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

هادی دهقانی[1*]، حمیدرضا بهاروندی[1]، ناصر احسانی[1]، محمدرضا اکبرپور[2]

[1] دانشگاه صنعتی مالک اشتر، [2] دانشگاه مراغه

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

* hadidehghani93@yahoo.com

چکیده: در حال حاضر، با توجه به پیشرفت سریع فنّاوری، تقاضا برای استفاده از مواد پیشرفته در صنایع مختلف در حال افزایش 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. بااین‌حال، متراکم نمودن این سرامیک به علت پیوند کوالانت و ضریب نفوذ در خود پایین حتی در دماهاو فشارهای بالا هم بسیار مشکل است. ترکیب سه‌گانه Al_2O_3-Y_2O_3-CaO (AYC) از رایج‌ترین افزودنی‌هایی هستند که می‌توانند منجر به افزایش سینترپذیری و بهبود خواص SiC شوند. مشاهدات علمی نشان می‌دهد انجام عملیات آنیل روی کامپوزیت‌های SiC-AYC می‌تواند با به تأخیر انداختن استحاله فازی β–SiC به α–SiC از رشد دانه جلوگیری کرده و سبب بهبود خواص نهایی SiC شود. لذا در این مقاله تلاش شده است تا اثرات فرایند آنیل بر این دسته از کامپوزیت‌ها موردبررسی قرار گیرد.

کلمات کلیدی: کاربید سیلیسیم؛ فرایند آنیل؛ SiC–Al_2O_3–Y_2O_3 –CaO؛ سینترپذیری.

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. خواص اصلی سرامیک‌های SiC شامل مدول الاستیک بالا، سختی و مقاومت پوششی بالا، مقاومت در برابر خوردگی خوب، هدایت حرارتی و نیز چگالی و ضریب انبساط حرارتی کم است [۹-۱]. کاربردهای وسیع آن نیز شامل اجزای موتور دیزل، توربین‌های گاز، مبدل‌های حرارتی صنعتی، سامانه‌های مبدل انرژی دمابالا، فیلترهای گاز داغ، کاربردهای ضد سایشی در اتمسفرهای مختلف، ایمپلنت‌های پزشکی و آینه‌های نوری است [۱۰، ۱۱]. بااین‌حال متراکم نمودن SiC به علت پیوند کوالانت و ضریب نفوذ در خود پایین و نیز نیاز به دما و فشار بالا بسیار مشکل است [۱۲، ۱۳]. 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 به‌طور پیوسته رشد کرده است [۱۷-۱۴]. حضور فاز مایع به انتقال ماده سرعت بخشیده و دما و زمان سینتر را کاهش می‌دهد و درنتیجه ریزساختاری دانه‌ریز و یکنواخت‌تر با عملکرد مکانیکی بهتر و به‌خصوص چقرمگی شکست بهتر حاصل می‌شود. ریزساختار نهایی به نسبت β-SiCα-، مقدار و نوع افزودنی‌ها و دما و زمان سینتر بستگی دارد [۲۱-۱۸]. سینتر فاز مایع به ترکیب مواد پایه و افزودنی‌های تشکیل فاز مایع بستگی دارد. رایج‌ترین افزودنی‌هایی که برای این منظور استفاده می‌شوند شامل Al_2O_3-Y_2O_3، Al_2O_3-Yb_2O_3، Al_2O_3-La_2O_3، Al_2O_3-Dy_2O_3 و Al_2O_3-Y_2O_3-CaO (SiC-AYC) است [۲۹-۲۲]. در این بین Al_2O_3 و Y_2O_3 به‌این‌علت که می‌توانند با SiO_2 موجود در سطح پودرهای SiC واکنش داده و موجب گسترش ترکیب یوتکتیک و بهبود سینترپذیری شوند بیشتر موردبررسی پژوهشگران قرار گرفته‌اند [۳۳-۳۰]. CaO نیز به‌منظور کاهش فشار کلی بخار مایعات و کاهش بیشتر درجه حرارت سینتر افزوده‌شده 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].

[Downloaded from jicers.ir on 2026-01-29]

[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.2.6]

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 نمی‌دهد [۱۶، ۳۸]. با این‌حال ریزساختار حاصل بستگی به چینش فازی پودر اولیه دارد. پودرهای اولیه α-SiC به دانه‌بندی هم‌محور منجر می‌شود درحالی‌که دانه‌های کشیده از β-SiC یا β-SiC حاوی ذرات جوانه‌زای α-SiC به دلیل تبدیل فاز β به α در طول سینتر یا آنیل حاصل می‌شود [۶، ۲۰]. مواد با چقرمگی شکست بالا نشان‌دهنده ریزساختار با دانه‌های درشت کشیده هستند [۴۱-۳۹]. دانه‌های بزرگ کشیده سبب افزایش چقرمگی شکست در SiC به‌وسیله مکانیزم‌های پل زدن ترک یا انحراف ترک می‌شوند [۴۵-۴۲].

