

PACS numbers: 62.20.Qp, 62.23.Pq, 81.05.Je, 81.20.Ev, 81.20.Ka, 82.33.Ln, 82.40.Ck

## Структура та механічні властивості реакційно пресованої кераміки $ZrB_2-SiC$

С. В. Чорнобук, А. О. Гончаренко, О. Ю. Попов, В. А. Макара

*Київський національний університет імені Тараса Шевченка,  
фізичний факультет,  
вул. Володимирська, 64/13,  
01601 Київ, Україна*

Композиційну кераміку  $ZrB_2-SiC$  успішно синтезовано на основі системи  $ZrC-Si-B_4C-ZrB_2$  ( $x$ ) при температурі  $1800^\circ C$  та прикладеному тиску у 30 МПа методом реакційного гарячого пресування. Досягнуто значення відносної густини  $\rho_v = 99\%$ . Досліджено вплив вмісту реакційної суміші на поведінку матеріалів при спіканні, розвиток мікроструктури та механічні властивості. Встановлено механізми зміцнення керамічних композиційних матеріалів. Показано, що мікротвердість зростає зі зростанням вмісту  $SiC$  до значення  $H_v = 24$  ГПа при вмісті реакційної суміші у 50% об. Максимальна тріщиностійкість складає  $6,2 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$  та відповідає вмісту реакційної суміші у 40%.

$ZrB_2/SiC$  composite is successfully synthesized from  $ZrC-Si-B_4C-ZrB_2$  ( $x$ ) mixture powders at  $1800^\circ C$  and 30 MPa using reaction hot sintering technique. The influences of zirconium diboride on the sintering behaviour, microstructure development, and mechanical properties are investigated. The mechanisms of strengthening and toughening of ceramic composite materials are revealed.

Композиционная керамика  $ZrB_2-SiC$  успешно синтезирована на основе системы  $ZrC-Si-B_4C-ZrB_2$  ( $x$ ) при температуре  $1800^\circ C$  и приложенном давлении 30 МПа методом реакционного горячего прессования. Достигнуто значение относительной плотности  $\rho_v = 99\%$ . Исследовано влияние содержания реакционной смеси на поведение материалов при спекании, развитие микроструктуры и механические свойства. Установлены механизмы упрочнения керамических композиционных материалов. Показано, что микротвёрдость растёт при возрастании содержания  $SiC$  и достигает значения  $H_v = 24$  ГПа при содержании реакционной смеси 50% об. Максимальная трещиностойкость составляет  $6,2 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$  в образцах с содержанием реакционной смеси 40%.

**Ключові слова:** кераміка, диборид цирконію, реакційне гаряче спікання, тріщиностійкість, поруватість, мікротвердість.

**Key words:** ceramics, zirconium diboride, reaction sintering hot, crack, porosity, microhardness.

**Ключевые слова:** керамика, диборид циркония, реакционное горячее спекание, трещиностойкость, пористость, микротвёрдость.

*(Отримано 11 жовтня 2017 р; після доопрацювання — 30 січня 2018 р.)*

## 1. ВСТУП

Дібориди гафнію та цирконію представляють клас високотемпературних керамік (УНТС) з температурою топлення, вищою за 3000°C. Кераміки на основі  $\text{HfB}_2$  та  $\text{ZrB}_2$  використовують в якості теплозахисних матеріалів завдяки високій термічній стабільності, механічним властивостям та окиснювальній стійкості [1–5].

Традиційні методи одержання керамічних матеріалів є досить енерговитратними, що тривалий час обмежувало область застосування УНТС. Так, в роботах [6,7] композиційні  $\text{ZrB}_2$ -SiC зразки пресували при температурах 2100–2200°C з часом витримки 20–40 хв. та прикладеному тиску 30 МПа. Щільність компактованих таким чином зразків складала ~90% від теоретичного значення. Для зниження поруватості в роботі [1] пропонується при температурі 2000°C збільшити прикладений тиск до значень 35 МПа та час витримки до 1 години, що призводить до значень відносної густини 100%. З цією ж метою в роботі [8] порошки попередньо розмолоти, після чого в атмосфері повітря при температурі 2250°C за 1 годину одержано щільні (96–99%) композити. З метою скорочення часу ізотермічної витримки, застосовують низку новітніх метод, як, наприклад, електроконсолідація (ЕК) [9–12], що представляють собою ізостатичне пресування при тисках 100 МПа в електропровідному середовищі, при температурах, що не перевищують 3000°C. Однією з метод зниження температури синтезу є іскрове спікання [13]. Так, час витримки при максимальній температурі 1800–2000°C складав 3–4 хв., відкрита поруватість зразків — 0,3% для зразків на основі  $\text{ZrB}_2$  та 12,3% для зразків на основі  $\text{HfB}_2$ .

