

УДК 539.216:621.762

DOI: 10.33839/2708-731X-28-1-449-462

В. В. Івженко¹, канд. техн. наук; **Е. С. Геворкян**², д-р техн. наук;
В. О. Чишкала³, канд. техн. наук; **В.М. Ткач**¹, д-р фіз.-мат. наук;
Т. О. Косенчук¹; **Н. О. Шамсутдінова**⁴; **С. П Старік**¹, канд. техн. наук

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, вул.Автозаводська, 2,
04074 м. Київ, e-mail: ivv@ism.kiev.ua

²Український державний університет залізничного транспорту, площа Фейєрбаха, 7, 61001,
м. Харків, Україна,

³Харківський національний університет ім. В. Н. Каразіна, майдан Незалежності, 4, 61022,
м. Харків, Україна,

⁴ТОВ «ПЛАЗМАТЕК», Хмельницьке шосе 13, м. Вінниця 21036, Україна

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ЗНОСОСТІЙКОСТІ МАТЕРІАЛІВ СИСТЕМ SiC – TiC, SiC – VC, ОТРИМАНИХ ЕЛЕКТРОІСКРОВИМ СПІКАННЯМ

Досліджено вміст вуглецю в вихідних порошках і включеннях карбідів титану та ванадію в композитах SiC–TiC, SiC–VC, отриманих електроіскровим спіканням при температурі 2000°C, тиску 45 МПа, витримці 30 хв. Встановлено, що вміст вуглецю у включеннях карбїду ванадію в композиті SiC-VC більше, ніж вміст вуглецю в вихідному порошку VC на ~85%. Досліджено вплив вмісту карбїдів титану і ванадію на пористість композитів. Встановлено, що пористість композитів зменшується з 30,4% в карбїді кремнію до 0,1% при концентрації карбїду титану в вихідній шихті 40 об.% і до 1,3% при концентрації карбїду ванадію в вихідній шихті 40 об.%. Досліджено вплив вмісту карбїдів титану і ванадію на зносостійкість композитів. Встановлено, що при вмісту 40 об.% карбїдів титану і ванадію в вихідній шихті в композитах, спечених при 2000°C, витримці 30 хв., зносостійкість практично однакова і становить 16-17. Зносостійкість композитів SiC-TiC, спечених при 1900, 2000°C, підвищується при збільшенні витримки до 30 хв. і зменшується при збільшенні витримки до 45 хв. Зносостійкість композитів SiC-VC, спечених при 1900, 2000°C, підвищується в інтервалі 15-45 хв. витримки.

Ключові слова: карбїд кремнію, карбїд титану, карбїд ванадію, електроіскрове спікання, температура, тиск, структура, пористість, зносостійкість.

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

Технологія спікання під тиском (гарячого пресування) широко використовується в порошковій металургії тугоплавких сполук для отримання матеріалів з мінімальною пористістю. Змінюючи параметри процесу можна отримувати матеріали з різною пористістю та структурою.

Отримання щільних виробів методом гарячого пресування з технічно чистих порошків карбїду кремнію неможливо через незначну їх пластичність навіть при температурі 2000 °C [2]. Ущільнення цих порошків проходить тільки при температурах, близьких до температури дисоціації карбїду кремнію (2700 °C) і при введенні домішок, які утворюють рідку фазу [3]. Використання спікання під тиском дозволяє отримати щільні SiC-матеріали з найвищими фізико-механічними властивостями. Наразі це найкраща промислова технологія для одержання карбїдокремнієвих виробів, що працюють у складних експлуатаційних умовах.

Літературних даних про вплив домішок тугоплавких металів, нітридів, карбідів, боридів, силіцидів на ущільнення карбіду кремнію без утворення рідкої фази мало. Вплив домішок аморфного бору, молібдену та дисіліциду молібдену на ущільнення карбіду кремнію при температурах 2140–2170 °С було досліджено в [3]. Показано, що домішка аморфного бору в кількості 10–20 мас.% є найбільш ефективною для пресування щільних зразків (пористість 3–4%) з порошків з розміром частинок 60 мкм при тиску 100 МПа. Вплив вуглецю та бору на спікання карбіду кремнію з питомою поверхнею 15,7 м²/г досліджено в [4]. Встановлено, що домішки вуглецю (без бору) сприяють незначному ущільненню. Вміст вуглецю 1,5–3,0 мас.% є ефективним для затримки росту зерен карбіду кремнію. Вплив нітриду алюмінію на ущільнення карбіду кремнію досліджено в роботі [5]. За рахунок твердофазної взаємодії досягнута пористість 2-3%. В якості зміцнюючої фази в матеріалах системи SiC-Al₂O₃-Y₂O₃ використовують карбід титану та нітрид титану [6-9]. Присутність часток TiC змінює морфологію зерен карбіду кремнію – вони ускладнюють ріст подовжених кристалитів і забезпечують формування більш рівновісних зерен [10, 11].

Електроіскрове спікання (FS – Flash Sintering) [12-13] – новий процес виготовлення консолидованих матеріалів, що забезпечує швидкий нагрів, дозволяє зекономити енергію, час та ефективніше ущільнити кераміку порівняно з більш традиційними методами спікання. Електроіскрове спікання може бути інструментом не тільки для ущільнення матеріалів, але і для конструювання мікроструктури. Швидкість процесу дозволяє створити нові профілі температури, які можуть пригнічувати атомну дифузію і забезпечувати утворення термодинамічно метастабільних матеріалів і мікроструктур. Односпрямованість електричного поля є спільною рисою в більшості допоміжних методів спікання (ECAS), і можуть бути також відображені в мікроструктурі спечених матеріалів. При використанні постійного електричного поля сильно спрямовані (полярно залежні) ефекти можуть бути отримані в результаті: (I) термічних градієнтів, які генеруються в зразку; (II) ефекту Пельтьє/Томсона [14]; (III) електроміграції [15]; (IV) електрохімічному відновленню [16]. Ці спрямовані ефекти можуть бути використані для розробки текстурованих або функціональних градієнтних мікроструктур. Розроблений процес Flash Spark Plasma Sintering (FSPS) дозволяє одночасно ущільнити та отримати текстуру у SiC-кераміці [17], причому у напрямку паралельному напрямку навантаження. Текстура утворюється внаслідок температурного градієнту в зразку за рахунок більш високого електричного опору SiC в порівнянні з опором графітових пуансонів.

Дана робота є продовженням досліджень, які представлено в [18-20]. Мета роботи полягає у вивченні впливу параметрів електроіскрового спікання при тиску 45 МПа на структуру та зносостійкість матеріалів на основі карбідів кремнію, титану, ванадію.

Методика експерименту

Для дослідження використали порошок α -SiC марки M2 виробництва Запорізького абразивного комбінату з середнім розміром часток 2 мкм. Вихідний порошок містив ~98% SiC і не більше 0,1% Fe, 1,5% O і 0,4% C_{вільн}. Мікрорентгеноспектральний аналіз порошку SiC представлений на рис. 1.

В якості добавки використали порошок TiC (ТУ 88 УРСР ІНМ 689–79) з середнім розміром часток 4 мкм і порошок VC (ТУ 6-09-03-5-75) з середнім розміром часток 6 мкм. Мікрорентгеноспектральний аналіз порошку TiC представлений на рис. 2.

