

بهبود خواص مکانیکی و ریزساختار نانوکامپوزیت آلومینا / سیلیکون کاربید به روش فرآیند سینتر چند مرحله‌ای

محمدرضا خادم‌الحسینی^۱، سیدسعید میرزایی^{۲*}، داود قهرمانی^۲ و صاحبعلی منافی^۳

۱- دانشگاه آزاد اسلامی، واحد میبد، گروه سرامیک، میبد، ایران

۲- پژوهشگاه مواد و انرژی، پژوهشکده سرامیک

۳- دانشگاه آزاد اسلامی، واحد شاهرود، گروه مهندسی مواد، شاهرود، ایران

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۰/۰۷/۱۹، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۰/۰۸/۱۰، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۰/۰۹/۲۸

چکیده

در پژوهش حاضر، تاثیر افزودن فاز تقویت کننده سیلیکون کاربید و همچنین شرایط متفاوت گرمادهی در هنگام فرآیند سینتر کردن بر استحکام مکانیکی و سختی کامپوزیت آلومینا-سیلیکون کاربید بررسی شده است. نتایج بدست آمده بیانگر این مطلب است که افزودن سیلیکون کاربید برخلاف کاهش روند تراکم و چگالی، منجر به افزایش سختی و استحکام کامپوزیت حاصله در مقایسه با زمینه می‌شود. همچنین سینتر کردن کامپوزیت در طی مراحل متعدد تا رسیدن به دمای نهایی یکسان، منجر به افزایش چگالی قطعات می‌شود و در نتیجه آن سختی و استحکام مکانیکی کامپوزیت نیز افزایش می‌یابد. روند بهبود خواص مکانیکی دارای بهینه درصد فاز تقویت کننده می‌باشد. از همین رو این افزایش تا ۵ و ۱۰ درصد وزنی سیلیکون کاربید به ترتیب بهینه حالت برای سختی و استحکام خمشی کامپوزیت می‌باشد و از آن به بعد روند بهبود این خواص نزولی می‌شود.

واژه‌های کلیدی: نانوکامپوزیت، آلومینا، سیلیکون کاربید، استحکام خمشی، سختی.

۱- مقدمه

پیشرفته محدود کرده است [۱]. در طول دو دهه گذشته، تلاش‌های زیادی برای بهبود استحکام و چقرمگی مواد سرامیکی انجام گرفته است. بویژه پس از نیهارا و همکارانش که خواص مکانیکی آلومینای یکپارچه را با افزودن ۵٪ نانوذرات سیلیکون کاربید به ماتریس آلومینایی به طور چشمگیری افزایش دادند [۲-۵]. چندین مکانیسم استحکام بخشی / چقرمه شدن به منظور توضیح این بهبود پیشنهاد شده است که از جمله آنها می‌توان کاهش تعداد و اندازه عیوب ناشی از فرآیند، تنش‌های باقیمانده به علت

سرامیک‌های ساختاری از جمله آلومینا خواص عالی از جمله مقاومت حرارتی بالا، پایداری شیمیایی خوب و استحکام مکانیکی متوسط به بالا از خود به نمایش می‌گذارند. با این حال، از آنجا که حرکت نابجایی‌ها به دلیل پیوندهای یونی/کووالنت این مواد محدود است، چقرمگی شکست آنها کم است. شکنندگی و تحمل ضعیف این مواد کاربردهای آنها را به عنوان مواد مهندسی

