به پوشش YSZ، پودر اولیه YSZ-40wt%Al₂O₃ (حاصل از فرآیند هم‌رسوبی) و پوشش YSZ-40wt%Al₂O₃ حاصل از فرآیند APS.

شدت پیک مربوط به خانواده صفحات موردنظر کاهش و پهنای پیک افزایش می‌یابد [۲۲]؛ ولی در مورد پودر و پوشش YSZ-Al₂O₃ که هر دو نانو هستند، به نظر می‌رسد انجماد سریع نانو ذرات YSZ-Al₂O₃ (قبل از کریستالی شدن برخی ذرات) و تشکیل فاز آمورف باعث کاهش شدت پیک‌ها در مقایسه با آنالیز پودر موردنظر در زوایای مشابه شده است. با توجه به اینکه در فازهای شیشه‌ای یا آمورف فاصله صفحات کریستالی تعریف نمی‌شود، مطابق با قانون براگ نمی‌تواند پراشی از این فازها صورت بگیرد؛ از این رو شدت پیک برای ترکیباتی که حاوی فاز آمورف هستند، کاهش می‌یابد. دلیل دیگری که می‌تواند باعث شود شدت پیک‌های حاصل از پوشش نسبت به پودر با ترکیب یکسان، کمتر باشد، فراوانی پراش است. در واقع پوشش از تجمع اسپلت‌ها روی هم شکل می‌گیرد و در آنالیز XRD پوشش‌ها، پرتو X تا عمق مشخصی از ضخامت پوشش نفوذ می‌کند و تداخل سازنده پراش این لایه‌ها ثبت می‌شود؛ در حالی که در آنالیز XRD پودر، جهت‌گیری تصادفی صفحات کریستالی و در نتیجه فراوانی پراش بیشتر از پوشش است که منجر به افزایش شدت پیک‌های الگوی حاصل از پودرها نسبت به پیک‌های متناظر از پوشش خواهد شد.

تغییر کسر حجمی فازهای موجود و یا درصد بلورینگی در ریزساختار پوشش تغییراتی را در شدت پیک‌ها ایجاد می‌نماید؛ به عبارت دیگر، با توجه به شدت نسبی پیک‌ها، می‌توان مقدار نسبی فازها و یا درصد بلورینگی را در یک ترکیب مشخص کرد [۲۲]. در تصاویر ضمیمه شده در شکل ۷، الگوی XRD موجود در $2\theta = 29 - 36^\circ$ ، $2\theta = 49 - 52^\circ$ ، $2\theta = 64 - 69^\circ$ و $2\theta = 71 - 77^\circ$ آورده شده است. مقایسه‌ی الگوهای پراش در شکل ۷ نشان می‌دهد که در تمامی زوایای مشخص شده، شدت پیک‌های حاصل از پوشش YSZ-40wt%Al₂O₃ با فرآیند APS کمتر از پودر YSZ-40wt%Al₂O₃ است. کاهش شدت پیک‌ها در پوشش YSZ-40wt%Al₂O₃ دلالت بر تشکیل بخشی از ساختار به شکل آمورف و کاهش درصد بلورینگی پوشش در مقایسه با پودر اولیه دارد. در واقع علاوه بر خطاهای دستگاهی، آنچه که در آنالیز فازی با پراش پرتو X باعث پهن شدن پیک می‌شود، اندازه دانه و تنش‌های غیر همگن در ساختار یک ماده می‌باشد. با ریزدانگی یا ایجاد ساختار نانو در پوشش‌ها، نظم کریستالی کم دامنه شده و در این صورت با کاهش تعداد صفحات هم‌خانواده، پراش‌هایی که در نتیجه‌ی آن تداخل سازنده اتفاق می‌افتند، کمتر خواهد شد. در چنین شرایطی



شکل (۷): الگوی XRD مربوط به پودر و پوشش $YSZ-40wt\% Al_2O_3$: تصاویر ضمیمه شده مربوط به زوایای $2\theta = 36^\circ - 29^\circ$ ، $2\theta = 64^\circ - 49^\circ$ ، $2\theta = 71^\circ - 59^\circ$ است.

۳-۳- نتایج اندازه‌گیری مقاومت پوشش‌ها در برابر

اکسیداسیون دمای بالا

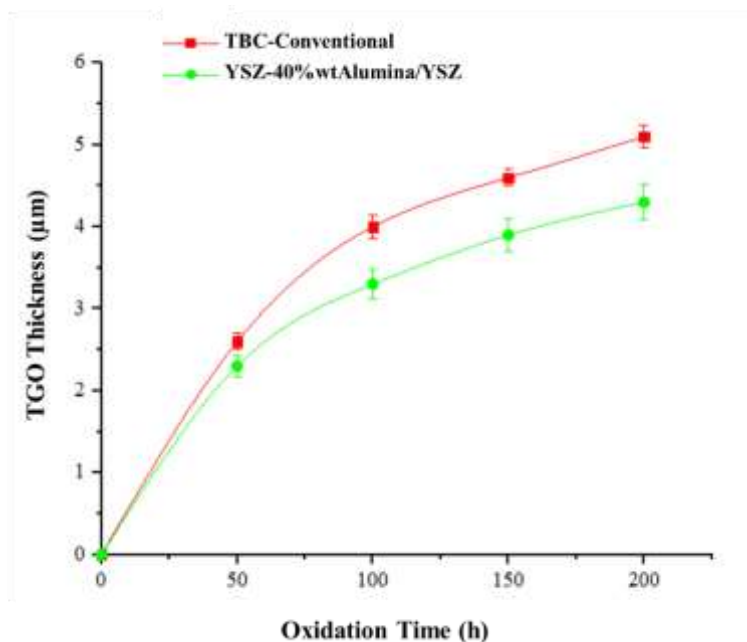
شکل ۸ تغییر ضخامت لایه TGO تشکیل شده روی پوشش اتصال برحسب زمان اکسیداسیون را برای پوشش سپر حرارتی معمولی و پوشش $YSZ-40wt\% Al_2O_3/YSZ$ با فرآیند APS را نشان می‌دهد. هر نقطه اندازه‌گیری شده روی منحنی نماینده میانگین ۲۰ اندازه‌گیری ضخامت لایه TGO است. می‌توان مشاهده کرد که با افزایش زمان اکسیداسیون، ضخامت لایه TGO افزایش می‌یابد؛ ولی نرخ رشد لایه TGO در زمان‌های طولانی‌تر اکسیداسیون کاهش پیدا می‌کند. در حقیقت در زمان‌های پایین سرعت اکسیداسیون

اثر زمینه در الگوی پراش نیز نشان‌دهنده وجود فاز آمورف در رسوب پیش‌ماده است. با دقت بیشتر در الگوهای پراش و بررسی طیف زمینه در تصاویر ضمیمه شده مشاهده می‌شود که در کل الگوی پراش، در تمامی زوایا، شدت طیف زمینه‌ی مربوط به پوشش، مساوی و یا بیشتر از ماده پودری می‌باشد که این موضوع را هم می‌توان تأییدی بر کاهش میزان کریستالی شدن پوشش $YSZ-40wt\% Al_2O_3$ اعمال شده با فرآیند APS دانست.

