بررسی خواص فیزیکی، مکانیکی و مقاومت به اکسیداسیون نانوکامپوزیت $ZrC-ZrB_2-SiC$ تقویت شده با الیاف کربنی

مریم رحیمی*، مهری مشهدی

دانشکده مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران



مهندس مریم رحیمی، نویسنده اول مقاله، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

* m_rahimi1371@yahoo.com

چکیده: در پژوهش حاضر، پودر کامپوزیتی $ZrC-SiC-ZrB_2$ از طریق احیای کربوترمال مخلوط $ZrSiO_4/C/B_2O_3$ در دمای ۱۵۰۰°C تهیه شد. کامپوزیت $C/C-ZrC-SiC-ZrB_2$ از طریق پاشش مخلوط پودر سرامیکی و خرده الیاف کربنی بر لایه‌های پارچه کربنی و سپس پرس و سینتر در دمای ۲۰۰۰°C در اتمسفر آرگون تولید شد. خواص فیزیکی، مکانیکی و مقاومت به اکسیداسیون قطعه‌های تولید شده مورد بررسی قرار گرفت. دانسیته ۵/۰۲gr/cm^3 استحکام خمشی ۳۳۷ MPa، نرخ فرسایش جرمی نمونه ۰/۲۶۸mgr/s و نرخ فرسایش خطی آن‌ها ۱/۳۵ µm/s اندازه گیری شد و نتایج نشان داد خواص نمونه‌های تولید شده به این روش نسبت به کامپوزیت‌های تولید شده با روش‌های مرسوم در تولید این کامپوزیت‌ها از جمله PIP و RMI مطلوب و قابل مقایسه است. قابلیت این روش در بکارگیری مقادیر بیشتری از پودر سرامیکی و افزایش تراکم از عوامل موثر در بهبود خواص این کامپوزیت هستند.

کلمات کلیدی: پودر کامپوزیتی $ZrC-SiC-ZrB_2$؛ الیاف کربن؛ استحکام خمشی؛ مقاومت به فرسایش.

۱- مقدمه

کامپوزیت‌های کربن-کربن خواص منحصر به فردی مانند دانسیته کم، ضریب انبساط حرارتی پایین، استحکام بالا در دمای زیاد، هدایت حرارتی بالا و مقاومت به شوک حرارتی بالایی را دارا هستند. خصوصیات برجسته این ماده سبب کاربرد آن در ادوات هوافضایی و سیستم‌های محافظت گرمایی شده است. دمای عملیاتی این قطعات ممکن است سریعاً از دمای محیط به بالای ۳۰۰۰°C برسد و در این شرایط چند ثانیه تا چند صد ثانیه باقی بماند. با این وجود این مواد در مقابل فرسایش توسط گاز پر سرعت خارج شونده از جت و فرسایش با ذرات در بالای ۲۰۰۰°C آسیب پذیر هستند. لذا کاربرد این ماده در تجهیزات مدرن هوافضایی با کارایی بالا نظر به پیشرفت رو به رشد این بخش محدود شده است. ثابت شده است که افزودن سرامیک‌های فوق دما بالا UHTCs[1] به طور مثال بوریدها و کاربیدهای فلزات واسطه به زمینه کربن-کربن یکی از متداول‌ترین روش‌ها برای بهبود مقاومت به فرسایش است. استفاده از سرامیک‌های دما بالا و کاربایدها و بورایدهای فلزات انتقالی در کامپوزیت‌های کربنی یکی از روش‌هایی است که برای افزایش مقاومت به فرسایش به کار می‌رود. چون در این کامپوزیت‌ها سرامیک‌های فوق دما بالا در مقادیر کم و در نقش تقویت کننده بوده‌اند لذا بهبود در خواص مقاومت به فرسایش محدود بوده است. کامپوزیت‌هایی که دارای مقادیر زیادی ZrC و SiC باشند به نحوی که بتوانند یک زمینه سرامیکی پیوسته ایجاد کنند و همچنین از خواص مواد کربنی مانند الیاف کربنی به عنوان تقویت کننده استفاده شود، می‌توان خواص مقاومت به فرسایش را به طور چشمگیری افزایش داد فرسایش[2] فرآیندی است که توسط آن مواد از روی سطح خورده می‌شوند. فرسایش خود به سه

[1] Ultra High Temperature Ceramics
[2] Ablation

[Downloaded from jicers.ir on 2026-11-23]

[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.6.0]

