

بررسی تأثیر الیاف کربن بر خواص مکانیکی کامپوزیت  $ZrB_2-SiC$ \*زهرة بلک<sup>(۱)</sup> مهدی عزیزیه<sup>(۲)</sup> حسین کفاشان<sup>(۳)</sup>

## چکیده

در این تحقیق به تأثیر بررسی الیاف کربن بر سینترپذیری و چقرمگی شکست کامپوزیت  $ZrB_2-SiC$  تهیه شده به روش سینتر با جرقه پلاسما پرداخته شده است. برای این منظور، چهار کامپوزیت با درصد الیاف کربن ۱۰، ۲۰، ۳۰ و ۴۰ به روش جرقه پلاسما سینتر شدند. فرآیند سینتر با جرقه پلاسما در دمای ۱۸۰۰ درجه سانتیگراد، زمان ۶ دقیقه تحت فشار ۴۰ مگاپاسکال با نرخ گرم کردن تقریبی ۵۰ درجه بر دقیقه انجام شد. بررسی‌های ریزساختاری با میکروسکوپ الکترونی روبشی انجام شد. سختی و چقرمگی شکست به ترتیب به روش‌های ماکرو و میکرو و  $SEN$  اندازه‌گیری شدند. نتایج نشان داد که با افزایش درصد الیاف کربن، چگالی نسبی نمونه‌ها کاهش یافته و درصد تخلخل‌های باز افزایش می‌یابد. افزایش درصد الیاف کربن در مقادیر بررسی شده در این تحقیق، تأثیر چندانی بر سختی کامپوزیت حاصله ندارد. مشخص شد که افزودن الیاف کربن سبب بهبود چقرمگی شکست کامپوزیت  $ZrB_2-SiC$  می‌شود.

**واژه های کلیدی** کامپوزیت  $ZrB_2-SiC$  الیاف کربن، سینتر با جرقه پلاسما، چقرمگی شکست.

Effect of Chopped Carbon Fiber on Mechanical Properties of  $ZrB_2-SiC$  Composite

Z. Balak

M. Azizieh

H. Kafashan

## Abstract

In this research, effect of carbon fiber ( $C_f$ ) and its content on sinter-ability, hardness and fracture toughness of  $ZrB_2-SiC$  composites which were produced by spark plasma sintering, was studied. For this purpose, four composites with different  $C_f$  content (10, 20, 30 and 40 vol%) were sintered by spark plasmas at 1800 °C, 40 MPa pressure for 6 minutes by with a heating rate of ~50 °C/min. In order to evaluate the microstructure, scanning electron microscopy, EDS and x-ray diffraction was applied. The hardness and fracture toughness were measured by macro-Vickers and SENB method, respectively. In this research,  $C_f$  addition does not have any significant effect on hardness. The results showed by increasing  $C_f$  relative density decreases and open porosity percent increases. Fracture toughness of  $ZrB_2-SiC$  composites was improved by increasing  $C_f$  content.

**Key Words**  $ZrB_2-SiC$  composite;  $C_f$ , spark plasma sintering (SPS); fracture toughness.

\* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۵/۵/۲۸ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹۶/۱/۱۹ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده مسئول: استادیار، گروه مهندسی مواد، واحد اهواز، دانشگاه آزاد اسلامی، اهواز، ایران.

Email: Zbalak1983@gmail.com

(۲) استادیار، گروه مهندسی مواد، واحد اهواز، دانشگاه آزاد اسلامی، اهواز، ایران.

(۳) استادیار، گروه مهندسی مواد، واحد اهواز، دانشگاه آزاد اسلامی، اهواز، ایران.

## مقدمه

این کاربردها می‌باشند. این الیاف در مقیاس بزرگ به ندرت مورد استفاده قرار گرفته‌اند که دلیل اصلی آن هزینه بالای ساخت کامپوزیت‌های تقویت شده با الیاف پیوسته کربن می‌باشد. این محدودیت می‌تواند با استفاده از الیاف کربن خرد شده تا حدی مرتفع شود. این الیاف نه تنها نسبت به الیاف پیوسته ارزان‌ترند، بلکه فرآیند تولید آن نیز از نظر اقتصادی مقرون به صرفه‌تر می‌باشد. با استفاده از الیاف خرد شده می‌توان این کامپوزیت‌ها را با روش‌های معمولی چون پرس گرم، ریخته‌گری تزریقی یا اکستروژن تولید نمود. به علاوه با توجه به توزیع همگن و سه بعدی الیاف خرد شده کربن، کامپوزیت در همه جهات دارای خواص یکسانی می‌باشد.

ینگ و همکارانش طی تحقیقی به بررسی اثر الیاف کربن بر ریزساختار، چقرمگی و استحکام خمشی کامپوزیت‌های  $ZrB_2-20\%SiC$  تهیه شده به روش پرس گرم پرداختند [7-9]. از میان روش‌های مختلف سینتر چون سینتر بدون فشار، پرس گرم و سینتر با جرقه پلاسما، فرآیند سینتر با جرقه پلاسما به دلیل کارایی بسیار خوب در زمینه سینتر سرامیک‌های دما بالا، در این تحقیق به عنوان روش سینتر انتخاب شده است. به طور کلی هدف از این تحقیق، بررسی خواص مکانیکی کامپوزیت  $ZrB_2-SiC-Cf$  تهیه شده به روش سینتر با جرقه پلاسما می‌باشد.