و از طریق مولکول‌ها. نفوذ یونی از طریق مکان‌های خالی در شبکه و نفوذ مولکولی از طریق مرزدانه یا سایر عیوب در ساختار پوشش انجام می‌شود [۲۴-۲۳]. تحت شرایط کاری یک TBC در توربین گازی، انتقال اکسیژن از پوشش رویی توسط نفوذ گاز بر نفوذ یونی غلبه می‌کند [۲۵]. در پوشش $YSZ-40\% wtAl_2O_3/YSZ$ با توجه به اینکه در ترکیب یوتکتیک $YSZ-40\% wtAl_2O_3$ نقطه‌ی ذوب کاهش می‌یابد، پوشش حاصل از مقدار اسپلت‌هایی بیشتر و با درجه‌ی پهن‌شدگی بالاتری شکل می‌گیرد که باعث می‌شود فشردگی ساختار و تماس مناسب بین اسپلت‌های تشکیل شده افزایش یابد. این امر باعث کاهش نفوذ مولکول‌های اکسیژن می‌شود و در جهت کاهش ضخامت لایه TGO نیز عمل می‌کند.

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 به‌طرف داخل O_2 و نفوذ به‌طرف خارج Al در فصل مشترک پوشش اتصال و YSZ به‌سادگی انجام می‌شود. بعد از تشکیل لایه TGO نرخ نفوذ این عوامل و در نتیجه تشکیل TGO کاهش می‌یابد.

از شکل ۸ می‌توان مشاهده کرد که مقاومت پوشش YSZ- $40\% wtAl_2O_3/YSZ$ ایجادشده در برابر اکسیداسیون بیشتر از پوشش سد حرارتی معمولی است. همان‌طور که اشاره شد، یک عامل تعیین‌کننده رشد لایه TGO، نفوذ O_2 از پوشش رویی است؛ به‌طوری‌که برای ادامه‌ی 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



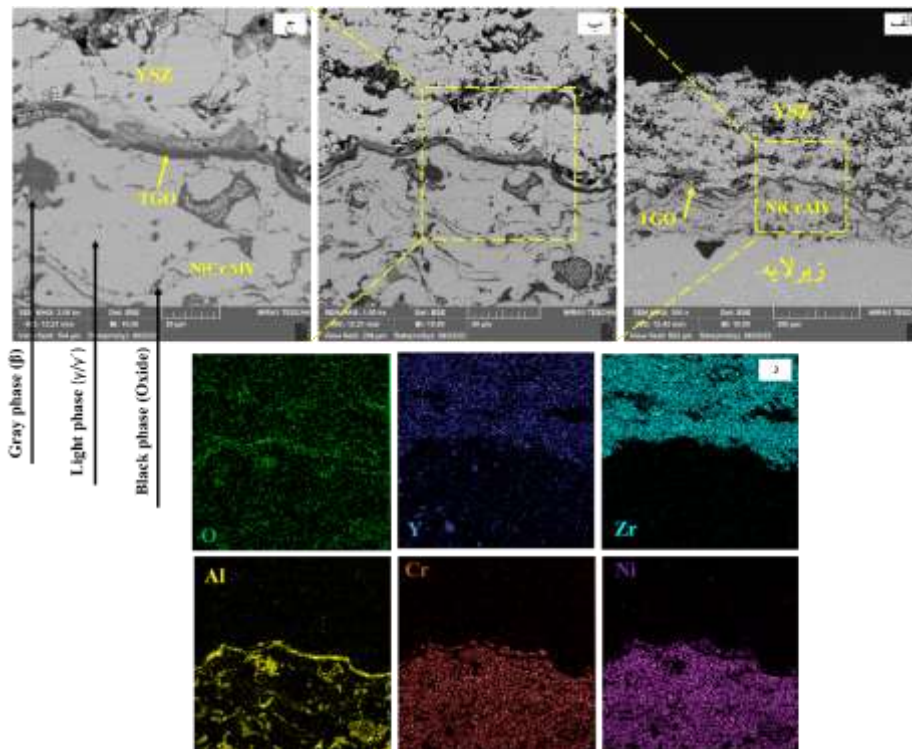
شکل (۸): منحنی تغییرات ضخامت لایه TGO برحسب زمان برای نمونه‌های پوشش دهی شده.

محلول جامدی از زمینه آلیاژ (پایه نیکل) است و فاز γ' ، Ni_3Al می‌باشد. فاز بین فلزی $NiAl$ یک فاز آلومینایدی غنی از آلومینیم است که به‌عنوان عامل مقاومت به اکسیداسیون در پوشش محسوب می‌شود. آلومینیم به دلیل تشکیل لایه اکسیدی محافظ TGO جزء عناصر محافظ در پوشش محسوب می‌شود و نیکل زمینه پوشش را تشکیل می‌دهد.

شکل ۹ تصاویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی از مقطع نمونه‌های پوشش TBC معمولی به همراه نقشه توزیع عناصر پوشش بعد از ۲۰۰ ساعت در دمای $1100^\circ C$ با فرآیند APS را نشان می‌دهد. با توجه به مطالعات انجام شده توسط دیگر محققان، رنگ‌های روشن، خاکستری و تیره به ترتیب نشان‌دهنده فازهای γ/γ' ، $NiAl$ (β) و فاز اکسیدی هستند. فاز γ

نشان‌دهنده تخلیه پوشش از فاز β -NiAl است [۲۶-۲۷]. به-طور طبیعی تشکیل و رشد لایه اکسیدی بر روی سطح پوشش اتصال با مصرف بخشی از عناصر این پوشش همراه است؛ Al در حین سرویس‌دهی جهت حفاظت و تشکیل اکسید محافظ از پوشش به فصل مشترک لایه سرامیکی و پوشش اتصال نفوذ می‌کنند؛ بنابراین زمان‌های طولانی قرار گرفتن در دماهای بالا تخلیه Al به طرف TGO را نتیجه می‌دهد.

لازم به ذکر است که در پوشش اتصال، آلومینیم موردنیاز 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 به‌عنوان یک ذخیره آلومینیم برای تشکیل لایه اکسیدی محافظ آلومینا عمل می‌کند و تخلیه آلومینیم در پوشش



شکل (۹): الف، ب و ج) تصاویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی از نمونه با پوشش سپر حرارتی معمولی در بزرگنمایی‌های مختلف بعد از ۲۰۰ ساعت اکسیداسیون در دمای 1100°C و د) نقشه توزیع عناصر از تصویر (ب).