بخش ترموشیمیایی، ترموفیزیکی و ترمومکانیکی ناشی از دما، فشار و سرعت شعله احتراق، تقسیم می‌شود [۱و۲]. برخی از مواد مانند B_4C، B_2O_3، SiC و $MoSi_2$ با استفاده در کامپوزیت C/C به عنوان افزودنی سبب بهبود مقاومت به اکسیداسیون این ماده در دماهای پایین و متوسط شده‌اند؛ ولی در دماهای بالاتر نتوانسته‌اند مقاومت به اکسیداسیون خوبی را برای کامپوزیت ایجاد کنند. در بالاتر از ۸۰۰°C زیرکنیوم کاربید دچار اکسیداسیون می‌شود، لذا برای رفع مشکل این ماده را با ZrB_2 و SiC کامپوزیت می‌کنند و مقاومت در برابر اکسیداسیون را تا ۱۸۰۰°C افزایش می‌دهند. همچنین با کامپوزیت سازی مقاومت ماده در برابر فرسایش و همچنین استحکام مکانیکی آن افزایش می‌یابد[۳]. مواد خود ترمیم شونده[1] (در برابر فرسایش) می‌توانند به صورت جزیی یا به طور کامل صدمه وارد آمده را جبران کنند. در این حالت عناصر موجود در ماده تشکیل اکسیدی مذاب را می‌دهند که در بازه وسیعی از دما قادر هستند ترک‌ها و حفرات روی سطح را پر کنند و از تخریب سطح ماده یا اکسیداسیون آن جلوگیری کنند. بور با تشکیل B_2O_3 در دماهای ۵۰۰ تا ۱۰۰۰°Cو Si با تشکیل SiO_2 در دمای ۱۰۰۰ تا ۱۵۰۰°C این خاصیت را برای محافظت سطح ماده دارا می‌باشند. در دماهای بالاتر از ۱۵۰۰°C به نظر می‌رسد که Hf و Zr قادر باشند سطح ماده را محافظت کنند هر چند مکانیزمی برای این عمل توسط این ماده شناسایی و اثبات نشده است[۴،۵].

سرامیک‌های دما بالا مانند HfB_2-SiC، ZrB_2-ZrC، ZrB_2-SiC و ZrC-SiC به دلیل نقطه ذوب بالا، مقاومت در برابر فرسایش فوق‌العاده‌ای را در تست قوس جت۲ از خود نشان داده‌اند؛ اما کاربرد آن‌ها به دلیل پایین بودن چقرمگی شکست و مقاومت به شوک حرارتی ضعیف، محدود شده است. استفاده از الیاف کربنی به عنوان تقویت کننده بر شکنندگی ذاتی این مواد غلبه می‌کند[۶]. کاربایدها و بورایدهای Hf و Zr به دلیل نقطه ذوب بالا مورد مطالعه قرار گرفته‌اند اما به دلیل هزینه پایین تولید و دانسیته کم‌تر، ZrC به میزان بیشتری مورد توجه قرار گرفته‌است. استفاده از الیاف کربنی می‌تواند مقاومت به شوک حرارتی و چقرمگی شکست سرامیک‌ها را به میزان چشم گیری بهبود دهد. به دلیل کاربرد این مواد در شرایط دما بالا لازم است خواص فرسایشی آن‌ها معین شود. استفاده از شعله اکسی استیلن یکی از راه‌های در دسترس و ارزان برای سنجش خواص فرسایشی است که برای سنجش اولیه میزان مقاومت به فرسایش مواد به کار می‌رود[۷،۸].