* عهده‌دار مکاتبات: سیدسعید میرزایی

نشانی: کرج، مشکین دشت، پژوهشگاه مواد و انرژی

تلفن: ۰۲۶۳-۶۲۸۰۰۴۶، دورنگار: ۰۲۶۳-۶۲۸۰۰۴۶، پست الکترونیکی: mirzaee@merc.ac.ir

نانوکامپوزیتی به منظور ارتقاء چقرمگی شکست و بهبود استحکام موثر باشد [۲۳-۱۵]. دو نوع ریزساختار نانوکامپوزیتی توسط نیهارا توصیف شده است: (۱) ریزساختار "نانو-نانو" و یا پراکندگی دو فاز نانومتری در یکدیگر؛ (۲) ریزساختار "میکرو-نانو" و یا پراکندگی ذرات ریز در یک ماتریس میکرومتری. در حالیکه برخی از مطالعات قبلی، تاکید دارند که ذرات میکرومتری برای چقرمگی کامپوزیت‌های سرامیکی هنوز هم در اولویت قرار دارند [۲۴، ۱۵]. در این مورد نانو ساختار بین دانه‌ای نیز می‌تواند تشکیل شود [۲۲]. اخیرا اثر اندازه دانه بر خواص کامپوزیت آلومینا-سیلیکون کاربرد به طور کامل مورد مطالعه قرار گرفته است [۲۷-۲۵]. جهت ارتقاء کاربرد این مواد پیشرفته، یک مطالعه جامع باید به بررسی ترکیب مواد، تکنیک‌های فرآیند، مکانیسم تقویت و چقرمگی و خواص پس از آن بپردازد. مطالعات زیادی بر ساخت نانوکامپوزیت‌های آلومینا-سیلیکون کاربرد انجام شده است [۲۸-۳۲]. بورسا و همکاران [۲۸] نانوکامپوزیت آلومینا-۵ درصد وزنی سیلیکون کاربرد با فرآیند سینتر بدون فشار را تا حداکثر چگالی نسبی حدود ۹۵٪، ژائو و همکاران [۲۹] نیز نانوکامپوزیت آلومینا-۵ درصد حجمی سیلیکون کاربرد تا چگالی نسبی ۹۸/۳٪ و آنیا و رابرتز [۳۰] نیز نانوکامپوزیت‌های آلومینا-سیلیکون کاربرد تا ۱۵ درصد حجمی را تا چگالی نسبی بیش از ۹۹/۶٪ را توسط فرآیند بدون فشار سینتر کرده‌اند. با این حال، بهبود استحکام در شرایط سینتر بدون فشار این کامپوزیت‌ها گزارش نشده است. در کار حاضر نانوکامپوزیت آلومینا-نانوسیلیکون کاربرد به روش سینتر معمولی بدون فشار تهیه شده است و اثر افزودن سیلیکون کاربرد بر استحکام و سختی زمینه آلومینایی بررسی شده است.

۲- فعالیت‌های تجربی

۲-۱- مواد اولیه

مواد اولیه مورد استفاده در این کار آلومینا MR70 (محصول شرکت Martinswerk آلمان، با میانگین اندازه دانه ۰/۸-۰/۵ میکرومتر) و سیلیکون کاربرد نانومتری

عدم تطابق انبساط حرارتی بین ماتریس‌های آلومینایی و ذرات سیلیکون کاربرد، انحراف، پل زدن و انشعاب ترک، اثر میخکوب کنندگی ذرات سیلیکون کاربرد و کاهش اندازه دانه ماتریس را نام برد [۹-۶]. با این حال، حضور ذرات سیلیکون کاربرد در ماتریس دارای اثر منفی بر چگالی نهایی ماتریس آلومینایی سینتر شده در مقایسه با آلومینای خالص دارد، نانوکامپوزیت‌های آلومینا-سیلیکون کاربرد پس از فرآیند سینتر مشابه به علت داشتن خواص تراکمی ضعیف‌تر، دارای چگالی کمتری هستند که می‌تواند تاثیر منفی بر خواص مکانیکی داشته باشد [۱۰، ۱۱]. به نظر می‌رسد که افزودن اکسید منیزیم تا ۱۰۰۰ ppm در کامپوزیت آلومینا-سیلیکون کاربرد برای رسیدن به چگالی بالاتر و غلبه بر اثرات ممانعت‌کنندگی ذرات سیلیکون کاربرد در ماتریس کمک می‌کند.

کاهش تحرک مرزدانه، افزایش نفوذ سطحی، افزایش تحرک حفرات و افزایش نرخ تراکم با افزایش نفوذ شبکه‌ای و مرزدانه‌ای، برخی از مکانیسم‌های افزایش چگالی نسبی نهایی در کامپوزیت آلومینا-سیلیکون کاربرد با حضور اکسید منیزیم است [۱۱]. با این حال گزارش شده است هنگامی که کسر حجمی ذرات سیلیکون کاربرد کمتر از ۲٪ باشد، عملکرد ناخالصی‌های اضافه شده به سیستم توسط ذرات سیلیکون کاربرد به عنوان کمک سینتر [۱۲] و کنترل رشد دانه می‌تواند بر اثر منفی ذرات سیلیکون کاربرد غلبه کرده و منجر به بهبود اندکی در چگالی نسبی شود [۱۳]. علاوه بر این، با اضافه کردن کسر حجمی فاز دوم، سیلیکون کاربرد، امکان تشکیل خوشه‌ها و توزیع بد نانوذرات بالا می‌رود، که می‌تواند خواص مکانیکی نهایی مواد را کاهش دهد. یکی دیگر از عوامل تاثیرگذار بر خواص مکانیکی کامپوزیت، واکنش‌های شیمیایی مربوط به سیلیکون کاربرد است که در نهایت منجر به کاهش مقدار آن در ماتریس می‌شود [۱۴].