## مواد و روش‌ها

مشخصات پودرهای اولیه مورد استفاده در این تحقیق به همراه آنالیز پراش اشعه ایکس آنها در جدول (۱) و شکل (۱) به ترتیب ارائه شده است. در این پژوهش ابتدا پودرهای  $ZrB_2$ ،  $SiC$  و الیاف کربن تهیه شدند. برای هر نمونه کامپوزیتی پودرها مطابق با مقادیر مشخص شده در جدول (۲) توزین و مخلوط شدند. به منظور کاهش اندازه ذرات و ایجاد اختلاط بهتر با افزودنی‌ها مخلوط پودرها پس از توزین، توسط آسیا سیاره‌ای با سرعت ۲۰۰ دور بر دقیقه به مدت ۳ ساعت آسیا شدند. پس از آسیا، پودرها خشک شده و مخلوط

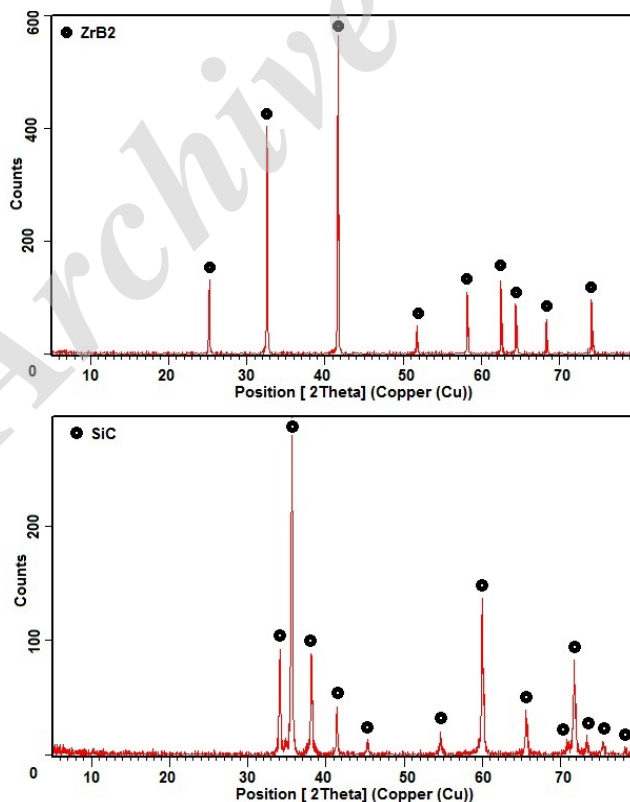
سرامیک‌های مبتنی بر بوراید‌ها، نیتريد‌ها و کاربیدهای فلزهای واسطه، نقطه ذوب‌های (بیش از ۲۵۰۰ درجه سانتیگراد) بسیار بالایی دارند و تحت عنوان سرامیک‌های فوق دما بالا شناخته می‌شوند. در میان خانواده سرامیک‌های فوق دما بالای فلزات واسطه، دی بوراید‌هایی چون  $ZrB_2$  و  $HfB_2$  دارای ترکیب منحصر بفردی از خواص مکانیکی و فیزیکی چون نقطه ذوب بالا (بیش از ۳۰۰۰ درجه سانتیگراد)، هدایت الکتریکی و حرارتی بالا، بی‌اثری شیمیایی در مقابل فلزات مذاب و مقاومت به شوک حرارتی بالا می‌باشند. بنابراین با وجود این‌که کاربیدها نوعاً بالاترین نقطه‌های ذوب (بیش از ۳۵۰۰ درجه سانتیگراد) را دارند، اما دی بوراید‌های  $ZrB_2$  و  $HfB_2$  کاندیدهای جذاب‌تری برای کاربردهای سازه‌ای ترمومکانیکی دما بالا در دماهای بالاتر یا مساوی ۲۰۰۰ درجه سانتیگراد هستند [1-3]. به دلیل چگالی پایین‌تر و هزینه کمتر عمده مطالعات روی دی بوراید زیرکونیم انجام گرفته است.  $ZrB_2$  از نظر پایدارترین بوراید‌ها است. خنثی بودن آن از نظر شیمیایی سبب شده تا  $ZrB_2$  ماده‌ای ایده‌آل برای بوته-های ذوب فلزات، لوله‌های ترموول برای تصفیه فولاد و قطعات الکتریکی دستگاه‌هایی همچون هیترها و آتش-زنه‌ها باشد. متأسفانه نظیر بسیاری از سرامیک‌های دیرگداز کووالانسی، به خاطر حضور پیوند کووالانسی قوی و پایین بودن ضریب نفوذ در خود، سینتر کردن  $ZrB_2$  تا چگالی‌های بالا بسیار دشوار می‌باشد. در این میان، کامپوزیت‌های  $ZrB_2-SiC$  دارای ترکیب منحصر بفردی از خواص فیزیکی و مکانیکی هستند و طی سال‌های اخیر بسیار مورد توجه محققین قرار گرفته‌اند. مشکل اصلی این کامپوزیت‌ها چقرمگی پایین و مستعد بودن آن‌ها به شکست ترد می‌باشد. تاکنون تلاش‌های بسیاری برای رفع این مشکل و بهبود چقرمگی آن‌ها انجام شده است. استفاده از ذرات، ویسکرها و فیبرهای تقویت کننده راه‌حل‌های معمول برای رفع این مشکل می‌باشند [4-6]. الیاف کربنی به دلیل کاهش وزن و پایداری دما بالا، مواد جذابی برای

آزمون چقرمگی به روش SENB انجام شد. بدین منظور نمونه‌ها در ابعاد  $۳ \times ۴ \times ۲۲$  میلیمتر مکعب برش داده شدند. سپس شیاری به عمق  $۱/۵$  میلیمتر با سیم وایرکات در وسط نمونه ایجاد شد. سختی نمونه‌ها به روش ماکرو ویکرز انجام شد. برای این منظور نمونه‌ها مانع شده و سطح آنها تا یک میکرون پولیش شد. در این روش از ۵ فرورونده سالم برای تعیین سختی استفاده شد. بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی روی نمونه‌های مانع و پولیش شده انجام شد.

