

**Е. С. Геворкян<sup>1, \*</sup>, В. П. Нерубацький<sup>1</sup>, Р. В. Вовк<sup>2</sup>,  
В. О. Чишкала<sup>2</sup>, М. В. Кислиця<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Український державний університет залізничного транспорту,  
м. Харків, Україна

<sup>2</sup>Харківський національний університет ім. В. Н. Каразіна,  
м. Харків, Україна

\*[edsgev@gmail.com](mailto:edsgev@gmail.com)

## **Структурування у композитах карбід кремнію–оксид алюмінію під час електроконсолідації**

*Проведено огляд методів поліпшення гарячого пресування SiC керамік. Описано метод рідиннофазного спікання як спосіб підвищення фізико-механічних властивостей і зниження енергоємності процесу пресування. Наведено приклад використання рідиннофазного спікання кераміки на основі карбиду кремнію методом гарячого пресування прямим пропусканням електричного струму з введенням невеликої кількості оксидних домішок. Представлено особливості структурування і властивості композиційного матеріалу на основі мікропорошків карбиду кремнію, отриманого методом гарячого пресування у вакуумі шляхом нагрівання з прямим пропусканням високоамперного струму через графітову прес-форму. Досліджено мікроструктуру та фізико-механічні властивості композитів різного складу. Визначено оптимальний склад вихідної суміші, найбільш оптимальну температуру спікання. Наведено порівняння фізико-механічних властивостей отриманих композиційних матеріалів.*

**Ключові слова:** карбід кремнію, кераміка, гаряче пресування, електроконсолідація, рідиннофазне спікання, нанопорошки.

### **ВСТУП**

Кераміка на основі SiC має значну механічну міцність за високих температур і зносостійкість, низький коефіцієнт термічного розширення, опір окислення за температур до 1500 °С, хімічну інертність, біосумісність, корозійну стійкість, стійкість до радіаційних впливів, хороші показники твердості та теплопровідності [1, 2]. Для отримання виробів з високими механічними властивостями за підвищених температур необхідно створення безпористих нанокристалічних матеріалів на основі SiC [3, 4]. Властивості нанокераміки можуть значно відрізнятися від характеристик традиційної кераміки із зерном мікронного розміру, а характер зміни властивостей із розміром зерна індивідуальний і залежить як від фізичної природи досліджуваної властивості, так і від фізико-хімічних особливостей кераміки, що використовують. Синтез кераміки на основі карбиду кремнію вимагає високих температур. Спікання без домішок за температур 2150–2200 °С не дає змогу отримувати безпористі вироби як через низькі коефіцієнти дифузії, так і через високу леткість SiC за цих температур [5, 6].

Незважаючи на існування широкої гами керамічних матеріалів різного призначення, розроблених на основі карбиду кремнію, висока енерго- та ресур-

соємність їх виготовлення, а також зростаючі вимоги науково-технічного прогресу змушують здійснювати пошук шляхів створення нових видів матеріалів, що мають високий рівень фізико-механічних характеристик, але нижчу температуру спікання. Одним з основних шляхів вирішення поставлених завдань є використання різних нанопорошків в якості модифікаторів [7]. З іншого боку, застосування гарячого пресування у разі пропускання високоамперного струму через графітову прес-форму (електроконсолідація) дає змогу швидко нагрівати керамічну суміш, що перешкоджає зростанню зерен і активує процес спікання [8, 9].

Встановлено, що швидкості консолідації порошку як у разі електроспікання, так і у разі мікрохвильового спікання суттєво зростають у порівнянні з традиційним спіканням [10, 11]. Причому для високоінтенсивних процесів з високими швидкостями нагрівання швидкості консолідації можуть зрости на кілька порядків. Це призводить до повного ущільнення порошків за дуже короткий час зі збереженням нанорозмірної внутрішньої структури. Електроконсолідація (електроспікання) дає змогу отримувати консолідовані керамічні матеріали, такі як  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{TiC}$ ,  $\text{WC}$ , без домішок та з мінімальним зростанням зерна за час  $\sim 10$  хв [12, 13], тоді як традиційне спікання вимагає кількох годин та спеціальних домішок, що погіршують властивості матеріалу. Водночас з однаково високим успіхом проводять електроконсолідацію як електропровідних, так і непровідних порошків (шляхом застосування електропровідних графітових прес-форм) [14], а мікрохвильове спікання успішно використовують як для спікання кераміки, так і металів [15]. Це підтверджує гостру необхідність фундаментальних досліджень активованої електромагнітним полем консолідації наноструктурних тіл, насамперед, за рахунок теоретичного аналізу та модельних експериментів, що досить рідко використовують зараз у цій галузі матеріалознавства.

### МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

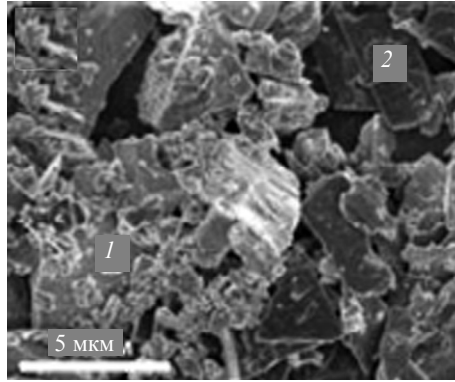
В якості вихідних порошків використовували субмікронний порошок SiC (0,1–0,3 мкм), отриманий методом самопоширюваного високотемпературного синтезу (СВС) [16] (рис. 1).

