مروری بر تاثیر فرایند آنیل بر خواص کامپوزیــتهـای زمینه SiC-AYC

هادی دهقانی^{(*}، حمیدرضا بهاروندی⁽، ناصر احسانی⁽، محمدرضا اکبرپور^۲ ^۱ دانشگاه صنعتی مالک اشتر، ^۲ دانشگاه مراغه

چکیده: در حال حاضر، با توجه به پیشرفت سریع فنّاوری، تقاضا برای استفاده از مواد پیشرفته در صنایع مختلف در حال افـزایش است. از میان این مواد، کاربید سیلیسیم (SiC) به علت ترکیب منحصربهفرد خواص فیزیکی، مکانیکی، حرارتی و الکتریکی یکی از مهمترین سرامیکهای مهندسی است که کاربردهای بسیاری در صنایع مختلف دارد. بااین حال، متراکم نمودن این سرامیک بـه علت پیوند کوالانت و ضریب نفوذ در خود پایین حتی در دماهاو فشارهای بالا هم بسیار مشکل است. ترکیب سـهگانـه -al2O معالی پیوند کوالانت و ضریب نفوذ در خود پایین حتی در دماهاو فشارهای بالا هم بسیار مشکل است. ترکیب سـهگانـه -gO مشاهدات علمی نشان می دهد انجام عملیات آنیل روی کامپوزیتهای SiC-AYC میتواند با به تأخیر انداختن استحاله فازی SiC به SiC-ay از رشد دانه جلوگیری کرده و سبب بهبود خواص نهایی SiC شود. لذا در این مقاله تلاش شده است ترارات فراینـد آنیل بر این دسته از کامپوزیتها موردبررسی قرار گیرد.

كلمات كليدى: كاربيد سيليسيم؛ فرايند آنيل؛ SiC-Al₂O₃-Y₂O₃-CaO؛ سينترپذيرى.

۱- مقدمه

کاربید سیلیسیم (SiC) یکی از مواد پیشرفته است که بهطور گسترده موردمطالعه قرارگرفته است. این امر به علت خواص مطلوب SiC بوده که منجر به کاربردهای گستردهآن شده است. خـواص اصلي سراميكهاي SiC شامل مدول الاستيك بالا، سختي و مقاومت پوششي بالا، مقاومت در برابر خوردگی خوب، هدایت حرارتی و نیـز چگـالی و ضـریب انبـساط حرارتـی کـم اسـت [۹–۱]. کاربردهای وسیع آن نیز شامل اجزای موتور دیزل، توربینهای گاز، مبـدلهـای حرارتـی صـنعتی، سامانههای مبدل انرژی دمابالا، فیلترهای گاز داغ، کاربردهای ضد سایشی در اتمسفرهای مختلف، ایمپلنتهای پزشکی و آینههای نوری است [۱۰، ۱۱]. بااین حال متراکم نمودن SiC به علت پیوند كوالانت و ضريب نفوذ در خود پايين و نيز نياز به دما و فشار بالا بسيار مشكل است [١٣، ١٣]. علاقه به سینتر فاز مایع SiC به علت اینکه به نظر میرسد این مواد دارای خواص مکانیکی برتری نسبت به SiC سینتر شده در حالتجامد هستند به طور پیوسته رشد کرده است [۱۷–۱۴]. حضور فاز مايع به انتقال ماده سرعت بخشيده و دما و زمان سينتر را كاهش ميدهد و درنتيج به ريزس اختاري دانهریز و یکنواختتر با عملکرد مکانیکی بهتر و به خصوص چقرمگی شکست بهتر حاصل می شود. ریزساختار نهایی به نسبت β-SiCα-، مقدار و نوع افزودنیها و دما و زمان سینتر بستگی دارد [۲۱-۲۱]. سینتر فاز مایع به ترکیب مواد پایه و افزودنی های تشکیل فاز مایع بستگی دارد. رایجترین افزودنیهایی که برای این منظور استفاده می شوند شامل Al₂O₃-Yb₂O₃ ، Al₂O₃-Yb₂O₃ ، Al₂O₃-Dy₂O₃ ، Al₂O₃-La₂O₃ و Al₂O₃-CaO (SiC-AYC) است [۲4–۲۲]. در ایسن بسین Al₂O₃ و Y₂O₃ بهاین علت که می توانند با SiO₂ موجود در سطح پودرهای SiC واکنش داده و موجب گسترش ترکیب یوتکتیک و بهبود سینترپذیری شوند بیشتر موردبررسی پژوه شگران قرار گرفتهاند [۳۳–۳۰]. CaO نیز به منظور کاهش فشار کلی بخار مایعات و کاهش بیشتر درجه حرارت سینتر افزوده شده است. این امر ممکن است کاهش بیشتر در سرعت رشد دانه و کاهش افت وزنی در حین آزمایش را در پی داشته باشد [۱۹، ۳۷–۳۴].



مهندس هادی دهقان، نویـسنده اول مقاله، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

پژوهشهای قبلی نشان دادهاند که شکل بلوری پودر اولیه برای متراکم شدن مهم نیست و تبدیل فاز β به α متراکم شدن SiC را افزایش نمی دهد [۲۸، ۳۸]. با این حال ریز ساختار حاصل بستگی به چینش فازی پودر اولیه دارد. پودرهای اولیه α-SiC به دانه بندی هم محور منجر می شود در حالی که دانه های کشیده از β-SiC یا β-SiC حاوی ذرات جوانه زای α-SiC به دلیل تبدیل فاز β به α در طول سینتر یا آنیل حاصل می شود [۶، ۲۰]. مواد با چقرمگی شکست بالا نشان دهنده ریز ساختار با دانه های درشت کشیده هستند [۴۱–۳۲]. دانه های بزرگ کشیده سبب افزایش چقرمگی شکست در SiC به وسیله مکانیزم های پل زدن ترک یا انحراف ترک می شوند [۴۵–۴۲].

اخیراً، سرامیکهای SiC ریزدانه توسعهیافتهاند و به دلیل خاصیت فوق پلاستیکی [۳۵] و امکان کنترل ریزساختار توسط ذرات جوانه زا یا آنیل [۳۶] موردتوجه قرارگرفتهاند. عملیات آنیل کردن با فشار تکمحور (۲۵ MPa) تا حد زیادی موجب به تأخیر انداختن استحاله فازی از β به SiC شده و از رشد دانه جلوگیری کرده است [۳۷، ۴۶]. مواد آنیل شده با فشار تکمحور منجر به استحاله فازی β به SiC می آز ۳۰٪ حجمی شده و ریزساختاری ریزدانه با دانههای هم محور را تشکیل دادهاند؛ درحالی که مواد آنیل شده بدون اعمال فشار منجر به استحاله فازی β به SiC می ترانه با دانههای هم محور را تشکیل دادهاند؛ درحالی که شدهاند [۴۷]. با توجه به اینکه عملیات آنیل کردن روشی جدید برای کنترل استحاله فازی است؛ در این مقاله تلاش شده است تأثیر فرایند آنیل بر کامپوزیتهای SiC مرد

۲- بررسی فرایند آنیل در کامپوزیتهای زمینه SiC

تاکنون فرایند آنیل در کامپوزیتهای SiC بـه دو صـورت همـراه بـا فـشار و بـدون فـشار و در دماهـای بـالاتر از دمـای سـینتر موردبررسی قرارگرفته است که در ادامه مهمترین تحقیقاتی که پیرامون این موضوع صورت گرفته آورده شده است.