پودری حاصله درون قالب گرافیتی استوانه‌ای شکل که با ورقه گرافیتی پوشش داده شده، شارژ شده و سپس درون محفظه سیتتر با جرقه پلاسما قرار گرفتند. فرآیند سیتتر با جرقه پلاسما با استفاده از دستگاه SPS مدل SPS-20T-10 در دمای  $۱۸۰۰$  درجه سانتیگراد، زمان ۶ دقیقه تحت فشار  $۴۰$  مگاپاسکال با نرخ گرم کردن تقریبی  $۵۰$  درجه بر دقیقه انجام شد. پس از فرآیند سیتتر با جرقه پلاسما، به منظور برداشتن لایه گرافیتی روی سطح نمونه‌ها، پولیش با سنگ الماسه انجام شد. جهت انجام آزمون‌های سختی، چقرمگی، بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌ها توسط وایرکات برش داده شد.

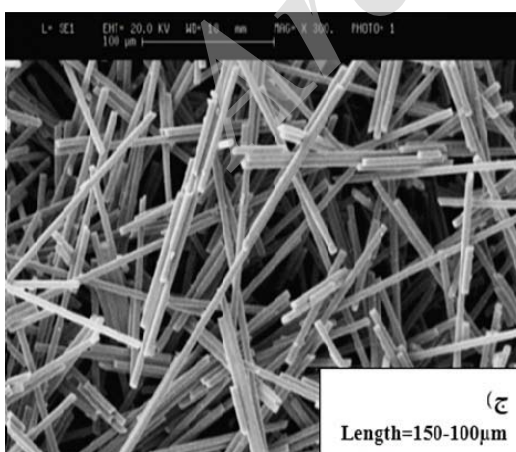
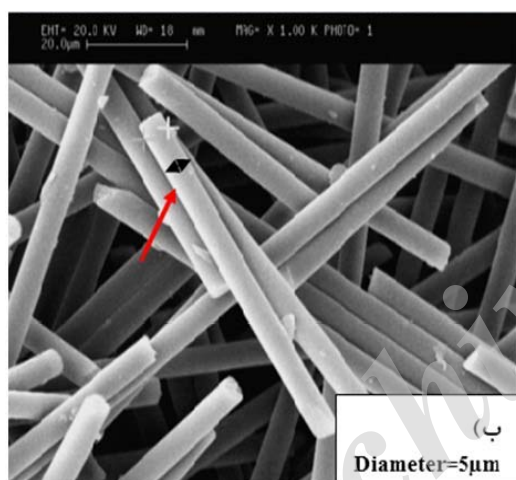
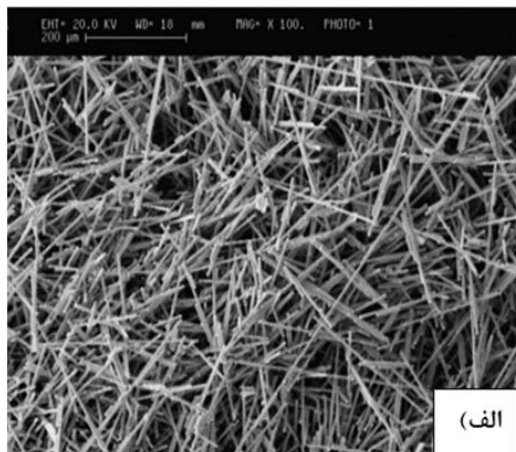
جدول ۱ مشخصات مواد اولیه

نوع پودر	متوسط اندازه دانه / قطر $\mu\text{m}$	شرکت سازنده
ZrB <sub>2</sub>	20	Northwest Institute for Non-Ferrous Metal Research, China, 99.5% purity
SiC	25	Northwest Institute for Non-Ferrous Metal Research, China, 98.7% purity
C <sub>f</sub> , الیاف کربن	5	Torayca Co., Ltd., Tokyo, Japan



شکل ۱ آنالیز پراش اشعه ایکس پودرهای اولیه

دقیقه) افزایش یافته و پس از رسیدن به دمای مورد نظر ثابت باقی می ماند.



شکل ۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی الیاف کربن قبل از فرآیند سینتر با جرقه پلاسما

جدول ۲ علامت اختصاری و ترکیب شیمیایی کامپوزیت های تهیه شده

علامت اختصاری	SiC, vol%	C <sub>f</sub> , vol%	ZrB <sub>2</sub> , vol%
ZS ۱۰C <sub>f</sub>	۲۰	۱۰	۷۰
ZS ۲۰C <sub>f</sub>	۲۰	۲۰	۶۰
ZS ۳۰C <sub>f</sub>	۲۰	۳۰	۵۰
ZS ۴۰C <sub>f</sub>	۲۰	۴۰	۴۰