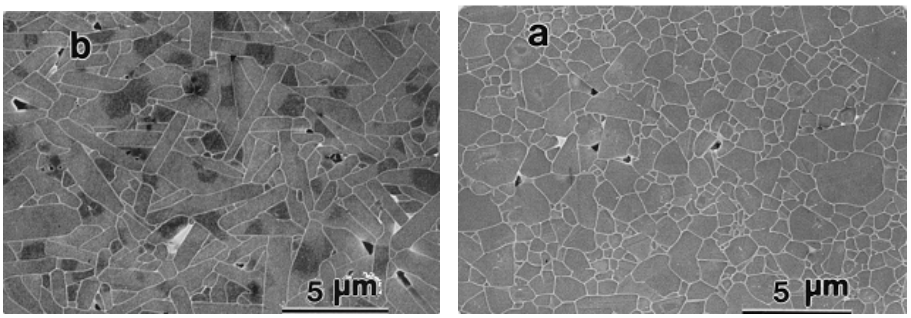
اخیراً، سرامیک‌های SiC ریزدانه توسعه‌یافته‌اند و به دلیل خاصیت فوق پلاستیکی [۳۵] و امکان کنترل ریزساختار توسط ذرات جوانه زا یا آنیل [۳۶] موردتوجه قرارگرفته‌اند. عملیات آنیل کردن با فشار تک‌محور (۲۵ MPa) تا حد زیادی موجب به تأخیر انداختن استحاله فازی از β به α-SiC شده و از رشد دانه جلوگیری کرده است [۳۷، ۴۶]. مواد آنیل شده با فشار تک‌محور منجر به استحاله فازی β به α-SiC کمتر از ۳۰٪ حجمی شده و ریزساختاری ریزدانه با دانه‌های هم‌محور را تشکیل داده‌اند؛ درحالی‌که مواد آنیل شده بدون اعمال فشار منجر به استحاله فازی β به α-SiC بیشتر از ۳۰٪ حجمی و توسعه ریزساختار با دانه‌های کشیده 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-AYC موردبررسی قرار گیرد.

۲- بررسی فرایند آنیل در کامپوزیت‌های زمینه SiC

تاکنون فرایند آنیل در کامپوزیت‌های SiC به دو صورت همراه با فشار و بدون فشار و در دماهای بالاتر از دمای سینتر موردبررسی قرارگرفته است که در ادامه مهم‌ترین تحقیقاتی که پیرامون این موضوع صورت گرفته آورده شده است.

ژان و همکارانش [۴۷]، آنالیز ریزساختاری β–SiC سینتر شده به‌وسیله فاز مایع را در حین آنیل با فشار تک‌محوره و بدون آن موردبررسی قرار داده‌اند. در این پژوهش، پودر اولیه β–SiC (۸۷٪ وزنی) با میانگین اندازه ذرات ۹۰ نانومتر به همراه مواد افزودنی شامل ۷٪ وزنی Al_2O_3، ۲٪ وزنی Y_2O_3 و ۱٪ وزنی CaO استفاده شد. نمونه‌های به‌دست‌آمده تحت فرایند پرس داغ در دمای ۱۷۵۰ درجه سانتی‌گراد، در مدت‌زمان ۴۰ دقیقه و تحت‌فشار ۲۵ MPa در اتمسفر آرگون قرار سینتر شد و سپس به مدت ۴ ساعت در دمای ۱۹۰۰ درجه سانتی‌گراد تحت‌فشار ۰/۱ MPa با فشار تک‌محوری و بدون آن، آنیل شدند. همان‌طور که در شکل (۱) نشان داده‌شده است، آنیل کردن هم‌زمان با اعمال فشار، استحاله فازی و رشد دانه را به تأخیر انداخته و نمونه‌های به‌دست‌آمده دارای دانه‌های ریز با β–SiC به‌عنوان فاز اصلی است. در مقابل، ریزساختار در مواد آنیل شده بدون اعمال فشار، دارای دانه‌های کشیده شده از نوع α– SiC است.

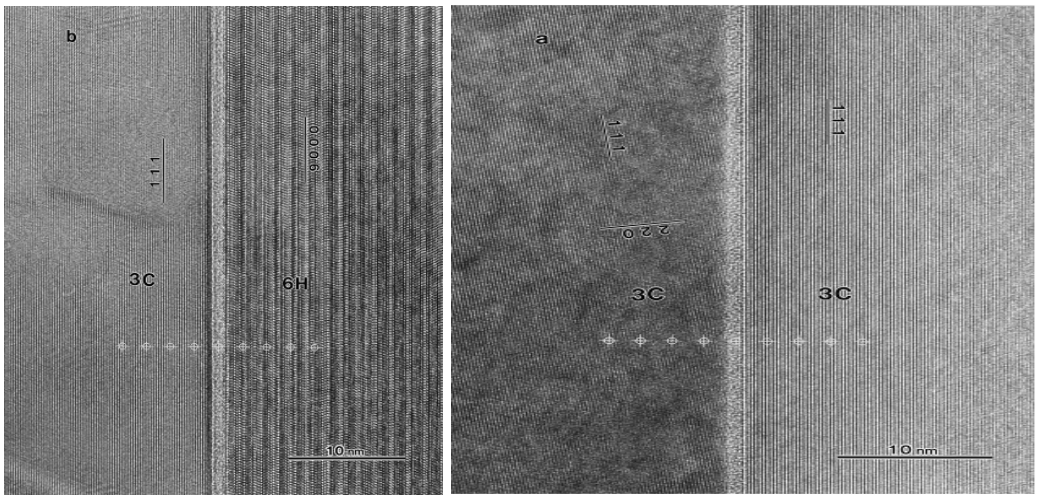
آنالیز EDS نشان‌دهنده این است که هیچ تفاوتی در میزان جدایش اتم‌های آلومینیم و اکسیژن در مرز دانه‌ها وجود ندارد، اما تفاوت قابل‌توجهی در جدایش اتم‌های ایتریم در امتداد دانه‌های SiC برای هر دو ماده آنیل شده تحت‌فشار (SC1) و ماده آنیل شده بدون فشار (SC2) وجود دارد. طبق نظر این محققین، جدایش تشدید شده یون‌های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



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

[Downloaded from jicers.ir on 2026-01-29]
[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.2.6]

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



شکل ۲- تصاویر HREM مرزهای دانه آمورف: الف) بین دو دانه β-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 تحت‌فـشار موردبررسـی قرار دادند. در این پژوهش از پودر β-SiC ریزدانه (۰/۱ μm) به همراه ۳/۳ درصد وزنی دانه‌های بزرگ α-SiC یا β-SiC به‌عنوان ماده اولیه استفاده شد و مواد افزودنی شامل مخلوط پودرهای ۷٪ وزنی Al_2O_3، ۲٪ وزنی Y_2O_3 و ۱٪ وزنی CaO نیز بـه ترکیـب اضافه‌شده‌اند. نمونه‌های به‌دست‌آمده تحت فرایند پرس داغ در دمای ۱۷۵۰درجه سانتی‌گراد، به مدت ۱۵ دقیقه تحـت‌فـشار MPa ۲۰ در اتمسفر آرگون سینتر شدند و در ادامه در دمای ۱۸۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت‌زمان‌های ۰/۵، ۱، ۲ و ۴ ساعت، تحت‌فـشار و در اتمسفر آرگون آنیل شدند. در جدول (۱) طراحی نمونه‌ها ارائه‌شده است.

