

مروری بر پرس داغ نانو کامپوزیت های SiC-AYC

مهدی خدایی^۱، مینا سعیدی حیدری^۲، محمد هفتنی^۳، حمیدرضا بهاروندی^۴، ناصر احسانی^۵

۱ دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد مرکب، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۲ دانشجوی دکتری، باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان، واحد تهران جنوب، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، minasaedi85@gmail.com

۳ دانشجوی کارشناسی ارشد، باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان، واحد دامغان، دانشگاه آزاد اسلامی، دامغان

۴ دانشیار مجتمع مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران

۵ استاد مجتمع مواد و فناوری های دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران

تاریخ دریافت: ۱۳۹۵/۱۰/۱۱

تاریخ پذیرش: ۱۳۹۵/۱۲/۰۴

چکیده

کاربید سیلیسیم نانوساختار به علت خاصیت فوق پلاستیکی دما بالا و سختی و استحکام مناسب کاربردهای گسترده‌ای در صنایع گوناگون دارد. وجود پیوند کووالانسی بین اتم‌های سیلیسیم و کربن و ضریب نفوذ در خود پایین این ماده سبب شده است تا سینتر این سرامیک نیازمند دما و فشار بالا باشد. استفاده از کمک سینترها به عنوان راه کاری مناسب برای کاهش دما و فشار مورد استفاده در سینتر کاربید سیلیسیم مورد توجه بسیاری از دانشمندان قرار گرفته است. در بین افزودنی‌های مختلف، استفاده از AYC ($Al_2O_3-Y_2O_3-CaO$) با تشکیل فاز مایع سبب کاهش دمای سینتر و بهبود سینترپذیری کاربید سیلیسیم شده و از این طریق افزایش خواص مکانیکی قطعات را به همراه دارد. تاکنون روش‌های متنوعی برای افزودن AYC به نمونه‌های کاربید سیلیسیم مورد استفاده قرار گرفته است که در بین آنها روش پرس داغ با اعمال همزمان دما و فشار بازده مناسبی داشته است. لذا در این مقاله سعی شده است تا چگونگی ساخت نانو کامپوزیت‌های SiC-AYC به روش پرس داغ مورد بررسی قرار گیرد.

واژگان کلیدی

کاربید سیلیسیم^۱، نانو کامپوزیت SiC-AYC، پرس داغ، سینترپذیری و خواص

۱. مقدمه

مهم‌ترین مواد برای کاربردهایی نظیر اجزای کوره‌های دما بالا (المنت‌ها، تیوب کوره، آجرهای نسوز و جز این‌ها)، توربین‌های بخار و گازی، صنعت شیشه، صنایع متالورژی، صنعت سرامیک، نیروگاه‌های حرارتی و هسته‌ای و سازه‌های هوافضا میدل کرده است [۴-۵]. طی سال‌های اخیر، علاقه به کاربید سیلیسیم

کامپوزیت‌های سرامیکی بر پایه کاربید سیلیسیم به دلیل چگالی پایین، استحکام و سختی بالا، مقاومت اکسیداسیون خوب، هدایت حرارتی بالا و ضریب انبساط حرارتی پایین و حفظ استحکام در دماهای بالا جزء سرامیک‌های ساختاری با کارایی بالا محسوب می‌شوند [۱-۳]. این ویژگی‌ها کاربید سیلیسیم را به یکی از

نانوساختار به‌طور مستمر افزایش یافته و دلیل آن نیز این است که این مواد دارای خواص ویژه‌ای هستند. خاصیت فوق پلاستیکی دمای بالا [۶-۷]، بهبود سختی [۸]، بهبود استحکام و مقاومت در برابر سایش سرامیک‌های کاربید سیلیسیم نانوساختار منجر به توجه بیشتر به این مواد شده است [۹-۱۰].