ژان و همکارانش [۴۷]، آنالیز ریزساختاری SiC – β سینتر شده بهوسیله فاز مایع را در حین آنیل با فشار تکمحوره و بدون آن موردبررسی قرار دادهاند. در این پژوهش، پودر اولیه SiC – β (۸۷٪ وزنی) با میانگین اندازه ذرات ۹۰ نانومتر به همراه مواد افزودنی شامل ۷٪ وزنی Al₂O₃، ۲٪ وزنی Y2O₅ و ۱٪ وزنی CaO استفاده شد. نمونههای بهدستآمده تحت فرایند پرس داغ در دمای ۱۷۵۰ درجه سانتی گراد، در مدتزمان ۴۰ دقیقه و تحتفشار MPA در اتمسفر آرگون قرار سینتر شد و سپس به مدت ۴ ساعت در دمای ۱۹۰۰ درجه سانتی گراد تحتفشار MPa را با فشار تکمحوری و بدون آن، آنیل شدند. همان طور که در شکل (۱) نشان داده شده است، آنیل کردن همزمان با اعمال فشار، استحاله فازی و رشد دانه را به تأخیر انداخته و نمونههای بهدستآمده دارای دانههای ریز با Sic محاوان فاز اصلی است. در مقابل، ریزساختار در مواد آنی ل شده بدون اعمال فشار، دارای دانههای کشیده شده از نوع Sic

آنالیز EDS نشاندهنده این است که هیچ تفاوتی در میزان جدایش اتمهای آلومینیم و اکسیژن در مرز دانهها وجود ندارد، اما تفاوت قابل توجهی در جدایش اتمهای ایتریم در امتداد دانههای SiC برای هر دو ماده آنیل شده تحتف شار (SC1) و ماده آنیل شده بدون فشار (SC2) وجود دارد. طبق نظر این محققین، جدایش تشدید شده یونهای ایتریم در مرزهای دانه، ناشی از اعمال فشار است که می تواند دلیلی برای به تأخیر انداختن استحاله فاز و رشد دانه محسوب شود.



شکل ۱ - تصاویر ریزساختاری نمونههای پولیش شده: (۱۵) نمونه آنیل شده تحتفشار (SC1) و ب) نمونه آنیل شده بدون فشار (SC2) [۴۷].

Downloaded from jicers.ir on 2025-05-24

قالات مرورم

در شکل (۲)، یکفاز ثانویه نازک ۱ نانومتری در فصل مشترک مرزدانه برای هر دو ماده نشان دادهشده است. وجود دانـههـای از نوع ۶/۵، یک ویژگی مشترک برای هر دو ماده است.



شکل ۲– تصاویر HREM مرزهای دانه آمورف: الف) بین دو دانه SiC (از جهت <۱۱۰>)در SC1 (ضخامت فاز آمورف ۱ نانومتر است) و ب) بین دانه α-6H (از جهت <۱۱۲۰>) و دانه β-3C (از جهت <۱۱۰>) در SC2 (ضخامت فاز آمورف حدود ۱ نانومتر است) [۴۷].

کیم و همکارانش [۳۶] ریزساختار کامپوزیتهای زمینه SiC شامل دانههای بزرگ را در حین فرایند آنیل تحتف شار موردبررسی قرار دادند. در این پژوهش از پودر SiC–β ریزدانه (۲/۱ μm) به همراه ۳/۳ درصد وزنی دانههای بزرگ SiC–۵ یا SiC–β بهعنوان ماده اولیه استفاده شد و مواد افزودنی شامل مخلوط پودرهای ۷٪ وزنی Al₂O₃، ۲٪ وزنی Y₂O₃ و ۱٪ وزنی CaO نیز به ترکیب اضافه شده اند. نمونه های به دست آمده تحت فرایند پرس داغ در دمای ۱۷۵۰ درجه سانتی گراد، به مدت ۱۵ دقیقه تحتف شار ۲۰ در اتمسفر آرگون سینتر شدند و در ادامه در دمای ۱۸۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱۵، ۲۰ و ۴ ساعت، تحتف شار و در اتمسفر آرگون آنیل شدند. در جدول (۱) طراحی نمونه ها ارائه شده است.

| ها | نمونه | ۱۸۸*°C (b) داده ۱۰۱ | | |
|-----------------------------|-----------------------------|---------------------|--|--|
| نمونههای حاوی دانههای α-SiC | نمونههای حاوی دانههای β-SiC | | | |
| A0 | В0 | پرس گرم شده | | |
| A1 | B1 | • / Δ | | |
| A2 | B2 | ١ | | |
| A3 | В3 | ٢ | | |
| A4 | B4 | ۴ | | |

| | ۳۶] | نمونهها | '- طراحي | ل ا | جدوا |
|--|-----|---------|----------|-----|------|
|--|-----|---------|----------|-----|------|

نتایج نشاندهنده این است که ورود ذرات بزرگتر به سیستم SiC-β، باعث تسریع رشد دانه¬های کشیده شده در حین آنیـل شده و در نتیجه آن هیچ انتقال فاز α→β محـسوسی رخ نـداده است. رشـد دانـه¬هـای زمینـه در نمونـه حـاوی ذرات SiC-β، آهسته¬تر از رشد دانه¬های نمونه حاوی ذرات SiC–α بود. نمونه حاوی ذرات SiC–β، که در دمای ۱۸۵۰ بـرای مـدتزمـان ۴ ساعت آنیل شده بودند، ریزساختار دوگانهای۴ از دانه¬های زمینه ریز و دانه¬های کشیده شده بزرگ داشته است. در مقابل نمونه حاوی ذرات SiC–۵ که در شرایط مشابه آنیل شده بودند دارای ریزساختاری یکنواخت و دانـههای کـشیده شـده بودند. نتایج چقرمگی شکست نمونهها در جدول (۲) ارائهشده است.

فصلنامه

سراميک

ايران شماره ٦٢ تابستان

5

| چقرمگی شکست (MPa.m ^{1/2}) | مقدار پلی تایپ (درصد حجمی) | | | مقدار پ | دانسىتە نسىي (%) | آنیل کردن در دمای | مواد |
|--|----------------------------|----|----|---------|------------------|-------------------|------|
| | 2H | 3C | 4H | 6H | | 1850°C (h) | 2 |
| ٢ | ٢ | ٩٢ | | ۶ | ٩٨/١ | پرس داغ شده | A0 |
| ٣/٧ | | ٨٠ | ۵ | ۱۵ | ۹ ۷ /۷ | ١ | A2 |
| ۵/۵ | | ۶۵ | ۱. | ۲۵ | ٩٧/٢ | ۴ | A4 |
| ٢ | ۴ | ٩۶ | | | ٩٨/٣ | پرس داغ شده | B0 |
| ۲/۹ | | ٨۵ | ۱۵ | | ٩٧/۶ | ١ | B2 |
| ۵/۴ | | ۷۵ | ۲۰ | ۵ | ٩٧ | ۴ | B4 |

جدول ۲-پلی تایپ و چقرمگی شکست نمونههای پرس داغ شده و آنیل شده [۳۶].

