

- sizing from special surface treatment from carbonaceous yak construction steel. Global technical support]. (2016). *DSTU 7809:2015*. Kyiv: DP «UkrNDNTS» [in Russian].
13. Prokat iz resorno-pruzhynnoi vuhletsevoi ta lehovanoi stali. Tekhnichni umovy [Rolled from spring-spring carbon and alloy steel. Specifications]. (2016). *DSTU 8429:2015*. Kyiv: DP «UkrNDNTS» [in Ukrainian].
 14. Shkurka shlifovalna paperova vodostiika. Tekhnichni umovy [The sanding paper skin is waterproof. Specifications]. (1983). *HOST 10054-82*. Kyiv: DP «UkrNDNTS» [in Ukrainian].
 15. Tkani i shtuchnye izdeliia tekstilnye. Pravila priemki i metod otbora prob [Textile fabrics and piece goods. Acceptance rules and sampling method]. (1976). *HOST 20566-75*. Kiev: DP «UkrNDNTS» [in Russian].
 16. Grigorev, V. K. (1976). *Tverdost i mikrotverdost metallov [Hardness and microhardness of metals]*. Moscow: Nauka [in Russian].

УДК 539.216:621.762

DOI: 10.33839/2708-731X-24-1-311-321

В.В. Івженко, канд. техн. наук, **В.М. Ткач**, д-р фіз.-мат. наук, **Т.О. Косенчук**

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

ВПЛИВ СКЛАДУ ТА ТИСКУ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ СІАЛОНУ

Досліджені кінетика спікання під тиском 10 і 25 МПа β -сіалонів зі складом $Z=1,0; 2,0$, отриманих з порошків нітриду кремнію з 5% α -фази, 95% β -фази і 79% α -фази, 21% β -фази. Встановлено, що в матеріалах з використанням порошку Si_3N_4 з високим вмістом α -фази при тиску 10 МПа ущільнення проходить до відносної щільності 0,96 – 0,98, а кількість рідкої фази на швидкість ущільнення практично не впливає. Досліджені пористість, тріщиностійкість, твердість і зносостійкість β -сіалонів зі складом $Z=1,0; 2,0$, отриманих з порошків нітриду кремнію при тиску 25 і 10 МПа. Встановлено, що при використанні порошку нітриду кремнію з високим вмістом α -фази пористість матеріалів на 30-50% менша, ніж при використанні порошку з низьким вмістом. Це зменшення не залежить від тиску при спіканні, а тріщиностійкість, твердість, зносостійкість матеріалів збільшуються на 10-30%. Досліджені залежності тріщиностійкості, твердості і зносостійкості β -сіалонів від їх складу в інтервалі з $Z=1-3$, а також часу витримки при спіканні під тиском 10 МПа. Розроблено процес отримання виробів з сіалону методом гарячого пресування при тиску 10 МПа, який забезпечує зносостійкість матеріалу на рівні зносостійкості сіалону, спеченого при тиску 25 МПа.

Ключові слова: нітрид кремнію, нітрид алюмінію, сіалон, спікання під тиском, ущільнення, структура, тріщиностійкість, твердість, зносостійкість.

Нітрид 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, а саме температуру, тиск, тривалість витримки, можна отримувати матеріали з різною структурою.

Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України має 40-річний досвід розробки нітридкремнієвих матеріалів. Розроблено ряд технологічних процесів виготовлення з них виробів для використання в машинобудуванні, металургії, космічній техніці [2–6].

Мета роботи полягає у вивченні закономірностей формування структури та властивостей матеріалів з порошкової системи $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-AlN-Al}_2\text{O}_3$ і розробки процесу отримання виробів з сіалону методом гарячого пресування при тиску 10 МПа, який забезпечує зносостійкість матеріалу на рівні зносостійкості сіалону, спеченого при тиску 25 МПа. Робота є продовженням раніше проведених досліджень зносостійкості матеріалів на основі нітриду кремнію і карбиду кремнію [7, 8].

Для дослідження використовували порошок нітриду кремнію з вмістом α -фази 79%, середнім розміром часток 12,5 мкм; порошок нітриду кремнію з вмістом 5% α -фази, 95% β -фази, середнім розміром часток 7,0 мкм. Використовували також порошок AlN з середнім розміром часток 5,0 мкм, синтезований прямим азотуванням алюмінієвого порошку в атмосфері азоту, та порошок оксиду алюмінію з розміром часток 0,3 мкм. Хімічний склад і дисперсність вихідних порошків Si_3N_4 ; AlN надані в табл. 1.

Таблиця 1. Хімічний склад і дисперсність вихідних порошків

№	Порошок	d , мкм	Вміст елементів, %					
			N	Si _{св.}	Fe	O	Ca	Cl
1	Si_3N_4 79% α -фази	12,5	38,4	0,5	0,8	2,8	–	–
2	Si_3N_4 5% α -фази, 95% β -фази	7,0	37,7	0,8	1,2	2,0	-	-
3	AlN	5,0	33,3	-	0,02	0,5	-	-

Розмел порошоків нітриду кремнію і нітриду алюмінію проводили в кульовому млині в вологому середовищі з використанням твердосплавних мелючих тіл. Тривалість розмелу становила 48 год. Після розмелу питома поверхня порошку нітриду кремнію становила 6,3 м²/г, а середній розмір часток 1,1 мкм. Порошкові системи готувались змішуванням компонентів у сталюму барабані тілами з оксиду алюмінію протягом 24 год.