تاکنون روش‌های بسیاری برای ساخت سرامیک نانوساختار کاربید سیلیسیم استفاده شده است که می‌توان به پرس داغ [۶]، پرس داغ ایزواستاتیک^۲ [۶]، سینتر جرقه پلاسما^۳ [۱۲-۱۳]، سینتر دومرحله‌ای [۱۴] و آهنگری داغ [۱۵] اشاره کرد. در این بین روش پرس داغ مواد ریزدانه منجر به تراکم در دمای پایین شده و در نتیجه از رشد دانه در طول سینتر جلوگیری می‌کند [۶] [۱۶]. در فرایند پرس داغ پودرهای کاربید سیلیسیم، پدیده انتقال جرم، که موجب شکست و لغزش ذرات، تغییر فرم پلاستیک، تبخیر و چگالش و نفوذ سطحی و حجمی و مرزدانه‌ای می‌گردد، نقش دارد. پرس داغ نمونه‌های کاربید سیلیسیم در فشارهای بالا برای ایجاد دانه‌های ریز، خالص و ساختاری کاملاً متراکم مفید است. همچنین در فرایند پرس داغ زمان نگهداری در دمای سینتر نیز کاهش می‌یابد. تلفیق کاهش دما و زمان، رشد دانه را به حداقل رسانده و پتانسیل بهتری را برای بهبود استحکام فراهم می‌کند [۱۷]. همچنین به دلیل ریزساختار ریز آنها، می‌توان از آنها به‌عنوان زمینه‌ای برای کنترل ریزساختار دوگانه استفاده نمود. گزارش شده است که افزودن دانه‌های بزرگ به داخل دانه‌های زمینه ریز، کنترل ریزساختار دوگانه را امکان‌پذیر کرده است [۱۶، ۱۸]. ریزساختار نهایی به نسبت α -SiC به β -SiC، مقدار و نوع افزودنی‌ها، دما و زمان سینتر بستگی دارد [۱۹-۲۱] و چون سینتر کاربید سیلیسیم به دلیل ماهیت پیوند کووالانسی Si-C و ضریب نفوذ در خود پایین بدون استفاده از کمک سینتر دشوار است؛ باید از کمک سینترها استفاده کرد [۲۲]. رایج‌ترین افزودنی‌هایی که تاکنون استفاده شده‌اند شامل Al_2O_3 - Y_2O_3 ، Al_2O_3 - Yb_2O_3 ، Al_2O_3 - Dy_2O_3 ، Al_2O_3 - La_2O_3 و Al_2O_3 - CaO می‌باشند [۵]. مایعات یوتکتیک در سیستم Al_2O_3 - CaO (AYC) در دمای پایین‌تری (تقریباً ۱۴۰۰ درجه سانتی‌گراد در ۳۲ درصد مولی Al_2O_3 ، ۷ درصد مولی Y_2O_3 و ۶۱ درصد مولی CaO) نسبت به افزودنی‌های سینتر معمول مانند Al_2O_3 و Y_2O_3 (SiC-AYC) به‌دست می‌آیند. در این راستا ویسکوزیته مایع در طول سینتر SiC-AYC در مقایسه با SiC-

AYC پایین‌تر بوده و چون ویسکوزیته پایین مایعات نشان‌دهنده نیاز به انرژی فعال‌سازی کم برای نفوذ است، فرایند کریستالیزه شدن در حین سرد شدن SiC-AYC می‌تواند سریع‌تر انجام شود [۲۳-۲۴]. به همین علت در این مقاله پرس داغ نانوکامپوزیت‌های SiC-AYC مورد بررسی قرار گرفته است.

۲. پرس داغ نانوکامپوزیت‌های SiC-AYC

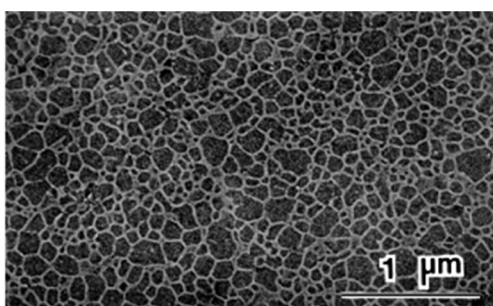
میتومو^۴ و همکاران [۶]، کیم^۵ و همکاران [۲۵]، ناگانو^۶ و همکاران [۱۱]، لی^۷ و همکاران [۱۴]، گو^۸ و همکاران [۲۶] و لی^۹ و همکاران [۲۳] تأثیر این ماده را بر ساخت نانوکامپوزیت‌های کاربید سیلیسیم به روش پرس داغ مطالعه نموده‌اند. در ادامه فعالیت‌های این پژوهشگران آورده شده است. میتومو و همکاران (۱۹۹۶) تأثیر افزودنی‌های مختلف را بر سینترپذیری نانوسرامیک‌های کاربید سیلیسیم بررسی کرده‌اند [۶]. این محققان، دو نوع پودر کاربید سیلیسیم را با نام‌های F و S به ترتیب با اندازه ذرات ۹۰ و ۲۸۰ نانومتر با استفاده از روش پرس داغ و با افزودن ۷ درصد وزنی Al_2O_3 ، ۲ درصد وزنی Y_2O_3 و ۱ درصد وزنی CaO در دماهای ۱۷۵۰ و ۱۹۰۰ درجه سانتی‌گراد در فشار ۲۰ مگاپاسکال و در زمان‌های متفاوت به ترتیب ۱۵ و ۳۰ دقیقه متراکم کرده‌اند. مراحل انجام آزمایش‌ها در شکل ۱ نمایش داده شده است. خواص مواد اولیه نیز در جدول ۱ و شرایط پرس داغ برای رسیدن به بیشترین چگالی در جدول ۲ ذکر شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، پودرهای بسیار ریز در حدود ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد کمتر از پودرهای با ابعاد زیر میکرون متراکم شده‌اند؛ زیرا مشخصات پودر اولیه تأثیر چشم‌گیری بر خواص سینترپذیری پودر کاربید سیلیسیم دارد [۲۷-۲۸]. همچنین نانوسرامیک‌های ریزدانه با میانگین اندازه دانه ۱۱۰ و ۵۱۰ نانومتر به ترتیب از پودرهای F و S حاصل شده‌اند که در شکل ۲ نشان داده شده است. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود این دانشمندان توانسته‌اند قطعات کاربید سیلیسیم با اندازه دانه کمتر از ۱ میکرومتر تولید کنند. علت این پدیده کاهش نیروی محرکه رشد دانه است. زیرا مقدار فاز انتقالی در حین سینتر در این پژوهش بین ۴ تا ۵ درصد گزارش شده که در مقایسه با نتایج سایر تحقیقات انجام شده بسیار کمتر است و این امر نشان‌دهنده کاهش نیروی محرکه رشد دانه می‌باشد. کیم و همکاران (۲۰۰۶) نیز سینترپذیری نانوپودرهای β -SiC را به روش پرس داغ در محدوده دمایی ۱۷۰۰ تا ۱۸۵۰