همان طور که مشاهده می شود، با افزایش زمان آنیل، میزان چقرمگی شکست افزایش یافته. همچنین شکل دانه ها از دانه های هم محور (A0,B0) به دانه های کشیده شده (A4,B4) تغییر کرده است. به دلیل رشد دانه های SiC، نسبت قطر به ابعاد دانه ها به طور متوسط افزایش یافته است. علی رغم ریز ساختار متفاوت نمونه A4 و B4 اما میزان چقرمگی شکست نمونه A4 تقریباً مشابه با نمونه B4 است.

ریزساختار نمونه B4، شامل دانههای بزرگ و کشیده است، اما کسر حجمی آنها در ریزساختار کم است. در مقابل، ریزساختار نمونه A4، شامل دانههای کوتاهتر و کسر حجمی آنها در ریزساختار بیشتر است. طبق تحقیقات صورت گرفته در این زمینه، چقرمگی شکست بیشتر در مواد آنیل شده ناشی از پلزنی ترک بهوسیله دانههای کشیده و بزرگ است.

طبق پژوهشهای صورت گرفته [۴۸]، قطر دانههای بزرگ و کسر حجمی فاز تقویت کننده بر مکانیزم چقرمگی شکست از طریق پلزنی ترک مؤثر است. میزان چقرمگی شکست نمونهها تابعی از کسر حجمی دانههای بزرگ، ریشه دوم قطر دانهه ای بـزرگ و همچنین نسبت ابعادی دانههای بزرگ است، شکل (۳) نشان میدهد، مکانیزمهای پلزنی و انحراف تـرک بـهوسـیله دانـههای کشیده، مهم ترین دلیل افزایش چقرمگی شکست مواد آنیل شده است [۶۹، ۵۰].



شکل ۳- رابطه بین چقرمگی شکست و (الف) کسر حجمی دانههای بزرگ (ب) ریشه دوم قطر دانه (ج) نسبت ابعادی دانههای بزرگ. مواد A (■) مواد B (●) نشان دادهشده است [۳۶]. فصلنامه سراميك ايران شماره ٦٢ تابستان

مقالأت مرورم

ژان و همکارانش [۵۱]، بهمنظور استحکامبخشی بدنههای سرامیکهای SiC، به بررسی کنترل ریزساختار از طریق افـزودن دانـه به ترکیب اولیه و انجام فرایند تکمیلی آنیل پرداختند. در این پژوهش، سرامیکهای SiC ریزدانه (کمتـر از ۱میکـرون) تولیدشـده است. مواد اولیه شامل، پودرهای بسیار ریز SiC–β (تقریباً ۹۰ نانومتر) و مواد افزودنی شامل ۷٪ وزنی Al2O₃، ۲ ٪ وزنـی Y2O₃ و ۱/۷۸۵ ٪ وزنی CaCO3 بود.

مخلوط پودرها به مدت ۴۰ دقیقه در دمای ۱۷۵۰درجه سانتی گراد، تحتفشار ۳۰MPa در اتمسفر آرگون پرس داغ شدند و سپس در دمای ۱۸۵۰درجه سانتی گراد، به مدتزمان ۴ ساعت تحت فشار و در اتمسفر آرگون آنیل شدند.

ریزساختارهای سرامیکهای پرس داغ شده و آنیل شده بدون دانههای α-SiC، شامل دانههای ریز، یکنواخت و هممحور بودند. در مقابل نمونههای آنیل شده و حاوی دانه SiC-۵، ریزساختار یکنواخت و همسانگرد داشتند. با توجه به رشد بـیشازحـد فاز بتـا روی دانههای آلفا، دانههای کشیده نیز در ساختار دیدهشده است (شکل ۴).





شکل ۴- تصاویر SEM نمونههای پولیش شده: الف) ماده پرس داغ شده، ب) ماده بیدانه آنیل شده و ج) ماده با دانه آنیل شده [۵۱]. مطابق نتایج استحکام، مدول وایبل و چقرمگی شکست سرامیکهای SiC ریزدانه با افزایش اندازه دانه تا ۱ میکرون، افزایشیافته است. تغییرات نتایج حاصل در این تحقیق نشان داد، مقدار اندکی رشد دانه برای خواص مکانیکی مطلوب بوده است. استحکام خمشی، چقرمگی شکست و مدول وایبل مواد آنیل شده با دانه به ترتیب ۸۳۵ MPa و ۶۲ MPa.m^{1/2} و ۱۴ گزارش شده است (جدول ۳).

جدول ۳- خواص مکانیکی مواد SiC ریزدانه [۵۱]

| چقرمگی شکست (MPa.m ^{1/2}) | استحکام خمشی (MPa) | مدول ويبول | مواد |
|-------------------------------------|--------------------|------------|-------------|
| ۱/٩±٠/١ | 689±189 | ۵ | پرس داغ شده |
| ٣/۵±٠/۴ | 877 ± 89 |)) | آنیل نشدہ |
| ۴/٣±٠/٢ | ۸۳۵Ŧ۸۲ | 14 | آنیل شدہ |

