

اثر نسبت مولی $Al_2O_3:Y_2O_3$ و میزان CaO بر سینتر کامپوزیت SiC

نوع مقاله: علمی پژوهشی

راضیه اسحاقیان^۱، سیده مینا سعیدی حیدری^{۲*}، حمیدرضا بهاروندی^۳^۱ کارشناسی ارشد، مجتمع مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر^۲ استادیار، پژوهشکده مواد پیشرفته و فناوری‌های نوین، سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران^۳ استاد، مجتمع مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

* m.saeedi@irost.ir

چکیده:

در این تحقیق به بررسی اثر استفاده از دو نسبت مولی $Al_2O_3:Y_2O_3$ برابر با ۳:۲ و $Y_9/Y_2:Y_2O_3$ و همچنین بررسی تغییرات درصد وزنی افزودنی CaO شامل صفر، ۰/۲، ۰/۴، ۰/۶ و ۰/۸ درصد وزنی در هر یک از نسبت‌های مولی آلومینا به ایتریای ذکرشده بر خواص کامپوزیت پایه کاربید سیلیسیم سینترشده به روش بدون فشار پرداخته شده است. پودر کاربید سیلیسیم استفاده شده در این تحقیق از نوع $\beta-SiC$ است. در تمامی نمونه‌ها مجموع افزودنی برابر با ۹ درصد وزنی در نظر گرفته شد و نمونه‌ها در دمای ۱۹۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت در اتمسفر آرگون سینتر شدند. نتایج نشان‌دهنده این است که استفاده از نسبت مولی آلومینا به ایتریا برابر با ۳:۲ باعث ایجاد خواص بهتری نسبت به نسبت مولی آلومینا به ایتریا برابر با $Y_9/Y_2:Y_2O_3$ شده است. در نسبت مولی آلومینا به ایتریا برابر با ۳:۲ بیش‌ترین چگالی بالک و مدول الاستیک در ۰/۶ درصد وزنی CaO و به ترتیب برابر با $2/67 \text{ g/cm}^3$ و $4/5 \pm 281 \text{ GPa}$ و در نسبت مولی آلومینا به ایتریا برابر با $Y_9/Y_2:Y_2O_3$ بیش‌ترین چگالی بالک و مدول الاستیک در ۰/۴ درصد وزنی CaO و به ترتیب برابر با $2/52 \text{ g/cm}^3$ و $5/1 \pm 236 \text{ GPa}$ حاصل شده است.

اطلاعات مقاله:

دریافت: ۲۰ خرداد ۱۴۰۳

پذیرش: ۶ آبان ۱۴۰۳

صفحه ۴۷ تا صفحه ۵۶

در دسترس در نشانی:

www.ijcse.ir

زبان نشریه: فارسی

شاپا چاپی: ۲۳۵۲-۲۳۲۲

شاپا الکترونیکی:

۲۷۸۳-۳۰۰۳

کلیدواژه:

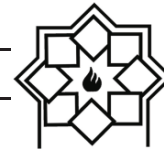
کاربید سیلیسیم (SiC)، سینتربدون فشار، نسبت مولی Al_2O_3 به Y_2O_3 و درصد وزنی CaO .

کد DOR: 20.1001.1.23222352.1402.0.0.18.9

۱- مقدمه

مختلف استفاده می‌شود [۱، ۲]. برای سینتر SiC از دو روش سینتر حالت جامد و یا سینتر حالت مایع استفاده می‌شود. مزیت استفاده از سینتر حالت جامد سختی بیش‌تر نمونه‌های سینترشده و مشکل این روش پایین بودن چقرمگی شکست است. همچنین در سینتر حالت جامد به دلیل استفاده از دمای

کاربید سیلیسیم (SiC) سرامیکی مهندسی است که چگالش آن به صورت یکپارچه به دلیل وجود پیوند کوالانسی قوی بین Si و C و همچنین ضریب نفوذ در خود پایین بسیار مشکل است. به همین علت جهت سینتر اقتصادی آن از افزودنی‌های



به روش بدون فشار توسط سیستم افزودنی $Al_2O_3-Y_2O_3-CaO$ صورت گرفته است [۵، ۱۹-۲۱]. بر این اساس با توجه به نقش چشمگیر CaO در تغییر خواص نمونه‌ها، در این تحقیق سعی شده است که اثر تغییرات درصد وزنی CaO بر سینترپذیری کاربید سیلیسیم به روش سینتر بدون فشار بررسی شود. علاوه بر این نقش دو نسبت مولی مختلف آلومینا به ایتريا بر خواص نیز به دلیل اهمیت بالای آن در دمای تشکیل فاز مایع و خواص نمونه‌ها بررسی شده است.

۲- مواد و روش تحقیق

پودرهای اولیه مورد استفاده در این تحقیق شامل $\beta-SiC$ ، Al_2O_3 ، Y_2O_3 و $CaCO_3$ بودند. در طول سینتر تکلیس شده و تبدیل به CaO می‌شود. به ازای تکلیس هر ۱ گرم کربنات کلسیم، ۰/۵۳ گرم اکسید کلسیم تشکیل می‌شود. ترکیب تمامی نمونه‌ها شامل ۹۱ درصد وزنی SiC و ۹ درصد وزنی افزودنی در نظر گرفته شد. در تهیه نمونه‌ها از دو نسبت مولی مختلف $Al_2O_3:Y_2O_3$ برابر با ۳:۲ و ۷۹/۷۲:۲۰/۲۸ استفاده شد. به علاوه در هر کدام از نسبت‌های مولی مختلف آلومینا به ایتريا، تغییرات درصد وزنی CaO به صورت صفر، ۰/۲، ۰/۴، ۰/۶ و ۰/۸ صورت گرفت.

