علوم و مهندسی سطح، شماره ٦٦ (سال ١٤٠٤)، صفحات ١٥-٣٩



نشریه علوم و مهندسی سطح

انجمن علوم و تکنولوژی سطح ایران

بررسی مکانیزم خودترمیمی در پوشش‌های سد حرارتی YSZ حاوی سیلیسیم با معماری دولایه

علیرضا خزائی، سید محمد مهدی هادوی، نسیم نایب پاشایی*

دانشکده مهندسی معدن و مواد، دانشگاه تربیت مدرس، تهران، ایران

واژگان کلیدی:
پوشش‌های سد حرارتی
خودترمیمی
سیلیسیم
پاشش پلاسمایی اتمسفری
خوردگی داغ

تاریخ دریافت:
١٤٠٥/٠٢/٢٣
تاریخ بازنگری:
١٤٠٥/٠٥/١٠
تاریخ پذیرش:
١٤٠٥/٠٥/١٠

چکیده

پوشش‌های سد حرارتی مبتنی بر زیرکونیای پایدارشده با ایتریا (YSZ) به‌طور گسترده برای حفاظت از قطعات دمابالای توربین‌های گازی به‌کار می‌روند؛ با این حال، تشکیل ریزترک‌ها و تخلخل‌ها تحت تنش‌های حرارتی و محیط‌های خورنده می‌تواند دوام آن‌ها را کاهش دهد. در این پژوهش، رفتار ریزساختاری و پاسخ ترمیمی احتمالی پوشش‌های YSZ حاوی سیلیسیم با معماری تک‌لایه و دولایه بررسی شد. پوشش‌ها به روش پاشش پلاسمایی اتمسفری (APS) بر روی زیرلایه آلیاژ پایه نیکل اعمال شدند. برای ارزیابی عملکرد پوشش‌ها، آزمون‌های شوک حرارتی و خوردگی داغ انجام شد و ریزساختار، ترکیب موضعی و ویژگی‌های فازی نمونه‌ها به‌ترتیب با استفاده از SEM/EDS و GIXRD/XRD مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که حضور سیلیسیم در پوشش می‌تواند در دماهای بالا با اکسید شدن و تشکیل محصولات اکسیداسیون حاوی سیلیسیم، به پر شدن موضعی برخی ریزترک‌ها و محدود شدن ظاهری گسترش آن‌ها کمک کند. افزون بر این، معماری دولایه توزیع مناسب‌تری از گونه‌های حاوی سیلیسیم در ساختار پوشش نشان داد و از نظر کیفی با پایداری ریزساختاری بهتر در شرایط حرارتی و خورنده همراه بود. نتایج GIXRD/XRD حضور فازهای اصلی YSZ را پیش و پس از آزمون خوردگی داغ تأیید کرد. همچنین، اگرچه شناسایی قطعی فازهای بلوری حاوی سیلیسیم تنها بر پایه XRD، به دلیل هم‌پوشانی با پیک‌های پرشدت YSZ، امکان‌پذیر نبود، اما مجموعه شواهد حاصل ازGIXRD ، نتایج SEM/EDS و عملکرد بهتر پوشش‌های حاوی سیلیسیم با تشکیل محصولات اکسیداسیون حاوی سیلیسیم و نقش آن‌ها در پاسخ ترمیمی احتمالی سازگار بود. در مجموع، افزودن سیلیسیم همراه با طراحی دولایه می‌تواند رویکردی امیدبخش برای توسعه پوشش‌های سد حرارتی با پاسخ ترمیمی احتمالی باشد.

DOI: https://doi.org/10.22034/issst.2026.2088663.1671

Development and Characterization of an Advanced YSZ-Reinforced NiCoCrAlTaReY Coating for High-Temperature Applications

Abstract

Thermal barrier coatings (TBCs) based on yttria-stabilized zirconia (YSZ) are widely used to protect high-temperature components in gas turbine engines; however, the formation of microcracks and pores under thermal stresses and corrosive environments can reduce their durability. In this study, the microstructural behavior and potential self-healing response of silicon-containing YSZ coatings with single-layer and bilayer architectures were investigated. The coatings were deposited on a nickel-based alloy substrate by atmospheric plasma spraying (APS). To evaluate coating performance, thermal shock and hot corrosion tests were conducted, and the microstructure, local composition, and phase characteristics of the samples were examined by SEM/EDS and GIXRD/XRD, respectively. The results showed that the presence of silicon in the coating can, at elevated temperatures, promote oxidation and the formation of silicon-containing oxidation products, which may contribute to the localized filling of some microcracks and the apparent restriction of their propagation. In addition, the bilayer architecture exhibited a more favorable distribution of silicon-containing species within the coating and was qualitatively associated with better microstructural stability under thermal and corrosive conditions. GIXRD/XRD analyses confirmed that YSZ remained the dominant phase before and after hot corrosion. Although definitive identification of crystalline silicon-containing phases by XRD was not possible because of overlap with the intense YSZ reflections, the combined evidence from GIXRD, SEM/EDS observations, and the improved performance of silicon-containing coatings was consistent with the formation of silicon-containing oxidation products and their contribution to the proposed self-healing response. Overall, silicon addition combined with bilayer design appears to be a promising approach for developing TBCs with a potential self-healing response.

Keywords: Thermal Barrier Coatings, Self-healing, Silicon, Atmospheric Plasma Spraying, Hot Corrosion

* *Corresponding author E-mail:* n.nayebpashaee@modares.ac.ir

١- مقدمه

پوشش‌های سد حرارتی (TBCs[1]) به‌عنوان یک فناوری کلیدی در حفاظت از قطعات داغ در موتورهای توربین گازی و کاربردهای نیروگاهی شناخته می‌شوند. این پوشش‌ها با کاهش دمای سطح قطعات زیرلایه در شرایط سرویس سخت، به‌طور قابل‌توجهی دوام قطعات را افزایش می‌دهند و در نهایت کارایی و بهره‌وری حرارتی سیستم را بهبود می‌بخشند [1–3].

به‌طور سنتی، پوشش‌های TBC شامل یک لایه واسط فلزی (BC[2]) و یک لایه بالایی سرامیکی با عایق حرارتی کم، معمولاً اکسید زیرکونیوم پایدارشده با ایتریا(8YSZ)، هستند[4]. ماده 8YSZ به دلیل هدایت حرارتی پایین، مقاومت نسبتاً خوب در برابر شوک حرارتی و پایداری در دماهای بالا، یکی از انتخاب‌های متداول در طراحی TBC ها بوده‌است [5–7]. علاوه بر ویژگی‌های لایه سرامیکی، در شرایط عملیاتی دمای بالا، نفوذ اکسیژن از میان تخلخل‌ها و ترک‌های پوشش سرامیکی منجر به اکسیداسیون لایه واسط فلزی و شکل‌گیری لایه اکسید حرارتی (TGO[3]) در فصل مشترک لایه سرامیکی و لایه واسط می‌شود. رشد مداوم و بیش از حد لایه TGO به همراه تنش‌های پسماند ناشی از اختلاف ضریب انبساط حرارتی، از عوامل اصلی تمرکز تنش، ایجاد ترک در فصل مشترک و در نهایت پوسته‌شدن و تخریب پوشش سد حرارتی به شمار می‌رود [8,9].

افزایش مداوم دمای عملیاتی در توربین‌های مدرن باعث شده است تا پوشش‌های متداول YSZ با مشکلاتی نظیر رشد لایه اکسید حرارتی(TGO)، ایجاد تنش‌های گرمایی و متقابل بین لایه‌ها، و گسترش ترک‌ها مواجه شوند که در نهایت باعث پوسته‌شدن و افت کارایی پوشش می‌گردند. علاوه بر این، خوردگی داغ[4] ناشی از رسوب و واکنش نمک‌های مذاب (مانند Na_2SO_2 و V_2O_5) با سطح پوشش می‌تواند به‌طور قابل‌توجهی مقاومت TBC را کاهش دهد و موجب تضعیف سریع‌تر ساختار پوشش شود [10–12].

به منظور غلبه بر این محدودیت‌ها و افزایش عمر سرویس پوشش‌ها در شرایط عملیاتی واقعی، راهکارهای نوینی توسعه یافته‌اند. یکی از این رویکردها، استفاده از ساختارهای چندلایه گرادیانی (FGC[5]) است که می‌تواند تنش‌های ساختاری را کاهش داده و مقاومت به شوک حرارتی و اکسیداسیون را بهبود دهد [13,14]. از سوی دیگر، پوشش‌های سدحرارتی خودترمیم‌شونده[6] نیز توجه زیادی را به خود جلب کرده‌اند؛ زیرا این پوشش‌ها قادرند ترک‌های میکروسکوپی ایجادشده در طول سرویس را به‌صورت خودکار پر کنند و بدین ترتیب از پیشرفت خرابی جلوگیری کنند [15–19].مطابق گزارش‌های پیشین [15–19]، کارایی این سازوکار به صرف حضور عامل خودترمیم‌کننده محدود نمی‌شود، بلکه به نحوه توزیع آن در ساختار پوشش، دمای فعال‌شدن، امکان نفوذ اکسیژن به ناحیه آسیب‌دیده، و محل تشکیل محصولات اکسیدی نیز وابسته است. به‌عبارت دیگر، زمانی که فاز فعال در مجاورت ریزترک‌ها قرار گیرد و محصولات اکسیدی بتوانند به‌صورت موضعی ناپیوستگی‌ها را پر کنند، احتمال دستیابی به اثر ترمیمی افزایش می‌یابد. در مقابل، اگر توزیع این فازها نامناسب باشد یا واکنش اکسیداسیون در نواحی دور از ترک رخ دهد، اثر خودترمیمی ممکن است کاهش یافته و حتی با ایجاد تنش‌های موضعی همراه شود. بنابراین، درک هم‌زمانِ نوع عامل فعال، محل قرارگیری آن و معماری پوشش، برای ارزیابی واقعی عملکرد خودترمیمی ضروری است.

مکانیسم خودترمیمی درTBC ها معمولاً بر اساس حضور عناصر واکنش‌گر(مانند سیلیسیم یا ذرات $MoSi_2$) استوار

[1] Thermal Barrier Coatings
[2] Bond Coat
[3] Thermally-Grown Oxide
[4] hot corrosion
[5] Functionally graded coatings
[6] Self-healing Thermal Barrier Coatings

است که در دماهای بالا با اکسیژن واکنش داده و می‌توانند محصولات اکسیدی مانند SiO_2 و فازهای شیشه‌ای ایجاد کنند. این محصولات، در صورت تشکیل موضعی و در مجاورت ریزترک‌ها، ممکن است به پرشدن ناپیوستگی‌ها، کاهش مسیرهای نفوذ و محدودسازی گسترش ترک کمک کنند؛ با این حال، تشکیل کنترل‌نشده یا دور از ناحیه آسیب‌دیده می‌تواند با ایجاد تنش‌های موضعی همراه باشد و لزوماً اثر مفیدی بر پایداری پوشش نداشته باشد [20–26].

با این وجود، باید توجه داشت که تشکیل محصولات شیشه‌ای حاوی سیلیسیم، به‌ویژه SiO_2، یک فرآیند کاملاً بدون تنش نیست. از آنجا که اکسیداسیون فازهای حاوی سیلیسیم با تغییر حجم و تغییرات ریزساختاری همراه است، تشکیل این محصولات در نواحی دور از ترک یا تجمع بیش از حد آن‌ها می‌تواند موجب ایجاد تنش‌های موضعی، افزایش تمرکز تنش و حتی تخریب موضعی پوشش شود. از این منظر، سازوکار خودترمیمی تنها زمانی می‌تواند مفید باشد که تشکیل فازهای شیشه‌ای در مجاورت نواحی آسیب‌دیده و تحت یک معماری کنترل‌شده پوشش رخ دهد. این ملاحظه به‌ویژه از آن جهت اهمیت دارد که رفتار شیشه‌های سیلیکاتی و حمله CMAS نیز نشان می‌دهد که فازهای شیشه‌ای، در صورت توزیع نامناسب، می‌توانند به‌جای ترمیم، به عامل آسیب تبدیل شوند [22,24–26].

در سال‌های اخیر، مفهوم خودترمیمی در پوشش‌های سد حرارتی به‌عنوان راهکاری مؤثر برای افزایش دوام در دماهای بالا مورد توجه گسترده قرار گرفته است. یکی از رایج‌ترین رویکردها، استفاده از ذرات $MoSi_2$ به‌عنوان عامل خودترمیم‌کننده است که در صورت فعال‌شدن در دماهای بالا با اکسیداسیون به تشکیل SiO_2 و فازهای مرتبط می‌تواند ترک‌ها را پر کرده و از نفوذ اکسیژن و گسترش ترک جلوگیری نماید. در پژوهش‌های سیستماتیک انجام‌شده، ذرات $MoSi_2$ با اعمال به‌صورت APS در لایه نزدیک به لایه رویی[7] (پوشش YSZ) سبب افزایش عمر پوشش در آزمایش‌های چرخه حرارتی وآزمون مشعل[8] شده‌اند، که این اثر به‌دلیل اکسیداسیون ذرات $MoSi_2$ و تشکیل محصولاتی است که ترک‌ها را مهر و موم می‌کنند [21]. مطالعات دیگر نیز پتانسیل ذرات $MoSi_2$ را در بهبود دوام و کاهش گسترش ترک‌ها تأیید می‌کنند [3,18,19]؛ مثلاً در نمونه‌های طراحی‌شده با $MoSi_2$ داخل ماتریس YSZ که با روش تف‌جوشی پلاسمای جرقه ای (SPS[9]) تهیه شده‌اند، واکنش اکسیداسیون $MoSi_2$ باعث ایجاد محصولات واکنشی می‌شود که ترک‌های کوچک را مسدود می‌نماید [27]. با وجود گزارش‌های موفق درباره سامانه‌های مبتنی بر $MoSi_2$، تعمیم مستقیم رفتار این سیستم‌ها به پوشش‌های حاوی سیلیسیم فلزی باید با احتیاط انجام شود، زیرا میزان و محل تشکیل محصولات شیشه‌ای، و در نتیجه شدت تنش‌های موضعی، به ترکیب پوشش و معماری لایه‌ها وابسته است.