روش‌های مختلفی برای ساخت کامپوزیت‌های C/C-UHTC توسعه یافته‌اند از جمله: تلقیح سازی شیمیایی از فاز بخار CVI[3] [۹]، تلقیح با دوغاب SI[4] [۱۰]، تلقیح با پلیمر و پیرولیز PIP[5] [۲]، پرس گرم [۱۱]، تلقیح با مذاب آلیاژی[6] [۱۲ و ۱۳] و تلقیح با سیلیکون مایع LSI[7] [۱۴] و دیگر روش‌ها [۱۵] تا کامپوزیت به دانسیته مناسب برسد. اگر چه برخی از این روش‌ها به دلایلی همچون طولانی بودن زمان فرآیند، هزینه بالا، توزیع نامناسب زمینه سرامیکی و یا کاهش استحکام به دلیل ایجاد تخلخل بالا، سودمند نبوده‌اند. گاهی از ترکیب این روش ها برای رسیدن به خواص بهینه استفاده می‌شود. سرامیک‌های فوق دما بالایی که در تولید این کامپوزیت‌ها به کار گرفته می‌شوند می‌توانند منشاهای مختلفی داشته باشد. از میان روش‌های تولید کامپوزیت‌های C/C-UHTCs روش‌های PIP و RMI بیشتر توسعه یافته‌اند. رسیدن به دانسیته مناسب به روش PIP دشوار و زمان بر است زیرا این روش در چندین چرخه انجام می‌شود. روش RMI از PIP موثر تر است و قطعات حاصل از این روش دانسیته بالاتری دارند. محدودیت این روش آن است که واکنش درجا برای شکل گیری فازهای سرامیکی از مذاب عنصری یا آلیاژ مذاب به صورت کامل انجام نمی‌شود و در نمونه همواره درصدی فلز وجود دارد که به نسبت سرامیک‌های دما بالا نقطه ذوب پایین‌تری دارد بروز میکروترک‌ها در این جا بسیار شایع می‌باشد که یک عامل در افت خواص مکانیکی و سایشی نمونه به شمار می‌رود [۱۶]. در پژوهش حاضر، از روش پاشش پودر جامد در لابلای پارچه‌های کربنی، پرس و زینتر، قطعه C/C-UHTC مورد نظر تولید شده است. پودر جامد متشکل از مخلوط سه فاز ZrC-SiC-ZrB_2 با نسبت مشخص در نظر گرفته شد. هدف از تحقیق، بررسی و مقایسه خواص قطعه تولیدی که فاز سرامیکی به عنوان زمینه در نظر گرفته شده، با سایر پژوهش‌هاست که در آن ها فازهای سرامیکی در مقادیر کم و در نقش تقویت کننده استفاده شده‌اند، است.

[1] Self-healing materials
[2] Arc jet
[3] Chemical vapor infiltration
[4] Slurry infiltration
[5] Polymer infiltration and pyrolysis
[6] Reactive melt infiltration
[7] Liquid silicon infiltration

[Downloaded from jicers.ir on 2026-11-23]
[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.6.0]

۲- فعالیت‌های تجربی

زیرکون (۹۸٪، Alfa-aesar، USA) با اندازه ذرات کوچکتر از دو میکرون، اسیدبوریک (۹۸٪، Fluka، USA)، رزین فنولیک (۹۷٪، رزیتان، ایران) به عنوان مواد اولیه استفاده شدند. مواد اولیه در آسیاب سیاره‌ای (PSG) مخلوط شدند. نمونه‌ها در بوته گرافیتی در کوره قرار داده شدند. عملیات حرارتی در اتمسفر آرگون دمای ۱۵۰۰°C به مدت ۱ ساعت انجام شد و سرعت افزایش دما ۱۰°C/min در نظر گرفته شد. مخلوط پودری $ZrSiO_4/C/B_2O_3$ با مقادیر اضافی اکسیدبور و کربن نسبت به واکنش استوکیومتری مطابق با واکنش ۱ تبدیل به پودر کامپوزیتی متشکل از کاربید زیرکنیوم، کاربید سیلیسیوم و زیرکنیوم دی بوراید شد. مواد با نسبت وزنی $ZrC-30SiC-10ZrB_2$ همراه با ۰/۰۳٪ وزنی خرده الیاف کربنی به مدت دو ساعت با گلوله‌های زیرکنیایی با نسبت گلوله به پودر ۲۰ بر ۱ در آسیاب سیاره‌ای (PSG) مخلوط و در آون در دمای ۸۰°C خشک گردید. بر طبق فرم استاندارد نمونه استحکام خمشی، پارچه‌های کربنی که از قبل با کربن تلقیح شده بود[1] در ابعاد ۱*۷ cm بریده شدند. برای چسبیدن پودر به پارچه کربنی، پارچه‌ها با محلول رزین فنولیک ۳۰٪ وزنی حل شده در الکل صنعتی آغشته شدند. پودر در لابلای پارچه کربنی قرار گرفت. نمونه‌ها تحت پرس با میزان فشار ۵ بار قرار گرفتند تا استحکام خام آن‌ها تامین شده و پودر در تماس مناسبی با پارچه قرار گیرد. از ۱۰ لایه پارچه در تولید هر نمونه استفاده شد. سپس نمونه‌های خام پس از قرارگیری به مدت ۱ ساعت در دمای ۸۰۰°C که دمای سوختن مواد فرار (رزین فنولیک) است، در دمای ۲۰۰۰°C به مدت ۱ ساعت سینتر شدند. سرعت افزایش دما ۱۰ سانتیگراد بر دقیقه در نظر گرفته شد. سه نمونه به این روش تولید شد. چگالی کلی نمونه‌های کامپوزیتی ساخته شده و درصد تخلخل ظاهری مطابق با استاندارد ASTMB311 به روش غوطه وری اندازه گیری شد. استحکام خمشی سه نمونه تولید شده در دمای ۲۵°C (دمای اتاق) به روش سه نقطه ای مطابق با استاندارد ASTM C1161-02c اندازه گیری شد. پس از بارگذاری خمشی با نرخ ۲ mm/min در دستگاه سنجش استحکام مکانیکی شرکت Zwick و شکست نمونه ها، از سطح شکست بررسی میکروساختاری با میکروسکوپ الکترونی روبشی TESCAN مدل VEGA3 به عمل آمد.