برای تهیه نمونه‌های آزمایشگاهی، پودرهای توزین شده توسط آسیاب سیاره‌ای به مدت سه ساعت و با سرعت ۲۰۰ rpm در محیط ایزوپروپانول آسیاب شدند. دوغاب حاصل به مدت ۲۴ ساعت در خشک کن حرارتی در دمای ۱۱۰ درجه سانتی‌گراد قرار گرفت. سپس مخلوط پودرهای خشک شده جهت یکسان سازی اندازه ذرات از الک با مش ۶۰ عبور داده شدند و توسط پرس هیدرولیک تک محوره با فشار ۱۲۰ MPa

بالا، هزینه تولید قطعات زیاد است. با استفاده از سینتر حالت مایع می‌توان به طور هم زمان هزینه تولید قطعات را کاهش و به علاوه از طریق ایجاد فاز مرزدانه‌ای چقرمگی شکست را افزایش داد. سینتر سرامیک SiC را می‌توان به دو روش تحت فشار و یا بدون فشار انجام داد. سینتر تحت فشار هزینه بالاتری داشته و به علاوه باعث ایجاد محدودیت در شکل و اندازه نمونه‌ها می‌شود. به این ترتیب سینتر حالت مایع بدون فشار ساده تر و اقتصادی تر است [۳]. سینتر فاز مایع بدون فشار کاربرد سیلیسیم همراه با افزودنی‌های اکسیدی نظیر Al_2O_3 و Y_2O_3 باعث ایجاد خواص مکانیکی و حرارتی قابل توجهی می‌شود. همچنین استفاده از این روش، آسان تر و اقتصادی تر است [۴]. استفاده از افزودنی CaO در کنار آلومینا و ایتريا باعث کاهش دمای تشکیل فاز مایع می‌شود. از آنجا که در سیستم $Al_2O_3-Y_2O_3-CaO$ ، دمای یوتکتیک پایین تر از سیستم $Al_2O_3-Y_2O_3$ است؛ بنابراین امکان سینتر در دمای پایین تر فراهم می‌شود. همچنین SiO_2 موجود روی سطح ذرات SiC نیز در این سیستم نقش بازی می‌کند و به عبارتی دمای یوتکتیک در سیستم چهارتایی $Al_2O_3-Y_2O_3-CaO-SiO_2$ کم تر از سیستم سه تایی $Al_2O_3-Y_2O_3-SiO_2$ است [۵]. تحقیقاتی که تاکنون روی سیستم افزودنی $Al_2O_3-Y_2O_3-CaO$ جهت ساخت بدنه‌های کاربرد سیلیسیم انجام شده است، اکثراً به روش پرس داغ و تنها با استفاده از یک ترکیب افزودنی و با نسبت افزودنی ثابت صورت گرفته است. به عبارتی حجم زیادی از تحقیقات انجام شده روی این سیستم به بررسی سایر عوامل به جز ترکیب افزودنی پرداخته و نقش تغییرات درصد CaO در ترکیب افزودنی مورد بررسی قرار نگرفته است [۶-۱۸]. همچنین تنها در چند تحقیق محدود، سینتر کاربرد سیلیسیم

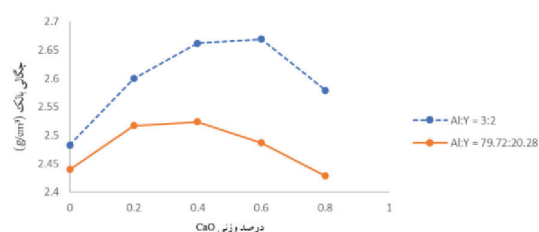


۳- نتایج و بحث

در این بخش ابتدا به بررسی خواص فیزیکی نظیر چگالی بالک، افت وزنی و انقباض خطی و خاصیت مکانیکی مدول الاستیک پرداخته شده و در ادامه سطوح شکست حاصل مورد بررسی قرار گرفته است.

۳-۱- خواص فیزیکی و مکانیکی

در شکل ۱ چگالی بالک نمونه‌های سینتر شده در دو نسبت $Al_2O_3:Y_2O_3$ برابر با ۳:۲ و ۷۹/۷۲:۲۰/۲۸ و همچنین درصد های وزنی مختلف CaO نشان داده شده است.



شکل ۱- تغییرات چگالی بالک در دو نسبت $Al_2O_3:Y_2O_3$ برابر با ۳:۲ و ۷۹/۷۲:۲۰/۲۸ در درصد های وزنی مختلف CaO

همان‌طور که در شکل ۱ مشاهده می‌شود، روند تغییرات چگالی بالک در درصد های مختلف CaO به این صورت است که با افزوده شدن CaO تا حد مشخصی چگالی بالک افزایش و پس از آن کاهش می‌یابد. موضوع قابل توجه دیگر، تفاوت بیش‌ترین چگالی بالک به‌دست آمده در درصد های مختلف CaO در دو نسبت مولی مختلف $Al_2O_3:Y_2O_3$ برابر با ۳:۲ و ۷۹/۷۲:۲۰/۲۸ است. به این ترتیب که بیش‌ترین چگالی بالک در نسبت مولی آلومینا به ایتیریا برابر با ۳:۲ در ۰/۶ درصد وزنی به‌دست آمده و برابر با $2/67 \text{ g/cm}^3$ است اما در نسبت مولی

و در قالب فولادی با قطر ۱/۲ cm و ارتفاع ۵ mm پرس شدند. پس از عملیات پرس تک‌محوره، عملیات پرس ایزواستاتیک سرد در محیط ایزوله به‌منظور جلوگیری از نفوذ آب و با فشار ۱۵۰۰ bar روی نمونه‌ها انجام شد.

