

УДК 539.216:621.762

DOI: 10.33839/2223-3938-2018-21-1-375-384

**В. В. Івженко, О. М. Кайдаш**, кандидати технічних наук, **В. З. Туркевич**, акад. НАН України, **А. Л. Майстренко**, член-кор. НАН України, **В. Г. Кулич, П. П. Іценко** кандидати технічних наук, **В. М. Ткач**, д-р фіз.-мат. наук

*Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, вул. Автозаводська, 2, 04074, м. Київ, E-mail: ivv@ism.kiev.ua*

## ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СИЛЦІЮВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ГАРЯЧЕПРЕСОВАНОГО ПОЛІКРИСТАЛІЧНОГО КАРБІДУ КРЕМНІЮ

*Вивчено закономірності спікання під тиском полікристалічних SiC-матеріалів різної дисперсності. Досліджено особливості формування структури, фазовий склад та властивості гарячепресованих матеріалів, отриманих з порошків SiC при тиску 10 і 25 МПа з подальшим силціюванням. Показано, що у матеріалах, виготовлених з SiC розміром 5 мкм, просочення кремнієм відбувається повністю. Встановлено, що після силціювання полікристалічного карбіду кремнію границя міцності під час згинання підвищується на 10%–80%, а тріщиностійкість – на 30%–80% залежно від вихідної пористості. Для матеріалу SiC, виготовленого з 5 мкм-порошку, фізико-механічні властивості досягають прийнятних значень:  $R_{bm} = 320$  МПа,  $K_{Ic} = 3,5$  МПа·м<sup>1/2</sup>.*

**Ключові слова:** карбід кремнію, гаряче пресування, просочення кремнієм, пористість, границя міцності під час згинання, тріщиностійкість

Карбід кремнію має значний потенціал для виготовлення високотемпературних, зносостійких та корозійностійких матеріалів внаслідок високої твердості, міцності [1], високого опору повзучості [2] та значної стійкості до окислення [3].

Технологія гарячого пресування широко використовується в порошковій металургії тугоплавких сполук для отримання матеріалів з мінімальною пористістю. Основним недоліком цієї технології є висока вартість виробів через низьку стійкість графітової оснастки. Графітові пресформи використовуються в середньому 1–3 рази залежно від температури спікання, тиску пресування та розміру виробу. Під час гарячого пресування матеріалів на основі карбіду кремнію за температури 1900–1950 °С, тиску 20–25 МПа графітова оснастка використовується не більше одного разу. При зменшенні тиску до 5–10 МПа графітова оснастка може використовуватись до 5–20 разів залежно від розміру виробу. Але при цьому неможливо отримати щільні карбідокремнієві матеріали без значного збільшення вмісту ущільнюючих домішок, які негативно впливають на механічні властивості карбіду кремнію за високих температур.

Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України має 30-річний досвід розробки карбідокремнієвих матеріалів, отриманих гарячим пресуванням і реакційним спіканням. Розроблено жароміцні матеріали і технологічні процеси виготовлення виробів з реакційнозв'язаного карбіду кремнію для використання в машинобудуванні, металургії, космічній техніці [4–6].

Мета роботи полягає у вивченні закономірностей формування структури та властивостей полікристалічних карбідокремнієвих матеріалів, отриманих методом гарячого пресування при зниженому тиску 10 МПа з наступним спіканням у парах кремнію.

Для дослідження використали порошок  $\alpha$ -SiC марки M5 та M10 виробництва Запорізького абразивного комбінату з середнім розміром частинок 5 і 10 мкм відповідно.

Вихідні порошки містили не менш ніж 98% SiC і не більш ніж 0,1% Fe, 1,5% O і 0,4% C<sub>вільн.</sub>. Зразки отримали гарячим пресуванням в графітових пресформах за температури 1980–2080 °С під тиском 10 і 25 МПа протягом 60 хв. Нагрівали пресформи індукційним способом. Після гарячого пресування зразки розміром 60 × 60 × 15 мм шліфували і просочували кремнієм в індукційній печі, розплавом і парами кремнію – у безкисневому середовищі за температури 2000–2150 °С протягом 15 хв. Густина і пористість матеріалу розраховували за методикою, регламентованою ГОСТ (ДСТ) 20018–74. Отримані матеріали досліджували поєднанням рентгенівського фазового і структурного аналізів, а також мікрорентгеноспектрального аналізу з електронною мікроскопією (SEM, ZEISS EVO 50 XVP). Границю міцності під час згинання  $R_{bm}$  визначали методом триточкового згину на призматичних зразках розміром 5 × 3,5 × 40 мм з відстанню між опорами 30 мм. Швидкість навантаження становила  $6,5 \cdot 10^{-5}$  м/с. Тріщиностійкість (в'язкість руйнування  $K_{Ic}$ ) визначали через довжину радіальних тріщин з кутів відбитка індентора Віккерса.

