

В. В. Івженко, канд. техн. наук, **О. М. Кайдаш**, д-р техн. наук,
А. Л. Майстренко, д-р техн. наук, **В. Г. Кулич**, канд. техн. наук, **В. М. Ткач**, д-р фіз.-мат.
наук, **Т. О. Косенчук**, інж.

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

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СИЛІЦЮВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ГАРЯЧЕПРЕСОВАНОГО МАТЕРІАЛУ КАРБІД КРЕМНІЮ – ВУГЛЕЦЬ

Вивчені закономірності спікання під тиском матеріалів системи 90 мас.% SiC – 10 мас.% C. Досліджені кінетика ущільнення, особливості формування структури, фазовий склад та властивості гарячепресованих матеріалів, отриманих за тиску 5, 10 і 25 МПа з подальшим силіціюванням. Показано, що в отриманих матеріалах просочення кремнієм проходить повністю. Встановлено, що матеріали SiC–10C складаються з зерен карбїду кремнію, оточених твердим розчином на основі кремнію Si–C–Me. Встановлено, що після силіціювання тріщиностійкість збільшується на 35%–50% в залежності від вихідної пористості, виду вуглецевої домішки.

Ключові слова: карбїд кремнію, вуглець, гаряче пресування, ущільнення, просочення кремнієм, пористість, структура, тріщиностійкість

Карбїд 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 в залежності від температури спікання, тиску пресування та розміру виробу. Під час гарячого пресування матеріалів на основі карбїду кремнію за температури 1950–2050 °С, тиску 25–30 МПа графітова оснастка використовується не більше одного разу. При зменшенні тиску до 5–10 МПа графітова оснастка може використовуватись до 10–20 разів в залежності від розміру виробу. Але при цьому неможливо отримати щільні карбїдокремнієві матеріали без значного збільшення вмісту ущільнюючих домішок, які негативно впливають на механічні властивості карбїду кремнію за температур 1400–1700 °С.

Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України має 40-річний досвід розробки карбїдокремнієвих матеріалів, отриманих гарячим пресуванням і реакційним спіканням. Розроблено ряд жароміцних матеріалів і технологічних процесів виготовлення виробів з карбїду кремнію для використання в машинобудуванні, металургії, космічній техніці [4–9].

Мета роботи полягає у вивченні закономірностей формування структури та властивостей матеріалів з порошкової системи карбїд кремнію – вуглець, отриманих методом гарячого пресування за знижених тисків 5–10 МПа з послідуєчим спіканням у парах кремнію.

Для дослідження використали порошок α -SiC марки M5 виробництва Запорізького абразивного комбінату з середнім розміром частинок 5 мкм. Вихідні порошки містили не менше 98% SiC і не більше 0,1% Fe, 1,5% O і 0,4% C_{вільн.}. Зразки отримали гарячим пресуванням в графітових пресформах за температури 1980 °C під тиском 5, 10 і 25 МПа протягом 30 хв. Нагрівали пресформи індукційним способом. Після гарячого пресування зразки розміром 60 × 60 × (8–10) мм шліфували і просочували кремнієм в індукційній печі розплавом і парами кремнію в безокисному середовищі за температури 2000–2150 °C протягом 15 хв. Густина і пористість матеріалу розраховували за методикою, регламентованою ГОСТ 20018–74. Отримані матеріали досліджували поєднанням структурного та мікрорентгеноспектрального аналізів з електронною мікроскопією (SEM, ZEISS EVO 50 XVP). Тріщиностійкість (в'язкість руйнування K_{Ic}) визначали за довжиною радіальних тріщин з кутів відбитка індентора Віккерса.

З вихідної поршкової системи складу 90 мас.% SiC – 10 мас.% C методом гарячого пресування (ГП) були виготовлені матеріали «SiC–10C», причому в якості вихідного вуглецю були використані нафтовий кокс і графіт марки МПГ. Параметри гарячого пресування та характеристика гарячепресованих матеріалів до і після просочування кремнієм наведені у табл. 1. Пористість матеріалів зменшувалась з 42 % до 24 % при збільшенні тиску гарячого пресування з 5 МПа до 25 МПа. Кінетику ущільнення матеріалів SiC–10C вивчали за $T = 1980$ °C та тиску 5, 10, 25 МПа. Збільшення тиску до необхідної величини проводили за досягнення робочої температури протягом ~1 хв.

Таблиця 1. Параметри гарячого пресування та характеристика матеріалів до і після просочення кремнієм

N зразка	Матеріал, вуглецева домішка	d, мкм	Параметри ГП:			П, %	
			T, °C	P, МПа	t, хв	до ПРС	після ПРС
1	SiC–10C, графіт МПГ	5	1980	25	30	24	5
2	SiC–10C, нафтовий кокс	5	1980	25	30	24	6
3	SiC–10C, графіт МПГ	5	1980	10	30	36	5
4	SiC–10C, нафтовий кокс	5	1980	10	30	32	6
5	SiC–10C (графіт МПГ)	5	1980	5	30	42	5
6	SiC–10C (нафтовий кокс)	5	1980	5	30	42	6

Залежності ущільнення карбідокремнієвих матеріалів від часу спікання під тиском представлені на рис. 1. Залежності параметру спікання F від часу спікання під тиском наведені на рис. 2. Для вивчення кінетики спікання під тиском карбідокремнієвих матеріалів побудовані графіки в координатах $\ln[-\ln(1-F)]$ і $\ln t$ (рис. 3). Це прямі ламані лінії, що характеризуються різним кутом нахилу і, відповідно, відмінними значеннями кінетичних параметрів n і k .