در فرایند سینتر، ابتدا نمونه‌ها تا دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد و با نرخ حرارت‌دهی 1°C/min و مدت زمان نگهداری ۱ ساعت به‌منظور حذف مواد فرار پیرولیز شدند. سپس نمونه‌ها در بوتله‌ای گرافیتی و به‌صورت مدفون در پودر بستر حاوی کاربید سیلیسیم، آلومینا، ایتیریا و کربنات کلسیم قرار داده شدند. عملیات سینتر در دمای ۱۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت ۱ ساعت در اتمسفر آرگون انجام شد. میانگین سرعت سرد شدن نمونه‌ها نیز در حدود 30°C/min بود.

به‌منظور اندازه‌گیری چگالی بالک از روش ارشمیدس و از استاندارد ASTM B311 استفاده شد. درصد انقباض نمونه‌ها با استفاده از استاندارد ASTM C326-82 و مدول الاستیسیته براساس استاندارد ASTM C769 و تغییرات سرعت صوت در ماده به‌دست آمد. با اندازه‌گیری سرعت در فرکانس ۵ مگاهرتز و روابط (۱) و (۲) میزان مدول محاسبه شد.

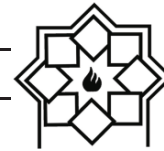
$$E = C_v \rho v^2 \quad (1)$$

$$C_v = \frac{(1+v)(1-2v)}{1-v} \quad (2)$$

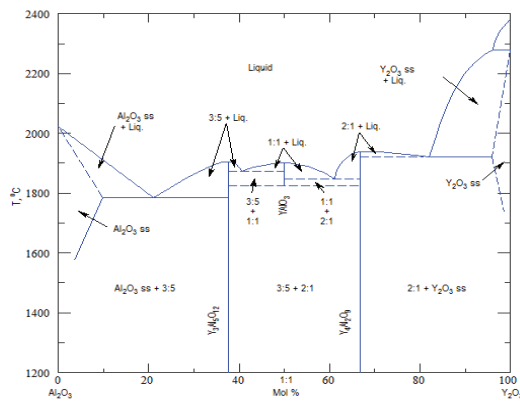
در این روابط، E مدول الاستیسیته برحسب Pa، ρ چگالی نمونه برحسب Kg/m^3 ، V سرعت صوت در نمونه برحسب m/s، CV فاکتور پواسون و ν ضریب پواسون می‌باشد.

جهت بررسی سطح شکست نمونه‌ها نیز از میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FESEM) با ولتاژ اعمالی ۱۵ KV و آشکارساز الکترون ثانویه^۱ استفاده شد.

¹ Secondary Electrons Detector



افزایش میزان CaO ، علاوه بر شروع فرآیند سینتر در دمای پایین‌تر، تبخیر افزودنی‌ها نیز سریع‌تر آغاز شده و سرعت می‌گیرد. بنابراین واضح است که دو عامل انحلال و رسوب مجدد و به‌علاوه تبخیر افزودنی‌ها و افت وزنی با یکدیگر در رقابت بوده و افزودن CaO جهت افزایش چگالی تنها تا حدی باعث بهبود انجام مکانیزم‌های مربوط به سینتر شده و با افزودن شدن بیش‌تر آن به دلیل سرعت‌گرفتن تبخیر افزودنی‌ها، اثر منفی بر میزان چگالی دارد.



شکل ۲- نمودار فازی آلومینا-ایتیریا [۲۳]

باتوجه به این موضوع که در نسبت مولی آلومینا به ایتیریا برابر با $79/72:20/28$ دمای تشکیل فاز مایع کم‌تر از نسبت مولی $3:2$ است؛ بنابراین با افزودن مقدار کم‌تری CaO حد بهینه چگالی بالک حاصل می‌شود. جهت اثبات این موضوع درصد افت وزنی در نمونه‌های مختلف مورد بررسی قرار گرفته است.

در شکل ۳ درصد افت وزنی نمونه‌ها در دو نسبت مولی مختلف آلومینا به ایتیریا و همچنین درصد‌های وزنی مختلف CaO نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل ۳ مشاهده می‌شود با افزایش درصد