Параметри гарячого пресування (ГП) та деякі характеристики полікристалічних гарячепресованих SiC-матеріалів до і після просочення (ПРС) кремнієм наведено у табл. 1.

Таблиця 1. Параметри гарячого пресування і просочення кремнієм та пористість зразків гарячепресованих SiC-матеріалів ( $h_{зразка} = 15$  мм)

№ зразка	Склад, % (за масою) / $d$ , мкм	Параметри ГП:			П, %		Параметри просочування		
		$T$ , °С	$P$ , МПа	$t$ , хв	до ПРС	після ПРС	$h_{нш}$ , мм	$\Delta h/15$	$\Delta/l$ , %
1	SiC (10 мкм)	1980	25	60	28	16	1	0,9	0
2	SiC (10 мкм)	1980	10	60	37	19	9	0,4	+ 1,7
3	SiC (10 мкм)	2080	10	60	11	14	0	1,0	+ 4,6
4	SiC (5 мкм)	1980	10	60	45	4	0	1,0	+ 3,3

Примітка. Середній розмір частинок –  $d$ , пористість – П, висота непросоченого шару –  $h_{нш}$

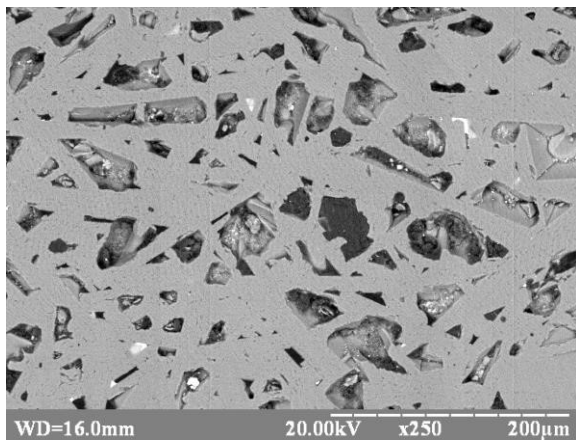
Результати досліджень показали, що карбід кремнію за  $T = 1980$  °С, тиску 25 МПа (зразок 1) спікається до пористості 28%. За умови зниження тиску до 10 МПа пористість отриманого матеріалу зростає на третину – до 37% (зразок 2). При підвищенні температури до 2080 °С пористість матеріалу істотно знижується – навіть за невисокого тиску 10 МПа – до 11% (зразок 3). Якщо використати дрібніший порошок SiC дисперсністю 5 мкм, вихідні (сирі) компакти матимуть майже на 20% вищу початкову пористість і, хоча ущільнення матеріалу за  $T = 1980$  °С відбувається активно, пористість все ж залишається значною і досягає після гарячого пресування 45% (зразок 4).

Проведені дослідження закономірностей спікання під тиском полікристалічних матеріалів з карбиду кремнію показують, що активують процес ущільнення карбиду підвищення тиску пресування з 10 МПа до 25 МПа, зниження дисперсності вихідних частинок з 10 мкм до 5 мкм та підвищення температури спікання з 1980 °С до 2080 °С.

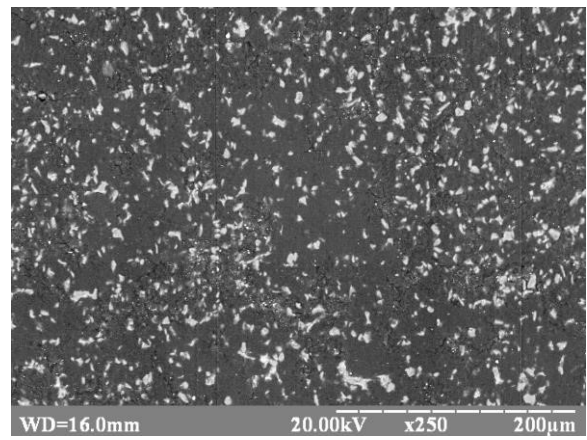
Вивчення процесу просочування кремнієм гарячепресованих полікристалічних карбідокремнієвих матеріалів показало, що залежно від пористості матеріалів та розміру зерен вихідного порошку SiC змінюється як швидкість, так і ступінь просочування кремнієм

(див. табл. 1). Для зразка 1, отриманого після підвищення тиску гарячого пресування 25 МПа, непросочений шар малий – він менший ніж 7% висоти виробу. А ось у зразку 2 непросочений парами кремнію шар – значний, досягає 60%. Підвищення температури спікання (зразок 3), або зниження розміру вихідного зерна SiC (зразок 4) дозволяє досягнути повного просочування матеріалів (відносно просочення  $\Delta h/15 = 1$ ). Останній зразок продемонстрував суттєве зниження пористості – до 4%. Він також дещо збільшився у розмірі ( $\Delta l/l$ ) – на 3,3%. Зміна розміру найбільш значна у зразка 3 і досягає 4,6%.

