

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

بررسی ریزساختار و مقاومت به رفتگی پوشش ZrC اعمال شده با روش های پوشش پلاسمایی اتمسفری (APS) و پوشش پلاسمایی با غلاف جامد/ گاز محافظ (SSPS) روی زیر لایه گرافیتی با پوشش SiC

اکبر اسحاقی^۱، زیا والفی^{۲*}، ناصر احسانی^۳

۱- دانشجوی دکتری رشته مهندسی مواد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران، ایران.

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

۳- استاد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران، ایران.

* Valefi@mut.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله

در این تحقیق، پوشش کاربرد زیر کونیم (ZrC) با روش های پوشش پلاسمایی اتمسفری (APS) و پوشش پلاسمایی با غلاف جامد و گاز محافظ (SSPS) روی زیر لایه ی گرافیتی (دارای پوشش SiC) اعمال شد. ریزساختار پوشش های اعمال شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و پراش اشعه ایکس (XRD) مورد بررسی قرار گرفت. آزمون رفتگی پوشش ها با استفاده از شعله مافوق صوت و به مدت زمان ۶۰ ثانیه روی پوشش ها انجام شد. نتایج آزمون رفتگی نشان می دهند که اعمال پوشش ZrC موجب بهبود مقاومت به رفتگی گرافیت شده است. نرخ های جرمی و خطی رفتگی پوشش ZrC اعمال شده با روش APS به ترتیب $2.2 \times 10^{-3} \text{ g.s}^{-1}$ و $3.7 \times 10^{-3} \text{ mm.s}^{-1}$ و برای روش SSPS به ترتیب $14 \times 10^{-3} \text{ g.s}^{-1}$ و $2.2 \times 10^{-3} \text{ mm.s}^{-1}$ حاصل گردید. دلیل مقاومت به رفتگی مناسب این پوشش ها علاوه بر بالا بودن دمای ذوب و استحکام بالای پوشش ZrC، تشکیل اکسیدهای SiO_2 و ZrO_2 در حین آزمون رفتگی می باشد. تشکیل لایه های اکسیدی مانع تماس مستقیم شعله داغ با سطح زیر لایه و موجب کاهش ورود اکسیژن به زیر لایه می شود. همچنین به دلیل کیفیت بالاتر پوشش های ZrC اعمال شده با روش SSPS در مقایسه با روش APS و عیوب کمتر این پوشش ها از جمله حفره و ریزترک ها، ZrO_2 تشکیل شده در حین آزمون رفتگی نیز پایدارتر و مقاومت به رفتگی آن بالاتر است.

دریافت: ۱۳۹۹/۰۶/۲۳

پذیرش: ۱۳۹۹/۱۱/۱۸

کلید واژگان:

گرافیت

پوشش پلاسمایی با غلاف

جامد/ گاز محافظ (SSPS)

پوشش ZrC

مقاومت به رفتگی

Microstructure and Ablation Resistance of ZrC Coating Prepared by Atmospheric Plasma Spraying (APS) and Solid Shielding/ Shrouded Plasma Spraying (SSPS) Methods on SiC-Coated Graphite

Akbar Eshaghi^{1*}, Zia Valefi, Naser Ehsani

1- Faculty of Materials & Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

* Valefi@mut.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Doi:

10.30495/apme.2021.1909416.2013

Keywords:

Graphite

Solid Shielding Shrouded Plasma

Spray

ZrC Coating

Ablation Resistance

Abstract

In this paper ZrC coating was prepared on SiC coated graphite as a substrate by atmospheric plasma spray (APS) and solid shielding/ shrouded plasma spray (SSPS) methods. Microstructure observation and phase identification of the coatings were performed by scanning electron microscopy and X-ray diffraction. The ablation behavior of the coating was evaluated under supersonic flame for 60s. The results showed that the ZrC coating enhance the ablation resistance of SiC coated graphite remarkably. The results of ablation test revealed that the linear and mass ablation rates of the ZrC coating applied by APS method were $3.7 \times 10^{-3} \text{ mm.s}^{-1}$ and $2.2 \times 10^{-3} \text{ g.s}^{-1}$, while those for SSPS coating were $14 \times 10^{-3} \text{ g.s}^{-1}$ and $2.2 \times 10^{-3} \text{ mm.s}^{-1}$, respectively. The excellent ablation resistance is attributed to the formation of continuous zirconia (ZrO_2) layer on the surface during the oxidation of the ZrC coating. Moreover, the SPS-ZrC coated sample with lowest pores and cracks have better ablation resistance during the ablation test and can protected the graphite substrate against ablation sufficiently.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

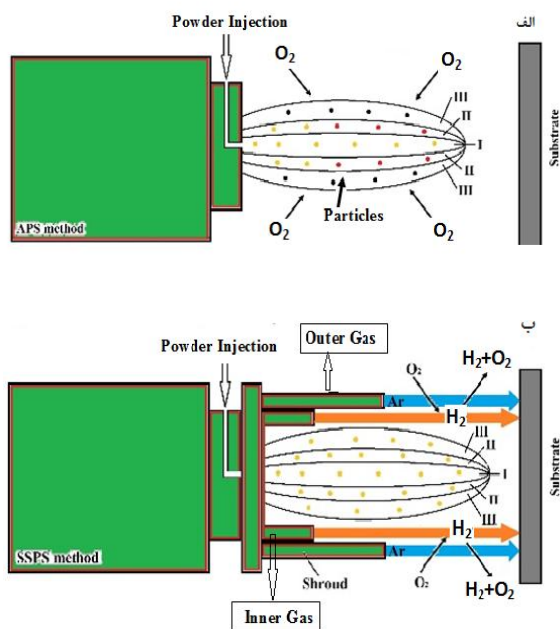
Akbar Eshaghi, Zia Valefi, Naser Ehsani, Microstructure and Ablation Resistance of ZrC Coating Prepared by Atmospheric Plasma Spraying (APS) and Solid Shielding/ Shrouded Plasma Spraying (SSPS) Methods on SiC-Coated Graphite, New Process in Material Engineering, 2021, 15(4), 15-29.

۱- مقدمه

مواد پایه کربنی از جمله کامپوزیت‌های C/C و C/SiC و گرافیت علیرغم کاربردهای فراوان در صنایع مختلف به دلیل برخورداری از خواص مناسب همچون چگالی پائین، نسبت استحکام به وزن بالا، هدایت حرارتی بالا، ضریب انبساط حرارتی پایین، مقاومت به شوک حرارتی بالا، در دماهای بالاتر از 450°C و در اتمسفر اکسیدی شروع به اکسید شدن نموده و لذا کاربرد این مواد بیشتر به اتمسفرهای خنثی محدود می‌شود [۱-۶]. به منظور استفاده از این مواد در کاربردهای دما بالا و در مواجهه با گازهای فرساینده داغ، علاوه بر ضرورت بهبود مقاومت به اکسیداسیون، بهبود مقاومت به رفتگی این مواد نیز ضروری است [۱-۳]. از جمله روش‌های بهبود هم‌زمان مقاومت به اکسیداسیون و رفتگی مواد کربنی، اعمال پوشش‌های سرامیکی روی مواد پایه کربنی است. سرامیک‌های با دمای ذوب و استحکام بالا مانند SiC، ZrC و ZrB_2 و... از جمله ترکیبات مناسب جهت پوشش کامپوزیت‌های کربنی و گرافیت به منظور محافظت در برابر اکسیداسیون محسوب می‌شوند [۳، ۴، ۷ و ۸]. پوشش کاربید سیلیسیم (SiC) علاوه بر مطابقت شیمیایی-فیزیکی و قابلیت ترشوندگی خوب با گرافیت به‌عنوان زیر لایه، با تشکیل لایه مذاب شیشه‌ای خود ترمیم‌کننده SiO_2 روی سطح و قابلیت پر نمودن ترک‌ها، مانع نفوذ بیشتر اکسیژن به زیر لایه کربنی و منجر به افزایش مقاومت به اکسیداسیون می‌شود. اعمال پوشش SiC به‌عنوان لایه میانی بین زیر لایه و پوشش‌های سرامیکی رویی با روش‌هایی مانند سماتناسیون توده‌ای^۲ که به صورت تغییر تدریجی از سطح تا قسمت‌های داخلی تشکیل می‌شود، موجب کاهش اختلاف ضریب انبساط حرارتی و تأثیر بیشتر در کاهش تنش حرارتی در پوشش می‌شود [۹ و ۱۰]. همچنین، اعمال پوشش کاربید زیرکونیم (ZrC) با دمای ذوب بالا (حدوداً 3400°C) و هدایت حرارتی بالا، چگالی پایین و ایجاد اکسید ZrO_2 پایدار با دمای ذوب بالا (حدود 2670°C) و فشار بخار پایین تأثیر مثبتی در بهبود مقاومت پوشش در برابر جریان گازهای فرساینده با دما و فشار بالا دارند [۴، ۸ و ۱۱]. تشکیل اکسید دیرگداز ZrO_2 در زمان آزمون رفتگی می‌تواند به صورت