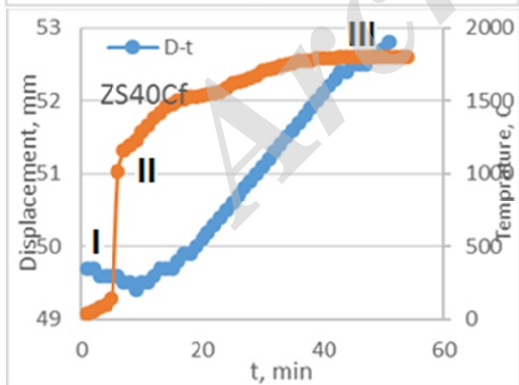
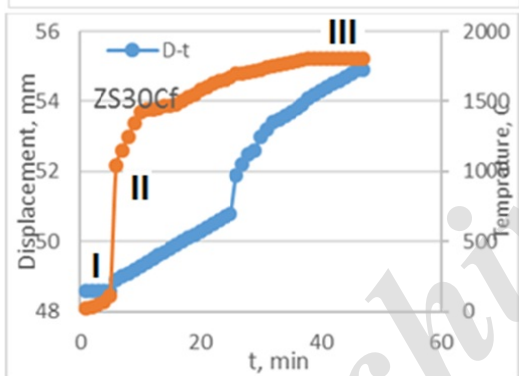
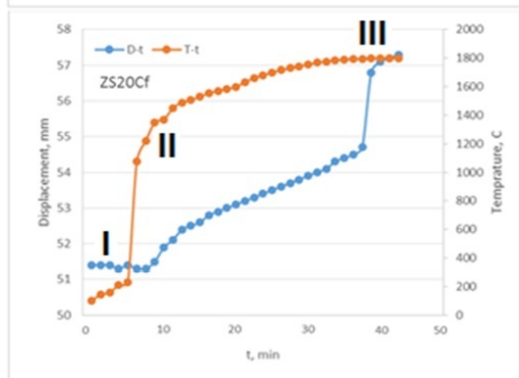
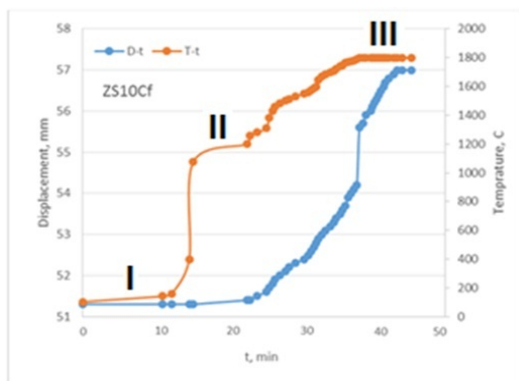
## نتایج و بحث

### بررسی های ریزساختاری

شکل (۲) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی الیاف کربن را نشان می دهد. همان گونه که مشاهده می شود، الیاف کربن دارای قطر ۵ (شکل ۲-الف) و طول حدود ۱۰۰-۱۵۰ میکرومتر (شکل ۲-الف-ج) می باشند که طی فرآیند سینتر، به حدود ۵۰ میکرومتر کاهش می یابد (شکل ۳).

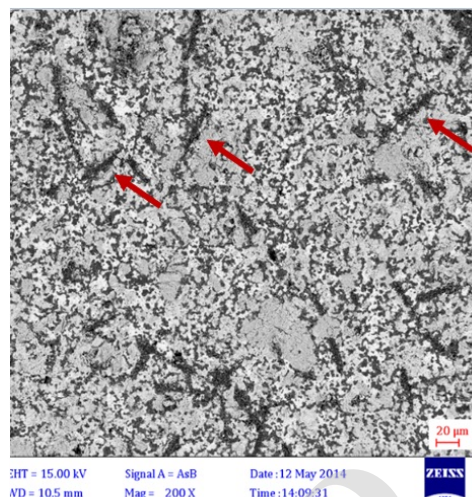
کاهش طول اولیه الیاف کربن عمدتاً به دو دلیل رخ می دهد، اول این که، اعمال فرآیند آسیاب سبب شکسته شدن الیاف می شوند. دوم این که، بعضی از الیاف در اثر انقباض حجمی بدنه خام طی فرآیند سینتر با جرقه پلاسما شکسته می شوند. ریزساختار کامپوزیت سینتر شده در شکل های (۳) و (۴) ارائه شده است. با توجه به شکل (۴) (تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز خطی)، دانه های سیاه رنگ، SiC (با فلش مشخص شده اند) و دانه های خاکستری رنگ ZrB<sub>2</sub> می باشند.

رفتار سینترپذیری و انقباض در سینتر با جرقه پلاسما به منظور بررسی رفتار سینترپذیری کامپوزیت ها در فرآیند سینتر با جرقه پلاسما و میزان انقباض آن ها، منحنی های جابه جایی-زمان-دما کامپوزیت ها در شکل (۵) ارائه شده است. همان گونه که در شکل (۵) مشاهده می شود، منحنی دما-زمان تمامی کامپوزیت ها شامل سه ناحیه متمایز می باشد. در ناحیه اول دما با نرخ آهسته ای افزایش می یابد (۱۰-۵ دقیقه اول). در ناحیه دوم (۱۰ دقیقه دوم) دما با نرخ بسیار بالایی (۱۶۰- درجه بر

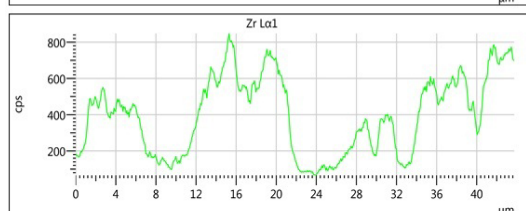
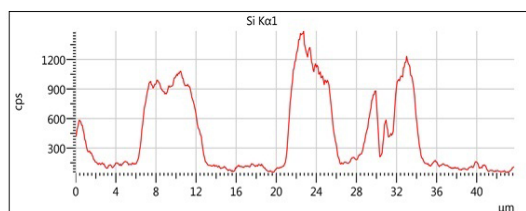
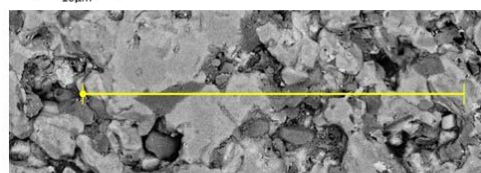
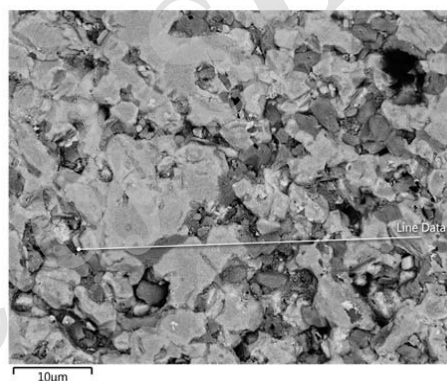