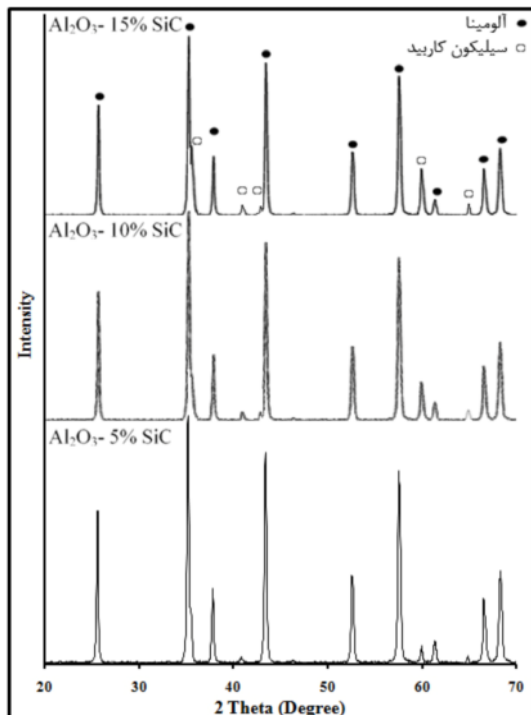
از زمانی که اولین بار مفهوم "نانوکامپوزیت‌های سرامیکی" توسط نیهارا [۵-۲] در سال ۱۹۹۱ معرفی شد، محققان زیادی برای بهبود ساختار و عملکرد این نوع مواد تلاش‌های زیادی کردند. آنها دریافتند که افزودن یک یا چند جزء به زمینه به شکل ماتریس سرامیکی

منظور شناسایی فازهای موجود در کامپوزیت بدست آمده از دستگاه XRD ساخت شرکت Philips مدل PW3710 استفاده شد. بررسی ریزساختاری کامپوزیت نیز توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی ساخت شرکت Oxford مدل Stereo Scan S360 صورت پذیرفت. سختی نمونه‌ها نیز توسط دستگاه میکروسختی ساخت شرکت Akashi مدل MVK-H21 اندازه‌گیری شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- نتایج XRD کامپوزیت تهیه شده

الگوی پراش پرتو ایکس کامپوزیت آلومینا-سیلیکون کاربید سینتر شده در دمای 1600°C در شکل ۱ نشان داده شده است. همانطور که در این شکل مشاهده می‌شود، حضور پیک‌های مشخصه سیلیکون کاربید تا دمای 1600°C ، نشان دهنده عدم اکسیداسیون این فاز است و مشخص می‌شود که شرایط احیایی فرآیند سینتر برای جلوگیری از اکسیداسیون سیلیکون کاربید مناسب بوده است. در نمونه کامپوزیت حاوی ۵ درصد سیلیکون کاربید، برای تشخیص پیک‌های سیلیکون کاربید از سرعت روبش پایین (Low Scan Rate) استفاده شد.



شکل ۱: الگوی پراش پرتو ایکس کامپوزیت آلومینا-سیلیکون کاربید.

(محصول شرکت PlasmaChem GmbH آلمان، میانگین اندازه دانه ۴۰ نانومتر) می‌باشد.

۳-۲- تهیه کامپوزیت

جهت تهیه کامپوزیت ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد وزنی سیلیکون کاربید به همراه آلومینا توزین شده و به منظور همگن شدن هر چه بیشتر مواد اولیه، سوسپانسیونی از مخلوط پودری کامپوزیت در محیط اتانول به مدت ۲۴ ساعت بالمیل تر شد. در نهایت سوسپانسیون بدست آمده جهت خشک کردن و خروج اتانول روی همزن مغناطیسی با دمای 50°C قرار گرفت. پودر کامپوزیت بدست آمده در این مرحله به صورت قرص با قطر ۱ cm جهت بررسی ریزساختار و تعیین سختی تحت پرس تک محوره با فشار ۱۸۰ مگاپاسکال قرار گرفت. نمونه‌های بدست آمده جهت انجام فرآیند سینتر در دماهای ۱۲۰۰، ۱۳۵۰، ۱۵۰۰ و 1600°C قرار گرفت.

۳-۲- فرآیند سینتر کردن

فرآیند سینتر در کار حاضر با شرایط مختلفی انجام شد که در جدول ۱ نشان داده شده است. در هر حال دمای 1600°C به عنوان دمای نهایی فرآیند سینتر در نظر گرفته شد. نمونه‌ها در هر دما به مدت ۲ ساعت نگهداری می‌شود تا دمای سرتاسر نمونه یکسان شود و در آن دما سینتر شود. برای جلوگیری از اکسید شدن سیلیکون کاربید و ایجاد شرایط احیایی، نمونه‌ها در بستری از گرافیت وارد کوره شدند. نرخ گرمایش در تمامی حالات $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ می‌باشد.