فصلنامه

ساميك

ايران شماره ٦٢ تابستان ٩٩

کیم و همکارانش [۵۲] رفتار ترمیم ترک را در سرامیک های SiC سینتر شده بهوسیله فاز مایع بهصورت تابعی از دمای عملیات حرارتی و اندازه ترک در حین آنیل تحتفشار در مدتزمان ۴ ساعت موردمطالعه قرار دادهاند. مخلوط پودرهای استفاده شده در این پژوهش حاوی ۲۰/۸۷ ٪ وزنی SiC-۵۰ ۵۰/۶۸ ٪ وزنی ۵۶-۷۷ ٪ وزنی ۲۵۵۵ ۸۰/۹ ٪ وزنی د ۲۷۵۵ و در اتمسفر آرگون پرس گرم CaO بود. نمونههای در دمای ۱۸۱۰ درجه سانتی گراد، به مدتزمان ۱ ساعت، تحتفشار ۲۵۳۹ و در اتمسفر آرگون پرس گرم شده بودند. سپس در دمای ۱۹۱۰ درجه سانتی گراد، به مدت زمان ۴ ساعت، تحت فشار ۲۵۳۹ و در اتمسفر آرگون پرس گرم فروند است. نتایج نشان دهنده این است که عملیات حرارتی در هوا توانسته به طور قابل توجهی استحکام در برابر فرورونده را افزایش دهد. در این پژوهش نشان داده شده، دمای عملیات حرارتی تأثیر زیادی بر مقدار ترمیم ترک و میزان بازیابی استحکام در در .بیان شده است که دمای عملیات حرارتی در هوا توانسته به طور قابل توجهی استحکام در برابر فرورونده را نتایج حاصل، بعد از عملیات حرارتی در دمای عملیات حرارتی تأثیر زیادی بر مقدار ترمیم ترک و میزان بازیابی استحکام سرامیک همی مکان ده دم مای عملیات حرارتی بهینه به طور کامل ناپدید شده است. نتایج ایـن گـروه نشان داد که در سرامیک آمی می از میان داده شده، دمای نیز که تقریباً به طور کامل ناپدید شده است. نتایج ایـن گـروه نـشان داد که در سرامیک های Sic همی می گردد، به نحوی که استحکام به حاکه درکه دار درصد مقدار استحکام بدون فرورونـده افزایش سرامیک آمی می ترک و اتصال مجدد ترک به دلیل اکسیداسیون سطوح ترک درار به عنـوان مکانیزم غالـب تـرمیم ترک و رامزای شراید ان سرامیک های Sic هد به وسیله فاز مایع معرفی شده است. دانسیته تئوری نمونه های به در این پـژوهش ۸۰ می کر در موجب بهبود استحکام می گردد، به نحوی که استحکام به داکه در داد درصد مقدار استحکام بدون فرورونـده افزایش سرامیک های می ترک و اتصال مجدد ترک به دلیل اکسیداسیون سطوح ترک در دار به منـوان مکه نیزم غالـب تـرمیم تـرک در سرامیک های Sic شده بهوسیله فاز مایع معرفی داست. دانسیته تئوری نمونه های به دست آمده در این پـژوهش ۸۰/۵ ٪

لی و همکارانش [۵۳] رابطه بین ریزساختار و چقرمگی شکست بدنههای SiC را پس از فرایند آنیل تحت فشار در مدتزمانهای ۸-۴ ساعت موردبررسی قرار دادهاند. خواص پودرهای اولیه SiC در جدول (۴) آورده شده است. ترکیب 20₂IA، 20₂ و CaO به این دلیل به عنوان مواد افزودنی انتخاب شده است که پتانسیل بهبود در چقرمگی شکست را در مقایسه با ترکیب 20₃-4₂Q دارد. طبق جدول (۵)، پنج مخلوط پودری که هر یک از آنها حاوی ۹۰٪ وزنی SiC، ۷/۷ ٪ وزنی ۲۵₂Ca، ۳/۷ ٪ وزنی 20₃ و ۱٪ وزنی CaO بوده است بکار گرفته شده است. نمونه ها در دمای ۱۸۵۰ درجه سانتی گراد، به مدتزمان یک ساعت و تحت ف شار ۲۵ست در اتمسفر آرگون پرس داغ شده اند. در ادامه نمونه های پرس داغ شده در محدوده دمایی ۱۸۵۰ تا ۱۹۵۰ درجه سانتی گراد، به مدت ۸-۴ ساعت، تحت فشار و در اتمسفر آرگون به منظور بهبود رشد دانه آنیل شده اند.

| | مشخصات | | | |
|----------------------------|------------------------------|---------------------------------|--|-------------------------|
| β- SiC (ریزدانه) | α– SiC (A-1) | α-SiC (FCP-15c) | α-SiC (UF-10) | |
| ٠ /٣٢ | ۰/۴۵ | •/۵• | •/٧• | میانگین اندازه ذره (µm) |
| ۲. | ١٨ | ۱۵ | ۱. | ناحيه سطح ويژه (m²/g) |
| β | α | А | А | فاز بلورى |
| •/٢٢ | • /٣٧ | •/۴• | <• /Y • | اکسیژن (wt.%) |
| • /AV | ١/•٨ | •/٢• | <• <i>\\$</i> • | کربن آزد (wt.%) |
| Ibinden Co, Gifu, Japan | Showa Denko, Tokyo, Japan | Norton AS,Lillesland, Norway | Lonza-Werke, Waldshut-Tiengen, Germany | توليدكننده |
| β– SiC | SD | NT | LZ | طراحي |

جدول ۴- خواص پودرهای SiC اولیه [۵۳]

نحوه رشد ترکهای ایجادشده بهوسیله فرورونده ویکرز، برای بررسی مکانیزم افزایش چقرمگی موردبررسی قرار گرفتهاند. شواهد نشاندهنده رخ دادن مکانیزمهای انحراف ترک، پل زدن الاستیک و پلهای دانه سایشی یا اصطکاکی است که در شکل (۵) نشان دادهشدهاند. نتایج نشان داده است که مکانیزمهای بهبود چقرمگی بسته به مورفولوژی دانهها تغییر کرده است. کلیب قالات مرورم

گزارش کرده است که مکانیزم غالب افزایش چقرمگی در SiC با YAG بهعنوان فاز ثانویه، رخ دادن ریزتر کها است[۵۴]. بنابراین مکانیزم ایجاد ریزتر کها در این سرامیکها غیرمحتمل نیست. هرچند که پذیرفته شده است که پل زدن ترک و انحراف ترک غالبترین مکانیزمهای افزایش چقرمگی در این سرامیکها است.

| چقرمگی شکست | مقدار دانه اصلی (vol.%)(1>2μm) | | | میانگین میانگین | میانگین | شرايط آنيل | تر کیب SiC (wt.%) | <i>.</i> |
|-------------------------|-----------------------------------|------------------------------|---------------------------|---------------------|--------------------|----------------|----------------------|----------|
| (MPa.m ^{1/2}) | ∑ دانه اصلی (VT) | 1 <t<3 um<br="">(VKG1)</t<3> | Ar>4, T<3 um (VKG1) | دانه نسبت) وجهی | ضخامت دانه (µm) | کردن (°C/h) | LZ NT SD β- SiC | تموت |
| ٧/١ | ۵۱/۳ | ٣٧/٧ | 14/7 | ۲/۸۲ | •/٩١ | 19/4 | | ١ |
| ٨/۴ | 88/2 | ۶۰/۹ | ٩/۶ | ۲/۶۱ | ١/٢۵ | 190.14 | ٩٠ | ۲ |
| ۶/۲ | 46/9 | ٣٣ | 14 | ۲/۸۰ | ۰/۸۲ | ۱۸۵۰/۴ | ۱ ۸۹ | ٣ |
| ٧ | ۶۰/۲ | 40/8 | ۲ • / ۱ | ۲/۹۷ | 1/•4 | 19/4 | ۱ ۸۹ | ۴ |
| A/Y | ۶۸/۴ | 46/9 | ٣٣/٨ | ٣/٣۶ | ١/•٢ | ۱۹۵۰/۴ | ۱ ۸۹ | ۵ |
| \$ \$ | ۵۸/۱ | ۵۱/۳ | ٧/۴ | ۲/۵۲ | ١/١٣ | ۱۹۰۰/۴ | ۵ ۸۵ | ۶ |
| ۶/٨ | ۶۰/۹ | ۵٩/Y | ۲/۷ | ۱/۹۵ | 1/84 | ۱۹۰۰/۴ | ۵ ۸۵ | ٧ |
| V/۲ | ۵۱/۴ | ۵۰/۸ | ١٢/۵ | ۲/۴۸ | ۲/۸۱ | 1900/4 | ۵ ۸۵ | ٨ |
| ۵/۴ | ٣۶/٣ | ۳۵/۸ | ٣/١ | ١/٩٨ | ٣/٨۴ | ۱۹۵۰/۸ | ۵ ۸۵ | ٩ |

جدول ۵- ترکیب، شرایط آنیل، خواص ریزساختاری و چقرمگی شکست نمونهها [۵۳]



4 µm

10 µm

شکل ۵- تصاویر SEM نحوه رشد ترک در نمونههای آنیل شده: الف) نمونه ۲، ب) نمونه ۳، ج) نمونه ۵ و د) نمونه ۹ [۵۳].