جدول ۱- طراحی نمونه‌ها [۳۶]

آنیل کردن در دمای (h) ۱۸۵۰°C	نمونه‌ها	
	نمونه‌های حاوی دانه‌های β-SiC	نمونه‌های حاوی دانه‌های α-SiC
پرس گرم شده	B0	A0
۰/۵	B1	A1
۱	B2	A2
۲	B3	A3
۴	B4	A4

نتایج نشان‌دهنده این است که ورود ذرات بزرگ‌تر به سیستم β-SiC، باعث تسریع رشد دانه¬های کـشیده شـده در حـین آنیـل شده و در نتیجه آن هیچ انتقال فاز β→α محـسوسی رخ نـداده اسـت. رشـد دانـه¬هـای زمینـه در نمونـه حـاوی ذرات β-SiC، آهسته¬تر از رشد دانه¬های نمونه حاوی ذرات α-SiC بود. نمونه حاوی ذرات β-SiC، 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 α-SiC که در شرایط مشابه آنیل شده بودند دارای ریزساختاری یکنواخت و دانـه‌هـای کـشیده شـده بودند. نتایج چقرمگی شکست نمونه‌ها در جدول (۲) ارائه‌شده است.

[Downloaded from jicers.ir on 2026-01-29]
[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.2.6]

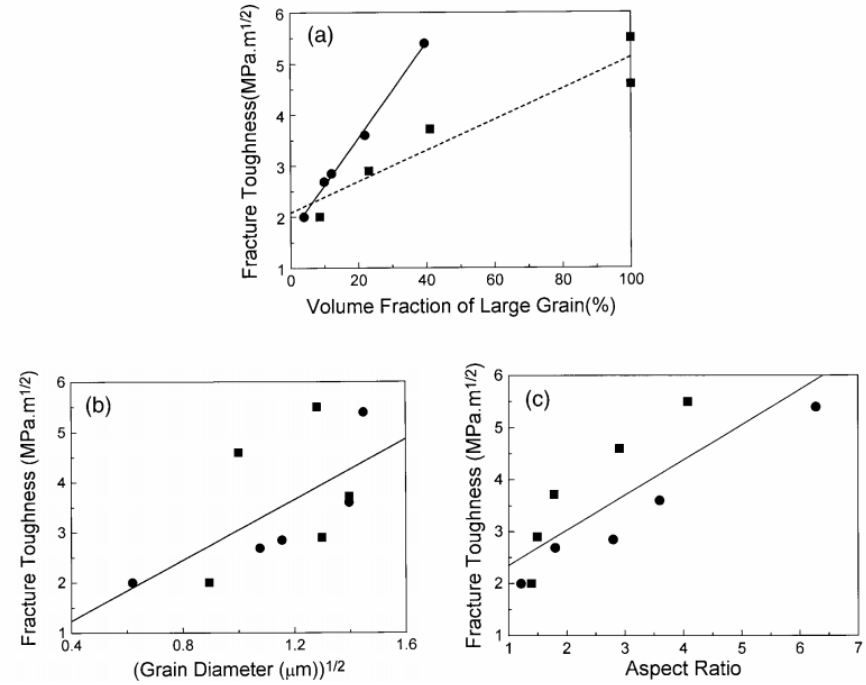
جدول ۲-پلی تایپ و چقرمگی شکست نمونه‌های پرس داغ شده و آنیل شده [۳۶].

مواد	آنیل کردن در دمای 1850°C (h)	دانسیته نسبی (%)	مقدار پلی تایپ (درصد حجمی)				چقرمگی شکست ($MPa.m^{1/2}$)
			6H	4H	3C	2H	
A0	پرس داغ شده	۹۸/۱	۶		۹۲	۲	۲
A2	۱	۹۷/۷	۱۵	۵	۸۰		۳/۷
A4	۴	۹۷/۲	۲۵	۱۰	۶۵		۵/۵
B0	پرس داغ شده	۹۸/۳			۹۶	۴	۲
B2	۱	۹۷/۶		۱۵	۸۵		۲/۹
B4	۴	۹۷	۵	۲۰	۷۵		۵/۴

همان‌طور که مشاهده می‌شود، با افزایش زمان آنیل، میزان چقرمگی شکست افزایش‌یافته. همچنین شکل دانه‌ها از دانه‌های هم‌محور (A0,B0) به دانه‌های کشیده شده (A4,B4) تغییر کرده است. به دلیل رشد دانه‌های SiC، نسبت قطر به ابعاد دانه‌ها به‌طور متوسط افزایش‌یافته است. علی‌رغم ریزساختار 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 تقویت‌کننده بر مکانیزم چقرمگی شکست از طریق پل‌زنی ترک مؤثر است. میزان چقرمگی شکست نمونه‌ها تابعی از کسر حجمی دانه‌های بزرگ، ریشه دوم قطر دانه‌های بزرگ و همچنین نسبت ابعادی دانه‌های بزرگ است، شکل (۳) نشان می‌دهد، مکانیزم‌های پل‌زنی و انحراف ترک به‌وسیله دانه‌های کشیده، مهم‌ترین دلیل افزایش چقرمگی شکست مواد آنیل شده است [۴۹، ۵۰].