علاوه بر سیستم‌های مبتنی بر $MoSi_2$، ترکیبات دیگری نیز به‌عنوان عوامل خودترمیمی مورد مطالعه قرار گرفته‌اند. به‌طور مثال، پوشش‌هایی شامل TiC همراه با Al_2O_3 و YSZ به‌عنوان سیستم‌های خود ترمیم شونده[10] طراحی شده‌اند که در دماهای بالاتر از ٦٥٠ درجه سانتیگراد می‌توانند میکروترک‌ها را مهر و موم نمایند و مقاومت اکسیداسیونی و عمر TBC را افزایش دهند [28]. این نتایج نشان می‌دهد که انتخاب نوع فاز فعال و طراحی نحوه‌ی توزیع آن در پوشش نقش مهمی در عملکرد نهایی دارد.

علاوه بر $MoSi_2$ و TiC، فازهای ترکیبی دیگر مثل Ti_3AlC_2 نیز به‌عنوان عوامل خودترمیم‌شونده پیشنهاد شده‌اند که در هنگام اکسیداسیون در دماهای بالا تجزیه شده و محصولات اکسیدی را تشکیل می‌دهند که ترک‌ها را پر می‌کنند [29]. با وجود این پیشرفت‌ها، بررسی محدوده‌ی توزیع عنصری در

[7] Tie-Coat
[8] Burner rig test
[9] Spark plasma sintering
[10] Self-healing

جدول۱: مقایسه پژوهش‌های منتخب در زمینه TBCهای خودترمیم‌شونده [21,22,27,28]

پژوهشگر / سال	عامل خودترمیم‌کننده	ساختار پوشش	نتایج کلیدی	منبع
Nazahic et al., 2016	$MoSi_2/ZrO_2$	SPS composite	تشکیل فاز SiO_2 و $ZrSiO_4$ در ترک‌ها	[22]
Kulczyk-Malecka et al., 2018	$MoSi_2$	SPS – YPSZ/$MoSi_2$	اختلاف ضریب انبساط کم، خودترمیم فعال	[27]
Ouyang & Suo, 2021	TiC	APS – YSZ/Al_2O_3/TiC	مهروموم ترک‌ها و افزایش مقاومت اکسیداسیون	[28]
Koch et al., 2022	$MoSi_2$	APS – YSZ + $MoSi_2$	افزایش طول عمر پوشش و مهروموم ترک‌ها توسط SiO_2	[21]

ساختار پوشش‌های چندلایه و تحلیل همزمان اثر آن بر مقاومت به شوک حرارتی و خوردگی داغ هنوز به‌طور سیستماتیک انجام نشده است، که این موضوع یک فضای تحقیقاتی مهم برای بهینه‌سازی پوشش‌های TBC در کاربردهای واقعی محسوب می‌شود.

یکی دیگر از راهکارهای مؤثر برای بهبود عملکرد پوشش‌های سد حرارتی، استفاده از معماری‌های چندلایه در ساختار پوشش است. در این نوع طراحی، ترکیب شیمیایی یا ریزساختار لایه‌های مختلف به گونه‌ای تنظیم می‌شود که بتواند تنش‌های حرارتی را بهتر توزیع کرده و پایداری ساختاری پوشش را افزایش دهد. در این میان، استفاده از توزیع لایه‌ای عناصر فعال می‌تواند به کنترل بهتر مکانیزم‌های ترمیم ترک در نواحی مختلف پوشش کمک کند [1,13,14,30–32].

مرور نظام‌مند پژوهش‌های پیشین (جدول ۱) نشان می‌دهد که اگرچه طیف متنوعی از عوامل خودترمیم‌کننده از جمله $MoSi_2$، TiC و فازهای حاوی سیلیسیم مورد بررسی قرار گرفته‌اند، اما در اغلب مطالعات توزیع این فازها به‌صورت یکنواخت در زمینه سرامیکی در نظر گرفته شده است. همان‌گونه که در جدول ۱ قابل مشاهده است، تمرکز اصلی تحقیقات بر ارزیابی تشکیل SiO_2 یا اکسیدهای پایدار در نواحی ترک بوده و کمتر به اثر معماری گرادیانی یا ساختار چندلایه بر همزمانی مقاومت به شوک حرارتی و خوردگی داغ پرداخته شده است.با توجه به مقایسه ارائه‌شده در جدول ۱، می‌توان دریافت که بررسی سیستماتیک توزیع گرادیانی عنصر فعال در ساختار چندلایه TBCها همچنان نیازمند مطالعه عمیق‌تری است؛ موضوعی که در پژوهش حاضر مورد توجه قرار گرفته است.

اگرچه مطالعات متعددی در زمینه بهبود خواص TBCها منتشر شده است، نیاز به تحقیقات جامع‌تر بر روی کنترل توزیع عنصری و طراحی معماری پوشش‌ها به‌منظور به حداکثر رساندن اثرات خودترمیمی، مقاومت به شوک حرارتی و حفظ عملکرد در برابر خوردگی داغ همچنان احساس می‌شود. با توجه به این خلأ تحقیقاتی، در پژوهش حاضر اثر توزیع گرادیانی سیلیسیم بر رفتار خودترمیمی، مقاومت به شوک حرارتی و دوام در برابر خوردگی داغ TBCهای دولایه 8YSZ مورد بررسی قرار می‌گیرد تا راهکارهای جدیدی برای افزایش عمر مفید این پوشش‌ها در شرایط سرویس واقعی ارائه شود.

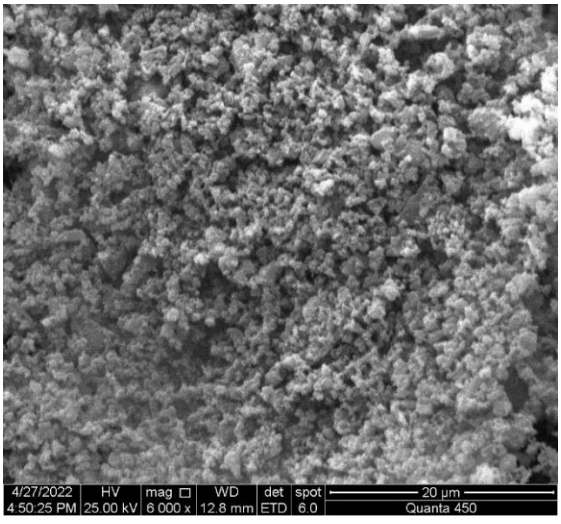
در این راستا، پژوهش حاضر با تمرکز بر طراحی یک معماری دولایه و توزیع گرادیانی سیلیسیم، رویکردی متفاوت نسبت به مطالعات پیشین ارائه می‌دهد. هدف این تحقیق، بررسی نقش توزیع غیریکنواخت سیلیسیم در بهبود رفتار خودترمیمی و پایداری پوشش‌های سد حرارتی در برابر شرایط تخریب حرارتی و محیط‌های خورنده است. برخلاف بسیاری از مطالعات پیشین که تنها یک جنبه از تخریب را مدنظر قرار داده‌اند، در این پژوهش تلاش شده است عملکرد پوشش از منظر یک دیدگاه مهندسی و نزدیک‌تر به شرایط

سرویس واقعی مورد ارزیابی قرار گیرد. از این‌رو، این مطالعه می‌تواند درک بهتری از ارتباط میان معماری پوشش، توزیع عامل فعال و کارایی سامانه‌های خودترمیم‌شونده فراهم سازد.

۲- روش تحقیق

۲-۱- مواد اولیه

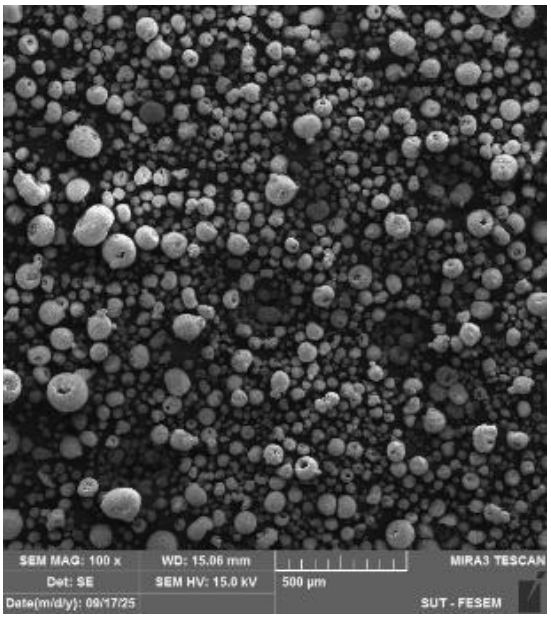
در این پژوهش از پودر زیرکونیای پایدارشده با ۸ درصد ایتریا ($ZrO_2–8Y_2O_3$) با نام تجاری PAC 2008P و اندازه ذرات ۱۵—۱٤۰ میکرومتر به‌عنوان ماده پوشش بالایی استفاده شد. همچنین برای لایه پیوندی از پودر $Ni_{23}Co_{17}Cr_{12}Al_{0.5}Y$ با نام تجاری Amdry 365-2 و اندازه ذرات ۳۸—۷۵ میکرومتر استفاده گردید. به‌منظور ایجاد خاصیت خودترمیمی نیز از پودر سیلیسیم با نام تجاری Silicon Metal Powder و اندازه ذرات ۰.۵—۱ میکرومتر بهره گرفته شد. ریزساختار پودرهای مورد استفاده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت که نتایج آن در شکل های ۱ و ۲ ارائه شده است.



شکل۱: تصویر SEM از پودر سیلیسیم مورد استفاده در این پژوهش.

۲-۲- آماده‌سازی زیرلایه

به منظور اعمال پوشش، از زیرلایه آلیاژ پایه نیکل استفاده شد. پیش از فرایند پوشش‌دهی، سطح زیرلایه‌ها با استفاده از عملیات سندبلاست با ذرات آلومینا زبر شد تا چسبندگی مکانیکی پوشش افزایش یابد. پس از عملیات زبری‌دهی، نمونه‌ها با استفاده از استون تمیز شده و برای فرایند پاشش آماده شدند.



شکل۲: تصویر SEM از پودر زیرکونیای پایدار شده با ایتریا (YSZ) مورد استفاده در این پژوهش.

به‌منظور آماده‌سازی مخلوط پودری مورد استفاده در تولید پوشش، پودرهای Si و YSZ با نسبت‌های وزنی ۷ و ۱۳ درصد وزنی انتخاب و به مدت ۳۰ دقیقه با یکدیگر مخلوط شدند؛ سپس مخلوط حاصل به مخزن تغذیه تفنگ پاشش منتقل شد.

۲-۳- فرایند اعمال پوشش

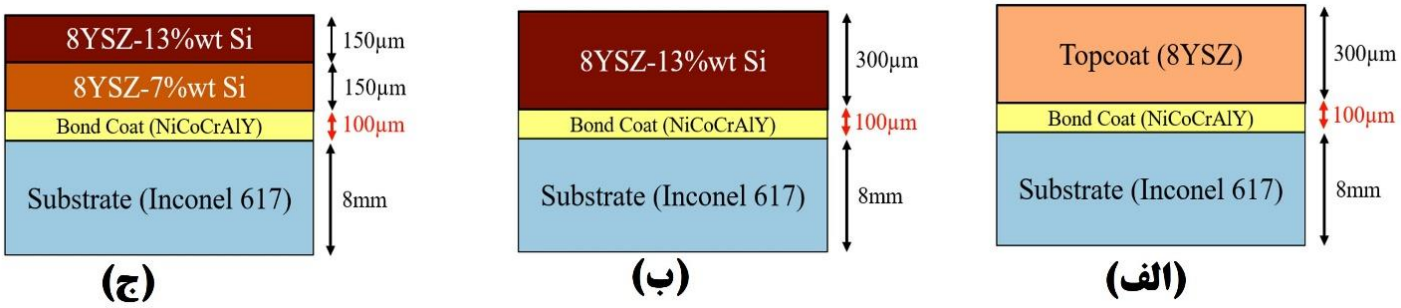
پوشش‌های سد حرارتی با استفاده از سامانه پاشش پلاسمای اتمسفری (APS) مجهز به مشعل مدل Metco-3MB اعمال شدند. در این فرایند، گاز آرگون به‌عنوان گاز اولیه و گاز

هیدروژن به‌عنوان گاز ثانویه مورد استفاده قرار گرفت. پارامترهای عملیاتی مورد استفاده برای اعمال لایه پیوندی و لایه‌های رویی در جدول ۲ گزارش شده است.

در این پژوهش، دو نوع پوشش خودترمیمی طراحی و اعمال شد: پوشش تک‌لایه حاوی سیلیسیم و پوشش دولایه حاوی

جدول۲: پارامترهای مورد استفاده برای پاشش پلاسمای اتمسفری

پارامتر	واحد	NiCoCrAlY	YSZ	YSZ-7%wt Si	YSZ-13%wt Si
جریان	A	۴۵۰	۵۰۰	۵۰۰	۵۰۰
ولتاژ	V	۵۰	۵۵	۵۵	۵۵
نرخ شارش گاز آرگون	SCFH[11]	۸۵	۸۰	۸۰	۸۰
نرخ شارش گاز هیدروژن	SCFH	۱۵	۱۵	۱۵	۱۵
نرخ شارش گاز حامل پودر (آرگون)	SCFH	۳۰	۳۰	۳۰	۳۰
نرخ تغذیه پودر	lb/hr	۱۵	۲۵	۲۵	۲۵
فاصله پاشش	Cm	۱۲	۸	۸	۸



شکل۳: تصویر شماتیک معماری پوشش‌های سد حرارتی مورد بررسی در این پژوهش: (الف) پوشش مرجع شامل لایه روئی سرامیکی 8YSZ بر روی لایه واسط NiCoCrAlY و زیرلایه Inconel617؛ (ب) پوشش تک لایه ترمیمی YSZ–13 wt.% Si بر روی لایه واسط NiCoCrAlY؛ (ج) پوشش دو لایه ترمیمی شامل YSZ–13 wt.% Si و YSZ–7 wt.% Si بر روی لایه واسط NiCoCrAlY و زیرلایه Inconel617.

سیلیسیم. در ساختار تک‌لایه، پودر YSZ و سیلیسیم به صورت مخلوط مورد استفاده قرار گرفتند. در مقابل، در پوشش دولایه توزیع سیلیسیم در دو لایه مختلف تنظیم شدت امکان بررسی اثر معماری پوشش بر رفتار ریزساختاری فراهم شود. تصویر شماتیک ساختار لایه ها در شکل ۳ نشان داده شده است.