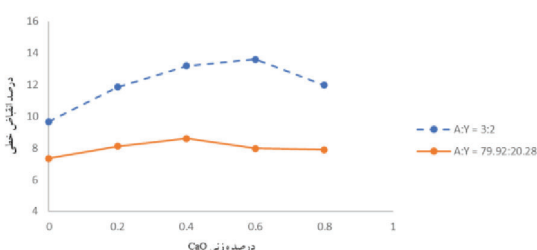
آلومینا به ایتیریا برابر با $79/72:20/28$ بیش‌ترین چگالی بالک با افزودن $0/4$ درصد وزنی CaO حاصل شده و برابر با $2/52 \text{ g/cm}^3$ است. علت این امر نسبت مولی $Al_2O_3:Y_2O_3$ می‌باشد. در شکل ۲ نمودار فازی آلومینا-ایتیریا نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل ۲ مشاهده می‌شود، در نسبت‌های مولی مختلف آلومینا به ایتیریا، فاز مایع در دماهای مختلفی تشکیل می‌شود. دمای تشکیل فاز مایع در نسبت آلومینا به ایتیریا برابر با $3:2$ از دمای تشکیل فاز مایع در نسبت $79/72:20/28$ بیش‌تر است. افزایش نسبت آلومینا به ایتیریا در این تحقیق باعث کاهش دمای تشکیل فاز مایع شده و بنابراین فرآیند سینتر در دمای کم‌تری آغاز می‌شود. بنابراین تبخیر افزودنی‌ها نیز سریع‌تر آغاز می‌شود. به‌علاوه به دلیل بیش‌تر بودن فشاربخار Al_2O_3 نسبت به Y_2O_3 ، تبخیر افزودنی‌ها در نسبت مولی $79/72:20/28$ زودتر آغاز می‌شود [۲۲]. باتوجه به دمای نسبتاً بالای مورد استفاده جهت سینتر نمونه‌ها و رقابت دو عامل انحلال و رسوب مجدد و همچنین تبخیر افزودنی‌ها، به‌طور کلی میزان افت وزنی و تبخیر افزودنی‌ها در نسبت مولی آلومینا به ایتیریا برابر با $79/72:20/28$ در مقایسه با نسبت $3:2$ بسیار بیش‌تر بوده و در نتیجه چگالی بالک کم‌تری در این سری از نمونه‌ها حاصل شده است.

چنانچه علاوه بر آلومینا و ایتیریا از افزودنی سوم CaO جهت انجام فرآیند سینتر استفاده شود، این افزودنی باعث کاهش دمای تشکیل فاز مایع شده و بنابراین فرآیند سینتر و مکانیزم‌های مربوط به آن سریع‌تر فعال خواهد شد [۵]. به عبارتی افزودن CaO باعث می‌شود گرانیوی فاز مایع کاهش پیدا کرده و فرآیند انحلال و رسوب مجدد باتوجه به گرانیوی پایین‌تر فاز مایع، سریع‌تر انجام شود. به‌علاوه با



و همچنین باتوجه به حضور SiO_2 ، دمای تشکیل فاز مذاب کاهش بیش‌تری پیدا می‌کند. با کاهش دمای تشکیل فاز مذاب، واکنش‌هایی که باعث افت وزنی شده شدت می‌گیرند. این موضوع بیان‌کننده علت بیش‌تر بودن افت وزنی در نسبت مولی آلومینا به ایتریا برابر با $79/72:20/28$ در مقایسه با نسبت مولی $3:2$ است.

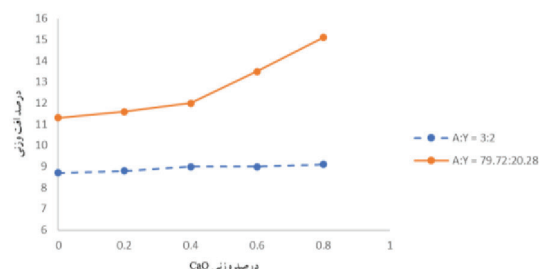
در شکل ۴ درصد انقباض خطی نمونه‌ها در دو نسبت مولی مختلف آلومینا به ایتریا و همچنین درصدهای وزنی مختلف CaO نشان داده شده است. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود روند تغییرات انقباض خطی، تغییرات چگالی بالک را توجیه می‌کند.



شکل ۴- درصد انقباض خطی در دو نسبت $\text{Al}_2\text{O}_3:\text{Y}_2\text{O}_3$ برابر با $3:2$ و $79/72:20/28$ در درصدهای وزنی مختلف CaO

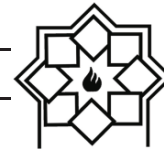
در مواردی که چگالی بالک بیش‌تر بوده، میزان انقباض خطی بیش‌تری نیز به‌دست آمده است. انقباض خطی در اثر دو عامل چگالش و همچنین در اثر اتلاف افزودنی‌ها رخ می‌دهد [۲۴]. احتمالاً به همین دلیل در شکل ۴ مشاهده می‌شود که در نسبت مولی آلومینا به ایتریا برابر با $79/72:20/28$ با وجود اختلاف در چگالی بالک نمونه‌های حاوی $0/6$ درصد وزنی CaO و $0/8$ درصد وزنی CaO ، اختلاف بسیار ناچیز در انقباض خطی مشاهده می‌شود. احتمالاً انقباض رخ داده در نمونه حاوی $0/8$ درصد وزنی CaO تأثیر بیش‌تری از میزان

وزنی CaO ، میزان افت وزنی در نمونه با نسبت $79/72:20/28$ افزایش می‌یابد. افت وزنی در اثر تبخیر و یا واکنش کاربید سیلیسیم با افزودنی‌های اکسیدی و خروج گازهایی از جمله SiO و Al_2O است [۲۲]. عواملی که روی افت وزنی اثرگذار هستند شامل فشاربخار افزودنی‌ها و دمای تشکیل فاز مذاب است. فشار بخار آلومینا و CaO نسبت به ایتریا بسیار بیش‌تر بوده و به‌علاوه با افزایش درصد وزنی CaO موجود در نمونه‌ها، دمای تشکیل فاز مذاب کاهش می‌یابد. به همین دلیل در هر دو نسبت مولی $\text{Al}_2\text{O}_3:\text{Y}_2\text{O}_3$ نشان داده شده در شکل ۳، مشاهده می‌شود که با افزایش درصد وزنی CaO میزان افت وزنی افزایش می‌یابد.