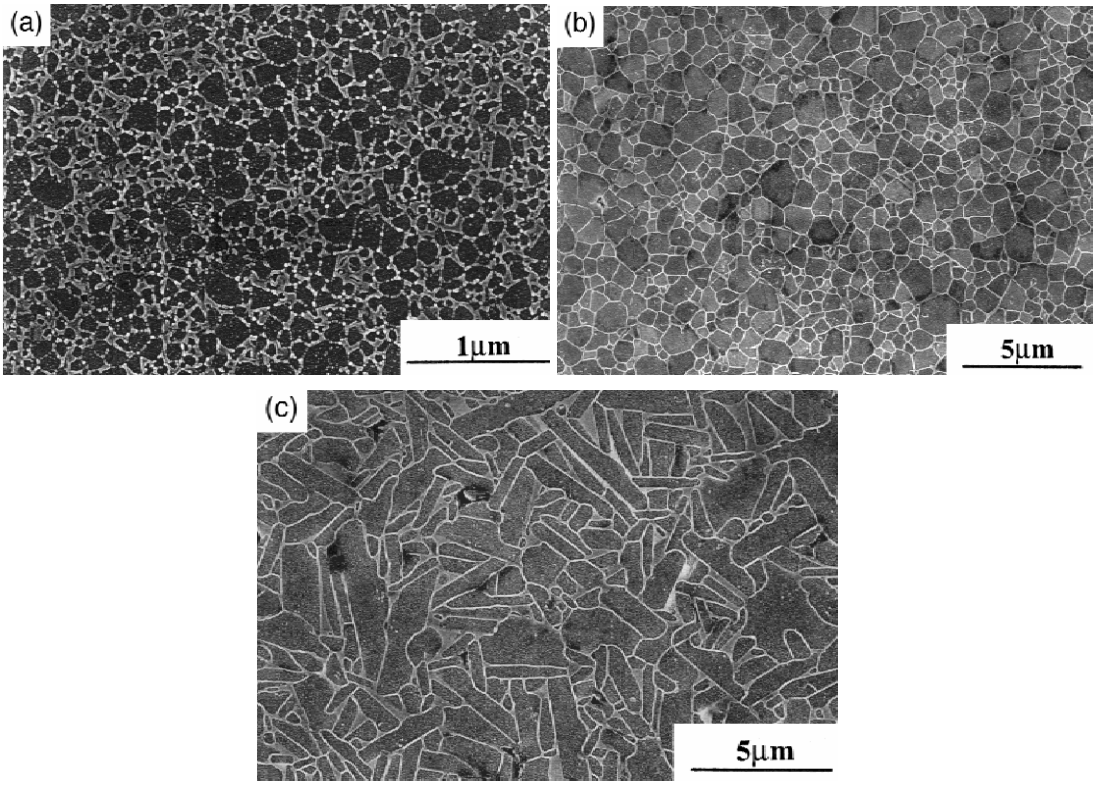
شکل ۳- رابطه بین چقرمگی شکست و (الف) کسر حجمی دانه‌های بزرگ (ب) ریشه دوم قطر دانه (ج) نسبت ابعادی دانه‌های بزرگ. مواد A (■) مواد B (●) نشان داده‌شده است [۳۶].

[Downloaded from jicers.ir on 2026-01-29]
[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.2.6]

ژان و همکارانش [۵۱]، به‌منظور استحکام‌بخشی بدنه‌های سرامیک‌های SiC، به بررسی کنترل ریزساختار از طریق افزودن دانه به ترکیب اولیه و انجام فرایند تکمیلی آنیل پرداختند. در این پژوهش، سرامیک‌های SiC ریزدانه (کمتر از ۱میکرون) تولیدشده است. مواد اولیه شامل، پودرهای بسیار ریز β–SiC (تقریباً ۹۰ نانومتر) و مواد افزودنی شامل ۷٪ وزنی Al_2O_3، ۲ ٪ وزنی Y_2O_3 و ۱/۷۸۵ ٪ وزنی $CaCO_3$ بود.

مخلوط پودرها به مدت ۴۰ دقیقه در دمای ۱۷۵۰درجه سانتی‌گراد، تحت‌فشار ۳۰MPa در اتمسفر آرگون پرس داغ شدند و سپس در دمای ۱۸۵۰درجه سانتی‌گراد، 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 α–SiC، ریزساختار یکنواخت و همسانگرد داشتند. با توجه به رشد بیش‌ازحد فاز بتا 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 ۴/۳ $MPa.m^{1/2}$ و ۱۴ گزارش‌شده است (جدول ۳).

جدول ۳- خواص مکانیکی مواد SiC ریزدانه [۵۱]

مواد	مدول ویبول	استحکام خمشی (MPa)	چقرمگی شکست ($MPa.m^{1/2}$)
پرس داغ شده	۵	۵۶۹±۱۶۹	۱/۹±۰/۱
آنیل نشده	۱۱	۶۳۲±۶۹	۳/۵±۰/۴
آنیل شده	۱۴	۸۳۵±۷۲	۴/۳±۰/۲

[Downloaded from jicers.ir on 2026-01-29]
[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.2.6]

