

УДК 621.315

DOI: 10.33839/2708-731X-24-1-363-372

**В. І. Омеляненко**, аспірант, **Н. В. Сергієнко**, провідний інженер, **О. М. Кайдаш**,  
**І. П. Фесенко**, доктори технічних наук, **С. А. Кухаренко**, канд. техн. наук

*Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, вул. Автозаводська, 2,  
м. Київ, Україна, 04074, E-mail: oka07@ism.kiev.ua*

### **ТЕПЛО- ТА ЕЛЕКТРОПРОВІДНІСТЬ ГАРЯЧЕПРЕСОВАНИХ МАТЕРІАЛІВ СИСТЕМИ ДІЕЛЕКТРИЧНА МАТРИЦЯ / ЕЛЕКТРОПРОВІДНІ ВКЛЮЧЕННЯ (AlN-hBN) / (TiB<sub>2</sub>-TiAl<sub>3</sub>)**

*Гарячим пресуванням одержано щільний керамічний композиційний матеріал (AlN-hBN) / (TiB<sub>2</sub>-TiAl<sub>3</sub>), виміряно його електричний опір і теплопровідність для різних концентрацій електропровідної фази. Запропоновано механізм переносу електричного заряду в одержаному матеріалі системи діелектрична матриця / електропровідні включення.*

**Ключові слова:** *гаряче пресування, нітрид алюмінію, гексагональний нітрид бору, диборид титану, електричний опір, теплопровідність.*

Двофазні керамічні системи виду діелектрична матриця / електропровідні включення привертають увагу як з точки зору їх теплофізичних (величина коефіцієнта теплопровідності матриці може відрізнитись від теплопровідності включень) [1, 2], так і електрофізичних властивостей [3], в широкому діапазоні концентрацій – від 100 % матричної фази до 100 % фази включень. Зокрема недостатньо дослідженим є діапазон різкої зміни електричного опору таких двофазних систем поблизу порогу перколяції як в композитах з керамічною матрицею (СМС ceramic matrix composites), наприклад, на основі оксиду алюмінію [3], кубічного нітриду бору [4, 5], так і в композитах з полімерною матрицею (РМС polymer matrix composites) [6, 7].

Визначення природи переносу заряду в області концентрацій електропровідної фази поблизу порогу перколяції вимагає додаткових досліджень. Класична теорія говорить, що в цьому діапазоні концентрацій електропровідної фази можливе утворення електропровідних ланцюжків, квантова теорія – про тунельний механізм переносу заряду [4, 8]. Деякі автори дотримуються думки, що провідні частинки здатні об'єднуватись у струмопровідну структуру (кластери), а при збільшенні концентрації провідної фази – зростає тунелювання електронів між цими кластерами, тобто просочування електронів через потенційні бар'єри, яке має квантово-механічну природу [6].

Як діелектрик для матричної фази двофазних композитів системи діелектрична матриця / електропровідні включення перспективним є нітрид алюмінію (AlN). Вперше нітрид алюмінію, як щільний керамічний матеріал, був застосований як матеріал для тиглів завдяки його хімічній інертності та стійкості до розплаву алюмінію [9]. В подальшому, при введенні в структуру нітриду алюмінію електропровідних частинок композиційний керамічний матеріал на основі AlN використовувався як нагрівник/випарник для плавлення та випаровування алюмінію [10]. Як електропровідна фаза для двофазних композитів на основі нітриду алюмінію підходить диборид титану (TiB<sub>2</sub>). Дибориду титану TiB<sub>2</sub> притаманна висока твердість і температура плавлення. Крім цього, такі властивості дибориду титану як низька питома вага і висока хімічна стабільність [11] роблять його одним з найбільш перспективних композиційних матеріалів та виробів з високою термостійкістю.