برای سنجش میزان مقاومت به فرسایش نمونه از آزمون شعله اکسی استیلن با دمای ۳۰۰۰ °C در مرکز شعله استفاده شد. نمونه‌ها به مدت ۶۰ ثانیه در برابر شعله قرار گرفتند. سپس از نمونه‌ها مقطع زده شد تا بررسی میکروساختاری شوند. تغییر ابعاد نمونه‌ها با استفاده از کولیس دیجیتال اندازه‌گیری شد.

محاسبه اندازه دانه به روش تداخل خطی [۱۴] با استفاده از نرم‌افزار Anix صورت گرفت.

۳- نتایج و بحث

الگوی پراش اشعه ایکس پودر کامپوزیتی سنتز شده در شکل ۱ قابل مشاهده است. مقادیر کمی فازهای محصول از جمله ZrC، SiC و ZrB_2 با استفاده از نرم‌افزار Maud به ترتیب ۶۵، ۲۸ و ۵ درصد وزنی به دست آمد. محصول دارای توزیعی همگنی از مخلوط ذرات پودری بسیار ریز است (شکل ۲). متوسط اندازه ذره‌های ZrC، SiC و ZrB_2 به ترتیب ۴۲۰، ۳۸۰ و ۳۲۰ نانومتر اندازه‌گیری شد.

$$2ZrSiO_4 + 2H_3BO_3 + 14C \rightarrow 3H_2O_{(g)} + ZrC + 2SiC + ZrB_2 + 11CO(g) \quad \Delta G^0_{1500C} = 482KJ \qquad (۱$$

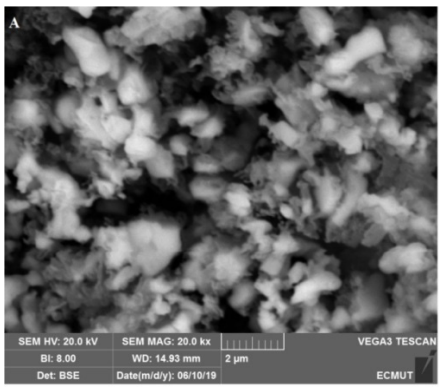
۳-۱- محاسبه چگالی

چگالی میانگین برای سه نمونه تولید شده ۵/۰۳ gr/cm^3 محاسبه شد. مطابق با کار بسیار از محققان [۲ و ۱۸] که به چگالی حدودا ۲ gr/cm^3 به روش‌های PIP، SI، RMI و CVI چگالی نمونه‌های تولید شده بیشتر بوده و نمونه از تراکم مناسبی برخوردار است. این مطلب نشان می‌دهد که بدون استفاده از چرخه‌های پی در پی تلقیح و عملیات حرارتی که در روش‌هایی مانند PIP برای تولید این نوع سرامیک‌ها استفاده می‌شود و افت استحکام نمونه در نتیجه تخریب الیاف کربنی اتفاق می‌افتد، می‌توان به تراکم مناسب رسید. با استفاده از قانون مخلوط‌ها، چگالی تئوری کامپوزیت مقدار ۵/۷۷ gr/cm^3 محاسبه شد. لذا کامپوزیت به صورت نسبی حدودا ۸۷٪ به تراکم رسیده است.