مؤثری به‌عنوان سپر حرارتی عمل نموده و موجب کاهش نرخ اکسیداسیون و رفتگی زیر لایه می‌شود [۲، ۴، ۶، ۸ و ۱۲]. تاکنون، از روش‌های مختلفی برای اعمال پوشش ZrC استفاده شده است که هر کدام دارای مزایا و معایبی می‌باشند. در این میان، روش پاشش پلاسمایی با برخورداری از جت پلاسمای با دمای بیشتر از 10000°C و انرژی جنبشی بالا (به دلیل سرعت بالا در حدود سرعت صوت) روش مناسبی برای اعمال پوشش‌های سرامیکی فوق دمای بالا محسوب می‌شوند [۲ و ۱۳]. با این حال ورود هوای اطراف به جت پلاسمای در حین پاشش موجب کاهش دمای جت و سرعت شعله پلاسمای می‌شود که روی کیفیت پوشش تأثیرگذار است. علاوه بر این واکنش اکسیژن هوا با ذرات مذاب پودر موجب اکسید شدن آن‌ها در حین پاشش شده و لذا افت خواص پوشش و تغییر ترکیب نهایی پوشش را در پی دارد [۱۴]. از این رو استفاده از روش‌هایی با محافظت از جت پلاسمای در حین پاشش پلاسمایی از جمله روش پاشش پلاسمایی در خلأ^۳ (VPS)، روش پاشش پلاسمایی در فشار پائین با استفاده از محفظه‌های خلأ^۴ (LPPS) و یا با روش پاشش پلاسمایی با غلاف جامد و گاز محافظ^۵ (SSPS) مورد توجه بسیار می‌باشند. این موضوع موجب کاهش ورود هوا و اکسیداسیون کمتر ذرات مذاب در حین پاشش می‌شود و کیفیت پوشش افزایش می‌یابد [۲، ۱۴ و ۱۵]. در اعمال پوشش با روش SSPS به دلیل کاهش تماس شعله پلاسمای با اتمسفر اطراف و کاهش اتلاف گرمای شعله، میزان ذرات ذوب شده و اسپلت‌ها (به خاطر گرمای بیشتر شعله) در ریزساختار نهایی پوشش بیشتر شده و درصد اکسید و تخلخل کاهش می‌یابند. تحقیقات نشان می‌دهند که اکسید شدن ذرات در حین پاشش پلاسمایی در موقعیت‌های مختلف از جمله در حین حرکت ذرات و تزریق به درون جت پلاسمای، حرکت در جت پلاسمای و همچنین بعد از نشستن این ذرات روی سطح زیر لایه و حین تشکیل پوشش اتفاق می‌افتد. استفاده از غلاف جامد در حین پاشش باعث کاهش تماس شعله با اتمسفر اطراف و لذا کاهش اکسیداسیون ذرات در حین پاشش می‌شود و اکسیداسیون پودرها در مرحله حرکت در جت کاهش یابد. با این حال برای محافظت ذرات خارج

پوشش رویی ZrC با روش‌های APS و SSPS و با استفاده از تفنگ پلاسمای F4 ساخت شرکت Sulzer-Metco (کشور سوئیس) و پودرهای آگلومره در محدوده اندازه ۷۵-۱۵۰ میکرومتر روی زیرلایه‌های گرافیتی دارای پوشش SiC اعمال شد. پارامترهای پاشش پلاسمایی مورد استفاده در روش APS در جدول ۱ آورده شده‌اند. در این تحقیق از غلاف جامد متصل به سر تفنگ (گان) پاشش به منظور اعمال پوشش‌های SSPS استفاده شد. در شکل ۱-الف تصویر شماتیکی پاشش پلاسمایی اتمسفری (APS) و شکل ۱-ب پاشش پلاسمایی با غلاف جامد و گاز محافظ (SSPS) نشان داده شده است.



شکل (۱): تصاویر شماتیکی

الف) پاشش پلاسمایی اتمسفری (APS Method) و ب) پاشش پلاسمایی با غلاف جامد و شroud گازی (SSPS Method)، روی زیر لایه (Substrate).

همان‌گونه که از شکل ۱-ب مشاهده می‌شود از منافذ داخلی گاز هیدروژن و از منافذ خارجی غلاف جامد گاز آرگون به درون جت پلاسمای تزریق شده است. گاز هیدروژن با نرخ‌های تزریق متغیر از منافذ داخلی غلاف و گاز آرگون با نرخ ثابت ۳۰۱/min به مانند دوش گازی از منافذ خارجی در کلیه پاشش‌های SSPS از طریق غلاف جامد تزریق شدند.

شده از غلاف و رسوب کرده روی زیر لایه می‌بایست از دوش گاز محافظ خارجی که از منافذ بیرونی غلاف جامد تا سطح زیر لایه تزریق می‌شود، استفاده نمود [۱۴].

در این تحقیق پوشش ZrC با روش پاشش پلاسمایی محافظت شده با غلاف جامد و گاز محافظ (SSPS) و روش پاشش پلاسمایی اتمسفری (APS) اعمال و ریزساختار و مقاومت به رفتگی پوشش‌ها با استفاده از جریان گاز با سرعت مافوق صوت و دمای بالا با استفاده از تفنگ HVOF، مورد بررسی و مقایسه قرار گرفته است.

۲- روش تحقیق

۲-۱- آماده‌سازی نمونه‌ها و اعمال پوشش‌های SiC و ZrC

به منظور اعمال پوشش‌ها، ابتدا زیرلایه‌های گرافیتی با ابعاد ۲۵×۲۵×۱۰ میلی‌متر از ورق گرافیتی با چگالی حدوداً $1/82 \text{ g/cm}^3$ برش داده شده و نمونه‌ها با سنباده SiC شماره ۲۲۰ و ۴۰۰ سنباده‌زنی و آماده‌سازی گردیدند. سپس نمونه‌ها با آستون شسته و در آون یا گرمکن با دمای 100°C و به مدت ۳ ساعت خشک شدند. ابتدا لایه اول یا لایه میانی SiC با روش سمانتاسیون توده‌ای روی زیر لایه گرافیتی ایجاد شد. اجزاء سازنده پوشش SiC شامل پودرهای سیلیسیم، گرافیت و آلومینا می‌باشد. پودرهای سیلیسیم و گرافیت به عنوان سازنده پوشش SiC هستند و آلومینا به منظور افزایش سرعت واکنش‌ها و نفوذ و تشکیل بیشتر SiC به ترکیب اضافه شده است. در ابتدا پودرها با یکدیگر ترکیب و به مدت دو ساعت در آسیاب گلوله‌ای هم زده شدند و پس از آن روی زیرلایه‌های گرافیتی و در جعبه‌هایی از جنس فولد گرافیتی ریخته شدند. در ادامه این جعبه‌ها درون بوتله‌های گرافیتی و در کوره تحت محافظت گاز آرگون تا دمای 1600°C به مدت زمان ۲ ساعت و با سرعت گرمایش 10 K/min تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. پارامترهای عملیات حرارتی ایجاد پوشش SiC با روش سمانتاسیون توده‌ای بر اساس مطالعات پیشین در زمینه اعمال پوشش SiC با روش سمانتاسیون توده‌ای انتخاب شده‌اند [۹ و ۱۰].

جدول (۱): پارامترهای پاشش در فرآیند APS جهت اعمال پوشش

ZrC		
مقدار	واحد	متغیر
۶۰۰	A	جریان
۵۰	V	ولتاژ
۳۴	KW	توان
۳۵	SLPM*	نرخ شارش گاز اولیه (Ar)
۱۲	SLPM	نرخ گاز ثانویه (H2)
۳	SLPM	نرخ گاز حامل پودر (Ar)
۸	g/min	نرخ تغذیه پودر
۸	cm	فاصله پاشش
۸	mm/s	سرعت جابجایی تفنگ

* Standard Liter per Minute(l/min)

جدول (۲): تزریق گازهای محافظ در پاشش تک اسپلت از غلاف جامد

آزمون تک اسپلت		
۱	۲	۳
۱۰	۲۰	۲۰
۳۰	۳۰	۳۰

جدول (۳): کد پوشش‌ها و نرخ تزریق گاز محافظ در فرآیند پاشش

SSPS				
متغیر	SPS1	SPS2	SPS3	کد پوشش
صفر	صفر	۱۰	۲۰	گاز H2 داخلی*
صفر	۳۰	۳۰	۳۰	گاز Ar خارجی*

* Standard Liter per Minute(l/min)

پوشش‌ها در این آزمون به مدت ۶۰ ثانیه در معرض شعله فرساینده قرار گرفتند و دمای مرکز سطح نمونه در زمان آزمون با پیرومتر در حدود 1800°C اندازه‌گیری شد.

مقاومت به رفتگی پوشش‌ها با اندازه‌گیری نرخ رفتگی خطی و جرمی بعد از آزمون به مدت ۶۰ ثانیه به ترتیب بر اساس روابط ۱ و ۲ محاسبه می‌شود.

$$Rl = (d1-d0)/t \quad (1)$$

$$Rm = (m1-m0)/t \quad (2)$$

در این روابط Rl و Rm به ترتیب نرخ رفتگی خطی و جرمی بوده و d1 و d0 نیز به ترتیب قطر قسمت مرکز نمونه قبل و بعد از آزمون‌های رفتگی می‌باشند. همچنین m1 و m0 نیز به ترتیب جرم‌های قبل و بعد از آزمون رفتگی و t زمان آزمون رفتگی است.

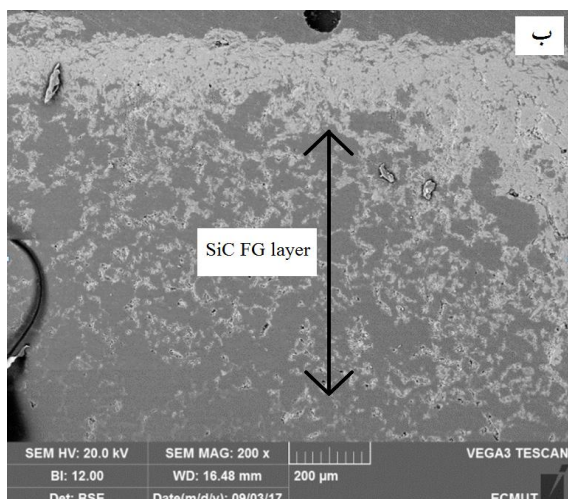
به‌منظور بررسی و تعیین مقدار بهینه نرخ تزریق گاز هیدروژن داخلی بر ریزساختار و خواص پوشش‌های نهایی، ابتدا با استفاده از روش پاشش تک اسپلت، تأثیر نرخ‌های مختلف تزریق گاز H2 بررسی شد. در ادامه و با نرخ‌های مختلف گازهای هیدروژن پوشش‌های ZrC روی گرافیت، اعمال و مورد بررسی قرار گرفتند. آزمون پاشش تک اسپلت مطابق با جدول ۲، با تزریق نرخ‌های مختلف گاز داخلی H2 و گاز خارجی Ar با نرخ جریان ثابت ۳۰ l/min انجام شد. در آزمون تک اسپلت با عبور سریع شیشه به‌عنوان زیر لایه از مقابل تفنگ در دمای محیط، ذرات خارج شده از تفنگ روی سطح شیشه نشسته و مورد بررسی قرار می‌گیرند. در این تحقیق شیشه‌هایی مربع شکل با ابعاد $2/5 \times 2/5 \text{ cm}$ و با سرعت حرکت خطی تفنگ 500 m/s و فاصله حدود ۱ cm از لبه غلاف جامد تا زیر لایه مورد استفاده قرار گرفت و ذرات نشسته روی شیشه به لحاظ ابعاد و مورفولوژی ظاهری مورد بررسی قرار گرفتند.