Додавання до діелектричної фази гексагональної модифікації нітриду бору (hBN) дозволяє створити систему двофазний діелектрик (AlN–hBN) – провідник (TiB<sub>2</sub>), яка може використовуватись і як випарник алюмінію, і як модельна система для розуміння процесу переносу заряду в системі діелектрична матриця / провідні включення, бо добавка гексагональної модифікації нітриду бору (hBN) при змішуванні порошкової системи може утворювати додатковий ізолюючий шар на кожній частинці електропровідного дибориду титану (TiB<sub>2</sub>). Такий додатковий ізолюючий шар може забезпечувати відсутність прямого проходження струму навіть при близькому розташуванні частинок дибориду титану в керамічному композиті.

Висока термостійкість TiB<sub>2</sub> є важливою характеристикою електропровідної фази при застосуванні як в потужних низькочастотних електротехнічних пристроях, так і в мікрохвильовій області при поглинанні композитами діелектрик / провідник значних потоків енергії, бо при цьому композит працює за підвищеної температури. Для покращення термостійкості композиту на основі діелектричної фази AlN–hBN до складу композиції було введено невелику кількість титанвмісного інтерметаліду – алюмініду титану (TiAl<sub>3</sub>), як частину електропровідної фази (TiB<sub>2</sub>–TiAl<sub>3</sub>).

Метою даної роботи є одержати гарячим пресуванням щільний керамічний композит системи діелектрик (AlN–hBN) / провідні включення (TiB<sub>2</sub>–TiAl<sub>3</sub>), встановити його електро- та теплофізичні характеристики для можливості його використання в якості як пасивних (поглинач мікрохвиль), так і активних (нагрівник/випарник) елементів електротехнічних приладів, які працюють при підвищених температурах.

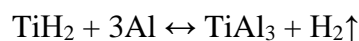
### Вихідні матеріали

Порошок нітриду алюмінію (AlN) виробництва Донецького заводу хімреактивів (Донецьк, Україна), отриманий шляхом прямого азотування алюмінієвих ошурків в печі в потоці азоту. Основна фракція порошку AlN має розмір 20–40 мкм, питома поверхня складає 1,5 м<sup>2</sup>/г. Порошок дибориду титану (TiB<sub>2</sub>), одержаний методом СВС у СКТБ (Єреван, Вірменія), складається з друзок з середнім розміром 20 мкм. Розмелювання порошоків здійснювали у вібраційному млині (ІНМ НАН України, Київ) в середовищі спирту протягом 2,5–3,0 год для різних сумішей до середнього розміру частинок 10 мкм.

Нітрид бору гексагональний (hBN) виробництва Запорізького абразивного комбінату з середнім розміром частинок 5 мкм не потребував розмелювання і дошихтовувався до порошкової композиції пізніше.

В даній роботі для отримання алюмініду титану (TiAl<sub>3</sub>) використовували порошкові компакти з гідриду титану (TiH<sub>2</sub>) виробництва ІНМ НАН України (Київ, Україна) з алюмінієм (Al). Їх спікали в діапазоні температури 800–1200 °С. Спікання проводили в шахтній печі опору в вакуумі протягом ізотермічної витримки 2 год.

Процентне співвідношення компонентів було розраховано виходячи з реакції:



і складало у % (мол.): 25% TiH<sub>2</sub> і 75% Al, або у % (за масою) 38,1% TiH<sub>2</sub> і 61,9 % Al).

Вихідні порошки гідриду титану та алюмінію після розмелювання просіювали крізь сито 01 і використовували фракцію –01. Змішування проводили в середовищі спирту. Суміш пресували з використанням пластифікатора (3 %-ного розчину каучуку в бензині при тиску 35 МПа). Зразки діаметром 12 мм спікали в печі СШВЛ в вакуумі за різної температури (800, 900, 950, 1000, 1100, 1200 °С) протягом 2 год. Після спікання проводився рентгенівський фазовий і хімічний аналіз зразків.

Рентгенофазовий аналіз (РФА) показав присутність у всіх зразках основної фази – алюмініду титану. Крім того, на всіх рентгенограмах присутні лінії оксиду титану  $Ti_{10}O_{19}$ .