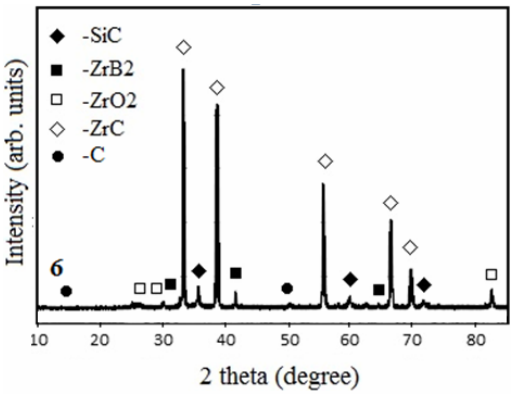
[1] Pre-pregnated

[Downloaded from jicers.ir on 2026-11-23]

[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.6.0]



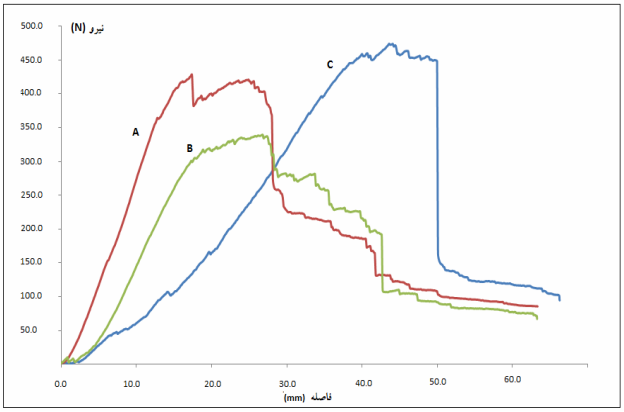
شکل ۱- تصویر الکترون برگشتی از پودر سنتز شده



شکل ۲- الگوی پراش اشعه ایکس پودر سنتز شده

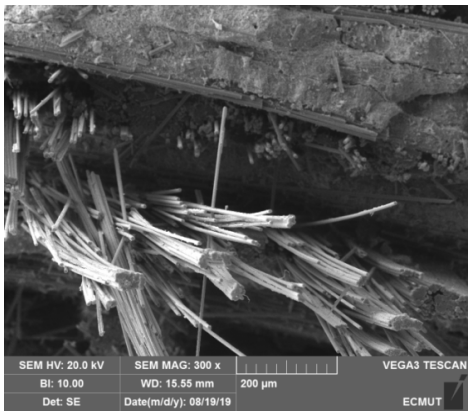
۳-۲- بررسی استحکام

در شکل ۳ نیرو بر حسب فاصله طی شده توسط اهرم اعمال بار در مورد سه نمونه کامپوزیتی A، B و C آورده شده است. طبق شکل قابل مشاهده است که افت استحکام در هر سه نمونه به یکباره اتفاق نیفتاده و شکست از نوع ترد نبوده است.



شکل ۳- نمودار نیرو بر حسب فاصله برای سه نمونه کامپوزیت تولید شده در آزمون استحکام خمشی

استحکام خمشی به طور میانگین ۳۰۳ مگاپاسکال به دست آمد. در مقایسه با کار سایر محققان به طور مثال لیو[1] و همکارانش [۱۷] که طبق جدول ۱ برای کامپوزیت C/C-ZrC-SiC تولید شده با روش PIP با ۱۱ چرخه پیرولیز در دمای ۱۵۰۰°C به میانگین ۱۲۱MPa دست یافتند، نتیجه‌ای مطلوب و قابل مقایسه است. احتمالا استفاده از مقادیر بیشتر ZrC نسبت به بخش کربنی و بیشتر بودن دانسیته قطعات، سبب بالا رفتن استحکام نمونه‌های تولید شده در پژوهش حاضر شده است.