Використовували нанопорошки  $\text{ZrO}_2$ , частково стабілізованого 3 % (моль.)  $\text{Y}_2\text{O}_3$  виробництва ДонФТІ НАНУ (рис. 2), та нанопорошки  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  розміром зерна 30–50 нм виробництва компанії NANOE, Франція, (рис. 3). Характеристики наночастинок  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  наведено в табл. 1.

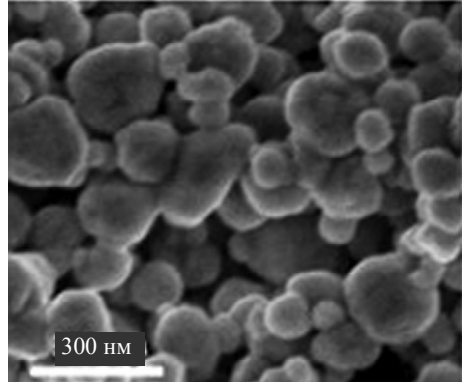
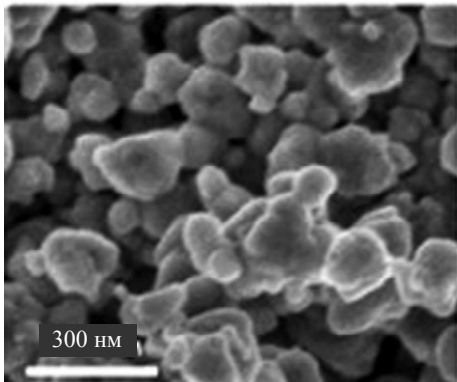
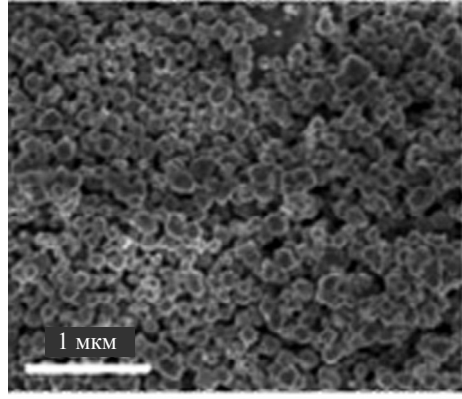
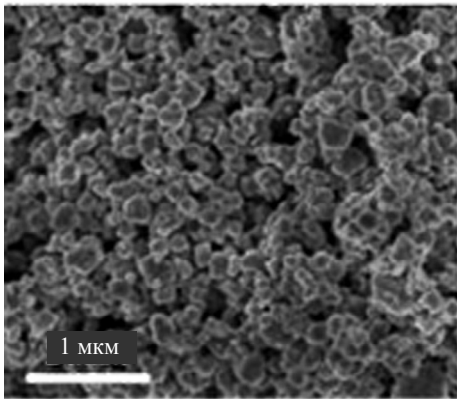
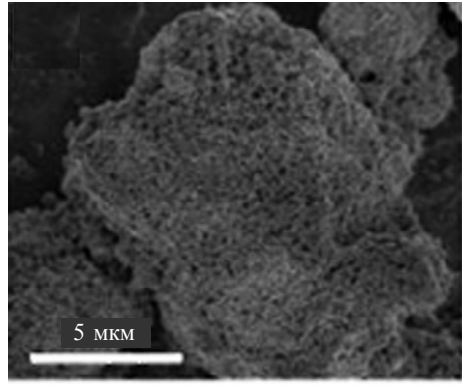
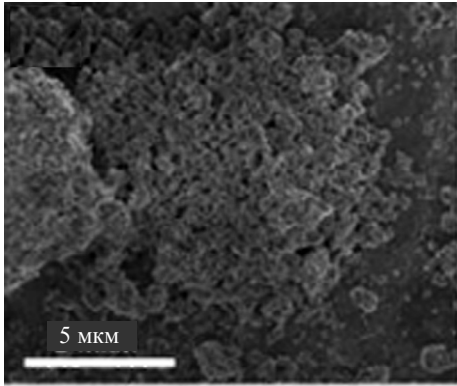
**Таблиця 1. Характеристика наночастинок  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$**

Нанопорошок	Вміст
$\text{Al}_2\text{O}_3$	99,9 % (за масою)
MgO	1,000 ppm
CaO	< 200 ppm
$\text{K}_2\text{O}$	< 200 ppm
$\text{Fe}_2\text{O}_3$	< 50 ppm
$\text{Na}_2\text{O}$ , $\text{SiO}_2$	< 40 ppm

Для підготовки порошкових сумішей застосовували унікальний високоенергетичний млин Активатор 2S. Енергонасиченість розмельного процесу складала 3 Вт/г.



*a*



*б*

*в*

Рис. 1. Мікροструктура вихідної SiC суміші (*a*), після 90 хв механічної активації (*б*) та CBC продукт (*в*).