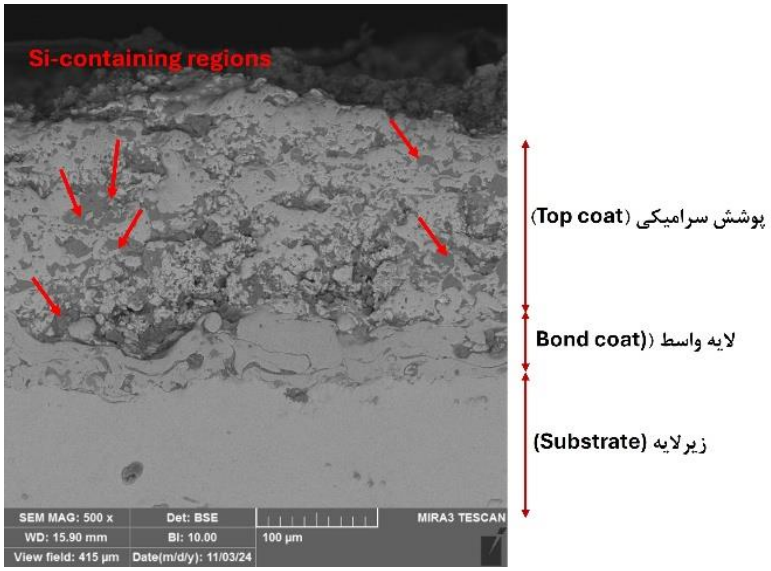
به‌منظور تفکیک اثر هر یک از عوامل تخریب بر رفتار ریزساختاری پوشش‌ها، آزمون‌های شوک حرارتی و خوردگی داغ به‌صورت مستقل انجام شدند.

۲-٤- آزمون شوک حرارتی

به‌منظور آزمون شوک حرارتی، نمونه‌ها در کوره جعبه‌ای در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۰ دقیقه نگهداری شدند

[11] Standard Cubic Feet Hour

و سپس به‌سرعت در آب ۲۵ درجه سانتی‌گراد کوئنچ شدند. این چرخه برای ۳۰ بار تکرار شد تا رفتار پوشش در شرایط تنش حرارتی شدید بررسی شود. پس از انجام آزمون شوک حرارتی، ریزساختار پوشش‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت تا تغییرات ساختاری و ایجاد ترک‌ها در پوشش مشخص شود.



شکل٤: تصویر SEM از ریزساختار پوشش تک‌لایه حاوی سیلیسیم بلافاصله پس از فرایند پاشش پلاسمایی اتمسفری (APS).

۲-۵- آزمون خوردگی داغ

به منظور بررسی مقاومت پوشش‌ها در محیط‌های خورنده دمای بالا، آزمون خوردگی داغ انجام شد. برای ارزیابی مقاومت به خوردگی داغ، از سدیم سولفات (Na_2SO_4) با خلوص بیش از ۹۹ درصد به‌عنوان محیط خورنده استفاده شد. در این پژوهش، نمک به‌صورت پودر خشک مورد استفاده قرار گرفت و بدون تهیه محلول، پس از توزین، به‌صورت یکنواخت روی سطح پوشش اعمال شد؛ به‌گونه‌ای که بار نمک در محدوده ۳ تا ۵ میلی‌گرم بر سانتی‌متر مربع قرار گیرد. آزمون در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و به‌مدت ۵۰ ساعت انجام گرفت. پس از انجام آزمون، سطح پوشش‌ها با استفاده از SEM و آنالیز عنصری مورد بررسی قرار گرفت تا اثر محیط خورنده بر ساختار پوشش و توزیع عناصر مشخص شود.

۲-٦- روش‌های مشخصه‌یابی

برای بررسی ریزساختار پوشش‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد. همچنین به منظور بررسی توزیع عناصر در ساختار پوشش، آنالیز EDS انجام گرفت. این آنالیز امکان بررسی توزیع سیلیسیم و سایر عناصر در نواحی مختلف پوشش را فراهم می‌کند و می‌تواند اطلاعات ارزشمندی درباره مکانیزم‌های احتمالی خودترمیمی ارائه دهد. علاوه بر بررسی‌های ریزساختاری و عنصری، تحلیل فازی پوشش‌ها با استفاده از آزمون‌های XRD و GIXRD انجام شد. آزمون GIXRD برای ارزیابی فازهای سطحی پوشش بلافاصله پس از پاشش و بررسی حضور احتمالی گونه‌های حاوی سیلیسیم مورد استفاده قرار گرفت. همچنین، پس از آزمون خوردگی داغ، الگوهای XRD برای بررسی پایداری فاز YSZ و شناسایی احتمالی محصولات اکسیدی یا فازهای ثانویه در

پوشش‌های مختلف ثبت و تحلیل شدند. شناسایی فازها بر اساس مقایسه موقعیت پیک‌ها با الگوهای مرجع انجام شد. ارزیابی‌های این پژوهش با هدف مقایسه توصیفی ریزساختار، توزیع عناصر و شواهد فازی پوشش‌ها انجام شد. از آنجا که پارامترهای کمی تکرارشونده‌ای مانند درصد تخلخل، چگالی ترک، نرخ خوردگی یا میزان تخریب سطح استخراج نشد، نتایج در محدوده نمونه‌ها و تصاویر بررسی‌شده به‌صورت کیفی و مقایسه‌ای تفسیر شدند و آزمون معناداری آماری بر روی آن‌ها انجام نشد.

۳- نتایج و بحث

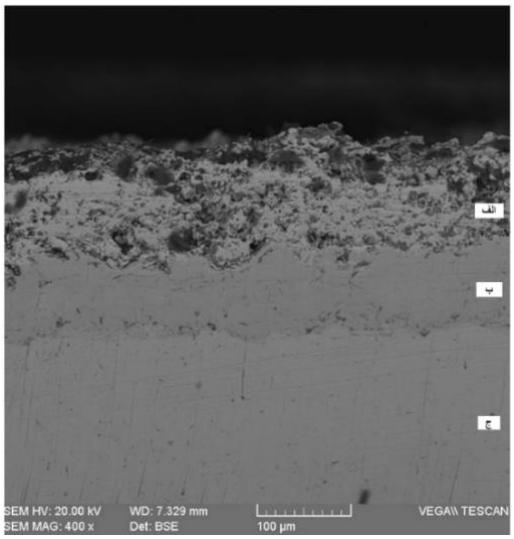
۳-۱- مورفولوژی پودرهای اولیه

به‌منظور بررسی ویژگی‌های ظاهری مواد اولیه، مورفولوژی پودرهای مورد استفاده با میکروسکوپ الکترونی روبشی ارزیابی شد. شکل ۱ مورفولوژی پودر YSZ را نشان می‌دهد. بر اساس تصویر SEM، ذرات این پودر دارای شکل نامنظم بوده و در بازه اندازه ۱۵ تا ۱٤۰ میکرومتر قرار دارند. همچنین، مطابق با شکل ۲، پودر سیلیسیم از ذراتی با اندازه تقریبی ۰.۵ تا ۱ میکرومتر تشکیل شده که به‌صورت تجمع‌یافته مشاهده می‌شوند. این ویژگی می‌تواند بر نحوه توزیع ذرات سیلیسیم در ساختار پوشش در حین فرایند پاشش اثرگذار باشد.

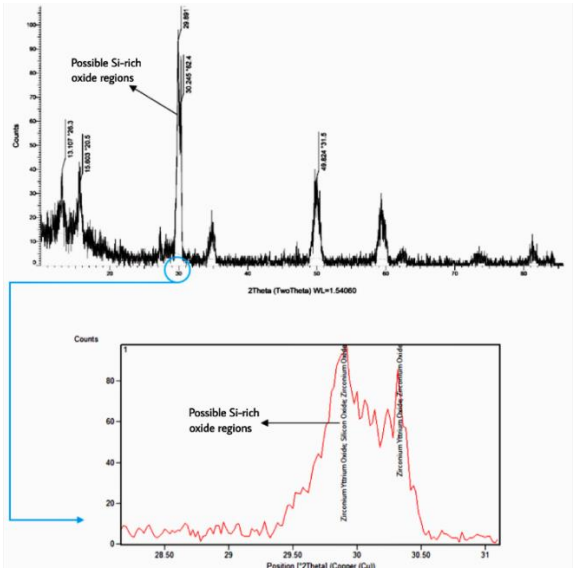
۳-۲- ریزساختار پوشش بلافاصله پس از اعمال

ریخت‌شناسی و ساختار پوشش‌های اعمال‌شده بلافاصله پس از فرایند پاشش پلاسمایی با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. شکل ٤ تصویر SEM از پوشش تک‌لایه حاوی سیلیسیم را بلافاصله پس از اعمال نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، پوشش دارای ساختار لایه‌ای مشخصی است که از برخورد و پهن شدن ذرات مذاب در حین فرایند پاشش تشکیل شده است. این نوع مورفولوژی لایه‌ای از ویژگی‌های متداول پوشش‌های تولیدشده به روش پاشش پلاسمایی اتمسفری است. در تصویر BSE مقطع عرضی پوشش، نواحی تیره‌رنگی به‌صورت پراکنده در لایه بالایی قابل مشاهده است. با توجه به پایین‌تر بودن عدد اتمی سیلیسیم در مقایسه با عناصر اصلی تشکیل‌دهنده ماتریس YSZ، این نواحی به فازهای حاوی سیلیسیم نسبت داده می‌شوند. لازم به ذکر است که شناسایی این نواحی صرفاً بر مبنای تصویر SEM صورت نگرفته، بلکه با بهره‌گیری از نتایج مکمل EDS و GIXRD مورد تأیید قرار گرفته است. حضور این فازها می‌تواند در دماهای بالا در تشکیل محصولات اکسیدی حاوی Si–O و در نتیجه در بروز رفتار خودترمیمی پوشش مؤثر باشد.

به‌منظور بررسی ساختار پوشش‌های دولایه، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (BSE) مقطع عرضی پوشش ترمیمی دولایه (NiCoCrAlY/YSZ+7%Si/YSZ+13%Si) در شکل ۵ ارائه شده است. مطابق با این تصویر، لایه ب(لایه داخلی، YSZ حاوی ۷ درصد وزنی Si) و لایه الف (لایه خارجی، YSZ حاوی ۱۳ درصد وزنی Si) به‌صورت متوالی بر روی پوشش پیوندی (لایه ج) پاشش شده‌اند. ویژگی بارز این ریزساختار، عدم مشاهده فصل مشترک ناپیوسته بین دو لایه سرامیکی است که نشان‌دهنده چسبندگی مناسب و یکپارچگی حین فرآیند پاشش پلاسمایی است. این ساختار دولایه، بستری متفاوت برای نفوذ عوامل خورنده نسبت به نمونه تک‌لایه فراهم می‌آورد که در تحلیل‌های بعدی مورد بحث قرار خواهد گرفت.



شکل٥: تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (BSE) از مقطع عرضی پوشش سد حرارتی ترمیمی دولایه حاوی سیلیسیم در حالت بلافاصله پس از اعمال.



شکل٦: نتایج آزمون GIXRD سطح پوشش دولایه ترمیمی (NiCoCrAlY/YSZ+7%Si/YSZ+13%Si).

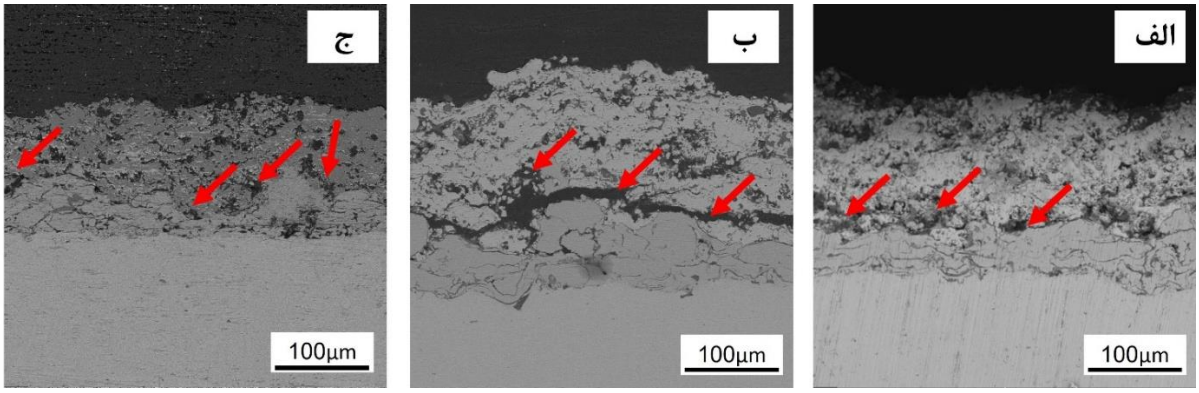
با توجه به زمان ماند کوتاه ذرات در جت پلاسما، احتمال می‌رود بخشی از ذرات سیلیسیم در حین فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری دچار اکسیداسیون سطحی شوند و بخشی دیگر به‌صورت سیلیسیم اکسیدنشده یا کم‌اکسیدشده در ماتریس YSZ باقی بمانند. به‌منظور بررسی تغییرات موضعی الگوی پراش در سطح پوشش، آزمون GIXRD بر روی پوشش دولایه ترمیمی انجام شد که نتایج آن در شکل ٦ ارائه شده است. با توجه به ماهیت سطحی این آزمون، GIXRD نسبت به XRD متداول حساسیت بیشتری نسبت به تغییرات ایجادشده در لایه‌های نزدیک به سطح دارد. در بزرگنمایی ناحیه ٢٨ تا ٣١ درجه، در مجاورت پیک اصلی YSZ یک برآمدگی موضعی[12] مشاهده می‌شود که نسبت به نمونه مرجع قابل تشخیص است، اما این تغییر به‌صورت یک پیک مستقل و کاملاً تفکیک‌شده ظاهر نشده است.

به‌منظور اطمینان از شناسایی فازی، داده‌های خام GIXRD مورد بررسی قرار گرفت و تمامی پلی‌مورف‌های شناخته‌شده SiO_2 شامل α-quartz، β-quartz، cristobalite و tridymite با استفاده از کارت‌های مرجع معتبر ارزیابی شدند. نتایج این بازبینی نشان داد که هیچ‌یک از این فازهای بلوری تطابق قابل قبولی با الگوی پراش ثبت‌شده ندارند؛ ازاین‌رو، نتایج GIXRD به‌تنهایی برای شناسایی قطعی یک فاز بلوری SiO_2 کافی نیستند.