شکل ۵ منحنی‌های جابه‌جایی-زمان-دما کامپوزیت‌ها

به علاوه با توجه به منحنی‌های جابه‌جایی-زمان مشاهده می‌شود که در این منحنی‌ها، جابه‌جایی ابتدا



شکل ۳ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی کامپوزیت  $10C_f$  ZS که الیاف کربن را نشان می‌دهد



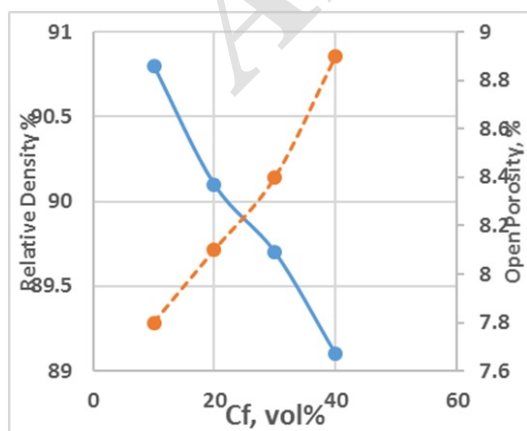
شکل ۴ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی کامپوزیت  $10C_f$  ZS که دانه‌های  $ZrB_2$  و  $SiC$  را نشان می‌دهد



علاوه در جدول (۴) میزان تخلخل‌های باز محاسبه شده، ارائه شده است. مشاهده می‌شود که هر دو چگالی تئوری و بالک کامپوزیت حاصله، با افزایش میزان الیاف کربن، به دلیل چگالی پایین آن، کاهش می‌یابند. تأثیر الیاف کربن بر چگالی نسبی و درصد تخلخل‌های باز در شکل (۶) ارائه شده است. مشاهده می‌شود که درصد تخلخل‌های باز با افزایش الیاف کربن، افزایش می‌یابد. اختلاف ضریب انبساط حرارتی بین زمینه و فاز تقویت‌کننده، تنش کششی و فشاری در زمینه و فاز ثانویه ایجاد می‌کند. این تنش سبب جدایش فصل مشترک زمینه/تقویت‌کننده شده و در نتیجه منتهی به تشکیل تخلخل در فصل مشترک می‌شود. به عبارت با افزایش الیاف کربن در هر ترکیب، آگلومره الیاف افزایش یافته که متعاقباً مانع سینترپذیری کامل کامپوزیت می‌شود [11].

جدول ۴ نتایج میانگین چگالی تئوری، بالک، نسبی و درصد تخلخل‌های باز کامپوزیت‌ها

کامپوزیت	چگالی تئوری $g/cm^3$	چگالی بالک $g/cm^3$	چگالی نسبی (درصد)	تخلخل‌های باز (درصد)
ZS ۱۰C <sub>f</sub>	۵/۰۱	۵/۵۱	۹۰/۸	۷/۸
ZS ۲۰C <sub>f</sub>	۴/۵۸	۵/۰۸	۹۰/۱	۸/۱
ZS ۳۰C <sub>f</sub>	۴/۱۵	۴/۶۲	۸۹/۷	۸/۴
ZS ۴۰C <sub>f</sub>	۳/۷۲	۴/۱۷	۸۹/۱	۸/۹



شکل ۶ تأثیر الیاف کربن بر چگالی نسبی و درصد تخلخل‌های باز

روند کاهش و سپس روند افزایشی دارد. کاهش اولیه بیانگر انبساط صورت گرفته است که ناشی از گازهای ایجاد شده در اثر تبخیر ناخالصی‌ها و آلودگی‌های سطحی می‌باشد.

با توجه به شکل (۵) و جدول (۳) مشاهده می‌شود که رفتار انقباضی کامپوزیت‌ها به کسر حجمی الیاف کربن مرتبط می‌باشد. بسته میزان الیاف کربن، دمای شروع انقباض در محدوده بین ۱۵۰۰-۱۲۸۰ درجه سانتیگراد قرار دارد. دمای شروع انقباض برای کامپوزیت‌های  $ZS10C_f$ ،  $ZS20C_f$ ،  $ZS30C_f$  و  $ZS40C_f$  به ترتیب حدود ۱۲۸۰، ۱۳۵۰، ۱۴۲۰ و ۱۵۰۰ درجه سانتیگراد می‌باشد. نتایج به دست آمده با نتایج سایر محققان [10] سازگاری دارد.

به علاوه مشخص است که افزایش الیاف کربن از ۱۰ تا ۴۰ درصد حجمی، سبب کاهش میزان جابه‌جایی (انقباض) می‌شود. افزایش دمای شروع انقباض و کاهش میزان جابه‌جایی (انقباض) با الیاف کربن نشان می‌دهد که حضور الیاف، از وقوع مکانیزم‌های چگالش پودر  $ZrB_2-SiC$ ، مثل نفوذ مرز دانه‌ای و مهاجرت مرز دانه‌ای، ممانعت به عمل می‌آورد [10].