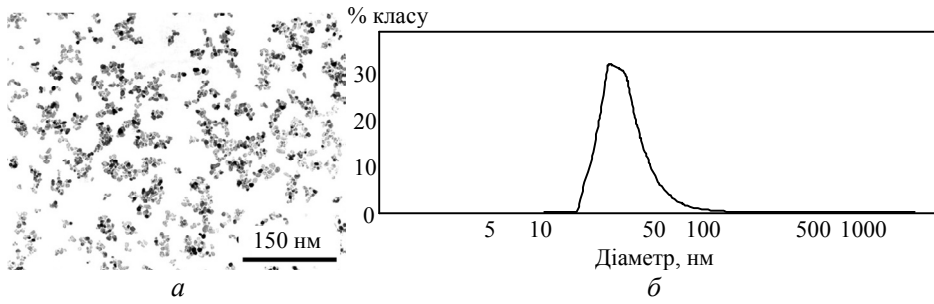


Рис. 2. Мікроснімок наночастинок  $ZrO_2$  (а) та їх розподілення за розмірами (б).

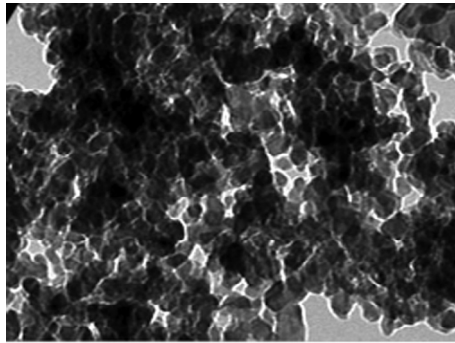


Рис. 3. Мікроснімок наночастинок  $\alpha-Al_2O_3$ .

Мікроструктуру вивчали методом скануючої електронної мікроскопії [17, 18]. Зйомку рентгенівських спектрів виконували на автоматизованому дифрактометрі ДРОН-4.0-07 з випромінюванням  $CoK\alpha$  та  $CuK\alpha$ . Зйомку проводили в режимі крокового сканування в інтервалі кутів  $20^\circ$ – $120^\circ$ , крок зйомки становив  $0,1^\circ$ , експозиція – 4 с. Наноіндентування проводили тригранним індентором Берковича на нанотвердомірі Nano Indenter G200, виробництва “Agilent Technologies”, США, глибина ідентифікації – 200 нм. Випробування проводили в матриці зразка і включеннях. На рис. 4 наведено відбитки від індентора після випробувань у матриці і включення на прикладі зразка  $20SiC_{мікро}-80Al_2O_3$  <sup>1</sup> нано.

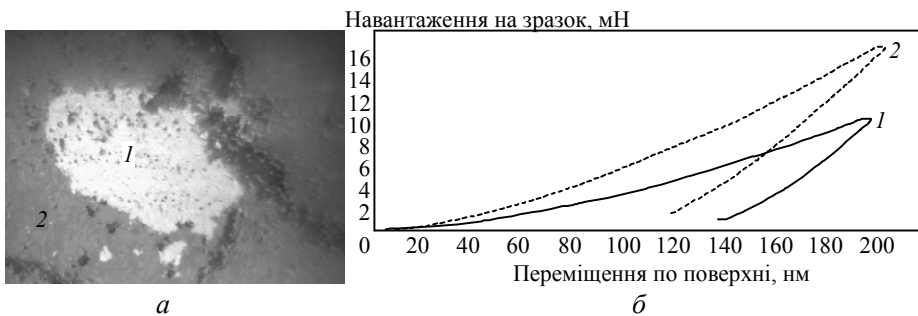


Рис. 4. Навантажувальні криві в матриці (а) та включеннях (б) для  $20SiC_{мікро}-Al_2O_3$  нано.

На кожному зразку наносили не менше 10 відбитків на відстані 15  $\mu m$  (включення) та 25  $\mu m$  один від одного (у матриці), щоб уникнути впливу сусідніх відбитків на результати випробувань, потім отримані дані усередню-

<sup>1</sup> Тут і далі склад кераміки наведено в % (за масою).

вали. Для знаходження твердості та модуля пружності застосовували методику Олівера та Фарра [19]. Перед початком випробувань зразків було випробувано зразок плавленого кварцу, що є еталоном твердості під час наноіндентування, так як для нього відсутні масштабний ефект і деформаційне зміцнення поверхні у разі її механічної обробки. Отримані дані для плавленого кварцу ( $E = 72$  ГПа та  $H = 9,2$  ГПа) підтверджують, що прилад надійно відкалібровано.

Визначення значень мікротвердості та тріщиностійкості проводили вимірюванням діагоналі відбитка та довжини радіальних тріщин, отриманих під час вдавлення алмазного індентора у формі чотиригранної піраміди з кутом біля вершини  $\alpha = 136^\circ$  (пірамідка Віккерса) за допомогою автоматичного мікротвердоміра NEXUS 4504. Навантаження становило  $P = 10$  Н, час витримки – 10 с.

Мікротвердість визначали за виразом [20]

$$H_V = \frac{kP}{(2a)^2}, \quad (1)$$

де  $P$  – навантаження на індентор, кг;  $2a$  – середнє значення довжин обох діагоналей відбитка, мкм;  $k$  – коефіцієнт, що залежить від форми індентора, для піраміди Віккерса  $k = 1,854$ .

Коефіцієнт в'язкості руйнування  $K_{Ic}$ , що характеризує тріщиностійкість зразка, визначали за виразом [21, 22]

$$K_{Ic} = \zeta \left( \frac{l}{a} \right)^{-0,5} \left( \frac{H_V}{EF} \right)^{-0,4} \frac{H_V a^{0,5}}{F}, \quad (2)$$

де  $\zeta$  – безрозмірна константа (для кераміки має середнє значення 0,016);  $E$  – модуль Юнга, ГПа;  $H_V$  – твердість, ГПа;  $F$  – константа ( $F \approx 3$ );  $l$  – довжина тріщини від кута відбитка піраміди Віккерса, м;  $a$  – напівдіагональ відбитка піраміди Віккерса, м.