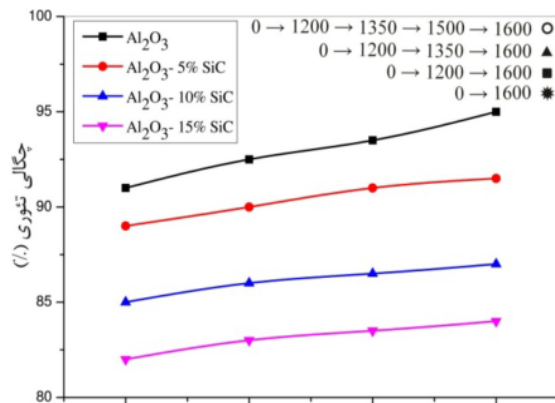
جدول ۱: شرایط مختلف سینتر کامپوزیت آلومینا-سیلیکون کاربید.

رژیم	دماهای سینتر (درجه سانتیگراد)
(۱)	$0 \rightarrow 1600$
(۲)	$0 \rightarrow 1200 \rightarrow 1600$
(۳)	$0 \rightarrow 1200 \rightarrow 1350 \rightarrow 1600$
(۴)	$0 \rightarrow 1200 \rightarrow 1350 \rightarrow 1500 \rightarrow 1600$

۳-۲- بررسی ویژگی‌های کامپوزیت

تعیین چگالی نمونه‌ها به روش غوطه‌وری (ارشمیدس) با ۵ و ۲۴ ساعت ماندگاری در آب جوش محاسبه شده و به

نمودار شرایط مختلف سینتر کردن بر حسب چگالی در شکل ۳ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود با افزایش مراحل گرمادهی، چگالی نمونه‌ها افزایش یافته است.

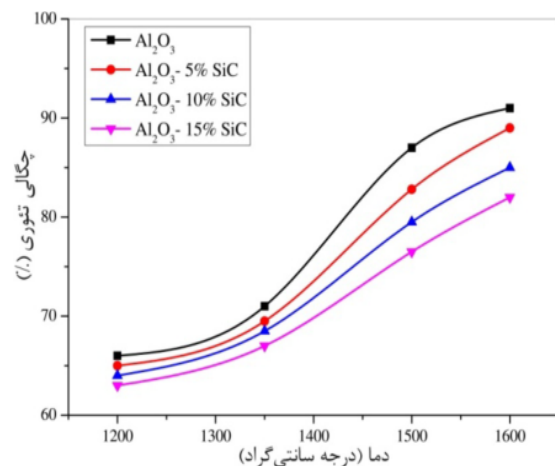


شکل ۳: اثر شرایط سینتر کردن بر چگالی کامپوزیت آلومینا-سیلیکون کاربرد و مقایسه آن با آلومینای خالص.

همانطور که در شکل ۳ مشاهده می‌شود، افزایش چگالی نمونه‌ها با تغییر شرایط سینتر کردن ناشی از درشت شدن ابتدایی (Precoarsening) کم (در مرحله ابتدایی فرآیند سینتر) است که می‌تواند یکپارچگی (Homogeneity) ریزساختار سیستم پودری را بهبود بخشد و برای تراکم و کنترل ریزساختار در هنگام سینتر ثانویه مفید می‌باشد. در فرآیند سینتر ثانویه، ریزساختار یکپارچگی بیشتری پیدا می‌کند که منجر به چگالی نهایی بالاتر، میانگین اندازه دانه کوچک‌تر و توزیع اندازه دانه باریک‌تر می‌شود. در هنگام مرحله درشت شدن ابتدایی، درشت شدن با نفوذ سطحی، انتقال بخار (Vapor Transport) و یا ترکیب این دو مکانیسم منجر به ریزساختار یکپارچه توسط فرآیند رشد استوالد (Ostwald ripening) می‌شود. افزایش تشکیل گردنه در هنگام درشت شدن ابتدایی همچنین یک ساختار متراکم قوی تشکیل می‌دهد که توانایی بهتری برای جلوگیری از تراکم غیریکنواخت (Differential Densification) دارد. ترکیب ریزساختار یکپارچه‌تر و ساختار متراکم قوی‌تر در مرحله درشت شدن ابتدایی دلیل اصلی ایجاد ریزساختار متناسب در مرحله بعدی فرآیند سینتر می‌باشد [۳۶، ۳۷].