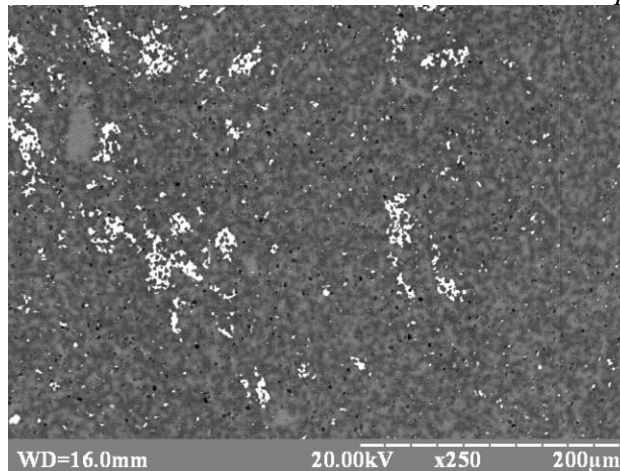
Структура полікристалічних карбідокремнієвих матеріалів, отриманих за температури від 1980°C до 2080°C з порошку SiC різної дисперсності (див. їх характеристики у табл. 1), показана на рис. 1, а результати рентгенівського фазового аналізу (дифрактограми) наведено на рис. 2.



*a,*  
зразок 3



*b,*  
зразок



*c,*  
зразок 4

Рис. 1. Мікроструктура шліфів полікристалічного SiC, отриманого ГП (10 МПа, 60 хв) за  $T$ :  
*a* – 2080 °C; *b, c* – 1980 °C та наступним просоченням парами Si. Середній розмір порошку  
SiC: *a, b* – 10 мкм; *c* – 5 мкм