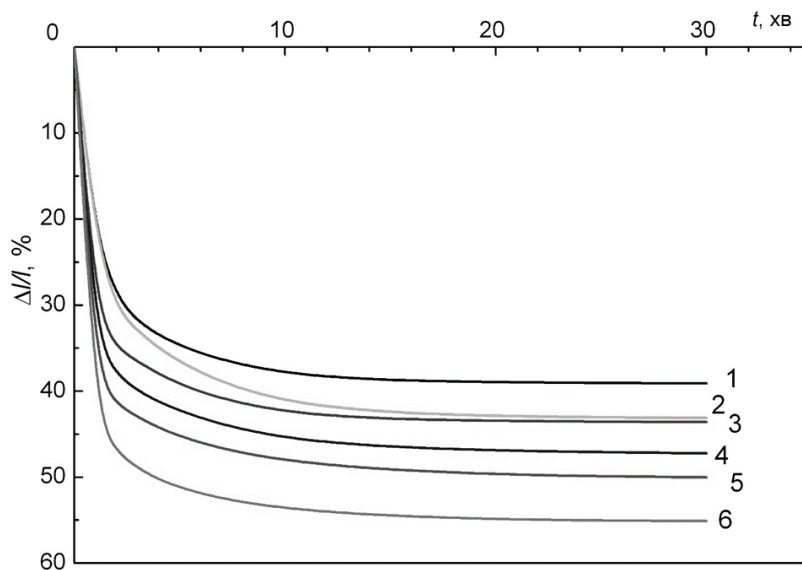


Рис. 1. Залежність усадки ($\Delta l/l$) матеріалів системи SiC–10C від часу спікання під тиском (t) за температури спікання $T=1980$ °C і тиску (P), з домішкою вуглецю у вигляді: 1 – графіту; $P = 5$ МПа; 2 – нафтового коксу; $P = 5$ МПа; 3 – графіту; $P = 10$ МПа; 4 – нафтового коксу; $P = 10$ МПа; 5 – графіту; $P = 25$ МПа; 6 – нафтового коксу; $P = 25$ МПа

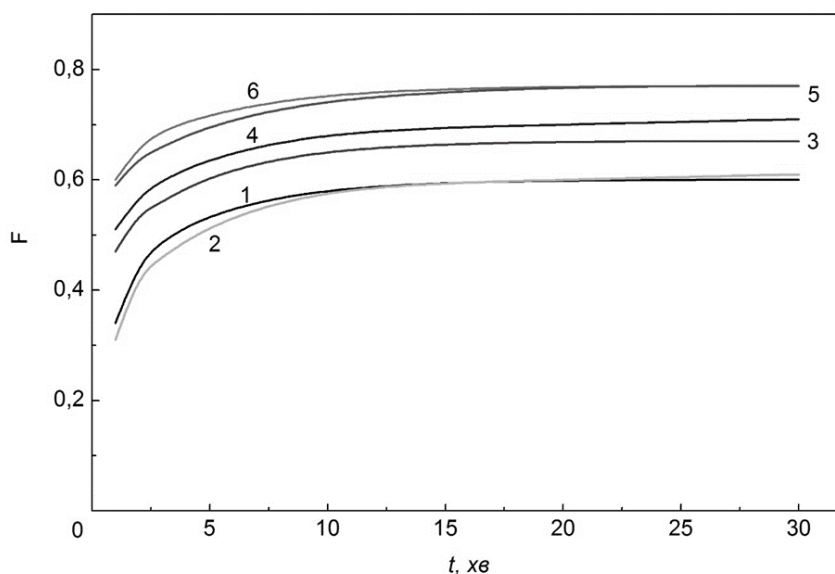


Рис. 2. Залежність параметра спікання (F) від часу спікання під тиском (t) матеріалів системи SiC–10C за $T=1980$ °C і тиску (P), з домішкою вуглецю у вигляді: 1 – графіту; $P = 5$ МПа; 2 – нафтового коксу; $P = 5$ МПа; 3 – графіту; $P = 10$ МПа; 4 – нафтового коксу; $P = 10$ МПа; 5 – графіту; $P = 25$ МПа; 6 – нафтового коксу; $P = 25$ МПа