Під час розрахунку дотримувалися умови

$$0,25 \leq \frac{l}{a} \leq 2,5 \quad (3)$$

Межу міцності під час згину зразка в умовах триточкового згину визначали за виразом [23]

$$\sigma_{gr} = \frac{3PL}{2bh^2}, \quad (4)$$

де  $P$  – сили в момент поділу зразка на частини, Н;  $L$  – довжина зразка, мм;  $b$  – ширина зразка, мм;  $h$  – товщина зразка у напрямку, паралельному прикладеній сили до зразка, мм.

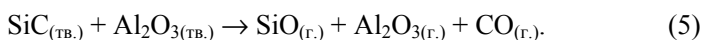
Вимірювання теплопровідності проводили за методом стаціонарного потоку тепла [24]. Ця метод дає змогу знімати температурні залежності теплопровідності у широкому інтервалі температур. З готового спресованого зразка вирізали стрижень, довжина якого більша за поперечний розмір у кілька разів. Отриманий стрижень розташовували між приймачем і джерелом тепла, завдяки чому у ньому створювався поздовжній потік тепла і градієнт температури. Установка є кріостатом – герметичним осередком, в якому знаходиться зразок, поміщений у емність з рідким гелієм, який, у свою чергу, занурений у рідкий азот. Для зменшення втрат тепла джерела повітря з камери відкачували до тиску  $\sim 10^{-7}$  мм. рт. ст. Усередині камери, на термостаті, розміщували випробуваний зразок, на ньому закріплювали джерело тепла (нагрівач) та диференціальну мідь–константову термопару. Вимірювання температури здійснювали платиновим термометром опору. За невеликих відмін-

ностей у монтажі зразка в кріостаті було можливим вимірювання не тільки теплопровідності, але й інших транспортних характеристик твердого тіла – температуропровідності та електропровідності.

Карбід кремнію відноситься до сполук, які мають сильні ковалентні зв'язки, що ускладнює масоперенос під час спікання без застосування активуючих домішок і застосування зовнішнього тиску [25]. Для отримання щільної кераміки SiC зазвичай використовують метод рідкофазного спікання із застосуванням оксидних домішок [26, 27]. Найважливішими умовами такого методу є зниження температури появи рідкої фази за умови її мінімальної в'язкості та хороша змочуваність поверхні частинок карбіду кремнію [28]. Високі показники щільності було отримано за вмісту оксидних домішок 10 %, а максимальну усадку зразків спостерігали за їхнього вмісту 20 %.

### РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

У процесі нагрівання під час електроконсолідації можлива наступна реакція між SiC та оксидами:



Тому, в процесі гарячого пресування необхідно враховувати вихід газів CO, для цього в межах температур 800–1000 °C необхідно зробити витримку до 10 хв з метою звільнення від CO газів.

В якості таких домішок з метою утворення рідкої фази було використано порошки  $\text{Al}_2\text{O}_3$  і  $\text{ZrO}_2$ , які у разі їхнього співвідношення 60 і 40 % (моль) відповідно утворюють рідку фазу і мають температуру плавлення 1,860 °C [29, 30]. На рис. 5 наведено структуру кераміки SiC з домішкою оксиду алюмінію.

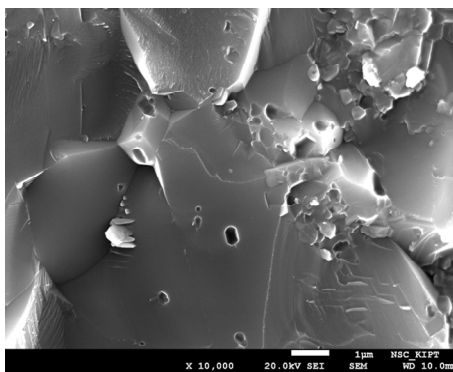


Рис. 5. Структура гарячепресованого  $\text{SiC}-50\text{Al}_2\text{O}_3$  за температури  $T = 1600$  °C, тиску 30 МПа та часу витримки 3 хв.

Для того, щоб визначити оптимальний вміст домішки нанопорошку оксиду алюмінію, спочатку досліджували склад з однаковим вмістом обох компонентів. Температуру спікання було підібрано емпірично, виходячи з можливості отримання максимально щільних зразків. На рис. 6 наведено діаграму фазових станів системи  $\text{Al}_2\text{O}_3-\text{ZrO}_2$ .

Максимальну щільність було отримано за вмісту карбіду кремнію, оксиду алюмінію і оксиду цирконію евтектичного складу (табл. 2).

Дослідження фізико-механічних властивостей матеріалів на основі SiC, отриманих методом рідкофазного спікання з двома активуючими домішками з нанопорошків оксиду алюмінію та діоксиду цирконію, показує, що у разі спікання евтектичного складу за температури 1860 °C щільність дорівнює майже

100 %. За іншого вмісту вихідної суміші і у разі спікання за температури нижче 1,860 °С відбувається неповне змочування оксидами поверхні SiC і, як наслідок, знижується щільність композита і рівень механічних властивостей (рис. 7).