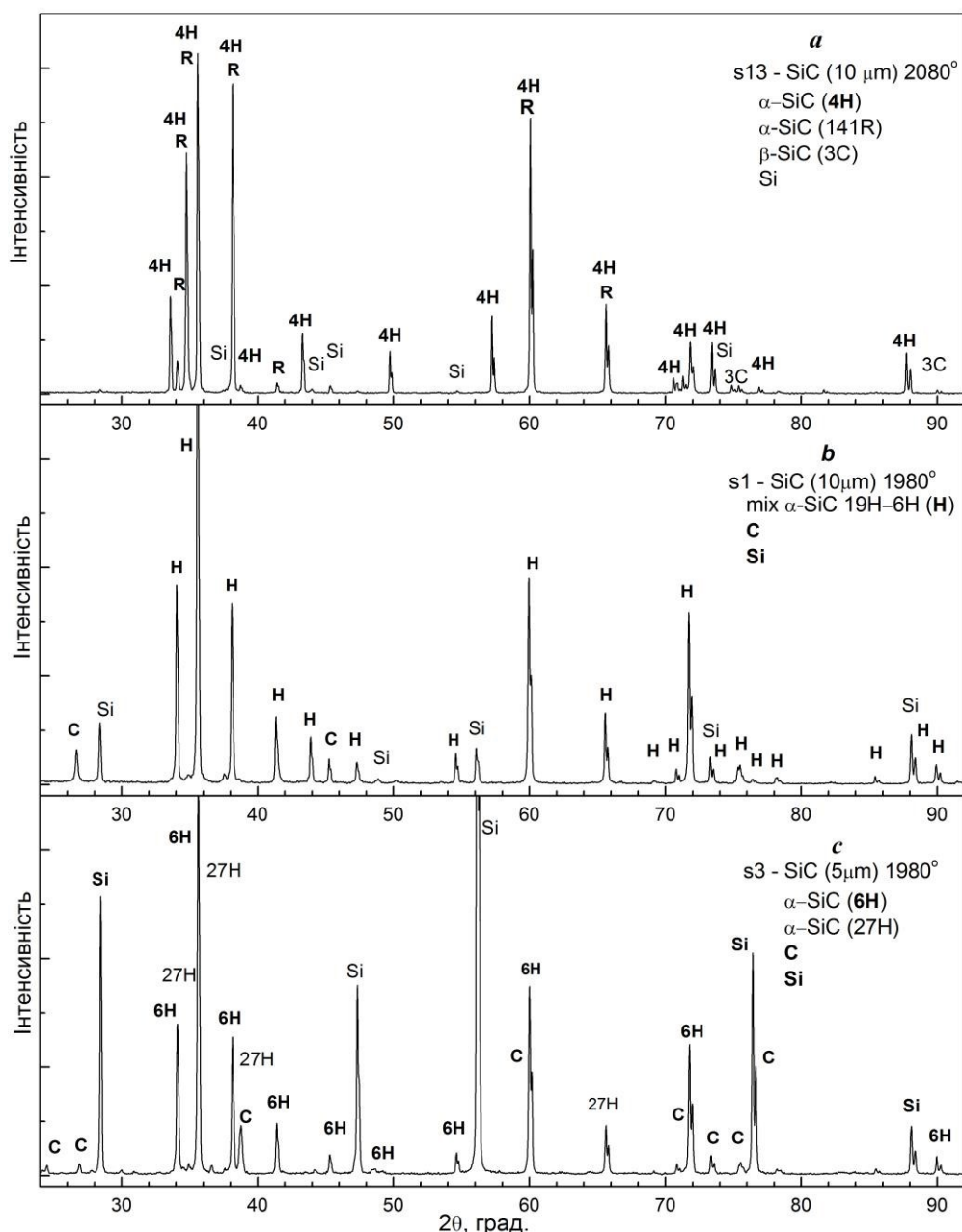


Рис. 2. Типові дифрактограми полікристалічного SiC-матеріалу, отриманого ГП (10 МПа, 60 хв) за температури: а – 2080 °С (зразок 3); б, с – 1980 °С (зразки 2, 4) та наступним просоченням парами кремнію. Середній розмір вихідного порошку SiC: а, б – 10 мкм; с – 5 мкм

За даними рентгенівського фазового аналізу, матеріали містять суміш політипів SiC, в основному  $\alpha$ -фази з гексагональною ґраткою 6H, 27H (зразок 4 у табл. 2), 6H, 19H (зразок 2), 4H (зразок 3). Найвні у незначній кількості ромбоєдрична  $\alpha$ -фаза SiC 15R та кубічна  $\beta$ -фаза SiC 3C, а також вільний вуглець – від 0,2% до 3,7% та кремній. Вміст основного політипу 6H-SiC після ГП за 1980°C не відрізняється від вмісту у вихідних порошках обох розмірів. Результати рентгеноструктурного аналізу карбідокремнієвих полікристалічних матеріалів наведено у табл. 3.

Таблица 2. Результаты рентгеновского фазового анализа поликристаллического карбида кремния, полученного горячим прессованием с последующим силицированием

Назва фази, кристалічна структура	Вміст фази, %	
	Центр зразка	Край зразка
SiC 5 мкм, ГП (1980 °С, 10 МПа, 60 хв.) та силицивання (зразок 4, дифрактограма <i>c</i> на рис. 2)		
$\alpha$ -SiC 6H (гексагональна, вюрцит)	75	65
$\alpha$ -SiC 27H (гексагональна, вюрцит)	9	8
Si	14	23
C, графіт	2	4
SiC 10 мкм, ГП (1980 °С, 10 МПа, 60 хв.) та силицивання (зразок 2, дифрактограма <i>b</i> на рис. 3),		
$\alpha$ -SiC 6H (гексагональна, вюрцит)	98	78
$\alpha$ -SiC 19H (гексагональна, вюрцит)	2	–
Si	–	19
C, графіт	–	3
SiC 10 мкм, ГП (2080 °С, 10 МПа, 60 хв.) та силицивання (зразок 3, дифрактограми на рис. 4)		
$\alpha$ -SiC 4H (гексагональна, вюрцит)	95	87
$\alpha$ -SiC 15R (ромбоєдрична)	3	1
$\beta$ -SiC 3C (кубічна, сфалерит)	1	–
Si	1	12

Таблица 3. Результаты рентгеновского структурного анализа поликристаллического карбида кремния, полученного из порошка SiC размером 10 мкм горячим прессованием с последующим силицированием

Назва фази, кристалічна структура	Постійна ґратки, нм		
	<i>A</i>	<i>b</i>	<i>c</i>
ГП (1980 °С, 10 МПа, 60 хв.) та силицивання (зразок 2, дифракт. <i>b</i> , рис. 3)			
$\alpha$ -SiC 6H (гексагональна, вюрцит)	0,30806	0,30806	1,51161
$\alpha$ -SiC 19H (гексагональна, вюрцит)	0,30798	0,30798	4,77989
Si	0,54265	0,54265	0,54265
C, графіт	0,24724	0,42589	0,66625
ГП (2080 °С, 10 МПа, 60 хв.) та силицивання (зразок 3, дифракт. <i>a</i> , рис. 4)			
$\alpha$ -SiC 4H (гексагональна, вюрцит)	0,30776	0,30776	1,00763
$\alpha$ -SiC 15R (ромбоєдрична)	0,30763	0,30763	3,78015
$\beta$ -SiC 3C (кубічна, сфалерит)	0,43552	0,43552	0,43552
Si	0,79919	0,48080	0,47891

Параметри ґратки гексагональних політипів практично не відрізняються, тільки за підвищення температури спікання на 100°С до 2080°С відбувається перехід до більш рівновісного  $\alpha$ -політипу з ґраткою 4H. Схожий перехід було зафіксовано під час

рідкофазного спікання  $\alpha$ -фази карбїду кремнію у роботі [7]. За літературними даними, саме політип 4H має найнижчу загальну енергію і тому повинен бути найбільш стабільним [8].