شکل ۳- درصد افت وزنی در دو نسبت $\text{Al}_2\text{O}_3:\text{Y}_2\text{O}_3$ برابر با $3:2$ و $79/72:20/28$ در درصدهای وزنی مختلف CaO

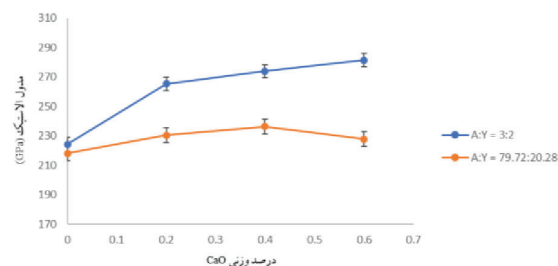
مورد دیگر مشاهده‌شده در شکل ۳ بیش‌تر بودن درصد افت وزنی در نمونه‌های سینترشده در نسبت مولی آلومینا به ایتریا برابر با $79/72:20/28$ است. همان‌طور که گفته شد در نسبت‌های مولی مختلف $\text{Al}_2\text{O}_3:\text{Y}_2\text{O}_3$ دمای تشکیل فاز مذاب متفاوت می‌باشد. در نسبت مولی آلومینا به ایتریا برابر با $79/72:20/28$ فاز مذاب از دمای 1760°C درجه سانتی‌گراد (بدون احتساب نقش CaO و SiO_2) شروع به تشکیل می‌کند اما دمای تشکیل فاز مذاب در نسبت مولی $3:2$ برابر با 1877°C درجه سانتی‌گراد است. با افزودن CaO



هدررفت افزودنی‌ها پیدا کرده است.

در شکل ۵ تغییرات مدول الاستیک نمونه‌ها در دو نسبت مولی مختلف آلومینا به ایتريا و همچنین درصدهای وزنی مختلف CaO نشان داده شده است. روند تغییرات مدول الاستیک مشابه با تغییرات چگالی بالک است. طبق رابطه ۳، هرچه تخلخل موجود در ماده بیش‌تر باشد، مدول الاستیک کم‌تر خواهد بود. در این رابطه p برابر با میزان تخلخل است.

$$E = 460[(1-P)/(1+2.999P)]\text{GPa} \quad (3)$$



شکل ۵- مدول الاستیک در دو نسبت $\text{Al}_2\text{O}_3:\text{Y}_2\text{O}_3$ برابر با ۳:۲ و $۷۹/۷۲:۲۰/۲۸$ و درصدهای وزنی مختلف CaO

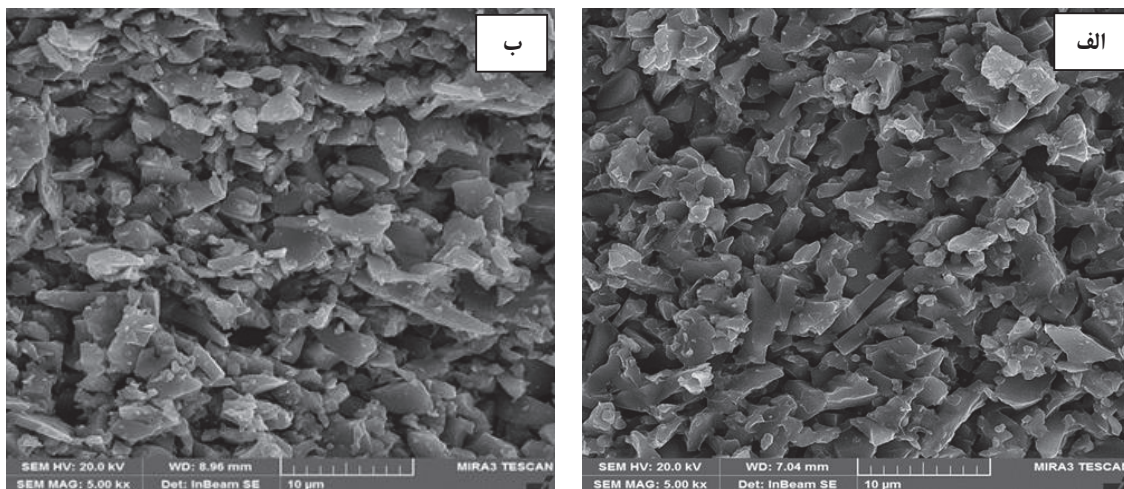
۳-۲- بررسی سطوح شکست نمونه‌های کامپوزیتی

در شکل ۶ تصاویر سطح شکست نمونه‌ها با نسبت مولی آلومینا به ایتريا برابر با ۳:۲ و $۷۹/۷۲:۲۰/۲۸$ و درصد وزنی ثابت CaO برابر با ۰/۴ درصد وزنی نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود در شکل ۶-الف با نسبت مولی آلومینا به ایتريا برابر با ۳:۲، دانه‌هایی کشیده‌تر و حفراتی کوچک‌تر وجود دارد. وجود دانه‌های کشیده‌تر نشان از پیشرفت بیش‌تر استحاله $\beta \rightarrow \alpha$ دارد. این به این معناست که فاز مرزدانه‌ای شرایط بهینه‌تری نسبت به نمونه نشان داده شده در شکل ۶-ب و با نسبت مولی آلومینا به ایتريا برابر با