شکل ۴- سطح شکست کامپوزیت پس از بارگذاری خمشی

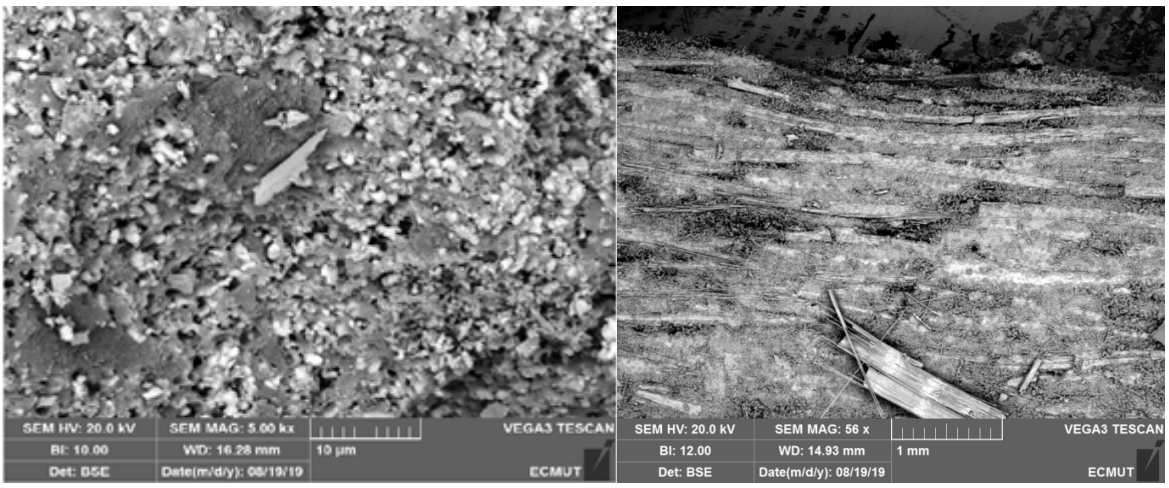
[1] Liu

[Downloaded from jicers.ir on 2026-11-23]
[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.6.0]

مشاهده شد که با اعمال بارگذاری خمشی بر روی نمونه کامپوزیتی، شکست ناگهانی اتفاق نیفتاد و نمونه خم شد. الیاف کربنی از کامپوزیت جدا شده و مطابق شکل از زمینه کامپوزیت گسیخته[1] شد. بخش سرامیکی بین لایه‌های کربنی اما ترد بوده و شکسته است. همچنان که در شکل ۲ قابل مشاهده است، لایه سرامیکی ترک خورده است.

۳-۳- بررسی مقاومت به اکسیداسیون

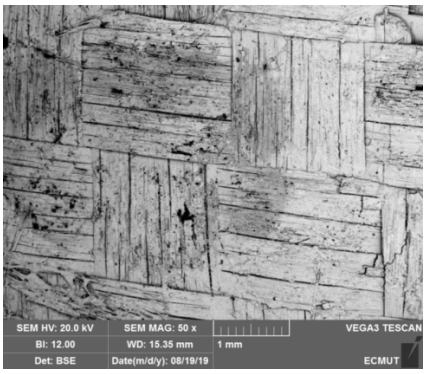
در شکل (۳- ب) سطح مقطع نمونه کامپوزیتی فرسایش یافته با شعله اکسی استیلن به مدت ۶۰ ثانیه و لایه‌های کربنی در بین زمینه سرامیکی قابل مشاهده است. تخریب و ترکی در نمونه دیده نمی‌شود و از تراکم مناسب و پیوستگی برخوردار است.



شکل ۵- سطح مقطع ناحیه فرسایش یافته کامپوزیت

الف: تصویر سمت راست بزرگنمایی ۵۰۰۰ برابر، ب: سمت چپ بزرگنمایی ۵۶ برابر.

مطابق شکل (۵-الف)، دانه‌های پودر سرامیکی در میان بخش‌های کربنی (پارچه و کربن باقی مانده از رزین) با توزیعی همگن قابل مشاهده هستند. مشاهده می‌شود که زمینه سرامیکی و لایه‌های کربنی در تماس مناسب با یکدیگر قرار دارند. با استفاده از نرم افزار Anix اندازه دانه فازهای موجود در شکل ۵ محاسبه شد و مشاهده شد که رشد محسوسی در اندازه دانه‌های ZrC، ZrB2 و SiC رخ نداده است. کاربید زیرکنیوم در بالاتر از ۳۵۰۰°C، زیرکنیوم بوراید بالاتر از ۳۰۰۰°C و کاربید سیلیسیوم در بالاتر از ۲۷۰۰°C ذوب می‌شوند. دمای زینتر قطعه باید در حدود ۰/۷ الی ۰/۸ دمای ذوب نمونه باشد و دمای زینتر در این پژوهش تنها ۲۰۰۰°C بوده است لذا رشد محسوسی در اندازه دانه مشاهده نشد اما به وضوح استحکام خمشی نسبت به قطعه خام افزایش پیدا کرد به طوری که عدد استحکام بیشتر از کامپوزیت‌های C/C-UHTCc مشابه [۱۳،۲و۱۶] است که به دانسیته حدوداً $2g/cm^3$ دست یافته بودند. دانسیته به دلیل بیشتر بودن درصد وزنی پودر کامپوزیتی (۹۰٪) نسبت به پارچه کربنی (۱۰٪) نسبت به بیشتر است و لذا نمونه استحکام بیشتری نیز خواهد داشت.