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 استفاده‌شده در این پژوهش حاوی ۰/۸۷ ٪ وزنی α–SiC، ۸۶/۶۴ ٪ وزنی SiC-β، ۷/۰۵ ٪ وزنی Al_2O_3، ۴/۰۸ ٪ وزنی Y_2O_3 و ۱/۳۶ ٪ وزنی CaO بود. نمونه‌های در دمای ۱۸۱۰ درجه سانتی‌گراد، به مدت‌زمان ۱ ساعت، تحت‌فشار ۲۵MPa و در اتمسفر آرگون پرس گرم شده بودند. سپس در دمای ۱۹۱۰ درجه سانتی‌گراد، به مدت زمان ۴ ساعت، تحت فشار ۲۵MPa و در اتمسفر آرگون آنیل شده بودند است. نتایج نشان‌دهنده این است که عملیات حرارتی در هوا توانسته به‌طور قابل‌توجهی استحکام در برابر فرورونده را افزایش دهد. در این پژوهش نشان داده‌شده، دمای عملیات حرارتی تأثیر زیادی بر مقدار ترمیم ترک و میزان بازیابی استحکام دارد. بیان‌شده است که دمای عملیات حرارتی بهینه به دمای نرم¬شدگی فاز بین¬دانه¬ای در هر ماده بستگی دارد. مطابق نتایج حاصل، بعد از عملیات حرارتی در دمای بهینه، ترک تقریباً به‌طور کامل ناپدیدشده است. نتایج این گروه نشان داد که در سرامیک¬های SiC سینتر شده به‌وسیله فاز مایع با Al_2O_3-Y_2O_3-CaO، عملیات حرارتی در دمای ۱۱۰۰ به مدت ۱ ساعت در هوا موجب بهبود استحکام می‌گردد، به‌نحوی‌که استحکام به ۱۰۵۴MPa (حدود ۱۵۰ درصد مقدار استحکام بدون فرورونده) افزایش یافت. بسته شدن ترک و اتصال مجدد ترک به دلیل اکسیداسیون سطوح ¬ترک¬دار به‌عنوان مکانیزم غالب ترمیم ترک در سرامیک‌های SiC سینتر شده به‌وسیله فاز مایع معرفی‌شده است. دانسیته تئوری نمونه‌های به‌دست‌آمده در این پژوهش ۹۸/۵ ٪ گزارش‌شده است.

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 Al_2O_3، Y_2O_3و CaO به این دلیل به‌عنوان مواد افزودنی انتخاب‌شده است که پتانسیل بهبود در چقرمگی شکست را در مقایسه با ترکیب Al_2O_3–Y_2O_3 دارد. طبق جدول (۵)، پنج مخلوط پودری که هر یک از آن‌ها حاوی ۹۰٪ وزنی SiC، ۷/۵ ٪ وزنی Al_2O_3، ۳/۳ ٪ وزنی Y_2O_3 و ۱٪ وزنی CaO بوده است بکار گرفته‌شده است. نمونه‌ها در دمای ۱۸۵۰درجه سانتی‌گراد، به مدت‌زمان یک ساعت و تحت فشار ۲۵MPa در اتمسفر آرگون پرس داغ شده‌اند. در ادامه نمونه‌های پرس داغ شده در محدوده دمایی ۱۸۵۰ تا ۱۹۵۰درجه سانتی‌گراد، به مدت ۸–۴ ساعت، تحت فشار و در اتمسفر آرگون به‌منظور بهبود رشد دانه آنیل شده‌اند.

جدول ۴- خواص پودرهای SiC اولیه [۵۳]

مشخصات	نوع پودر			
	α-SiC (UF-10)	α-SiC (FCP-15c)	α– SiC (A-1)	β– SiC (ریزدانه)
میانگین اندازه ذره (μm)	۰/۷۰	۰/۵۰	۰/۴۵	۰/۳۲
ناحیه سطح ویژه (m^2/g)	۱۰	۱۵	۱۸	۲۰
فاز بلوری	A	A	α	β
اکسیژن (wt.%)	<۰/۷۰	۰/۴۰	۰/۳۷	۰/۲۲
کربن آزد (wt.%)	<۰/۶۰	۰/۲۰	۱/۰۸	۰/۸۷
تولیدکننده	Lonza-Werke, Waldshut-Tiengen, Germany	Norton AS,Lillesland, Norway	Showa Denko, Tokyo, Japan	Ibinden Co, Gifu, Japan
طراحی	LZ	NT	SD	β– SiC

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

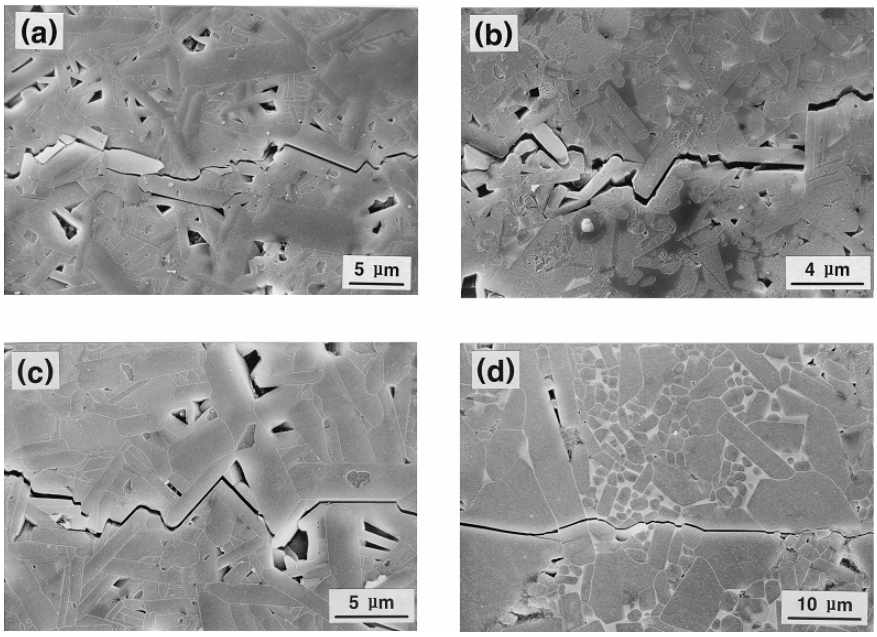
[Downloaded from jicers.ir on 2026-01-29]

[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.2.6]