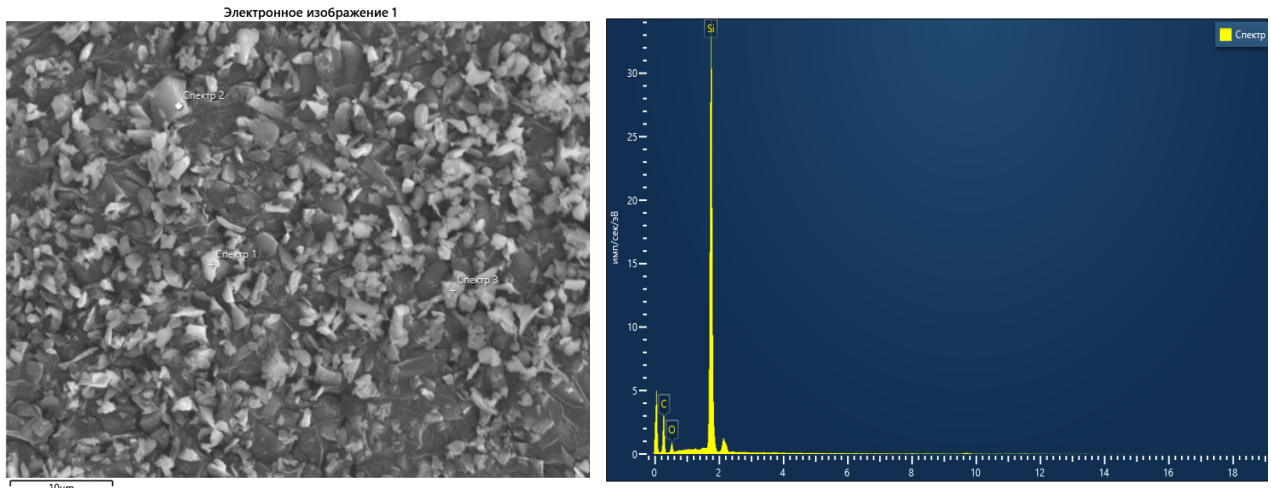


Рис. 1. Мікрорентгеноспектральний аналіз порошку SiC

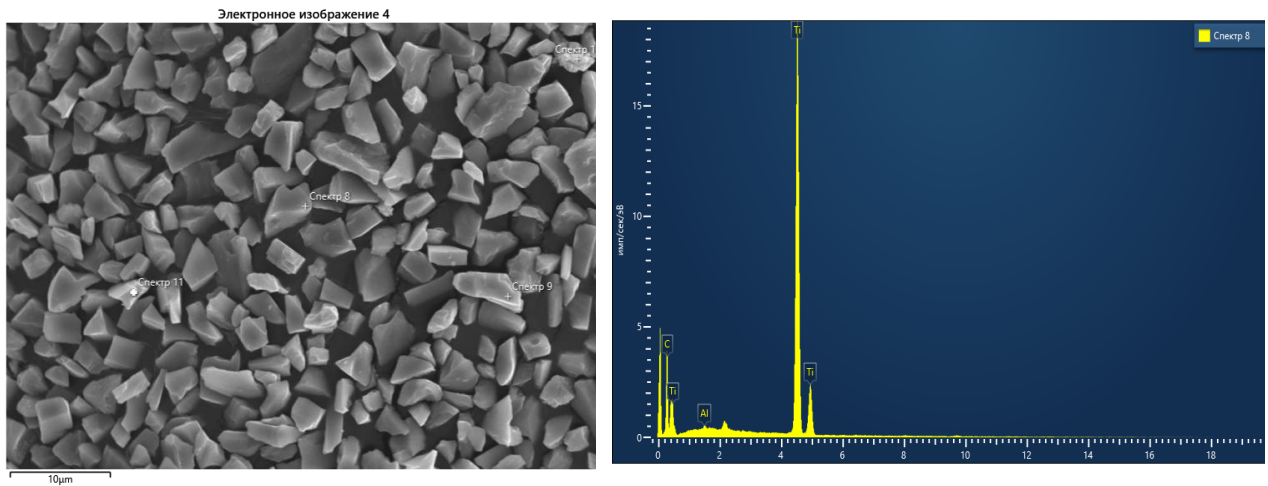


Рис. 2. Мікрорентгеноспектральний аналіз порошку TiC.

Мікрорентгеноспектральний аналіз порошку VC представлений на рис. 3.

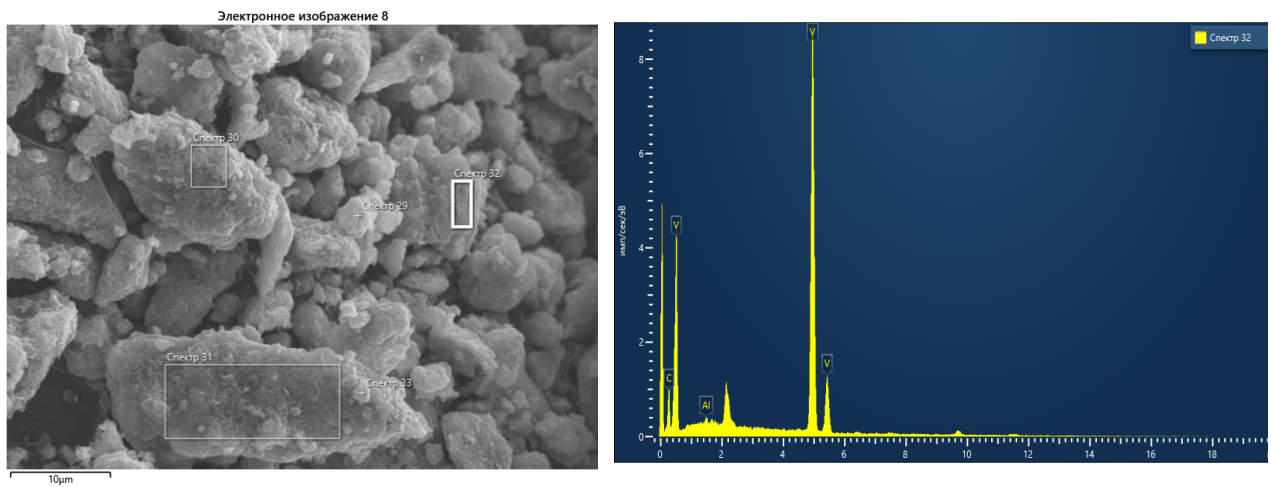


Рис. 3. Мікрорентгеноспектральний аналіз порошку VC

Змішування порошків проводили в шаровому млині в вологому середовищі з використанням мелючих тіл з гарячепресованого карбіду кремнію на протязі 24 год.

Зразки отримували електроіскровим спіканням в графітових пресформах при температурах 1900, 2000°C під тиском 45 МПа протягом 15÷45 хв. Струм становив 5000 А, напруга - 5 В, швидкість нагріву - 300 град / хв. Спікання проводили в вакуумі 10^{-2} мм рт. ст.