Зразки отримували гарячим пресуванням в графітових пресформах при температурі 1750 °С під тиском 25 МПа протягом 60–120 хв. Пресформи нагрівали індукційним способом. В якості параметра спікання використовували усадку по довжині зразку та величину F , яка дорівнює

$$F=l_1-l_2/l_1-l_3,$$

де l_1, l_2, l_3 – довжина спресованого, спеченого та компактного тіла.

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–2E 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 Вікерса. Розрахунок зносостійкості матеріалів

проводили з використанням результатів досліджень залежності зносостійкості композиційного матеріалу від його твердості та тріщиностійкості [9], а саме формули

$$S = H_V^{0.5} \cdot K_{1c}^{0.75}$$

де: S – зносостійкість, H_V – твердість, K_{1c} – тріщиностійкість.

Клас матеріалів на основі нітриду кремнію, який об'єднує тверді розчини між сполуками Si_3N_4 , AlN і Al_2O_3 із структурою β – Si_3N_4 [10], виділяють як β' -сіалони. Ці композити відповідають формулі $\text{Si}_{6-z}\text{Al}_z\text{O}_z\text{N}_{8-z}$, де $Z=0-4,2$. β' -сіалони ділять на два типу: β' -сіалони низької ступені заміщення, які складаються з кристалічної β' -фази і міжкристалічної склофази (матриці), і β' -сіалони високої ступені заміщення, які складаються з включень кристалічної β' - фази та міжзеренної кристалічної фази. В табл. 2 надані літературні дані про вміст сполук у вихідній шихті β' -сіалонів для $Z=1,0-2,0$ [10].

Таблиця 2. Вміст сполук у вихідній шихті β' -сіалонів для $Z=1,0-2,0$

№	Z	Si_3N_4	AlN	Al_2O_3
1	1,0	83,54	7,16	9,19
2	1,5	75,14	9,34	15,50
3	2,0	66,70	11,52	21,78

Ущільнення в системі Si_3N_4 –AlN– Al_2O_3 може розглядатись як результат спікання під тиском в присутності рідкої фази. Поява рідкої фази при гарячому пресуванні сіалонів суттєво активує процеси ущільнення та формування структури за рахунок в'язкості системи, більш легкого міжчасткового ковзання та перегрупування, інтенсифікації масопереносу. Рідкофазне спікання може призводити до отримання практично компактних матеріалів, воно суттєво залежить від змочування рідкими компонентами твердих поверхонь [10].

При рідкофазному спіканні спостерігається: перегрупування часток в результаті заповнення рідкою фазою зазорів між ними; розчинення – осадження речовин, що призводить до придання часткам правильної форми, їх збільшення при перекристалізації та коалесценції, з одного боку, і диспергування при зернограничному проникненню, з іншого боку; твердофазне спікання на заключній стадії, коли рідка фаза, яка вже збагачена тугоплавкими компонентами, поступово закристалізовується. Заклучна стадія не завжди проявляється виразно. Важливо, що в залежності від складу та умов спікання ролі другої і третьої стадій можуть бути різними, навіть до виключення. Таким чином, стадія перегрупування часток при рідкофазному спіканні є переважною і не залежить від того, який характер взаємодії мають компоненти суміші, яка спікається (розчиняються чи не розчиняються компоненти один в одному, залишається чи зникає в процесі спікання рідка фаза) [11].

З метою розробки експериментальної технології отримання виробів були проведені дослідження кінетики ущільнення під тиском зразків $\varnothing 80$ мм висотою 50 мм з порошкових систем Si_3N_4 –AlN– Al_2O_3 , які мали $Z=1,0$ і $Z=2,0$. В якості параметра спікання розраховувалась усадка по довжині зразку F .

На рис. 1 представлені залежності зміни параметра F для зразків сіалонів з $Z=1,0$ і $Z=2,0$ при спіканні під тиском 25, 10 МПа.