جدول ۱. خصوصیات مواد اولیه [۶]

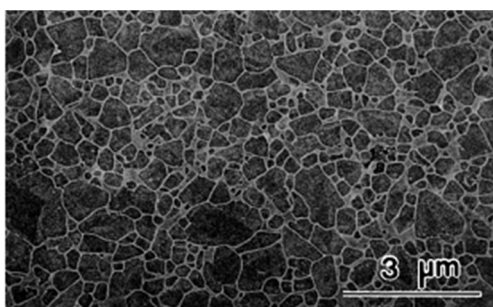
S	F	پودر
۲۸۰	۹۰	میانگین اندازه ذره (نانومتر)
۹۷	۹۸	مقدار β (درصد وزنی)
۰/۱۸	۱	مقدار اکسیژن (درصد وزنی)
۰/۱۶	۱/۸۸	کربن آزاد (درصد وزنی)

جدول ۲. شرایط تولید و خواص مواد سینتر شده [۶]

S	F	پودر
۱۹۰۰	۱۷۵۰	دمای پرس داغ (سانتی‌گراد)
۳۰	۱۵	زمان (دقیقه)
۹۹	۹۷/۲	دانسیته نسبی (درصد)
۲۰۰	۷۰	میانگین اندازه دانه (نانومتر)



(الف)

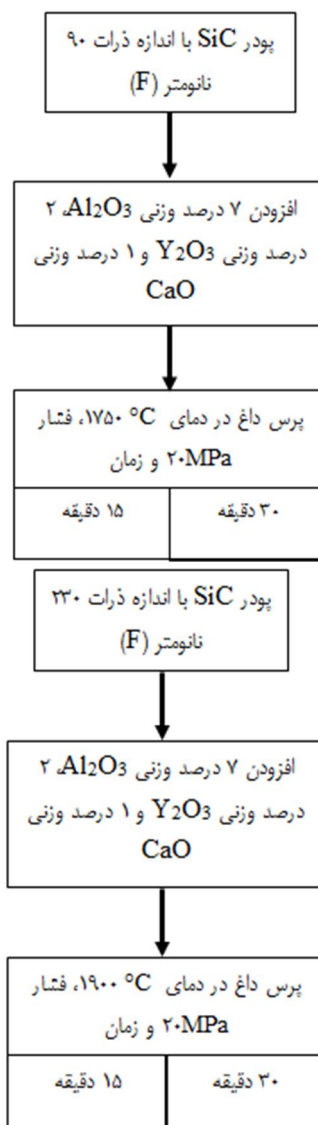


(ب)

شکل ۲. ریزساختار مواد سینتر شده از پودرهای الف (F) و ب (S) [۶]

شکل ۴ تغییرات چگالی نمونه‌های سینتر شده را بر حسب دماهای مختلف نمایش می‌دهد. همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود، بیشترین چگالی در پودرهای A و D در دمای ۱۸۰۰ درجه سانتی‌گراد حاصل شده و پس از آن تغییری مشاهده نشده است. در مقابل در پودرهای B و C بیشترین چگالی در دمای ۱۸۵۰ درجه سانتی‌گراد به دست آمده که افزایش اندکی در بالاتر از ۱۷۵۰ درجه نیز رخ داده است. نانو پودرهای کاربید سیلیسیم تجاری با استفاده از پرس داغ به سختی به چگالی نسبی

درجه سانتی‌گراد در اتمسفر آرگون به مدت ۳۰ دقیقه و تحت فشار ۲۵ مگاپاسکال مورد بررسی قرار داده‌اند [۲۵]. این محققان قابلیت سینتر کردن سه نوع نانو پودر کاربید سیلیسیم تجاری (پودرهای A، B و C) و یک نانو پودر کاربید سیلیسیم (پودر D) را که روی آن عملیات حذف کربن آزاد در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد و در ادامه غوطه‌ور کردن پودرها در مخلوط HF برای حذف SiO_2 بود را با استفاده از $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ به عنوان مواد افزودنی سینتر مورد مطالعه قرار داده‌اند. این چهار نوع پودر شامل ۹۰ درصد وزنی کاربید سیلیسیم، ۷ درصد وزنی Al_2O_3 ، ۲ درصد وزنی Y_2O_3 و ۱ درصد وزنی CaO بودند. خصوصیات پودرهای کاربید سیلیسیم اولیه در جدول ۳ و نمودارهای مراحل انجام آزمایش‌ها در شکل ۳ آورده شده است.