Результати хімічного аналізу наведені в табл. 1. Вміст  $Ti_{10}O_{19}$  невеликий і складає, виходячи з кількості кисню в продукті взаємодії, не більше 1%. Тобто, був отриманий практично чистий алюмінід титану.

Таблиця 1. Результати хімічного аналізу сумішей  $TiN_2-Al$  після спікання за різної температури та ізотермічної витримки 2 год.

Температура спікання $T, ^\circ C$	Елементний склад одержаного матеріалу, % (за масою)		
	Al	Ti	O
800	58,6	39,6	0,3
850	59,6	38,7	0,2
950	54,9	43,1	0,3
1100	58,5	38,2	0,3
1200	58,4	40,1	0,3

Алюмінід титану розмелювали і додавали в суміші  $AlN-hBN-TiB_2$ . Керамічний композит системи  $AlN-hBN-TiB_2-TiAl_3$  в широкому діапазоні концентрацій одержували гарячим пресуванням. Концентрація електропровідної фази  $TiB_2$  змінювалась у діапазоні 45–66 % (за масою).

Гаряче пресування порошкових композицій проводили на експериментальному пресі конструкції ІНМ НАН України з індукційним нагрівом графітової пресформи за  $1950\ ^\circ C$  і тиску 30 МПа. Контроль температури здійснювали за допомогою пірометричного перетворювача температури ППТ-131. Щільність і пористість зразків визначали за методикою, регламентованою ДСТУ ISO 5017:2014.

### Методика вимірювань

Фазовий склад вивчали на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3 в  $Cu\ K\alpha$ -випромінюванні з нікелевим фільтром. Одержані зразки керамічного матеріалу шліфували алмазним інструментом відповідно до рекомендацій [12] для вимірювання: модуля пружності  $E_{\perp}$  і питомого електроопору  $\rho_{\perp}$  на призматичних зразках  $5 \times 5 \times 40$  мм, вирізаних (довгою стороною) в напрямку, перпендикулярному напрямку прикладеного тиску під час гарячого пресування; на зразках розміром  $15 \times 20 \times 1$  мм для вимірювання коефіцієнту теплопровідності перпендикулярно ( $\lambda_{\perp}$ ) і паралельно ( $\lambda_{\parallel}$ ) напрямку прикладеного тиску під час гарячого пресування. Теплопровідність зразків визначали за кімнатної температури нестационарним методом за допомогою пристрою для вимірювання коефіцієнта теплопровідності високотеплопровідних матеріалів ИТ-3 [13].

### Результати та обговорення

На рис. 1 наведені кінетичні криві зміни щільності компактів з порошкових композицій  $AlN-hBN-TiB_2-TiAl_3$  під час гарячого пресування. З рисунка видно, що склад 27 %  $AlN$ –25 %  $hBN$ –46 %  $TiB_2$ –2% (за масою)  $TiAl_3$  досягає безпористого стану вже за 45 хв (крива 3). При збільшенні вмісту нітриду бору (20 %  $AlN$ –35 %  $hBN$ –43 %  $TiB_2$ –2 %  $TiAl_3$ ) порошкова композиція спікається повільніше (крива 1), що негативно впливає на кінетику ущільнення, погіршуючи усадку матеріалу.