طبق مشاهدات میکروسکوپی صورت گرفته شده در این تحقیق (شکل ۵)، مشخص شده است که در نمونه های دارای دانه های میکرون، α-SiC کشیده شده (طویل شده) با نسبت ابعادی بزرگتر از ۴، طول بزرگتر از ۲ میکرون و ضخامت دانه (t) کمتر از ۳ میکرون، مکانیزم غالب بهبود چقرمه، انحراف ترک است و در نمونه های دارای دانه های با ضخامت ۲>t>۱ میکرون و طول بزرگتر از ۲

مقالات مرورم

40

ايران شماره ٦٢ تابستان ٩٩

فصلنامه سراميك

میکرون، مکانیزم غالب، پلزنی ترک است. در این پژوهش، مقادیر چقرمگی از ۵/۴ MPa.m^{1/2} تا ۸/۷ MPa.m^{1/2} متغیر بوده که دلیل این موضوع به ویژگیهای ریزساختاری و ازجمله ضخامت دانه، نسبت ابعادی و حجم کل کسر دانهها گزارششده است. گزارششده است که تفاوت در چقرمگی شکست، عمدتاً به مقدار دانههای شرکتکننده در فرایند چقرمگی شکست نسبت دادهشده است.

در شکل (۶) سطح شکست نمونههای۲، ۵ و ۹ نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می شود بیرون کشیده شدن دانههای SiC مشاهده نمی شود (شکل ۵ را ببینید). سطح شکست مشاهده شده در شکل ۶ (b) نشان دهنده افزایش سهم انحراف ترک SiC مشاهده نمی شود (شکل ۵ را ببینید). سطح شکست مشاهده شده در شکل ۶ (b) نشان دهنده افزایش سمهم انحراف ترک است. سطح شکست ناهموار و شکست میان دانه ای برخی دانه ها از خصوصیات نمونههایی گزارش شده است که حاوی دانههایی برخی دانه های برخی دانه ها از خصوصیات نمونههایی گزارش شده است که حاوی دانه هایی بودند که در مکانیزم پلزنی ترک مشارکت دارند (شکل ۶ (a)). از سوی دیگر، سطح شکست نمونه ۹ (شکل ۶ (c)) که شامل در در می درشت کشیده می شود.





شکل ۶- تصاویر سطح مقطع شکست نمونههای آنیل شده: الف) نمونه ۲، ب) نمونه ۵، ج) نمونه ۹ [۵۳].

کیم و همکارانش [۵۵] ریزساختار SiC سینتر شده در حالت مذاب را بعد از فرایند آنیل تحتفشار تکمحوره در مدتزمانهای ۱، ۳، ۴ و ۸ ساعت، مورد بررسی قرار دادهاند. این محققین از پودرهای β-SiC حاوی ۱/۱ درصد وزنی ذرات G–SiC استفاده کردهاند. در این تحقیق نمونهها در دمای ۲۰۰۰° پرس داغ شده و سپس در دمای ۲۰۰۰° تحتفشار تکمحوری ۳AM ۲۵ بهمنظور افزایش رشد دانهها آنیل شدهاند. مواد افزودنی نیز شامل۵/۷ درصد وزنی ۵۱٫۵۵ ۳/۳ درصد وزنی در 20 ۲۵ بوده است. شرایط عملیات آنیل، دانسیته نسبی و خواص ریزساختاری نمونههای آنیل شده در جدول (۶) آورده شده است.

. نتایج بهدستآمده توسط محققین نشان داده است که هنگامی که نمونههای پرس گرم شده SiC بهوسیله سینتر فاز مایع، بدون فشار آنیل می شوند، معمولاً دانسیته نسبی به مقدار کمی کاهش می یابد [۶، ۲۰]. مقایسه بین نمونههای حاصل از پژوهش کیم و همکارانش و سایر محققان [۲۰، ۴۶] نشان دهنده این است که نمونههای آنیل شده با فشار (دانسیته نسبی بیشتر از ۹۸ درصد) نسبت به نمونههای آنیل شده بدون فشار (دانسیته نسبی حدود ۹۷ درصد)، دانسیته نسبی بالاتری دارند. بنابراین به نظر می رسد که فشار آنیل منجر به جلوگیری از کاهش دانسیته در حین فرایند آنیل می شود [۵۵]. همه نمونههای پرس گرم و سپس آنیل شده، دانسیته نسبی بالاتر از ۹۸ درصد گزارش شده است و اشاره شده که پس از آنیل به مدت ۱۰ساعت در دمای ۲۰۰۰ درجه، همه فازهای β-SiC به Cal الات مرورى

| Ū | |
|----|--|
| | |
| :] | |
| ٩ | |
| Ţ | |
| 5 | |

| | جدول ۶ – شرایط آنیل، دانسیته نسبی و خواص ریزساختاری نمونههای آنیل شده [۵۵] | | | | | | | | | | |
|---|---|---------------|-----------------|---------------------------|-----------------|------|-------------------|-----------------|--|--|--|
| | | ريزساختار | امترهای ر | پارا | | | | | | | |
| دانههای اصلی دانههای بزرگ دانههای زمینه (درصد حجمی) | | دانسیته نسبی | شرايط آنيل كردن | نمونه | | | | | | | |
| ضخامت (um) | نسبت وجهی | ضخامت (um) | نسبت وجهی | دانههای زمینه | دانههای بزرگ | - | | | | | |
| ٠/٩٩ | ۲/۰۷ | ٣/٣٧ | 1/48 | ۴۰/۷ | • | ٩٨ | 2000°C /1h/25 MPa | ۱ ساعت آنیل شده | | | |
| ۲/•۷ | ٣/١١ | ۵/۴۳ | ۲/۸۲ | $\Delta \Lambda / \Delta$ | • | ٩٨/٢ | 2000°C /3h/25 MPa | ۳ ساعت آنیل شده | | | |
| ۲/۱۹ | ٣/١۵ | ۵/۶۰ | ۳/۳۶ | ۶۲/۳ | • | ٩٨/٣ | 2000°C/4h/25 MPa | ۴ ساعت آنیل شده | | | |
| ۲/۶۳ | ٣/١۶ | ٨/۶۶ | ٣/١۵ | ۵ • / ۱ | • | ٩٨/١ | 2000°C/8h/25 MPa | ۸ ساعت آنیل شده | | | |

ریزساختار نمونههای پرس گرم شده و آنیل شده در زمانهای مختلف، در شکل (۷) نشان دادهشده است. ریزساختار نمونههای آنیل شده به مدت ۱ ساعت شامل دانههای ریز و هممحور و دانههای نسبتاً بزرگ و کشیده SiC است که به سبب رشد غیرعادی حاصل شدهاند. در مقابل نمونههای آنیل شده تحت فشار در زمانهای ۳، ۴ و ۸ ساعت شامل دانههای کوچک و بزرگ کـ شیده شدهاند [۵۵].