شکل ۱. نمودارهای مراحل انجام آزمایش‌ها

بالای ۹۵ درصد رسیدند. تأثیر ناخالصی‌های SiO_2 و کربن آزاد در پودرهای اولیه بر قابلیت سینتر کردن نانوپودرهای کاربید سیلیسیم مشابه با پودرهای SiC کمتر از میکرون بود. وجود کربن آزاد در مواد اولیه در حالت سینتر بدون فشار مفید است؛ زیرا کربن آزاد با SiO_2 موجود روی سطح کاربید سیلیسیم واکنش داده و موجب کاهش اثر مخرب آن می‌شود. در حالی که وجود کربن آزاد برای سینتر در حالت فاز مایع مفید نیست؛ زیرا در این حالت کربن تمایل دارد با افزودنی‌های اکسیدی واکنش دهد و این امر سبب می‌شود اولاً اثر افزودنی‌ها کمتر شود؛ ثانیاً با تولید گاز در چگالی

قطعات نهایی کاهش یابد. اگرچه مقدار بالای کربن آزاد و چگالی کم قطعه خام نانوپودرهای کاربید سیلیسیم تجاری منجر به سینتریپذیری ضعیف آنها شده است. کاهش مقدار کربن آزاد به وسیله اکسیداسیون و کنترل مقدار SiO_2 به وسیله عملیات اسیدشویی برای افزایش قابلیت سینتر کردن نانو پودرهای کاربید سیلیسیم در حین سینتر کردن در فاز مایع مؤثر بوده است. در نهایت نمونه‌های ساخته شده از پودر D بیشترین چگالی را داشته‌اند که به میزان حدود ۹۷ درصد چگالی تئوری بعد از سینتر در دمای ۱۸۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه بوده است [۲۵].

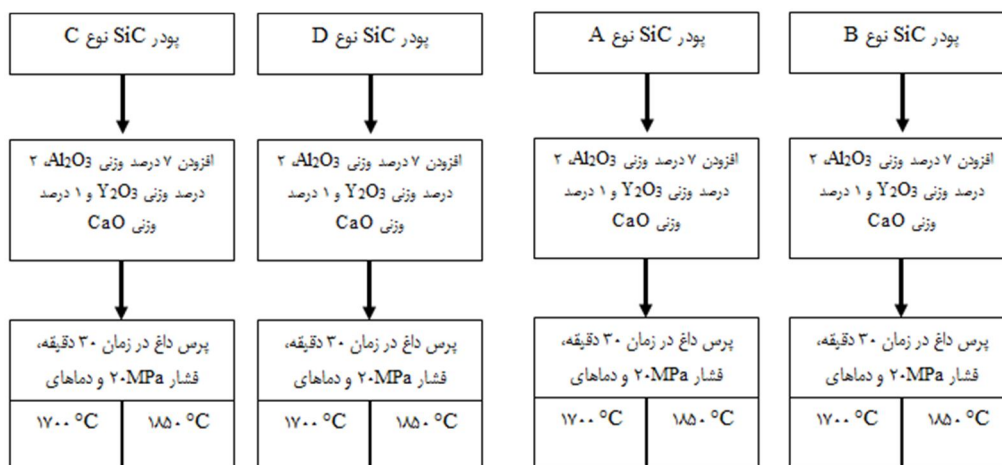
جدول ۳. خصوصیات پودرهای SiC اولیه [۲۵]

نام	میانگین اندازه ذره (نانومتر)	سطح ویژه (متر مربع بر گرم)	ناخالصی (درصد جرمی)		سازنده
			اکسیژن	کربن آزاد	
A	۳۰	۴۸	۰/۴۵	۳/۷۳	شرکت سیمان سامیتو - اساکا، ژاپن ^{۱۰}
B	۲۵	۷۱	۱/۳۰	۶/۹۲	شرکت انجمن فنی مواد ^{۱۱}
C	۲۰	۹۴	۱/۰۸	۶	شرکت مواد آمورف و نانو ساختار ^{۱۲}
D	۳۰	۵۲	۱/۸۳	۱/۷۵	پودر A اکسید شده و اسیدشویی شده