۲-۳- اثر فرآیند سینتر کردن بر چگالی کامپوزیت

نمودار چگالی بر حسب دمای سینتر کردن برای نمونه‌های کامپوزیت آلومینا-سیلیکون کاربرد در شکل ۲ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود با افزایش دمای سینتر کردن، چگالی نمونه‌ها افزایش پیدا کرده است. همچنین مشاهده می‌شود که چگالی نمونه‌های کامپوزیتی در مقایسه با آلومینای خالص کمتر و روند رشد به نسبت آهسته‌تری دارد. این کاهش چگالی نمونه‌ها با حضور سیلیکون کاربرد به دلیل مشکل‌تر شدن تراکم در حضور این فاز است زیرا افزودن فاز تقویت‌کننده روند انقباض و تراکم را کند می‌کند [۳۳، ۳۴].

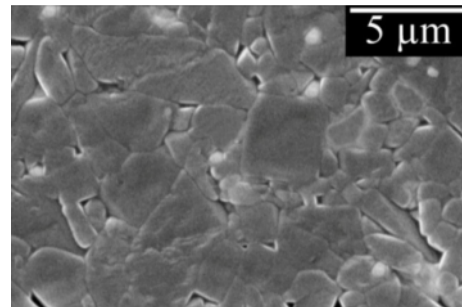


شکل ۴: نمودار چگالی بر حسب دمای سینتر کردن کامپوزیت آلومینا-سیلیکون کاربرد و مقایسه آن با آلومینای خالص.

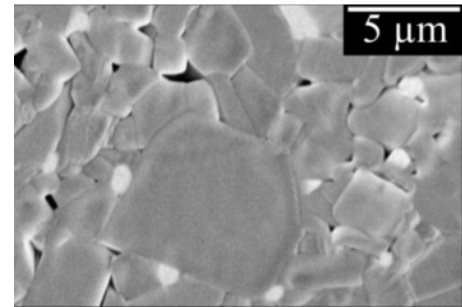
با توجه به شکل ۲ مشاهده می‌شود که با افزایش دما، چگالی افزایش پیدا می‌کند. این افزایش تا دمای ۱۵۰۰ °C قابل ملاحظه است اما افزایش بیشتر دما تاثیر چندانی بر افزایش چگالی نمونه‌ها ندارد. هاینس (Anne. P. Hynes) و همکاران علت این موضوع را برای اکسید روی به صورت پدیده‌ای به نام درشت شدن ساختار (Microstructural coarsening) گزارش کرده‌اند که شامل رشد دانه و حفره است. همراه شدن این پدیده با چگالش سبب می‌شود که چگالش با سرعت کمتری ادامه یابد و لذا در دمای بالاتر از ۱۵۰۰ °C پدیده درشت شدن ساختار غالب می‌شود و یک کاهش قابل توجه در سرعت چگالش به سیستم تحمیل می‌کند [۳۵].

۳-۳- بررسی SEM کامپوزیت آلومینا- سیلیکون کاربید

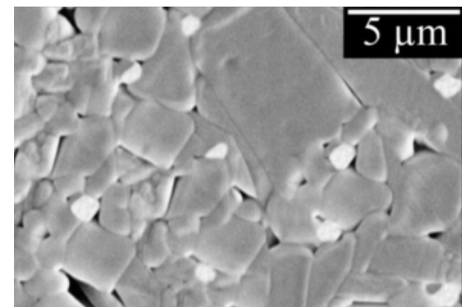
شکل ۴ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مربوط به اثر شرایط سینتر کردن بر ریزساختار کامپوزیت آلومینا- ۵ درصد وزنی سیلیکون کاربید را نشان می‌دهد.



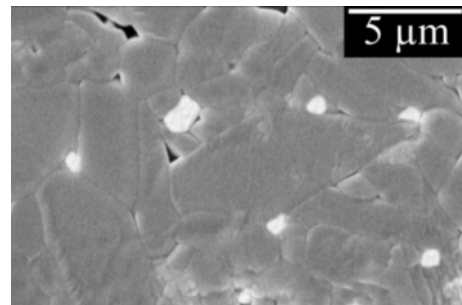
(الف) $1600 \rightarrow 0, \rho = 0.89$



(ب) $1600 \rightarrow 12, \rho = 0.90$



(ج) $1600 \rightarrow 13.5, \rho = 0.91$



(د) $1600 \rightarrow 15, \rho = 0.915$

شکل ۴: تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مربوط به اثر شرایط سینتر کردن بر نمونه‌های کامپوزیتی آلومینا- ۵ درصد وزنی سیلیکون کاربید (دانه‌های سفید سیلیکون کاربید می‌باشد).

همانطور که در هر تصویر مشاهده می‌شود، علیرغم افزایش اندازه ماکزیمم اندازه دانه (در برخی موارد کاهش مینیمم اندازه دانه)، با این وجود کاهش انحراف معیار اندازه دانه‌ها نشان دهنده کاهش محدوده تغییرات اندازه دانه است که در نتیجه درشت شدن ریزساختار است که در بخش افزایش چگالی به طور کامل شرح داده شده است.