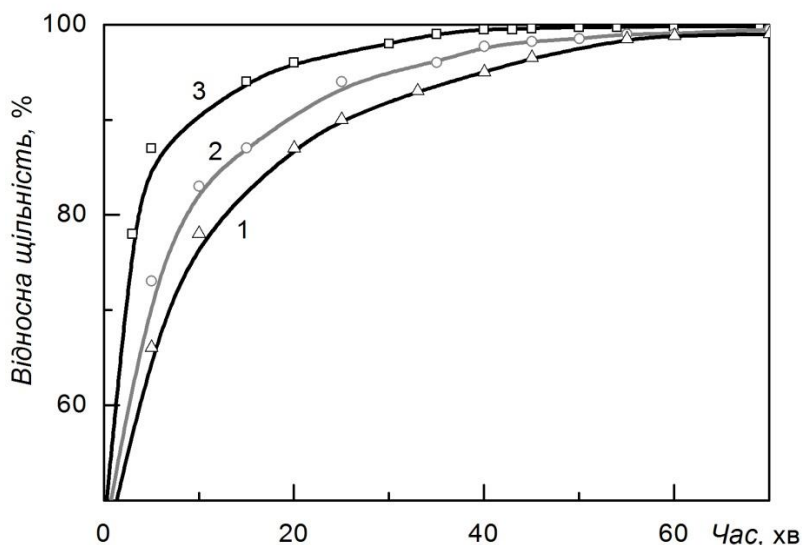


Рис. 1. Зміна відносної густини матеріалу  $AlN-hBN-TiB_2$  з добавками алюмініду титану в процесі гарячого пресування ( $1950\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $30\text{ МПа}$ ) для таких складів:  $20\% AlN-35\% hBN-43\% TiB_2-2\% TiAl_3$  ( $\Delta$ , 1),  $20\% AlN-35\% hBN-41\% TiB_2-4\% TiAl_3$  ( $\circ$ , 2),  $27\% AlN-25\% hBN-46\% TiB_2-2\% TiAl_3$  ( $\square$ , 3)

### Мікроструктура

Для досліджень структури були виготовлені зразки гарячепресованих матеріалів  $AlN-hBN-TiB_2-TiAl_3$  з вмістом алюмініду титану від 1 до 20 % (за масою). Мікрорентгеноспектральний аналіз показав, що темна фаза на основі (BN) містить титан і алюміній. Ймовірно, в процесі гарячого пресування алюмініди титану взаємодіють в першу чергу з нітридом бору. РФА зразків з 20 % (за масою) алюмініду титану показав присутність, крім основних фаз  $TiB_2$ ,  $hBN$ ,  $AlN$ , нітриду титану  $TiN$  і титану.

На мікрофотографіях гарячепресованої кераміки  $AlN-hBN-TiB_2-TiAl_3$  (рис. 2) добре видно основні фази.

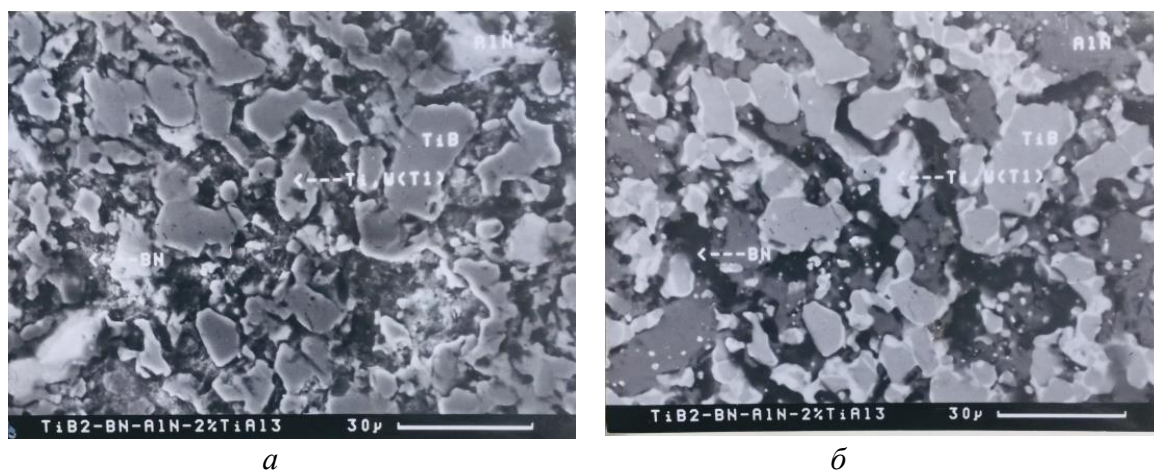


Рис. 2. Мікроструктура зразка матеріалу  $AlN-hBN-TiB_2-2\% TiAl_3$  (гаряче пресування  $1950\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $30\text{ МПа}$ ): топологія поверхні шліфа (а), те ж у режимі фазового контрасту (б)

Зерна дибориду титану світлі, середнього розміру 5–10 мкм. Більші сірі зерна – це нітрид алюмінію. Темні ділянки – фаза графітоподібного нітриду бору (hBN). Окремі зерна hBN не виявляються (вони м'які і в процесі полірування вимазуються з поверхні).