شرایطی به دلیل کاهش آلومینیم موجود در پوشش مذکور امکان تشکیل لایه اکسید محافظ آلومینیم ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) که نقش محدود کردن تخریب‌های ناشی از اکسیداسیون در دمای بالا را دارد، کم می‌شود. با این توضیح و با توجه به مطالعات صورت گرفته [۲۰]، در اکثر سیستم‌های سپر حرارتی مشکل از لایه‌ی اتصال حاوی آلومینیم، ضمن قرارگیری در دمای بالا، ابتدا لایه‌ی نازک اکسیدی با فاز غنی از $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ، 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

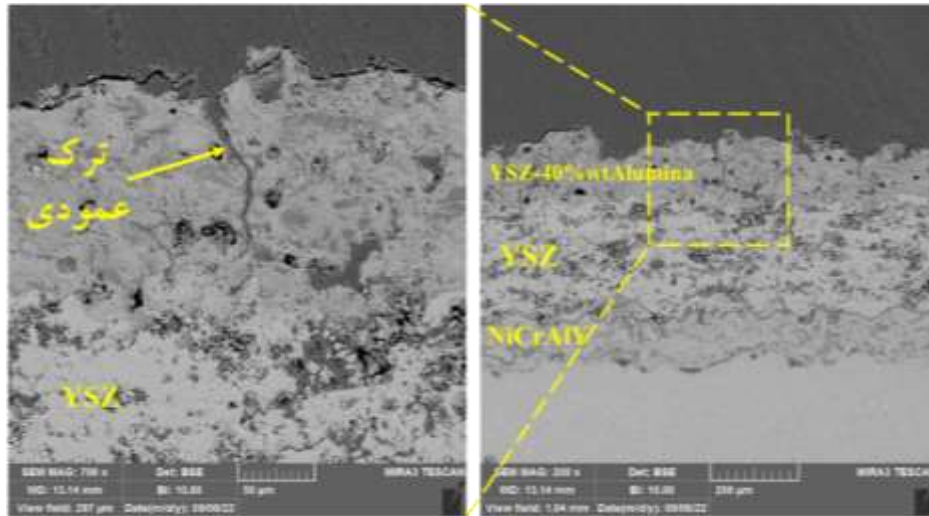
با توجه به تصویر ایجاد شده شکل ۹ برای رگه‌های قابل مشاهده در فصل مشترک پوشش اتصال و پوشش رویی (TC/BC)، برای پوشش TBC معمولی به نظر می‌رسد که حداقل دو فاز اکسیدی به رنگ‌های سیاه و خاکستری در تصاویر دیده می‌شوند. همان‌طور که اشاره شد در پوشش‌های اتصال، فاز β -NiAl به‌عنوان ذخیره آلومینیم برای تشکیل لایه اکسیدی آلومینای محافظ عمل می‌کند و با افزایش زمان اکسیداسیون به دلیل افزایش مقدار اکسید، مقدار آلومینیم موجود در پوشش اتصال کمتر شده و پوشش از فاز NiAl (β) که تأمین‌کننده آلومینیم است فقیرتر می‌شود. در چنین

عمودی^{۱۳} مشاهده می‌شود. DVC که توسط تیلور و همکاران^{۱۴} [۲۹] توسعه داده شد ترک‌های عمودی را در حین لایه‌نشانی با تنش‌های حرارتی لایه‌های مکرر پوشش و به دنبال آن سرد شدن بعدی به دست می‌آورند و فقط در پوشش‌های با دانسیته بیشتر از ۸۸٪ یا بالاتر رخ می‌دهند. پژوهش‌هایی در زمینه‌ی نحوه‌ی تشکیل ترک‌های عمودی در پوشش‌های سپر حرارتی با پیش‌ماده پیرولیز نشده انجام گرفته است [۳۱-۳۰]. لیانگ‌زی و همکاران [۱۶] نشان دادند که منشأ این ترک‌ها پیرولیز پیش‌ماده باقیمانده در ساختار پوشش در نتیجه‌ی حرارت منتقل شده به پوشش در حین فرایند لایه‌نشانی از تفنگ پلاسما و یا قرار گرفتن در دمای بالا در حین سرویس یا عملیات حرارتی بعد از لایه‌نشانی است. مطابق با شکل ۵-ب، بعد از لایه‌نشانی تقریباً $140\text{ }\mu\text{m}$ پوشش با فرآیند APS، اثری از تشکیل ترک‌های عمودی مشاهده نشد. در واقع در حین لایه‌نشانی، زمانی که درجه حرارت بیشتر از دمای تجزیه پیش‌ماده باشد، پیش‌ماده‌های پیرولیز نشده موجود در پوشش شروع به تجزیه شدن می‌کنند. زمانی که تنش کششی ایجاد شده در نتیجه تجزیه پیش‌ماده بیشتر از استحکام کششی پوشش باشد، ترک‌های عمودی در پوشش رویی به وجود می‌آید؛ از این رو پیرولیز پیش‌ماده با شدت بیشتری در پوشش‌های با ضخامت زیاد رخ می‌دهد. این امر به واسطه زمان پاشش طولانی‌تر و دمای بالاتر پوشش است که سبب افزایش تمایل به تشکیل ترک‌های عمودی می‌شود [۱۶]؛ ولی در مورد پوشش مذکور به دلیل ضخامت کم پوشش و عبورهای متوالی کمتر مشعل پلاسما، دمای منتقل شده از جت پلاسما کمتر از دمای لازم برای تجزیه پیش‌ماده است؛ لذا تنش‌های حاصل از پیرولیز پیش‌ماده در پوشش برای ایجاد ترک‌های عمودی در آن کافی نبوده و اثری از ترک در پوشش بعد از لایه‌نشانی مشاهده نشد. در مقابل مشاهده ترک‌ها در ساختار پوشش بعد از اکسیداسیون نشان می‌دهد که علی‌رغم عملیات حرارتی پودر موردنظر قبل از لایه‌نشانی و گرمای منتقل شده به پوشش و زیرلایه از عبورهای متوالی مشعل پلاسما هنوز هم پیش‌ماده پیرولیز نشده در ساختار پوشش نیز وجود داد. نتایج حاصل از XRD

مشترک TC/BC کاهش یافته و به کمتر از حد موردنیاز 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 $(\text{Co,Ni})(\text{Cr,Al})_2\text{O}_4$ ، $\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3$ و به ندرت NiO آغاز می‌شود؛ بنابراین با توجه به مطالب ذکرشده و نیز مشاهدات صورت گرفته توسط سایر پژوهشگران [۲۸]، به نظر می‌رسد که لایه‌ی اکسیدی تیره که در بالای پوشش اتصال تشکیل شده، فاز غنی از $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ است و رگه‌های روشن‌تر قابل مشاهده در زیر پوشش سرامیکی، اکسیدهای غیر از $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ و عمدتاً اسپینل‌های حاوی Cr، Ni و Al هستند. با توجه به اینکه عناصر تشکیل‌دهنده اسپینل‌ها سنگین‌تر از Al هستند، اکسیدهای آن‌ها به صورت فاز روشن‌تر نسبت به $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ در TGO مشاهده می‌شوند. نکته قابل توجه این است که در ناهمواری‌ها به خصوص در برآمدگی‌ها سطح بیشتری 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 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. در ادامه مکانیزم تشکیل ترک‌های عمودی در پوشش $\text{YSZ-40wtAl}_2\text{O}_3$ در زمان‌های مختلف آزمون اکسیداسیون مورد بحث قرار می‌گیرد.