شکل ۶- تصویر الکترون برگشتی از سطح کامپوزیت فرسایش یافته در برابر شعله اکسی استیلن

[1] Pull out

[Downloaded from jicers.ir on 2026-11-23]
[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.6.0]

در شکل ۶ تصویر سطح کامپوزیت در معرض شعله دیده می‌شود. در بخش‌هایی از سطح (به طور مثال بالای تصویر سمت راست) تخریب رخ داده است و ترک‌هایی در سطح قابل مشاهده است. نرخ فرسایش خطی و جرمی نمونه‌ها در جدول ۱ ذکر شده است.

جدول ۱- خواص فرسایشی نمونه‌های C/C-ZrC-ZrB_2-SiC

نمونه	A	B	C
نرخ فرسایش خطی ($*10^{-3}$) mm/s	۱/۷۲	۱/۲۱	۱/۱۳
نرخ فرسایش جرمی ($*10^{-4}$) g/s	۳/۱۶	۲/۵۵	۲/۳۳

میانگین نرخ فرسایش خطی برای سه نمونه ۱/۳۵μm/s است که نسبت به کار سایر محققان نتیجه‌ای مطلوب است. ژی و همکارانش [۲] برای کامپوزیت C/C-ZrC-SiC تولید شده به روش PIP به نرخ سایش خطی ۲/۴۸μm/s رسیدند. آنها دریافته بودند که هر قدر میزان ZrC موجود در بدنه بیشتر باشد نرخ سایش خطی بهتر خواهد بود لذا می‌توان بهبود در نرخ فرسایش خطی در پژوهش حاضر را به بیشتر بودن مقدار ZrC در نمونه نسبت به نمونه‌های تولید شده توسط ایشان نسبت داد.

میانگین نرخ فرسایش جرمی نمونه‌های کامپوزیتی تولید شده ۰/۲۶۸ mg/s اندازه‌گیری شد. در مورد نرخ فرسایش جرمی محققان یاد شده به عدد ۳/۷۵- دست یافتند. علامت منفی نشان از افزایش وزن در حین فرآیند فرسایش با شعله اکسی استیلن دارد؛ زیرا به طور مثال با تبدیل ZrC به ZrO_2 طبعاً شاهد افزایش وزن خواهند بود. در حین آزمون با شعله اکسی استیلن به این دلیل که قطعاتی ریز از نمونه جدا شد (در اثر فشار ناشی از شعله)، به جای افزایش وزن، کاهش وزن مشاهده شد. همچنین نرخ فرسایش جرمی کمتری نسبت به نمونه‌های C/C و C/C-SiC [۲ و ۷] مشاهده شد که احتمالا خواص به دلیل وجود ZrC و ZrB_2 بهتر شده است. ژائو [۷] و همکارانش نیز به عددی مثبت برای نرخ فرسایش جرمی کامپوزیت C/ZrC دست پیدا کردند زیرا علی‌رغم تشکیل لایه اکسیدی بر روی سطح و افزایش وزن، با افزایش زمان فرآیند، لایه از روی سطح بلند می‌شود و نرخ فرسایش خطی عددی مثبت می‌شود. خواص فرسایشی نمونه‌های تولید شده نسبت به نمونه C/C-SiC-ZrB_2 تولید شده توسط لیو و همکارانش [۱۷] که به مدت ۶۰ ثانیه نمونه‌ها را مورد فرسایش قرار دادند نیز بهتر است که احتمالاً بیانگر تاثیر بالای ZrC در افزایش خواص مقاومت به اکسیداسیون می‌باشد.