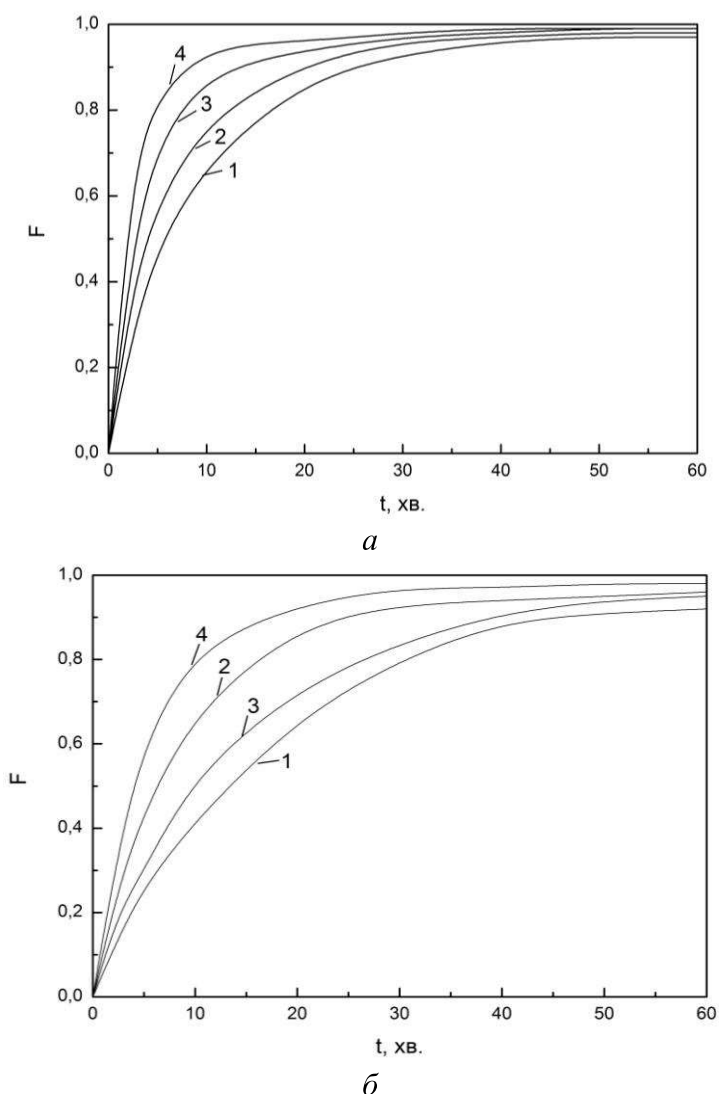


Рис. 1. Залежність параметра спікання (F) сіалонів з $Z=1,0$, $Z=2,0$ від часу (t) і температури (T) спікання під тиском 25 МПа (а), 10 МПа (б), отриманих з порошку нітриду кремнію з вмістом 5% α -фази, 95% β -фази і з вмістом 79% α -фази, 21% β -фази: 1 – матеріали з $Z=1,0$; 5% α -фази, 95% β -фази; 2 – матеріали з $Z=1,0$; 79% α -фази, 21% β -фази; 3 – матеріали з $Z=2,0$; 5% α -фази, 95% β -фази; 4 – матеріали з $Z=2,0$; 79% α -фази, 21% β -фази

Аналіз результатів показує, що збільшення тиску значно підвищує щільність матеріалів. Для досягнення високої щільності в матеріалах, отриманих з використанням порошку нітриду кремнію з 5% α -фази, 95% β -фази, необхідні тиски 25 МПа і велика кількість рідкої фази (склад с $Z=2,0$). Ущільнення в матеріалах з використанням порошку нітриду кремнію з 79% α -фази, 21% β -фази проходить достатньо інтенсивно і при тисках 10 МПа. При цьому кількість рідкої фази на швидкість ущільнення впливає несуттєво.

На рис 2, 3 представлені мікроструктури поверхонь шліфів β' -сіалону з $Z=1,0$; 2,0, отриманих з порошку нітриду кремнію з вмістом 5% α -фази, 95% β - фази спіканням при 1750 °С під тиском 25 МПа протягом 60 хв.

В табл. 3 представлені зміни відносної щільності як функції часу спікання під тиском 25 МПа при 1750 °С для різних складів β' -сіалонів. При цьому використовувався порошок нітриду кремнію з 5% α -фази, 95% β -фази.

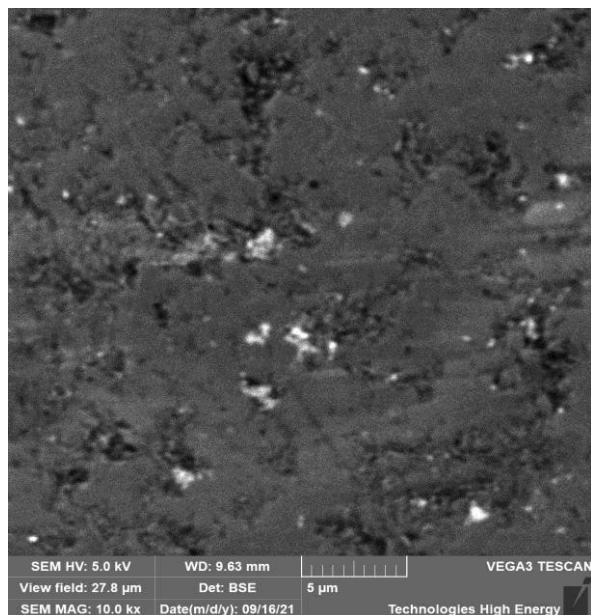


Рис. 2. Мікроструктура поверхні шліфа β' -сіалону з $Z=1,0$, отриманого з порошку нітриду кремнію з вмістом 5% α -фази, 95% β -фази спіканням при 1750 °C під тиском 25 МПа протягом 60 хв