В роботах [14, 15] методом реакційного гарячого пресування одержано композиційні матеріали на основі диборидів металів (Hf, Ti). Встановлено, що зниження часу витримки за рахунок екзотермічного виходу реакцій в ході синтезу та підвищення адіябатичної температури шихти приводить до диспергування структури, яке в свою чергу забезпечує підвищення механічних ха-

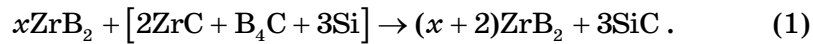
рактистик(для системи HfB<sub>2</sub>-B<sub>4</sub>C мікротвердість  $H_v = 27$  ГПа, тріщиностійкість  $K_{Ic} \sim 6$  МПа·м<sup>1/2</sup>).

Систему компактних керамічних матеріалів ZrB<sub>2</sub>-SiC було успішно синтезовано авторами [16] методом реакційного гарячого пресування при температурі 1800°C. Поруватість в одержаних зразках не перевищувала 10%.

Метою даної роботи є дослідження впливу, який може нести початкова композиція зразків та поруватість сформованих матеріалів на мікроструктуру та механічні характеристики керамічних композитів системи ZrB<sub>2</sub>-SiC.

## 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

Підготовані зразки системи ZrC-Si-B<sub>4</sub>C-ZrB<sub>2</sub> ( $x$ ) були виготовлені у відповідності до умовного рівняння реакції:



Для дослідження впливу реакційних перетворень на механічні властивості додатково було виготовлено безреакційний зразок ZBSC\_0. Остаточний склад зразків занесено у табл. 1.

Гаряче пресування виконували за методикою, описаною в роботі [16]. Фазовий склад компактованих матеріалів вивчали методом рентгенофазової аналізи на дифрактометрі ДРОН-3 (CuK<sub>α</sub>-випромінення). Для розрахунку адіабатичної температури використано ентальпійну методику, описану в роботі [22]. Структуру та морфологію порошоків досліджували за допомогою оптичної мікроскопії (МИМ-8) та растрової електронної мікроскопії (JUEL Superprobe733). За методикою [17] визначено інтегральну поруватість. Оптичну поруватість визначено в програмному пакеті

**ТАБЛИЦЯ 1.** Компонентний склад зразків серії ZBSC\_10-50.<sup>1</sup>

Номер зразка в серії	X	Склад шихти, мас. %			
		ZrB <sub>2</sub>	ZrC	B <sub>4</sub> C	Si
ZBSC_10	16,23	84,11	9,48	2,54	3,87
ZBSC_20	6,1	66,55	19,96	5,34	8,15
ZBSC_30	2,726	47,07	31,59	8,45	12,89
ZBSC_40	1,038	25,29	44,58	11,93	18,19
ZBSC_50	0	0,00	59,68	15,97	24,35
ZBSC_0	0	100	0	0	0

IMDisplay v1.62.

Мікротвердість ( $H_v$ ) вимірювалася методом індентування [18] при навантаженні на індентор  $F = 1-2$  Н. Індентором слугувала Віккерсова піраміда.

Згідно результатам [19–20] для вимірювання тріщиностійкості твердих матеріалів допустимим є використання методи індентування. В даній роботі тріщиностійкість вимірювалася відповідно до методики, представленій у роботі [21]. Навантаження на індентор складало 54 Н (5,5 кг), швидкість занурення індентора — 1 мм/хв., витримка при максимальному навантаженні — близько 10 сек. Відбитки індентування та довжину тріщин виміряно методами оптичної мікроскопії (рис. 1). За одержаними експериментально даними, тріщиностійкість обчислено за формулою (1):

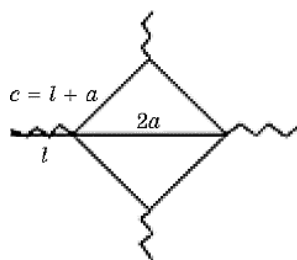


Рис. 1. Відбиток Віккерсової піраміди:  $a$  — половина діагоналі відбитка;  $c$  — довжина тріщини.<sup>2</sup>