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

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

نمونه	ترکیب SiC (wt.%)				شرایط آنیل	میانگین ضخامت دانه (μm)	میانگین نسبت وجهی	مقدار دانه اصلی (vol.%)(1>2μm)			چقرمگی شکست ($MPa.m^{1/2}$)
	β-SiC	SD	NT	LZ	کردن (°C/h)			Ar>4, T<3 um (VKG1)	1<t<3 um (VKG1)	∑ دانه اصلی (VT)	
۱					۱۹۰۰/۴	۰/۹۱	۲/۸۲	۱۷/۲	۳۷/۷	۵۱/۳	۷/۱
۲	۹۰				۱۹۵۰/۴	۱/۲۵	۲/۶۱	۹/۶	۶۰/۹	۶۶/۲	۸/۴
۳	۸۹	۱			۱۸۵۰/۴	۰/۸۲	۲/۸۰	۱۴	۳۳	۴۶/۹	۶/۲
۴	۸۹	۱			۱۹۰۰/۴	۱/۰۴	۲/۹۷	۲۰/۱	۴۵/۶	۶۰/۲	۷
۵	۸۹	۱			۱۹۵۰/۴	۱/۰۲	۳/۳۶	۳۳/۸	۴۶/۹	۶۸/۴	۸/۷
۶	۸۵	۵			۱۹۰۰/۴	۱/۱۳	۲/۵۷	۷/۴	۵۱/۳	۵۸/۱	۶/۶
۷		۸۵	۵		۱۹۰۰/۴	۱/۶۴	۱/۹۵	۲/۷	۵۹/۷	۶۰/۹	۶/۸
۸		۸۵	۵		۱۹۵۰/۴	۲/۸۱	۲/۴۸	۱۲/۵	۵۰/۸	۵۱/۴	۷/۲
۹			۸۵	۵	۱۹۵۰/۸	۳/۸۴	۱/۹۸	۳/۱	۳۵/۸	۳۶/۳	۵/۴



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].

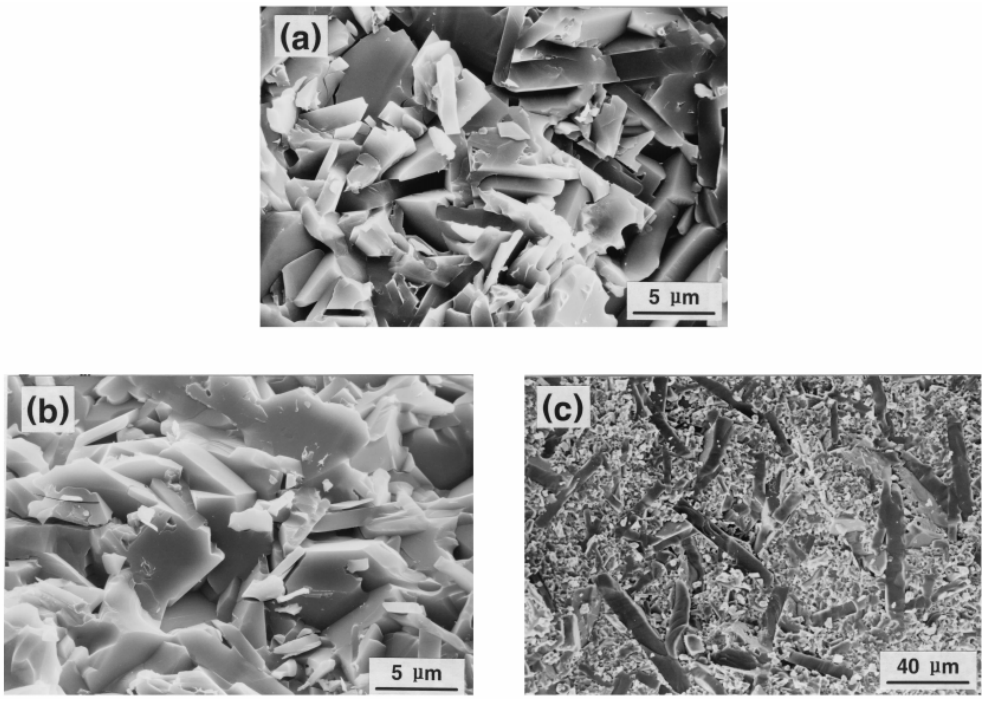
طبق مشاهدات میکروسکوپی صورت گرفته‌شده در این تحقیق (شکل ۵)، مشخص‌شده است که در نمونه‌های دارای دانه‌های α-SiC کشیده شده (طویل شده) با نسبت ابعادی بزرگ‌تر از ۴، طول بزرگ‌تر از ۲ میکرون و ضخامت دانه (t) کمتر از ۳ میکرون، مکانیزم غالب بهبود چقرمه، انحراف ترک است و در نمونه‌های دارای دانه‌های با ضخامت ۳>t>۱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

[Downloaded from jicers.ir on 2026-01-29]

[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.2.6]

میکرون، مکانیزم غالب، پل‌زنی ترک است. در این پژوهش، مقادیر چقرمگی از $5/4\ MPa.m^{1/2}$ تا $8/7\ MPa.m^{1/2}$ 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 داده‌شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود بیرون کشیده شدن دانه‌های SiC مشاهده نمی‌شود (شکل ۵ را ببینید). سطح شکست مشاهده‌شده در شکل ۶ (b) نشان‌دهنده افزایش سهم انحراف ترک است. سطح شکست ناهموار و شکست میان دانه‌ای برخی دانه‌ها از خصوصیات نمونه‌هایی گزارش‌شده است که حاوی دانه‌هایی بودند که در مکانیزم پل‌زنی ترک مشارکت دارند (شکل ۶ (a)). از سوی دیگر، سطح شکست نمونه ۹ (شکل ۶ (c)) که شامل دانه‌های درشت کشیده شده هستند از نوع میان دانه‌ای است، که در شکل ۵ (د) مشاهده می‌شود.