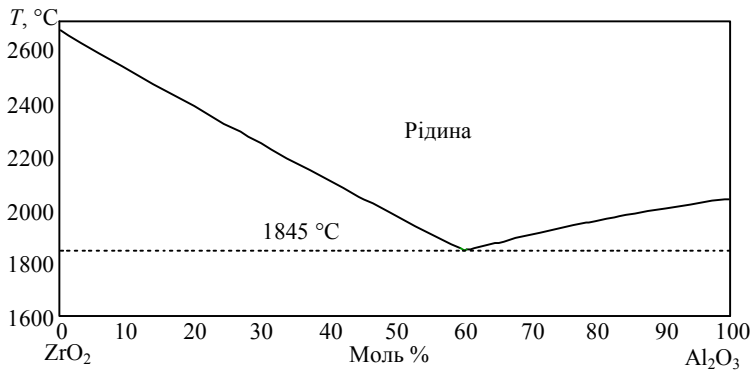


Рис. 6. Діаграма фазових станів системи  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ .

**Таблиця 2. Щільність вихідних сумішей різних складів**

№	SiC, % (за масою)	$\text{Al}_2\text{O}_3$ , % (за масою)	$\text{ZrO}_2$ , % (за масою)	$T_{\text{спік}}$ , °С	$\rho_{\text{теор}}$ , г/см <sup>3</sup>	$\rho_{\text{реал}}$ , г/см <sup>3</sup>	$\rho_p/\rho_T$ , %
1	50	50	—	1600	3,54	3	85
2	30	70	—	1500	3,68	2,83	77
3	10	90	—	1500	3,85	3,4	88
4	80	20	—	1600	3,34	2,1	63
5	60	40	—	1600	3,5	2,6	74
6	80	12	8	1860	3,4	3,4	100
7	80	20	—	1700	3,34	3,1	95
8	80	12	8	1700	3,4	3,2	96

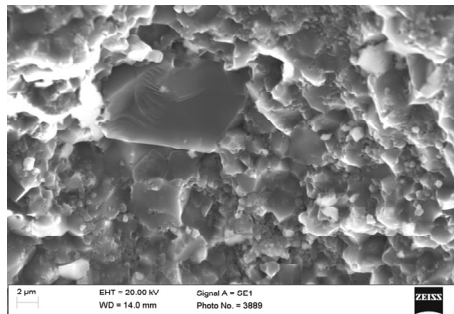


Рис. 7. Фрактограма зламу гарячепресованої вихідної суміші  $\text{SiC-12ZrO}_2\text{-8Al}_2\text{O}_3$  за температури 1700 °С, тиску 30 МПа та часу витримки 3 хв.

Зразки виробів на основі мікропорошків SiC з домішкою нанопорошків оксиду алюмінію мали такі максимальні механічні властивості:

- $\sigma_{3r} = 560 \pm 10$  МПа;
- $H_V = 22,3 \pm 0,2$  ГПа;
- $K_{Ic} = 5,5 \pm 0,2$  МПа·м<sup>1/2</sup>.

Результат рентгенофазового аналізу одного із зразків, отриманого із суміші вихідних порошків (див. зразок 7 в табл. 2), наведено на рис. 8.

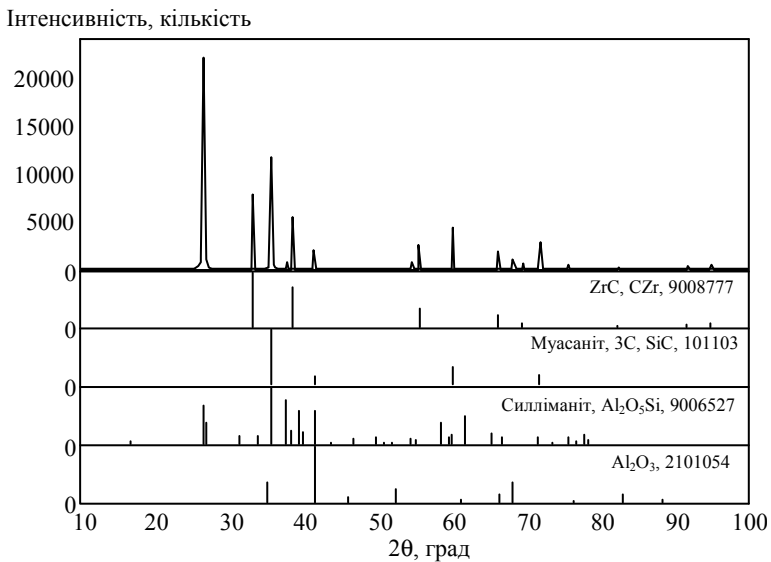


Рис. 8. Результат рентгенофазового аналізу кераміки  $\text{SiC}-12\text{ZrO}_2-8\text{Al}_2\text{O}_3$  спеченої за температури  $1860^\circ\text{C}$ , тиску 30 МПа і часу витримки 3 хв.

Композиційний матеріал, отриманий із застосуванням рідкофазного пресування, відповідно до рис. 7, має такі фізико-механічні властивості:

- границя міцності під час згинання –  $800-1,000$  МПа;
- тріщиностійкість –  $6-8$  МПа $\cdot\text{м}^{1/2}$ ;
- твердість –  $91-93$  HRA;
- коефіцієнт теплопровідності:  $30-35$  Вт/м $\cdot\text{К}$ .

Механічна міцність кераміки визначатиметься, фактично, фізико-механічними властивостями системи “гомогенне евтектичне середовище–мікропорошок карбід кремнію + нанодисперсні оксиди алюмінію та цирконію”, що сама по собі представляє керамічний наноккомпозит типу “мікро/нано” (рис. 9). У цьому випадку принципово змінюється механізм руйнування матеріалу. Тріщина проходить по гомогенному евтектичному середовищу, і інтеркристалітне руйнування фактично перетворюється на транскристалітне.