پس از آزمون پاشش تک اسپلت‌های کاربرد زیرکونیم، پوشش‌های ZrC با استفاده از روش‌های APS و SSPS و بر طبق جدول ۳ با نرخ‌های مختلف تزریق گاز داخلی H2 و نرخ ثابت گاز Ar خارجی روی گرافیت‌های دارای پوشش SiC، اعمال شدند. کد پوشش‌های اعمال شده بر حسب تفاوت نرخ گازهای تزریق شده نیز در این جدول با نام‌گذاری مشخص آورده شده است.

۲-۲- بررسی ریز ساختار و مقاومت رفتگی

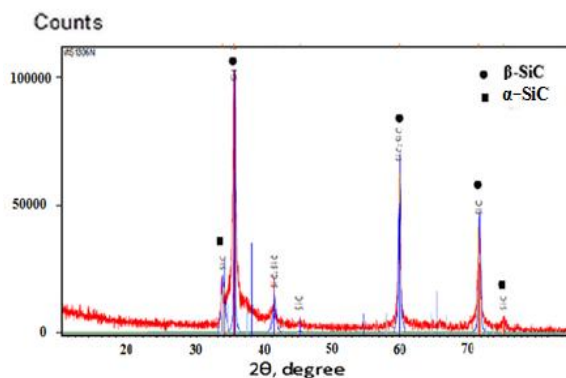
پوشش‌ها

ریزساختارهای پوشش‌های SiC و ZrC اعمال شده روی زیر لایه گرافیتی قبل و بعد از آزمون رفتگی، با تهیه تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (SEM) و پراش اشعه ایکس (XRD) مورد بررسی قرار گرفتند. آزمون مقاومت به رفتگی روی نمونه‌ها با شعله فرساینده مافوق صوت با استفاده از تفنگ HVOF و مطابق با پارامترهای جدول ۴ انجام پذیرفت.



شکل (۲): تصاویر SEM از پوشش SiC، الف) تصویر سطح پوشش SiC و ب) تصویر سطح مقطع پوشش تدریجی تشکیل شده.

در شکل ۳ نتیجه آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) از پوشش تشکیل شده روی گرافیت ارائه شده است. مطابق با این شکل، در اثر عملیات حرارتی و واکنش شیمیایی بین ترکیبات پودری (موجود در بسته) و زیر لایه گرافیتی، فاز- β SiC روی سطح گرافیت و به عنوان پوشش SiC تشکیل شده است.



شکل (۳): نتیجه آنالیز فازی XRD از لایه SiC تشکیل شده روی سطح گرافیت.

در شکل ۴ تصویر آنالیز شیمیایی عنصری خطی پوشش تشکیل شده از سطح تا عمق ارائه شده است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود از زیر لایه تا سطح پوشش و به صورت تدریجی، غلظت عنصر سیلیسیم افزایش و غلظت عنصر کربن

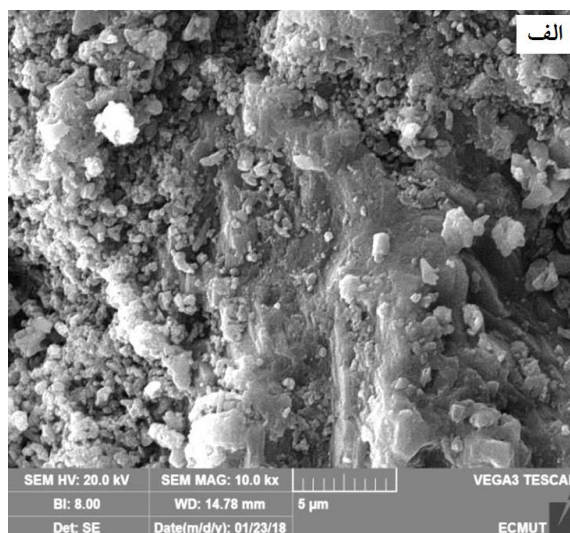
جدول (۴): متغیرهای آزمون رفتگی با شعله مافوق صوت (تفنگ HVOF)

پارامتر	مقدار
نرخ جریان گاز اکسیژن (SLPM)	۴۰۰
نرخ جریان گاز پروپان (SLPM)	۵۰
زاویه تفنگ با سطح نمونه (درجه)	۹۰
فاصله تفنگ با سطح نمونه (cm)	۸
مدت زمان آزمون (ثانیه)	۶۰
سرعت شعله (m/s)	۱۴۰۰ (معادل ۴/۲ ماخ)
دمای شعله مافوق صوت	۲۸۰۰°C
دمای سطح نمونه	۱۸۰۰°C

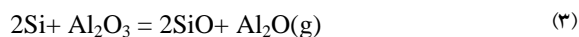
۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختاری پوشش SiC ایجاد شده به روش سمانتاسیون توده‌ای

در شکل ۲ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح گرافیت پوشش داده شده به همراه تصویر سطح مقطع پوشش آورده شده‌اند. همان‌گونه که از شکل ۲-الف و ب مشاهده می‌شود پوشش SiC به صورت یک لایه سطحی گسترده با عمق نفوذ به داخل گرافیت در حدود $500\mu\text{m}$ ایجاد شده است.



گازی و تشکیل لایه SiC از واکنش گاز SiO تولید شده در حین عملیات حرارتی و نفوذ گازها به داخل حفرات و تخلخل‌های گرافیت و واکنش با کربن بر اساس روابط ۳ تا ۵ و یا تشکیل SiC از نفوذ و واکنش سیلیسیم مذاب بر اساس رابطه ۶ به درون گرافیت اشاره نمود که جزئیات بیشتر واکنش‌ها در فعالیت‌های مشابه در ایجاد لایه SiC روی گرافیت اشاره شده‌اند [۹ و ۱۰].

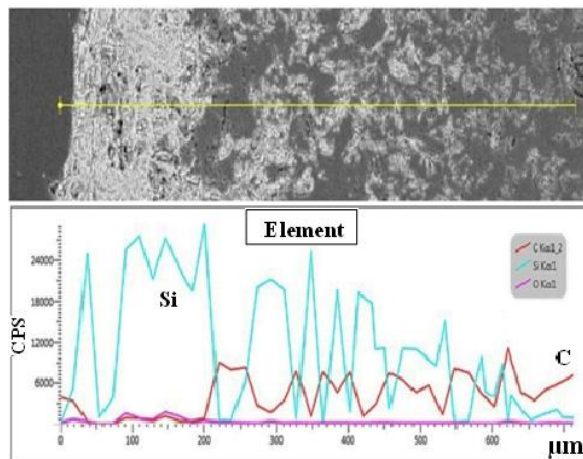


۲-۳- بررسی ریز ساختار و خواص پوشش ZrC

۳-۲-۱- نتایج پاشش تک اسپلت ZrC با روش SSPS

در شکل ۵ تصاویر میکروسکوپی نوری و میکروسکوپی الکترونی روبشی حاصل از آزمون پاشش تک اسپلت یا تک عبور ذرات ZrC با نرخ‌های مختلف تزریق گاز داخلی H₂ توسط روش SSPS مطابق با جدول ۲ آورده شده‌اند. مطابق با شکل ۵، ذرات نشسته روی شیشه حاصل از پاشش تک عبور، شامل اسپلت‌ها یا ذرات کامل ذوب شده، ذرات نیمه ذوب یا ذوب نشده و ذرات ریز کروی به صورت نقاط روشن دیده می‌شوند. با مقایسه تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی مربوط به حالت‌های مختلف در شکل ۵ مشاهده می‌شود با افزایش نرخ تزریق گاز داخلی هیدروژن از ۱/min به ۱۰ به ۲۰ و مقایسه شکل‌های ۵-ب و ۵-ت، مقدار ذرات نیمه ذوب (نشان داده شده با حرف B) کاهش یافته و ذرات اسپلتی پهن‌تری (حرف A) روی سطح شیشه تشکیل شده‌اند. کاهش مقدار ذرات ذوب نشده و یا ذرات نیمه ذوب و تشکیل اسپلت‌های پهن‌تر می‌تواند به دلیل افزایش آنتالپی و حرارت اطراف جت پلاسما (و توان بالاتر در ذوب ذرات) ناشی از افزایش نرخ تزریق گاز هیدروژن دو اتمی و سوختن آن در غلاف جامد باشد [۱۶]. سوختن هیدروژن در غلاف علاوه بر اینکه باعث افزایش دمای محیط اطراف جت می‌شود، با صرف اکسیژن محیط در حین سوختن موجب کاهش اکسیژن موجود در جت و اکسیداسیون کمتر ذرات

کاهش یافته است. این موضوع خود نشان‌دهنده ایجاد فصل مشترک تدریجی و در واقع تشکیل پوشش SiC به صورت تدریجی با ماهیت FG است.