۳-۴- خواص مکانیکی

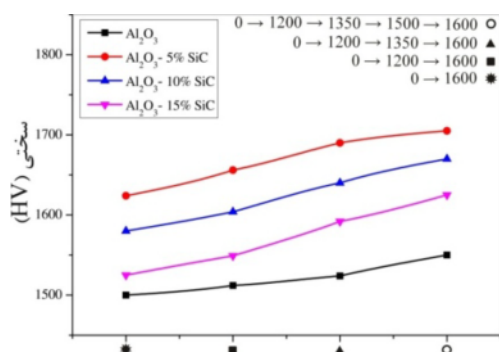
۳-۴-۱- استحکام خمشی سه نقطه‌ای

در شکل ۵ تغییرات استحکام خمشی بر حسب دمای سینتر کردن و همچنین اثر درصد وزنی سیلیکون کاربید نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، استحکام خمشی کامپوزیت با افزایش دمای سینتر کردن افزایش می‌یابد. در دماهای بالاتر این افزایش سرعت کمتری از خود نشان می‌دهد که می‌توان این مطلب را به رشد افراطی دانه‌ها نسبت داد [۳۸].

همچنین با افزایش درصد وزنی سیلیکون کاربید تا ۱۰ درصد وزنی، استحکام خمشی روند افزایشی داشته و پس از اضافه کردن درصد بیشتر استحکام خمشی کاهش می‌یابد. روند مشابه این سیستم که نشان‌دهنده یک محدودیت در استفاده از درصد مناسب فاز دوم در کامپوزیت‌ها است، در سایر منابع نیز مشاهده شده است [۳۹]. این محدودیت ممکن است به دلیل توزیع نامناسب کسر وزنی ذرات فاز دوم سیلیکون کاربید بیش از ۱۰ درصد وزنی باشد. افزایش قابل ملاحظه استحکام خمشی کامپوزیت در مقایسه با نمونه‌های آلومینا می‌تواند توسط تنش‌های باقیمانده در کامپوزیت به علت تفاوت انبساط حرارتی سیلیکون کاربید و آلومینا توضیح داده شود. هنگامی که کامپوزیت‌ها پس از سینتر کردن سرد می‌شوند، تنش‌های باقیمانده در ماتریس القا می‌شود. تنش‌های باقیمانده می‌تواند باعث شکل‌گیری میکروترک‌ها شود که می‌تواند منجر به انشعاب ترک و آزاد شدن تنش در نزدیکی نوک ترک در کامپوزیت شود. اثر میخکوب کنندگی سیلیکون کاربید و انحراف ترک نیز به منظور کمک به تقویت و افزایش خواص مکانیکی کامپوزیت آلومینا- سیلیکون کاربید نیز در نظر گرفته شده است [۴۰-۴۲].

سیلیکون کاربید به ترتیب $۸/۸۵ \times ۱۰^{-۶}$ و $۴/۷ \times ۱۰^{-۶}$ °C/°C ویرکز به تنش‌های تا دمای ۱۶۰۰ °C باشد. زیرا سختی ویکرز به تنش‌های داخلی باقیمانده بسیار حساس است [۴۳]. همانطور که مشاهده می‌شود، سختی ویکرز تمام نمونه‌ها به طور متوسط بالاتر از نمونه آلومینایی است که مطابق با نتایج بدست آمده توسط کو و همکاران است [۴۴]. تاثیر شرایط سینتر کردن بر سختی نمونه‌های کامپوزیتی در شکل ۷ نشان داده شده است.

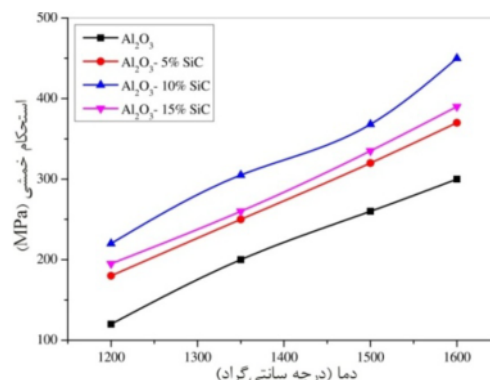
همانطور که در شکل مشاهده می‌شود، با تغییر فرآیند سینتر از حالت ۱ به حالت ۴، با افزایش مراحل سینتر، نیز سختی کامپوزیت افزایش می‌یابد که با توجه به توضیحات ارائه شده در بخش تاثیر شرایط سینتر کردن بر چگالی، قابل توجه و هم‌راستا با افزایش چگالی نمونه‌ها می‌باشد.



شکل ۷: اثر شرایط سینتر کردن بر سختی کامپوزیت آلومینا-سیلیکون کاربید و مقایسه آن با آلومینای خالص.