Густина і пористість матеріалу розраховували за методикою, регламентованою ДСТУ EN ISO 3369:2014. Вимірювання твердості по Вікерсу H_V (при навантаженні 150 Н) проводили на цифровому мікротвердомірі Matsuzawa MXT70. Відбиток пірамідки вивчали на оптичному мікроскопі NU-2Е виробництва фірми Carl Zeiss при 750-кратному збільшенні. Визначення тріщиностійкості (в'язкості руйнування K_{Ic}) проводили по методу Еванса-Чарльза по довжині радіальних тріщин з кутів відбитка індентора Віккерса. Розрахунок зносостійкості матеріалів проводили з використанням результатів досліджень залежності зносостійкості композиційного матеріалу від його твердості та тріщиностійкості [21], а саме формули

$$S = H_V^{0.5} \cdot K_{Ic}^{0.75}$$

де: S – зносостійкість, H_V - твердість, K_{Ic} – тріщиностійкість

Результати та їх обговорення

З вихідних поршкових сумішей карбіду кремнію дисперсністю 2 мкм, карбіду титану з середнім розміром часток 4 мкм і карбіду ванадію з середнім розміром часток 6 мкм при температурах 1900, 2000 °С, витримках 15-45 хв. методом електроіскрового спікання були виготовлені зразки матеріалів 11мм. Тиск надавали при температурі 1000 °С, збільшували до 45 МПа за 3 хв. і зменшували до 0 МПа через 3 хв. після початку охолодження.

Методами структурного та мікрорентгеноспектрального аналізів досліджені зразки отриманих матеріалів. Структура матеріалу 60 SiC-40 TiC складається з сірих зерен матричної фази карбіду кремнію і світлих включень карбіду титану розміром 1-7 мкм (рис. 4). Структура матеріалу 60 SiC-40 VC також складається з сірих зерен матричної фази карбіду кремнію і світлих включень карбіду ванадію розміром 2-10 мкм (рис. 5).

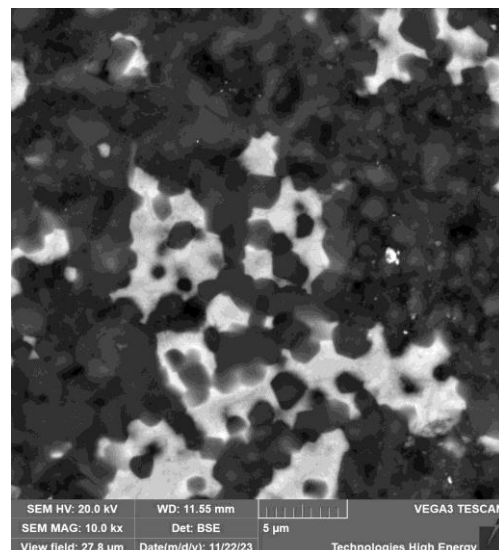
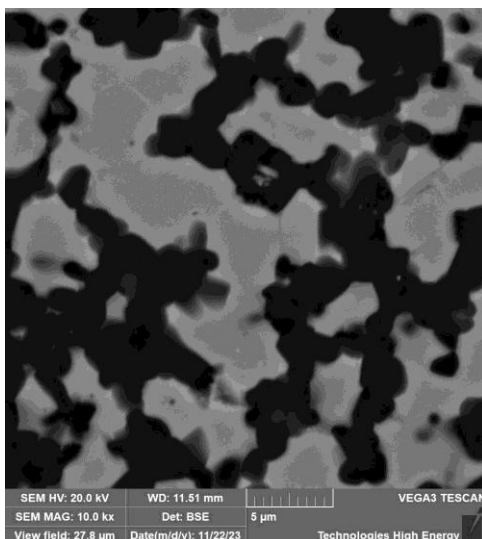


Рис. 4. Мікроструктура поверхні шліфа композиту 60 SiC-40 TiC, отриманого при
Рис. 5. Мікроструктура поверхні шліфа композиту 60 SiC-40 VC, отриманого при

температурі спікання 2000 °С, тиску температурі спікання 2000 °С, тиску 45 МПа, часу витримки 30 хв 45 МПа, часу витримки 30 хв

На рисунках 6, 7 представлені результати мікрорентгеноспектрального аналізу шліфів композитів 60 об.% SiC – 40 об.% TiC і 60 об.% SiC – 40 об.% VC, отриманих при температурі спікання 2000 °С, тиску 45 МПа, часу витримки 30 хв.