У процесі вивчення просочення кремнієм SiC-матеріалів для порівняння виконано аналіз центральної і зовнішньої частин виготовлених зразків. Надалі ці ділянки називатимемо центр і край (периферія) зразка. Такі дифрактограми наведено для зразка 4 – на рис. 3, для зразка 3 – на рис. 4, відмінності за вмістом фаз показано у табл. 2.

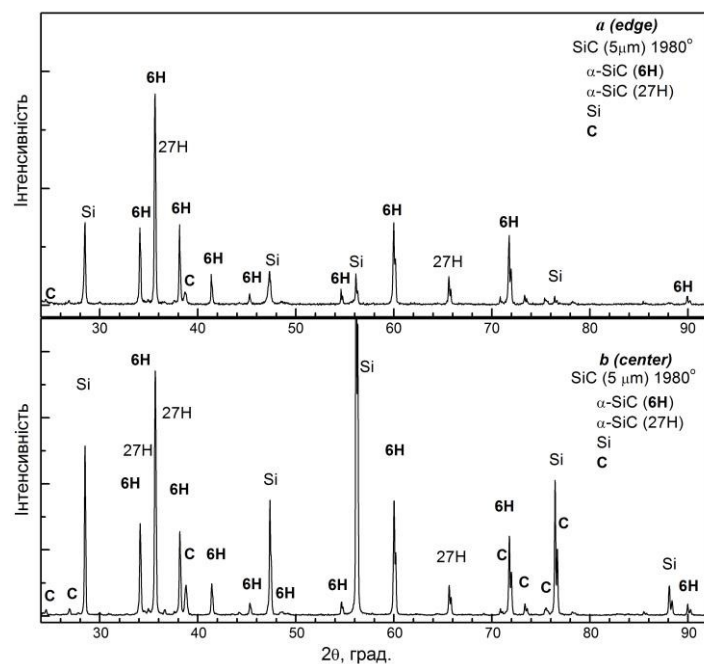


Рис. 3. Типові дифрактограми полікристалічного карбїду кремнію (зразок 4) (порошок SiC розміром 5 мкм), отриманого ГП (1980 °С, 10 МПа, 60 хв) з наступним просоченням парами кремнію: *a* – край зразка, *b* – центр зразка

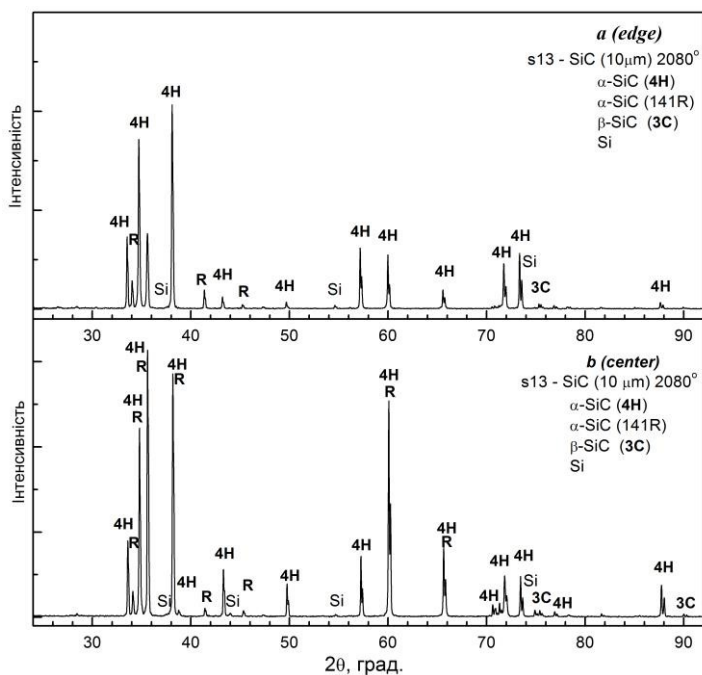


Рис. 4. Типові дифрактограми полікристалічного карбїду кремнію (зразок 3) (порошок SiC розміром 10 мкм), отриманого ГП (2080 °С, 10 МПа, 60 хв) з наступним просоченням парами кремнію: *a* – край зразка, *b* – центр зразка

Для зразка 4, виготовленого з дрібного порошку SiC розміром 5 мкм, у якому просочення кремнієм пройшло повністю, відмінності за вмістом фаз між центром та краєм зразка незначні. Край зразка після просочення збагачений кремнієм, а у центральній частині спостерігається зростання вмісту карбіду кремнію майже на 10% (табл. 2).