با این وجود، حضور سیلیسیم در ساختار پوشش که در تصاویر BSE و نتایج آنالیز EDS تأیید شده است، نشان می‌دهد که سیلیسیم به‌صورت گونه‌های حاوی Si در پوشش حضور دارد و می‌تواند در طی مواجهه با دماهای بالا و محیط‌های اکسیدکننده، در تشکیل محصولات اکسیداسیون حاوی سیلیسیم مشارکت کند. بنابراین، شکل ٦ به‌عنوان شاهدی از تغییرات موضعی الگوی پراش در نواحی غنی از سیلیسیم تفسیر می‌شود و نه به‌عنوان مدرکی برای شناسایی قطعی یک فاز بلوری SiO_2.

[12] Broad Shoulder

در نتیجه، حضور گونه‌های حاوی سیلیسیم در پوشش اعمال‌شده می‌تواند به‌عنوان منبع بالقوه تشکیل محصولات اکسیداسیون حاوی Si–O در مراحل بعدی سرویس یا آزمون‌های دمای بالا در نظر گرفته شود. نقش این محصولات در مکانیزم پیشنهادی خودترمیمی، در بخش نتایج آزمون‌های خوردگی داغ و با استناد به مجموعه نتایج XRD ، SEM و EDS مورد بحث قرار گرفته است.



شکل۷: تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از مقطع عرضی پوشش‌ها پس از از تحمل ۳۰ سیکل آزمون شوک حرارتی . فلش‌های قرمز نشان‌دهنده مسیرهای پیشروی ترک، جدایش‌های بین‌لایه‌ای و تمرکز آسیب در: (الف) نمونه مرجعYSZ ، (ب) پوشش تک‌لایه حاوی سیلیسیم و (ج) پوشش دولایه حاوی سیلیسیم.

شایان ذکر است که تحلیل حاضر یک ارزیابی کیفی از وضعیت پوشش بلافاصله پس از اعمال است. از آنجا که در پژوهش حاضر آزمون‌های تکمیلی نظیرDSC، TGA یا Raman برای بررسی رفتار اکسیداسیون سیلیسیم انجام نشده است، تعیین نوع دقیق محصولات احتمالی اکسیداسیون در این مرحله خارج از محدوده پژوهش حاضر بوده و می‌تواند در مطالعات آینده مورد بررسی قرار گیرد.

۳-۳- رفتار پوشش‌ها در آزمون شوک حرارتی

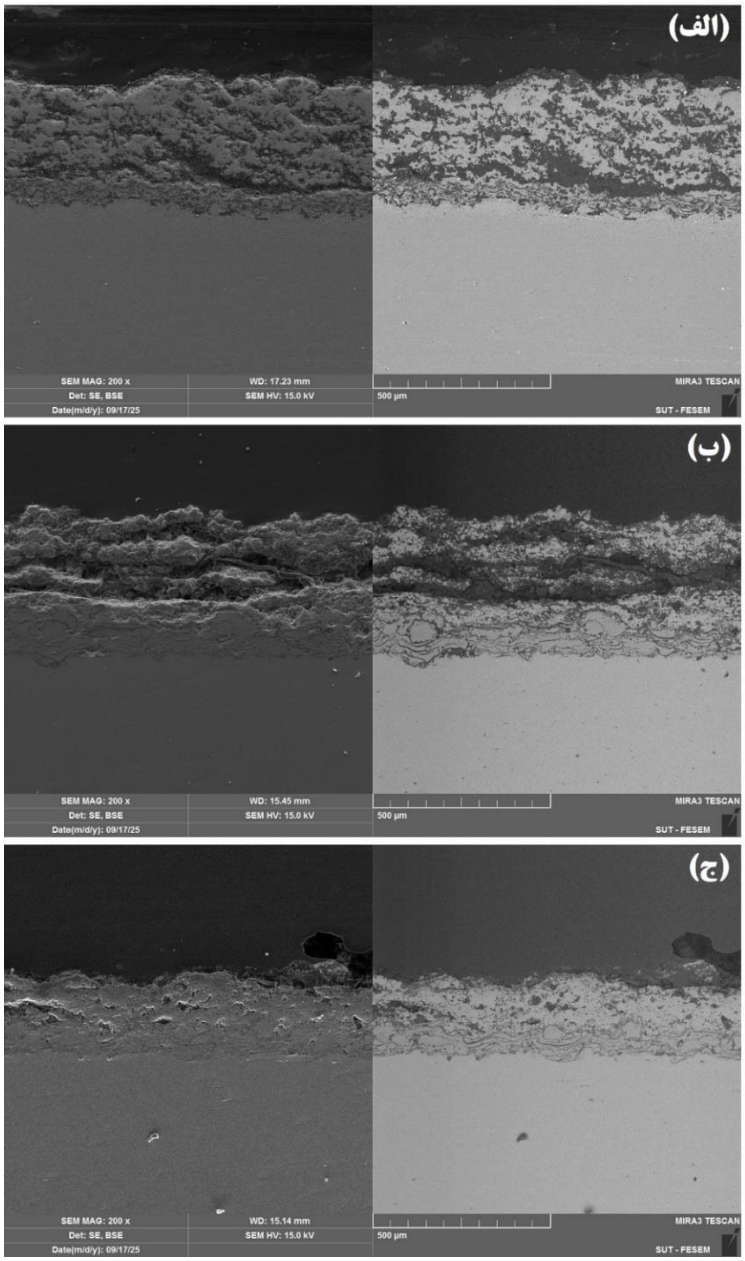
به منظور بررسی پایداری پوشش‌ها در برابر تنش‌های حرارتی، آزمون شوک حرارتی بر روی نمونه‌ها انجام شد و ریزساختار آن‌ها پس از انجام چرخه‌های حرارتی با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. شکل ۷ تصاویر SEM از ریزساختار پوشش‌های مختلف را پس از تحمل ۳۰ سیکل آزمون شوک حرارتی نشان می‌دهد.

همان‌گونه که در شکل ۷-الف مشاهده می‌شود، پوشش مرجع YSZ پس از قرارگیری در معرض چرخه‌های حرارتی، بر اساس تصاویر SEM، دارای ریزترک‌های قابل مشاهده در ساختار خود است. این ترک‌ها عمدتاً در مرز بین لایه‌های تشکیل‌دهنده پوشش ایجاد شده‌اند که ناشی از تنش‌های حرارتی و اختلاف ضریب انبساط حرارتی بین لایه‌های مختلف پوشش است. گسترش این ترک‌ها می‌تواند در نهایت به جدایش پوشش از زیرلایه منجر شود.

در مقابل، همان‌گونه که در شکل ۷-ب مشاهده می‌شود، پوشش تک‌لایه حاوی سیلیسیم پس از ۳۰ سیکل شوک حرارتی، الگوهای متفاوتی از آسیب را نشان می‌دهد. اگرچه در این نمونه یک ترک افقی در نزدیکی فصل مشترک پوشش با لایه پیوندی[13] مشاهده می‌شود، اما نکته حائز اهمیت، حفظ

[13] Bond-coat

پیوستگی نسبی در سایر بخش‌های پوشش است. بر اساس تصاویر SEM، اگرچه برخی ترک‌های بزرگ در اثر تنش‌های حرارتی ایجاد شده‌اند، اما به نظر می‌رسد حضور فازهای حاوی سیلیسیم توانسته‌است از ریزترک‌های پراکنده و تخریب گسترده در بدنه پوشش تا حدی جلوگیری کند. در واقع، حضور سیلیسیم ممکن است با انجام واکنش‌های اکسیداسیونی موضعی، از پیوستن ریزترک‌ها به یکدیگر در برخی نواحی جلوگیری کرده باشد، هرچند که تنش‌های ناشی از اختلاف ضریب انبساط حرارتی همچنان منجر به تشکیل ترک‌های اصلی در نواحی حساس فصل مشترک شده است.



شکل۸: تصویر SEM از ریزساختار پوشش ها پس از آزمون خوردگی داغ. (الف) نمونه مرجع YSZ، (ب)پوشش تک‌لایه ترمیمی حاوی سیلیسیم و (ج)پوشش دولایه ترمیمی حاوی سیلیسیم. در هر پنل، تصویر سمت چپ (SE) مورفولوژی سطح و زبری/تخلخل را نشان می‌دهد، در حالی که تصویر سمت راست (BSE) کنتراست روشن/تیره و تفاوت نواحی مختلف ریزساختار را آشکار می‌کند.

در مورد پوشش دولایه حاوی سیلیسیم (شکل ۷–ج)، تصاویر SEM پس از آزمون شوک حرارتی نشان می‌دهد که ریزساختار پوشش همچنان پیوستگی نسبی خود را حفظ کرده و گسترش ظاهری ترک‌ها و نواحی معیوب در آن محدودتر به نظر می‌رسد. توزیع مشاهده‌شده گونه‌های حاوی سیلیسیم در این پوشش ممکن است با وقوع پاسخ ترمیمی موضعی در برخی نواحی دارای ترک یا تخلخل مرتبط باشد. بر اساس مقایسه کیفی تصاویر SEM بررسی‌شده، گسترش ظاهری ترک‌ها در پوشش دولایه نسبت به پوشش تک‌لایه و پوشش مرجع محدودتر به نظر می‌رسد. این مشاهدات کیفی حاکی از آن است که معماری دولایه، در شرایط آزمون حاضر، ممکن است با حفظ بهتر پیوستگی ظاهری ریزساختار پوشش پس از شوک حرارتی همراه باشد؛ بااین‌حال، تأیید کمی این تفاوت نیازمند اندازه‌گیری چگالی ترک و انجام آزمون‌های تکراری است.

۳–٤– رفتار پوشش‌ها در آزمون خوردگی داغ

به‌منظور بررسی مقاومت پوشش‌ها در محیط‌های خورنده دمای بالا، آزمون خوردگی داغ بر روی پوشش‌های خودترمیمی انجام شد. پس از انجام آزمون، ریزساختار سطحی نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت تا اثر محیط خورنده بر ساختار پوشش مشخص شود.

شکل ۸ تصاویر SEM از ریزساختار پوشش نمونه مرجع و پوشش‌های تک‌لایه و دولایه حاوی سیلیسیم پس از آزمون خوردگی داغ را نشان می‌دهد. در هر پنل، تصویر سمت چپ (SE) مورفولوژی سطح، زبری و ناپیوستگی‌های موضعی را نشان می‌دهد، در حالی که تصویر سمت راست (BSE) تفاوت کنتراست ریزساختاری در نواحی مختلف را آشکار می‌سازد.

همان‌گونه که در شکل ۸–الف مشاهده می‌شود، نمونه مرجع YSZ پس از آزمون خوردگی داغ نواحی دارای ناپیوستگی، زبری سطحی و تغییرات ریزساختاری بیشتری را نشان می‌دهد. همچنین در برخی نواحی، تخلخل‌ها و عیوب موضعی قابل مشاهده‌اند که می‌توانند با افت پیوستگی ظاهری ریزساختار پس از قرارگیری در محیط خورنده مرتبط باشند. با این حال، ماهیت دقیق محصولات تشکیل‌شده و مکانیزم تخریب تنها بر اساس تصاویر SEM به‌طور قطعی قابل تعیین نیست.

در شکل ۸–ب، پوشش تک‌لایه حاوی سیلیسیم نیز پس از آزمون دچار تغییرات ریزساختاری و نواحی دارای آسیب موضعی شده است. حضور برخی ناپیوستگی‌ها، ترک‌ها و تخلخل‌های باز در این پوشش می‌تواند مسیرهایی برای نفوذ گونه‌های خورنده فراهم کند. با این وجود، در برخی نواحی، حفظ نسبی پیوستگی ریزساختار مشاهده می‌شود. هرگونه ارتباط این رفتار با واکنش‌های اکسیداسیونی سیلیسیم و تشکیل فازهای حاوی سیلیسیم باید همراه با نتایج آنالیزهای عنصری و فازی تفسیر شود.

در مقابل، همان‌گونه که در شکل ۸–ج مشاهده می‌شود، پوشش دولایه حاوی سیلیسیم در نواحی بررسی‌شده پیوستگی ظاهری بیشتری پس از آزمون خوردگی داغ نشان می‌دهد. بر اساس مقایسه کیفی تصاویر SEM، نواحی دارای آسیب و ناپیوستگی در این پوشش محدودتر به نظر می‌رسند و ریزساختار آن نسبتاً یکنواخت‌تر مشاهده می‌شود. این مشاهده می‌تواند نشان‌دهنده عملکرد مناسب‌تر معماری دولایه در کاهش شدت تخریب ریزساختاری تحت شرایط آزمون حاضر باشد.

اگرچه سیلیسیم به‌عنوان عامل بالقوه خودترمیمی به پوشش افزوده شد، نتایج نشان داد که در پوشش تک‌لایه، این اثر به‌تنهایی برای جلوگیری از تخریب ناشی از خوردگی داغ کافی نبوده است. به نظر می‌رسد عواملی مانند توزیع موضعی سیلیسیم، وجود ناپیوستگی‌ها و مسیرهای نفوذ گونه‌های

خورنده، نقش مهمی در رفتار این پوشش داشته‌اند. در مقابل، پوشش دولایه عملکرد یکنواخت‌تر و پایدارتری نشان داد که بیانگر اهمیت معماری پوشش در بروز اثر مفید سیلیسیم است.

در مجموع، مشاهدات کیفی حاصل از تصاویر SEM نشان می‌دهند که پوشش دولایه حاوی سیلیسیم در شرایط آزمون حاضر، پایداری ظاهری بهتری نسبت به نمونه مرجع و پوشش تک‌لایه از خود نشان داده است. با این حال، تعیین قطعی مکانیزم تخریب خوردگی داغ و همچنین ارزیابی کمی شدت آسیب، مستلزم انجام آزمون‌های تکمیلی، از جمله اندازه‌گیری چگالی ترک، میزان تخریب سطح و تحلیل فازی و عنصری محصولات تشکیل‌شده است.

علاوه بر پدیده‌های مرتبط با خوردگی داغ در لایه پوشش، رشد لایه اکسید حرارتی (TGO) در فصل مشترک لایه سرامیکی و لایه واسط (Bond-coat) نیز یکی از عوامل مهم تخریب پوشش‌های سد حرارتی در شرایط حرارتی طولانی‌مدت به شمار می‌رود. در مطالعه حاضر، تمرکز اصلی بر ارزیابی یکپارچگی ساختاری لایه سرامیکی بالایی و نقش موضعی سیلیسیم در بهبود رفتار پوشش بوده است؛ از این‌رو، اثر حضور سیلیسیم بر سینتیک رشد یا تغییرات ضخامت لایه TGO به‌صورت مستقیم اندازه‌گیری نشد. بررسی جامع‌تر اثر سیلیسیم بر رفتار فازی و پایداری لایه TGO می‌تواند در مطالعات آینده دنبال شود.