شکل (۴): تصویر آنالیز شیمیایی خطی از پوشش تشکیل شده روی گرافیت از سطح تا عمق.

مطابق با شکل‌های ۲-ب و شکل ۴، تشکیل SiC در لایه‌های داخلی گرافیت و به صورت تدریجی از سطح تا لایه‌های درونی، می‌تواند به دلیل نفوذ و جریان سیلیسیم مذاب به داخل گرافیت از درون حفرات و تخلخل‌های گرافیت به عمق آن و زاویه ترشوندگی پایین بین سیلیسیم مذاب و کربن باشد. علاوه بر نفوذ سیلیسیم مذاب، نفوذ گاز SiO به درون گرافیت و واکنش شیمیایی سیلیسیم با کربن، منجر به تشکیل تدریجی SiC از سطح تا عمق حدود ۵۰۰ میکرومتر شده است [۹]. همچنین با بررسی تصویر سطح مقطع پوشش SiC، هیچ‌گونه ترکی که از پوشش شروع و به درون زیر لایه وارد شده باشد، مشاهده نشده که نشان‌دهنده اتصال مناسب پوشش به زیر لایه است. این موضوع می‌تواند به دلیل نزدیکی ضریب انبساط حرارتی پوشش SiC با زیر لایه و همچنین تشکیل آن به صورت تدریجی باشد. تشکیل لایه تدریجی و تغییر تدریجی ترکیب شیمیایی و ضریب انبساط حرارتی در فصل مشترک پوشش تا لایه‌های درونی گرافیت موجب کاهش سطح تنش حرارتی و کمتر شدن احتمال تشکیل و رشد ترک در پوشش می‌شود [۹]. مکانیزم‌ها و واکنش‌های مختلفی در تشکیل لایه SiC به روش سمانتاسیون توده‌ای مطرح شده‌اند. از جمله مهم‌ترین آن‌ها می‌توان به مکانیزم فاز

در ادامه پوشش‌های ZrC با تزریق نرخ‌های گاز هیدروژن ۱۰ به ۲۰ l/min با روش SSPS اعمال شد و ریزساختار و کیفیت پوشش‌ها به منظور تعیین نرخ بهینه تزریق گاز داخلی H₂ ارزیابی می‌شود.

۳-۲-۲- نتایج بررسی ریزساختاری پوشش‌های ZrC اعمال شده با روش‌های APS و SSPS

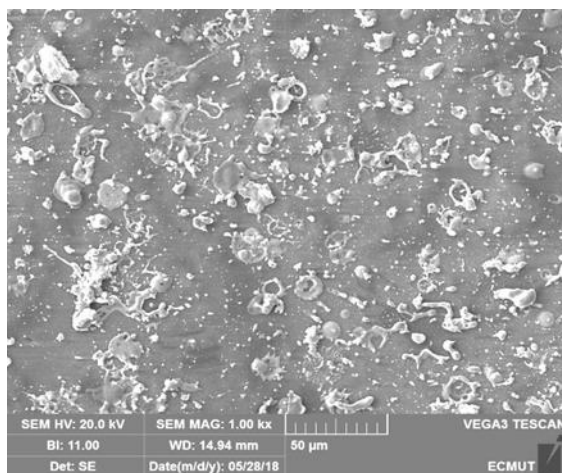
پوشش‌های ZrC بر اساس پارامترهای پاشش جداول ۱ و ۳ روی زیر لایه‌های گرافیتی (دارای پوشش SiC به عنوان لایه میانی) اعمال شدند. در شکل ۶ و به منظور تعیین فازهای ایجاد شده در پوشش، آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) از پوشش اعمال شده با روش APS نشان داده شده است. همان گونه که در شکل ۶ مشاهده می‌شود پوشش ایجاد شده، شامل فاز ZrC و همچنین فازهای اکسیدی ZrO₂ (تراگونال و مونوکلینیک) است. حضور اکسیدها در پوشش به دلیل اکسیداسیون ذرات پودر در جت پلاسما به دلیل دمای بالای جت و اتمسفر اکسیدی محیط پاشش است.

در شکل ۷ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (SEM) از سطح پوشش‌های ZrC اعمال شده با روش‌های APS و SSPS بر طبق کدهای جدول ۳ ارائه شده‌اند. همان گونه که مشاهده می‌شود ریزساختار کلیه پوشش‌های اعمال شده با روش پاشش پلاسمایی، مانند اغلب پوشش‌های پلاسمایی شامل اسپلت‌ها یا ذرات ذوب و پهن شده، ذرات نیمه ذوب، حفرات، ترک‌های ریز و تخلخل می‌باشند [۱۷].

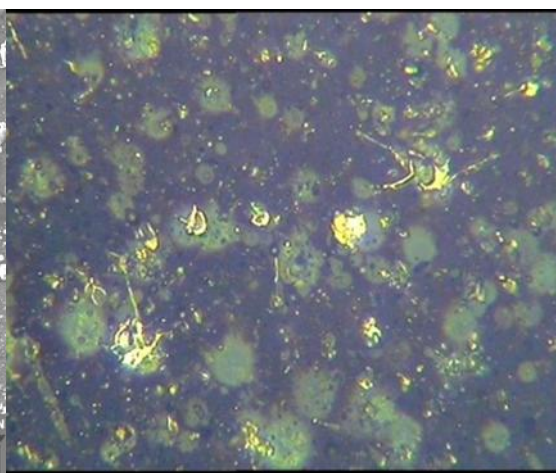
در حین پاشش می‌شود. باین‌حال با افزایش بیشتر نرخ تزریق گاز هیدروژن از ۲۰ l/min به ۳۰ و طبق شکل‌های ۵ (ج و د)، مقدار ذرات نشسته روی سطح شیشه به طور قابل ملاحظه‌ای در مقایسه با تزریق گاز H₂ با نرخ‌های ۱۰ و ۲۰ l/min، کاهش یافته است. به نظر می‌رسد که افزایش نرخ گاز تزریق شده به داخل غلاف جامد و فشار حاصل از آن مانع از ورود و یا موجب کاهش امکان تزریق پودرهای ZrC از طریق نازل تزریق پودر به درون جت پلاسما شده است.

در نتیجه مقدار ذرات نشسته بر سطح زیر لایه شیشه‌ای در تزریق گاز داخلی H₂ با نرخ ۳۰ l/min به طور محسوس کاهش داشته است. همان گونه که مشاهده می‌شود و به منظور بررسی دقیق‌تر، تصاویر (شکل ۵- ج و د) مربوط به ذرات نشسته در پاشش تک اسپلت‌ها با نرخ ۳۰ l/min، با بزرگنمایی کمتری ارائه شده تا سطح بیشتری نسبت به دیگر تصاویر شکل ۵ قابل رؤیت و بررسی باشد و باین‌حال مشخص است مقدار ذرات بسیار کمی روی سطح زیر لایه نشسته است.

لذا با توجه به تصاویر شکل ۵، تزریق گاز هیدروژن به مقدار ۲۰ l/min (با نرخ جریان ثابت گاز آرگون خارجی ۳۰ l/min)، علاوه بر افزایش مقدار ذرات ذوب شده و اسپلت‌های پهن تر به دلیل افزایش آنتالپی، تأثیر نامطلوبی هم در ممانعت از خروج مقدار ذرات از نازل نمی‌گذارد. لذا استفاده از غلاف جامد و تزریق گاز هیدروژن با نرخ ۲۰ l/min، موجب بهبود و افزایش کارآیی روش پاشش پلاسمایی با توان بالای ذوب ذرات دیرگداز ZrC شده است.