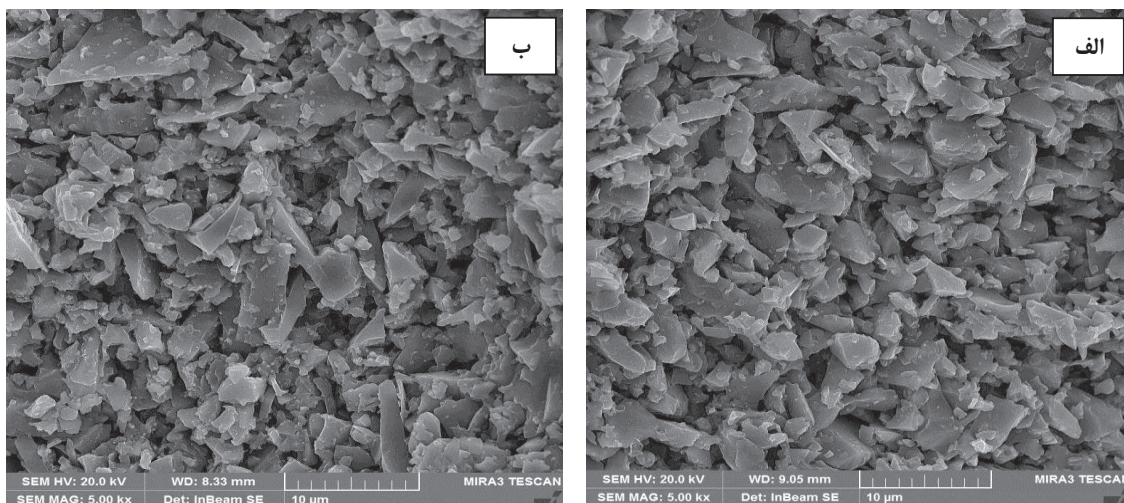
$۷۹/۷۲:۲۰/۲۸$ داشته است و در شرایط سینتر از پایداری بیش‌تری برخوردار بوده است و به این ترتیب با داشتن گرانیروی مناسب‌تر نسبت به نمونه دیگر باعث فعال شدن بهتر مکانیزم حل و رسوب مجدد شده است. در شکل ۶-ب تعداد دانه‌های کوچک و استحاله‌نیافته بیش‌تری مشاهده می‌شود. از آنجا که در نسبت مولی آلومینا به ایتريا برابر با $۷۹/۷۲:۲۰/۲۸$ فاز مایع در دمای کم‌تری تشکیل می‌شود و دمای سینتر نیز به نسبت ترکیب فاز مرزدانه‌ای نسبتا بالا بوده است، احتمالا تبخیر و واکنش زیاد افزودنی‌ها باعث افت وزنی زیادی شده و بنابراین فاز مرزدانه‌ای تا حد قابل توجهی از دست‌رفته و مکانیزم‌های سینتر به خوبی پیشرفت نکرده است.

در شکل ۷ تصاویر سطح شکست نمونه‌های با نسبت مولی آلومینا به ایتريا برابر با $۷۹/۷۲:۲۰/۲۸$ و درصدهای وزنی CaO برابر با صفر درصد وزنی و ۰/۶ درصد وزنی نشان داده شده است.

میزان کشیدگی دانه‌ها در شکل ۷-ب بیش‌تر از شکل ۷-الف بوده که به معنای استحاله بیش‌تر در میزان ۰/۶ درصد افزودنی CaO است اما حفرات بزرگ‌تری نیز در نمونه ۷-ب دیده می‌شود. به‌علاوه اندازه دانه‌ها در نمونه ۷-الف با صفر درصد وزنی CaO تقریبا یکسان است اما تفاوت میان اندازه دانه‌ها در شکل ۷-ب با ۰/۶ درصد وزنی CaO بیش‌تر مشاهده می‌شود. این موضوع نشان می‌دهد که هرچه درصد وزنی CaO افزوده شود میزان افت وزنی نیز بیش‌تر می‌شود. باتوجه به این موضوع که میزان تبخیر افزودنی‌ها و واکنش آن‌ها از قسمت‌های مختلف نمونه می‌تواند متفاوت باشد حضور ناهمگن دانه‌های درشت و ریز و همچنین کشیده و کروی در کنار یکدیگر قابل توجیه است.



شکل ۶- تصاویر سطح شکست نمونه‌های کامپوزیتی با نسبت مولی آلومینا به ایتریا برابر با الف (۳:۲ و ب) ۲۸/۲۰:۷۹/۷۲ در درصد وزنی ثابت CaO برابر با ۰/۴ درصد وزنی

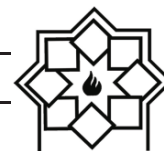


شکل ۷- تصاویر سطح شکست نمونه‌های کامپوزیتی با نسبت مولی آلومینا به ایتریا برابر با ۲۸/۲۰:۷۹/۷۲ و درصد وزنی CaO برابر با الف) صفر درصد وزنی و ب) ۰/۶ درصد وزنی

۴- نتیجه‌گیری

نتایج نشان‌دهنده این است که استفاده از نسبت مولی آلومینا به ایتریا برابر با ۳:۲ باعث ایجاد خواص بهتری نسبت به نمونه‌های سینترشده با نسبت مولی آلومینا به ایتریا برابر با ۲۸/۲۰:۷۹/۷۲ می‌شود.