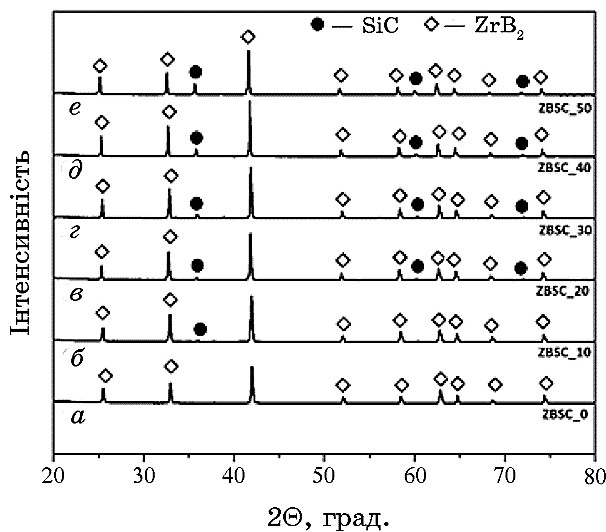


Рис. 2. XRD-зображення серії ZBSC\_0-ZBSC\_50 реакційно спресованих при 1800°C.<sup>3</sup>

$$K_{1c} = 0,014 \left( \frac{E}{H} \right)^{1/2} \left( \frac{P}{c} \right)^{3/2}; \quad (2)$$

тут  $E$  — модуль Юнга,  $H$  — твердість за Віккерсом,  $P$  — прикладене навантаження,  $c$  — довжина тріщини.

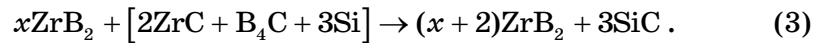
### 3. РЕЗУЛЬТАТИ

#### 3.1. Структура та фазовий склад

На рисунку 2, *a-e* представлено рентгенівську фазову аналізу систем ZBSC\_0-ZBSC\_50, одержаних методом реакційного гарячого пресування при температурі 1800°C.

В сформованих керамічних матеріалах присутні 2 фази — ZrB<sub>2</sub> та SiC, відсутні сліди інших фаз. За даними РФА, представлені на рис. 2, було розраховано параметри ґратниць для кубічного карбіду кремнію  $\beta$ -SiC ( $a = 4,355-4,359$  Å) та гексагонального дибориду цирконію ZrB<sub>2</sub> ( $a = 3,0611-3,1641$  Å,  $c = 3,5327-3,5334$  Å) з оціненою середньоквадратичною похибкою 0,0013 Å, що добре повторює літературні дані ( $a_{\text{SiC}} = 4,3596$  Å,  $a_{\text{ZrB}_2} = 3,1706$  Å,  $c_{\text{ZrB}_2} = 3,5481$  Å) [23–26].

Згідно з реакцією (3), визначено теоретичні густини (г/см<sup>3</sup>) одержаних композитів за правилом сумішей:



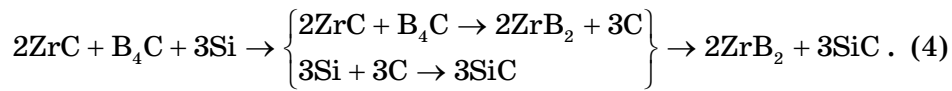
Архімедовою методом виміряно реальну густину; одержані дані занесено до табл. 2. Максимум відносної густини складає 100% для зразків із вмістом карбіду кремнію SiC > 30% об. Мо-

ТАБЛИЦЯ 2. Значення відносної густини для серії ZBSC\_0-ZBSC\_50.<sup>4</sup>

Номер зразка	SiC, % об.	$\rho_{\text{theor}}$ , г/см <sup>3</sup>	$\rho_{\text{pract}}$ , г/см <sup>3</sup>	$P_{\text{exp}}$ , %
ZBSC_0	0	6,1	5,76	5,57
ZBSC_10	10	5,81	5,65	2,77
ZBSC_20	20	5,52	5,47	0,93
ZBSC_30	30	5,23	5,23	0
ZBSC_40	40	4,94	4,94	0
ZBSC_50	50	4,65	4,65	0

жна припустити, що значний ефект на кінцеву щільність спричиняють реакційні перетворення, що супроводжують спікання.