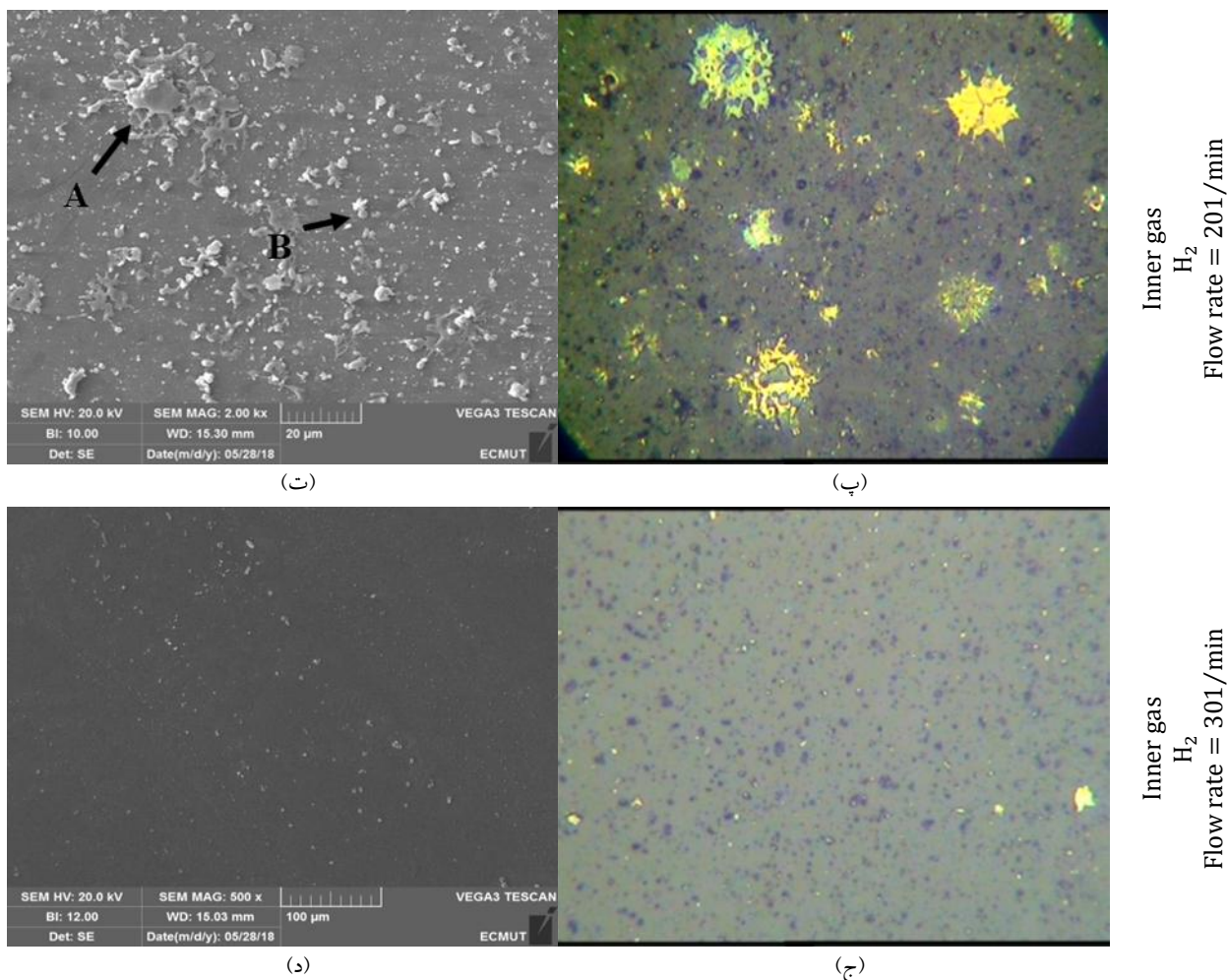


(ب)



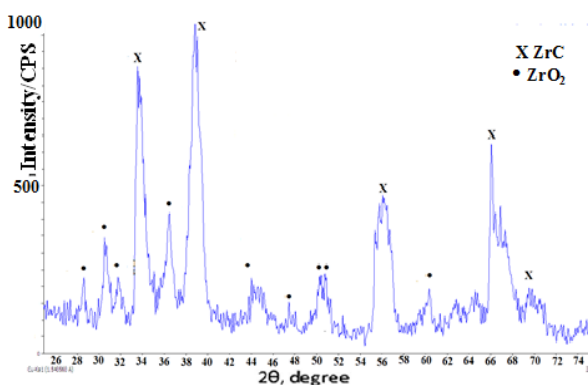
(الف)

Inner gas
H₂
Flow rate = 101/min



شکل (۵): تصاویر میکروسکوپ نوری (ستون راست) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (ستون چپ) از رسوبات پاشش تک عبور با نرخ‌های تزریق مختلف H_2 مطابق با جدول ۲، الف و ب) 10 l/min ، پ و ت) 20 l/min و ج و د) 30 l/min (A اسپلت و B ذرات نیمه ذوب).

پلاسمایی، وجود ذرات کاملاً ذوب شده یا اسپلت با میزان پهن‌شدگی بیشتر و همچنین کمتر بودن ذرات نیمه ذوب، تخلخل و اکسید کمتر در ریزساختار پوشش از نشانه‌های کیفیت پوشش است. علاوه بر پارامترهای پاشش، حفاظت جت پلاسما با استفاده از غلاف جامد محافظ و تزریق گازهای محافظ در روش SSPS در کنترل و حفظ دمای اطراف جت پلاسما و کاهش ورود گازهای اتمسفر اطراف و واکنش با ذرات مؤثر می‌باشند. همان‌گونه که از شکل ۷ مشاهده می‌شود در مقایسه بین شکل ۷- الف مربوط به پوشش APS با دیگر تصاویر این شکل مربوط به پوشش‌های SSPS، پوشش‌های ZrC اعمال شده با روش SSPS و با حفاظت جت پلاسما منجر به ایجاد پوشش‌های با کیفیت بالاتری شده است. با مقایسه تصاویر شکل ۷ (ب، پ و ت)

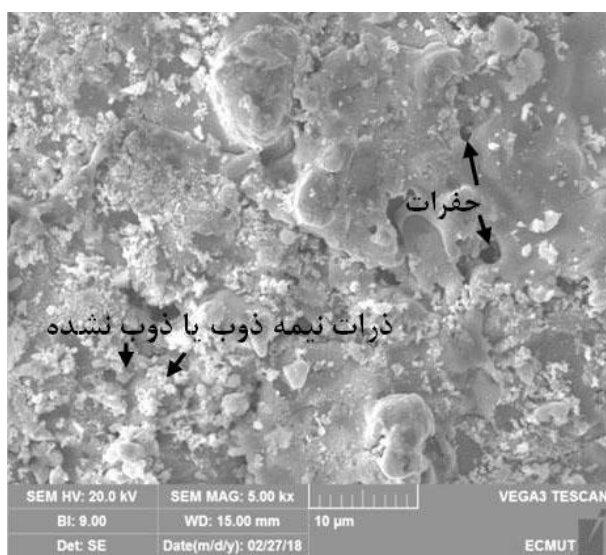


شکل (۶): نتیجه آزمون XRD از سطح پوشش ZrC کد APS

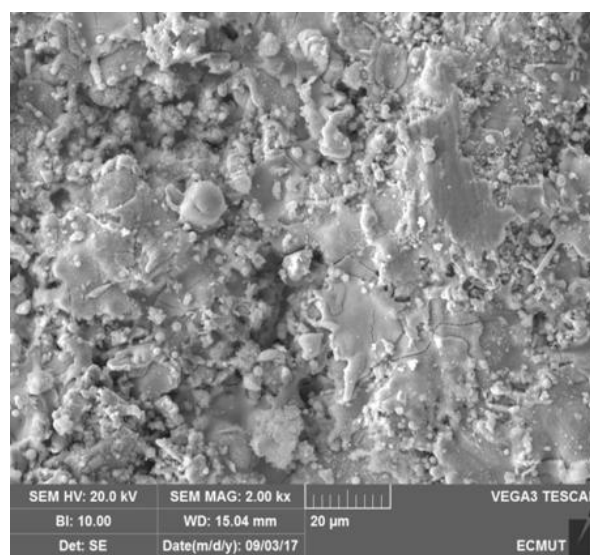
با این حال به دلیل تفاوت روش‌های پاشش APS و SSPS و همچنین نرخ متفاوت گاز H_2 تزریق شده در روش SSPS، پوشش‌های اعمال شده از لحاظ ریزساختار و کیفیت با یکدیگر تفاوت دارند. در اعمال پوشش با روش‌های پاشش

مقطع این پوشش به همراه سطح مقطع پوشش APS آورده شده و از لحاظ کیفیت با یکدیگر مقایسه شده‌اند. همان‌گونه در شکل ۸-ب و از سطح مقطع پوشش نمونه SPS3 مشاهده می‌شود، این پوشش از روی هم قرار گرفتن لایه‌های هموارتر و با تخلخل و حفرات کمتر نسبت به پوشش APS (شکل ۸-ب) تشکیل شده است. پیش‌تر بیان شد این موضوع و یکنواختی پوشش‌های SSPS می‌تواند به دلیل ذوب بیشتر ذرات و ایجاد اسپلت‌های هموارتر به دلیل دمای بالاتر جت و شکل‌پذیری بهتر آن‌ها در برخورد با زیر لایه و ایجاد لایه‌های یکنواخت پوشش باشد. هموارتر بودن لایه‌ها و تطابق بیشتر آن‌ها با یکدیگر در حین اعمال پوشش و مقادیر کمتر اکسید در پوشش SPS3 نسبت به پوشش APS می‌تواند منجر به حذف و کاهش فضاهای خالی بین لایه‌ها و یکنواختی پوشش شود.

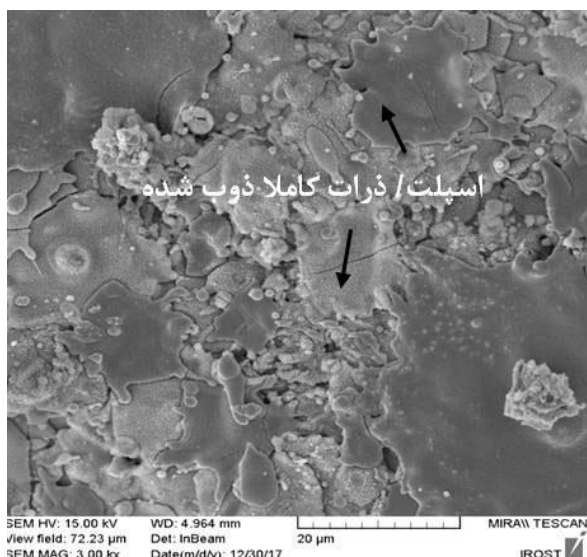
مشاهده می‌شود استفاده از غلاف جامد و تزریق گاز هیدروژن داخلی با نرخ 10 l/min (در پوشش کد SPS2) و افزایش آن تا 20 l/min (در پوشش کد SPS3) منجر به ایجاد پوشش‌های با ذرات ذوب نشده کمتر و اسپلت‌های هموارتر و حفرات کمتر شده است. وجود غلاف جامد و گاز هیدروژن تزریق شده با افزایش دمای اطراف جت پلاسما، موجب ذوب شدن ذرات بزرگ‌تر پودر اولیه وارد شده به جت و نرم‌تر شدن ذرات و لذا پهن‌شدگی بیشتر در برخورد به سطح و همواری سطح پوشش‌های اعمالی با SSPS شده است. این موضوع با مقایسه شکل‌های ۷-پ و ت به خوبی مشخص می‌باشد. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع پوشش‌های APS و SPS3 در شکل ۸ آورده شده‌اند. همان‌گونه که بیان شد پوشش SPS3 (شکل ۷-ت) با تزریق گاز هیدروژن داخلی با نرخ 20 l/min نسبت به پوشش‌های دیگر، به لحاظ خصوصیات ریزساختاری از کیفیت بالاتری برخوردار است. از این رو در شکل ۸ سطح