جدول ۳ نتایج درصد انقباض و دمای شروع انقباض کامپوزیت‌ها

کامپوزیت	میزان جابه‌جایی (میلی‌متر)	دمای شروع انقباض (درجه سانتیگراد)
ZS ۱۰C <sub>f</sub>	۵/۸	≈۱۲۸۰
ZS ۲۰C <sub>f</sub>	۵/۷	≈۱۳۵۰
ZS ۳۰C <sub>f</sub>	۵/۱	≈۱۴۲۰
ZS ۴۰C <sub>f</sub>	۳/۳	≈۱۵۰۰

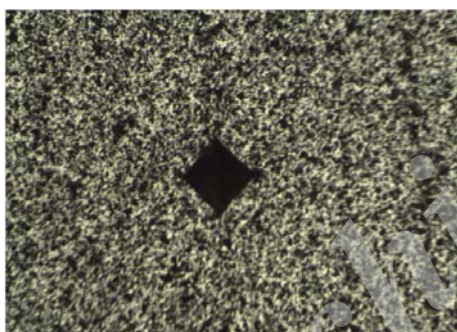
### چگالی

به منظور ارزیابی سینترپذیری کامپوزیت‌ها، چگالی تئوری کامپوزیت‌ها به روش قانون مخلوط کامپوزیت‌ها و چگالی بالک نیز به روش ارشمیدس محاسبه شده و چگالی نسبی از تقسیم چگالی تئوری به بالک به دست آمد. نتایج چگالی‌ها در جدول (۴) ارائه شده است. به

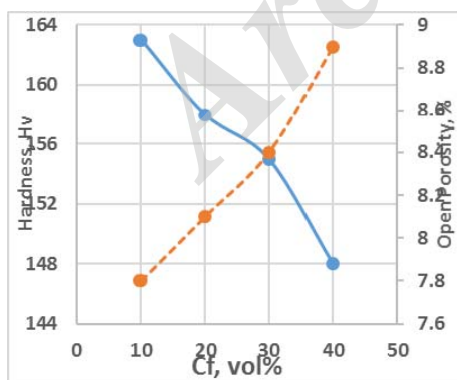
استفاده در این تحقیق میکرو بوده در حالی که در تحقیق نصیری نانو می‌باشد که همگی توانایی بالای فرآیند سینتر با جرقه پلاسما را در سینتر سرامیک‌های دما بالا نشان می‌دهد.

### سختی

شکل (۷-الف) تصویر میکروسکوپ نوری ایندنت ایجاد شده به روش ماکرو ویکرز را نشان می‌دهد. برای اندازه‌گیری سختی، میانگین ۵ ایندنت سالم گزارش شد. منحنی سختی برحسب میزان ایفای کربن در شکل (۷-ب) ارائه شده است. با توجه به شکل (۷-ب)، با افزایش ایفای کربن از ۱۰ تا ۵۰ درصد حجمی، سختی به میزان اندکی (در محدوده ۱۴۸ Hv تا ۱۶۳ Hv) تغییر می‌کند که این امر به دلیل ذاتی بودن سختی می‌باشد.



(الف)



(ب)

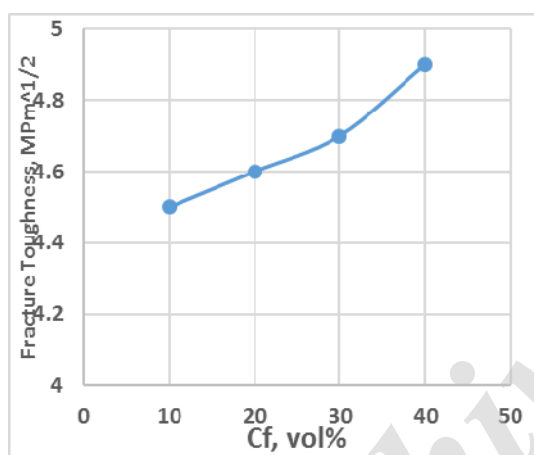
شکل ۷ الف) تصویر میکروسکوپ نوری فرورونده ایجاد شده به روش ماکروویکرز، ب) تأثیر ایفای کربن بر سختی و درصد تخلخل‌های باز

گوو و همکارانش [10] تأثیر  $C_f$  را بر کامپوزیت‌های  $HfB_2$  با  $20 \text{ vol\% SiC}$  با  $20-50 \text{ vol\% } C_f$  تهیه شده به روش پرس گرم در دما  $2100$  درجه سانتیگراد، فشار  $20$  مگاپاسکال و  $20$  دقیقه مورد مطالعه قرار دادند. آن‌ها نتیجه‌گیری کردند که رفتار انقباض کامپوزیت‌ها به کسر حجمی ایفای وابسته است. دمای شروع چگالش برای کامپوزیت‌هایی با  $20, 30, 40$  و  $50$  درصد حجمی  $C_f$ ،  $1490, 1510, 1550$  و  $1820$  درجه سانتیگراد می‌باشد. مشخص است که با افزایش درصد حجمی  $C_f$ ، دمای شروع چگالش افزایش می‌یابد. این نشان می‌دهد که حضور ایفای، از وقوع مکانیزم‌های چگالش پودر  $HfB_2-SiC$ ، مثل نفوذ مرز دانه‌ای و مهاجرت مرز دانه ای، ممانعت به عمل می‌آورد.

چگالی نسبی نیز با افزایش میزان ایفای کربن، کاهش می‌یابد. آگلومره ایفای کربن طی فرآیند آسیاب پراثری که سبب درشت شدن دانه‌های  $ZrB_2$  طی فرآیند سینتر می‌شود. زمانی که ایفای کربن آگلومره می‌شوند و در مرزدانه‌ها دچار جدایش می‌شوند، نفوذ در مرزدانه محدود شده یا به نفوذ در دانه‌های  $ZrB_2$  کمک می‌شود. در نتیجه، در مقادیر بالای ایفای کربن، رشد دانه  $ZrB_2$  رخ می‌دهد. به عبارت دیگر، از چگالش در حضور ناخالصی‌های اکسیدی ممانعت به عمل می‌آورد [11].