Так, збільшення вмісту реакційної суміші (рис. 3) в шихті інтенсифікує процес усадки, активізуючи механізми масоперенесення. Зростання температури за рахунок проходження екзотермічних реакцій (відповідний тепловий ефект реакції складає  $\Delta H = -422$  кДж/моль) (3) пришвидшує дифузійні процеси на межах зерен, що веде до повної усадки керамік:



Аналогічний ефект дає прикладений в процесі пресування зовнішній тиск  $P = 25$  МПа. В результаті можна одержати серію зразків із гомогенною структурою й однорідним профілем твердості.

Структура керамік є сильно залежною від їх складу. Так, при

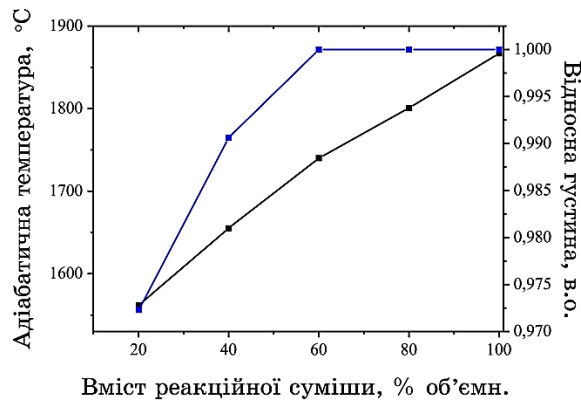


Рис. 3. Залежність адіабатичної температури та відносної густини одержаних виробів від складу шихти.<sup>5</sup>

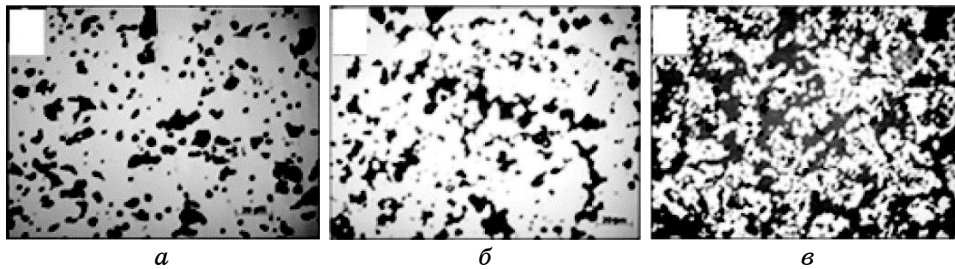


Рис. 4. Зображення структури безреакційного ZBSC\_0 (а) та реакційно спресованих композитів ZBSC\_20 (б), ZBSC\_50 (в).<sup>6</sup>

вмісті 20% мас. SiC на рис. 4, б бачимо структуру матричного типу, де включення SiC розмірами 5–15 мкм рівномірно розподілені в матриці  $ZrB_2$ , а при вмісті 50% відбувається перехід до каркасного типу структури. Крім того, відмічаємо скорочення розмірів пор та характеру поруватості рис. 4, а–в зі збільшенням вмісту реакційної суміші в вихідній шихті.

### 3.2. Механічні характеристики

Дослідження Prasenjit, Varick та ін. в роботі [27] уможливають припустити, що при досягненні значень відносної густини порядку 98%, в сформованих зразках відсутні відкриті пори, залишаючи таким чином лише ізольовані закриті пори, що, очевидно веде до зростання рівня механічних характеристик спресованих керамік. На рисунку 5 представлено відносну густину та механічні характеристики як функцію вмісту SiC в кінцевому складі зразків. Відмічаємо значний вплив об'ємної частки SiC на відносну щільність сформованих композитів.

При порівнянні результатів, одержаних для системи  $ZrB_2-SiC$  різних складів відмічаємо зростання мікротвердості з  $H_{v,0} = 11$  ГПа до  $H_{v,50} = 21,02$  ГПа та тріщиностійкості з  $K_{1c,0} = 3,21$  до  $K_{1c,50} = 5,87$  МПа·м<sup>1/2</sup> при монотонному скороченні поруватості.