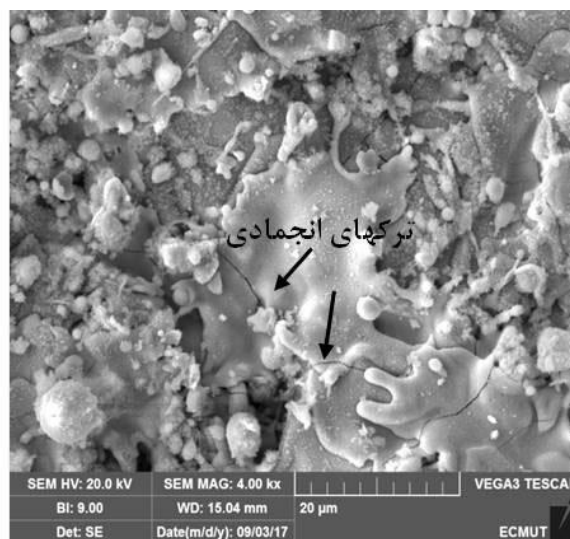
(ب)



(الف)

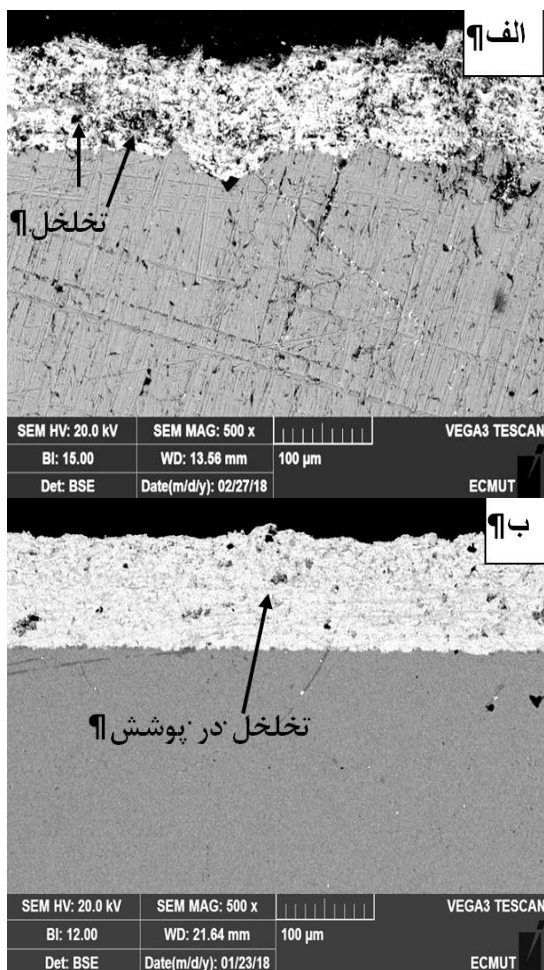


(ت)



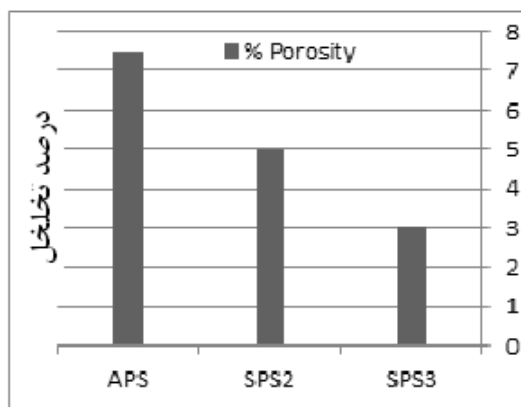
(پ)

شکل (۷): تصاویر میکروسکوپی روبشی (SEM) از سطح پوشش های اعمال شده با کدهای: الف) APS، ب) SPS1، پ) SPS2 و ت) SPS3.



شکل (۸): تصاویر سطح مقطع از پوشش های الف) APS و ب) SPS3

نتیجه آنالیز شیمیایی از سطح پوشش نمونه های APS و SPS3 نیز در شکل ۹ آورده شده است. همان گونه که انتظار می رود علیرغم وجود اکسیژن در نتایج آنالیز هر دو پوشش، مقدار آن در پوشش SPS3 کمتر از APS می باشد. اگرچه با استفاده از روش SSPS نمی توان به طور کامل از ورود اکسیژن به درون جت پلاسما ممانعت به عمل آورد، با این حال کاهش مقدار اکسیژن از حدود ۱۱ درصد در پوشش APS به حدود ۴/۵ درصد در پوشش SPS3، منجر به ایجاد پوشش های با کیفیت بالاتر شده است. تأثیر غلاف جامد در کاهش ورود هوا و مقدار اکسیژن از یکسو و تزریق گاز هیدروژن به داخل غلاف و مصرف اکسیژن موجود در جت با سوختن هیدروژن، از سویی موجب ایجاد اتمسفر احیایی در جت پلاسما می شود. این عوامل منجر به کاهش اکسیداسیون ذرات مذاب و مقدار کمتر اکسیدها و تخلخل در پوشش های اعمال شده با روش SSPS و بهبود کیفیت پوشش و استحکام چسبندگی لایه های پوشش می شود [۱۸ و ۱۹]. همچنین با آنالیز تصاویر سطح مقطع پوشش ها با استفاده از نرم افزار Clemex Vision 3.5، میزان تقریبی تخلخل و حفرات موجود در آن ها اندازه گیری و بررسی شد.



شکل (۱۰): درصد تخلخل در پوشش‌های APS، SPS2 و SPS3.

۳-۳- مقاومت به رفتگی پوشش‌ها

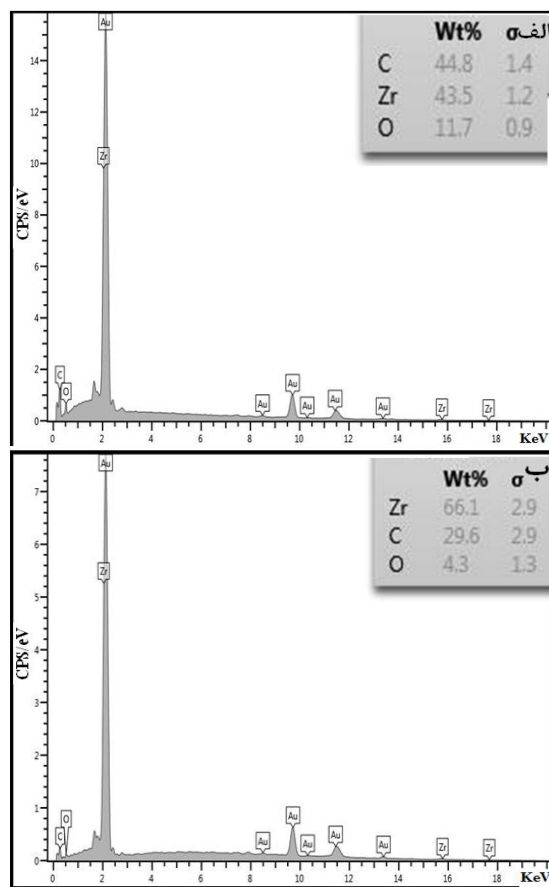
نتایج آزمون رفتگی پوشش‌های APS و SPS3 با شعله مافوق صوت در جدول ۵ آورده شده است.

جدول (۵): نتایج آزمون رفتگی نمونه‌های APS و SPS3

کد نمونه	نرخ فرسایش جرمی (R _m)	نرخ فرسایش خطی (R _a)
APS	$g.s^{-1} \times 10^{-2}$	$mm.s^{-1} \times 10^{-2}$

همان‌گونه که از جدول ۵ مشاهده می‌شود نرخ رفتگی جرمی و خطی نمونه SPS3 نسبت به نمونه APS به ترتیب در حدود ۳۶٪ و ۴۰٪ کاهش یافته و به بیان دیگر پوشش اعمال شده با روش SSPL دارای مقاومت به رفتگی بالاتری نیز می‌باشد. در شکل ۱۱ تصویر سطح نمونه‌های APS و SPS3 پس از آزمون فرسایش با شعله مافوق صوت نشان داده شده است. علیرغم مشاهده آثار تخریب سطحی در برخی از قسمت‌های پوشش پس از آزمون رفتگی، پوشش ZrC در برابر شعله مافوق صوت مقاومت مناسبی داشته و آثار سوراخ‌شدگی و اکسیداسیون شدید در نمونه‌ها مشاهده نمی‌شود که نشان از مقاومت این پوشش در برابر جریان گازهای فرساینده و دما بالا دارد. در شکل ۱۲ نتایج آنالیز پراش پرتو ایکس XRD از سطح نمونه‌های APS و SPS3 پس از آزمون رفتگی آورده شده‌اند. مطابق با شکل ۱۲، پس از آزمون رفتگی در سطح نمونه APS فازهای اکسیدی ZrO₂ و SiO₂ و در سطح نمونه SPS3 فاز اکسیدی سفید رنگ ZrO₂ (مونوکلینیک و تتراگونال) تشکیل شده است. همان‌گونه که از شکل ۱۱-الف مشخص است و با شکل ۱۲-الف، نیز مطابقت دارد، در

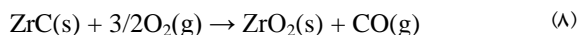
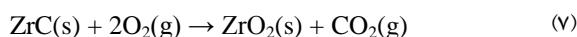
برای این منظور تعدادی از تصاویر سطح مقطع از پوشش‌های اعمال شده با روش‌های APS و SSPL مورد بررسی قرار گرفتند و نتیجه بررسی و مقدار تخلخل اندازه‌گیری شده درون پوشش‌ها در شکل ۱۰ آورده شده است. همان‌گونه که از شکل ۱۰ مشاهده می‌شود پوشش‌های اعمال شده با روش SSPL نسبت به روش APS، دارای مقدار تخلخل کمتری می‌باشند. همچنین با مقایسه نمونه‌های SPS2 و SPS3 مشاهده می‌شود نمونه SPS3 با نرخ تزریق گاز هیدروژن ۲۰ l/min دارای مقدار تخلخل کمتری است. از جمله منابع ایجاد حفره و تخلخل، مکان‌های خالی بین لایه‌های اسپلتی، نواحی اطراف لبه اسپلت‌ها و ذرات دیگر از جمله ذرات ذوب نشده و اکسیدها در پوشش هستند [۲۰]. لذا به دلیل افزایش ذرات ذوب شده و اسپلت‌های پهن‌تر و مقادیر اکسید کمتر در ریزساختار پوشش‌های SSPL منابع ایجاد حفرات کاهش و درصد آن در این پوشش‌ها کاهش یافته است.