شکل ۱۰ تصاویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی از مقطع نمونه $\text{YSZ-40wtAl}_2\text{O}_3/\text{YSZ}$ با فرآیند APS را بعد از ۵۰ ساعت اکسیداسیون در دمای 1100°C نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود یک لایه پیوسته TGO در فصل مشترک پوشش اتصال/YSZ تشکیل شده است. همچنین در این شکل ترک عمودی در راستای ضخامت پوشش-YSZ $\text{40wtAl}_2\text{O}_3$ مشاهده می‌شود. باید توجه کرد که مکانیزم تشکیل این ترک‌های عمودی متفاوت با آن چیزی است که در پوشش‌های سد حرارتی متراکم حاوی ترک‌های

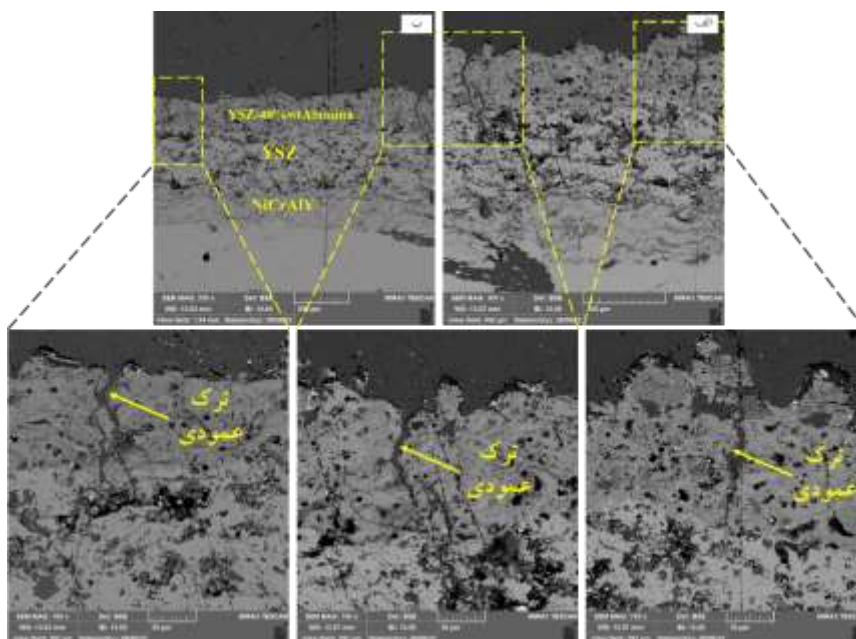
از شکل ۶ وجود پیش‌ماده پیرولیز نشده در ساختار پوشش را بعد از لایه‌نشانی تأیید می‌کند.



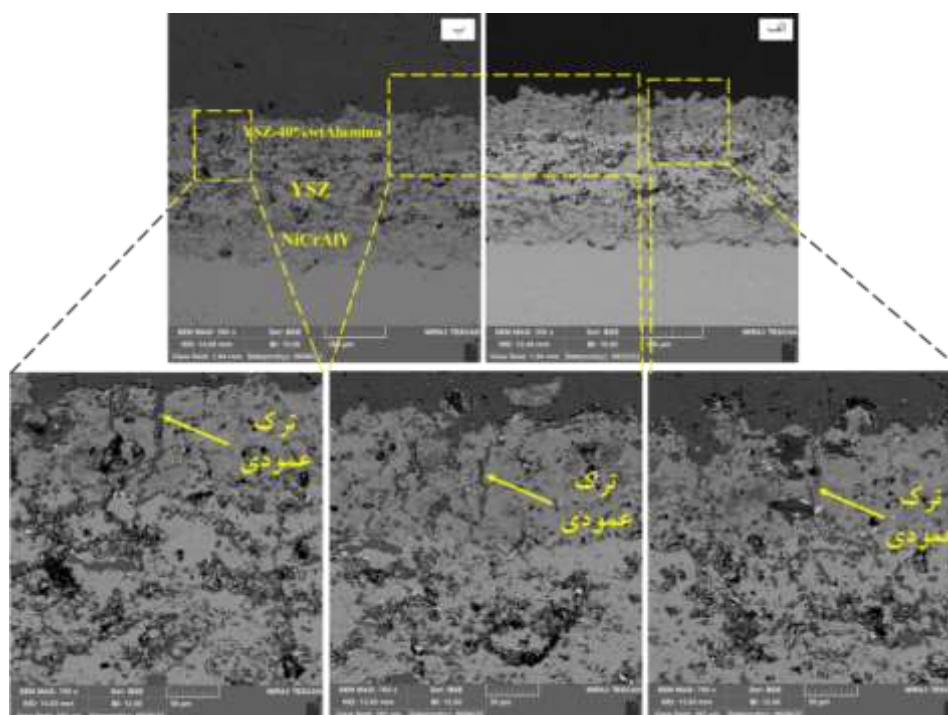
شکل (۱۰): تصاویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی از مقطع نمونه YSZ-40%wtAl₂O₃/YSZ بعد از ۵۰ ساعت اکسیداسیون در دمای ۱۱۰۰ °C.

پیدا می‌کنند، به‌عنوان اصلی‌ترین دلیل تشکیل ترک‌های عمودی با فاصله تقریباً یکسان شناخته می‌شود. افزایش تعداد ترک‌ها با افزایش زمان اکسیداسیون، به این دلیل است که در هر مرحله از اکسیداسیون بخشی از پیش‌ماده به‌صورت پیرولیز نشده از مرحله قبل باقی‌مانده است. در چنین شرایطی با توجه به اینکه میزان انقباض حجمی وابسته به میزان پیش‌ماده پیرولیز نشده در پوشش است، با افزایش زمان اکسیداسیون و ادامه تجزیه پیش‌ماده باقیمانده، تنش‌های کششی بزرگ‌تر شده و نیرو محرکه‌ی تشکیل ترک‌ها افزایش می‌یابد.