۳-۵- تحلیل توزیع عناصر[14] پوششها پس از آزمون خوردگی داغ

به‌منظور بررسی توزیع عناصر در ساختار پوشش پس از آزمون خوردگی داغ، آنالیز EDS به همراه نقشه‌برداری عنصری بر روی نمونه‌های مرجع، تک‌لایه و دولایه انجام شد. نتایج این بررسی‌ها در شکل‌های ۹ تا ۱۱ ارائه شده است.

در پوشش مرجع YSZ (شکل ۹)، حضور عناصر Ni، Cr، O، S و Na در طیف EDS مشاهده می‌شود. تجمع موضعی سدیم و گوگرد در نواحی سطحی می‌تواند نشان‌دهنده نفوذ نمک‌های خورنده به درون تخلخل‌های پوشش باشد. در پوشش مرجع YSZ (شکل ۹)، حضور عناصر Ni، Cr، O، S و Na در طیف EDS مشاهده می‌شود. تجمع موضعی سدیم و گوگرد در نواحی سطحی می‌تواند نشان‌دهنده نفوذ نمک‌های خورنده به درون تخلخل‌های پوشش باشد. همچنین هم‌پوشانی نسبی اکسیژن با عناصر فلزی زیرلایه (مانند Ni و Cr) در نواحی نزدیک به فصل‌مشترک، احتمال تشکیل محصولات اکسیدی و خوردگی را مطرح می‌کند که در نهایت می‌تواند به تخریب چسبندگی پوشش منجر شود. لازم به ذکر است که در این نمونه، به دلیل عدم استفاده از افزودنی، عنصر سیلیسیم مشاهده نمی‌شود.

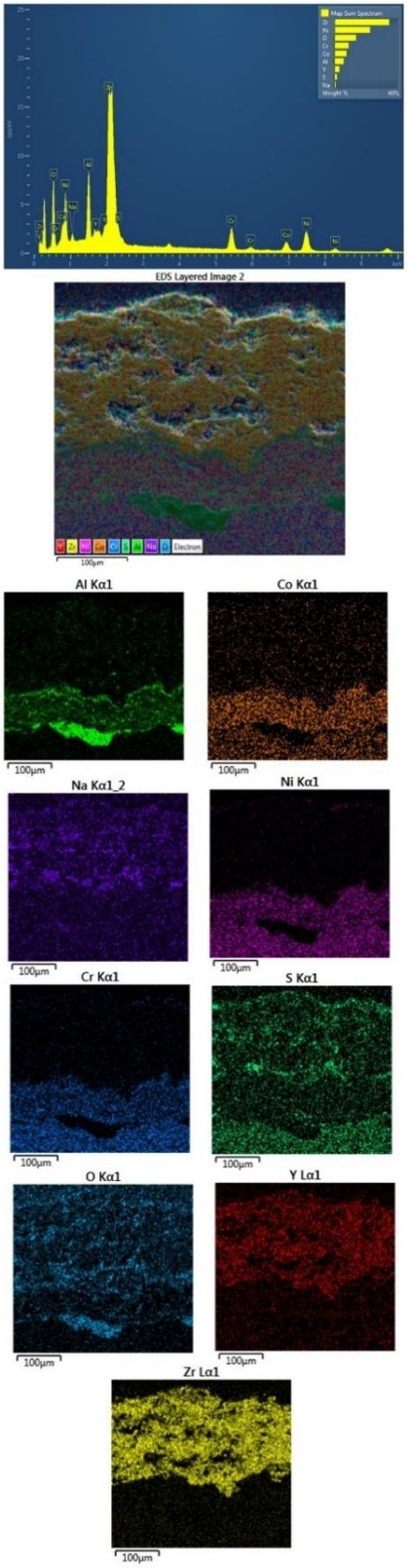
مطابق شکل‌های ۱۰و ۱۱، عناصر اصلی پوشش (Zr، Y، O) در کنار افزودنی Si و عناصر محیط خورنده توزیع شده‌اند. نقشه‌های توزیع عنصری در این نمونه‌ها، اطلاعات کیفی مهمی درباره رفتار پوشش فراهم می‌کنند:

۱. **توزیع اکسیژن و آلومینیوم:** در نواحی سطحی، غنای نسبی اکسیژن در مجاورت آلومینیوم مشاهده می‌شود. اگرچه این هم‌پوشانی می‌تواند با تشکیل احتمالی محصولات اکسیدی غنی از Al (مانند آلومینا) مرتبط باشد، اما تایید قطعی ماهیت فازی این لایه‌ها تنها با استناد به نتایج XRD و GIXRD (بخش‌های پیشین) امکان‌پذیر است.

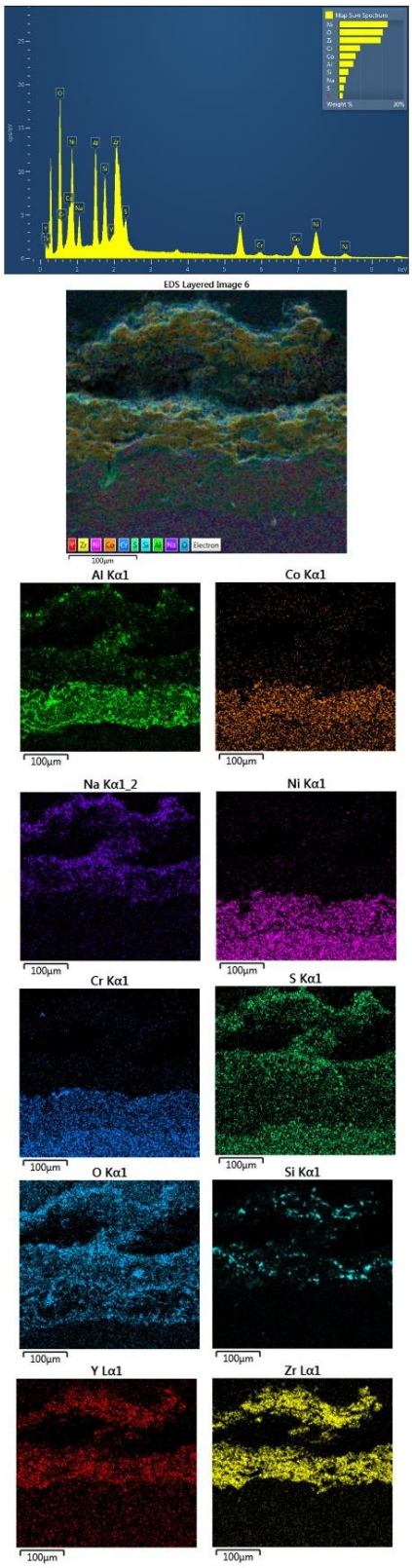
۲. **توزیع سیلیسیم و رفتار ترمیمی:** در هر دو پوشش حاوی سیلیسیم، تجمع موضعی Si در مجاورت برخی ترک‌ها و تخلخل‌ها دیده می‌شود. این الگوی توزیع می‌تواند ناشی از بازتوزیع گونه‌های حاوی سیلیسیم در دماهای بالا یا اثر نیروهای موئینگی بر فازهای سیلیکاتی نرم‌شده باشد.

[14] EDS Mapping

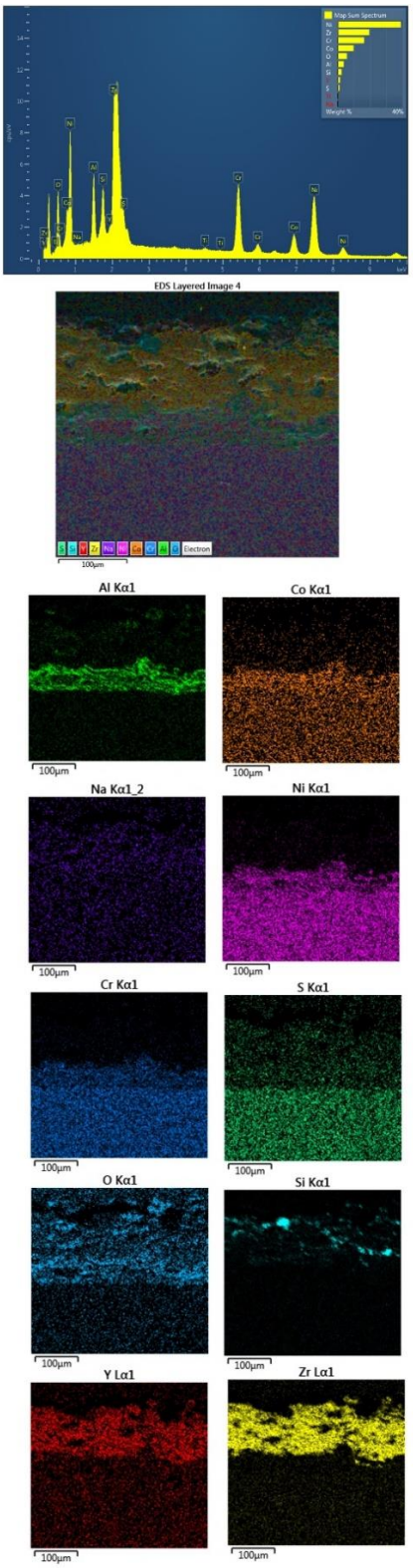
حضور این عنصر در نواحی معیوب، شاهدی کیفی بر احتمال وقوع واکنش‌های ترمیمی است که ممکن است مسیرهای نفوذ اکسیژن و نمک‌های مذاب را به‌طور موضعی محدود کنند.



شکل۹: طیف EDS و نقشه‌های توزیع عنصری پوشش مرجع YSZ پس از آزمون خوردگی داغ (مبنای مقایسه).



شکل ۱۰: نقشه‌برداری عنصری (EDS mapping) از پوشش تک‌لایه حاوی سیلیسیم پس از آزمون خوردگی داغ.



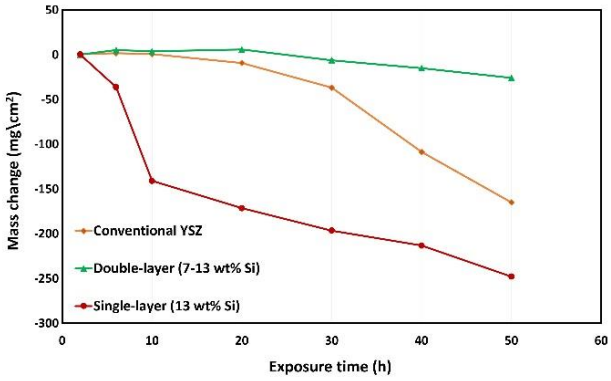
شکل ۱۱: نقشه‌برداری عنصری از پوشش دولایه حاوی سیلیسیم پس از آزمون خوردگی داغ.

۳. **توزیع عناصر خورنده:** حضور Na و S عمدتاً در لایه‌های بیرونی متمرکز مانده است. در مقایسه کیفی، به نظر می‌رسد در نمونه دولایه (شکل ۱۱)، توزیع عناصر محافظ (مانند Al و Si) در سطح پیوسته‌تر بوده و نفوذ عناصر خورنده به اعماق پوشش محدودتر شده است. با این حال، شناسایی دقیق فازهای آلومینوسیلیکاتی یا سیلیکاتی بر اساس این تصاویر میسر نیست و تنها به‌عنوان یک احتمال ساختاری مطرح می‌گردد.

طیف‌های EDS و نقشه‌های عنصری در این بخش، حضور و پراکندگی نسبی عناصر را در مقیاس کلی نشان می‌دهند. اگرچه هم‌پوشانی عناصر می‌تواند نشان‌دهنده تشکیل محصولات اکسیدی یا فازهای ترمیمی باشد، اما باید تأکید کرد که نقشه‌برداری EDS به‌تنهایی ابزاری برای شناسایی قطعی فازها یا اثبات کامل مکانیزم‌های واکنشی نیست. استدلال‌های ارائه شده در خصوص تشکیل فازهایی نظیر Al_2O_3 یا SiO_2، حاصل انطباق این مشاهدات مورفولوژیکی با نتایج تحلیل‌های فازی (XRD) است. از این رو، تصاویر EDS در این پژوهش صرفاً به‌عنوان شواهدی مکمل برای توصیف وضعیت ظاهری و توزیع عنصری پوشش‌ها پس از تخریب مورد استفاده قرار گرفته‌اند.

۳-٦- بررسی تغییر جرم نمونه‌ها در آزمون خوردگی داغ

به‌منظور ارزیابی رفتار پوشش‌ها در برابر خوردگی داغ، تغییر جرم واحد سطح نمونه‌ها در زمان‌های مختلف آزمون اندازه‌گیری شد. نتایج مربوط به پوشش YSZ متعارف، پوشش تک‌لایه حاوی ۱۳ درصد وزنی Si و پوشش دولایه حاوی ۷ و ۱۳ درصد وزنی Si در شکل ۱۲ ارائه شده است. مطابق با شکل ۱۲، هر سه نمونه در طول آزمون خوردگی داغ کاهش جرم اندازه‌گیری‌شده‌ای را نشان دادند؛ بااین‌حال، میزان و روند این کاهش جرم در ساختارهای مختلف یکسان نبود. پوشش دولایه حاوی ۷ و ۱۳ درصد وزنی Si کمترین کاهش جرم را در طول آزمون نشان داد و مقدار نهایی تغییر جرم آن پس از حدود ٦٠ ساعت در حدود $-25\ mg/cm^2$ بود. در مقابل، مقدار تغییر جرم نهایی پوشش YSZ متعارف و پوشش تک‌لایه حاوی ۱۳ درصد وزنی Si به‌ترتیب در حدود $-165\ mg/cm^2$ و $-250\ mg/cm^2$ به دست آمد.



شکل۱۲: تغییر جرم واحد سطح پوشش YSZ متعارف، پوشش تک‌لایه حاوی ۱۳ درصد وزنی Si و پوشش دولایه حاوی ۷ و ۱۳ درصد وزنی Si برحسب زمان مواجهه در آزمون خوردگی داغ.