Зростання тріщиностійкості може бути пояснене: (i) скороченням поруватості, (ii) наявністю міжзеренної фази карбіду кремнію, що може приводити до відхилю тріщин [27–29], а також до розгалуження тріщини та мікророзтріскування [14] внаслідок реалізації механізму місткування, що спостерігається для ряду двофазних керамік (Crack-Interface Grain Bridging) [30, 31].

Для аналізу залежності мікротвердості від поруватості проведено оцінку сумарної поруватості за методикою [17]. Так, у таблиці 4 приведені значення інтегральної мікропоруватості  $P_{sum} = P_{exp} + P_{opt}$ , що корелюють зі значеннями мікротвердості в табл. 3: при монотонному скороченні  $P_{sum}$  відбувається зростання  $H_v$ .

Залежність  $H_v(P_{sum})$ , представлена на рис. 6, є показовою, проте не несе інформації про механізм впливу.

Вважаючи пори сферичними та визначивши [17] поруватість як частину об'єму тіла, зайнятого порами, приходимо до важливого співвідношення:

$$\frac{h_a}{L_a} = 1 - (1,35P)^{1/3}; \quad (5)$$

тут  $h_a$  та  $L_a$  — середня довжина перемички між порами та середня відстань між центрами сусідніх пор відповідно.

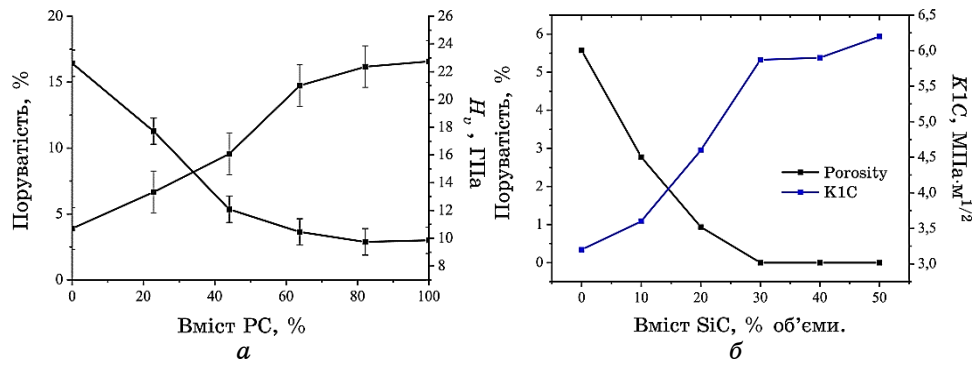


Рис. 5. Залежність мікротвердості та поруватості від вмісту реакційної суміші в вихідній шихті (а) та залежність тріщиностійкості від складу КМ (б).<sup>7</sup>

ТАБЛИЦЯ 3. Механічні властивості компактованих зразків.<sup>8</sup>

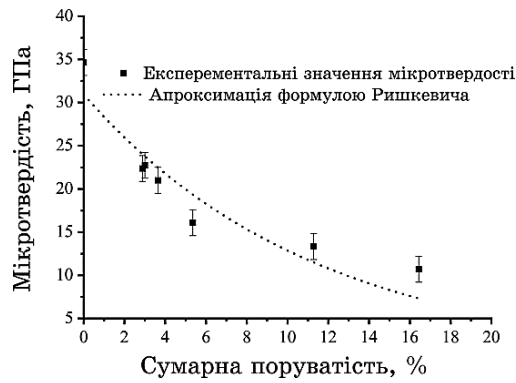
Назва зразка	Відносна густина, %	Мікротвердість $H_v$ , ГПа	Тріщиностійкість $K_{1c}$ (МПа·м <sup>1/2</sup> )	Середній розмір зерна, мм		Кристалографічна фаза	
				ZrB <sub>2</sub>	SiC	ZrB <sub>2</sub>	SiC
ZBSC_0	94,43	10,71	3,21	5,1 ± 0,7	—	гексагональна	β (кубічна)
ZBSC_10	97,23	13,33	3,63	6,1 ± 1,2	7,5 ± 0,8	гексагональна	β (кубічна)
ZBSC_20	99,07	16,08	4,62	6,5 ± 1,1	8,3 ± 1,9	гексагональна	β (кубічна)
ZBSC_30	100	21,02	5,87	5,3 ± 0,8	5,8 ± 1,4	гексагональна	β (кубічна)
ZBSC_40	100	22,37	5,94	6,5 ± 1,4	6,5 ± 1,0	гексагональна	β (кубічна)
ZBSC_50	100	22,74	6,21	5,5 ± 1,1	7,7 ± 1,6	гексагональна	β (кубічна)

Це співвідношення характеризує середню долю «суцільності» тіла або частину матеріалу, що бере на себе навантаження індентора. Таким чином, відношення  $h_a/L_a$  визначає здатність твердого тіла чинити опір інденуванню.