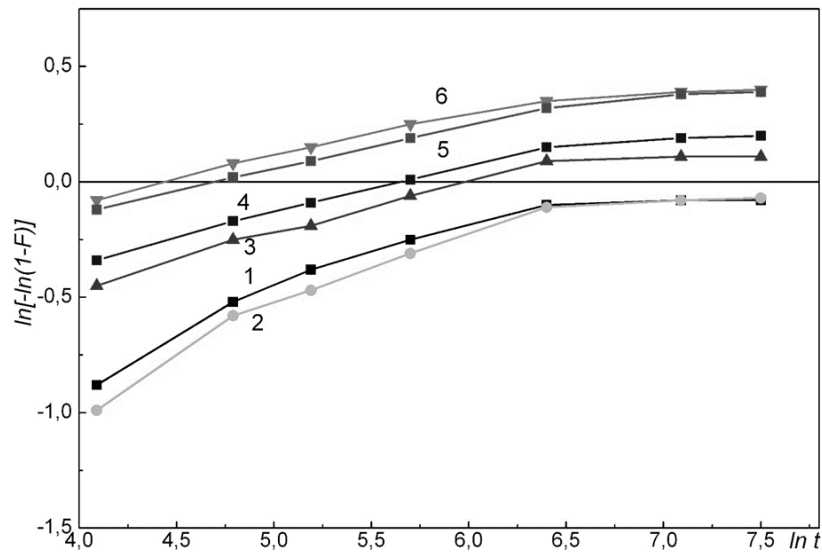


Рис. 3. Залежність логарифму параметру спікання $\ln[-\ln(1-F)]$ від логарифму часу $\ln t$ для визначення кінетичних параметрів спікання (k) і (n) матеріалів системи SiC–10C при $T=1980$ °C і P , з домішкою вуглецю у вигляді: 1 – графіту; $P = 5$ МПа; 2 – нафтового коксу; $P = 5$ МПа; 3 – графіту; $P = 10$ МПа; 4 – нафтового коксу; $P = 10$ МПа; 5 – графіту; $P = 25$ МПа; 6 – нафтового коксу; $P = 25$ МПа

Процес ущільнення може бути розділений на дві стадії, що відрізняються механізмом масопереносу. Перша стадія триває приблизно 2 хв, протягом яких відбувається початкове сповільнене ущільнення; друга стадія настає після ~ 3 хв. ізотермічної витримки і супроводжується прискореним ущільненням до 12 хв.–15 хв. витримки. Значення кінетичних параметрів процесу ущільнення k і n наведені в табл. 2. Аналіз отриманих результатів показує, що вид вуглецю на швидкість ущільнення не впливає, значний вплив має підвищення тиску гарячого пресування.

Таблиця 2. Кінетичні константи ущільнення k і n під час гарячого пресування матеріалів системи SiC–10C, виготовлених з вихідного порошку SiC середнього розміру 5 мкм за температури спікання (T) і тиску (P)

N зразка	Матеріал, вуглецева домішка	Параметри ГП:			1 стадія		2 стадія	
		T , °C	P , МПа	t , хв	k	n	k	n
1	SiC–10C, графіт	1980	25	30	0,40	0,2	0,95	0,1
2	SiC–10C, нафт. кокс	1980	25	30	0,40	0,2	0,95	0,1
3	SiC–10C, графіт	1980	10	30	0,26	0,3	0,78	0,1
4	SiC–10C, нафт. кокс	1980	10	30	0,30	0,3	0,78	0,1
5	SiC–10C, графіт	1980	5	30	0,11	0,5	0,77	0,1
6	SiC–10C, нафт. кокс	1980	5	30	0,10	0,4	0,77	0,1

Методами структурного та мікрорентгеноспектрального аналізів досліджені зразки отриманих матеріалів. Встановлено, що у всіх зразках матеріалів SiC–10C просочення відбулося повністю. Дослідження шліфів матеріалів показало утворення рівномірної структури, просоченої кремнієм.

В процесі вивчення просочення кремнієм матеріалу SiC–10C, де вуглець додавався у вигляді нафтового коксу, був виконаний порівняльний аналіз 11 різних зон на глибину 200 мкм (рис. 4, табл. 3).

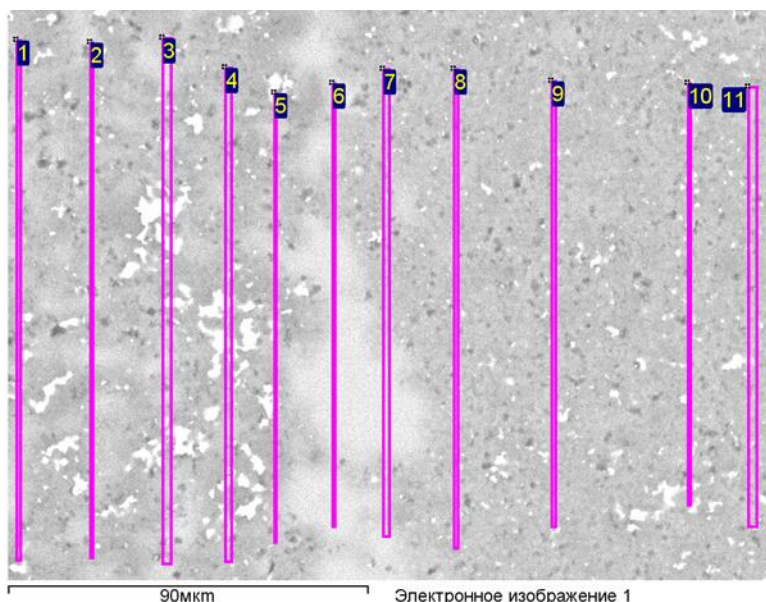


Рис. 4. Мікроструктура поверхні шліфа матеріалу SiC–10C з перехідною зоною просочування, отриманого ГП за температури 1980 °С, тиску 10 МПа за 30 хв. та наступним просоченням парами кремнію. В якості вуглецю використовували нафтовий кокс

Край зразку (т. 1) містить підвищену кількість кремнію – до 73 %. Далі, на глибині близько 80 мкм спостерігається збіднена кремнієм зона (~68%). На глибині близько 90 ÷ 100 мкм спостерігається перехідна зона і суттєве збільшення кількості кремнію – до 87 %. На глибині близько 110 мкм кількість Si зменшується до 73 ÷ 75%. Мікроструктура матеріалу SiC–10C в глибині зразка показана на рис. 5. Результати МРСА представлені у табл. 4. Структура матеріалу складається з основної (матричної) фази SiC (т. 4, 5 на рис. 5) та міжзеренної фази кремнію (т. 1–3), у якій розчинені вуглець і цирконій. Мікроструктура та результати проведеного МРСА по краю зразка показані на рис. 6 і у табл. 5. Структура матеріалу складається з основної (матричної) фази SiC (т. 4, 5 на рис. 6) та міжзеренної фази кремнію (т. 1–3, 6), у якій розчинені вуглець (т. 1–3) і цирконій (т. 6).