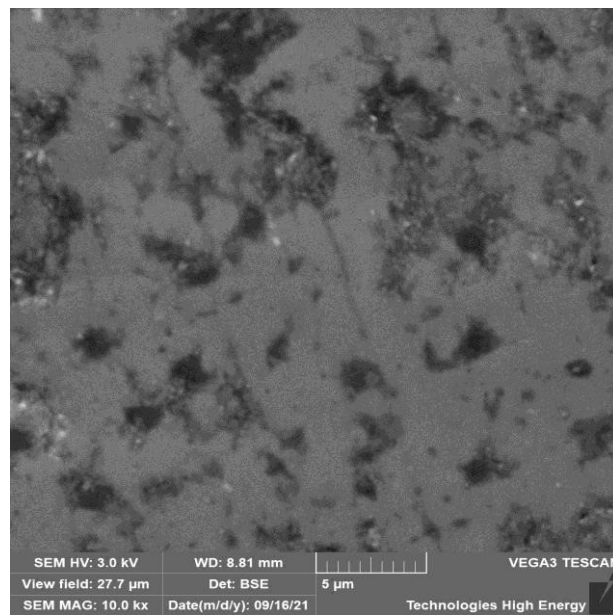


Рис. 3. Мікроструктура поверхні шліфа β' -сіалону з $Z=2,0$, отриманого з порошку нітриду кремнію з вмістом 5% α -фази, 95% β -фази спіканням при 1750 °C під тиском 25 МПа протягом 60 хв

Таблиця 3. Зміна відносної щільності β' -сіалонів, отриманих з порошку нітриду кремнію з 5% α -фази, 95% β -фази, в залежності від часу спікання під тиском 25 МПа при 1750 °C

№	Значення Z	Час ізотермічної витримки, хв				
		Відносна щільність				
		5	20	30	40	60
1	1,0	0,94	0,95	0,96	0,97	0,97
2	2,0	0,98	0,99	0,99	0,99	0,99

З табл. 3 видно, що найбільше ущільнення матеріалів проходить в зразках матеріалів з великим вмістом рідкої фази.

На рис. 4, 5 представлені мікроструктури поверхонь шліфів β' -сіалону з $Z=1,0$; 3,0, отриманих з порошку нітриду кремнію з вмістом 79% α -фази, 21% β -фази спіканням при 1750 °C під тиском 25 МПа протягом 60 хв.

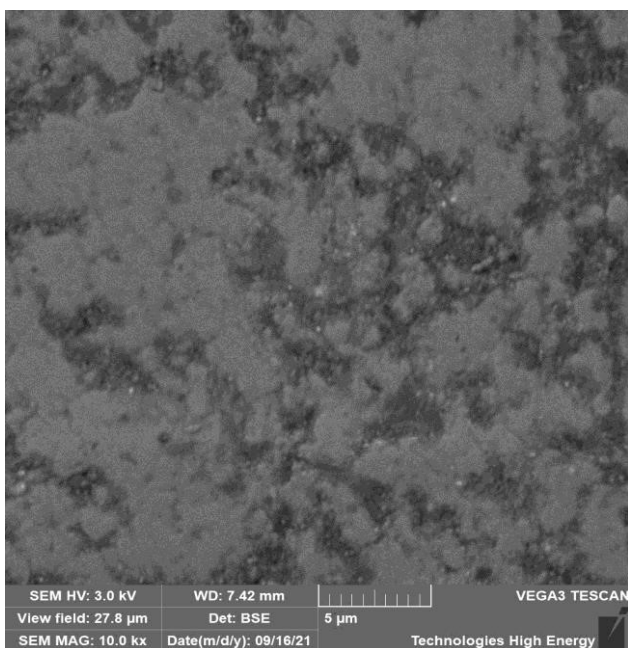


Рис. 4. Мікроструктура поверхні шліфа β' -сіалону з $Z=1,0$, отриманого з порошку нітриду кремнію з вмістом 79% α -фази, 21% β -фази спіканням при 1750 °C під тиском 25 МПа протягом 60 хв

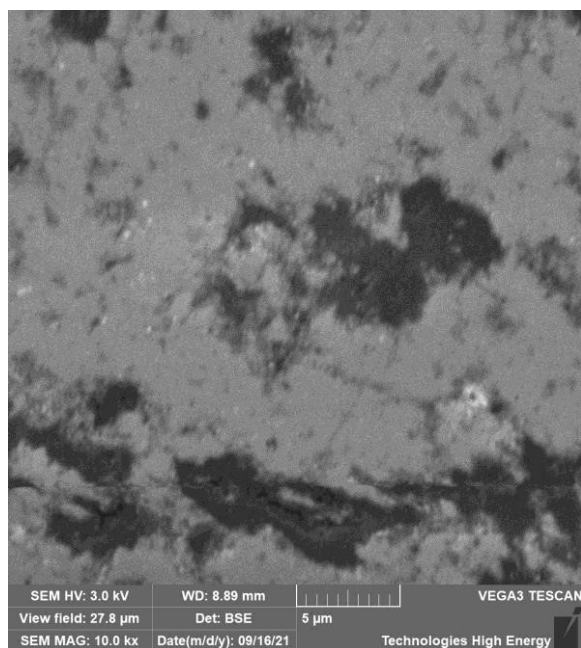


Рис. 5. Мікроструктура поверхні шліфа β' -сіалону з $Z=3,0$, отриманого з порошку нітриду кремнію з вмістом 79% α -фази, 21% β -фази спіканням при 1750 °C під тиском 25 МПа протягом 60 хв

В табл. 4 представлені зміни відносної щільності як функції часу спікання під тиском 10 МПа при 1750 °C для різних складів β' -сіалонів. При цьому використовувався порошок нітриду кремнію з вмістом 79% α -фази, 21% β -фази.