باتوجه به محل قرارگیری این دو نسبت مولی روی نمودار فاز آلومینا-ایتریا و تفاوت دمای تشکیل فاز مایع در این دو نسبت، این موضوع توجیه می‌شود. از آنجا که حضور CaO باعث کاهش دمای تشکیل فاز مایع شده و به‌علاوه دمای سینتر انتخابی در این تحقیق در حد بالایی قرار داشته



- a review," International Journal of Lightweight Materials and Manufacture, vol. 6, no. 2, pp. 225-237, 2023.
- [2]. T. A. Otitoju, P. U. Okoye, G. Chen, Y. Li, M. O. Okoye, and S. Li, "Advanced ceramic components: Materials, fabrication, and applications," Journal of industrial and engineering chemistry, vol. 85, pp. 34-65, 2020.
- [3]. S. H. N. Alhosseini and S. R. Mousavi, "The effect of oxide, carbide, nitride and boride additives on properties of pressureless sintered SiC : A review," Journal of the European Ceramic Society, vol. 39, no. 7, pp. 2215-2231, 2019.
- [4]. O. Borrero-López, A. L. Ortiz, F. Guiberteau, and N. P. Padture, "Effect of liquid-phase content on the contact-mechanical properties of liquid-phase-sintered α - SiC ," Journal of the European Ceramic Society, vol. 27, no. 6, pp. 2521-2527, 2007.
- [5]. J. H. Eom, Y. K. Seo, and Y. W. Kim, "Mechanical and Thermal Properties of Pressureless Sintered Silicon Carbide Ceramics with Alumina–Yttria–Calcium," Journal of the American Ceramic Society, vol. 99, no. 5, pp. 1735-1741, 2016.
- [6]. Y.-W. Kim, Y.-I. Lee, and M. Mitomo, "Sinterability of nano-sized silicon carbide powders," Journal of the Ceramic Society of Japan (日本セラミックス協会 学術論文誌), vol. 114, no. 1332, pp. 681-685, 2006.
- [7]. Y. W. Kim, M. Mitomo, and H. Hirotsuru, "Microstructural development of silicon carbide containing large seed grains," Journal of the American Ceramic Society, vol. 80, no. 1, pp. 99-105, 1997.
- [8]. Y.-W. Kim, S.-G. Lee, and M. Mitomo, "Microstructural development of liquid-phase-sintered silicon carbide during annealing with uniaxial pressure," Journal of the European Ceramic Society, vol. 22, no. 7, pp. 1031-1037, 2002.
- [9]. S.-G. Lee, Y.-W. Kim, and M. Mitomo, "Relationship between Microstructure and Fracture Toughness of Toughened

است، بیش تر بودن خواصی نظیر چگالی بالک و مدول الاستیک در نمونه های حاوی نسبت مولی آلومینا به ایتريا برابر با ۳:۲ قابل پیش بینی است. حضور CaO در کنار آلومینا و ایتريا نیز باعث کاهش بیش تر دمای تشکیل فاز مایع شده و بنابراین با افزوده شدن میزان آن، گرانیوی فاز مایع نیز کاهش می یابد.

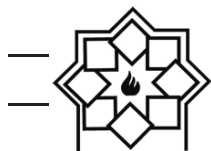
کاهش گرانیوی فاز مایع تا حدی که منجر به بهبود مکانیزم های سینتر شامل حل و رسوب مجدد شود مفید بوده و کاهش بیش تر گرانیوی باعث سرعت گرفتن تبخیر و واکنش افزودنی ها شده و بنابراین فاز مرز دانه ای از بین رفته و سینتر به خوبی پیشرفت نمی کند. بنابراین باتوجه به نسبت مولی آلومینا به ایتريا و دمای سینتر، میزان درصد وزنی CaO حد بهینه ای دارد. به این ترتیب در نسبت مولی آلومینا به ایتريا برابر با ۳:۲ بیش ترین چگالی بالک و مدول الاستیک در ۰/۶ درصد وزنی CaO و به ترتیب برابر با $2/67 \text{ g/cm}^3$ و $4/5 \text{ GPa}$ و در نسبت مولی آلومینا به ایتريا برابر با $79/72:20/28$ بیش ترین چگالی بالک و مدول الاستیک در ۰/۴ درصد وزنی CaO و به ترتیب برابر با $2/52 \text{ g/cm}^3$ و $5/1 \text{ GPa}$ حاصل شده است.

تشکر و قدردانی

بدین وسیله نویسندگان از حمایت مالی سازمان پژوهش های علمی و صنعتی ایران تحت گرنت شماره ۰۳۴۲۷۲ تشکر می نمایند.

مراجع

- [1]. S. Oguntuyi et al., "Improvement on the fabrication of SiC materials: processing, reinforcing phase, fabricating route