با توجه به این نتایج، پوشش دولایه در مقایسه با دو پوشش دیگر از پایداری جرمی بیشتری در شرایط آزمون خوردگی داغ برخوردار بود. کاهش جرم کمتر این نمونه می‌تواند نشان‌دهنده کاهش شدت تخریب سطحی و حفظ بهتر یکپارچگی پوشش در طول مواجهه با نمک خورنده باشد. بااین‌حال، ازآنجاکه تغییر جرم حاصل برآیند چند فرایند هم‌زمان، از جمله تشکیل محصولات خوردگی، نفوذ نمک مذاب، انحلال یا تخریب فازهای موجود و جداشدن احتمالی بخش‌هایی از پوشش است، کاهش جرم مشاهده‌شده را نمی‌توان صرفاً و به‌طور قطعی به پوسته‌شدن پوشش نسبت داد.

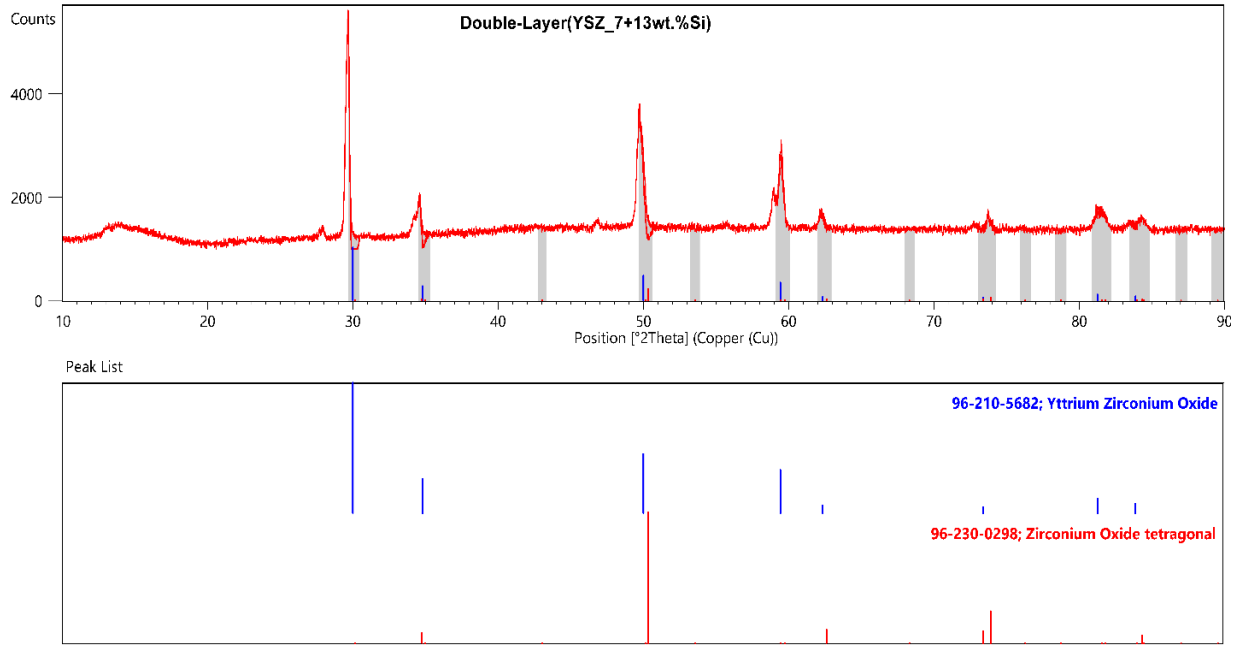
عملکرد بهتر پوشش دولایه را می‌توان با توزیع مناسب‌تر Si در ساختار پوشش و کنترل موضعی واکنش‌های اکسیداسیون مرتبط دانست. در این ساختار، لایه دارای مقدار کمتر Si می‌تواند ضمن محدودکردن تغییرات شدید ریزساختاری، شرایط لازم را برای تشکیل کنترل‌شده محصولات اکسیداسیون حاوی سیلیسیم فراهم کند. این محصولات

ممکن است بخشی از ترک‌ها و مسیرهای نفوذ نمک مذاب را مسدود کرده و درنتیجه دسترسی عوامل خورنده به نواحی داخلی Top-coat و فصل مشترک Top-coat/Bond-coat را محدود کنند. بااین‌حال، برای تأیید مستقیم این سازوکار، بررسی‌های تکمیلی ریزساختاری و شیمیایی در مقاطع عرضی پوشش ضروری است.

در مقابل، پوشش تک‌لایه حاوی ۱۳ درصد وزنی Si بیشترین کاهش جرم را نشان داد. این نتیجه بیانگر آن است که افزایش مقدار عامل خودترمیم‌شونده، به‌تنهایی الزاماً باعث بهبود مقاومت در برابر خوردگی داغ نمی‌شود. مقدار نسبتاً زیاد Si در ساختار تک‌لایه ممکن است توزیع ریزساختاری پوشش، میزان تخلخل، پیوستگی بین‌اسپلتی و رفتار اکسیداسیون موضعی را تحت تأثیر قرار داده باشد. همچنین، تشکیل محصولات اکسیداسیون و تنش‌های حجمی ناشی از آن‌ها می‌تواند احتمال ایجاد یا گسترش ترک و جداشدن موضعی پوشش را افزایش دهد. ازاین‌رو، مقدار و نحوه توزیع Si در ضخامت پوشش از عوامل مؤثر بر عملکرد نهایی آن محسوب می‌شوند.

مقایسه نتایج نشان می‌دهد که آرایش دولایه، در محدوده شرایط بررسی‌شده، برای بهره‌گیری از اثر احتمالی فازهای حاوی سیلیسیم مناسب‌تر از افزودن یکنواخت ۱۳ درصد وزنی Si در یک ساختار تک‌لایه بوده است. به بیان دیگر، عملکرد پوشش تنها به مقدار کل Si وابسته نیست، بلکه معماری پوشش و موقعیت قرارگیری لایه‌های حاوی Si نیز نقش تعیین‌کننده‌ای در کنترل تخریب ناشی از خوردگی داغ دارند.

با وجود برتری مشاهده‌شده برای نمونه دولایه، به دلیل نبود میله‌های خطا و تحلیل آماری در نمودار حاضر، اختلاف میان نمونه‌ها به‌عنوان یک روند مقایسه‌ای در محدوده داده‌های این پژوهش تفسیر می‌شود و نباید به‌عنوان تفاوت آماری قطعی گزارش شود. انجام آزمون‌های تکراری و ارائه میانگین، انحراف معیار و تحلیل آماری در مطالعات آینده می‌تواند قابلیت اطمینان این مقایسه را افزایش دهد.



شکل۱۳: الگوی پراش پرتو ایکس پوشش دولایه حاوی ۷ و ۱۳ درصد وزنی Si پس از آزمون خوردگی داغ و مقایسه آن با الگوهای مرجع.

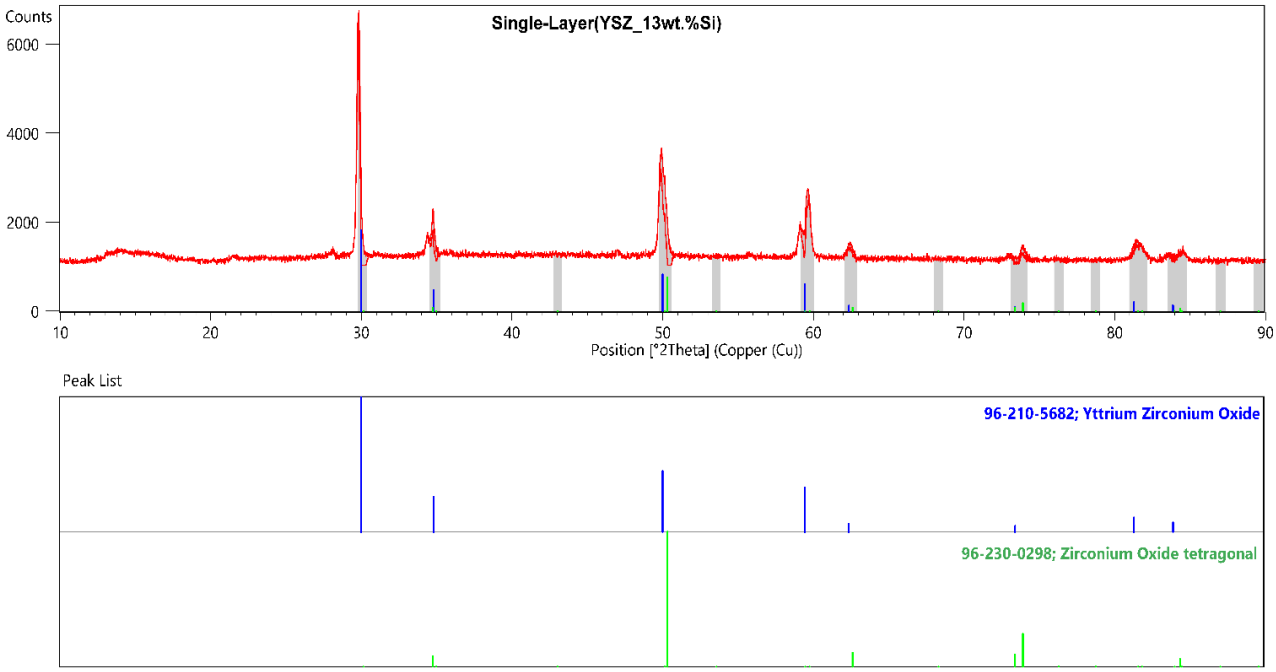
در ادامه، به‌منظور بررسی فازهای باقی‌مانده و محصولات واکنش احتمالی تشکیل‌شده در سطح پوشش‌ها، نتایج تحلیل

XRD پس از آزمون خوردگی داغ در بخش ۳-۵ ارائه شده است.

۳-۷- تحلیل فازی (XRD) پس از آزمون خوردگی داغ

به‌منظور بررسی پایداری فازی پوشش‌ها و شناسایی محصولات احتمالی تشکیل‌شده پس از آزمون خوردگی داغ، الگوهای پراش پرتو ایکس پوشش دولایه حاوی ۷ و ۱۳ درصد وزنی Si (شکل ۱۳)، پوشش تک‌لایه حاوی ۱۳ درصد وزنی Si (شکل ١٤) و پوشش سد حرارتی متعارف مرجع (شکل ۱۵) ارائه شده‌اند. به دلیل تفاوت در ترکیب و معماری این پوشش‌ها، نتایج فازی هر نمونه به‌صورت جداگانه بررسی شده است. انتساب فازهای بلوری بر اساس انطباق موقعیت پیک‌های ثبت‌شده با کارت‌های مرجع زیرکونیای پایدارشده با ایتریا (YSZ) و زیرکونیای تتراگونال انجام شد. بازبینی مجدد داده‌های خام XRD و بررسی پلی‌مورف‌های متداول SiO_2 نشان داد که هیچ‌یک از فازهای بلوری SiO_2 تطابق قابل قبولی با الگوی پراش نمونه‌ها ندارند. ازاین‌رو، شناسایی قطعی محصولات حاوی سیلیسیم تنها بر پایه الگوی XRD امکان‌پذیر نبوده و تفسیر آن‌ها بر اساس مجموعه شواهد حاصل از GIXRD، مشاهدات ریزساختاری SEM و نقشه‌برداری عنصری EDS انجام شده است.

الگوی پراش پرتو ایکس پوشش دولایه حاوی Si پس از آزمون خوردگی داغ در شکل ۱۳ ارائه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، پیک‌های غالب الگو به فاز زیرکونیای پایدارشده با ایتریا با ترکیب اسمی $Zr_{0.82}Y_{0.18}O_{1.91}$ و بازتاب‌های مرتبط با ساختار زیرکونیا تعلق دارند. حضور و غلبه این بازتاب‌ها نشان می‌دهد که فاز اصلی سرامیکی لایه رویی (Top-coat) پس از آزمون خوردگی داغ تا حد زیادی حفظ شده است. پیک‌های اصلی مشاهده‌شده در محدوده‌های



شکل ١٤: الگوی پراش پرتو ایکس پوشش تک‌لایه YSZ حاوی ۱۳ درصد وزنی Si پس از آزمون خوردگی داغ و مقایسه آن با الگوهای مرجع.

تقریبی 2θ برابر با ٢٩–٣٠، ٣٤–٣٥، ٤٩–٥٠، ٥٩–٦٣، ٦٥–٦٦ و ٨٤–٨٦ درجه با بازتاب‌های فاز پایه YSZ/ZrO_2 سازگار هستند.

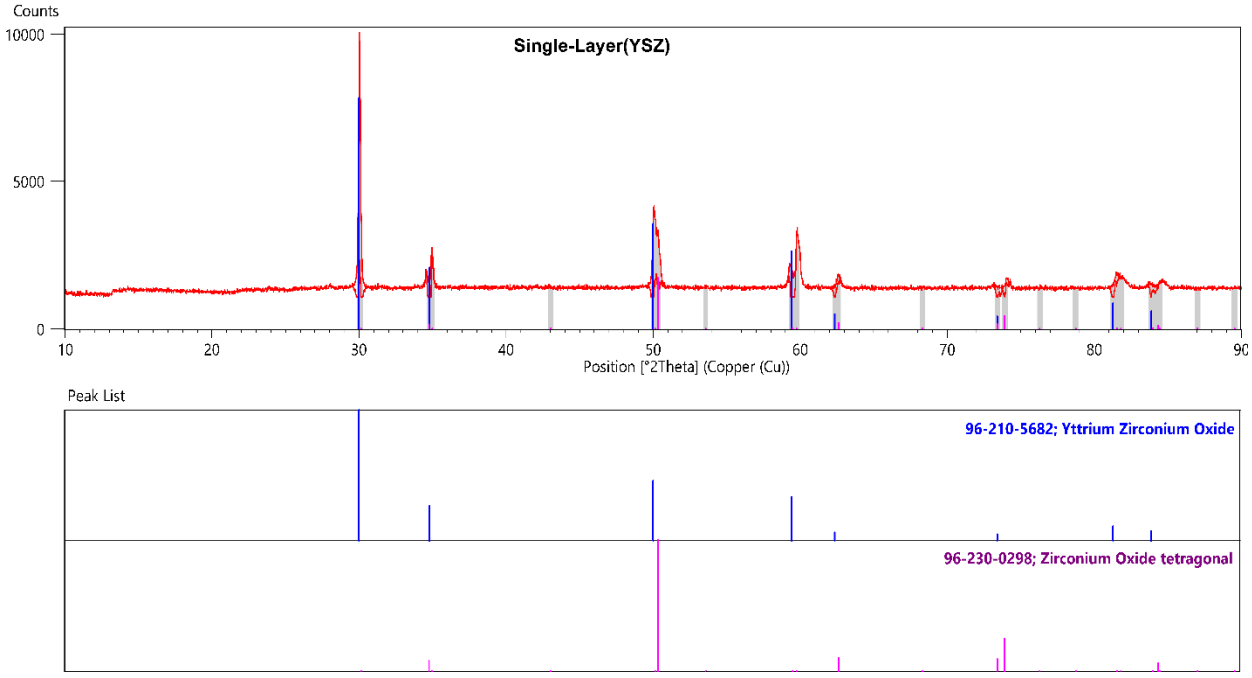
در این پوشش، حضور سیلیسیم امکان تشکیل محصولات اکسیداسیون حاوی Si را در طی آزمون خوردگی داغ فراهم می‌کند. با این حال، بررسی مجدد الگوهای پراش نشان داد

که هیچ پیک مستقل و قابل انتساب به پلی‌مورف‌های بلوری SiO_2 قابل شناسایی نیست. این موضوع را می‌توان به مقدار محدود محصولات تشکیل‌شده، هم‌پوشانی آن‌ها با پیک بسیار پرشدت YSZ و یا تشکیل محصولات با بلورینگی پایین نسبت داد؛ ازاین‌رو XRD به‌تنهایی قادر به شناسایی قطعی این محصولات نیست .با وجود این، تغییرات موضعی مشاهده‌شده در ناحیه بزرگنمایی‌شده الگوی GIXRD (شکل ٦)، در کنار نتایج نقشه‌برداری عنصری EDS که حضور همزمان Si و O را پس از آزمون خوردگی داغ نشان می‌دهد، با تشکیل محصولات اکسیداسیون حاوی سیلیسیم سازگار بوده و از نقش سیلیسیم در مکانیزم پیشنهادی خودترمیمی پشتیبانی می‌کند. این محصولات می‌توانند با کاهش مسیرهای نفوذ نمک مذاب و محدود کردن پیشروی عوامل خورنده، در بهبود رفتار خودترمیمی پوشش نقش داشته باشند. این تفسیر با عملکرد بهتر پوشش دولایه در آزمون تغییر جرم نیز همخوانی دارد.