Таблиця 3. Результати МРСА матеріалу SiC–10C. Номер спектру відповідає позначкам у мікроструктурі на рис. 4 (Me–Ti, Fe, Al)

№ спектру	Характеристика спектру	Вміст елементів, % (за масою)		
		Si	C	O
1	сумарно по ділянці (край)	72,6	24,3	3,1
2	сумарно по ділянці	72,1	25,4	2,5
3	сумарно по ділянці	71,0	26,2	2,8
4	сумарно по ділянці	68,4	28,9	2,7
5	сум. по ділянці	68,3	28,7	3,0
6	сум. по ділянці (перехідна зона)	86,7	12,0	1,3
7	сум. по ділянці (перехідна зона)	78,0	19,7	2,3
8	сумарно по ділянці	73,6	24,0	2,4
9	сумарно по ділянці	73,4	23,2	3,4
10	сумарно по ділянці	70,1	26,9	3,0
11	сумарно по ділянці	75,2	21,8	3,0

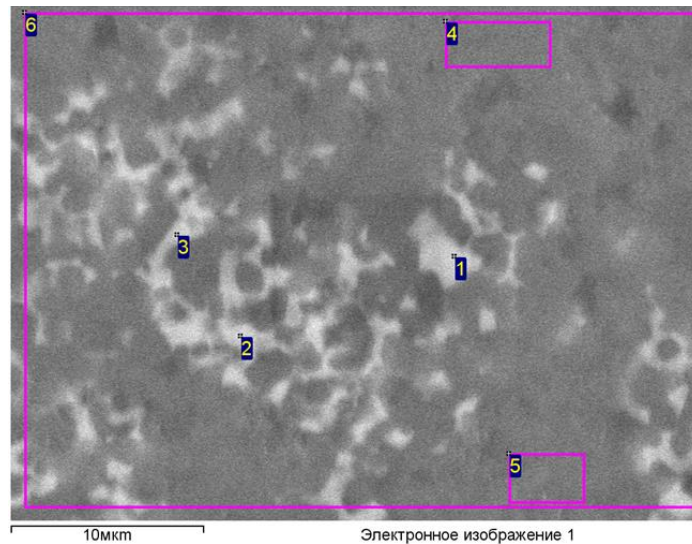


Рис. 5. Мікроструктура в глибині зразка матеріалу SiC–10C, отриманого ГП за температури 1980 °С, тиску 25 МПа за 30 хв. та наступним просоченням парами кремнію. В якості вуглецю використаний нафтовий кокс

Таблиця 4. Результати МРСА матеріалу SiC–10C в глибині зразка. Номер спектру відповідає позначкам на рис. 5 (Me–Ti, Fe, Al)

№ спектру	Характеристика фази	Вміст елементів, % (за масою)				
		Si	C	O	Zr	Me
1	Si–Zr–C	43,0	12,5	–	38,5	6,0
2	Si–Zr–C	42,0	16,2	2,9	35,7	3,2
3	Si–Zr–C	47,6	19,1	–	29,8	3,5
4	основна (матрична) SiC	76,1	23,9	–	–	–
5	основна (матрична) SiC	74,3	23,0	2,4	–	0,3
6	сумарно по площині	71,3	22,3	2,9	1,5	2,0

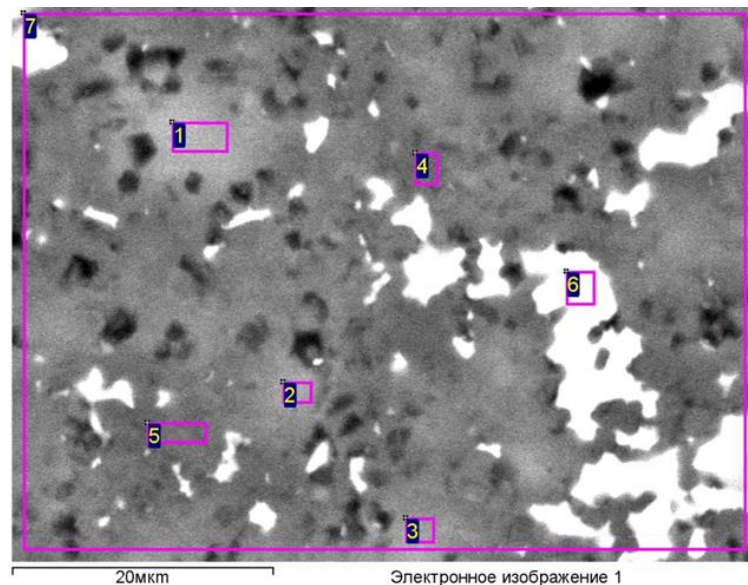


Рис. 6. Мікроструктура по краю зразка матеріалу SiC–10C, отриманого за температури 1980 °С, тиску 10 МПа за 30 хв та наступним просоченням парами кремнію. В якості вуглецю використаний нафтовий кокс