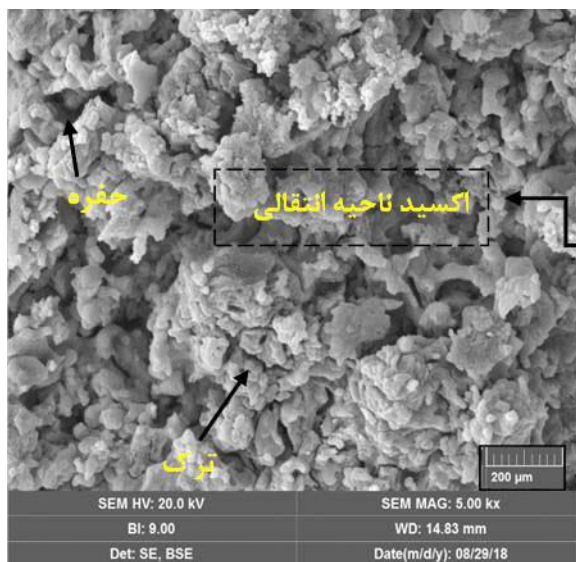
شکل (۹): نتیجه آنالیز شیمیایی EDS از سطح پوشش‌های (الف) APS و (ب) SPS3.

اکسیدی تشکیل شده در حین رفتگی روی نمونه SPS3 (در شکل ۱۱-ت) نسبت به نمونه APS (در شکل ۱۱-ب) دارای پیوستگی بیشتر، ترک و حفرات و تخلخل کمتری می‌باشند. کیفیت لایه اکسیدی به طور قابل ملاحظه به کیفیت پوشش ZrC اعمال شده روی سطح بستگی دارد و اعمال پوشش ZrC با کیفیت بالاتر و مقدار ترک و حفرات کمتر در نمونه SPS3 به ایجاد و تشکیل لایه اکسیدی متراکم و پیوسته روی سطح منجر شده است. تشکیل لایه اکسیدی متراکم و پیوسته‌تر در نمونه کد SPS3 در مقایسه با لایه اکسیدی تشکیل شده در نمونه APS، از مقاومت به نفوذ اکسیژن بیشتری برخوردار است و به عنوان سد حرارتی در مقابل شعله فرساینده از اکسیداسیون زیر لایه و تخریب آن ممانعت به عمل می‌آورد. با بررسی مکانیزم‌های رفتگی مشاهده می‌شود در پدیده فرسایش علاوه بر انجام واکنش‌های شیمیایی یا اکسیداسیون، سطح دچار تخریب مکانیکی و برداشت مواد به دلیل تنش‌های برشی ناشی از فشار شعله مافوق صوت نیز می‌شود و در واقع پدیده رفتگی پدیده‌ای ترموشیمیایی و مکانیکی است [۶ و ۱۵].

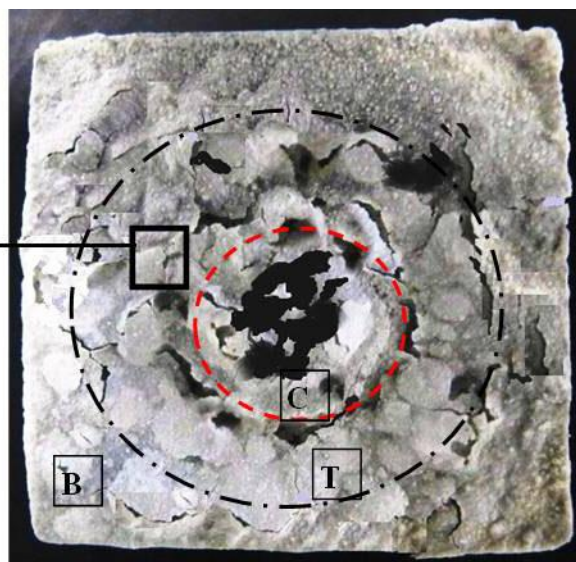
حین آزمون رفتگی برخی نقاط از اکسیدهای لایه سطحی نمونه APS دچار کندگی شده و سطح زیر این لایه اکسیدی در معرض تماس بیشتر شعله قرار گرفته است. لذا علاوه بر اکسید سفید رنگ ZrO_2 در سطح، اکسید SiO_2 مربوط به لایه میانی SiC نیز در نتایج XRD مشاهده می‌شود. باین‌حال در سطح نمونه SPS3 (در شکل ۱۱-پ) لایه اکسیدی یکنواخت و تقریباً بدون کندگی روی سطح بوده و از اکسیداسیون و تخریب لایه‌های زیرین ممانعت نموده است. واکنش‌های شیمیایی اکسیداسیون پوشش ZrC در حین آزمون رفتگی در دمای بالا بر اساس معادلات ۷ و ۸ آورده شده‌اند.



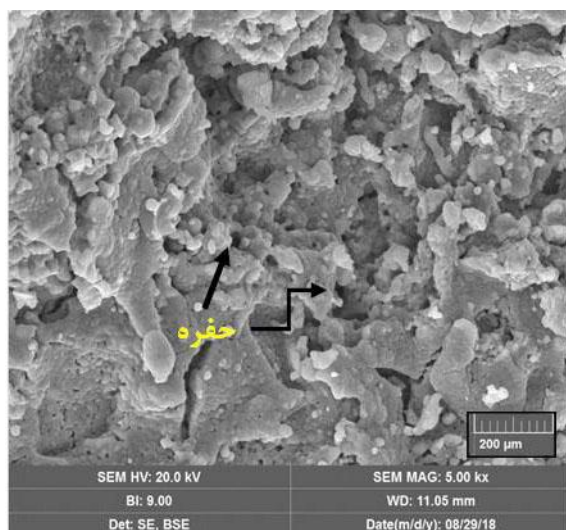
با بررسی تصاویر میکروسکوپی سطوح رفتگی نمونه‌های APS و SPS3 در شکل ۱۱ به خوبی مشاهده می‌شود که اکسیدهای تشکیل شده روی هر دو نمونه ZrO_2 بوده و سطوح دارای حفرات و ترک‌های سطحی هستند. باین‌حال و با توجه تصاویر در بزرگنمایی بالاتر مشاهده می‌شود لایه‌های



(ب)



(الف)

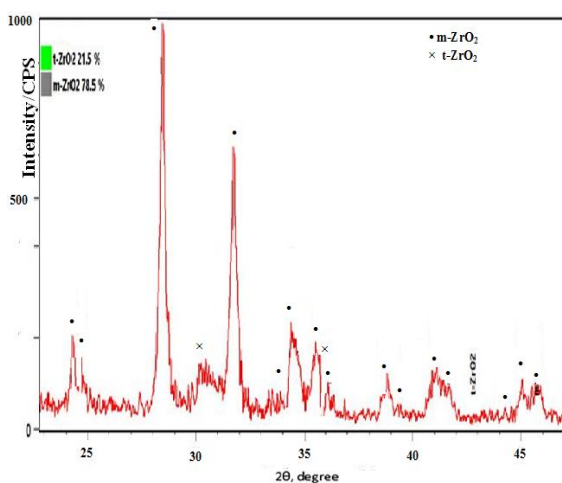
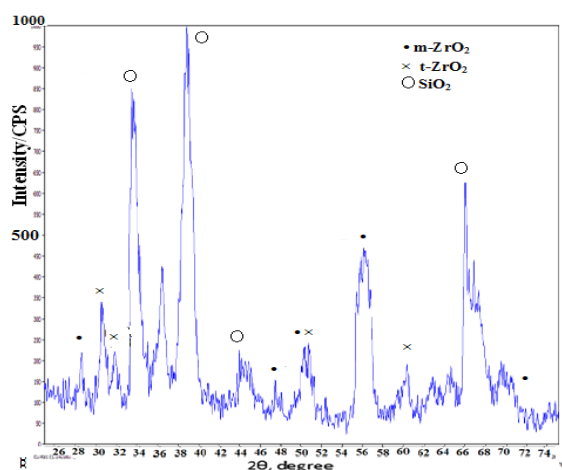


(ت)



(پ)

شکل (۱۱): الف) تصویر ماکروسکوپی و ب) تصویر میکروسکوپی SEM با بزرگنمایی بالاتر از سطح پوشش APS، پ) تصویر ماکروسکوپی و ت) تصویر میکروسکوپی SEM با بزرگنمایی بالاتر از سطح پوشش SPS3 پس از آزمون رفتگی با شعله مافوق صوت.



شکل (۱۲): نتیجه آنالیز XRD از سطح نمونه‌های الف) APS و ب) SPS3 پس از آزمون رفتگی.