۴- نتیجه‌گیری

کامپوزیت ZrC-SiC-ZrB_2 تقویت شده با الیاف کربنی به روش پاشش مخلوط پودر سرامیکی و خرده الیاف کربنی بر لایه‌های پارچه کربنی و سپس پرس و سینتر مجموعه با موفقیت تولید شد. زمینه سرامیکی به تراکم مناسب رسید و نمونه‌های تولید شده به این روش دارای میانگین استحکام (۳۰۳MP) و دانسیته ($۵/۰۳gr/cm^3$) بیشتری نسبت به کامپوزیت‌های مشابه تولید شده به روش‌های دیگر بود. میانگین نرخ فرسایش جرمی نمونه‌های کامپوزیتی تولید شده ۰/۲۶۸ mg/s و نرخ فرسایش خطی برای سه نمونه ۱/۳۵μm/s اندازه گیری شد. قابلیت این روش برای استحصال تراکم بالاتر و کاهش تخلخل‌ها منجر به بهبود خواص شده است. همچنین در این روش به دلیل عدم وجود چرخه‌های متمادی پیرولیز یا اشباع با مذاب آلیاژی، تخریب الیاف کربن رخ نداد.

مراجع

[1] Wuchina, E., et al. "UHTCs: ultra-high temperature ceramic materials for extreme environment applications." The Electrochemical Society Interface 16.4 (2007): 30.

[2] Xie, Jing, et al. "Ablation behavior and mechanism of C/C–ZrC–SiC composites under an oxyacetylene torch at 3000° C." Ceramics International 39.4 (2013): 4171-4178.

[3] Guo, Shu-Qi, et al. "Mechanical and physical behavior of spark plasma sintered ZrC–ZrB2–SiC composites." Journal of the European Ceramic Society 28.6 (2008): 1279-1285.

[4] Li, Ke-zhi, et al. "Effects of porous C/C density on the densification behavior and ablation property of C/C–ZrC–SiC composites." Carbon 57 (2013): 161-168.

[5] Kubota, Yuki, et al. "Oxidation behavior of ZrB2-SiC-ZrC at 1700° C." Journal of the European Ceramic Society 37.4 (2017): 1187-1194.

[Downloaded from jicers.ir on 2026-11-23]

[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.6.0]

[6] Zhang, Changrui, et al. "Mechanism of ablation of 3D C/ZrC–SiC composite under an oxyacetylene flame." Corrosion Science 68 (2013): 168-175.
[7] Zhao, Dan, et al. "Ablation behavior and mechanism of 3D C/ZrC composite in oxyacetylene torch environment." Composites Science and Technology 71.11 (2011): 1392-1396.
[8] Tong, Yonggang, et al. "Thermal shock resistance of continuous carbon fiber reinforced ZrC based ultra-high temperature ceramic composites prepared via Zr-Si alloyed melt infiltration." Materials Science and Engineering: A 735 (2018): 166-172.
[9] Xu, Yongdong, et al. "Mechanical properties of 3D fiber reinforced C/SiC composites." Materials Science and Engineering: A 300.1-2 (2001): 196-202.
[10] Levine, Stanley R., et al. "Characterization of an ultra-high temperature ceramic composite." NASA TM (2004).
[11] Tong, Qingfeng, et al. "Resistance to ablation of pitch-derived ZrC/C composites." Carbon 42.12-13 (2004): 2495-2500.
[12] Wang, Yiguang, et al. "C/C–SiC–ZrC composites fabricated by reactive melt infiltration with Si0. 87Zr0. 13 alloy." Ceramics international 38.5 (2012): 4337-4343.
[13] Wang, Dengke, et al. "Effect of pyrolytic carbon interface on the properties of 3D C/ZrC–SiC composites fabricated by reactive melt infiltration." Ceramics International 42.8 (2016): 10272-10278.
[14] Kochendörfer, R. "Low cost processing for C/C-SiC composites by means of liquid silicon infiltration." Key Engineering Materials. Vol. 164. Trans Tech Publications, 1999.
[15] Adibpur, Farhad, et al. "Spark plasma sintering of quadruplet ZrB2–SiC–ZrC–Cf composites." Ceramics International 46.1 (2020): 156-164.
[16] Zhang, Liangrun, et al. "3D Cf/ZrC–SiC composites fabricated with ZrC nanoparticles and ZrSi2 alloy." Ceramics International 40.8 (2014): 11795-11801.
[17] Liu, Yue, et al. "Erosion resistance of C/C-SiC-ZrB2 composites exposed to oxyacetylene torch." Journal of the European Ceramic Society 36.15 (2016): 3815-3821.
[18] Qu, Qiang, et al. "In situ synthesis mechanism and characterization of ZrB2–ZrC–SiC ultra high-temperature ceramics." Materials Chemistry and Physics 110.2-3 (2008): 216-221.

[Downloaded from jicers.ir on 2026-11-23]

[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.6.0]