Це відбувається, зокрема, і за рахунок утворення вторинного SiC з вільних кремнію та вуглецю, що підтверджується одночасним зниженням їх кількості (табл. 2). Як показали мікроструктурні дослідження та проведений мікрорентгеноспектральний аналіз, полікристалічні матеріали з карбіду кремнію містять переважно тугоплавкий карбід SiC (його вміст досягає 75–85%). Міжзернова фаза складається або з кремнію, або з твердого розчину Si–C–Me. Загальний вміст металічних домішок незначний і менший за 0,1% (ат.). Майже немає відмінностей для такого матеріалу і в центрі зразка. Цей висновок також підтверджено порівняльним аналізом дев'яти різних зон на глибину до 2,8 мм. Вміст кремнію та вуглецю від зони до зони практично не змінюється. А ось для матеріалів, виготовлених з крупнішого порошку SiC розміром 10 мкм, відмінності між центром і краєм зразка досить значні. Встановлено зростання на краю зразків вмісту вільного кремнію до 12% та 19%. У зразку 2 ( $T = 1980\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) просочення відбулося не повністю.

Результати дослідження фізико–механічних властивостей матеріалів, отриманих з порошків SiC дисперсністю 5 мкм і 10 мкм гарячим пресуванням за температури  $1980\text{ }^{\circ}\text{C}$ – $2080\text{ }^{\circ}\text{C}$ , тиску 10 МПа і 25 МПа за 60 хв, а також властивості гарячепресованих матеріалів після просочення їх кремнієм наведено в табл. 4.

Таблиця 4. Фізико–механічні властивості гарячепресованих полікристалічних SiC-матеріалів до і після просочення кремнієм

№ зразка	Склад, % (за масою)	$d$ , мкм	Параметри ГП:			П, %		$R_{bm}$ , МПа		$K_{1c}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>		
			$T$ , °C	$P$ , МПа	$t$ , хв	до ПРС	після ПРС	до ПРС	після ПРС	після ГП	після ПРС	
											центр	Край
1	SiC	10	1980	25	60	28	16	210	235	< 2	< 2	3,3
2	SiC	10	1980	10	60	37	19	170	220	< 2	< 2	3,3
3	SiC	10	2080	10	60	11	14	250	240	< 2	2,5	3,0
4	SiC	5	1980	10	60	45	4	180	320	< 2	3,6	3,5

Як свідчать результати, пористість матеріалів значно знижується, а границя міцності під час згинання  $R_{bm}$  підвищується. Так, в матеріалі, отриманому з порошку SiC дисперсністю 5 мкм (зразок 4), пористість зменшується до 4%. При цьому значення  $R_{bm}$  збільшується вдвічі і досягає прийняттого рівня 320 МПа, співставного з міцністю 300 МПа – 320 МПа, гарячепресованого матеріалу, отриманого у [9]. Тріщиностійкість також підвищується на 80% і досягає величини  $3,5\text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ , причому як у центрі, так і на краю повністю просоченого кремнієм зразка 4.

Винятком є матеріал, отриманий з порошку SiC дисперсністю 10 мкм за температури спікання 2080°C і тиску 10 МПа (зразок 3): після просочення кремнієм його пористість навпаки підвищується з 11% до 14%, міцність  $R_{bm}$  практично не змінюється, а  $K_{1c}$  зростає на 25% до 3,0 МПа·м<sup>1/2</sup>. Дослідження мікроструктури цього матеріалу показали збільшення розмірів зерен карбїду кремнію на порядок, що призвело до зростання міжкристалітної пористості.

### Висновки

1. Вивчено закономірності спікання SiC під тиском 10 МПа полікристалічних матеріалів різної дисперсності. Показано, що підвищення температури приводить до зменшення пористості на 30%. При зниженні дисперсності вихідного порошку карбїду кремнію з 10 до 5 мкм пористість залишається значною і досягає після гарячого пресування 45%.

2. Вивчено особливості структуроутворення та фазовий склад гарячепресованих SiC–матеріалів після просочування парами кремнію. Полікристалічні матеріали містять до 85% тугоплавкого карбїду кремнію. Він складається з суміші політипів  $\alpha$ -фази SiC з гексагональною ґраткою 6H, 19H, 27H, з домішками ромбоєдричної  $\alpha$ -фази 15R та кубічної  $\beta$ -фази 3C. Міжзернова фаза є твердим розчином на основі кремнію Si–C–Me. Підвищення температури гарячого пресування до 2080°C приводить до швидкого зростання призматичних зерен SiC і утворення грубозернистої структури.

3. Для гарячепресованих матеріалів з SiC розміром 5 мкм, що повністю просочуються кремнієм, відмінності за вмістом фаз між центром та краєм зразка незначні. Центр виробу має на 10% підвищений вміст карбїду кремнію за рахунок утворення вторинного SiC з вільних кремнію та вуглецю. Край виробу збагачений кремнієм.