- "Microstructural Analysis of Liquid-Phase-Sintered β - Silicon Carbide," Journal of the American Ceramic Society, vol. 85, no. 2, pp. 430-436, 2002.
- [18]. H. Gu, T. Nagano, G.-D. Zhan, M. Mitomo, and F. Wakai, "Dynamic Evolution of Grain-Boundary Films in Liquid-Phase-Sintered Ultrafine Silicon Carbide Material," Journal of the American Ceramic Society, vol. 86, no. 10, pp. 1753-1760, 2003, doi:10.1111/j.1151-2916.2003.tb03550.x.
- [19]. J.-H. Eom, Y.-W. Kim, and M. Narisawa, "Processing of porous silicon carbide with toughened strut microstructure," Journal of the Ceramic Society of Japan, vol. 118, no. 1377, pp. 380-383, 2010, doi: 10.2109/jcersj2.118.380.
- [20]. M. Zawrah and L. Shaw, "Liquid-phase sintering of SiC in presence of CaO," Ceramics international, vol. 30, no. 5, pp. 721-725, 2004.
- [21]. M. Vartanyan, M. Gordienko, and N. Makarov, "Numerical analysis of key factors in silicon carbide manufacturing process," International Multidisciplinary Scientific GeoConference: SGEM, vol. 20, no. 6.1, pp. 85-92, 2020.
- [22]. N. Zhang, H. Ru, Q. Cai, and X. Sun, "The influence of the molar ratio of Al_2O_3 to Y_2O_3 on sintering behavior and the mechanical properties of a SiC- Al_2O_3 - Y_2O_3 ceramic composite," Materials Science and Engineering: A, vol. 486, no. 1-2, pp. 262-266, 2008.
- [23]. phase equilibria diagram (2004).
- [24]. J. She and K. Ueno, "Densification behavior and mechanical properties of pressureless-sintered silicon carbide ceramics with alumina and yttria additions," Materials Chemistry and Physics, vol. 59, no. 2, pp. 139-142, 1999.
- Silicon Carbide Ceramics," American ceramic society vol. 84, no. 6, pp. 1347-1353, 2004.
- [10]. S. M. Lee, T. W. Kim, H. J. Lim, C. Kim, Y. W. Kim, and K. S. Lee, "Mechanical properties and contact damages of nanostructured silicon carbide ceramics," Journal of the Ceramic Society of Japan, vol. 115, no. 1341, pp. 304-309, 2007.
- [11]. Y. I. Lee, Y. W. Kim, M. Mitomo, and D. Y. Kim, "Fabrication of dense nanostructured silicon carbide ceramics through two- step sintering," Journal of the American Ceramic Society, vol. 86, no. 10, pp. 1803-1805, 2003.
- [12]. Y.-I. Lee, Y.-W. Kim, and M. Mitomo, "Microstructure stability of fine-grained silicon carbide ceramics during annealing," Journal of materials science, vol. 39, no. 11, pp. 3613-3617, 2004.
- [13]. M. Mitomo, Y.-W. Kim, and H. Hirotsuru, "Fabrication of silicon carbide nanoceramics," Journal of materials research, vol. 11, no. 7, pp. 1601-1604, 1996.
- [14]. T. Nagano, K. Kaneko, G. D. Zhan, and M. Mitomo, "Effect of atmosphere on weight loss in sintered silicon carbide during heat treatment," Journal of the American Ceramic Society, vol. 83, no. 11, pp. 2781-2787, 2000.
- [15]. T. Nagano, H. Gu, K. Kaneko, G. D. Zhan, and M. Mitomo, "Effect of Dynamic Microstructural Change on Deformation Behavior in Liquid-Phase-Sintered Silicon Carbide with Al_2O_3 - Y_2O_3 -CaO Additions," Journal of the American Ceramic Society, vol. 84, no. 9, pp. 2045-2050, 2001.
- [16]. G.-D. Zhan, M. Mitomo, and Y.-W. Kim, "Microstructural Control for Strengthening of Silicon Carbide Ceramics," Journal of the American Ceramic Society, vol. 82, no. 10, pp. 2924-2926, 1999, doi: 10.1111/j.1151-2916.1999.tb02181.x.
- [17]. G. D. Zhan, Y. Ikuhara, M. Mitomo, R. J. Xie, T. Sakuma, and A. K. Mukherjee,

Effect of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{:Y}_2\text{O}_3$ Molar Ratio and Amount of CaO on the Sintering of SiC Composite

Raziye Eshaghian¹, Seyedeh Mina Saeedi Heydari^{2*}, Hamid Reza Baharvandi³

¹ MSc, Faculty of Materials and Manufacturing Processes, Malek Ashtar University of Technology

² Assistant Prof., Department of Advanced Materials and new Technologies, Iranian Research Organization for Science and Technology

³ Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Processes, Malek Ashtar University of Technology

* m.saeedi@irost.ir

Abstract: In this research, the effect of using two molar ratios of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{:Y}_2\text{O}_3$ equal to 3:2 and 79.72:20.28 and also the amounts of CaO additive including 0.2, 0.4, 0.6 and 0.8 %wt. in each of the mentioned molar ratios of alumina to yttria have been studied on the properties of silicon carbide base composite sintered by pressureless sintering method. The silicon carbide powder used in this research is β -SiC type. In all samples, the total additive percentage was considered equal to 9 %wt. and the samples were sintered at 1900°C for 1 hour in an argon atmosphere. The results show that using the molar ratio of alumina to yttria equal to 3:2 has created better properties than the molar ratio of alumina to yttria equal to 79.72:20.28. The highest bulk density and elastic module in the molar ratio of alumina to yttria of 3:2 is achieved in 0.6 %wt. of CaO and equal to 2.67 g/cm³ and 281.55 ± 4.5 GPa, respectively. Also, this properties for alumina to Yttria of 79.72:20.28 molar ratio is obtained in 0.4 %wt. of CaO and equal to 2.52 g/cm³ and 236.35 ± 5.1 GPa.

Keywords: Silicon carbide (SiC), Pressureless sintering, Al_2O_3 to Y_2O_3 molar ratio, Weight percentage of CaO.