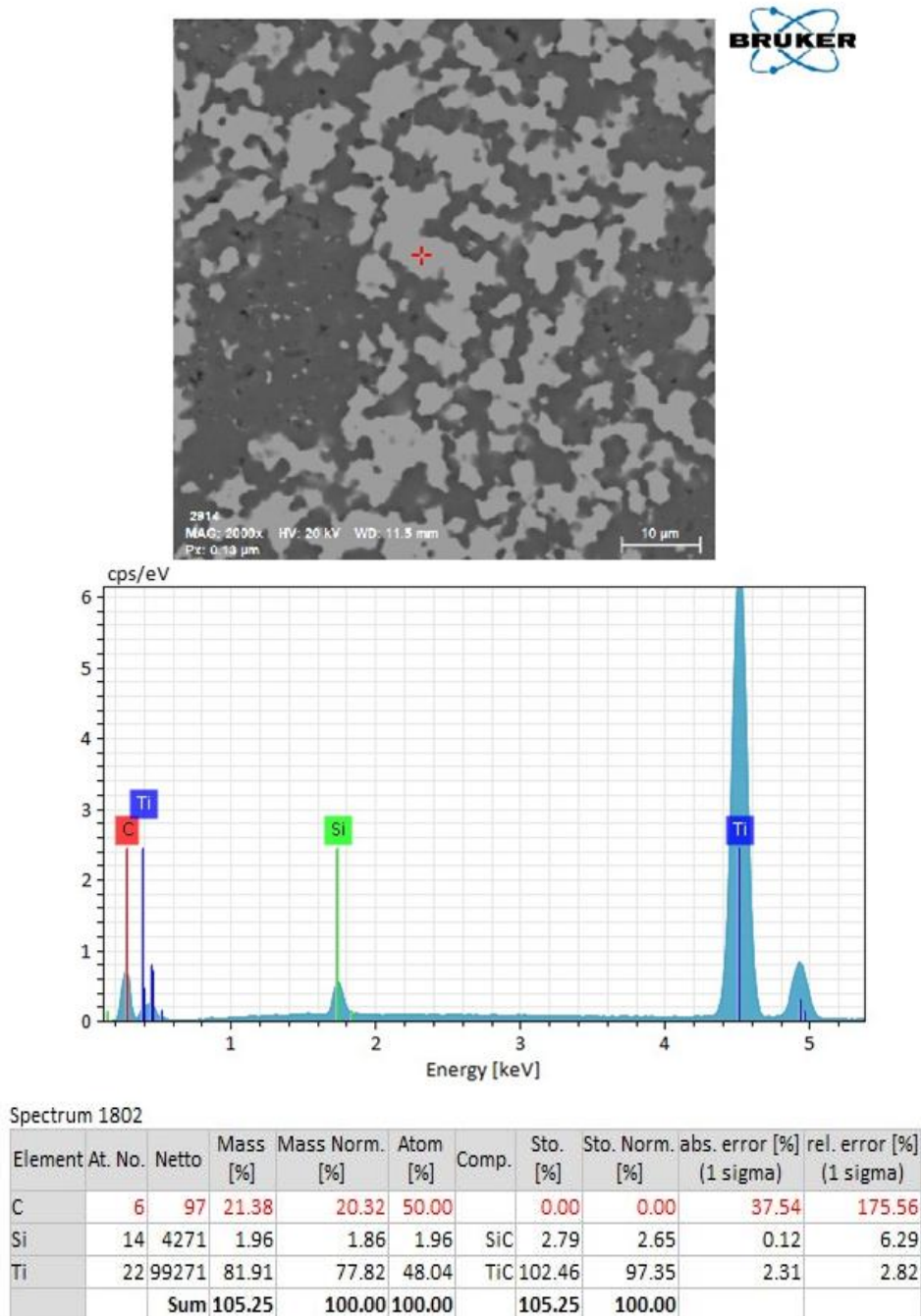
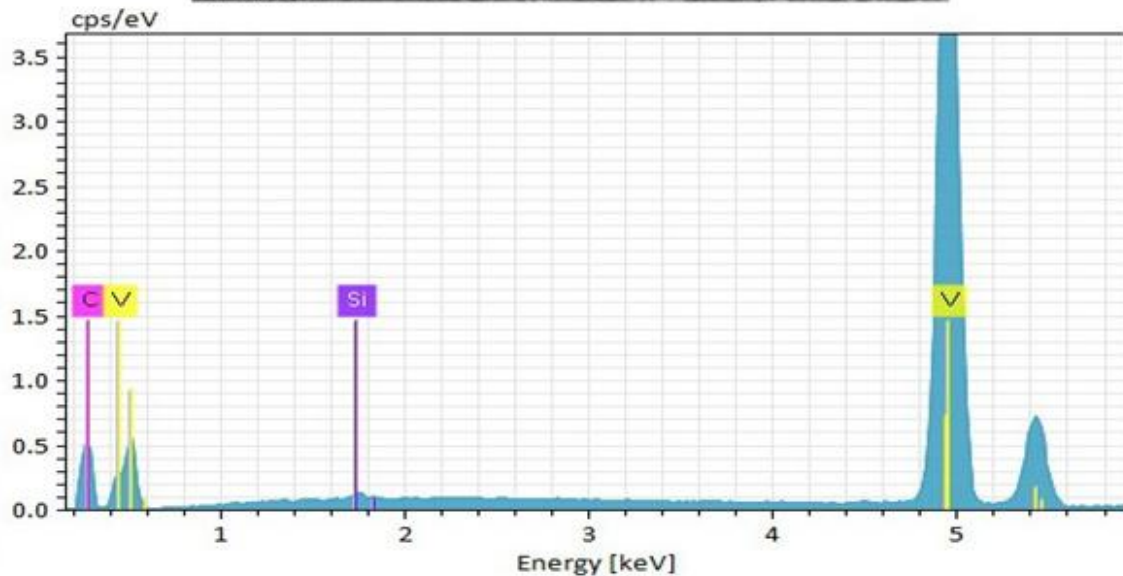
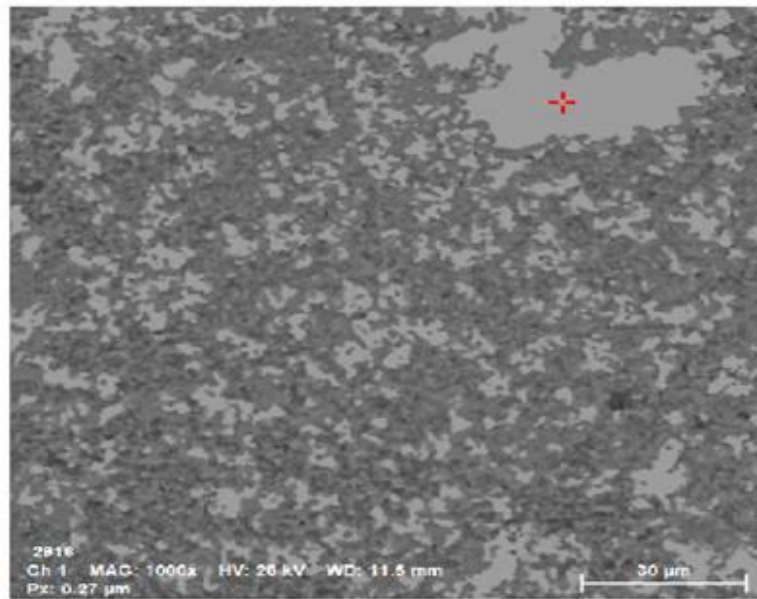


Рис. 6. Мікрорентгеноспектральний аналіз шліфа композиту 60 SiC–40 TiC, отриманого при температурі спікання 2000 °С, тиску 45 МПа, часу витримки 30 хв



Spectrum 1804

Element	At. No.	Netto	Mass [%]	Mass Norm. [%]	Atom [%]	Comp.	Sto. [%]	Sto. Norm. [%]	abs. error [%] (1 sigma)	rel. error [%] (1 sigma)
C	6	4110	18.33	19.12	50.00		0.00	0.00	3.04	16.57
Si	14	564	0.23	0.24	0.27	SiC	0.33	0.35	0.05	21.81
V	23	111837	77.32	80.64	49.73	VC	95.55	99.65	2.14	2.77
		Sum	95.88	100.00	100.00		95.88	100.00		

Рис. 7. Мікрорентгеноспектральний аналіз шліфа композиту 60 SiC–40 VC, отриманого при температурі спікання 2000 °С, тиску 45 МПа, часу витримки 30 хв

За результатами мікрорентгеноспектрального аналізу вихідних порошків і спечених зразків матеріалів досліджено вміст вуглецю в частках порошків карбідів титану та ванадію і включеннях карбідів титану та ванадію в композитах складів 60 об.% SiC – 40 об.% TiC і 60

об.% SiC – 40 об.% VC, отриманих електроіскровим спіканням при температурі 2000°C, тиску 45 МПа, витримці 30 хв. В таблиці представлені результати досліджень.

Вміст вуглецю в частках вихідних порошків карбідів титану та ванадію і включеннях карбідів титану та ванадію в композитах складів 60 об.% SiC - 40 об.% TiC і 60 об.% SiC - 40 об.% VC, отриманих при температурі 2000°C, витримці 30 хв

№	Сполука	Вміст вуглецю у включеннях, мас. %.	Вміст вуглецю в частках вихідного порошку, мас. %.			
			Спектр 1	Спектр 2	Спектр 3	ТСереднє
1	Карбід титану	21,38	30,67	26,28	23,42	26,79
2	Карбід ванадію	18,33	7,46	11,92	10,26	9,88

Аналіз отриманих результатів показує, що вміст вуглецю у включеннях карбіду титану в композиті SiC–TiC відповідає вмісту вуглецю в вихідному порошку TiC. Вміст вуглецю у включеннях карбіду ванадію в композиті SiC–VC більше, ніж вміст вуглецю в вихідному порошку VC на ~85% (у вихідному порошку середній вміст вуглецю становить 9,88 мас%, у включеннях карбіду ванадію – 18,33 мас%, більше на 8,45 мас%). На основі цього результату розрахована щільність включень VC-C в композиті вихідного складу 60 об.% SiC - 40 об.% VC, спеченому при 2000°C, витримці 30 хв., яка становить 4,84 г/см³.