شکل ۱۱ و ۱۲، به ترتیب تصاویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی از مقطع نمونه YSZ-40%wtAl₂O₃ با فرآیند APS را بعد از ۱۰۰ و ۱۵۰ ساعت اکسیداسیون در دمای ۱۱۰۰ °C در بزرگنمایی‌های مختلف نشان می‌دهد. با مقایسه‌ی این شکل‌ها با شکل ۱۰ (بعد از ۵۰ ساعت اکسیداسیون) مشاهده می‌شود که با افزایش زمان اکسیداسیون تعداد ترک‌های عمودی در راستای ضخامت برای پوشش YSZ-40%wtAl₂O₃ افزایش یافته است. همان‌طور که اشاره شد، انقباض حجمی و تنش‌های کششی ناشی از پیرولیز پیش‌ماده که در حین لایه‌نشانی پوشش یا عملیات حرارتی بعدی توسعه



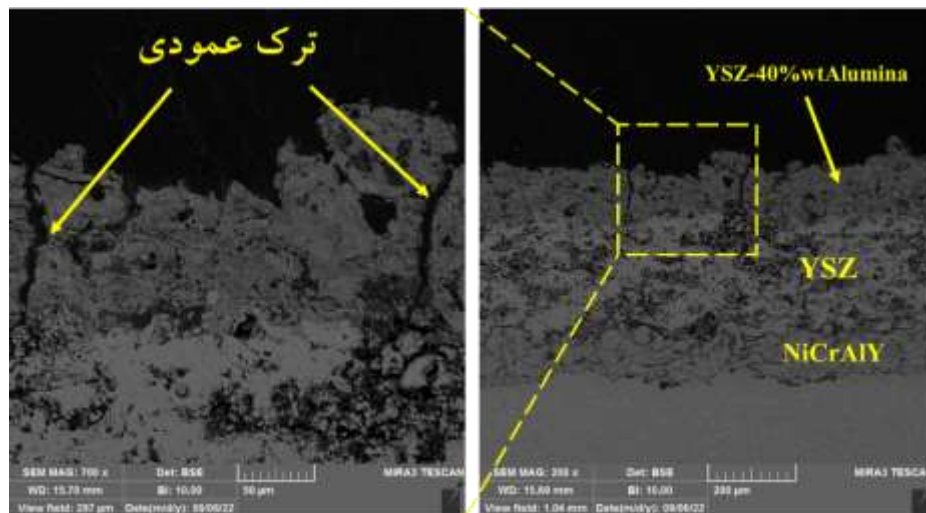
شکل (۱۱): تصاویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی از مقطع نمونه YSZ-40%wtAl₂O₃/YSZ بعد از ۱۰۰ ساعت اکسیداسیون در دمای ۱۱۰۰°C.



شکل (۱۲): تصاویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی از مقطع نمونه YSZ-40%wtAl₂O₃/YSZ بعد از ۱۵۰ ساعت اکسیداسیون در دمای ۱۱۰۰°C.

وجود ترک‌های عمودی بعد از عملیات حرارتی پوشش-های سپر حرارتی نیز توسط چن و همکاران^{۱۵} [۳۲] مشاهده شد. این ویژگی در مقاومت پوشش‌ها در برابر شوک حرارتی اهمیت دارد که در بخش بعدی پژوهش مورد بررسی قرار خواهد گرفت.

شکل ۱۳ تصاویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی از مقطع نمونه YSZ-40%wtAl₂O₃ با فرآیند APS را بعد از ۲۰۰ ساعت اکسیداسیون در دمای ۱۱۰۰°C نشان می‌دهد. همان روند طی شده در زمان‌های قبلی اکسیداسیون (۵۰، ۱۰۰ و ۱۵۰ ساعت)، در ۲۰۰ ساعت نیز صادق است.

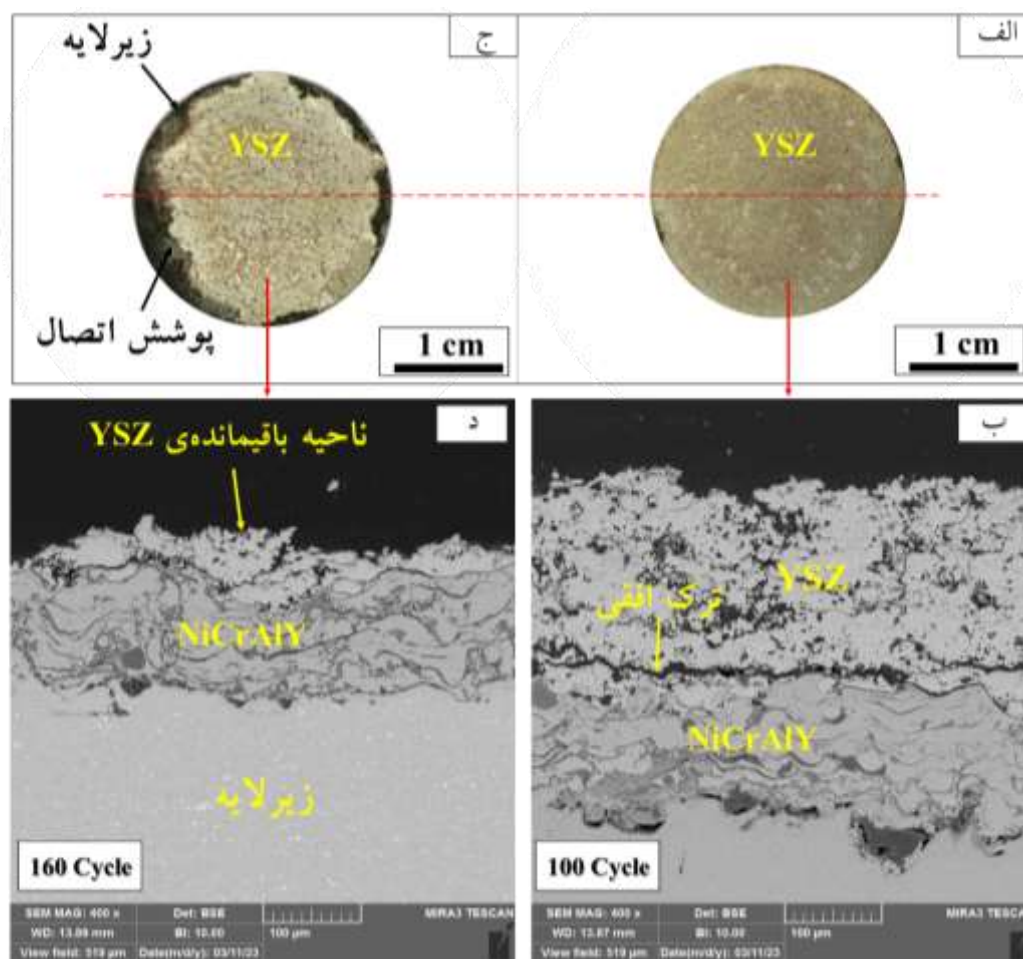


شکل (۱۳): تصاویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی از نمونه $YSZ-40\%wtAl_2O_3/YSZ$ به همراه نقشه توزیع عناصر پوشش بعد از ۲۰۰ ساعت در دمای $1100^\circ C$.