شکل ۷- ریزساختارهای نمونههای آنیل شده در مدتزمانهای مختلف: الف) ۱ ساعت، ب) ۳ ساعت، ج) ۴ ساعت و د) ۸ ساعت [۵۵].

توزیع دوگانه ضخامت دانه در نمونههای آنیل شده تحت فشار، به علت رشد غیرطبیعی در برخی از دانهها رخداده است. طبق نتایج بهدستآمده، ریزساختار چقرمه شده بهصورت درجا، بعد از ۳ ساعت آنیل توسعهیافته است. همچنین ضخامت دانه و نسبت ابعادی دانههای بزرگ با افزایش زمان آنیل افزایشیافته، اما رشد دانه عمدتاً از افزایش ضخامت بعد از ۳ ساعت آنیل ناشی شده، که علت آن برخورد دانههای بزرگ به یکدیگر است. استحکام خمشی و چقرمگی شکست نمونههای SiC سینتر شده و آنیل شده تحت فشار برحسب زمانهای مختلف فرایند آنیل در شکل (۸) نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می شود بیشترین استحکام خمشی و چقرمگی شکست در نمونههای آنیل شده در ۴ ساعت و به ترتیب حدود MPa.m و حدود ۲/۵ MPa.m^{1/2} حاصل شده است.

فصلنامه

س امید ک

ايران شماره ٦٢ تابستان



شکل ۸- استحکام خمشی و چقرمگی شکست نمونههای SiC سینتر شده و آنیل شده تحت فشار برحسب زمانهای مختلف فرایند آنیل [۵۵].

لی و همکارانش [۵۶]، پایداری ریزساختاری سرامیکهای SiC ریزدانه را در حین آنیل تحتفشار و در مدتزمانهای ۶ و ۱۲ ساعت موردبررسی قرار دادهاند. در این پژوهش، سرامیکهای SiC ریزدانه با اندازه دانه میانگین حدود ۱۴۰۳ یا ریزتر، بهوسیله پرس داغ در دمای پایین با استفاده از پودرهای β-SiC بسیار ریز و افزودنیهای CaO-Al2O3-Y2O3 (AYC) تهیهشدهاند. مواد افزودنی شامل ۷٪ وزنی دAl2O3، ۲٪ وزنی 2O3 و ۱ ٪ وزنی CaO بوده است. نمونهها در دمای ۱۷۵۰درجه سانتی گراد، به مدتزمان ۳۰ دقیقه، تحتفشار ۲۰MPa در اتمسفر آرگون سینتر شدهاند و سپس در دمای ۱۸۵۰به مدت ۶ و ۱۲ساعت، تحتفشار و در اتمسفر آرگون آنیل شدهاند.

ریزساختار نمونههای پرس داغ شده و آنیل شده در مدتزمانهای مختلف در شکل (۹) نـشان دادهشـده اسـت. همـانطـور کـه مشاهده میشود، پس از ۶ ساعت آنیل، رشد غیرعادی در تعداد کمی از دانهها رخداده است. ریزساختار نمونهآنیل شده به مـدت ۶ ساعت شامل دانههای صفحهای شکل و دانههای هممحور است و بعد از ۱۲ ساعت آنیل رشد قابل توجهی دردانههای صفحهای شکل رخداده است. این محققان گزارش کردهاند که استحاله فازی α-β از SiC در SiC-AYC مسئول تـسریع رشـد غیرمعمـول دانهها و تبدیل آنها به دانههای صفحهای شکل بوده است.





مقالات مرورم

48

۳-نتیجه گیری

کاربید سیلیسیم به دلیل کاربردهای ویژهاش در ابزارهای برش و کاربردهای دمابالا و داشتن خواص مطلوب، مورد توجه محققین قرار گرفته است. چقرمگی شکست پایین، وجود باندهای کوالانت و ضریب نفوذ در خود پایین این سرامیک، دستیابی به بدنهای با دانسیته بالا و چقرمگی مناسب را به چالش میکشد. محققان نشان دادهاند که استفاده از افزودنیهای 20یهای و 20ی و 20ی بهبود خواص مکانیکی و بهبود ریزساختار میگردد. مطابق بررسیها، افزودنی دیگری که در کنار 20یهای و 20یام می واند این نقاط ضعف را برطرف کند CaO است. افزودن CaO موجب کاهش فشار بخار فاز مذاب می شود که نتیجه آن کاهش دمای سینتر، تسریع تشکیل فاز مذاب و بهبود سینترپذیری است. این فاز با جلوگیری از رشد دانهها موجب کاهش اندازه آنها خواهد شد. از سوی دیگر افزودنی اکسیدی فرایند نفوذ را تسهیل میبخشد و با تشکیل یکفاز مذاب سینتر پذیری را بهبود میده. در خین عملکرد، وجود فازهای بین فلزی AGG و 20یام موجب فعال شدن مکانیزهای انحراف ترک، پل زدن ترک، استحاله فازی، استحکام دهی مرزهای دانه و تغییر مد شکست میگردد، که درنهایت خواص ماییکی کامیوزیت بهبود می استحاله

بررسیها نشان داد عملیات آنیل بعد از سینتر نقش مهمی در استحاله α→β دارد. بنابرگزارشها، آنیل کردن همراه با فـشار، در تأخیر استحاله و جلوگیری از رشد دانهها مؤثر است، مشاهده شد که در ایـن شـرایط ریزسـاختار شـامل دانـههـای ریـز و β-SiC

بهعنوان فاز اصلی بود. در مقابل ریزساختار نمونههای آنیل شده بدون اعمال فشار شامل دانههای کشیده شده α-SiC بود. بررسیها نشان داد، افزایش زمان آنیل عموماً چقرمگی شکست نمونهها را افزایش میدهد. همچنین مورفولوژی دانهها از دانههای هممحور به دانههای کشیده سوق پیدا می کند. البته لازم به ذکر است، آنیل طولانیمدت میتواند موجب افت مجدد چقرمگی شکست شود. به نظر میرسد که تشکیل تخلخل در ساختار درنتیجه آنیل بیشازحد و رخ دادن شکست بیندانهای مهمترین دلایل کاهش خواص مکانیکی است.