Таблиця 5. Результати МРСА матеріалу SiC–10C по краю зразка. Номер спектру відповідає позначкам на рис. 6 (Me–Ti, Fe, Al)

№ спектру	Характеристика фази	Вміст елементів, % (за масою)				
		Si	C	O	Zr	Me
1	Si – C	90,2	9,8	–	–	–
2	Si – C	81,0	16,7	2,3	–	–
3	Si – C	85,1	14,9	–	–	–
4	основна (матрична) SiC	72,1	26,5	1,4	–	–
5	основна (матрична) SiC	74,0	24,0	1,6	–	0,4
6	Si–Zr–C	36,1	14,0	2,5	43,7	3,7
7	сумарно по площині	65,1	26,8	2,6	4,4	1,1

В процесі вивчення просочення кремнієм матеріалу SiC–10C, де вуглець додавався у вигляді графіту марки МПГ, був виконаний порівняльний аналіз 11 різних зон на глибину 2,5 мм (рис. 7, табл. 6). Край зразку (т. 1) містить підвищену кількість кремнію – до 73 % (т. 1, 2). Потім його вміст плавно знижується до 64 % (т. 11). Мікроструктура та результати проведеного МРСА в глибині зразка показані на рис. 8 і у табл. 7, а відповідні дані по краю зразка – на рис. 9 і у табл. 8. В глибині зразка структура матеріалу складається з основної (матричної) фази SiC (т. 4–6 на рис. 8) і міжзеренної фази на основі твердого розчину кремнію Si–Zr–C (т. 1–3). По краю зразка структура складається з основної (матричної) фази SiC (т. 4–5 на рис. 9) і міжзеренних фаз Si–C (т. 1–3), Si–Zr–C (т. 6–8).

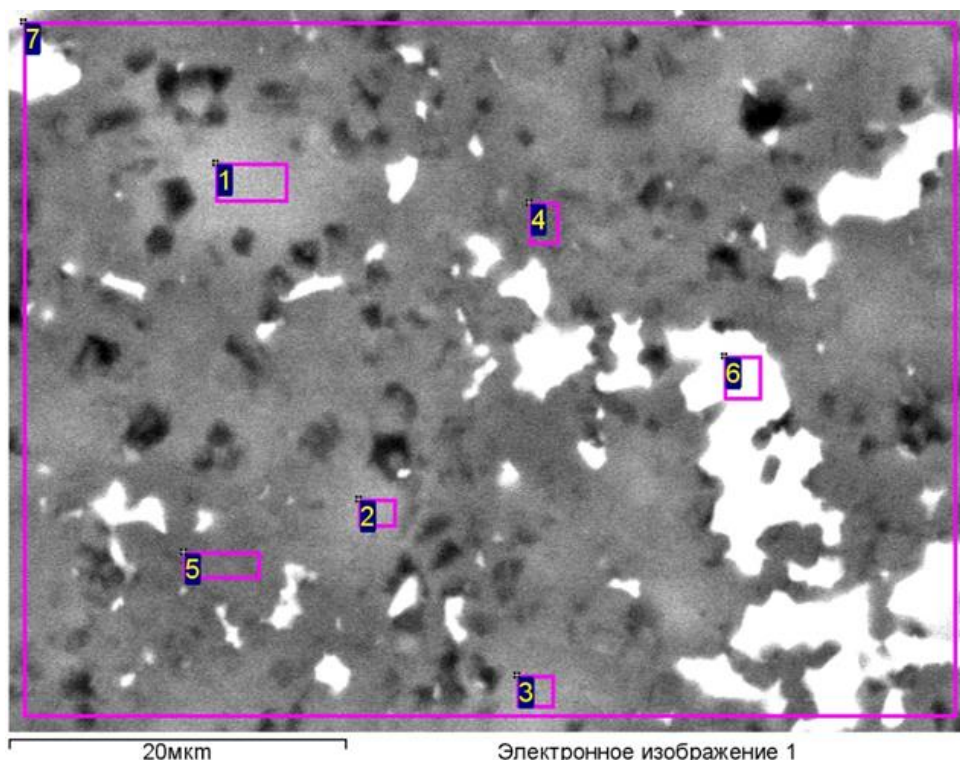


Рис. 7. Мікроструктура поверхні шліфа матеріалу SiC–10C (SEM) з перехідною зоною просочування, отриманого ГП ($T=1980\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P=10\text{ МПа}$, 30 хв) та наступним просоченням парами кремнію. В якості вуглецю використаний графіт МПГ

Таблиця 6. Результати МРСА матеріалу SiC–10C. Номер спектру відповідає позначкам у мікроструктурі на рис. 7

№ спектру	Характеристика спектру	Вміст елементів, % (за масою)			
		Si	C	O	Me
1	сумарно по ділянці (край)	73,1	24,3	2,2	0,4
2	сумарно по ділянці	73,5	24,2	1,9	0,4
3	сумарно по ділянці	72,9	24,2	2,9	–
4	сумарно по ділянці	71,4	25,6	3,0	–
5	сум. по ділянці (перехідна зона)	68,5	28,7	2,5	0,3
6	сум. по ділянці (перехідна зона)	66,5	25,1	2,9	5,5
7	сум. по ділянці (перехідна зона)	66,8	29,9	2,7	0,4
8	сумарно по ділянці	64,5	32,7	2,5	0,3
9	сумарно по ділянці	65,5	32,1	2,4	–
10	сумарно по ділянці	60,7	34,4	4,4	0,5
11	сумарно по ділянці (центр)	69,0	27,9	3,1	–