که در گوشه‌ی نمونه‌ها ایجاد می‌شوند [۳۳]. همان‌طور که از شکل ۱۴ مشاهده می‌شود بعد از ۱۰۰ سیکل ترک عرضی در بین لایه‌های پوشش YSZ ایجاد شده و با ادامه آزمون تا ۱۶۰ سیکل حرارتی رشد و به هم پیوستن ترک‌ها سبب لایه‌لایه شدن پوشش شد. استحکام ضعیف بین لایه‌های پوشش، اکسیداسیون پوشش اتصال، تنش‌های حرارتی ناشی از وجود گرادیان دمایی و همچنین اختلاف در ضرایب انبساط حرارتی، چهار منبع اصلی ایجاد تنش در پوشش محسوب می‌شوند که می‌توانند منشأ ترک باشند [۳۴]. با توجه به مشاهدات صورت گرفته و نتایج مربوط به آزمون اکسیداسیون هم‌دما، به نظر می‌رسد که عامل اصلی تخریب پوشش YSZ لایه نشانی شده در برابر شوک حرارتی، رشد لایه TGO و گرمایش/سرمایش سریع بوده است. همچنین مطالعات انجام گرفته نشان می‌دهند که اختلاف ضریب انبساط حرارتی بین پوشش اتصال و YSZ می‌تواند عامل جوانه‌زنی ترک در فصل مشترک پوشش $NiCrAlY/YSZ$ باشد که با ادامه سیکل‌های حرارتی برای رهاسازی این تنش‌ها در اسپلت‌های ترد زیر کونیایی ترک-هایی ایجاد می‌گردد [۳۵].

۴-۳- نتایج اندازه‌گیری مقاومت پوشش‌ها در برابر شوک حرارتی

در ارزیابی پوشش‌ها در آزمون شوک حرارتی، از هر سری نمونه‌ها ۲ نمونه به منظور بررسی نقش مشخصه‌های ساختاری بر مقاومت در برابر شوک حرارتی در نظر گرفته شد. نمونه‌های پوشش‌دهی شده پس از ۵ دقیقه قرار گرفتن در دمای $1000^\circ C$ به سرعت در آب با دمای محیط سرد شده و سیکل-های حرارتی تا تخریب نسبی پوشش‌ها ادامه یافته است. شکل ۱۴ تصاویر ماکروسکوپی و میکروسکوپی از نمونه با پوشش سپر حرارتی معمولی با فرآیند APS را در سیکل‌های مختلف شوک حرارتی در امتداد خط برش نشان می‌دهد. شکل ۱۴-الف و ب مربوط به تصاویر بعد از ۱۰۰ سیکل و شکل ۱۴-ج و د بعد از ۱۶۰ سیکل حرارتی است. نتایج نشان می‌دهند که با افزایش سیکل‌ها ترک‌ها توسعه پیدا می‌کنند و در نهایت به ایجاد کندگی در پوشش می‌انجامد. به‌طور معمول، تخریب پوشش با جوانه‌زنی ترک‌های میکروسکوپی از لبه‌ی پوشش سرامیکی آغاز و در ادامه به بخش‌های مجاور گسترش یافته است درحالی‌که بخش‌های میانی پوشش، کماکان اتصال خود را حفظ می‌کنند. آغاز تخریب از این مناطق به واسطه‌ی سرمایش شدید و تنش‌های حرارتی است



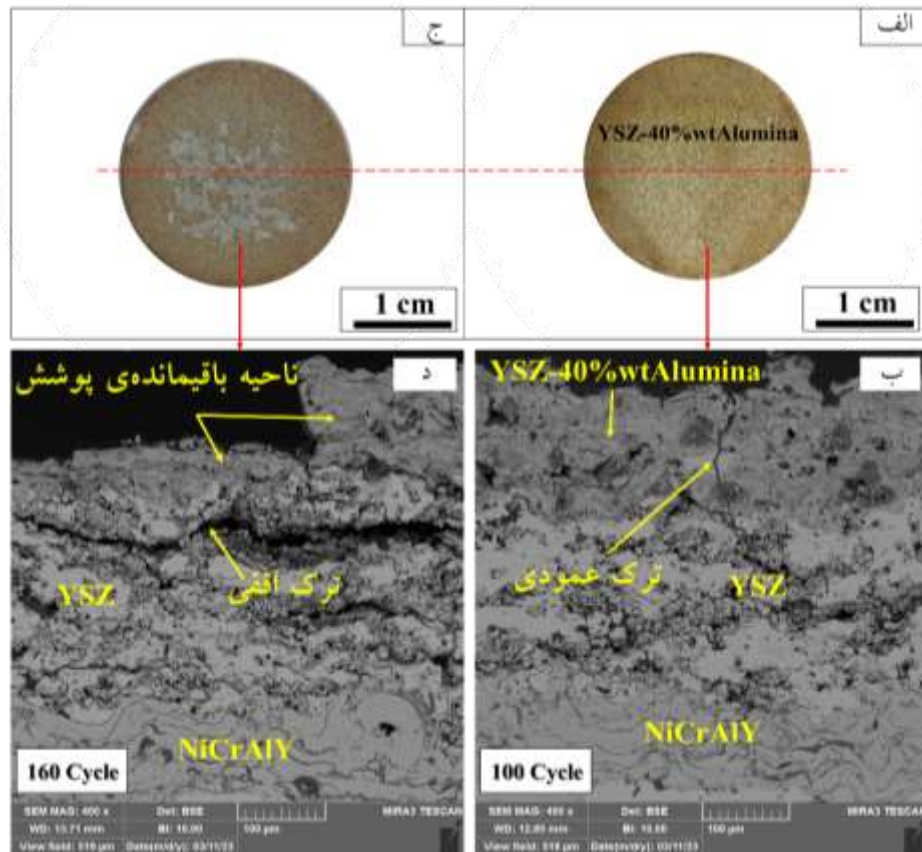
شکل (۱۴): نمونه با پوشش سپر حرارتی معمولی بعد از آزمون شوک حرارتی، الف) تصویر ماکروسکوپی از نمونه دیسکی شکل، ب) تصویر میکروسکوپی الکترونی از مقطع عرضی نمونه بعد از ۱۰۰ سیکل، ج) تصویر ماکروسکوپی از نمونه دیسکی شکل، د) تصویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی بعد از ۱۶۰ سیکل.