На рис. 8, 9 представлені залежності пористості матеріалів від вмісту карбіду титану та карбіду ванадію при спіканні композитів SiC–TiC, SiC–VC при температурі 2000 °C, витримці 30 хв. При розрахунку пористості використовували значення щільності фази карбіду титану в спеченому матеріалі 4,92 г/см³, фази карбіду ванадію в спеченому матеріалі 4,84 г/см³.

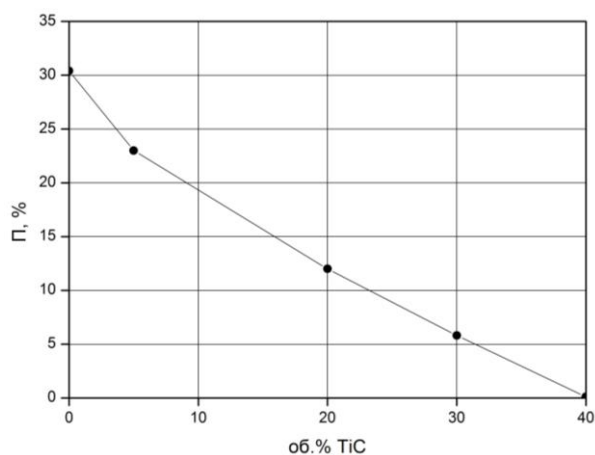


Рис. 8. Залежності пористості (П) матеріалів системи SiC-TiC, спечених при 2000 °C, витримці 30 хв., від вмісту карбіду титану

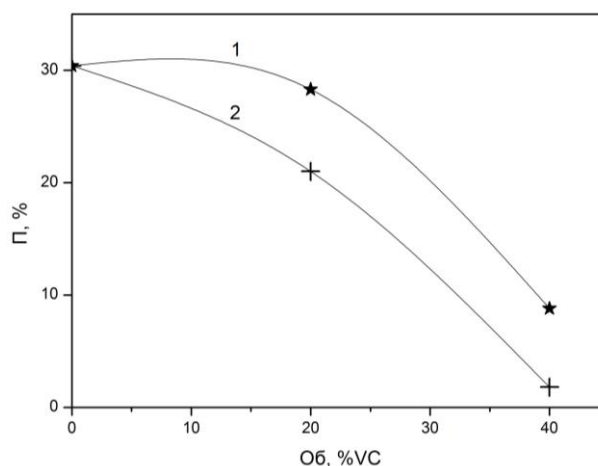


Рис. 9. Залежності пористості (П) матеріалів системи SiC-VC, спечених при 2000 °C, витримці 30 хв., від вмісту карбіду ванадію: 1 – розрахунок при щільності вихідного порошку VC 5,46 г/см³ (★); 2 – розрахунок при щільності включення VC-C в композиті 4,84 г/см³ (+).

Пористість композитів при концентрації карбіду титану в вихідній шихті 40 об.% зменшується з 30,4% в карбіді кремнію до 0,1 % при 30 хв. витримки.

Пористість композитів при концентрації карбіду ванадію в вихідній шихті 40 об.% зменшується з 30,4% в карбіді кремнію до 1,8% при 30 хв. витримки.

На рис. 10 представлені залежності пористості матеріалів від часу витримки при спіканні композитів складу 60 об.% SiC – 40 об.% TiC при температурах 1900, 2000 °С.

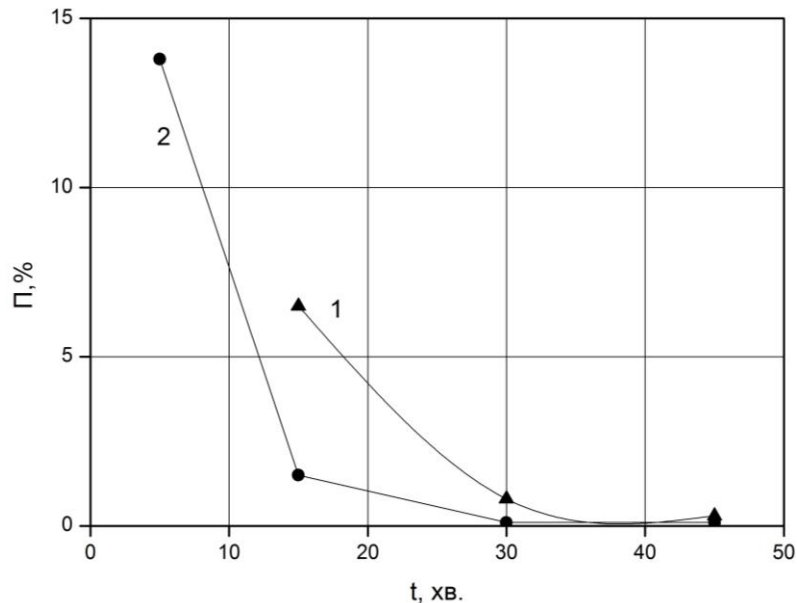


Рис. 10. Залежності пористості (П) композитів складу 60 об.% SiC - 40 об.% TiC, спечених при 1900, 2000 °С, від часу витримки при спіканні: 1 – матеріали системи SiC-TiC, 1900 °С (▲); 2 – матеріали системи SiC-TiC, 2000 °С (●).

На рис. 11 представлені залежності пористості матеріалів від часу витримки при спіканні композитів складу 60 мол.% SiC - 40 мол.% VC при температурах 1900, 2000 °С.

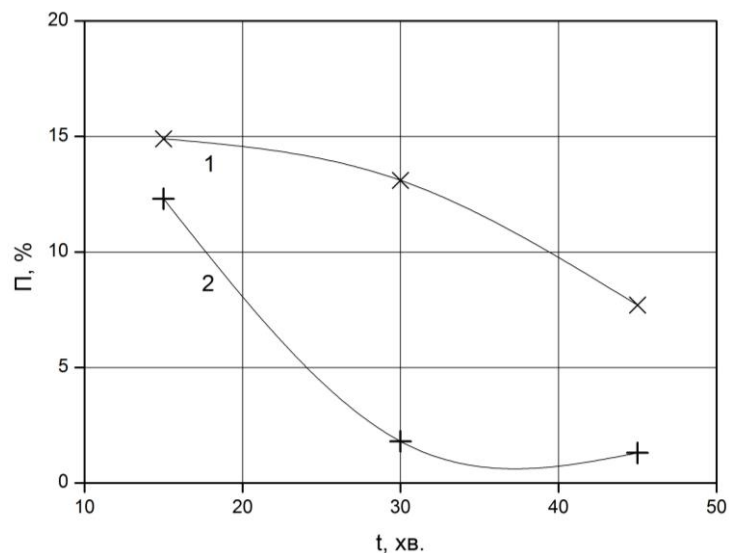


Рис. 11. Залежності пористості (П) композитів складу 60 об.% SiC - 40 об.% VC, спечених при 1900, 2000 °С, від часу витримки при спіканні: 1 – матеріали системи SiC-VC, 1900 °С (×); 2 – матеріали системи SiC-VC, 2000 °С (+).