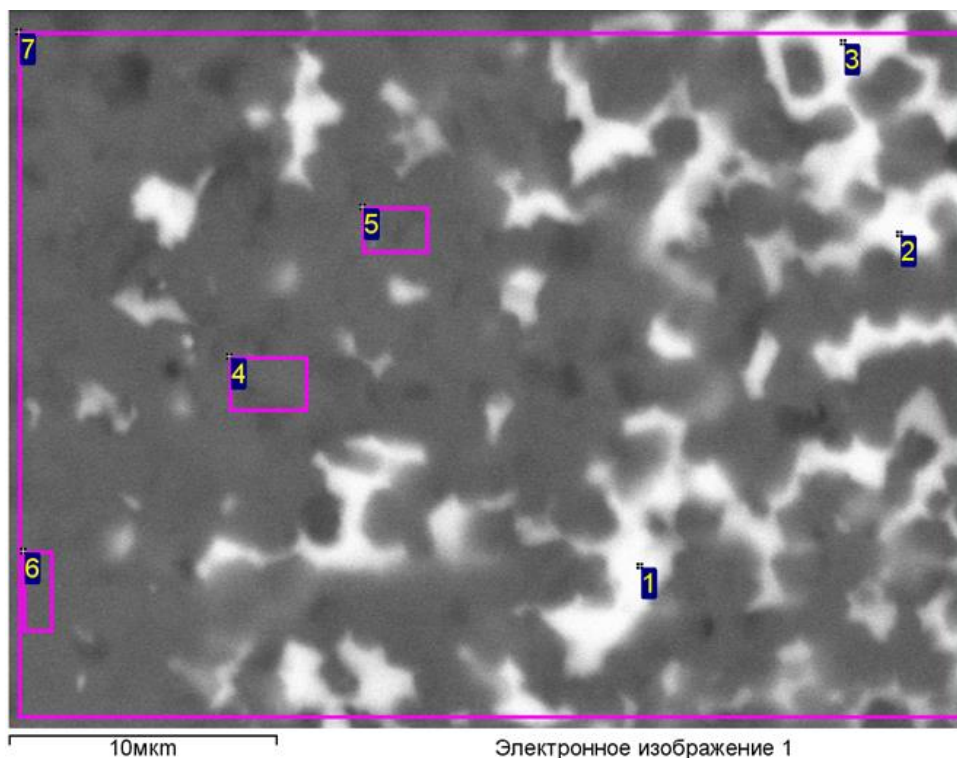


Рис. 8. Мікроструктура в глибині зразка матеріалу SiC–10C, отриманого за $T=1980\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P=10\text{ МПа}$ за 30 хв та наступним просоченням парами кремнію. В якості вуглецю використаний графіт МПГ

Таблиця 7. Результати МРСА матеріалу SiC–10C в глибині зразка. Номер спектру відповідає позначкам на рис. 8. (Me–Ti, Fe, Al)

№ спектру	Характеристика фази	Вміст елементів, % (за масою)				
		Si	C	O	Zr	Me
1	Si–Zr–C	36,7	19,1	2,6	35,0	6,6
2	Si–Zr–C	39,5	18,1	2,5	36,6	3,3
3	Si–Zr–C	34,8	20,9	3,6	35,6	5,1
4	основна (матрична) SiC	71,9	24,4	1,6	–	2,1
5	основна (матрична) SiC	73,3	23,4	1,2	–	2,1
6	основна (матрична) SiC	73,4	26,6	–	–	–
7	сумарно по площині	60,6	27,0	1,5	8,4	2,5

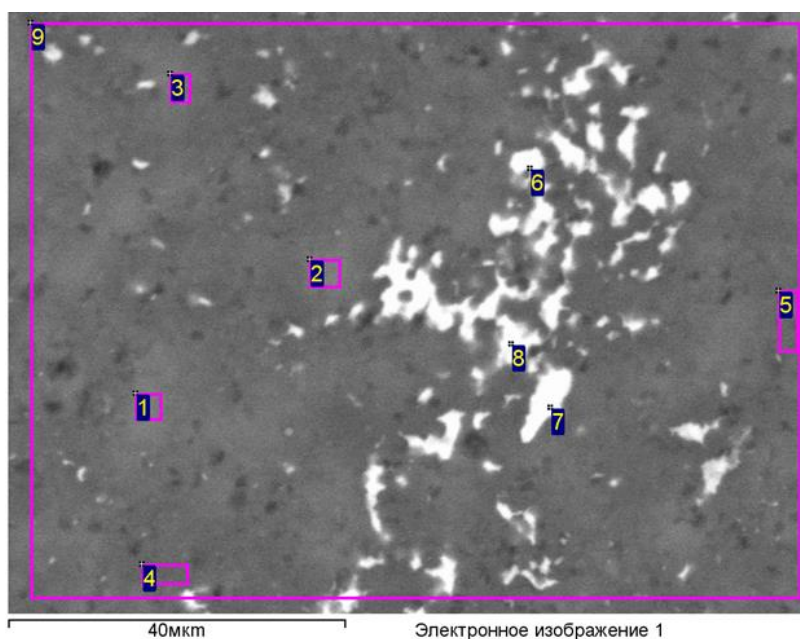


Рис. 9. Мікроструктура по краю зразка матеріалу SiC–10C, отриманого ГП за $T=1980$ °C, $P=10$ МПа за 30 хв та наступним просоченням парами кремнію. В якості вуглецю використаний графіт МПГ