همچنین در این الگو هیچ پیک مشخصی مربوط به فاز مونوکلینیک زیرکونیا ($m\text{-}ZrO_2$) مشاهده نشد که بیانگر پایداری مناسب فاز YSZ در شرایط آزمون خوردگی داغ است.

شکل ١٤ الگوی پراش پرتو ایکس پوشش تک‌لایه حاوی ١٣ درصد وزنی Si را نشان می‌دهد. مشابه نمونه دولایه، پیک‌های غالب این الگو نیز به فاز زیرکونیای پایدارشده با ایتریا و بازتاب‌های ساختاری YSZ مربوط هستند که نشان‌دهنده حفظ اسکلت اصلی پوشش سرامیکی است.

در این نمونه نیز بازبینی داده‌های خام XRD نشان داد که هیچ پیک مستقل و قابل انتساب به فازهای بلوری SiO_2 وجود ندارد. با این وجود، حضور سیلیسیم در ترکیب



شکل ١٥: الگوی پراش پرتو ایکس پوشش تک‌لایه مرجع NiCoCrAlY/YSZ پس از آزمون خوردگی داغ و مقایسه آن با الگوهای مرجع.

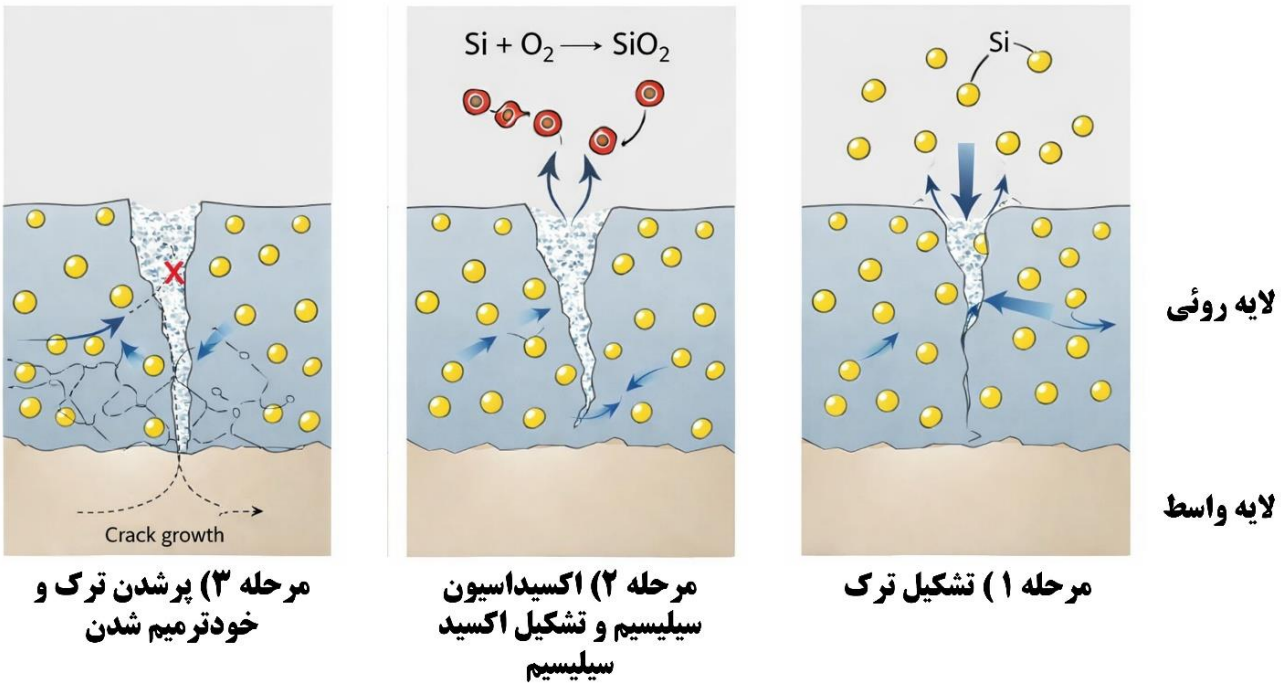
پوشش، همراه با نتایج EDS که غنی‌شدگی موضعی Si و حضور همزمان اکسیژن را پس از آزمون خوردگی داغ نشان می‌دهد، با تشکیل محصولات اکسیداسیون حاوی سیلیسیم سازگار است. از آنجا که این محصولات احتمالاً به مقدار کم و یا با بلورینگی پایین تشکیل شده‌اند، انتظار می‌رود سهم آن‌ها در الگوی پراش به صورت یک پیک مستقل قابل تفکیک نباشد.

محصولات اکسیداسیون حاوی سیلیسیم در این نمونه نیز می‌توانند در کاهش نفوذ اکسیژن و نمک مذاب مؤثر باشند، هرچند تفاوت در معماری تک‌لایه نسبت به پوشش دولایه ممکن است موجب تفاوت در نحوه توزیع این محصولات و در نتیجه اختلاف در میزان کارایی مکانیزم خودترمیمی شود. همچنین، همانند نمونه دولایه، هیچ تبدیل قابل توجهی از YSZ به فاز مونوکلینیک مشاهده نشد که بیانگر پایداری مناسب ساختار سرامیکی پس از آزمون خوردگی داغ است.

الگوی پراش پرتو ایکس پوشش مرجع در شکل ۱۵ ارائه شده است. پیک‌های غالب این الگو نیز با فازهای YSZ و ZrO_2 سازگار هستند.

از آنجا که این نمونه فاقد عنصر سیلیسیم است، مشاهده بازتاب‌ها در ناحیه‌ای مشابه نمونه‌های حاوی Si نشان می‌دهد که این بخش از الگوی پراش عمدتاً تحت تأثیر بازتاب‌های ذاتی فاز YSZ قرار دارد. بنابراین، نسبت دادن این ناحیه به تشکیل فاز بلوری SiO_2 در نمونه‌های حاوی سیلیسیم بدون بهره‌گیری از شواهد تکمیلی، از نظر پراش‌سنجی قابل استناد نیست. این موضوع اهمیت استفاده از تحلیل‌های مکمل نظیر GIXRD، مشاهدات ریزساختاری SEM و نقشه‌برداری عنصری EDS را در تفسیر مکانیزم خودترمیمی نشان می‌دهد.

در الگوی نمونه مرجع نیز هیچ پیک مشخصی مربوط به فاز مونوکلینیک زیرکونیا مشاهده نشد که نشان می‌دهد تخریب فازی ناشی از خوردگی داغ در لایه سرامیکی غالب نبوده است.



شکل١٦: شماتیک مکانیزم پیشنهادی خودترمیمی در پوشش‌های سد حرارتی حاوی سیلیسیم.

مقایسه الگوهای پراش شکل‌های ۱۳ تا ۱۵ نشان می‌دهد که فاز غالب در تمامی پوشش‌ها پس از آزمون خوردگی داغ

همچنان YSZ باقی مانده و تبدیل قابل توجهی به فاز مونوکلینیک مشاهده نشده است. همچنین، بازبینی مجدد داده‌های خام XRD نشان داد که هیچ‌یک از پلی‌مورف‌های بلوری شناخته‌شده SiO_2 تطابق قابل قبولی با داده‌های تجربی ندارند؛ ازاین‌رو شناسایی قطعی یک فاز بلوری SiO_2 بر پایه الگوی XRD امکان‌پذیر نیست. با این حال، تغییرات موضعی مشاهده‌شده در الگوی GIXRD، همراه با نتایج نقشه‌برداری عنصری EDS و مشاهدات ریزساختاری SEM، به‌طور جمعی با تشکیل محصولات اکسیداسیون حاوی سیلیسیم و نقش آن‌ها در بهبود رفتار خودترمیمی پوشش سازگار هستند. بنابراین، مکانیزم پیشنهادی خودترمیمی در این پژوهش بر پایه همگرایی نتایج XRD، GIXRD، SEM، EDS و آزمون‌های عملکردی خوردگی تفسیر شده است و نه صرفاً بر اساس شناسایی یک فاز بلوری مشخص در الگوی پراش.

٣-٨- مکانیزم پیشنهادی خودترمیمی پوشش سد حرارتی حاوی سیلیسیم

بر اساس شواهد ریزساختاری، نتایج GIXRD و آنالیز توزیع عناصر، یک سازوکار کیفی احتمالی برای توزیع و عملکرد گونه‌های حاوی سیلیسیم در شکل ١٦ به صورت شماتیک ارائه شده است.

در مرحله اول، در اثر تنش‌های حرارتی ناشی از چرخه‌های گرمایش و سرمایش، ریزترک‌هایی در ساختار پوشش ایجاد می‌شوند. این ترک‌ها می‌توانند در مرز بین لایه‌های تشکیل‌دهنده پوشش یا در نواحی دارای تخلخل‌های اولیه ایجاد شوند.

در مرحله بعد، در دماهای بالا گونه‌های فعال حاوی سیلیسیم موجود در ساختار پوشش با اکسیژن محیط واکنش داده و محصولات اکسیدی ثانویه (که فاز SiO_2 در نتایج GIXRD گویای حضور آن‌هاست) را تشکیل می‌دهند. این فازهای اکسیدی می‌توانند به‌صورت موضعی در نواحی دارای ترک و تخلخل متمرکز شده و به تدریج این نواحی را پر کنند.

در ادامه، با تشکیل این فازها در محل ترک‌ها، رشد و گسترش ظاهری ترک‌ها محدود شده و پیوستگی ساختاری پوشش تا حدی حفظ می‌شود. این فرآیند می‌تواند به افزایش نسبی دوام پوشش‌های سد حرارتی در شرایط سرویس دمای بالا کمک کند.

با این حال، به دلیل کیفی بودن مشاهدات و عدم استخراج داده‌های سینتیکی و فازی برون‌دمایی (in-situ)، این سازوکار تنها یک الگوی پیشنهادی سازگار با نتایج تجربی موجود است و توصیف عددی یا سینتیکی از نرخ پر شدن ترک‌ها ارائه نمی‌دهد.

٤- نتیجه گیری

در این پژوهش، رفتار ریزساختاری و مکانیزم خودترمیمی در پوشش‌های سد حرارتی مبتنی بر YSZ حاوی سیلیسیم با معماری تک‌لایه و دولایه مورد بررسی قرار گرفت. پوشش‌ها به روش پاشش پلاسمایی اتمسفری اعمال شده و رفتار آن‌ها در شرایط شوک حرارتی و خوردگی داغ ارزیابی شد. بر اساس نتایج به دست آمده، می‌توان نتایج زیر را بیان کرد:

١) بررسی ریزساختار پوشش‌ها نشان داد که پوشش‌های اعمال‌شده به روش پاشش پلاسمایی دارای ساختار لایه‌ای مشخص همراه با تخلخل‌ها و ریزترک‌های اولیه هستند که از ویژگی‌های متداول پوشش‌های تولید شده به این روش محسوب می‌شود.

٢) بر اساس مقایسه کیفی تصاویر SEM پس از آزمون شوک حرارتی، پوشش مرجع YSZ در نواحی بررسی‌شده ترک‌های ظاهری بیشتری نسبت به پوشش‌های حاوی سیلیسیم نشان داد. این مشاهدات احتمال می‌دهند که حضور گونه‌های حاوی سیلیسیم با محدود شدن موضعی گسترش ظاهری ترک‌ها مرتبط باشد.

٣) بررسی کیفی ریزساختار نمونه‌ها پس از آزمون خوردگی داغ نشان داد که پوشش‌های حاوی سیلیسیم در تصاویر بررسی‌شده پیوستگی ظاهری بیشتری نسبت به پوشش مرجع

دارند و نواحی تخریب سطحی در آن‌ها محدودتر به نظر می‌رسد. این مشاهده می‌تواند نشان‌دهنده نقش احتمالی سیلیسیم در کاهش گسترش تخریب سطحی باشد.

٤) نتایج آنالیز EDS نشان داد که سیلیسیم در برخی نواحی پوشش، به‌ویژه در مجاورت ترک‌ها و تخلخل‌ها، به‌صورت موضعی تجمع یافته است. این توزیع می‌تواند به‌طور کیفی با احتمال مشارکت سیلیسیم در پرشدن موضعی عیوب ریزساختاری و شکل‌گیری پاسخ ترمیمی احتمالی مرتبط باشد.