مراجع

- J. Zhang, D. Jiang, Q. Lin, Z. Chen, Z. Huang, Properties of silicon carbide ceramics from gelcasting and pressureless sintering, Materials & Design, vol. 65, pp.12-16, 2015.
- [2] G. Magnani, A. Brentari, E. Burresi, G. Raiteri, Pressureless sintered silicon carbide with enhanced mechanical properties obtained by the two-step sintering method, Ceramics International, vol. 40, pp.1759-1763, 214.
- [3] S. Ribeiro, L. Gênova, G. Ribeiro, M. Oliveira, A. Bressiani, Effect of heating rate on the shrinkage and microstructure of liquid phase sintered SiC ceramics, Ceramics International, vol.42, pp.17398-1744, 2016.
- [4] M. Lodhe, N. Chawake, D. Yadav, M. Balasubramanian, On correlation between β→ α transformation and densification mechanisms in SiC during spark plasma sintering, Scripta Materialia, vol. 115, pp. 137-140, 2016.
- [5] N. L. Hecht, D. E. Mccullum, G. A. Graves, Investigation of selected silicon nitride and silicon carbide ceramics, 12th Annual Conference on Composites and Advanced Ceramic Materials, Part 2 of 2: Ceramic Engineering and Science Proceedings, Volume 9, Issue 9/10: Wiley Online Library; pp. 1313-32, 2008.
- [6] N. P. Padture, In Situ Toughened Silicon Carbide, Journal of the American Ceramic Society, vol. 77, pp. 519-523, 1994.
- [7] O. Lopez, A. Ortiz, F. Guiberteau, N. Padture, Microstructural design of slidingwear sliding wear-resistant liquid-phase-sintered SiC: an overview, J. Eur. Ceram. Soc. 27 (2007) 3351–3357.
- [8] M. Janney, Mechanical properties and oxidation behavior of a hot pressed SiC-15 vol% TiB2 composite, Am. Ceram. Soc. Bull. 66 (1987) 322–324.
- [9] H. Chin, K. Cheong, A. Ismail, A Review on Die Attach Materials for SiC-Based High- Temperature Power Devices, (2010).
- [10] A. Noviyanto, D. H. Yoon, Rare-earth oxide additives for the sintering of silicon carbide, Diamond and Related Materials, vol. 38, pp. 124-130, 2013.
- [11] M. Khodaei, O. Yaghobizadeh, H.R. Baharvandi, A. Dashti, Effects of different sintering methods on the properties of SiC-TiC, SiC-TiB2 composites, Int. J. Refract. Met. H 70 (2018) 19–31
- [12] G. Magnani, G. Beltrami, G. I. Minoccari, L. pilotti, Pressureless sintering and properties of αSiC-B4C composite, J. Eur. Ceram. Soc. 21 (2001) 633-638.
- [13] S. Ribeiro, G. C. Ribeiro, M. rego de oliveira, Properties of SiC Ceramics Sintered via Liquid Phase Using Al2O3 + Y2O3, Al2O3 + Yb2O3 and Al2O3 + Dy2O3 as Additives: a Comparative Study, Mater. Res. 18 (2015) 525-529.
- [14] P. Tatarko, S. Lojanová, J. Dusza, P. Šajgalík, Influence of various rare-earth oxide additives on microstructure and mechanical properties of silicon nitride based nanocomposites, Materials Science and Engineering: A, vol. 527, pp. 4771-4780, 2010.