چگالی نسبی به دست آمده در این تحقیق ( $90/1$ ) در مقایسه با مقادیر گزارش شده توسط نصیری و همکارانش [11] روی کامپوزیت  $7 \text{ wt\% } C_f - 15 \text{ wt\% } ZrB_2 - 20 \text{ wt\% } SiC$  (به طور تقریبی معادل  $20 \text{ wt\% } C_f - 20 \text{ wt\% } ZrB_2 - 20 \text{ wt\% } SiC$  تهیه شده به روش سینتر بدون فشار در دمای  $2150$  درجه سانتیگراد ( $89/$ ) بالاتر می‌باشد که قابلیت فرآیند سینتر با جرقه پلاسما را نشان می‌دهد. به علاوه قابل ذکر است که نتایج این تحقیق در دما و زمان بسیار کمتر ( $1800$  درجه سانتیگراد نسبت به  $2150$  درجه سانتیگراد و زمان  $6$  دقیقه نسبت به  $60$  دقیقه) در مقایسه با تحقیق انجام شده توسط نصیری [11] حاصل شده است. همچنین قابل ذکر است که پودر  $SiC$  مورد

باید یکی از مکانیزم‌های چقرمه شدن باشد، چراکه پیچ خوردن ترک در امتداد فصل مشترک الیاف/زمینه نسبت به مسیر مستقیم انرژی بیش‌تری را مصرف می‌کند. در نتیجه، واکنش‌های ترک با الیاف خرد شده طی شکست، انرژی سطح شکست را افزایش داده و سبب بهبود چقرمگی می‌شود. به علاوه، در تحقیق انجام شده توسط نصیری و همکارانش [11] مسیرهای انتشار ترک در گوشه‌های آزمون میکروسختی (در شکل ۱۰) [11]، پل زنی ترک در پشت نوک ترک مشاهده می‌شود. اثرات این واکنش‌ها مصرف انرژی ترک طی شکست و بهبود چقرمگی می‌باشد.

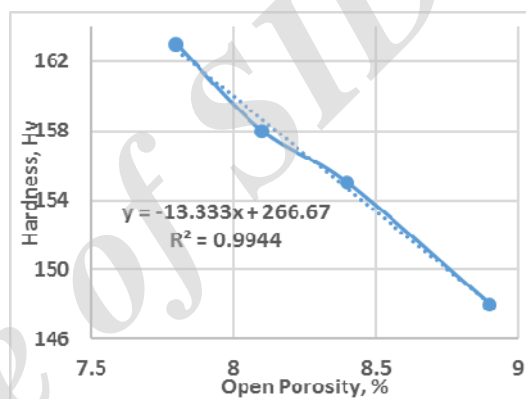


شکل ۹ تأثیر الیاف کربن بر چقرمگی شکست



شکل ۱۰ انحراف ترک وقتی به الیاف کربن می‌رسد [11]

کاهش اندک سختی با الیاف کربن را می‌توان با افزایش درصد تخلخل‌های باز با الیاف کربن نسبت داد. از آنجایی که تخلخل‌ها در مقابل نیروی اعمالی مقاومتی از خود نشان نمی‌دهند، از این‌رو با افزایش آنها، نیروی اعمالی و به تبع آن سختی کاهش می‌یابد. در شکل (۸) سختی برحسب درصد تخلخل‌های باز به طور آماری رسم شده است. واضح است که سختی به طور معکوس با افزایش درصد تخلخل‌های باز، کاهش می‌یابد. به علاوه، مقدار بالای  $R^2$ ،  $0.9$ ، بیانگر وابستگی بالای سختی به درصد تخلخل‌های باز می‌باشد.



شکل ۸ سختی برحسب درصد تخلخل‌های باز چقرمگی شکست

شکل (۹) چقرمگی شکست را برحسب میزان الیاف کربن نشان می‌دهد. افزایش الیاف کربن سبب بهبود چقرمگی شکست می‌شود. نتایج به دست آمده با نتایج سایر محققین [7-9] و [11] سازگاری دارد. در واقع مکانیزم‌های اصلی چقرمه شدن با الیاف کربن بدین صورت می‌باشند: وقتی کرنش شکست زمینه کمتر از الیاف باشد، با افزایش نیرو، رشد ترک به سمت زمینه می‌باشد. این ترک تا جای در زمینه رشد می‌کند که به الیاف برسد. وقتی ترک به الیاف می‌رسد، متوقف شده و انرژی آن کاهش می‌یابد و در نتیجه سبب افزایش چقرمگی می‌شود.

به علاوه، براساس مطالعات [7-9] و [11] ترک مسیر زیگزاکی را طی می‌کند. از این‌رو، انحراف ترک



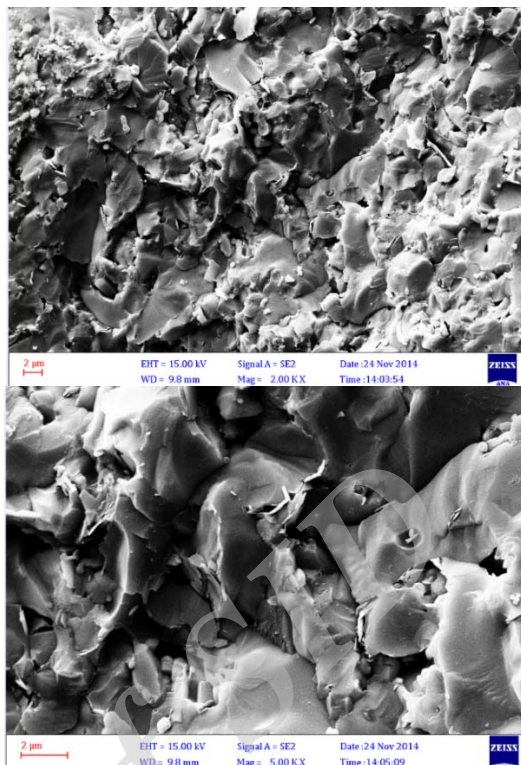
کامپوزیت می باشد. به علاوه پستی و بلندی های مشاهده در ریزساختار بیانگر این است که مکانیزم غالب شکست بین دانه ای بوده که سبب بهبود چقرمگی می شود.