Побудуємо тепер залежність  $H_v \approx H_{v0} \approx \frac{h_a}{L_a}$ .

Підставивши значення  $h_a/L_a = 0$  та  $h_a/L_a = 1$ , одержуємо значення критичної поруватості  $P_{cr} = 0,7$  та твердості при нульовій поруватості  $H_{v0} \approx 33$  ГПа. Вважаючи керамічний матеріал крихким, процес інденування можна розглядати наслідком розриву





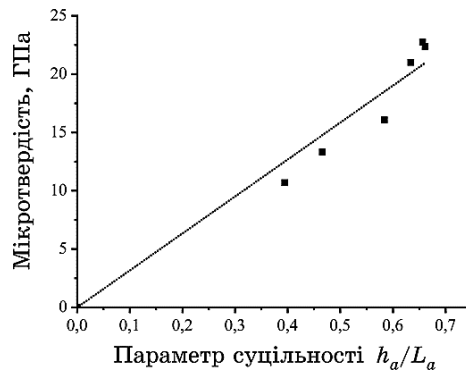
**Рис. 6.** Експериментальна та розрахована за емпіричною формулою Рішкєвича  $H_v = H_{v0}e^{-BP}$  залежність мікротвердості серії зразків ZBSC\_0-50 від їх сумарної поруватості.<sup>9</sup>

**ТАБЛИЦЯ 4.** Сумарна поруватість зразків складу  $ZrB_2-SiC$ .<sup>10</sup>

	ZBSC_0	ZBSC_10	ZBSC_20	ZBSC_30	ZBSC_40	ZBSC_50
$P_{opt.}, \%$	10,86	8,51	4,41	3,64	2,88	3,01
$P_{exp.}, \%$	5,57	2,77	0,93	0	0	0
$P_{sum.}, \%$	16,43	11,28	5,35	3,64	2,88	3,01

міжатомових зв'язків.

Оцінивши величину напруження розриву зв'язків Si-C та Zr-B за формулою:



**Рис. 7.** Залежність мікротвердості від параметра суцільності  $h_a/L_a$ .<sup>11</sup>

$$\sigma_{\text{th}} = \frac{3}{16} \frac{k_B}{V_a \alpha} \quad (6)$$

(де  $\alpha$  — коефіцієнт лінійного розширення,  $k_B$  — Больцманнова стала,  $V_a$  — об'єм, що припадає на атоми, які формують зв'язок), одержуємо значення  $\sigma_{\text{thZrB}} = 27,8$  ГПа,  $\sigma_{\text{thSiC}} = 26,2$  ГПа, що є близькими до значення  $H_{v0}$ .

Таким чином, виходячи з того, що  $H_{v0} \approx \sigma_{\text{thZrB}} \approx \sigma_{\text{thSiC}}$  можемо стверджувати, що наявність пор приводить до концентрації напружень на перемичках при індентуванні:

$$H_v(P) = \sigma_{\text{th}} \left( \frac{h_a}{L_a} \right). \quad (7)$$

Можемо припустити, що характер індентування кераміки відбувається внаслідок руйнування міжпорових перемичок, що відповідає крихкому руйнуванню. Очевидно, що така характеристика не може вичерпно характеризувати напружений стан кераміки і тому є лише усередненою величиною.

#### 4. ВИСНОВКИ

1. Методом реакційного гарячого пресування при температурі 1800°C та тиску 25 МПа без використання захисної атмосфери успішно одержано композиційний матеріал складу  $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$  з відносною густиною > 99%.
2. Зростання вмісту реакційної суміші (0–50%) веде до інтенсифікації процесу усадки та зростання значень відносної густини за рахунок зростання теплового ефекту екзотермічних перетворень, що супроводжують пресування.
3. Величини мікротвердості та тріщиностійкості є сильно залежними від густини сформованих зразків. Так, зростання значень мікротвердості в межах 11–23 ГПа та тріщиностійкості з 3,21–6,1 МПа·м<sup>1/2</sup> пояснено скороченням поруватості та утворенням міжзеренної фази карбїду кремнію.
4. За відомою [17] методикою конкретизовано роль мікропоруватості в визначенні кінцевого значення мікротвердості.

#### ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. R. Loehman, E. Corral, H. P. Dumm, P. Kotula, and R. Tandon, *Ultra High Temperature Ceramics for Hypersonic Vehicle Applications* (Sandia Report SAND 2006-2925. Unlimited Release. Printed June 2006) (Albuquerque, New Mexico: Sandia National Laboratories: 2006).
2. *High-Temperature Materials and Technology* (Eds. I. E. Campbell and

- E. M. Sherwood) (New York: Wiley: 1967).
3. E. V. Clougherty and L. Kaufman, *Investigation of Boride Compounds for Very High Temperature Applications* (Air Force Technical Documentary Report No. RTD-TDR-63-4096) (Cambridge, MA: ManLabs, Inc.: 1963).
  4. S. R. Levine et al., *Journal of the European Ceramic Society*, **22**, Nos. 14–15: 2757 (2002).
  5. *NSFAFOSR Joint Workshop on Future Ultra-High Temperature Materials (Arlington, VA, 13–14 January 2004)* (Eds. W. G. Fahrenholtz and G. E. Hilmas).
  6. O. N. Grigor'ev, G. A. Frolov, and Yu. Yu. Evdokymenko, *Aviatsionno-Kosmicheskaya Tekhnika i Tekhnologiya*, **8**: 95 (2012).
  7. O. M. Grygor'ev, V. V. Skorokhod, A. D. Panasyuk, V. A. Kotenko, V. V. Lychko, O. V. Koroteyev, E. V. Prylutskiy, V. O. Lavrenko, and M. M. Ikonnik, *Nauka ta Innovatsii*, **8**, No. 1: 18 (2012).
  8. L. Zhang and K. Kurokawa, *Oxid Met.*, DOI 10.1007/s11085-015-9585-9.
  9. S. Yu. Saenko, E. A. Svetlychnyi, K. V. Lobach, and A. E. Surkov, *Zbirnyk Naukovykh Prats' PAT 'UkrNDI Vognetryviv im. A. S. Berezhnogo'*, 2012, No. 112: 141 (in Ukrainian).
  10. V. S. Krasnorutskyy, S. Yu. Saenko, N. N. Belash et al., *VANT*, No. 2: 85 (2009) (in Russian).
  11. F.-C. Chang, *International Conference on Powder Metallurgy and Particulate Materials (New York, May 30–June 3, 2000)* (New York: 2000).
  12. J. Zhang, *P/M Science & Technology Briefs.*, **5**, No. 3: 17 (2003).
  13. E. N. Pryamilova, V. Z. Poylov, and Yu. B. Lyamin, *Vestnik Perm' NIPU. Khimicheskaya Tekhnologiya i Biotekhnologiya*, No. 4: 55 (2014) (in Russian).
  14. S. V. Chornobuk, A. Yu. Popov, and V. A. Makara, *Sverkhtverdyye Materialy*, No. 2: 22 (2009) (in Russian).
  15. Y. F. Kazo, S. V. Chernobuk, and P. P. Kogutyuk, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotekhnologii*, **10**, Iss. 1: 27 (2012) (in Russian).
  16. S. V. Chornobuk, A. O. Goncharenko, O. Yu. Popov, and V. A. Makara, *Metallofiz. Noveishie. Tekhnol.*, **39**, No. 7: 983 (2017) (in Ukrainian).
  17. A. I. Slutsker, A. B. Sinani, V. I. Betekhtin, A. G. Kadomtsev, and S. S. Ordan'yan, *Zhurnal Tekhnicheskoi Fiziki*, **78**, Iss. 12: 59 (2008) (in Russian).
  18. D. Chicot, D. Mercier, F. Roudet, K. Silva, M. H. Staia, and J. Lesage, *Journal of the European Ceramic Society*, **27**, Iss. 4: 1905 (2007).
  19. A. Moradkhani, H. Baharvandi, M. Tajdari, H. Latifi, and J. Martikainen, *Journal of Advanced Ceramics*, **2**, No. 1: 87 (2013); DOI: 10.1007/s40145-013-0047-z.
  20. A. G. Evans and E. A. Charles, *J. Amer. Ceram. Soc.*, **59**, Nos. 7–8: 371 (1976).
  21. C. M. Dannels and S. Dutta, *Effect of Processing on Fracture Toughness of Silicon Carbide as Determined by Vickers Indentations* (March 1989. Report NASA-TM-101456, E-4565, NAS 1.15:101456).
  22. O. S. Alekhin, D. V. Korolev, A. K. Suvorov, and K. A. Suvorov, *Raschyot Adiabateskoy Temperatury Goreniya Ehntal'piynym Metodom: Metodicheskie Ukazaniya* [Calculation of the Adiabatic Combustion Temperature by the Enthalpy Method: Methodical Instructions] (St. Petersburg: SPbGTI(TU): 2001) (in Russian).