فصلنامه

يا أغيرًا

ايران شماره ٦٢ تابستان

6

- he pressureless liquid -2874, 2014.
- [15] H. Liang, X. Yao, J. Zhang, X. Liu, Z. Huang, The effect of rare earth oxides on the pressureless liquid phase sintering of α-SiC, Journal of the European Ceramic Society, vol. 34, pp. 2865-2874, 2014.
 [16] M. Khadazi, Q. Yazhakizada, A. A. Ababazki, Q. Farazaski, January and A. A. Ababazki, G. Farazaski, January and A. A. Ababazki, J. Farazaski, January and January a
- [16] M. Khodaei, O. Yaghobizadeh, A. A. Shahraki, S. Esmaeeli, Investigation of the effect of Al2O3–Y2O3– CaO (AYC) additives on sinterability, microstructure and mechanical properties of SiC matrix composites: A review, Int. J. Refract. Met. H 78 (2018) 9-26.
- [17] K. Suzuki, M. sasaki, Effects of sintering atmosphere on grain morphology of liquid-phase-sintered SiC with Al2O3 additions, J. Eur. Ceram. Soc. 25 (2005) 1611-1618
- [18] R. Neher, M. Herrmann, K. Brandt, K. Jaenicke-Roessler, Z. Pan, O. Fabrichnaya, H. J. Seifert, Liquid phase formation in the system SiC, Al2O3, Y2O3, J. Eur, Ceram, Soc. 31 (2011) 175-181.
- [19] H. Gu, T. Nagano, G. D. Zhan, M. Mitomo, F. Wakai, Dynamic Evolution of Grain Boundary Films in Liquid - Phase - Sintered Ultrafine Silicon Carbide Material, Journal of the American Ceramic Society, vol. 86, pp. 1753-176, 2003.
- [20] Y. W. Kim, M. Mitomo, H. Emoto, J. G. Lee, Effect of initial α phase content on microstructure and mechanical properties of sintered silicon carbide, Journal of the American Ceramic Society, vol. 81, pp. 3136-314, 1998.
- [21] J. Ihle, M. Herrmann, J. Adler, Phase formation in porous liquid phase sintered silicon carbide: Part III: Interaction between Al2O3–Y2O3 and SiC, J. Eur, Ceram, Soc. 25 (2005) 1005-1013.
- [22] Z. H. Huang, D. C. Jia, Y. Zhou, Y. G. Liu, A new sintering additive for silicon carbide ceramic, Ceram. Int. 29 (2003) 13-17.
- [23] M. Khodaei, O. Yaghobizadeh, N. Ehsani, H. R. Baharvandi, A. Dashti, The effect of TiO2 additive on sinterability and properties of SiC-Al2O3-Y2O3 composite system, Ceram. Int.44 (2018) 16535-16542.
- [24] W. Guo, Z. Jin, T. Xu, W. Wu, Low temperature pressureless sintering of SiC ceramics with Al2O3-Y2O3-La2O3 Addition, Key Eng. Mater. 226 (2002) 725-728.
- [25] K. S. Cho, Y. W. Kim, H. J. Choi, J. G. Lee, In situ-toughened silicon carbide- titanium carbide composites, J. Am. Ceram, Soc. 79 (1996) 1711-1713.
- [26] K. S. Cho, Y. W. kim, H. J. Choi, J. G. Lee, SiC-TiC and SiC-TiB2 composites densified by liquid-phase sintering, J. Mater. Sci. 31 (1996) 6223-6228.
- [27] Y. Hui, Z. Lingjie, G. Xingzhong, Z. Xiaoyi, F. Xiaojian, Pressureless sintering of silicon carbide ceramics containing zirconium diboride, Ceram, Int. 37 (2011) 2031-2035.
- [28] Z. N. Wing, TiN modified SiC with enhanced strength and electrical properties, J. Eur, Ceram.Soc. 37 (2017) 1373-1378.
- [29] N. P. Padture, B. R. Lawn, Toughness properties of a silicon carbide with an in situ induced heterogeneous grain structure, Journal of the American Ceramic Society, vol. 77, pp. 2518-2522, 1994.
- [30] D. Ahmoye, V. D. Krstic, Reaction sintering of SiC composites with in situ converted TiO2 to TiC, J. Mater, Sci. 50 (2015) 2806-2812.
- [31] M. Mulla, V. Krstic, Mechanical properties of β-SiC pressureless sintered with Al2O3 additions, Acta metallurgica et materialia, vol. 42, pp. 303-308, 1994.
- [32] D. Ahmoye, D. Dusan, V. D. Krstic, Mechanical Properties of Reaction Sintered SiC-TiC Composite, Ceram. Int. 44 (2018) 14401-14407.
- [33] E. Gomez, J. Echeberria, I. Iturriza, F. Castro, Liquid phase sintering of SiC with additions of Y2O3, Al2O3 and SiO2, J. Eur. Ceram. Soc, 24 (2004) 2895-2903.
- [34] Z. He, R. Tu, H. Katsui, T. Goto, Synthesis of SiC/SiO2 core-shell powder by rotary chemical vapor deposition and its consolidation by spark plasma sintering, Ceram. Int. 39 (2013) 2605-2610.
- [35] M. Mitomo, Y. W. Kim, H. Hirotsuru, Fabrication of silicon carbide nanoceramics, Journal of materials research, vol. 11, pp. 161-1604, 1996.
- [36] Y. W. Kim, M. Mitomo, H. Hirotsuru, Microstructural development of silicon carbide containing large seed grains, Journal of the American Ceramic Society, vol. 80, pp. 99-105, 1997.
- [37] G. D. Zhan , R. J. Xie, M. Mitomo, Y. W. Kim, Effect of β-to-α Phase Transformation on the Microstructural Development and Mechanical Properties of Fine-Grained Silicon Carbide Ceramics, Journal of the American Ceramic Society, vol. 84, pp. 945-95, 2001.
- [38] D. Foster, D. P. Thompson, The use of MgO as a densification aid for α-SiC, J. Eur. Ceram. Soc. 19 (1999) 2823-2831.
- [39] H. Liang, X. Yao, H. Zhang, X. liu, Z. Huang, In situ toughening of pressureless liquid phase sintered α-SiC byusingTiO2, Ceram. Int. 40 (2014) 10699-10704.
- [40] H. Liang, X. Yao, H. Zhang, X. Liu, Z. Huang, The Effect of TiC on the Liquid Phase Sintering of SiC Ceramics with Al2O3 and Y2O3 Additives, Key Eng. Mater. 603 (2014) 197-201.
- [41] D. Bucevac, S. Boskovic, B. Matovic, V. Krstic, Toughening of SiC matrix with in-situ created TiB2 particles, Ceram. Int. 36 (2010) 2181-2188.
- [42] M. Khodaei, O. Yaghobizadeh, N. Ehsani, H. R. Baharvandi, A. Dashti, The effect of TiO2 additive on sinterability and properties of SiC-Al2O3-Y2O3 composite system, Ceram. Int. 44 (2018) 16535-16542
- [43] D. Bucevac, B. Matovic, S. Boskovic, S. Zec, V. Krstic, Pressureless sintering of internally synthesized SiC-TiB2 composites with improved fracture strength, J. Alloys Compd. 509 (2011) 990-996
- [44] Y.W. Kim, K.Y. Lim, W.S. Seo, Microstructure and thermal conductivity of silicon carbide with yttria and scandia, J. Am. Ceram. Soc. 97 (2014) 923-928.
- [45] G.D. Zhan, M. Mitomo, R.J. Xie, A.K. Mukherjee, Thermal and electrical properties in plasma-activationsintered silicon carbide with rare-earth-oxide additives, J. Am.Ceram. Soc. 84 (2001) 2448-2450.
- [46] G. D. Zhan, M. Mitomo, H. Tanaka, Y. W. Kim, Effect of annealing conditions on microstructural

Downloaded from jicers.ir on 2025-05-24

فصلنامه

1

Ĩ. Î

ايران شماره ٦٢ تابستان

development and phase transformation in silicon carbide, Journal of the American Ceramic Society, vol. 83, pp. 1369-1374, 2000.

- [47] G. D. Zhan, Y. Ikuhara, M. Mitomo, R. J. Xie , T. Sakuma, A. K. Mukherjee, Microstructural Analysis of Liquid - Phase - Sintered β - Silicon Carbide, Journal of the American Ceramic Society, vol. 85, pp. 43-436, 2002.
- [48] P. F. Becher, Microstructural Design of Toughened Ceramics, Journal of the American Ceramic Society, vol. 74, pp. 255-269, 1991.
- [49] R. W. Rice, S. W. Freiman, P. F. Becher, Grain-Size Dependence of Fracture Energy in Ceramics: I, Experimental, Journal of the American Ceramic Society, vol. 64, pp. 345-350, 1981.
- [50] R. W. Rice, S. W. Freiman, Grain-Size Dependence of Fracture Energy in Ceramics: II, A Model for Noncubic Materials, Journal of the American Ceramic Society, vol. 64, pp. 350-354, 1981.
- [51] G. D. Zhan, M. Mitomo , Y. W. Kim, Microstructural control for strengthening of silicon carbide ceramics, Journal of the American Ceramic Society, vol. 82, pp. 2924-2926, 1999.
- [52] Y. W. Kim, K. Ando, M. C. Chu, Crack Healing Behavior of Liquid Phase Sintered Silicon Carbide Ceramics, Journal of the American Ceramic Society, vol. 86, pp. 465-470, 2003.
- [53] S.G. Lee, Y.W. Kim, M. Mitomo, Relationship between microstructure and fracture toughness of toughened silicon carbide ceramics, Journal of the American Ceramic Society, vol. 84, pp. 1347-1353, 2001.
- [54] H.J. Kleebe, SiC and Si3N4 Materials with Improved Fracture Resistance Journal of the European Ceramic Society, vol. 10, pp. 151-159, 1992.
- [55] Y.W. Kim, S.G. Lee, M. Mitomo, Microstructural development of liquid-phase-sintered silicon carbide during annealing with uniaxial pressure, Journal of the European Ceramic Society, vol. 22, pp. 1031-1037, 2002.
- [56] Y.I. Lee, Y.W. Kim, M. Mitomo, Microstructure stability of fine-grained silicon carbide ceramics during annealing, Journal of Materials Science, vol. 39, pp. 3613-3617, 200.

فصلنامه سراميك

ايران شماره ٦٢ تابستان

5