پوشش وجود دارد. به‌طور کلی تنش‌های حاصل برای پوشش $YSZ-40\%wtAl_2O_3/YSZ$ را می‌توان تنش‌های ناشی از پیرولیز پیش‌ماده، گرمایش/سرمايش شديد و اختلاف ضریب انبساط حرارتی در نظر گرفت. با توجه به اینکه ترکیب اصلی پوشش $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ با YSZ یکسان بوده و همچنین ترک‌های موجود افقی نبوده و به‌صورت عمودی و در راستای ضخامت پوشش اتفاق افتاده است؛ از این رو به نظر می‌رسد که تنش‌های حاصل از اختلاف ضریب انبساط حرارتی کم بوده و تنش‌های عمل-کننده تا این سیکل‌های حرارتی، پیش‌ماده پیرولیز نشده‌ای است که با گرمایش/سرمايش سريع تشدید شده و منجر به ایجاد ترک‌های عمودی شده است. قابلیت مناسب ترک‌های عمودی از نظر تحمل تنش‌ها، توانایی پوشش جهت

شکل ۱۵ تصاویر ماکروسکوپی و میکروسکوپی از نمونه با پوشش $YSZ-40\%wtAl_2O_3/YSZ$ با فرآیند APS را در سیکل‌های مختلف شوک حرارتی در امتداد خط برش نشان می‌دهد. شکل ۱۵-الف و ب مربوط به تصاویر بعد از ۱۰۰ سیکل و شکل ۱۵-ج و د بعد از ۱۶۰ سیکل حرارتی است. از مقایسه شکل ۱۵ با شکل ۱۴ در سیکل‌های حرارتی یکسان، می‌توان دریافت که اعمال یک لایه $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ روی YSZ می‌تواند در کاهش منابع تنش‌های باقیمانده مؤثر باشد و تشکیل ترک‌های افقی را به تأخیر بیندازد. این امر باعث می‌شود که پوشش YSZ که به‌عنوان جز اصلی TBC عمل می‌کند، دوام بیشتری داشته باشد. در شکل ۱۵-ب در بیرونی‌ترین لایه پوشش که مربوط به $YSZ-$ $40\%wtAl_2O_3$ است، ترک‌های عمودی نیز در ساختار

از رشد لایه TGO باشد. در واقع تنش‌های پسماند قابل-ملاحظه‌ای می‌تواند در نتیجه‌ی عدم تطابق ضرایب انبساط حرارتی توسعه پیدا کند که لایه‌های زیرکونیا را در معرض تنش کششی قرار می‌دهد و تشکیل ترک‌های عرضی را نتیجه می‌دهد.

آزادسازی تنش‌ها و تحمل کرنش‌های حرارتی ایجاد شده در حین سیکل‌های حرارتی را افزایش داده و در نهایت به شکل دوام افزایش یافته ظاهر می‌شود. بعد از ۱۶۰ سیکل حرارتی، ترک‌هایی عرضی در پوشش YSZ قابل مشاهده است که می‌تواند به دلیل گرمایش/سرمایش شدید و تنش‌های حاصل



شکل (۱۵): نمونه با پوشش YSZ-40% wtAl₂O₃/YSZ بعد از آزمون شوک حرارتی، (الف) تصویر ماکروسکوپی از نمونه دیسکی شکل، (ب) تصویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی بعد از ۱۰۰ سیکل، (ج) تصویر ماکروسکوپی از نمونه دیسکی شکل، (د) تصویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی بعد از ۱۶۰ سیکل.

(۱) نتایج XRD نمونه‌های YSZ و YSZ-40% wtAl₂O₃ نشان داد که پیک‌های اصلی مربوط به پوشش YSZ-Al₂O₃ و YSZ، ZrO₂ تتراگونال بوده و تشخیص پیک‌های مجزا مربوط به Y₂O₃ و Al₂O₃ به دلیل تشکیل محلول جامد Y₂O₃ و Al₂O₃ در ساختار ZrO₂ امکان‌پذیر نباشد.
(۲) انجماد سریع نانو ذرات YSZ-Al₂O₃ و تشکیل فاز آمورف باعث کاهش شدت پیک‌ها در مقایسه با آنالیز پودر YSZ-Al₂O₃ در زوایای مشابه شد. همچنین فراوانی پراش بیشتر پودر نسبت به پوشش، دلیل دیگری برای افزایش شدت

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش ترکیب یوتکتیک YSZ-40% wtAl₂O₃ به‌عنوان یک پوشش سد نفوذی روی TBC اعمال شد و با بررسی چگونگی تشکیل و عملکرد ترک‌های عمودی در آن، مقاومت به اکسیداسیون و شوک حرارتی پوشش YSZ-40% wtAl₂O₃/YSZ با TBC معمولی مقایسه شد. مهم‌ترین نتایج این پژوهش را می‌توان به شرح زیر خلاصه کرد:

۵) در پوشش $YSZ-40\%wtAl_2O_3/YSZ$ با توجه به اینکه در ترکیب یونکتیک $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ نقطه‌ی ذوب کاهش می‌یابد، پوشش حاصل از مقدار اسپلت‌هایی بیشتر و با درجه‌ی پهن‌شدگی بالاتری شکل می‌گیرد که باعث می‌شود فشردگی ساختار و تماس مناسب بین اسپلت‌های تشکیل شده افزایش یابد. این امر باعث کاهش نفوذ مولکول‌های اکسیژن شد و ضخامت لایه TGO را به میزان $18/6$ درصد نیز کاهش داد.

۶) در نمونه با پوشش $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ قابلیت مناسب ترک‌های عمودی از نظر تحمل تنش‌ها، توانایی پوشش جهت آزادسازی تنش‌ها و تحمل کرنش‌های حرارتی ایجاد شده در حین سیکل‌های حرارتی را افزایش داد.

پیک‌های الگوی حاصل از پودر $YSZ-Al_2O_3$ نسبت به پیک‌های متناظر از آن پوشش معرفی شد.

۳) پیرولیز پیش‌ماده در پوشش $YSZ-40\%wtAl_2O_3$ 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 این پوشش شناخته می‌شود.

۴) با افزایش زمان اکسیداسیون و ادامه تجزیه پیش‌ماده باقیمانده، تنش‌های کششی در پوشش $YSZ-40\%wtAl_2O_3/YSZ$ بزرگ‌تر شده و نیرو محرکه‌ی تشکیل ترک‌ها افزایش یافت که تعداد بیشتر ترک‌ها با افزایش زمان اکسیداسیون را به همراه داشت.

۵- مراجع

[5] 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, no. 33, pp. 8370-8377, 2011.

[۶] س. تقی رضانی، ض. والفی و ن. احسانی، "بررسی خواص اکسیداسیون و شوک حرارتی پوشش سپر حرارتی کامپوزیتی YSZ/Al_2O_3 با آلومینای ایجاد شده با فرآیند پاشش حرارتی محلول پیش‌ماده"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۴، شماره ۴، صفحه ۹۰-۷۷، ۱۳۹۹.

[7] A. Keyvani, "Microstructural stability oxidation and hot corrosion resistance of nanostructured Al_2O_3/YSZ composite compared to conventional YSZ TBC coatings", Journal of Alloys and Compounds, vol. 623, pp. 229-237, 2015.

[8] A. Keyvani, "Microstructural stability of nanostructured YSZ-alumina composite TBC compared to conventional YSZ coatings by means of oxidation and hot corrosion tests", Journal of alloys and compounds, vol. 600, pp. 151-158, 2014.