У даному випадку, коли дисперсна фаза представлена крихким матеріалом, руйнування якого відбувається вже у разі невеликого розкриття тріщини, висока міцність границі з матрицею забезпечує значну екрануючу напругу і різке зростання як міцності, так і тріщиностійкості.

На рис. 10 наведено фрактограму зламу зразка, отриманого на основі вихідних сумішей евтектичного складу.

Слід зазначити, що досить цікаві результати було отримано, коли як основу композиційного матеріалу використовували нанопорошок  $\text{Al}_2\text{O}_3$  нано– $20\text{SiC}_{\text{мікро}}$ .

В даному випадку було досліджено нанотвердість та модуль пружності окремих фаз  $\text{Al}_2\text{O}_3$  та  $\text{SiC}$ . Досить висока твердість і модуль пружності дозволяють припустити, що отриманий композиційний матеріал матиме високу зносостійкість (рис. 11, табл. 3).

Як видно на рис. 11, у точках 2 та 3 помітні агломерати нанопорошку оксиду алюмінію, що є результатом недостатньо хорошого змішування вихід-



них порошків. Вимірювання нанотвердості та модуля пружності окремих фаз цього ж зразка свідчить про велику різницю нанотвердості та модуля пружності окремих фаз.

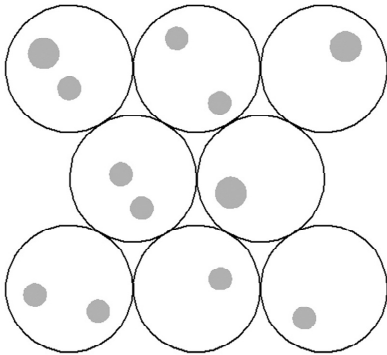


Рис. 9. Структура матеріалу типу “мікро/нано”.

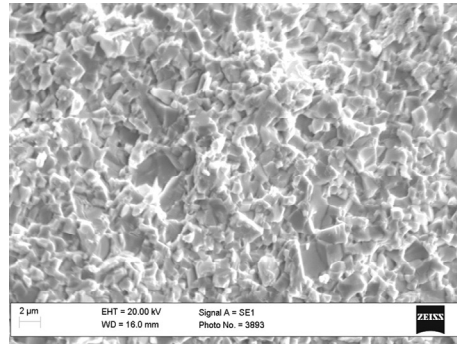


Рис. 10. Фрактограма зламу гарячепресованого композита з вихідної суміші  $80\text{SiC} + 20(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2)$  за температури  $1860^\circ\text{C}$ , тиску  $30\text{ МПа}$  і часу витримки  $3\text{ хв}$ .

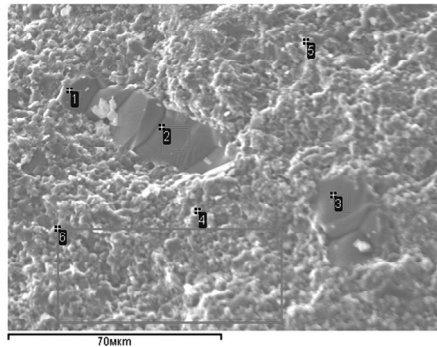


Рис. 11. Спектральний аналіз композиційного матеріалу, отриманого з вихідної суміші  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{ нано}-20\text{SiC}$  гарячим пресуванням у вакуумі за температури  $1600^\circ\text{C}$ , тиску  $30\text{ МПа}$  та часу витримки  $3\text{ хв}$ .

**Таблиця 3. Щільність різних складів вихідних сумішей**

Точка	C	O	Al	Si	Разом, %
1	–	38,86	60,45	0,69	100,00
2	–	53,27	46,73	–	100,00
3	–	53,61	46,39	–	100,00
4	6,72	44,97	40,80	7,51	100,00
5	6,18	51,22	38,06	4,54	100,00
6	11,09	41,18	29,35	18,38	100,00

Для композита  $20\text{SiC}_{\text{мікро}}-80\text{Al}_2\text{O}_3\text{ нано}$ , спеченого за температури  $1700^\circ\text{C}$ , тиску  $30\text{ МПа}$  та часу витримки  $3\text{ хв}$ , наведено фрактограми й характеристики фази карбіду кремнію (рис. 12) та оксиду алюмінію (рис. 13).

Таким чином, можна припустити, що поєднання у вихідних сумішах матриці з зерен мікропорошків і домішок нанопорошків тугоплавких оксидів, дозволяє отримати композиційні матеріали з високою твердістю, тріщино-

стійкістю і модулем пружності. Однак необхідно досліджувати, яким чином впливатиме на механічні властивості композиційних матеріалів на основі карбіду кремнію нагрівання до температур вище 1000 °С. Це дуже важливо, якщо матеріал передбачається використовувати в якості термоабразивного сопла або за інших важконавантажених умов.



Рис. 12. Фрактограма (а) і характеристика (б) фази карбіду кремнію за нанотвердості  $E = 446 \pm 15$  ГПа та модулю пружності  $H = 30,6 \pm 2$  ГПа.



Рис. 13. Фрактограма (а) та характеристика (б) фази оксиду алюмінію за нанотвердості  $E = 348 \pm 29$  ГПа та модулю пружності  $H = 19,5 \pm 3$  ГПа.