В одержаних композитах вміст hBN досить великий (для складу 20 % AlN– 35 % hBN – 45 % TiB<sub>2</sub> він становить 50 % (за об'ємом). Тому особливості кристалічної структури нітриду бору проявляються в анізотропії властивостей кераміки AlN–hBN–TiB<sub>2</sub>–TiAl<sub>3</sub>.

### Динамічний модуль пружності

Дослідження динамічного модуля пружності  $E$ , проведені на зразках за різними напрямками, показали, що динамічний модуль залежить від напрямку прикладення зусилля під час гарячого пресування. Модуль пружності в напрямку, перпендикулярному до напрямку пресування, в середньому в 3 рази більший, ніж в паралельному напрямку (рис. 3). Це співвідношення практично не залежить від величини тиску гарячого пресування.

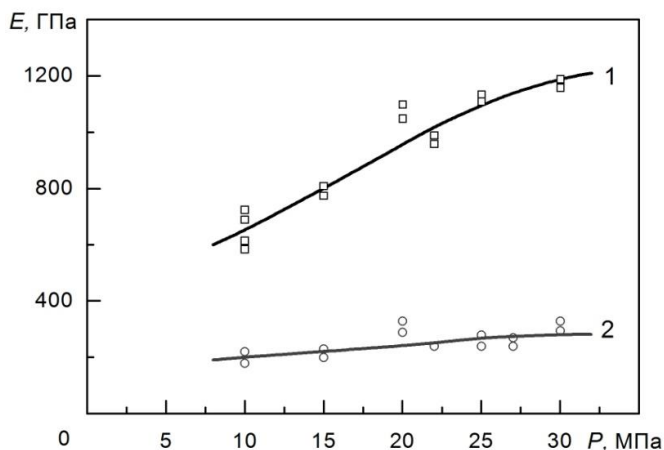


Рис. 3. Залежність динамічного модуля пружності  $E$  композиційного матеріалу AlN–hBN–TiB<sub>2</sub>–2%TiAl<sub>3</sub> від напрямку і тиску гарячого пресування. Вимірювання проводили перпендикулярно (□, 1) і паралельно (○, 2) напрямку гарячого пресування

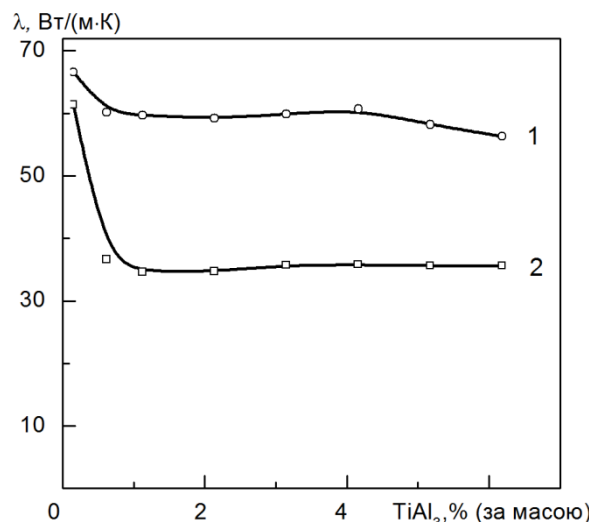


Рис. 4. Залежність коефіцієнта теплопровідності гарячепресованих матеріалів 27AlN–25hBN–48TiB<sub>2</sub> від кількості добавки алюмініду титану (TiAl<sub>3</sub>). Вимірювання проводили паралельно (○, 1) і перпендикулярно (□, 2) напрямку гарячого пресування