23. *Semiconductors and Semimetals. A Treatise* (Eds. R. K. Willardson and E. R. Weber). Vol. 52: *SiC Materials and Devices* (Ed. Y.-S. Park) (San Diego, CA: Academic Press: 1998), p. 1.
24. *Properties of Silicon Carbide (SiC)* (Ed. G. Harris) (London: INSPEC, The Institution of Electrical Engineers: 1995).
25. G. V. Samsonov, T. I. Serebryakova, and V. A. Neronov, *Boridy* [Borides] (Moscow: Atomizdat: 1975) (in Russian).
26. W.-W. Wu, G.-J. Zhang, Y.-M. Kan, and Y. Sakk, *Ceramics International*, **39**: 7273 (2013).
27. P. Barick, D. Chakravarty, B.-P. Saha, R. Mitra, and S. V. Joshi, *Ceramics International*, **42**, No. 3: 3836 (2016).
28. Ch. Xu and Dm. Sun, *Mater. Sci. Eng. A*, **491**: 338 (2008).
29. Q. Liu, W. Han, X. Zhang, S. Wang, and J. Han, *Materials Letters*, **63**: 1323 (2009).
30. P. L. Swanson, C. L. Fairbanks, B. R. Lawn, Y. W. Mai, B. J. Hockey, *J. Am. Ceram. Soc.*, **70**: 279 (1987).
31. P. F. Becher, *Toughening Mechanisms in Quasi-Brittle Materials. NATO ASI Series. Series E: Applied Sciences* (Ed. S. P. Shah) (Dordrecht: Springer: 1991), vol. **195**, p. 19; DOI: 10.1007/978-94-011-3388-3\_2.
32. Y.-W. Mai and B. Lawn, *Am. Ceram. Soc.*, **70**, No. 4: 289 (1987).

---

<sup>1</sup>*Taras Shevchenko National University of Kyiv,  
Faculty of Physics,  
64, Volodymyrska Str.,  
UA-01033 Kyiv, Ukraine*

<sup>1</sup> **TABLE 1.** Components' composition of the ZBSC\_10-50 series of samples.

<sup>2</sup> **Fig. 1.** Imprint of the Vickers pyramid:  $a$  is a half diagonal of the imprint;  $c$  is a length of the crack.

<sup>3</sup> **Fig. 2.** XRD-pattern of the ZBSC\_0-ZBSC\_50 series reactively sintered at 1800°C.

<sup>4</sup> **TABLE 2.** Relative density value for the ZBSC\_0-ZBSC\_50 series.

<sup>5</sup> **Fig. 3.** Influence of initial composition of the samples on adiabatic temperature and relative density of final composites.

<sup>6</sup> **Fig. 4.** Structure of the non-reaction structure ZBSC\_0 ( $a$ ) and reactively sintered composites ZBSC\_20 ( $b$ ), ZBSC\_50 ( $c$ ).

<sup>7</sup> **Fig. 5.** Dependence of microhardness and porosity on the content of the reaction mixture in the initial charge ( $a$ ); dependence of the crack resistance on the composition of the samples composition ( $b$ ).

<sup>8</sup> **TABLE 3.** Some of the mechanical properties of the ZBSC\_0 — ZBSC-50 samples.

<sup>9</sup> **Fig. 6.** Experimental dependence of the microhardness of the ZBSC\_0-50 samples on their total porosity and calculated one according to the empirical formula of Rishkevich approximation.

<sup>10</sup> **TABLE 4.** Total porosity of the ZrB<sub>2</sub>-SiC samples.

<sup>11</sup> **Fig. 7.** Dependence of microhardness on the continuity parameter  $h_a/L_a$ .