Аналіз залежностей показує, що при збільшенні температури спікання композиту складу 60 мол.% SiC – 40 мол.% TiC з 1900 до 2000 °С пористість матеріалу зменшується з 0,8 до 0,1% при витримці 30 хв., з 0,3 до 0,1% при витримці 45 хв. При збільшенні температури спікання композиту складу 60 мол.% SiC – 40 мол.% VC з 1900 до 2000 °С пористість матеріалу зменшується з 13,1 до 1,8% при витримці 30 хв., з 7,7 до 1,3% при витримці 45 хв. При збільшенні витримки з 15 до 30 хв. пористість в композиті складу 60 об.% SiC - 40 об.% TiC зменшується на ~90% (з 6,5 до 0,8% пористості) при температурі спікання 1900°С і з 1,5 до 0,1% пористості при температурі спікання 2000°С. В композиті складу 60 об.% SiC – 40 об.% VC при збільшенні витримки з 15 до 45 хв. пористість зменшується на ~50% (з 14,9 до 7,7% пористості) при температурі спікання 1900°С і на ~90% (з 12,3 до 1,3% пористості) при температурі спікання 2000°С.

За результатами проведених нами досліджень тріщиностійкості та твердості матеріалів систем SiC–TiC, SiC–VC, отриманих електроіскровим спіканням [19-20], розраховані концентраційні залежності їх зносостійкості та вплив параметрів спікання матеріалів на зносостійкість.

На рис. 12 представлені залежності зносостійкості матеріалів систем SiC–TiC, SiC–VC, спечених при 2000 °С, витримці 30 хв., від вмісту карбиду титану та карбиду ванадію.

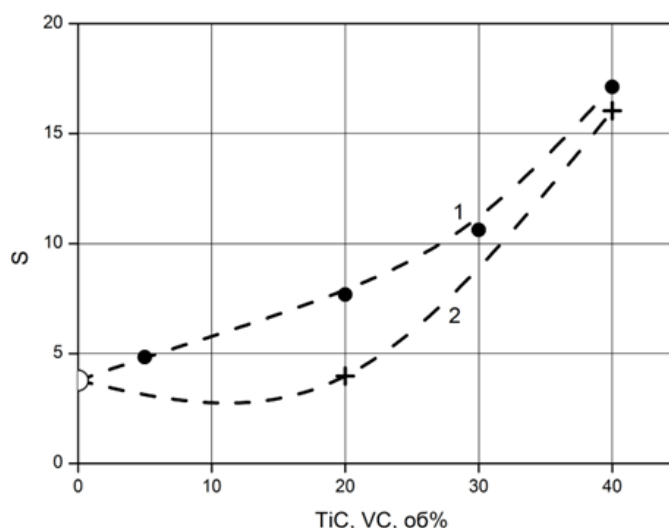


Рис. 12. Залежності зносостійкості (S) матеріалів систем SiC–TiC, SiC–VC, спечених при 2000 °С, витримці 30 хв., від вмісту карбиду титану та карбиду ванадію: 1 – матеріали системи SiC-TiC (●); 2 – матеріали системи SiC-VC (+)

Результати розрахунку показують, що при вмісту 40 об.% карбідів титану і ванадію в вихідній шихті в композитах, спечених при 2000°С, витримці 30 хв., зносостість практично однакова і становить ~17 для композитів складу 60 мол.% SiC - 40 мол.% TiC, ~16 для композитів складу 60 мол.% SiC - 40 мол.% VC. На рис. 13 представлені залежності зносостійкості (S) матеріалів систем SiC-TiC, SiC-VC, спечених при 1900, 2000 °С, від часу витримки при спіканні.

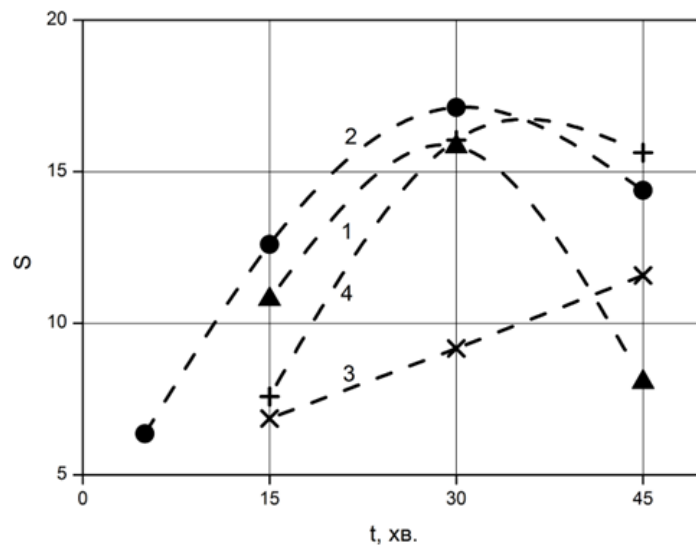


Рис. 13. Залежності зносостійкості (S) матеріалів систем SiC-TiC , SiC-VC , спечених при 1900, 2000 °C, від часу витримки при спіканні: 1 – матеріали системи SiC-TiC , 1900 °C (▲); 2 – матеріали системи SiC-TiC , 2000 °C (●); 3 – матеріали системи SiC-VC , 1900 °C (×); 4 – матеріали системи SiC-VC , 2000 °C (+)

Аналіз результатів показує, що зносостійкість композитів SiC-TiC , спечених при 2000°C, підвищується при збільшенні витримки при спіканні до 30 хв. і зменшується при збільшенні витримки до 45 хв. Зносостійкість композитів SiC-VC , спечених при 2000°C, підвищується при збільшенні витримки при спіканні до 30 хв. і не міняється при збільшенні витримки до 45 хв. Зносостійкість композитів SiC-VC , спечених при 1900°C, збільшується на всьому досліджуємому інтервалі витримки.

Висновки

1. Досліджено вміст вуглецю в вихідних порошках і включеннях карбідів титану та ванадію в композитах складів 60 об.% SiC – 40 об.% TiC і 60 об.% SiC – 40 об.% VC , отриманих електроіскровим спіканням при температурі 2000°C, тиску 45 МПа, витримці 30 хв. Встановлено, що вміст вуглецю у включеннях карбіду титану в композиті SiC-TiC відповідає вмісту вуглецю в вихідному порошку TiC . Вміст вуглецю у включеннях карбіду ванадію в композиті SiC-VC більше, ніж вміст вуглецю в вихідному порошку VC на ~85%. Розрахована щільність включень VC-C в композиті вихідного складу 60 об.% SiC - 40 об.% VC , спеченому при 2000°C, витримці 30 хв., яка становить 4,84 г/см³.