### Теплопровідність

На значну анізотропію властивостей гарячепресованого матеріалу AlN–hBN–TiB<sub>2</sub>–TiAl<sub>3</sub> вказує також різниця у визначеному коефіцієнті теплопровідності у паралельному і перпендикулярному напрямку докладання зусиль при гарячому пресуванні (рис. 4). Середня величина коефіцієнта теплопровідності матеріалу AlN–hBN–TiB<sub>2</sub>–TiAl<sub>3</sub> паралельно зусиллю пресування становить 60,1 Вт/(м·К), перпендикулярно – 36,1 Вт/(м·К). Ці значення теплопровідності є дещо нижчими за значення цього параметра 79 Вт/(м·К) для керамічного матеріалу AlN–20 % (за масою) TiB<sub>2</sub>, одержаного без застосування тиску, так званім вільним спіканням, із застосуванням оксиду ітрію як активатора спікання [14]. Для двофазних

композитів AlN-hBN відомо, що при зростанні вмісту hBN композити AlN-hBN мають теплопровідність 82-37 Вт/(м·К) в діапазоні 0–30 % (за об'ємом) hBN [2]. Отже, одержана кераміка AlN-hBN-TiB<sub>2</sub>-TiAl<sub>3</sub> має величину теплопровідності, яка знаходиться в діапазоні величин для двофазних композитів цієї системи.

### Електричний опір

Важливою характеристикою одержаного гетерофазного композиційного матеріалу є електричний опір матеріалу з певним співвідношенням електропровідних і непровідних фаз (див. табл. 2).

Таблиця 2. Електричний опір компонентів гетерофазного матеріалу, отриманого з порошкової суміші AlN-hBN-TiB<sub>2</sub>-TiAl<sub>3</sub>, визначений за температури 20 °С [15]

Сполука	Питомий об'ємний електричний опір, Ом·м
AlN	10 <sup>13</sup>
hBN	10 <sup>11</sup> -10 <sup>13</sup>
TiB <sub>2</sub>	9·10 <sup>-8</sup>
TiAl <sub>3</sub>	27·10 <sup>-8</sup>

Структуру одержаного гарячепресованого матеріалу AlN-hBN-TiB<sub>2</sub>-TiAl<sub>3</sub> можна представити у вигляді двох взаємно проникаючих каркасів – провідного і непровідного. Причому є певний критичний вміст непровідної фази, при якому безперервність її каркаса порушується і відбувається різке збільшення електричного опору. Для досліджених композицій це критичне значення складає більше 60 % (за масою) непровідної фази, коли значення опору зростає в десятки разів.

Окрім цього, на величину електроопору матеріалу також впливає його пористість. Внесок пористої структури зразків в електроопір композиції AlN-hBN-TiB<sub>2</sub> (при значній відмінності діелектричної проникності окремих компонентів) досить точно описується рівнянням Оделевського [16]:

$$\rho = \rho_0 \cdot (1 - 1,5\Pi)$$

де  $\rho$  і  $\rho_0$  – відповідно питомий електроопір пористого і безпористого матеріалу (у Ом<sup>-1</sup>м<sup>-1</sup>);  $\Pi$  – об'ємний вміст пор, тобто пористість для діапазону  $0 < \Pi < 0,67$ .

При введенні в композицію AlN-hBN-TiB<sub>2</sub> четвертої сполуки – алюмініду титану і появи нових фаз властивості матеріалу змінюються. У табл. 3 наведені значення модуля пружності, питомого електроопору та коефіцієнта теплопровідності для гарячепресованих матеріалів на основі складу 48 % TiB<sub>2</sub> – 25 % hBN – 27 % AlN з вмістом алюмініду титану від 0 до 6 % (за масою). При вимірюванні властивостей було враховано напрямок гарячого пресування. Так, динамічний модуль пружності  $E$  та питомий електроопір виміряні на зразках, вирізаних перпендикулярно напрямку гарячого пресування ( $\perp$ ), а теплопровідність  $\lambda$  – перпендикулярно ( $\perp$ ) і паралельно ( $\parallel$ ) напрямку гарячого пресування.