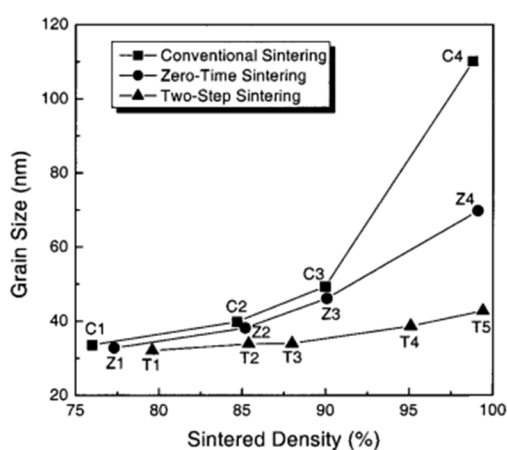
جدول ۴. برنامه سینتر در پژوهش کیم و همکاران [۱۴]

شرایط زینتر (دما/زمان نگهداری)	نمونه‌ها	روش زینتر
۸ h / ۱۵۰۰ °C	C1	زینتر رایج
۸ h / ۱۵۵۰ °C	C2	
۵ min / ۱۷۵۰ °C	C3	
۳۰ min / ۱۷۵۰ °C	C4	
۰ h / ۱۷۰۰ °C	Z1	زینتر تک مرحله‌ای
۰ h / ۱۷۵۰ °C	Z2	
۰ h / ۱۸۰۰ °C	Z3	
۰ h / ۱۸۵۰ °C	Z4	
۰ h / ۱۶۵۰ °C → ۸ h / ۱۵۰۰ °C	T1	زینتر دومرحله‌ای
۰ h / ۱۷۰۰ °C → ۸ h / ۱۵۰۰ °C	T2	
۰ h / ۱۷۰۰ °C → ۸ h / ۱۵۵۰ °C	T3	
۰ h / ۱۷۰۰ °C → ۸ h / ۱۵۵۰ °C	T4	
۰ h / ۱۷۵۰ °C → ۸ h / ۱۵۵۰ °C	T5	

طبق نتایج به دست آمده تقلیل وزن عمدتاً به واکنش در فصل مشترک میان دانه‌های SiC و فاز مرزدانه‌ای بستگی داشته است. لی و همکاران (۲۰۰۳) تهیه سرامیک‌های کاربید سیلیسیم متراکم با ساختار نانو را از طریق سینتر دومرحله‌ای مورد بررسی قرار داده‌اند [۱۴]. در این پژوهش، پودرهای β -SiC به همراه مواد افزودنی شامل ۷ درصد وزنی Al_2O_3 ، ۲ درصد وزنی Y_2O_3 و ۱ درصد وزنی CaO به مدت ۶ ساعت آسیاب شده و میانگین اندازه ذرات آن پس از آسیاب حدود ۲۰ نانومتر بوده است. نمونه‌های به دست آمده، در اتمسفر آرگون و تحت فشار ۲۰ مگاپاسکال با استفاده از برنامه‌های مختلف حرارت‌دهی که در جدول ۴ آورده شده است به روش پرس داغ سینتر شده‌اند.



شکل ۳. نمودارهای مراحل انجام آزمایش‌ها

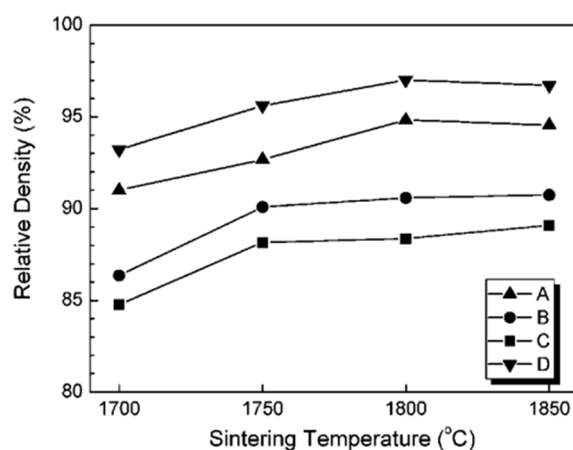


شکل ۴. منحنی‌های اندازه دانه - چگالی نمونه‌های SiC

سینتر شده به روش‌های مختلف (طبق جدول ۴) [۱۴]

سینتر دو مرحله‌ای، سرامیک‌های SiC کاملاً متراکم با ساختار نانو با اندازه دانه‌های نانومتری (نمونه T5) حاصل شده است. شکل ۶

ناگنو و همکارش (۲۰۰۰) تأثیر اتمسفر را بر کاهش وزن در β -SiC با میانگین اندازه دانه ۹۰ نانومتر در حین عملیات حرارتی مورد بررسی قرار داده‌اند [۱۱]. این محققان عملیات حرارتی را روی β -SiC با مواد افزودنی مختلف شامل ۷ درصد وزنی Al_2O_3 ، ۲ درصد وزنی Y_2O_3 و ۱ درصد وزنی CaO برای سینتر در محدوده دمایی ۱۶۰۰-۱۸۰۰ درجه سانتی‌گراد در هر دو اتمسفر گاز نیتروژن و آرگون با فشار ۳۰ مگاپاسکال و به مدت زمان ۴۰ دقیقه انجام داده‌اند. در نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای ۱۸۰۰ سانتی‌گراد در اتمسفر آرگون، کاهش وزن بیشتر از وزن کل مواد افزودنی سینتر گزارش شد. از طرف دیگر، کاهش وزن در اتمسفر نیتروژن از حدود یک سوم به نصف کاهش یافت.