4. Досліджено вплив просочення кремнієм на властивості гарячепресованого карбїду кремнію. Після силіціювання полікристалічного карбїду кремнію границя міцності під час згинання підвищується на 10%–80%, а тріщиностійкість на 30%–80% залежно від вихідної пористості. Для матеріалу з порошку SiC (розміром 5 мкм) вони досягають прийнятних значень:  $R_{bm} = 320$  МПа,  $K_{1c} = 3,5$  МПа·м<sup>1/2</sup>.

*Изучены закономерности спекания под давлением поликристаллических SiC–материалов различной дисперсности. Исследованы особенности формирования структуры, фазовый состав и свойства горячепрессованных материалов, полученных из порошков SiC при давлении 10 и 25 МПа с последующим силицированием. Показано, что в материалах, изготовленных из SiC размером 5 мкм, пропитка кремнием проходит полностью. Установлено, что после силицирования поликристаллического карбида кремния предел прочности при изгибе повышается на 10%–80%, а трещиностойкость на 30%–80% в зависимости от исходной пористости. Для материала SiC, изготовленного из 5 мкм–порошка, физико–механические свойства достигают приемлемых значений:  $R_{bm} = 320$  МПа,  $K_{1c} = 3,5$  МПа·м<sup>1/2</sup>.*

**Ключевые слова:** карбид кремния, горячее прессование, пропитка кремнием, пористость, предел прочности при изгибе, трещиностойкость

V. V. Ivzhenko, O. N. Kaidash, V. Z. Turkevych,

A. L. Maistrenko, V. G. Kulich, P. P. Itsenko, V. N. Tkach

### RESEARCH OF THE INFLUENCE OF SILICONIZING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF HOT-PRESSED POLYCRYSTALLINE SILICON CARBIDE

*The regularities of sintering under pressure of polycrystalline SiC–materials of different dispersion are studied. The peculiarities of structure formation, phase composition and properties of hot pressed materials produced from SiC powders at a pressure of 10 and 25 MPa with followed by siliconizing have been researched. It is shown that in materials made from 5–micron SiC, impregnation with silicon occurs*



completely. It was found that after the siliconization of polycrystalline silicon carbide, the bending strength increased by 10%–80%, and crack resistance by 30%–80% depending on the initial porosity. For a SiC material, made from 5  $\mu\text{m}$  powder, physical and mechanical properties reach acceptable values:  $R_{bm} = 320$  МПа,  $K_{Ic} = 3,5$  МПа·м<sup>1/2</sup>.

**Key words:** silicon carbide, hot pressing, impregnation with silicon, porosity, bending strength, fracture toughness

### Література

1. Конструкционные карбидокремниевые материалы / А. П. Гаршин, В. В. Карлин, Г. С. Олейник, В. И. Островерхов. – Л.: Машиностроение, 1975. – 152 с.
2. Prochaska S., Scanlan R. M. Effect of Boron and Carbon on sintering of SiC // J. Amer. Ceram. Soc. – 1975. – **58**. – P. 2.
3. Гнесин Г. Г. Карбидокремниевые материалы. – М.: Metallurgiya, 1977. – 216 с.
4. Майстренко А. Л., Кулич В. Г., Ткач В. Н. Закономерности формирования высокоплотной структуры самосвязанного карбида кремния // Сверхтвердые матер. – 2009. – № 1. – С. 18–35.
5. Исследование упругого последействия при инъекционном литье термопластичных масс на основе порошков SiC, AlN, WC и его влияния на механические свойства материала заготовок изделий / В. В. Ивженко, Н. В. Новиков, Г. Ф. Сарнавская и др. // Сверхтвердые матер. – 2009. – № 1. – С. 49–57.
6. Получение и свойства горячепрессованных материалов на основе карбида кремния с добавками карбидов бора и титана / В. В. Ивженко, О. Н. Кайдаш, Г. Ф. Сарнавская и др. // Сверхтвердые матер. – 2016. – 38. – № 5. – С. 25–34.
7. Lee S. K., Kim C. H. Effects of  $\alpha$ -SiC versus  $\beta$ -SiC starting powders on microstructure and fracture toughness of SiC sintered with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> additives // J. Amer. Ceram. Soc. – 1994. – 77. – № 6. – P. 1655–1658.
8. Fan J. and Chu P. K. Silicon Carbide Nanostructures. Fabrication, structure and properties. Chapter 2 – General Properties of Bulk SiC // Engineering Materials and Processes. – Springer International Publishing Switzerland, 2014. – P. 7–114. – DOI 10.1007/978-3-319-08726-9\_2
9. Григорьев О. Н., Гогоци Г. А., Гогоци Ю. Г., Субботин В. И., Бродниковский Н. П. Получение и свойства керамики системы SiC–B<sub>4</sub>C–MeB<sub>2</sub> // Порошковая металлургия. – 2000. – № 5/6. – С. 29–42.