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 α–SiC استفاده کرده‌اند. در این تحقیق نمونه‌ها در دمای $1800^{\circ}C$ پرس داغ شده و سپس در دمای $2000^{\circ}C$ تحت‌فشار تک‌محوری ۲۵ MPa به‌منظور افزایش رشد دانه‌ها آنیل شده‌اند. مواد افزودنی نیز شامل۵/۷ درصد وزنی Al_2O_3، ۳/۳ درصد وزنی Y_2O_3 و ۱درصد وزنی CaO بوده است. شرایط عملیات آنیل، دانسیته نسبی و خواص ریزساختاری نمونه‌های آنیل شده در جدول (۶) آورده شده است.

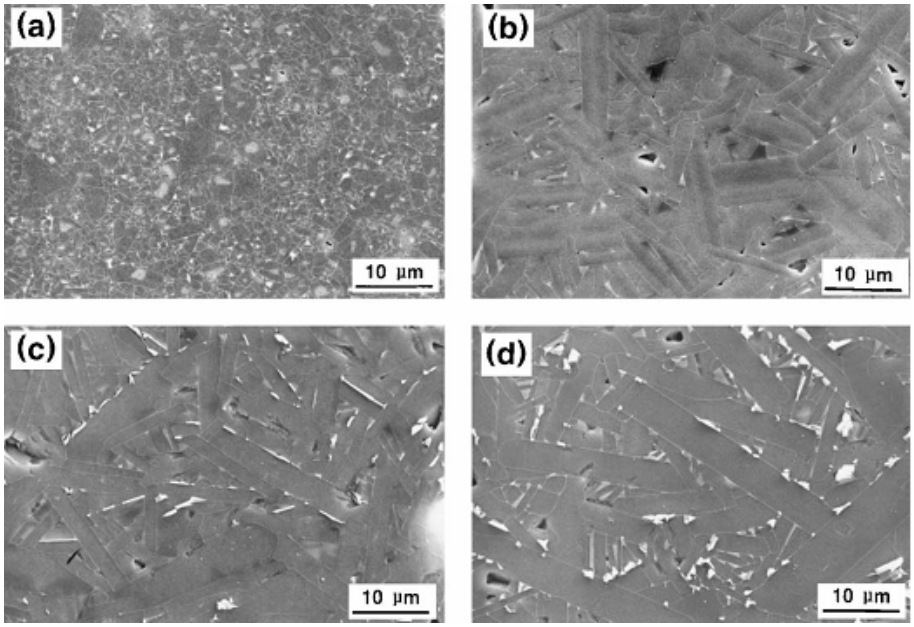
نتایج به‌دست‌آمده توسط محققین نشان داده است که هنگامی‌که نمونه‌های پرس گرم شده SiC به‌وسیله سینتر فاز مایع، بدون فشار آنیل می‌شوند، معمولاً دانسیته نسبی به مقدار کمی کاهش می‌یابد [۶، ۲۰]. مقایسه بین نمونه‌های حاصل از پژوهش کیم و همکارانش و سایر محققان [۲۰، ۴۶] نشان‌دهنده این است که نمونه‌های آنیل شده 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 می‌رسد که فشار آنیل منجر به جلوگیری از کاهش دانسیته در حین فرایند آنیل می‌شود [۵۵]. همه نمونه‌های پرس گرم و سپس آنیل شده، دانسیته نسبی بالاتر از ۹۸ درصد گزارش‌شده است و اشاره‌شده که پس از آنیل به مدت ۱ساعت در دمای ۲۰۰۰ درجه، همه فازهای β-SiC به α-SiC تغییریافته است [۵۵].

[Downloaded from jicers.ir on 2026-01-29]
[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.2.6]

جدول ۶- شرایط آنیل، دانسیته نسبی و خواص ریزساختاری نمونه‌های آنیل شده [۵۵]

نمونه	شرایط آنیل کردن	دانسیته نسبی	پارامترهای ریزساختار					
			دانه‌های اصلی (درصد حجمی)		دانه‌های بزرگ		دانه‌های زمینه	
			دانه‌های بزرگ	دانه‌های زمینه	نسبت وجهی	ضخامت (um)	نسبت وجهی	ضخامت (um)
۱ ساعت آنیل شده	2000°C /1h/25 MPa	۹۸	۰	۴۰/۷	۱/۴۶	۳/۳۷	۲/۰۷	۰/۹۹
۳ ساعت آنیل شده	2000°C /3h/25 MPa	۹۸/۲	۰	۵۸/۵	۲/۸۲	۵/۴۳	۳/۱۱	۲/۰۷
۴ ساعت آنیل شده	2000°C/4h/25 MPa	۹۸/۳	۰	۶۲/۳	۳/۳۶	۵/۶۰	۳/۱۵	۲/۱۹
۸ ساعت آنیل شده	2000°C/8h/25 MPa	۹۸/۱	۰	۵۰/۱	۳/۱۵	۸/۶۶	۳/۱۶	۲/۶۳

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 حاصل‌شده‌اند. در مقابل نمونه‌های آنیل شده تحت فشار در زمان‌های ۳، ۴ و ۸ ساعت شامل دانه‌های کوچک و بزرگ کشیده شده‌اند [۵۵].

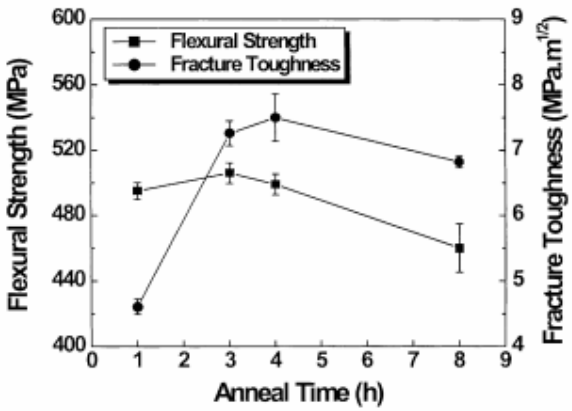


شکل ۷- ریزساختارهای نمونه‌های آنیل شده در مدت‌زمان‌های مختلف: الف) ۱ ساعت، ب) ۳ ساعت، ج) ۴ ساعت و د) ۸ ساعت [۵۵].