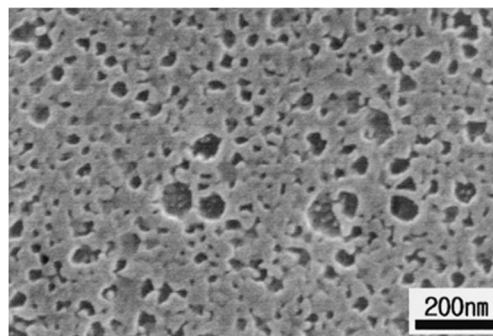


شکل ۵. چگالی سرامیک‌های SiC ساخته شده

از ۴ نوع نانو پودر اولیه (مطابق با جدول ۳) [۲۵]

در شکل ۵ منحنی‌های اندازه دانه - چگالی نمونه‌های مختلف نمایش داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با استفاده از

ریزساختار نمونه T5 را نشان می‌دهد. توزیع اندازه دانه در نمونه یکنواخت بوده و میانگین اندازه دانه ۴۳ نانومتر حاصل شده است. گفتنی است اندازه دانه‌های نمونه Z2 پس از سینتر در دمای ۱۷۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۰ ساعت ۳۸ نانومتر بوده و چگالی نسبی ۸۵ درصد به دست آمده است. بنابراین مشاهده می‌شود که در نمونه T5 با سینتر دومرحله‌ای در دمای ۱۵۵۰ درجه سانتی‌گراد، چگالی از ۸۵ درصد به ۹۹ درصد رسیده، در حالی که رشد دانه زیادی رخ نداده است. این نتایج بیانگر آن است که سینتر دومرحله‌ای که به وسیله چن^{۱۳} و همکارش [۲۹] توسعه یافته است، در سینتر فاز مایع نیز کاربرد دارد.



شکل ۶. ریزساختار نمونه T5 بعد از سینتر در دمای ۱۷۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۰ ساعت و سپس آتیل در دمای ۱۵۵۰ درجه برای ۸ ساعت [۱۴]

گو و همکاران (۲۰۰۳) ارزیابی دینامیکی فیلم‌های مرزدانه‌ای را در سرامیک SiC با ساختار بسیار ریز سینتر شده در فاز مایع مورد بررسی قرار داده‌اند [۲۶]. پودرهای بسیار ریزدانه β -SiC (میانگین اندازه ذرات ۹۰ نانومتر) با مواد افزودنی شامل ۷ درصد وزنی Al_2O_3 ، ۲ درصد وزنی Y_2O_3 و ۱ درصد وزنی CaO تحت فرایند پرس داغ در دمای ۱۷۵۰ درجه سانتی‌گراد در مدت زمان ۴۰ دقیقه و تحت فشار ۳۰ مگاپاسکال در اتمسفر آرگون قرار گرفتند. آنالیز طیف‌سنجی الکترونی با انرژی کم^{۱۴} نشان‌دهنده تغییر دینامیکی فیلم‌های مرزدانه‌ای در β -SiC سینتر شده در فاز مایع (Al_2O_3 - Y_2O_3 -CaO) بود که در هر دو حالت فشاری و کنششی تغییر فرم یافت. افزایش قابل توجه مقدار Al در فیلم‌های مرز دانه‌ای^{۱۵} مربوط به واشیشه‌ای شدن (تبلور شیشه)^{۱۶} کیسه‌های آمورف^{۱۷} (حفره‌های آمورف) برای تشکیل فاز $Al_5Y_3O_{12}$ (YAG) در حین هر دو تغییر فرم بوده است. این فرایند باعث آورده شدن Y به داخل کیسه‌ها و خارج کردن Al از کیسه‌ها شده است. همچنین Al اضافی برای تشکیل فیلم‌های