## ВИСНОВКИ

Найбільш високу твердість і тріщиностійкість мають зразки, отримані на основі евтектичних складів  $80\text{SiC} + 20(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2)$ . Визначено, що оптимальними є режими спікання сумішей евтектичного складу за температури 1860 °С, тиску 30 МПа та часу витримки 3 хв. Високу твердість і модуль пружності мають також зразки, отримані з сумішей  $\text{Al}_2\text{O}_3$  нано-SiC<sub>мікро</sub> гарячим пресуванням за температури 1600 °С. Високі значення твердості та модуля пружності допускають високу зносостійкість отриманого композиційного матеріалу, що дозволить використовувати його в якості матеріалу для керамічних вставок абразивоструйних сопел із прямим каналом.

Проведені експерименти дають змогу стверджувати, що для якісного ущільнення в процесі рідкофазного спікання не потрібна висока розчинність твердої речовини в рідкій фазі. Навпаки, її необхідно уникати, оскільки високе значення розчинності може призвести до деформації матеріалу та його подальшого руйнування. Крім цього, у разі використання нанодисперсних порошків як вихідних матеріалів в технології отримання кераміки, виникає проблема рівномірного розподілення модифікаторів по поверхні їхніх частинок.

З метою вирішення цієї проблеми і вдосконалення процесів керування структурою матеріалів на основі карбіду кремнію, що містять домішки евтек-

тичних складів, доцільно використовувати метод гетерофазного хімічного осадження безпосередньо на частинки карбїду кремнію. Це дасть змогу отримати досконалішу мікроструктуру, ефективно провести процес високотемпературного ущільнення і знизити ймовірність перебігу реакцій взаємодії SiC з розплавом, що призводять до утворення газоподібних продуктів.

E. S. Gevorkyan<sup>1</sup>, V. P. Nerubatskiy<sup>1</sup>, R. V. Vovk<sup>2</sup>,  
V. O. Chyshkala<sup>2</sup>, M. V. Kislitsa<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Ukrainian State University of Railway Transport, Kharkiv, Ukraine

<sup>2</sup>V. N. Karazin Kharkiv National University, Kharkiv, Ukraine

Structure formation in silicon carbide–alumina composites  
during electroconsolidation

*An overview of some possible methods of improving the hot pressing of SiC ceramics. The method of liquid-phase sintering is described as a way to increase the physical and mechanical properties and reduce the energy consumption of the pressing process. An example of the use of liquid-phase sintering of ceramics is based on silicon carbide by the method of hot pressing by direct electric current with the introduction of a small amount of oxide impurities. Peculiarities of structure formation and properties of composite material based on micropowders of silicon carbide, obtained by hot pressing in vacuum, by heating with direct transmission of high-ampere current through a graphite mold are presented. The microstructure and physical and mechanical properties of composites of different composition have been studied. The optimal composition of the initial mixture, the most optimal sintering temperature is determined. The comparison of physical and mechanical properties of the obtained composite materials is given.*

**Keywords:** silicon carbide, ceramics, hot pressing, electroconsolidation, liquid-phase sintering, nanopowders.

1. Huang Q.-W., Zhu L.-H. High-temperature strength and toughness behaviors for reaction-bonded SiC ceramics below 1400 °C. *Mater. Lett.* 2005. Vol. 59, nos. 14–15. P. 1732–1735.
2. Gevorkyan E.S., Rucki M., Kagramanyan A.A., Nerubatskiy V.P. Composite material for instrumental applications based on micro powder Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> with additives nano-powder SiC. *Int. J. Refract. Metals Hard Mater.* 2019. Vol. 82. P. 336–339.
3. Arellano-López A.R., Martínez-Fernández J., González P., Domínguez C., Fernández-Quero V., Singh M. Biomorphic SiC: A new engineering ceramic material. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* 2005. Vol. 1, no. 1. P. 56–67.
4. Gevorkyan E., Mamalis A., Vovk R., Semiatkowski Z., Morozow D., Nerubatskiy V., Morozova O. Special features of manufacturing cutting inserts from nanocomposite material Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–SiC. *J. Instrumentation.* 2021. Vol. 16, no. 10, art. P10015.
5. Yaşar Z. A., Haber R. A. Effect of carbon addition and mixture method on the microstructure and mechanical properties of silicon carbide. *Materials.* 2020. Vol. 13, no. 17. 3768.
6. Biscay N., Henry L., Adschiri T., Yoshimura M., Aymonier C. Behavior of silicon carbide materials under dry to hydrothermal conditions. *Nanomaterials.* 2021. Vol. 11. 1351.
7. Bardakhanov S.P., Goverdovskiy V.N., Lee C.-M., Lee O.C., Lygdenov V.T. Analysis and alternate selection of nanopowder modifiers to improve a special protective coating system. *Adv. Mater. Sci. Eng.* 2017. Vol. 2017, art. 2397238.
8. Gevorkyan E.S., Nerubatskiy V.P., Chyshkala V.O., Morozova O.M. Aluminum oxide nanopowders sintering at hot pressing using direct current. *Modern Sci. Res.* 2020. Iss. 14, Part 1. P. 12–18.
9. Gevorkyan E., Nerubatskiy V., Chyshkala V., Morozova O. Revealing specific features of structure formation in composites based on nanopowders of synthesized zirconium dioxide. *East.-Eur. J. Enterprise Technol.* 2021. Vol. 5, no. 12 (113). P. 6–19.
10. Shukla M., Ghosh S., Dandapat N., Mandal A., Balla V. Comparative study on conventional sintering with microwave sintering and vacuum sintering of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–ZrO<sub>2</sub> ceramics. *J. Mater. Sci. Chem. Eng.* 2016. Vol. 4. P. 71–78.
11. Borrell A., Dolores M. Advanced Ceramic Materials Sintered by Microwave Technology, Sintering Technology – Method and Application. 2018.