همان‌گونه که از روابط ۵ و ۶ مشاهده می‌شود، در اثر واکنش با اکسیژن، ZrC اکسید شده و علاوه بر آن گازهای CO و CO₂ نیز تولید می‌شوند. در واقع یکی از دلایل وجود حفرات در اکسیدهای ایجاد شده در زمان فرسایش، تشکیل گازهای CO و CO₂ در اثر اکسیداسیون ZrC و خروج آن‌ها از لایه اکسیدی می‌باشد. با بررسی سطوح رفتگی مشاهده می‌شود که سطح نمونه‌ها پس از رفتگی، بر اساس تأثیر دما و فشار شعله اکسایش از ناحیه‌های مختلفی تشکیل شده‌اند که شامل ناحیه مرکزی^۷، ناحیه انتقالی^۸ و لبه‌ای^۹ است [۵]. این ناحیه‌ها در شکل ۱۱- الف به ترتیب با حروف T، C و B مشخص شده‌اند. با توجه به بالاتر بودن دما و فشار شعله در قسمت مرکزی میزان اکسیداسیون سطح و تنش مکانیکی این ناحیه بیشتر بوده و با دور شدن از مرکز به سمت لبه و با کاهش تأثیر دما و فشار شعله، میزان اکسیداسیون و شدت رفتگی مکانیکی و کندگی کاهش می‌یابد.

پوشش های ZrC با کیفیت بالاتر با ذرات ذوب شده و اسپلت بیشتر و تخلخل و اکسید کمتر در پوشش با روش SSPS موجب ایجاد اکسید مقاوم تر در حین رفتگی پوشش روی زیر لایه گرافیتی و افزایش مقاومت آن ها شده است.

۵- مراجع

[۱] ع. گلشنی عجب شیر و همکاران، "پوشش دهی نانوذرات کاربرد سیلیسیم (SiC) بر روی کامپوزیت کربن - کربن به روش رسوب دهی الکتروفوریتیک (EPD)", فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۰، شماره ۳، صفحه ۱۰۳-۱۱۱، ۱۳۹۵.

[2] C. Hu, X. Ge, Y. Niu, H. Li, L. Huang, X. Zheng & J. Sun, "Influence of Oxidation Behavior of Feedstock on Microstructure and Ablation Resistance of Plasma-Sprayed Zirconium Carbide Coating", Journal of Thermal Spray Technology, vol. 24, no. 7, pp. 1302-1311, 2015.

[3] D. J. Yao, H. J. Li, H. Wu, Q. G. Fu & X. F. Qiang, "Ablation resistance of ZrC/SiC gradient coating for SiC-coated carbon/carbon composites prepared by supersonic plasma spraying", Journal of the European Ceramic Society, vol. 36, no. 15, pp. 3739-3746, 2016.

[4] Y. Jia, H. Li, Q. Fu, Z. Zhao & J. Sun, "Ablation resistance of supersonic-atmosphere-plasma-spraying ZrC coating doped with ZrO₂ for SiC-coated carbon/carbon composites", Corrosion Science, vol. 123, pp. 40-54, 2017.

[5] A. Abdollahi, N. Ehsani & Z. Valefi, "High temperature ablation-oxidation performance of SiC nanowhisker toughened-SiC/ZrB₂-SiC ultra-high temperature multilayer coatings under supersonic flame", Journal of Alloys and Compounds, vol. 745, pp. 798-809, 2018.

[6] H. Wu, H. Li, Q. Fu, D. Yao, Y. Wang, C. Ma, J. Wei & Z. Han, "Microstructures and ablation Resistance of ZrC Coating for SiC-Coated Carbon/Carbon Composites Prepared by Supersonic Plasma Spraying", Journal of Thermal Spray Technology, vol. 20, no. 6, 1286-1291, 2011.

[7] B. Chen, L. Zhang, L. Cheng & X. Luan, "Viscous Flow of Silica and its Effects on Ablation of Carbon/Silicon Carbide Composites as a Liquid-Fueled Rocket Engine Nozzle", Applied ceramic Technology, vol. 8, no. 6, 1468-1474, 2011.

[8] T. Liu, Y. Niu, C. Li, X. Pan, M. Shi, X. Zheng & C. Ding, "Ablation resistance of ZrC-MoSi₂/ZrC-SiC double-layered coating in a plasma flame",

همان گونه که در تصاویر شکل ۱۱- الف و پ مشاهده می شود در قسمت های مرکزی به دلیل دما و اکسیداسیون بیشتر و رفتگی مکانیکی در اثر تنش های وارده از شعله بر سطح در حین فرسایش، بخش هایی از سطح کنده شده اند. همچنین با بررسی و مقایسه شکل های ۱۱- ب و ت نیز مشاهده می شود، اکسید تشکیل یافته در پوشش SPS3 (شکل ۱۱- ت) دارای تراکم و لذا پایداری و مقاومت بیشتری نسبت به اکسید تشکیل شده در سطح نمونه APS (شکل ۱۱- ب) است که منجر به مقاومت بالاتر پوشش و نرخ رفتگی جرمی و خطی کمتر نمونه SPS3 شده است. علاوه بر این در لایه اکسید سطحی به دلیل انجماد و استحاله اکسید ZrO₂ از فاز تراگونال به مونوکلینیک که با افزایش حجم و تشکیل ترک همراه است که در شکل ۱۱ ترک ها قابل مشاهده هستند. هرچه پوشش دارای کیفیت بالاتر و مقدار ترک و عیوب آن کمتر باشد، در زمان فرسایش دارای مقاومت بالاتر بوده و مقدار کندگی لایه اکسیدی سطحی نیز کاهش می یابد که این موضوع نیز به خوبی در مقایسه سطح پوشش های APS و SPS3 مشاهده می شود.

۴- نتیجه گیری

مشاهده می شود اعمال پوشش با روش SSPS با استفاده از غلاف جامد موجب کاهش ورود هوا و میزان کمتر اکسید در پوشش می شود. علاوه بر این تزریق گاز داخلی هیدروژن موجب افزایش آنتالپی و دمای اطراف جت پلاسما و مصرف اکسیژن اتمسفر در جت پلاسما و ایجاد اتمسفر احیایی در حین پاشش می شود که منجر به تشکیل پوشش هایی با کیفیت بسیار بالاتر در مقایسه با پوشش APS شده است. همچنین با بررسی نتایج آزمون پاشش تک عبور و پوشش های ZrC اعمال شده با روش SSPS با نرخ های مختلف گاز هیدروژن داخلی، مشاهده می شود نرخ تزریق ۲۰ l/min تأثیر بیشتری در ایجاد پوشش های با کیفیت بالاتر داشته است. گاز آرگون خارجی که در همه شرایط با نرخ جریان ۳۰ l/min تزریق شده است نیز در کاهش میزان واکنش پذیری ذرات مذاب یا نیمه مذاب با اتمسفر اطراف و کاهش اکسیداسیون آن ها در زمان خروج و نشستن روی زیر لایه مؤثر می باشد. اعمال

[20] Y. Zeng, S. W. Lee, L. Gao & C. X. Ding, "Atmospheric plasma sprayed coatings of nanostructured zirconia", Journal of the European Ceramic Society, vol. 22, no. 3, pp. (2002

[20] J. Zhang & V. Desai, "Evaluation of thickness, porosity and pore shape of plasma sprayed TBC by electrochemical impedance spectroscopy", Surface and Coatings Technology, vol. 190, no. 1, pp. 98-109, 2005.

۶- پی نوشت

- [1] Self Healing
- [2] Pack Cementation
- [3] Vacuum Plasma Spray
- [4] Low Pressure Plasma Spray
- [5] Solid Shielding /Shrouded Plasma Spray
- [6] High Velocity Oxy-Fuel
- [7] Central Region
- [8] Transitional Region
- [9] Border Region

Corrosion Science, vol. 145, pp. 239-248, 2018.

[۹] ج. پوراسد و همکاران، "نقش پایه گرافیتی بر تشکیل ساختار گرادیان ترکیبی C/SiC طی فرایند سمانتاسیون توده‌ای"، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۰، شماره ۱، صفحه ۹۱-۹۸، ۱۳۹۵.

[10] A. Abdollahi, N. Ehsani & Z. Valefi, "Thermal shock resistance and isothermal oxidation behavior of C/SiC/SiCnano functionally gradient coating on graphite produced via reactive melt infiltration (RMI)", Materials Chemistry and Physics, vol. 182, pp. 49-61, 2016.

[11] B. Feng, H. Li, Y. Zhang, L. Liu & M. Yan, "Effect of SiC/ZrC ratio on the mechanical and ablation properties of C/C-SiC-ZrC composites", Corrosion Science, vol. 82, pp. 27-35, 2014.

[12] H. M. Chen, Y. Xiang, S. Wang, F. Zheng, L. B. Liu & Z. P. Jin, "Thermodynamic assessment of the C-Si-Zr system", Journal of Alloys and Compounds, vol. 474, pp. 76-80, 2009.

[13] J. Xie, Y. Jia, Z. Zhao, K. Li, G. Sun, H. Li & X. Su, "A ZrC-SiC/SiC multilayer anti-ablation coating for ZrC modified C/C composites", Vacuum, vol. 157, pp. 324-331, 2018.

[14] T. Liu, L. Zheng & H. Zhang, "Effect of Solid Shield on Coating Properties in Atmospheric Plasma Spray Process", Journal of Thermal Spray Technology, vol. 25, pp. 1502-1515, 2016.

[15] D. J. Yao, H. J. Li, H. Wu, Q. G. Fu & X. F. Qiang, "Ablation resistance of ZrC/SiC gradient coating for SiC-coated carbon/carbon composites prepared by supersonic plasma spraying", Journal of the European Ceramic Society, vol. 36, no. 15, pp. 3739-3746, 2016.

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

[17] J. Ilavsky, A. J. Allen, G. G. Long, S. Krueger, C. C. Berndt & H. Herman, "Influence of Spray Angle on the Pore and Crack Microstructure of Plasma-Sprayed Deposits", Journal of the American Ceramic Society, vol. 80, no. 3, pp. 733-742, 1997.

[18] M. Erfanmanesh, S. Bakhshi, M. Khajelakzay & M. Salekbafghi, "The effect of argon shielding gas at plasma spray process on the structure and properties of MoSi₂ coating", Ceramics International, vol. 40, pp. 4529-4533, 2014.