Таблиця 4. Зміна відносної щільності β' -сіалонів, отриманих з порошку нітриду кремнію з вмістом 79% α -фази, 21% β -фази, в залежності від часу спікання під тиском 10 МПа при 1750 °C

№	Значення Z	Час ізотермічної витримки, хв				
		Відносна щільність				
		5	20	30	40	60
1	1,0	0,45	0,87	0,93	0,95	0,96
2	2,0	0,59	0,93	0,96	0,97	0,98

Проведені дослідження показують, що в матеріалах з використанням порошку нітриду кремнію з 79% α -фази, 21% β -фази при тисках 10 МПа ущільнення проходить до відносної щільності 0,96 – 0,98. При цьому кількість рідкої фази на швидкість ущільнення впливає несуттєво.

В табл. 5 представлені результати досліджень фізико-механічних властивостей матеріалів з $Z=1,0$ і $Z=2,0$, отриманих з порошків нітриду кремнію з вмістом 5% α -фази, 95% β -фази і вмістом 79% α -фази, 21% β -фази спіканням при 1750 °C під тиском 25, 10 МПа протягом 60 хв.

Таблиця 5. Фізико-механічні властивості β' -сіалонів з $Z=1,0$ і $Z=2,0$, отриманих з порошків нітриду кремнію з вмістом 5% α -фази, 95% β -фази і вмістом 79% α -фази, 21% β -фази спіканням при 1750 °С під тиском 25, 10 МПа протягом 60 хв

№	Властивість	Si_3N_4 з 5% α -фази				Si_3N_4 з 79% α -фази			
		$Z=1,0$		$Z=2,0$		$Z=1,0$		$Z=2,0$	
		25 МПа	10 МПа	25 МПа	10 МПа	25 МПа	10 МПа	25 МПа	10 МПа
1	Пористість, %	3,0	8,1	1,2	4,0	1,9	4,1	0,8	2,0
2	Тріщиностійкість, МПа·М ^{0,5}	4,2	-	3,2	3,0	4,7	4,0	4,1	3,8
3	Твердість, ГПа	14,7	-	14,8	13,7	15,4	14,3	15,6	14,3
4	Зносостійкість	11,2	-	9,2	8,4	12,5	10,7	11,4	10,3

Результати досліджень свідчать про те, що при використанні порошку нітриду кремнію з вмістом 79% α -фази, 21% β -фази пористість матеріалів на 30-50% менша, ніж при використанні порошку нітриду кремнію з вмістом 5% α -фази, 95% β -фази. Це зменшення практично не залежить від тиску при спіканні. При цьому їх тріщиностійкість, твердість, зносостійкість збільшуються на 10-30%.

В табл. 6 представлені результати досліджень фізико-механічних властивостей матеріалів з $Z=1,0$; 2,0; 3,0, отриманих з порошку нітриду кремнію з вмістом 79% α -фази, 21% β -фази спіканням при 1750 °С під тиском 25, 10 МПа протягом 60 хв.

Таблиця 6. Фізико-механічні властивості β' -сіалонів з $Z=1,0$; 2,0; 3,0, отриманих з порошку нітриду кремнію з вмістом 79% α -фази, 21% β -фази спіканням при 1750 °С під тиском 25, 10 МПа протягом 60 хв

№	Z	Властивість; тиск при спіканні, МПа							
		Пористість, %		Тріщиностійкість, МПа·М ^{0,5}		Твердість, ГПа		Зносостійкість	
		25	10	25	10	25	10	25	10
1	1,0	1,9	4,1	4,7	4,0	15,4	14,3	12,5	10,7
2	2,0	0,8	2,0	4,1	3,8	15,6	14,3	11,4	10,3
3	3,0	0,8	1,4	3,3	3,1	14,2	14,2	9,2	8,8

На рис. 6–8 представлені залежності тріщиностійкості, твердості, зносостійкості β' -сіалонів, отриманих з порошку нітриду кремнію з вмістом 79% α -фази, 21% β -фази, від складу (Z).

Твердість сіалонів, отриманих при тиску 25 МПа, збільшується при $Z=2,0$ і суттєво зменшується при $Z=3,0$ (відносно складу $Z=1$). Твердість сіалонів, отриманих при тиску 10 МПа, в досліджуємому інтервалі Z не змінюється. Тріщиностійкість мало зменшується при $Z=2,0$ і значно зменшується при $Z=3,0$. Аналогічно змінюється і зносостійкість.

Дослідження показали (табл. 6), що при спіканні під тиском 10 МПа найбільш перспективними сіалонами для отримання максимальної зносостійкості є β' -сіалони складом $Z=2$. Збільшення вмісту оксиду алюмінію в вихідній шихті призводить до збільшення кількості рідкої фази при температурі спікання, що в свою чергу збільшує ущільнення. При витримці 60 хв сіалон складом $Z=2,0$ ущільнюється до пористості 2,0 %, а сіалон складом $Z=1,0$ – до пористості 4,1 %. При цій витримці сіалон складом $Z=2,0$ має характеристики тріщиностійкості та твердості,

аналогічні цим властивостям сіалону складом $Z=1,0$. Сіалон складом $Z=3,0$ має низькі характеристики тріщиностійкості та твердості.