З даних табл. 3 видно, що модуль пружності матеріалу при введенні в його склад алюмініду титану збільшується, що може бути підтвердженням посилення міжзеренних зв'язків між фазами.

Таблиця 3. Фізичні властивості керамічних матеріалів  $AlN-hBN-TiB_2-TiAl_3$ : пористість  $P$ ; динамічний модуль пружності  $E_L$ ; питомий електроопір  $\rho_L$ ; теплопровідність  $\lambda$

Склад гетерофазного матеріалу, % (за масою)				P, %	$E_L$ , ГПа	$\rho_L$ , Ом·м	Теплопровідність, $\lambda$ , Вт/(м·К)	
TiB <sub>2</sub>	hBN	AlN	TiAl <sub>3</sub>				$\lambda_{\perp}$	$\lambda_{\parallel}$
48	25	27	0	1–2	112	$0,40 \cdot 10^{-5}$	62,5	67,8
47	25	27	1	3	141	$0,81 \cdot 10^{-5}$	35,4	60,8
46	25	27	2	1–2	168	$0,48 \cdot 10^{-5}$	35,5	60,3
45	25	27	3	1	165	$0,70 \cdot 10^{-5}$	36,5	61,0
44	25	27	4	1–2	151	$0,72 \cdot 10^{-5}$	36,6	61,8
43	25	27	5	2–3	165	$0,73 \cdot 10^{-5}$	36,4	59,3
42	25	27	6	3	162	$0,68 \cdot 10^{-5}$	36,4	57,4

Вимірювання електричного опору керамічного матеріалу  $AlN-hBN-TiB_2$  при зміні вмісту  $TiB_2$  показали, що питомий об'ємний електричний опір змінюється відповідно у межах  $1,0 \cdot 10^{-5}$  до  $0,20 \cdot 10^{-5}$  Ом·м (рис. 5).

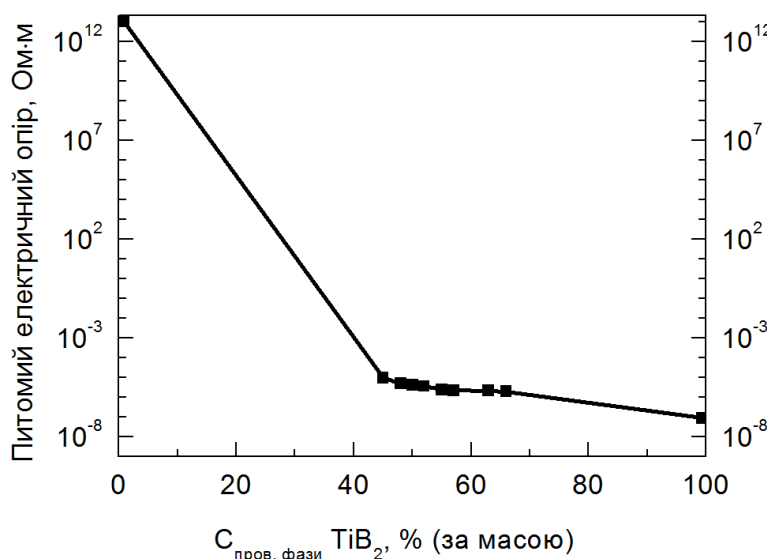


Рис. 5. Електроопір гарячепресованого матеріалу  $AlN-hBN-TiB_2$  в залежності від кількості провідної фази  $TiB_2$

тунельний характер переносу заряду в системі діелектрик / провідні включення при концентраціях електропровідної фази навіть вищих за поріг перколяції. А отже, і при менших концентраціях, тобто біля порогу перколяції, тунельний механізм переносу заряду в керамічному композиті системи  $AlN-hBN-TiB_2$  може розглядатись як домінуючий.