### نتیجه گیری

۱. با افزایش درصد کربن، چگالی نسبی کاهش یافته و درصد تخلخل های باز افزایش می یابد.
۲. افزایش درصد الیاف کربن سبب بهبود چقرمگی سرامیک های پایه  $ZrB_2$  می باشد. حضور الیاف سبب شده تا ترک مسیر زیگزاکی را طی می کند. از این رو، انحراف ترک باید یکی از مکانیزم های چقرمه شدن باشد.
۳. افزایش درصد الیاف کربن در مقادیر بررسی شده در این تحقیق، تأثیر چندانی بر سختی کامپوزیت حاصله ندارد.
۴. ساخت کامپوزیت  $ZrB_2-SiC-C_f$  با روش سیتتر با جرقه پلاسما نسبت به روش سیتتر بدون (PS) در دما و زمان سیتتر کمتری انجام می گیرد.

### سپاسگزاری

این تحقیق مستخرج از طرح تحقیقاتی با عنوان "تأثیر الیاف کربن خرد شده بر خواص مکانیکی کامپوزیت  $ZrB_2-SiC$  تهیه شده به روش SPS" است که تحت حمایت مالی دانشگاه آزاد اسلامی واحد اهواز انجام شده است.



شکل ۱۱ سطوح شکست کامپوزیت  $ZS 10C_f$  در دو بزرگنمایی (الف) ۲ KX، (ب) ۵ KX

به علاوه نصیری [11] مشاهده نمود که ترک الیاف را نمی شکنند ولی سبب شکست زمینه می شود. در واقع، پل زنی ترک با الیاف مکانیزم دیگر افزایش چقرمگی است. اگر تنش در این ناحیه بالاتر از استحکام شکست زمینه باشد (و کمتر از استحکام شکست الیاف)، زمینه دچار شکست شده ولی الیاف از طریق پل زنی ترک، از گسیختگی زمینه ممانعت به عمل می آورد.

شکل (۱۱) سطوح شکست کامپوزیت  $ZS10C_f$  را در دو بزرگنمایی نشان می دهد. همان گونه که مشاهده می شود. سطح زیر شکست نشان می دهد که انحراف ترک یکی از مکانیزم های چقرمه شدن در این

### مراجع

1. Chamberlain, A.L., Fahrenheit W.G., Hilmas G.E., "Pressureless of zirconium diboride", *Journal of the American Ceramic Society*, Vol. 89, pp. 450-456, (2006).
2. Licheri R., Orrù R., Musa C., Cao G., "Combination of SHS and SPS Techniques for fabrication of fully dense  $ZrB_2-ZrC-SiC$  composites", *Material Letters*, pp. 432-435, (2008).

3. George M.R., "Studies of ultra- high temperature ceramic composite components: synthesis and characterization of  $HfO_xC_y$  and Si oxidation in atomic oxygen containing environments", Ph.D. Thesis, Vander Bilt University, pp. 40-43, (2008).
4. Guo S.Q., "Densification of  $ZrB_2$ -based composites and their mechanical and physical properties: A review", *Journal of European Ceramic Society*, Vol. 29, pp. 995–1011, (2009).
5. Guo W.M., Yang Z.G., Vleugels J., Zhang G.J., "Effect of pressure loading cycle on spark plasma sintered  $ZrB_2-SiC-Yb_2O_3$  ceramics", *Ceramics International*, Vol. 38, pp. 5293–5297, (2012).
6. Guo W.M., Vleugels J., Zhang G.J., Wang P.L., Van der Biest O., "Effect of heating rate on densification, microstructure and strength of spark plasma sintered  $ZrB_2$ -based ceramics", *Scripta Materialia*, Vol. 62, pp. 802–805, (2010).
7. Yang F., Zhang X., Han J., Du S., "Mechanical properties of short carbon fiber reinforced  $ZrB_2-SiC$  ceramic matrix composites", *Material Letters*, Vol. 62, pp. 2925–2927, (2008).
8. Yang F., Zhang X., Han J., Du S., "Processing and mechanical properties of short carbon fibers toughened zirconium diboride-based ceramics", *Materials and Design*, Vol. 29, pp. 1817–1820, (2008).
9. Yang F., Zhang X., Han J., Du S., "Characterization of hot-pressed short carbon fiber reinforced  $ZrB_2-SiC$  ultra-high temperature ceramic composites", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 472, pp. 395–399, (2009).
10. Guo S., Naito K., Kagaw Y., "Mechanical and physical behaviors of short pitch-based carbon fiber-reinforced  $HfB_2-SiC$  matrix composites", *Ceramics International*, Vol. 39, pp. 1567–1574, (2013).
11. Nasiri Z., Mashadi M., Abdollahi A., "Effect of short carbon fiber addition on Pressureless densification and mechanical properties of  $ZrB_2-SiC-Csf$  nanocomposite", Vol. 51, pp. 216-223, (2016).