2. Досліджено вплив вмісту карбідів титану і ванадію на пористість композитів SiC-TiC , SiC-VC , отриманих електроіскровим спіканням при температурах 1900, 2000 °C, витримці 15–45 хв., тиску 45 МПа. Встановлено, що пористість композитів зменшується з 30,4% в карбіді кремнію до 0,1% при концентрації карбіду титану в вихідній шихті 40 об.% і до 1,3% при концентрації карбіду ванадію в вихідній шихті 40 об.%. Встановлено, що при збільшенні витримки з 15 до 30 хв. пористість зменшується в композиті складу 60 об.% SiC – 40 об.% TiC з 6,5 до 0,8% при температурі спікання 1900°C і з 1,5 до 0,1% при температурі спікання 2000 °C. Встановлено, що в композиті складу 60 об.% SiC – 40 об.% VC при збільшенні витримки з 15 до 45 хв. пористість зменшується з 14,9 до 7,7% при температурі спікання 1900°C і з 12,3 до 1,3% при температурі спікання 2000°C

3. Досліджено вплив вмісту карбідів титану і ванадію на зносостійкість композитів SiC–TiC, SiC–VC, отриманих електроіскровим спіканням при температурах 1900, 2000°C, витримці 15-45 хв. тиску 45 МПа. Встановлено, що при вмісту 40 об.% карбідів титану і ванадію в вихідній шихті в композитах, спечених при 2000°C, витримці 30 хв., зносостійкість практично однакова і становить ~17 для композитів складу 60 об.% SiC – 40 об.% TiC, ~16 для композитів складу 60 об.% SiC - 40 об.% VC. Встановлено, що зносостійкість композитів SiC–TiC, спечених при 1900, 2000 °C, підвищується при збільшенні витримки при спіканні до 30 хв. і зменшується при збільшенні витримки до 45 хв. Встановлено, що зносостійкість композитів SiC–VC, спечених при 2000°C, підвищується при збільшенні витримки при спіканні до 30 хв. і не міняється при збільшенні витримки до 45 хв.; зносостійкість композитів SiC–VC, спечених при 1900°C, збільшується на всьому інтервалі витримки, що досліджувався.

V. V. Ivzhenko¹, E. S. Gevorkyan², V. O. Chishkala³, V. N. Tkach¹, T. O. Kosenchuk¹,
N. O. Shamsutdinova⁴, S. P. Staryk¹

¹*V.M. Bakul Institute of Superhard Materials, National Academy of Sciences of Ukraine*

²*Ukrainian State University of Railway Transport, Ukraine*

³*V. N. Karazin Kharkiv National University, Ukraine*

⁴*Plasma Tech LLC, Ukraine*

STUDY OF THE STRUCTURE AND WEAR RESISTANCE OF MATERIALS OF SiC–TiC, SiC–VC SYSTEMS OBTAINED BY ELECTROSPARK SINTERING

The carbon content in the starting powders and inclusions of titanium and vanadium carbides in SiC–TiC, SiC–VC composites obtained by electric spark sintering at a temperature of 2000°C, a pressure of 45 MPa, and a holding time of 30 min was investigated. It was found that the carbon content in vanadium carbide inclusions in the SiC–VC composite is ~85% higher than the carbon content in the starting VC powder. The effect of the content of titanium and vanadium carbides on the porosity of the composites was investigated. It was found that the porosity of the composites decreases from 30.4% in silicon carbide to 0.1% at a titanium carbide concentration in the starting charge of 40 vol.% and to 1.3% at a vanadium carbide concentration in the starting charge of 40 vol.%. The effect of the content of titanium and vanadium carbides on the wear resistance of the composites was investigated. It was found that with a content of 40 vol.% of titanium and vanadium carbides in the initial charge in composites sintered at 2000°C, holding time of 30 min., the wear resistance is practically the same and is 16–17. The wear resistance of SiC–TiC composites sintered at 1900, 2000°C increases with increasing holding time to 30 min. and decreases with increasing holding time to 45 min. The wear resistance of SiC–VC composites sintered at 1900, 2000°C increases in the interval of 15–45 min. holding time.

Key words: *silicon carbide, titanium carbide, vanadium carbide, electric spark sintering, temperature, pressure, structure, porosity, wear resistance.*

Література

1. Гнесин Г. Г. Карбидокремниевые материалы. М.: Металлургия, 1977. 216 с.
2. Kriegesmann J. Comprehensive hard materials. 2.04 – Processing of Silicon Carbide-Based Ceramics. Section II: Synthesis and Processing / Ed. V. K. Sarin. Vol. 2. *Ceramics*. Elsevier, 2014. P. 89–175.
3. Гаршин А. П., Карлин В. В., Олейник Г. С., Островерхов В. И. Конструкционные карбидокремниевые материалы. Л.: Машиностроение, 1975. 152 с.
4. Lange F. F., Gupta T. K. Sintering of SiC with boron compounds. *The American Ceramic Society*. 1976. Vol. 59, N 11-12 P. 537–638.

5. Мельникова В. А., В.К. Казаков В. К., Кислый П. С., Сульженко В. К. Изучение структуры и свойств керамики карбид кремния – нитрид алюминия при высоких температурах. *Сверхтвердые материалы*. 1991. № 5. С. 33–36.
6. Kim Y.-W., Lee S.-G., Lee Y.-I. Pressureless sintering of SiC-TiC composites with improved fracture toughness. *J. Mater. Sci.* 2000. Vol. 35, N 22. P. 5569–5574.
7. Ahmoye D., Krstic V. D. Reaction sintering of SiC composites with in situ converted TiO₂ to TiC. *Journal of Materials Science*. 2015. Vol. 50, N 7. P. 2806–2812.
8. Kim K. M., Jang S. H., Kim Y.-W., Seo W.-S. Thermal and mechanical properties of SiC-TiC_{0.5}N_{0.5} composites. *J. Amer. Ceram. Soc.* 2014. Vol. 98, N 2. P. 616–623
9. Ivzhenko V. V., Kaidash O. N., Sarnavskaya G. F., Dub S. N., Tkach V. N. Production and properties of hot-pressed materials based on silicon carbide with additions of boron and titanium carbides. *J. Superhard Materials*. 2016. Vol. 38, N 5. P. 25–34.
10. Lee Y.-I., Kim Y.-W. Toughening mechanisms in SiC-TiC composites. *JCS Japan*. 2004. Vol. 112, N 1301. P. 18–21.
11. Івженко В. В., Геворкян Е. С., Косенчук Т. О. Спiкання та властивостi матерiалiв на основi карбiдiв кремнiю, бору i титана, отриманих методом електроiскрового спiкання. *Надтвердi матерiали*. 2021. № 6. С. 35–46.
12. Перевислов С. Н., Несмелов Д. Д., Томкович М. В. Получение материалов на основе SiC и Si₃N₄ методом высокоимпульсного плазменного спекания. *Физика твердого тела. Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского*. 2013. № 2. С. 107–114.
13. Lee J.-H., Ju J.-Y., Kim C.-H., Shin Y.-D. A Study on Optimum Spark Plasma Sintering Conditions for Conductive SiC-ZrB₂ Composites. *Journal of Electrical Engineering and Technology*. 2011. Vol. 6. N 4. P. 543–550.
14. Grasso, S.; Saunders, T.; Porwal, H.; Reece, M. Ultra-high temperature spark plasma sintering of α -SiC. *Ceram. Int.* 2015. Vol. 41. P. 225–230.
15. Zhao, J.; Garay, J. E.; Anselmi-Tamburini, U.; Munir, Z. A. Directional electromigration-enhanced interdiffusion in the Cu-Ni system. *J. Appl. Phys.* 2007. Vol. 102. P. 114902.
16. Kim S. W.; Kim S. G.; Jung J. I.; Kang S. J. L., Chen, I. W. Enhanced Grain Boundary Mobility in Ytria-Stabilized Cubic Zirconia under an Electric Current. *J. Am. Ceram. Soc.* 2011. Vol. 94, N 12. P. 4231–4238.
17. Grasso S., Kim E.-Y., Saunders T., Yu M., Choi S.-H., Tudball A., Reece M. Ultra-rapid crystal growth of textured SiC using Flash Spark Plasma Sintering (FSPS) route. *Crystal Growth & Design*. 2016. Vol. 16. N 4. P. 2317–2321.
18. Ivzhenko V., Vovk R., Hevorkian E., Kosenchuk T., Chyshkala V., Nerubatskyi V., Cherniavskyi V., Shamsutdinova N. Investigation of electrosark sintering of composites of SiC-TiC, SiC-VC systems. *Materials*. 2025. Vol. 18, N 3. Art. 508.
19. Ivzhenko V., Latosi'nska J.N., Hevorkian E., Rucki M., Kosenchuk T., Shamsutdinova N., Szumiata T., Chishkala V., Kilikevicius, A. Optimization of SiC-TiC Composite Manufacturing by Electroconsolidation Method. *Materials*. 2025, Vol.18, Art. 2062.
20. Ivzhenko V., Hevorkian E., Rucki M., Nerubatskyi V., Krzysiak Z., Chyshkala V., Latosi'nska J.N., Samociuk W., Szumiata T., Kosenchuk T., Caban J. Improvement of Microstructure and Mechanical Properties of SiC-VC System Obtained by Electroconsolidation. *Materials*. 2025, Vol. 18, N 18, Art.4331.
21. Майстренко А. Л., Дуб С. Н. Прогнозирование износостойкости хрупких материалов по твёрдости и трещиностойкости. *Заводская лаборатория*. 1993. № 1. С. 52–57.