Таблиця 8. Результати МРСА матеріалу SiC–10C по краю зразка. Номер спектру відповідає позначкам на рис. 9. (Me–Ti, Fe, Al)

№ спектру	Характеристика фази	Вміст елементів, % (за масою)				
		Si	C	O	Zr	Me
1	Si–C	86,9	13,1	–	–	–
2	Si–C	83,0	17,0	–	–	–
3	Si–C	84,9	15,1	–	–	–
4	основна (матрична) SiC	69,6	30,4	–	–	–
5	основна (матрична) SiC	72,6	27,4	–	–	–
6	Si–Zr–C	45,7	17,6	2,7	31,7	2,3
7	Si–Zr–C	36,8	14,3	–	44,7	4,2
8	Si–Zr–C	26,3	27,2	5,4	37,4	3,7
9	сумарно по площині	69,6	26,8	2,8	0,6	0,2

Результати дослідження фізико-механічних властивостей пористих матеріалів системи SiC–10C до та після просочення кремнієм зведені у табл. 9.

Таблиця 9. Параметри гарячого пресування та властивості ГП матеріалів системи SiC–10C до і після просочення кремнієм

N зразка	Матеріал, вуглецева домішка	d, мкм	Параметри ГП:			П, %		K _{1с} , МПа·м ^{1/2}		
			T, °C	P, МПа	t, хв	до ПРС	після ПРС	після ГП	після ПРС	
										край
1	SiC–10C, графіт	5	1980	25	30	24	5	<2	2,6	3,6
2	SiC–10C, нафт. кокс	5	1980	25	30	24	6	<2	2,1	3,1
3	SiC–10C, графіт	5	1980	10	30	36	5	<2	2,4	3,6
4	SiC–10C, нафт. кокс	5	1980	10	30	32	6	<2	2,3	3,1
5	SiC–10C, графіт	5	1980	5	30	42	5	<2	2,1	3,1
6	SiC–10C, нафт. кокс	5	1980	5	30	42	6	<2	2,3	3,0

Після просочення кремнієм пористість матеріалів значно знижується. Домішка графіту у порівнянні з домішкою нафтового коксу забезпечила зниження пористості до 5 %. Тріщиностійкість K_{1с} підвищується відповідно до 3,1 МПа·м^{1/2} (у випадку використання коксу) і 3,6 МПа·м^{1/2} (у випадку використання графіту). Одночасно для всіх зразків тріщиностійкість зростає від центру до периферії (краю) матеріалу. Так, для випадку використання у якості вуглецю нафтового коксу тріщиностійкість підвищується на 35 % від 2,3 МПа·м^{1/2} до 3,1 МПа·м^{1/2}, а для випадку використання в якості вуглецю графіту зростання більш значне і складає 50 % – від 2,4 МПа·м^{1/2} до 3,6 МПа·м^{1/2}.

Висновки

1. Досліджені особливості спікання під тиском матеріалів на основі карбиду кремнію з добавкою вуглецю. Встановлені кінетичні закономірності спікання під тиском матеріалів системи 90% SiC–10% C.

2. Встановлено, що в гарячепресованих матеріалах SiC–10C просочення відбувається повністю з утворенням рівномірної структури.

3. Встановлено, що матеріали SiC–10C після силіціювання складаються з зерен карбиду кремнію, оточених твердим розчином на основі кремнію Si–C–Me.

4. Досліджено вплив домішки вуглецю на фізико-механічні властивості матеріалів SiC–10C, отриманих методом гарячого пресування з подальшим силіціюванням. Встановлено, що від центру до периферії тріщиностійкість K_{1с} підвищується для випадку використання нафтового коксу на 35 % до 3,1 МПа·м^{1/2}, а для випадку використання графіту – на 50 % до 3,6 МПа·м^{1/2}.

V. V. Ivzhenko, O. N. Kaidash, A. L. Maistrenko, V. G. Kulich, V. N. Tkach, T. A. Kosenchuk

V. N. Bacul Institute for Superhard Materials of National Academy of Sciences of Ukraine

RESEARCH OF THE INFLUENCE OF SILICONIZING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF HOT-PRESSED MATERIAL SILICON CARBIDE – CARBON

The regularities of sintering under pressure of the materials 90 mass% SiC - 10 mass% C system were studied. The kinetic of densification, the peculiarities of structure formation, phase composition and properties of hot pressed materials produced at a pressure of 5, 10 and 25 MPa followed by silicification has been researched. It was shown that in the obtaining materials impregnation with silicon occurs completely. It was found that SiC–10C materials consist from the grains of silicon carbide surrounded by solid solution based on silicon Si–C–Me. It was found that after the siliconization the crack resistance increased by 35%- 40% depending on the initial porosity and the kind of a carbon.