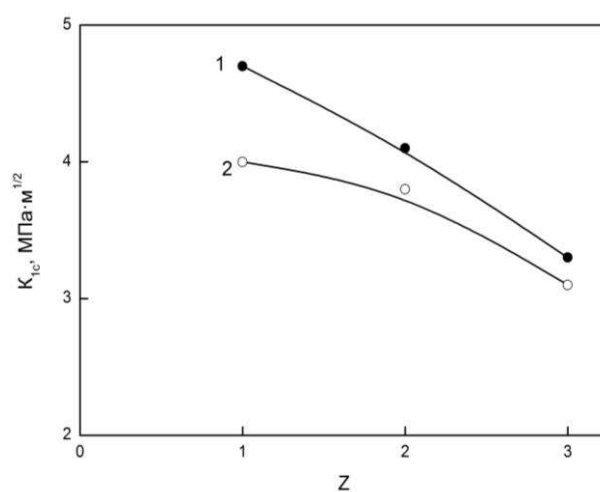
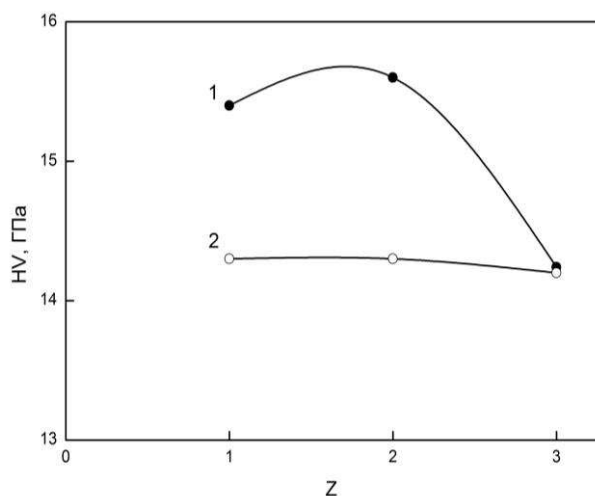


Рис. 6. Залежності твердості (HV) від складу (Z) β' -сіалонів, отриманих при температурі спікання 1750 °С, витримці 60 хв: 1 – тиск 25 МПа (■); 2 – тиск 10 МПа (●)

Рис. 7. Залежності тріщиностійкості (K_{Ic}) від складу (Z) β' -сіалонів, отриманих при температурі спікання 1750 °С, витримці 60 хв: 1 – тиск 25 МПа (■); 2 – тиск 10 МПа (●)

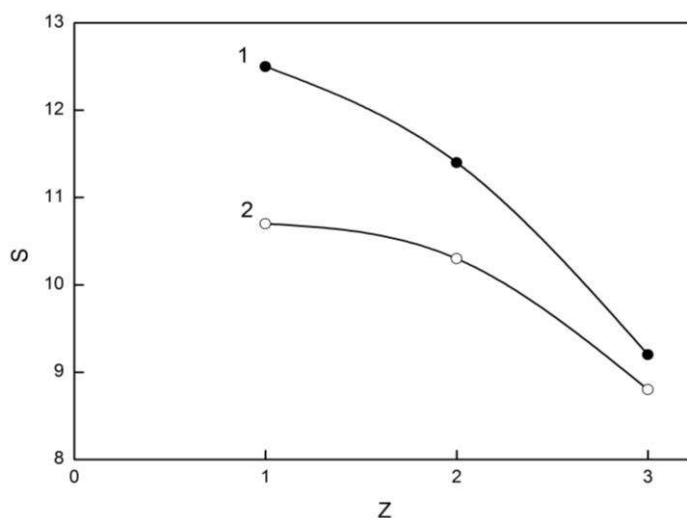


Рис. 8. Залежності зносостійкості (S) від складу (Z) β' -сіалонів, отриманих при температурі спікання 1750 °С, витримці 60 хв: 1 – тиск 25 МПа (■); 2 – тиск 10 МПа (●);

В табл. 7 надані результати досліджень фізико-механічних властивостей β' -сіалонів з $Z=1,0; 2,0$, отриманих з порошоків нітриду кремнію з вмістом 79% α -фази, 21% β -фази. Спікання проводили при 1750 °С під тиском 10 МПа протягом 60, 90, 120 хв.