Надійшла 04.06.18

### References

1. Garshin, A. P., Karlin, V. V., Oleynik, G. S., & Ostroverkhov, V. I. (1975). *Konstruktsionnye karbidokremniyevye materialy [Structural silicon carbide materials]*. L.: Mashinostroenie [in Russian].
2. Prochaska, S., Scanlan, R. M. (1975). Effect of Boron and Carbon on sintering of SiC. *J. Amer. Ceram. Soc., Vol. 58, 2*.
3. Gnesin, G. G. (1977). *Karbidokremniyevye materialy [Silicon carbide materials]*. M.: Metallurgiya [in Russian].
4. Maistrenko, A. L., Kulich, V. G., & Tkach, V. N. (2009). Zakonomernosti formirovaniia vysokoplotnoi struktury samosviyannogo karbida kremniia [Regularities in the formation of a high-density structure of self-bonded silicon carbide]. *Sverkhtverdye mater.* –

- Superhard Materials*, 1, 18–35 [in Russian].
- Ivzhenko, V. V., Novikov, N. V., Sarnavskaya, G. F. et al. (2009). Issledovanie uprugogo posledeystviia pri inzhetsionnom lite termoplastichnykh mass na osnove poroshkov SiC, AlN, WC i yego vliianiia na mekhanicheskie svoistva materiala zagotovok izdelii [Investigation of the elastic aftereffect at injection molding of thermoplastic masses on the base of SiC, AlN, WC powders and its influence on the mechanical properties of the preforming material]. *Sverkhtverdyye mater. – Superhard Materials*, 1, 49–57 [in Russian].
  - Ivzhenko, V. V., Kaidash, O. N., Sarnavskaya, G. F. et al. (2016). Poluchenie i svoistva goriachepressovannykh materialov na osnove karbida kremniia s dobavkami karbidov bora i titana [Production and properties of hot-pressed materials based on silicon carbide with addition of boron carbide and titanium]. *Sverkhtverdyye mater. – Superhard Materials*, 5, 25–34 [in Russian].
  - Lee, S. K., & Kim, C. H. (1994). Effects of  $\alpha$ -SiC versus  $\beta$ -SiC starting powders on microstructure and fracture toughness of SiC sintered with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> additives. *J. Amer. Ceram. Soc.*, Vol. 77, 6, 1655–1658.
  - Fan, J. and Chu, P.K. (2014). Silicon Carbide Nanostructures. Fabrication, structure and properties. Chapter 2 – General Properties of Bulk SiC. *Engineering Materials and Processes*. 9th. 7–114). Springer International Publishing Switzerland.
  - Grigorev, O. N., Gogotsi, G. A., Gogotsi, YU. G., Subbotin, V. I., & Brodnikovskii, N. P. (2000). Poluchenie i svoistva keramiki sistemy SiC-B<sub>4</sub>C-MeB<sub>2</sub> [Production and properties of ceramics of the SiC-B<sub>4</sub>C-MeB<sub>2</sub> system]. *Poroshkovaia metallurgiiya – Powder metallurgy*, 5/6, 29–42 [in Russian].

УДК 621.921.34 – 419: 004.942

DOI: 10.33839/2223-3938-2018-21-1-384-391

**А. С. Беляев, В. С. Чернобай;**  
**Р. С. Шмегера, О. П. Виноградова**, кандидати технічних наук

*Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, вул. Автозаводська 2,  
04074 м. Київ*

## **ВПЛИВ МІЖФАЗНОЇ ГРАНИЦІ «АЛМАЗ-МЕТАЛЕВА ЗВ'ЯЗКА» НА КОЕФІЦІЄНТ ТЕРМІЧНОГО РОЗШИРЕННЯ ТА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ЕЛЕКТРОСПЕЧЕНИХ КАМ**

Розроблено мікромеханічну модель композиту з недосконалим контактом фаз, яка враховує вплив ступеню недосконалості міжфазної границі «алмаз-металева зв'язка» на коефіцієнт термічного розширення (КТР) та зносостійкість алмазовмісного композиту (КАМ). Міжфазна границя моделюється відповідними контактними умовами на поверхні розділу, а пружно-механічні константи матеріалів фаз визначаються дослідним шляхом або з теоретичних моделей нижчого рівня. Отримані теоретичні дані експериментально підтверджені для зразків електроспечених КАМ на зв'язці NiSn(6%) з включеннями синтетичних алмазів з різними типами покриттів та без. Модель дозволяє якісно оцінити вплив контактної пружності міжфазної границі та розміру включень на КТР. Встановлено, що механічне нанесення хрому на алмазні зерна сприяє підвищенню КТР та зносостійкості КАМ даного класу, за рахунок більш якісного міжфазного зв'язку.