۴- نتیجه‌گیری

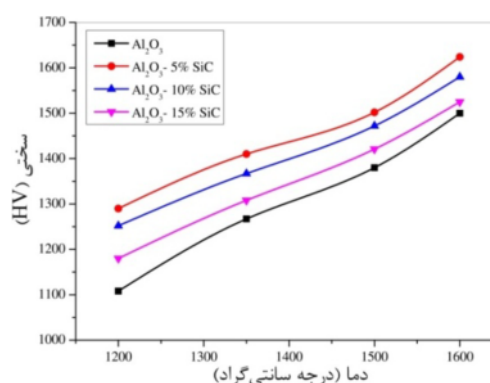
خواص مکانیکی و ریزساختار کامپوزیت آلومینایی با استفاده از درصدهای سیلیکون کاربید نانومتری بررسی شد. نتایج بدست آمده نشان می‌دهد که افزودن فاز ثانویه جهت بهبود خواص مکانیکی ماتریس آلومینایی دارای یک مقدار بهینه می‌باشد که این درصد در موارد مختلف ممکن است متفاوت باشد. استحکام خمشی کامپوزیت، تا ۱۰ درصد وزنی سیلیکون کاربید روند صعودی داشته و پس از آن نزول می‌کند که می‌تواند به دلیل توزیع نامناسب ذرات فاز دوم باشد. در مورد سختی نیز افزودن سیلیکون کاربید بیش از ۵ درصد وزنی به دلیل وجود تنش‌های داخلی ناشی از عدم تطابق انبساط حرارتی بین آلومینا و سیلیکون کاربید (ضریب انبساط حرارتی آلومینا و



شکل ۵: استحکام خمشی کامپوزیت آلومینا-سیلیکون کاربید بر حسب دمای سینتر کردن و مقایسه آن با آلومینای خالص.

۳-۴-۲- سختی

سختی نمونه‌های کامپوزیتی آلومینا-سیلیکون کاربید اندازه‌گیری شده به روش ویکرز بر حسب دمای سینتر کردن آنها و درصد سیلیکون کاربید در شکل ۶ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، برخلاف کاهش چگالی نمونه‌ها، با افزودن سیلیکون کاربید به آلومینا (تا ۵ درصد وزنی)، سختی نمونه‌ها افزایش می‌یابد که به دلیل حضور فاز تقویت‌کننده می‌باشد و در واقع پخش شدن فاز با سختی بالای سیلیکون کاربید در زمینه آلومینا بر کاهش چگالی ناشی از آن غلبه می‌کند. اما این افزایش سختی با افزایش درصد سیلیکون کاربید کاهش می‌یابد (البته تا ۱۵ درصد وزنی نیز سختی آن بیشتر از آلومینای خالص می‌باشد).



شکل ۶: سختی کامپوزیت آلومینا-سیلیکون کاربید بر حسب دمای سینتر کردن و مقایسه آن با آلومینای خالص.

این کاهش سختی ممکن است به علت وجود تنش‌های داخلی ناشی از عدم تطابق انبساط حرارتی بین آلومینا و سیلیکون کاربید (ضریب انبساط حرارتی آلومینا و