Таблиця 7. Фізико-механічні властивості β' -сіалонів з $Z=1,0; 2,0$, отриманих з порошків нітриду кремнію з вмістом 79% α -фази, 21% β -фази спіканням при 1750 °С під тиском 10 МПа протягом 60, 90, 120 хв

№	Z	Властивість; час витримки, хв											
		Пористість, %			Тріщиностійкість, МПа·М ^{0,5}			Твердість, ГПа			Зносостійкість		
		60	90	120	60	90	120	60	90	120	60	90	120
1	1,0	4,1	3,9	3,9	4,0	3,9	3,9	14,3	14,5	14,5	10,7	10,6	10,6
2	2,0	2,0	1,2	0,9	3,8	4,1	4,1	14,3	14,9	15,7	10,3	11,1	11,4

Аналіз результатів досліджень показує, що збільшення часу витримки до 120 хв дозволяє знизити пористість сіалону складом $Z=2,0$ до 0,9 %, тріщиностійкість підняти з 3,8 до 4,1 МПа·М^{0,5}, а твердість – з 14,3 до 15,7 ГПа. Пористість, тріщиностійкість і твердість сіалону складом $Z=1,0$ при збільшенні часу витримки до 120 хв практично не міняється. В результаті при спіканні під тиском 10 МПа протягом 120 хв зносостійкість сіалону складом $Z=2,0$ підвищується з 10,3 до 11,4. При цьому зносостійкість сіалону складом $Z=1,0$ становить 10,6.

При спіканні під тиском 25 МПа протягом 60 хв зносостійкість сіалону складом $Z=2,0$ становить 11,4 (табл. 6). Застосування розробленого процесу спікання виробів при тиску 10 МПа дозволяє досягти рівня зносостійкості сіалону, спеченому при тиску 25 МПа, і зменшити споживання графіту від 5 до 20 разів.

Висновки

1. Досліджені кінетика спікання під тиском 10 і 25 МПа β' -сіалонів зі складом $Z=1,0; 2,0$, отриманих з порошків нітриду кремнію з 5% α -фази, 95% β - фази і 79% α -фази, 21% β -фази. Встановлено, що в матеріалах з використанням порошку нітриду кремнію з високим вмістом α -фази при тиску 10 МПа ущільнення проходить до відносної щільності 0,96 – 0,98. При цьому кількість рідкої фази на швидкість ущільнення практично не впливає.

2. Досліджені пористість, тріщиностійкість, твердість і зносостійкість β' -сіалонів зі складом $Z=1,0; 2,0$, отриманих при тиску 25 і 10 МПа. Встановлено, що при використанні порошку нітриду кремнію з високим вмістом α -фази пористість матеріалів на 30-50% менша, ніж при використанні порошку з низьким вмістом. Це зменшення не залежить від тиску при спіканні, а тріщиностійкість, твердість, зносостійкість матеріалів збільшуються на 10-30%.

3. Досліджені залежності тріщиностійкості, твердості і зносостійкості β' -сіалонів, отриманих з порошку нітриду кремнію з 79% α -фази, 21% β -фази, від їх складу в інтервалі $Z=1-3$, а також часу витримки при спіканні під тиском 10 МПа

4. Розроблено процес отримання виробів з сіалону методом гарячого пресування при тиску 10 МПа, який забезпечує зносостійкість матеріалу на рівні зносостійкості сіалону, спеченого при тиску 25 МПа.

V.V. Ivzhenko, V.N. Tkach, T.A. Kosenchuk

¹Bakul Institute for Superhard Materials NAS of Ukraine

INFLUENCE OF COMPOSITION AND PRESSURE ON MECHANICAL PROPERTIES AND WEAR RESISTANCE OF CIALON

The kinetics of sintering under pressure of 10 and 25 MPa β' -sialons with composition $Z = 1.0; 2.0$, obtained from powders of silicon nitride with 5% α -phase, 95% β -phase and 79% α -phase, 21% β -phase, was

researched. It was found that in materials using Si_3N_4 powder with a high content of α -phase at a pressure of 10 MPa, the compaction goes on until a relative density of 0.96–0.98, and the amount of liquid phase has little effect on the compaction rate. The porosity, crack resistance, hardness and wear resistance of β' -sialons with composition $Z = 1.0, 2.0$, obtained from powders of silicon nitride at a pressure of 25 and 10 MPa, were studied. It was found that when using silicon nitride powder with a high content of α -phase, the porosity of the materials is 30-50% lower than when using a powder with a low content. This reduction does not depend on the sintering pressure; and crack resistance, hardness, wear resistance of materials increase by 10-30%. The dependences of crack resistance, hardness and wear resistance of β' -sialons on their composition in the range of $Z = 1-3$, as well as exposure time during sintering at a pressure of 10 MPa, were studied. The process of obtaining sialon products by hot pressing at a pressure of 10 MPa, which provides wear resistance of the material at the level of wear resistance of sialon sintered at a pressure of 25 MPa, was developed.

Key words: silicon nitride, aluminum nitride, sialon, pressure sintering, sealing, structure, crack resistance, hardness, wear resistance.