[9] A. C. Karaoglanli, E. Altuncu, I. Ozdemir, A. Turk & F. Ustel, "Structure and durability evaluation of $YSZ+Al_2O_3$ composite TBCs with APS and HVOF bond coats under thermal cycling conditions", Surface and Coatings Technology, vol. 205, pp. S369-S373, 2011.

[10] X. Guo, "Space-charge conduction in yttria and alumina codoped-zirconia 1", Solid State Ionics, vol. 96, no. 3-4, pp. 247-254, 1997.

[1] R. Vassen, A. Stuke & D. Stöver, "Recent developments in the field of thermal barrier coatings", Journal of thermal spray technology, vol. 18, pp. 181-186, 2009.

[۲] ر. سحرخیز، ض. والفی، م. میرجانی و س تقی رضانی، "مقایسه ریزساختار و مقاومت به اکسیداسیون دما بالای پوشش‌های $NiCrAlY$ ایجاد شده به روش پاشش پلاسمایی اتمسفری (APS) و پاشش پلاسمایی با غلاف جامد محافظ (SSPS)"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۵، شماره ۲، صفحه ۸۲-۶۵، ۱۴۰۰.

[3] S. Taghi-Ramezani, Z. Valefi, M. Mirjani & R. Ghasemi, "The influence of pyrolysing Al_2O_3 precursor on the high temperature properties of the $YSZ-Al_2O_3$ composite coating", Surface Engineering, vol. 37, no. 8, pp. 991-1001, 2021.

[۴] س. تقی رضانی، ض. والفی، ن. احسانی و م. میرجانی، "مقایسه خواص اکسیداسیون و شوک حرارتی پوشش‌های سپر حرارتی کامپوزیتی $YSZ/Nano-Al_2O_3$ با آلومینای ایجاد شده از فرآیند پاشش پلاسمایی پودر پیش‌ماده پیرولیز نشده و پودر کریستالی نانوآگلومره"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۵، شماره ۳، صفحه ۱۵-۱، ۱۴۰۰.

Thermal Spray Technology, vol. 17, pp. 124-135, 2008.

[22] G. Jeffery, "Elements of x-ray diffraction (Cullity, BD)", ACS Publications, 1957.

[23] J. Ziegelheim, L. Lombardi, Z. Pala & Z. Česánek, "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.

[24] L. Jin, L. Ni, Q. Yu, A. Rauf & Ch. 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.

[25] 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.

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

[۲۷] ب. قاسمی، ض. والفی و س. تقی رمضانی، "مقایسه خواص اکسیداسیون هم‌دما و شوک حرارتی پوشش CoNiCrAlY اعمال‌شده با استفاده از فرآیندهای پاشش پلاسمایی اتمسفری و پاشش پلاسمایی تحت گاز محافظ نیتروژن"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۶، شماره ۱، صفحه ۶۱-۴۳، ۱۴۰۱.

[28] F. Wu, E. H. 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, no. 9, pp. 1628-1635, 2008.

[29] T. A. Taylor, D. L. Appleby & A. Bolcavage, "Dense vertically cracked thermal barrier coatings", Google Patents, 2012.

[30] H. Guo, R. Vaßen & D. Stöver, "Atmospheric plasma sprayed thick thermal barrier coatings with high segmentation crack density", Surface and Coatings technology, vol. 186, no. 3, pp. 353-363, 2004.

[31] M. Gell, E.H. Jordan, M. Teicholz & B. M. Cetegen, "Thermal barrier coatings made by the solution precursor plasma spray process", Journal of Thermal Spray Technology, vol. 17, pp. 124-135, 2008.

[11] B. Liang, H. Liao, Ch. Ding & Ch. Coddet, "Nanostructured zirconia-30 vol.% alumina composite coatings deposited by atmospheric plasma spraying", Thin Solid Films, vol. 484, no. 1-2, pp. 225-231, 2005.

[12] M. Saremi, Z. Valefi & N. Abaeian, "Hot corrosion, high temperature oxidation and thermal shock behavior of nanoagglomerated YSZ-Alumina composite coatings produced by plasma spray method", Surface and Coatings Technology, vol. 221, pp. 133-141, 2013.

[13] D. Chen, E.H. Jordan & M. Gell, "Solution precursor high-velocity oxy-fuel spray ceramic coatings", Journal of the European Ceramic Society, vol. 29, no. 16, pp. 3349-3353, 2009.

[14] M. Karger, R. Vaßen & D. Stöver, "Atmospheric plasma sprayed thermal barrier coatings with high segmentation crack densities: Spraying process, microstructure and thermal cycling behavior", Surface and Coatings Technology, vol. 206, no. 1, pp. 16-23, 2011.

[15] H. Guo, S. Kuroda & H. Murakami, "Microstructures and properties of plasma-sprayed segmented thermal barrier coatings" Journal of the American Ceramic Society, vol. 89, no. 4, pp. 1432-1439, 2006.

[16] L. Xie, D. Chen, E. H. Jordan & A. Ozturk, "Formation of vertical cracks in solution-precursor plasma-sprayed thermal barrier coatings", Surface and Coatings Technology, vol. 201, no. 3, pp. 1058-1064, 2006.

[17] R. Lima, A. Kucuk & C. Berndt, "Integrity of nanostructured partially stabilized zirconia after plasma spray processing", Materials Science and Engineering: A, vol. 313, no. 1 pp. 75-82, 2001.

[18] J. Wu, H. B. Guo, L. Zhou & L. Wang, "Microstructure and thermal properties of plasma sprayed thermal barrier coatings from nanostructured YSZ", Journal of Thermal Spray Technology, vol. 19, no. 6, pp. 1186-1194, 2010.

[19] H. Zhou, F. Li & J. Wang, "Microstructure analyses and thermophysical properties of nanostructured thermal barrier coatings", Journal of Coatings Technology and Research, vol. 6, no. 3, pp. 383-390, 2009.

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

[21] M. Gell, E.H. Jordan, M. Teicholz & B. M. Cetegen, "Thermal barrier coatings made by the solution precursor plasma spray process", Journal of

- [5] Liang et al
[6] Atmospheric Plasma Spraying
[7] Vertical Crack
[8] Xie et al
[9] Grit Blasting
[10] Nanozones
[11] Bimodal Structure
[12] Top Coat/Bond Coat
[13] Dense Vertical Crack-Tbc
[14] Taylor et al
[15] Chen et al
- [32] L. Li, B. Kharas, H. Zhang & S. Sampath, "Suppression of crystallization during high velocity impact quenching of alumina droplets: Observations and characterization", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 456, no. 1-2, pp. 35-42, 2007.
- [33] H. Echsler, V. Shemet, M. Schütze, L. Singheiser & W. J. 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, no. 4, pp. 1047-1058, 2006.
- [34] 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.
- [35] S. Bose, "High temperature coatings", Butterworth-Heinemann, 2011.

۶- پی نوشت

- [1] Turbine Inlet Temperature
[2] Thermal Barrier Coatings
[3] Yttria-Stabilized Zirconia
[4] Thermally Grown Oxide