مراجع

- [22] C.H. Xu, D.M. Sun, *Materials Science and Engineering A*, **491**, 2008, 338.
- [23] H. Awaji, S.M. Choi, E. Yagi, *Mechanics of Materials*, **34**, 2002, 411.
- [24] Y.Y. Li, J.Z. Cui, *Composites Science and Technology*, **65**, 2005, 1447.
- [25] M. Belmonte, M.I. Nieto, M.I. Osendi, P. Miranzo, *Journal of the European Ceramic Society*, **26**, 2006, 1273.
- [26] L. Carroll, M. Sternitzke, B. Derby, *Acta Materialia*, **44**, 1996, 4543.
- [27] X.Y. Teng, H.L. Liu, C.Z. Huang, *Materials Science and Engineering A*, **452**, 2007, 545.
- [28] C.E. Borsa, S. Jiao, R.I. Todd, R.J. Brook, *Journal of Microscopy*, **177**, 1995, 305.
- [29] J. Zhao, L.C. Stearns, M.P. Harmer, H.M. Chan, G.A. Miller, R.F. Cook, *Journal of the American Ceramic Society*, **76**, 1993, 503.
- [30] C.C. Anya, S.G. Roberts, *Journal of the European Ceramic Society*, **17**, 1997, 565.
- [31] F.D. Genua, V.M. Sglavo, *Procedia Engineering*, **10**, 2011, 2621.
- [32] D. Galusek, R. Riedel, "Innovative Processing and Synthesis of Ceramics, Glasses and Composites", 2012.
- [33] Z. Zhang, Y. Huang, L. Zheng, Z. Jiang, *Journal of the American Ceramic Society*, **79**, 1996, 2770.
- [34] S. Ananthakumar, K. Prabhakaran, U. Hareesh, P. Manobar, K. Warriar, *Mater. Chemical Physics*, **85**, 2004, 151.
- [35] A.P. Hynes, R.H. Doremus, R.W. Siegel, *Journal of the American Ceramic Society*, **85**, 2002, 1979.
- [36] F.J. Lin, L.C. Jonghe, *Journal of the American Ceramic Society*, **80**, 1997, 2269.
- [37] M.Y. Chu, L.C. Jonghe, M.K. Lin, F.J. Lin, *Journal of the American Ceramic Society*, **74**, 1991, 2902.
- [38] R.M. Jones, "Mechanics of composite materials", 2nd edition, Taylor and Francis, 1999.
- [39] S.A. Meguid, Y. Sun, *Materials and Design*, **25**, 2004, 289.
- [40] Z. Wang, S. Wang, X. Zhang, P. Hu, W. Han, C. Hong, *Journal of Alloys and Compounds*, **484**, 2009, 390.
- [41] X.H. Zhang, Z. Wang, P. Hu, W.B. Han, C.Q. Hong, *Scripta Materialia*, **61**, 2009, 809.
- [42] X. Zhang, Z. Wang, X. Sun, W. Han, C. Hong, *Materials Letter*, **62**, 2008, 4360.
- [43] Y. Wan, J. Gong, *Materials Letters*, **57**, 2003, 3439.
- [44] Y.M. Ko, W.T. Kwon, Y.W. Kim, *Ceramics International*, **30**, 2004, 2081.
- [1] P. Boch, J.C. Niepce, "Ceramic Materials", ISTE Publishing Company, 2008.
- [2] K. Niihara, *Journal of Ceramic Society of Japan*, **99**, 1991, 974.
- [3] Y.K. Jeong, K. Niihara, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **21**, 2011, 1.
- [4] H. Reveron, O. Zaafrani, G. Fantozzi, *Journal of the European Ceramic Society*, **30**, 2010, 1351.
- [5] D. Galusek, R. Klement, J. Sedlacek, M. Balog, C. Fasel, J. Zhang, M.A. Crimp, R. Riedel, *Journal of the European Ceramic Society*, **31**, 2011, 111.
- [6] M. Jaafar, G. Bonnefont, G. Fantozzi, H. Reveron, *Materials Chemistry and Physics*, **124**, 2010, 377.
- [7] D. Sciti, J. Vicens, A. Bellosi, *Journal of Materials Science*, **37**, 2002, 3747.
- [8] G. Pezzoti, W.H. Muller, *Computational Materials Science*, **22**, 2001, 155.
- [9] K. Nihara, A. Nakahira, *Annales de Chimie*, **16**, 1991, 479.
- [10] L.C. Stearns, M.P. Harmer, *Journal of the American Ceramic Society*, **79**, 1996, 3013.
- [11] J. Wang, S.Y. Lim, S.C. Ng, C.H. Chew, L.M. Gan, *Materials Letter*, **33**, 1998, 273.
- [12] Y.L. Dong, F.M. Xu, X.L. Shi, C. Zhang, Z.J. Zhang, J.M. Yang, *Materials Science and Engineering A*, **504**, 2009, 49.
- [13] X. Shi, Y. Tan, F. Xu, J. Li, Y. Dong, L. Wang, *Materials and Design*, **31**, 2010, 1628.
- [14] A.R. Yazdi, H. Baharvandi, H. Abdizadeh, J. Purasad, A. Fathi, H. Ahmadi, *Materials and Design*, **37**, 2012, 251.
- [15] K. Niihara, *Journal of Ceramic Society of Japan*, **99**, 1991, 974.
- [16] G.C. Quan, K.T. Conlon, D.S. Wilkinson, *Journal of the European Ceramic Society*, **27**, 2007, 389.
- [17] H.Z. Wang, L. Gao, L.H. Gui, J.K. Guo, *Nanostructured Materials*, **10**, 1998, 947.
- [18] S. Gustafsson, L.K. Falk, E. Liden, E. Carlstrom, *Ceramics International*, **35**, 2009, 1293.
- [19] R.I. Todd, B. Derby, *Acta Materialia*, **52**, 2004, 1621.
- [20] S.M. Choi, H. Awaji, *Science and Technology of Advanced Materials*, **6**, 2005, 2.
- [21] J. Sedlacek, D. Galusek, P. Svancarek, R. Riedel, A. Atkinson, X. Wang, *Journal of the European Ceramic Society*, **28**, 2008, 2983.