٥) یک سازوکار کیفی احتمالی برای فرآیند خودترمیمی بر پایه واکنش‌های اکسیداسیونی سیلیسیم و تشکیل محصولات حاوی Si-O پیشنهاد شد؛ اگرچه تعیین پارامترهای سینتیکی دقیق واکنش و نرخ تشکیل فازها خارج از چارچوب داده‌های فعلی این مطالعه است.

٦) بر اساس مشاهدات SEM/EDS، معماری دولایه توزیع متفاوت و نسبتاً پیوسته‌تری از گونه‌های حاوی سیلیسیم نشان داد و از دیدگاه کیفی، در شرایط آزمون حاضر با حفظ بهتر پیوستگی ظاهری ریزساختار نسبت به سیستم تک‌لایه همراه بود.

٧) نتایج تحلیل‌های GIXRD و XRD نشان داد که فاز غالب در پوشش‌ها، پیش و پس از آزمون خوردگی داغ، همچنان مبتنی بر YSZ باقی مانده است. همچنین، اگرچه بازبینی مجدد داده‌های XRD نشان داد که شناسایی قطعی فازهای بلوری SiO_2 به دلیل هم‌پوشانی با بازتاب‌های پرشدت YSZ امکان‌پذیر نیست، اما تغییرات موضعی مشاهده‌شده در الگوی GIXRD، در کنار نتایج نقشه‌برداری عنصری EDS، مشاهدات ریزساختاری SEM و عملکرد بهتر پوشش‌های حاوی سیلیسیم در آزمون‌های خوردگی، با تشکیل محصولات اکسیداسیون حاوی سیلیسیم و نقش آن‌ها در مکانیزم پیشنهادی خودترمیمی سازگار است

یکی از محدودیت‌های پژوهش حاضر، تعداد محدود نمونه‌ها و ماهیت عمدتاً کیفی ارزیابی‌ها است. نتایج این مطالعه بر مقایسه مشاهدات ریزساختاری SEM، توزیع عناصر در EDS و شواهد فازی GIXRD استوار است و پارامترهای کمی تکرارشونده برای تحلیل آماری استخراج نشد. بنابراین، تفاوت‌های گزارش‌شده صرفاً در محدوده نمونه‌ها، تصاویر و شرایط آزمون حاضر به‌صورت توصیفی و مقایسه‌ای تفسیر می‌شوند و بیانگر معناداری آماری نیستند. پیشنهاد می‌شود در مطالعات آینده، با افزایش تعداد نمونه‌ها، تکرار مستقل آزمایش‌ها و استخراج پارامترهایی مانند چگالی ترک، درصد تخلخل، ضخامت TGO و میزان تخریب سطح، امکان گزارش میانگین، انحراف معیار و ارزیابی آماری تفاوت میان پوشش‌ها فراهم شود.

به‌طور کلی، شواهد کیفی حاصل از پژوهش حاضر نشان می‌دهند که استفاده از سیلیسیم به‌عنوان عامل فعال در پوشش‌های سد حرارتی مبتنی بر YSZ، در محدوده شرایط بررسی‌شده، می‌تواند رویکردی امیدبخش برای ایجاد پاسخ ترمیمی موضعی و بهبود پایداری ظاهری ریزساختار در دماهای بالا باشد؛ بااین‌حال، تأیید کمی و آماری این اثر نیازمند مطالعات تکمیلی است.

از دیگر محدودیت‌های این پژوهش آن است که آزمون‌های شوک حرارتی و خوردگی داغ به‌صورت مستقل انجام شدند تا اثر هر یک از عوامل تخریب به‌طور جداگانه مورد بررسی قرار گیرد. با توجه به اینکه در شرایط واقعی بهره‌برداری، این دو پدیده معمولاً به‌طور همزمان رخ می‌دهند، پیشنهاد می‌شود در مطالعات آینده از آزمون‌های ترموخوردگی یا سیکل‌های حرارتی در حضور محیط خورنده برای ارزیابی اثرات متقابل این عوامل بر عملکرد و سازوکار خودترمیمی پوشش‌ها استفاده شود.

اگرچه استفاده از لایه حاوی سیلیسیم و طراحی پوشش دولایه، مراحل ساخت را نسبت به پوشش‌های متداول تا حدودی پیچیده‌تر می‌کند، اما مقدار سیلیسیم مصرفی در این

پژوهش محدود بوده و تغییری در تجهیزات اصلی فرایند پاشش پلاسمایی ایجاد نمی‌کند. از سوی دیگر، نتایج این پژوهش نشان داد که حضور سیلیسیم موجب بهبود مقاومت پوشش در برابر شوک حرارتی و خوردگی داغ از طریق ایجاد مکانیزم خودترمیمی می‌شود. بنابراین، در صورت افزایش عمر سرویس پوشش و کاهش دفعات تعمیر یا تعویض قطعات، هزینه اولیه ساخت می‌تواند در کاربردهای دمای بالا جبران شود. با این وجود، برای قضاوت دقیق درباره مقرون‌به‌صرفه بودن این فناوری، انجام تحلیل‌های اقتصادی، ارزیابی هزینه چرخه عمر و بررسی مقیاس صنعتی در مطالعات آینده ضروری است.

۵- مراجع

[1] A. Mehta, H. Vasudev, S. Singh, C. Prakash, K.K. Saxena, E. Linul, D. Buddhi, J. Xu, Processing and Advancements in the Development of Thermal Barrier Coatings: A Review, Coatings 12 (2022) 1318. https://doi.org/10.3390/coatings12091318.

[2] S.T. Vagge, S. Ghogare, Thermal barrier coatings: Review, Mater. Today Proc. 56 (2022) 1201–1216. https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.11.170.

[3] I. Barwinska, M. Kopec, D. Kukla, C. Senderowski, Z.L. Kowalewski, Thermal Barrier Coatings for High-Temperature Performance of Nickel-Based Superalloys: A Synthetic Review, Coatings 13 (2023) 1–21. https://doi.org/10.3390/coatings13040769.

[4] A. Mehta, H. Vasudev, S. Singh, C. Prakash, K.K. Saxena, E. Linul, D. Buddhi, J. Xu, Processing and Advancements in the Development of Thermal Barrier Coatings: A Review, Coatings 12 (2022) 1318. https://doi.org/10.3390/coatings12091318.

[5] J. Chevalier, L. Gremillard, A. V. Virkar, D.R. Clarke, The Tetragonal-Monoclinic Transformation in Zirconia: Lessons Learned and Future Trends, J. Am. Ceram. Soc. 92 (2009) 1901–1920. https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2009.03278.x.

[6] S.T. Vagge, S. Ghogare, Thermal barrier coatings: Review, Mater. Today Proc. 56 (2022) 1201–1216. https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.11.170.

[7] N. Nayebpashaee, S.H.H. Seyedein, M.R.R. Aboutalebi, H. Sarpoolaky, S.M.M.M.M. Hadavi, Finite element simulation of residual stress and failure mechanism in plasma sprayed thermal barrier coatings using actual microstructure as the representative volume, Surf. Coatings Technol. 291 (2016) 103–114. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.02.028.

[8] A. Khazaee, S.M.M. Hadavi, N. Nayebpashaee, Surface & Coatings Technology Silicon-induced self-healing in YSZ thermal barrier coatings with enhanced thermal shock and hot-corrosion resistance, Surf. Coat. Technol. 523 (2026) 133204. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2026.133204.

[9] N. Nayebpashaee, M. Aboutalebi, H. Vafaeenezhad, S.M. Hadavi, S.H. Seyedein, H. Sarpoolaky, Micromechanical modeling of crack propagation in TBC systems, in: 2016 6th Conf. Therm. Power Plants, IEEE, 2016: pp. 69–75. https://doi.org/10.1109/CTPP.2016.7483056.

[10] E. Bakan, R. Vaßen, Oxidation kinetics of atmospheric plasma sprayed environmental barrier coatings, J. Eur. Ceram. Soc. 42 (2022) 5122–5128. https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.05.003.

[11] L.B. CHEN, YTTRIA-STABILIZED ZIRCONIA THERMAL BARRIER COATINGS — A REVIEW, Surf. Rev. Lett. 13 (2006) 535–544. https://doi.org/10.1142/S0218625X06008670.

[12] A.J. Eko, A Short Review of Yttria-Stabilized Zirconia (YSZ) for Thermal Barrier Coatings: Recent Progress, J. Eng. Res. Reports 26 (2024) 316–325. https://doi.org/10.9734/jerr/2024/v26i81247.

barrier coatings, J. Eur. Ceram. Soc. 35 (2015) 4507–4511. https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2015.08.035.

[21] D. Koch, D.E. Mack, R. Vaßen, Degradation and lifetime of self-healing thermal barrier coatings containing MoSi2 as self-healing particles in thermo-cycling testing, Surf. Coatings Technol. 437 (2022) 128353. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128353.

[22] F. Nozahic, D. Monceau, C. Estournès, Thermal cycling and reactivity of a MoSi2/ZrO2 composite designed for self-healing thermal barrier coatings, Mater. Des. 94 (2016) 444–448. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.054.

[23] Y. Chen, X. Zhang, S. van der Zwaag, W.G. Sloof, P. Xiao, Damage evolution in a self-healing air plasma sprayed thermal barrier coating containing self-shielding MoSi 2 particles, J. Am. Ceram. Soc. 102 (2019) 4899–4910. https://doi.org/10.1111/jace.16313.

[24] A.L. Carabat, M.J. Meijerink, J.C. Brouwer, E.M. Kelder, J.R. van Ommen, S. van der Zwaag, W.G. Sloof, Protecting the MoSi2 healing particles for thermal barrier coatings using a sol-gel produced Al2O3 coating, J. Eur. Ceram. Soc. 38 (2018) 2728–2734. https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2018.02.002.

[25] A. Abuchenari, H. Ghazanfari, M. Siavashi, M. Sabetzadeh, S. Talebi, Z. Karami Chemeh, A. Jamavari, A review on development and application of self-healing thermal barrier composite coatings, J. Compos. Compd. 2 (2020) 147–154. https://doi.org/10.29252/jcc.2.3.6.

[26] B. Liu, J. Zhou, L. Wang, Y. Wang, Research Progress of Self-Healing Thermal Barrier Coatings: A Review, Coatings 12 (2022) 1724. https://doi.org/10.3390/coatings12111724.

[27] J. Kulczyk-Malecka, X. Zhang, J. Carr, F. Nozahic, C. Estournès, D. Monceau, A.L. Carabat, W.G. Sloof, S. van der Zwaag, P.J. Withers, P. Xiao, Thermo – mechanical properties of SPS produced self-healing thermal barrier coatings containing pure and

[13] N. Nayebpashaee, S.H. Seyedein, M.R. Aboutalebi, H. Sarpoolaky, M.M. Hadavi, Modeling the effect of interface characteristics and layer compositional parameters on the residual stress distribution in FG-TBC system: FEM and FIS approach, J. Ceram. Process. Res. 17 (2016) 803–814.

[14] N. Nayebpashaee, H. Vafaeenezhad, A Study on the Numerical Simulation of Thermo-Mechanical Behavior of the Novel Functionally Graded Thermal Barrier Coating under Thermal Shock, 8 (2015).

[15] T. Ouyang, S. Xiong, Y. Zhang, D. Liu, X. Fang, Y. Wang, S. Feng, T. Zhou, J. Suo, Cyclic oxidation behavior of SiC-containing self-healing TBC systems fabricated by APS, J. Alloys Compd. 691 (2017) 811–821. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.08.225.

[16] L. Boatemaa, J.C. Brouwer, S. van der Zwaag, W.G. Sloof, The effect of the TiC particle size on the preferred oxidation temperature for self-healing of oxide ceramic matrix materials, J. Mater. Sci. 53 (2018) 5973–5986. https://doi.org/10.1007/s10853-017-1973-x.

[17] S. Pinate, P. Leisner, C. Zanella, Wear resistance and self-lubrication of electrodeposited Ni-SiC:MoS2 mixed particles composite coatings, Surf. Coatings Technol. 421 (2021) 127400. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127400.

[18] P. Soltani, A. Keyvani, M. Bahamirian, Evolution of hot corrosion resistance of conventional CSZ and MoSi2 self-healing thermal barrier coatings in Na2SO4+V2O5 at 950 °C, Ceram. Int. 48 (2022) 9038–9050. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.12.087.

[19] D. Song, T. Song, U. Paik, G. Lyu, Y.-G.G. Jung, B.-G.G. Choi, I.-S.S. Kim, J. Zhang, Crack-Resistance Behavior of an Encapsulated, Healing Agent Embedded Buffer Layer on Self-Healing Thermal Barrier Coatings, Coatings 9 (2019) 358. https://doi.org/10.3390/coatings9060358.

[20] Z. Derelioglu, A.L. Carabat, G.M. Song, S. van der Zwaag, W.G. Sloof, On the use of B-alloyed MoSi 2 particles as crack healing agents in yttria stabilized zirconia thermal

alloyed MoSi2 particles, J. Eur. Ceram. Soc. 38 (2018) 4268–4275. https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2018.04.053.

[28] T. Ouyang, J. Suo, TiC-self-healing thermal barrier coating structures and oxidation resistance, Surf. Coatings Technol. 412 (2021) 127065. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127065.

[29] S. Xu-Xuan, C. Hong-Fei, Y. Guang, L. Bin, G. Yan-Feng, YSZ- Ti 3 AlC 2 Thermal Barrier Coating and Its Self-healing Behavior under High Temperatures, J. Inorg. Mater. 32 (2017) 1269. https://doi.org/10.15541/jim20170101.

[30] N. Nayebpashaee, S.H. Seyedein, M.R. Aboutalebi, H. Sarpoolaky, M.M. Hadavi, Simulation of the Effect of Sub-Micron Interface Roughness on the Stress Distribution in Functionally Graded Thermal Barrier Coatings, 1 (2015) 40–47.

[31] K. Mondal, L. Nuñez, C.M. Downey, I.J. Van Rooyen, Thermal barrier coatings overview: Design, manufacturing, and applications in high-temperature industries, Ind. Eng. Chem. Res. 60 (2021) 6061–6077. https://doi.org/10.1021/acs.iecr.1c00788.

[32] N. Nayebpashaee, E. Etemadi, M.M. Sadeghi, B.H. Seyedein, Experimental and Numerical Study of the Thermo-Mechanical Behavior of Plasma-Sprayed Gadolinium and Yitria Zirconate-Based Thermal Barrier Coatings, Adv. Ceram. Prog. 7 (2021) 36–51. https://doi.org/10.30501/ACP.2022.322563.1078.