پایه آلومینا به داخل مرزدانه‌ها فشار داده شده است. درهم‌پختی^{۱۸} Al-Y بین فیلم‌های مرز دانه‌ای و کیسه‌ها مربوط به زمان تغییر فرم است که نشان‌دهنده نرخ درهم‌پختی محدود و ثابت است. این تغییر فیلم‌های مرزدانه‌ای نشان می‌دهد که فرایند دینامیکی، این نواحی مرزدانه‌ای و فازها را متعادل می‌کند. لغزش مرز دانه‌ای و درهم‌پختی میان نواحی بین‌دانه‌ای مکانیزم‌های معمول برای هر دو حالت تغییر شکل بوده است. شکست عمدتاً از تشکیل YAG ناشی شده است. همچنین چگالی تتوری در این پژوهش ۹۷/۲ درصد گزارش شده است. لی و همکاران (۲۰۰۶) تبلور (کریستالیزه شدن) مرزدانه‌ای در حین سرمایه‌گذاری در کوره را در سرامیک‌های α -SiC سینتر شده با افزودنی‌های Y_2O_3 - Al_2O_3 -CaO (AYC-SiC) مورد بررسی قرار داده‌اند [۲۳]. مخلوط پودرهای مورد استفاده شامل ۵/۷ درصد وزنی Al_2O_3 ، ۳/۳ درصد وزنی Y_2O_3 و ۱ درصد وزنی CaO بوده است. نمونه‌های به دست آمده تحت فرایند پرس داغ در دمای ۱۹۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴ ساعت و تحت فشار ۲۵ مگاپاسکال در اتمسفر آرگون قرار گرفته‌اند. نتایج نشان‌دهنده این است که فیلم‌های بین‌دانه‌ای و فازهای سه‌گانه بدون عملیات حرارتی بعد از سینتر به‌طور کامل متبلور شده‌اند. فیلم‌های بین‌دانه‌ای دارای رشد هم‌بافته گوناگون $(Al, Si)_2OC$ با ساختار وورتزیت^{۱۹} نوع 2H به همراه جانشینی جزئی^{۲۰} Al با Si هستند. جدایش Ca و Y در مرزهای دانه به وسیله EDS شناسایی شده است. از طرفی، ترکیب و ساختار فازهای سه‌گانه متفاوت از فیلم‌های بین‌دانه‌ای است که دارای ساختار هگزاگونال و رابطه‌های توپوتاکتیکی^{۲۱} با دانه‌های SiC است.

۳. نتیجه‌گیری

در این مقاله تلاش شده است تا اثر پارامترهای مختلف بر کیفیت سینتر و خواص مکانیکی کامپوزیت‌های SiC-AYC به روش پرس داغ مرور گردد. ساختار کاربید سیلیسیم مورد استفاده، نوع افزودنی و مقدار آن، اندازه ذرات و کیفیت پودرهای اولیه، اتمسفر محیط سینتر، فشار پرس و سیکل حرارتی از جمله مهم‌ترین عوامل اثرگذار بر این فرایند است. در این بین کاهش دمای سینتر و کنترل ریزساختار از جمله مهم‌ترین مزایای استفاده از کمک سینترها است که تاکنون توسط دانشمندان مختلف مورد بررسی قرار گرفته است. در بین کمک سینترهای مختلف، ترکیب Al_2O_3 ، Y_2O_3 و CaO با تشکیل مایع یوتکتیکی مکانیزم سینتر

مذاب شده و در نهایت به رشد دانه زیاد و کاهش برخی خواص مکانیکی منجر می‌شود. با استفاده از این ترکیب پودری، اتمسفر نیتروژن و سیکل حرارتی دومرحله‌ای می‌توان علاوه بر دستیابی به چگالی بالا، ریزساختاری مناسب نیز فراهم نمود. افزایش قابل توجه خواص مکانیکی نمونه‌های سینترشده در این شرایط در تحقیقات دانشمندان مختلفی مورد تأیید قرار گرفته است.

از فاز جامد را به سینتر فاز مایع تبدیل می‌کند و به این ترتیب دمای سینتر قطعات کاربید سیلیسیم را کاهش می‌دهد. مقادیر مواد اولیه نیز تأثیر چشم‌گیری بر خواص سینترپذیری پودر کاربید سیلیسیم دارد. نود درصد وزنی β -SiC، ۷ درصد وزنی Al_2O_3 ، ۲ درصد وزنی Y_2O_3 و ۱ درصد وزنی CaO ترکیبی است که بیشتر دانشمندان به‌عنوان مقادیر بهینه مورد استفاده قرار داده‌اند؛ زیرا استفاده از مقادیر بیشتر افزودنی موجب تشکیل بیش از اندازه فاز