Надійшла 30.09.25

References

1. Hnesin, H. H. (1977). *Karbidokremnieve materialy [Carbide-silicon materials]. Metallurhiia [in Russian]*.
2. Kriegesmann, J. (2014). Comprehensive hard materials. 2.04 – Processing of Silicon Carbide-Based Ceramics. Section II: Synthesis and Processing. K. Sarin (Ed.). *Ceramics*, 2. Elsevier.
3. Harshyn, A. P., Karlyn, V. B., Oleinyk, H. S., Ostroverkhov, V. Y. (1975). *Konstruksionnye karbidokremnieve materialy [Structural silicon carbide materials]. Mashinostroenie [in Russian]*.
4. Lange, F. F., Gupta, T. K. (1976). Sintering of SiC with boron compounds *The American Ceramic Society*, 59(11-12), 537–638.
5. Melnykova, V. A., Kazakov, V. K., Kyslyi, P. S., & Sulzhenko, V. K. (1991) Izuchenie struktury i svoistv keramiki karbid kremniia – nitrid aliuminiia pri vysokikh temperaturakh [Study of structure and properties of silicon carbide-aluminum nitride ceramics at high temperatures]. *Sverkhtverdye materialy – Superhard Materials*, (5), 33–36. [in Russian]
6. Kim, Y.-W., Lee, S.-G., Lee, Y.-I. (2000). Pressureless sintering of SiC-TiC composites with improved fracture toughness. *J. Mater. Sci.*, 35(22), 5569–5574.
7. Ahmoye, D., Krstic, V. D. (2015). Reaction sintering of SiC composites with in situ converted TiO₂ to TiC. *Journal of Materials Science*, 50(7), 2806–2812.
8. Kim, K. M., Jang, S. H., Kim, Y.-W., & Seo, W.-S. (2014). Thermal and mechanical properties of SiC-TiC_{0.5}N_{0.5} composites. *J. Amer. Ceram. Soc.*, 98(2), 616–623
9. Ivzhenko, V. V., Kaidash, O. N., Sarnavskaya, et al. (2016). Production and properties of hot-pressed materials based on silicon carbide with additions of boron and titanium carbides. *J. Superhard Materials*, 38(5), 25–34.
10. Lee, Y.-I., Kim, Y.-W. (2004). Toughening mechanisms in SiC–TiC composites. *JCS Japan*, 112(1301), 18–21.
11. Ivzhenko, V. B., Hevorkian, E. S., & Kosenchuk, T. O. (2021). Spikannia ta vlastyvoli materialiv na osnovi karbidiv kremniuu, boru i tytana, otrymanykh metodom elektroiskrovoho spikannia [Sintering and properties of materials based on silicon, boron and titanium carbides obtained by electric spark sintering]. *Nadtverdi materialy – Superhard Materials*, (6), 35–46 [in Ukrainian].
12. Perevyslov, S. N., Nesmelov, D. D., & Tomkovych, M. V. (2013). Poluchenie materialov na osnove SiC i Si₃N₄ metodom visokoimpulsnoho plazmennoho spekaniia [Preparation of SiC and Si₃N₄-based materials by high-pulse plasma sintering method]. *Fizika tverdoho tela. Vestnik Nizhegorodskoho universyteta im. N.Y. Lobachevskoho – Solid State Physics. Bulletin of Lobachevsky University of Nizhny Novgorod*, (2), 107–114. [in Russian].
13. Lee, J.-H., Ju J.-Y., Kim, & C.-H., Shin, Y.-D. (2011). A Study on Optimum Spark Plasma Sintering Conditions for Conductive SiC–ZrB₂ Composites. *Journal of Electrical Engineering and Technology*, 6(4), 543–550.
14. Grasso, S.; Saunders, T.; Porwal, H.; & Reece, M. (2015). Ultra-high temperature spark plasma sintering of α -SiC. *Ceram. Int.*, 41, 225–230.
15. Zhao, J., Garay, J. E.; Anselmi-Tamburini, U., & Munir, Z. A. (2007). Directional electromigration-enhanced interdiffusion in the Cu-Ni system. *J. Appl. Phys.*, 102, 114902.

16. Kim, S. W., Kim, S. G., Jung, J. I., et al. (2011). Enhanced Grain Boundary Mobility in Yttria-Stabilized Cubic Zirconia under an Electric Current. *J. Am. Ceram. Soc.*, 94(12), 4231–4238.
17. Grasso, S., Kim, E.-Y., Saunders, T., et al. (2016). Ultra-rapid crystal growth of textured SiC using Flash Spark Plasma Sintering (FSPS) route. *Crystal Growth & Design*, 16(4), 2317–2321.
18. Ivzhenko, V., Vovk, R., Hevorkian, E., et al. (2025). Investigation of electrospark sintering of composites of SiC–TiC, SiC–VC systems. *Materials*, 18(3), 508.
19. Ivzhenko, V., Latosinska, J.N., Hevorkian E., et al. (2025). Optimization of SiC–TiC Composite Manufacturing by Electroconsolidation Method. *Materials*, 18, 2062.
20. Ivzhenko, V., Hevorkian, E., Rucki, M., et al. (2025). Improvement of Microstructure and Mechanical Properties of SiC–VC System Obtained by Electroconsolidation. *Materials*, 18(18), 4331.
21. Maistrenko, A.L., Dub, S.N. (1993). Prognozirovanie iznosostoikosti khrupkikh materialov po tverdosti i treshchinostoikosti [Prediction of wear resistance of brittle materials by hardness and crack resistance]. *Zavodskaiia laboratoriiia – Factory laboratory*, (1), 52–54. [in Russian].