Key words: *silicon carbide, carbon, hot pressing, impregnation with silicon, porosity, structure, fracture toughness*

В.В. Ивженко, О.Н. Кайдаш, А.Л. Майстренко, В.Г. Кулич, В.Н. Ткач, Т.А. Косенчук

Институт сверхтвердых материалов им. В.М. Бакуля НАН Украины

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СИЛИЦИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ГОРЯЧЕПРЕССОВАННОГО МАТЕРИАЛА КАРБИД КРЕМНИЯ – УГЛЕРОД

Изучены закономерности спекания под давлением материалов системы 90 мас.% SiC – 10 мас.% C. Исследованы кинетика уплотнения, особенности формирования структуры, фазовый состав и свойства горячепрессованных материалов, полученных при давлении 5, 10 и 25 МПа с последующим силицированием. Показано, что в полученных материалах пропитка кремнием проходит полностью. Установлено, что материалы SiC–10C состоят из зерен карбида кремния, окружённых твердым раствором на основе кремния Si–C–Me. Установлено, что после силицирования трещиностойкость увеличивается на 35%–50% в зависимости от исходной пористости, вида углеродной добавки.

Ключевые слова: *карбид кремния, углерод, горячее прессование, уплотнение, пропитка кремнием, пористость, структура, трещиностойкость*

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. – Vol. 58. – P. 2.
3. Гнесин Г. Г. Карбидокремниевые материалы. – М.: Металлургия, 1977. – 216 с.
4. Подоба А.П., Голубяк Л.С., Кулич В.Г., Оситинская Т.Д. Микроструктура и некоторые физико-механические свойства керамики из карбида кремния // Сверхтв. материалы. – 1986. – № 6. – С. 18–20.
5. Совершенствование конструкционных керамических материалов и керамических узлов турбины // Науч.–техн. отчет № 4500 о НИР «Аксиома–89». Разд. ГТД; Науч.–исслед. ин–т двигателей. – М., 1989. – 89 с.
6. Совершенствование конструкционных керамических материалов и керамических узлов турбины // Науч.–техн. отчет № 4557 о НИР «Аксиома–89». Разд. ГТД; Науч.–исслед. ин–т двигателей. – М., 1990. – 61 с.

7. Мельникова В.А., Казаков В.К., Кислый П.С., Сульженко В.К. Изучение структуры и свойств керамики карбид кремния – нитрид алюминия при высоких температурах // Сверхтвердые матер. – 1991. – № 2. – С. 33–36.
8. Майстренко А. Л., Кулич В. Г., Ткач В. Н. Закономерности формирования высокоплотной структуры самосвязанного карбида кремния // Сверхтвердые матер. – 2009. – № 1. – С. 18–35.
9. Ивженко В.В., Кайдаш О. Н., Сарнавская Г.Ф., Дуб С. Н., Ткач В. Н. Получение и свойства горячепрессованных материалов на основе карбида кремния с добавками карбидов бора и титана // Сверхтвердые матер. – 2016. – № 5. – С. 25–34.

Надійшла 15.06.20

References

1. Garshin, A.P., Karlin, V.V., Oleynik, G.S., & Ostroverkhov, V.I. (1975). *Konstruktsionnye karbidokremniyevye materialy [Structural silicon carbide materials]*. Leningrad.: Mashinostroyeniye [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]*. – Moskva: Metallurgiya [in Russian].
4. Podoba, A.P., Golubjak, L.S., Kulich, V.G., Ositinskaya, T.D. (1986). Mikrostruktura i nekotoryye fiziko-mehaniicheskiye svoystva keramiki iz karbida kremniya [Microstructure and some physical and mechanical properties of silicon carbide ceramics]. *Sverkhtverdye materialy – Superhard materials, 6*, 18–20 [in Russian].
5. Sovershenstvovanie konstruktsionnykh keramicheskikh materialov i keramicheskikh uzlov turbiny [Improvement of structural ceramic materials and ceramic turbine assemblies]. *Nauch.–tekhn. otchet № 4500 o NIR «Aksioma–89» [Scientific – tech. report No. 4500 on research work «Axiom-89»]*. (1989). Moskva: Nauch.-issled. In-t dvigatelei [in Russian].
6. Sovershenstvovanie konstruktsionnykh keramicheskikh materialov i keramicheskikh uzlov turbiny [Improvement of structural ceramic materials and ceramic turbine assemblies]. *Nauch.–tekhn. otchet № 4557 o NIR «Aksioma–89» [Scientific – tech. report No. 4557 on research work «Axiom-89»]*. (1990). Moskva: Nauch.-issled. In-t dvigatelei [in Russian].
7. Melnikova, V.A., Kazakov, V.K., Kyslyi, P.S., & Sulzhenko V.K. (1991). Izucheniye struktury i svoystv keramiki karbid kremniya – nitrid aljumiya pri vysokih temperaturah [Study of the structure and properties of silicon carbide - aluminum nitride ceramics at high temperatures]. *Sverkhtverdye materialy – Superhard materials, 2*, 33–36 [in Russian].
8. Maistrenko, A.L., Kulich, V.G., Tkach, V.N. (2009). Zakonomernosti formirovaniia vysokoplotnoi struktury samosvyanogo karbida kremniia [Regularities of the formation of a high-density structure of self-bonded silicon carbide]. *Sverkhtverdye materialy – Superhard materials, 1*, 18–35 [in Russian].
9. Ivzhenko, V.V., Kaidash, O.N., Sarnavskaya, G.F., et al. (2016). Poluchenie i svoystva horiachepressovannykh materialov na osnove karbida kremniia s dobavkami karbidov bora i titana [Preparation and properties of hot-pressed materials based on silicon carbide with additives of boron and titanium carbides]. *Sverkhtverdye materialy – Superhard materials, 5*, 25–34 [in Russian].