12. Gevorkyan E., Rucki M., Krzysiak Z., Chishkala V., Zurowski W., Kucharczyk W., Barsamyan V., Nerubatskyi V., Mazur T., Morozow D., Siemiątkowski Z., Caban J. Analysis of the electroconsolidation process of fine-dispersed structures out of hot pressed  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -WC nanopowders. *Materials*. 2021. Vol. 14, no. 21, art. 6503.
13. Gevorkyan E., Rucki M., Sałaciński T., Siemiątkowski Z., Nerubatskyi V., Kucharczyk W., Chrzanoski Ja., Gutsalenko Yu., Nejman M. Feasibility of cobalt-free nanostructured WC cutting inserts for machining of a TiC/Fe composite. *Materials*. 2021. Vol. 14, no. 12, art. 3432.
14. Goldberger W.M., Merkle B.D. Electroconsolidation offers fast, low-cost densification. *Metal Powder Report*. 2001. Vol. 56, no. 2. P. 30–33.
15. Agrawal D. Microwave sintering of ceramics, composites and metallic materials, and melting of glasses. *Transact. Indian Ceram. Soc.* 2006. Vol. 65, no. 3. P. 129–144.
16. Mukasyan A.S., Lin Ya-Ch., Rogachev A.S., Moskovskikh D.O., Direct combustion synthesis of silicon carbide nanopowder from the elements. *J. Am. Ceram. Soc.* 2013. Vol. 96, no. 1. P. 111–117.
17. McCall J.L. Scanning electron microscopy for microstructural analysis / eds. J.L. McCall, W.M. Mueller. *Microstructural Analysis*. Springer, Boston, MA. 1973.
18. Gevorkyan E., Nerubatskyi V., Chyshkala V., Gutsalenko Y., Morozova O. Determining the influence of ultra-dispersed aluminum nitride impurities on the structure and physical-mechanical properties of tool ceramics. *East.-Eur. J. Enterprise Technol.* 2021. Vol. 6, no. 12 (114). P. 40–52.
19. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res.* 1992. Vol. 7. P. 1564–1583.
20. Радько І. П., Мархонь М. В. Особливості дослідження міцності зчеплення композиційних контактних матеріалів зі зношеними деталями електрообладнання. *Техніка та енергетика*. 2016. № 252. С. 176–185.
21. ГОСТ 25.506–85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. Москва: Издательство стандартов, 1985. 62 с.
22. Quinn G.D. Fracture toughness of ceramics by the vickers indentation crack length method: a critical review. *Mechanical Properties and Performance of Engineering Ceramics II: Ceram. Eng. Sci. Proc.* 2006. Vol. 27. P. 45–62.
23. Подрезов Ю.М., Вербило Д.Г., Даниленко В.І., Циганенко Н.І., Шуригін Б.В., Романко П.М. Експрес-метод прогнозування довготривалої міцності та опору повзучості в високотемпературних сплавах на основі титану. *Електронна мікроскопія і прочність матеріалів. Серія: Фізичне матеріалознавство, структура і свойства матеріалів*. 2018. Вып. 24. С. 35–46.
24. Wilkinson D.S., Ashby M.F. Pressure sintering by powder law creep. *Acta Metallurgica*. 1975. Vol. 23, no. 11. P. 1277–1285.
25. Агеев О.А., Беляев А.Е., Болтовец Н.С., Киселев В.С., Конакова Р.В. Карбид кремния: технология, свойства, применение / под общ. ред. А. Е. Беляева и Р. В. Конаковой. Харьков: ИСМА, 2010. 532 с.
26. Sigl L. S. Thermal conductivity of liquid phase sintered silicon carbide. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2003. Vol. 23, no. 7. P. 1115–1122.
27. Vorotilo S., Patsera E., Shvindina N., Rupasov S., Levashov E. Effect of in situ grown SiC nanowires on the pressureless sintering of heterophase ceramics  $\text{TaSi}_2$ -TaC-SiC. *Materials*. 2020. Vol. 13, no. 15. 3394.
28. Gomez E., Echeberria J., Iturriza I., Castro F. J. Liquid phase sintering of SiC with additions of  $\text{Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  and  $\text{SiO}_2$ . *J. Eur. Ceram. Soc.* 2004. Vol. 24, no. 9. P. 2895–2903.
29. Jerebtsov D.A., Mikhailov G.G., Sverdina S.V. Phase diagram of the system:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{ZrO}_2$ . *Ceram. Int.* 2000. Vol. 26, no. 8. P. 821–823.
30. Gevorkyan E., Nerubatskyi V., Gutsalenko Yu., Melnik O., Voloshyna L. Examination of patterns in obtaining porous structures from submicron aluminum oxide powder and its mixtures. *East.-Eur. J. Enterprise Technol.* 2020. Vol. 6, no. 6 (108). P. 41–49.

Надійшла до редакції 21.01.22

Після доопрацювання 04.02.22

Прийнята до опублікування 07.02.22