Література

1. Андриевский Р.А., Спивак И.И. Нитрид кремния и материалы на его основе. – М.: Металлургия, 1984. – 136 с.
2. Ivzhenko V., Kuzenkova M., Svirid A., Dub S. Structure and properties of silicon and titanium nitrides – base materials // Proc. of Second Int. Symp. on brittle matrix composites (BSM-2). – Cedzyna, 1988. – P. 31–32.
3. 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.
4. Гогоци Ю. Г., Завада В. П., Ивженко В. В., Зудин Н.Н., Траскавский В.В. Прочность нитридо-кремниевой керамики в различных средах // Сверхтвердые матер. – 1990. – № 3. – С. 25–30.
5. Лавринович А. В., Крыль Я. А., Ивженко В. В., Исаков А.А., Назаров В.Г. Влияние механической обработки и отжига на свойства нитридокремниевой керамики // Сверхтвердые матер. – 1991. – № 3. – С. 33–36.
6. Ивженко В.В., Кайдаш О.Н., Сарнавская Г.Ф., Дуб С.Н., Попов В.А. Износ- и ударостойкая керамика на основе ковалентных соединений Si_3N_4 , B_4C , SiC // Синтез, спекание и свойства сверхтвердых материалов: Сб. науч. тр. – Серия Материаловедение. –К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля, 2011. – С. 153–161
7. Івженко В. В., Дуб С. М., Ткач В. М., Косенчук Т. О. Розробка термостійкого матеріалу на основі нітриду кремнію з підвищеною зносостійкістю // Інструментальне матеріалознавство: Зб. наук. пр.– Випуск 24. – К.: ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України, 2021. – С. 430–440.
8. Івженко В. В., Геворкян Е. С., Косенчук Т. О. Спінання та властивості матеріалів на основі карбідів кремнію, бору і титана, отриманих методом електроіскрового спікання // Надтверді матеріали. – 2021. – № 6. – С. 35–46.
9. Майстренко А.Л., Дуб С.Н. Прогнозирование износостойкости хрупких материалов по твёрдости и трещиностойкости // Заводская лаборатория. – 1993. – № 1. –С. 52–54.
10. Riley R. M. Silicon nitride and related materials // J. Amer. Ceram. Soc. – 2000. – Vol. 63. – P. 245–265.
11. Komeya K., Komatsu M., Komeda T., Goto Y., Tsuge A. High-strength silicon nitride ceramics obtained by grain-boundary crystallization // Journal of Materials Science. – 1991. – Vol. 26. – N 20. – P. 5513–5516.

Надійшла 27.06.22

References

1. Andrievskii, R.A., & Spivak I.I. (1984). *Nitrid kremniia i materialy na yeho osnove [Silicon nitride and materials based on it]*. Moscow: Metallurhiia [in Russian]
2. Ivzhenko, V., Kuzenkova, M., Svirid, A., Dub, S. (1988). Structure and properties of silicon and titanium nitrides – base materials. *Proc. of Second Int. Symp. on brittle matrix composites (BCM-2), Cedzyna, 31–32*.
3. Nauchno issledovatelskii institut dvigatelei – Engine Research Institute. (1990). *Sovershenstvovanie konstruktsyonnykh keramicheskikh materialov i keramicheskikh uzlov turbiny [Improvement of structural ceramic materials and ceramic units of the turbine] (4557)*. Moscow: Nauchno issledovatelskii institut dvigatelei – Engine Research Institute. [in Russian].
4. Gogotsi, Yu.G., Zavada, V.P., Ivzhenko, V.V., et al. (1990). Prochnost nitrido-kremnievoi keramiki v razlichnykh sredakh [Strength of silicon nitride ceramics in various environments]. *Sverkhtverdye materialy. – Superhard materials, 3, 25–30* [in Russian].
5. Lavrinovich, A.V., Kryl, Ya.A., Ivzhenko, V.V., et.al. (1991). Vliianie mekhanicheskoi obrabotki i otzhiha na svoistva nitridokremnievoi keramiki [Effect of mechanical treatment and annealing on the properties of silicon nitride ceramics]. *Sverkhtverdye materialy. – Superhard materials, 3, 33–36* [in Russian].
6. Ivzhenko, V.V., Kaidash, O.N., Sarnavskaia, G.F. et.al. (2011). Iznoso- i udarostoikaia keramika na osnove kovalentnykh soedinenii Si_3N_4 , B_4C , SiC . [Wear- and shock-resistant ceramics based on covalent compounds Si_3N_4 , B_4C , SiC]. *Sintez, spekanie i svoistva sverkhtverdyykh materialov: Sb.nauch. tr. – Seriya Materialovedenie. – ISM im. V.N. Bakulia – Synthesis, sintering and properties of superhard materials: collection of scientific papers. – ser. of Materials Science. – ISM them. V.N. Bakul, 153–161*. [in Russian].
7. Ivzhenko, V.V., Dub, S.M., Tkach, V.M., & Kosenchuk, T.O. (2021). Development of heat-resistant material based on silicon nitride with high wear resistance. *Instrumental Materials Science, 24, 430–440*.
8. Ivzhenko, V.V., Gevorkyan, E.S., & Kosenchuk, T.O. (2021). Sintering and properties of materials based on carbides of silicon, boron and titanium, obtained by the method of electrospark sintering. *Superhard materials, 6, 35–46*.
9. Maistrenko, A.L., & Dub, S.N. (1993). Prohnozirovaniye iznosostoikosti khрупkikh materialov po tverdosti i treshchinostoikosti [Prediction of wear resistance of brittle materials by hardness and crack resistance]. *Zavodskaya laboratoriya – Factory laboratory, 1, 52–54*. [in Russian].
10. Riley, R. M. (2000). Silicon nitride and related materials. *J. Amer. Ceram. Soc., 63, 245–265*.
11. Komeya, K., Komatsu, M., Komeda, T., et al. (1991). High-strength silicon nitride ceramics obtained by grain-boundary crystallization. *Journal of Materials Science, 26, 20, 5513–5516*.