۴. مآخذ

- [1] S. K. Lee, C. H. Kim, Effects of α -SiC versus β -SiC Starting Powders on Microstructure and Fracture Toughness of SiC Sintered with Al_2O_3 - Y_2O_3 Additives, *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 77, pp. 1655-1658, 1994.
- [2] H. Tanaka, H. N. Yoshimura, S. Otani, Y. Zhou, M. Toriyama, Influence of Silica and Aluminum Contents on Sintering of and Grain Growth in 6H-SiC Powders, *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 83, pp. 226-28, 2000.
- [3] J. H. Eom, Y. K. Seo, Y. W. Kim, Mechanical and Thermal Properties of Pressureless Sintered Silicon Carbide Ceramics with Alumina-Yttria-Calcia, *Journal of the American Ceramic Society*, 2016.
- [4] A. Ortiz, O. Borrero-López, M. Quadir, F. Guiberteau, A route for the pressureless liquid-phase sintering of SiC with low additive content for improved sliding-wear resistance, *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 32, pp. 965-973, 2012.
- [5] 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. 17398-17404, 2016.
- [6] M. Mitomo, Y.-W. Kim, H. Hirotsuru, Fabrication of silicon carbide nanoceramics, *Journal of materials research*, vol. 11, pp. 1601-1604, 1996.
- [7] Y. Shinoda, T. Nagano, H. Gu, F. Wakai, Superplasticity of silicon carbide, *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 82, pp. 2916-2918, 1999.
- [8] R. Vassen, D. Stöver, Processing and properties of nanograin silicon carbide, *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 82, pp. 2585-2593, 1999.
- [9] R. Vassen, A. Kaiser, J. Förster, H. Buchkremer, D. Stöver, Densification of ultrafine SiC powders, *Journal of materials science*, vol. 31, pp. 3623-3637, 1996.
- [10] S. M. Lee, T. W. Kim, H. J. Lim, C. Kim, Y. W. Kim, K. S. Lee, Mechanical properties and contact damages of nanostructured silicon carbide ceramics, *Journal of the Ceramic Society of Japan*, vol. 115, pp. 304-309, 2007.
- [11] T. Nagano, K. Kaneko, G. D. Zhan, M. Mitomo, Effect of atmosphere on weight loss in sintered silicon carbide during heat treatment, *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 83, pp. 2781-2787, 2000.
- [12] M. Ohyanagi, T. Yamamoto, H. Kitaura, Y. Koderu, T. Ishii, Z. A. Munir, Consolidation of nanostructured SiC with disorder-order transformation, *Scripta Materialia*, vol. 50, pp. 111-114, 2004.
- [13] N. Tamari, T. Tanaka, K. Tanaka, I. Kondoh, M. Kawahara, M. Tokita, Effect of spark plasma sintering on densification and mechanical properties of silicon carbide, *Nippon seramikkyu kyokai gakujiutsu ronbunshi*, vol. 103, pp. 740-742, 1995.
- [14] Y. I. Lee, Y. W. Kim, M. Mitomo, D. Y. Kim, Fabrication of Dense Nanostructured Silicon Carbide Ceramics through Two-Step Sintering, *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 86, pp. 1803-1805, 2003.
- [15] K. Wetzel, G. Rixecker, G. Kaiser, F. Aldinger, Preparation of dense nanocrystalline silicon carbide ceramics by sinter forging in the presence of a liquid phase, *Advanced Engineering Materials*, vol. 7, pp. 520-524, 2005.

- [16] M. Mitomo, H. Hirotsuru, H. Suematsu, T. Nishimura, Fine-Grained Silicon Nitride Ceramics Prepared from β -Powder, *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 78, pp. 211-214, 1995.
- [17] Z. Huang, D. Jia, Y. Zhou, Y. Wang, Effect of a new additive on mechanical properties of hot-pressed silicon carbide ceramics, *Materials research bulletin*, vol. 37, pp. 933-940, 2002.
- [18] 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.
- [19] 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.
- [20] P. Tatarko, Š. 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. 4771-4778, 2010.
- [21] 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.
- [22] T. Nagano, H. Gu, K. Kaneko, G. D. Zhan, M. Mitomo, Effect of Dynamic Microstructural Change on Deformation Behavior in Liquid-Phase-Sintered Silicon Carbide with Al₂O₃-Y₂O₃-CaO Additions, *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 84, pp. 2045-2050, 2001.
- [23] J.-H. Lee, D.-Y. Kim, Y.-W. Kim, Grain boundary crystallization during furnace cooling of α -SiC sintered with Y₂O₃-Al₂O₃-CaO, *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 26, pp. 1267-1272, 2006.
- [24] W. Kingery, H. Bowen, D. Uhlmann, *Introduction to ceramics*, Jhon Willey & Sons, 1976.
- [25] Y.-W. Kim, Y.-I. Lee, M. Mitomo, Sinterability of nano-sized silicon carbide powders, *Journal of the Ceramic Society of Japan*, vol. 114, pp. 681-685, 2006.
- [26] 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. 1753-1760, 2003.
- [27] W. Boecker, H. Landfermann, H. Hausner, The influence of powder characteristics on the sintering of α SiC, *Powder Metallurgy International*, vol. 13, pp. 37-39, 1981.
- [28] K. Young-Wook, M. Mitomo, L. June-Gunn, Influence of silica content on liquid phase sintering of silicon carbide with yttrium-aluminum garnet, *Journal of the Ceramic Society of Japan*, vol. 104, pp. 816-818, 1996.
- [29] I.-W. Chen, X.-H. Wang, Sintering dense nanocrystalline ceramics without final-stage grain growth, *Nature*, vol. 404, pp. 168-171, 2000.

پی نوشت

1. SiC
2. HIP
3. SPS
4. Mitomo
5. Kim
6. Nagano
7. Lee
8. Gu
9. Lee
10. Sumitomo – Osaka Cement Co.
11. Materials institute Tech. Inc.
12. Nanostructured & Amorphous Materials, Inc.
13. Chen
14. Spatially resolved electron energy-loss spectroscopy
15. Grain-boundry (GB) films
16. Devitrification
17. Pocket amorphous
18. Interdiffusion
19. wurtzite
20. Partial substitution
21. topotactic