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 داده‌شده است. همانطورکه مشاهده می‌شود بیشترین استحکام خمشی و چقرمگی شکست در نمونه‌های آنیل شده در ۴ ساعت و به ترتیب حدود ۵۰۰ MPa و حدود $۷/۵\ MPa.m^{1/2}$ حاصل‌شده است.

[Downloaded from jicers.ir on 2026-01-29]

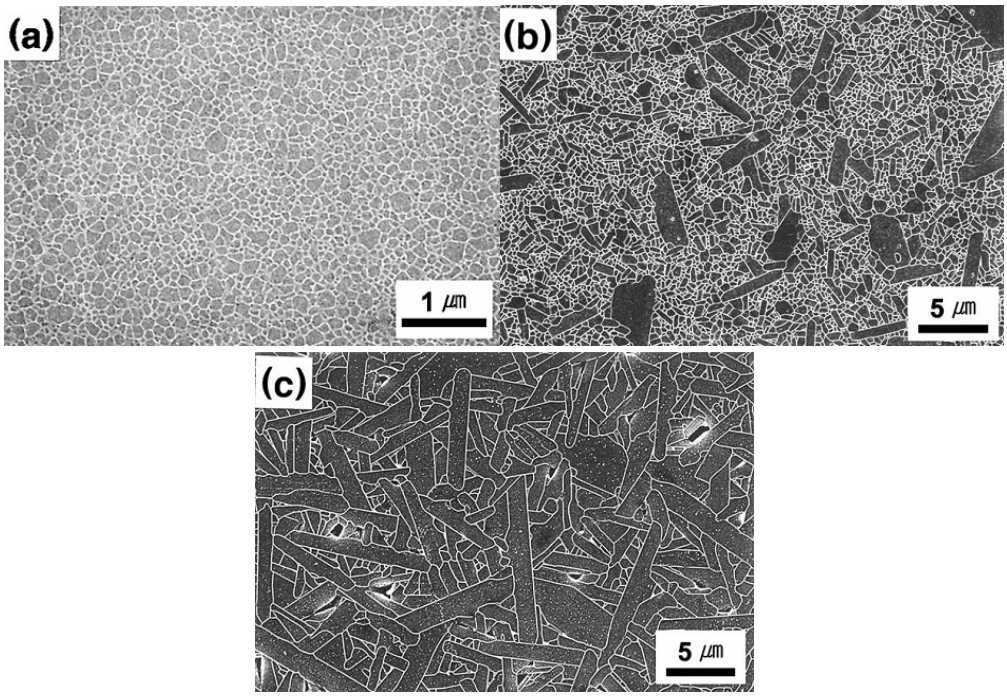
[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.2.6]



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 ۱۴۰nm یا ریزتر، به‌وسیله پرس داغ در دمای پایین با استفاده از پودرهای SiC-β بسیار ریز و افزودنی‌های Al_2O_3-Y_2O_3-CaO (AYC) تهیه‌شده‌اند. مواد افزودنی شامل ۷٪ وزنی Al_2O_3، ۲٪ وزنی Y_2O_3 و ۱ ٪ وزنی CaO بوده است. نمونه‌ها در دمای ۱۷۵۰درجه سانتی‌گراد، 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) نشان داده‌شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، پس از ۶ ساعت آنیل، رشد غیرعادی در تعداد کمی از دانه‌ها رخ‌داده است. ریزساختار نمونه‌آنیل شده به مدت ۶ ساعت شامل دانه‌های صفحه‌ای شکل و دانه‌های هم‌محور است و بعد از ۱۲ ساعت آنیل رشد قابل‌توجهی دردانه‌های صفحه‌ای شکل رخ‌داده است. این محققان گزارش کرده‌اند که استحاله فازی β→α از SiC در SiC-AYC مسئول تسریع رشد غیرمعمول دانه‌ها و تبدیل آن‌ها به دانه‌های صفحه‌ای شکل بوده است.



شکل ۹- ریزساختار نمونه‌های پرس داغ شده و آنیل شده در مدت‌زمان‌های مختلف: الف) نمونه پرس داغ شده، ب) نمونه ۶ ساعت آنیل شده و ج) نمونه ۱۲ ساعت آنیل شده [۵۶].

[Downloaded from jicers.ir on 2026-01-29]
[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.2.6]

۳- نتیجه‌گیری

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 Al_2O_3 و Y_2O_3 موجب بهبود خواص مکانیکی و بهبود ریزساختار می‌گردد. مطابق بررسی‌ها، افزودنی دیگری که در کنار Al_2O_3 و Y_2O_3 می‌تواند این نقاط ضعف را برطرف کند CaO است. افزودن CaO موجب کاهش فشار بخار فاز مذاب می‌شود 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 می‌دهد. در حین عملکرد، وجود فازهای بین فلزی YAG و CaY_2O_4 موجب فعال شدن مکانیزهای انحراف ترک، پل زدن ترک، استحاله فازی، استحکام دهی مرزهای دانه و تغییر مد شکست می‌گردد، که درنهایت خواص مکانیکی کامپوزیت بهبود می‌یابد.

بررسی‌ها نشان داد عملیات آنیل بعد از سینتر نقش مهمی در استحاله $\beta \rightarrow \alpha$ دارد. بنابرگزارش‌ها، آنیل کردن همراه با فشار، در تأخیر استحاله و جلوگیری از رشد دانه‌ها مؤثر است، مشاهده شد که در این شرایط ریزساختار شامل دانه‌های ریز 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 می‌کند. 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

[1] 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.

[Downloaded from jicers.ir on 2026-01-29]

[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.2.6]

[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. 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-activation-sintered 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 2026-01-29]

[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.2.6]

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.

[Downloaded from jicers.ir on 2026-01-29]

[DOR: 20.1001.1.17353351.1399.2.62.2.6]