### Висновки

Одержано гарячим пресуванням зразки матеріалу системи діелектрик / провідні включення ( $AlN-hBN-TiB_2-TiAl_3$ ) і встановлено його термофізичні характеристики.

Отже, загальна концентраційна залежність електричного опору системи  $AlN-hBN-TiB_2$  змінюється від  $10^{13}$  Ом·м (100 %  $AlN-hBN$  [15, 17]), проходить через значення в області від  $1,0 \cdot 10^{-5}$  до  $0,20 \cdot 10^{-5}$  Ом·м (45 – 66 %  $TiB_2$ ), і завершується значенням електричного опору дибориду титану  $9 \cdot 10^{-8}$  Ом·м (100 %  $TiB_2$  [15]).

Відносно незначна зміна електричного опору системи  $AlN-hBN-TiB_2$  при відносно великій зміні вмісту електропровідної фази  $TiB_2$  (від 45 до 66 %, тобто 21 % (за масою) може свідчити про

Середня величина коефіцієнта теплопровідності гарячепресованого матеріалу системи діелектрик / провідні включення ( $\text{AlN-hBN-TiB}_2\text{-TiAl}_3$ ) паралельно зусиллю пресування становить 60,1 Вт/(м·К), перпендикулярно – 36,1 Вт/(м·К).

Питомий електроопір для гарячепресованих матеріалів на основі складу 48 %  $\text{TiB}_2$  – 25 % hBN – 27 % AlN з вмістом алюмініду титану від 0 до 6 % (за масою) складає  $0,40 \cdot 10^{-5}$  –  $0,68 \cdot 10^{-5}$  Ом·м.

Встановлено, що електричний опір системи  $\text{AlN-hBN-TiB}_2$  рівний від  $1,0 \cdot 10^{-5}$  до  $0,20 \cdot 10^{-5}$  Ом·м при збільшенні концентрації  $\text{TiB}_2$  від 45 до 66 % (за масою). Відносно незначна зміна електричного опору може свідчити про тунельний характер переносу заряду при концентраціях електропровідної фази навіть вищих за поріг перколяції. А отже, і при менших концентраціях, тобто в районі перколяції, тунельний механізм переносу заряду в керамічному композиті системи  $\text{AlN-hBN-TiB}_2$  може розглядатись як домінуючий.

V. I. Omelianenko, N. V. Sergienko, O. M. Kaidash, I. P. Fesenko, S.A. Kukharenko

*Bakul Institute for Superhard Materials of the National Academy of Sciences of Ukraine*

#### **THERMAL AND ELECTRICAL CONDUCTIVITY OF HOT-PRESSED MATERIALS OF THE DIELECTRIC MATRIX / ELECTROCONDUCTIVE INCLUSIONS SYSTEM ( $\text{AlN-hBN}$ ) / ( $\text{TiB}_2\text{-TiAl}_3$ )**

*Dense ceramic composite material ( $\text{AlN-hBN}$ ) / ( $\text{TiB}_2\text{-TiAl}_3$ ) has been prepared by hot pressing; its electrical and thermal conductivity for a range of conductive phase content were measured. Charge transfer mechanism in as-obtained material of the dielectric matrix / conductive inclusions system is discussed.*

**Key words:** hot pressing, aluminum nitride, hexagonal boron nitride, boron diboride, electrical resistivity, thermal conductivity.

#### **Література**

1. He Yo., Li Xiaoyun, Zhang J., Li Xiaoguang, Duan Yu., Huang M., Bai H., Jiang D., Qiu T. Method for fabricating microwave absorption ceramics with high thermal conductivity. *J. Europ. Cer. Soc.* 2018. Vol. 38. P. 501 – 505.
2. Jin C., Wang T., Pan L., Yang J., Hu Ch., Qiu T. Preparation and properties of sintering additive-free AlN-BN composite ceramics by hot-pressing sintering. *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* 2015. Vol. 27. P. 2014–2021. DOI 10.1007/s 10854-015-3985-0.
3. Скороход В. В. Об электропроводности дисперсных смесей проводников с непроводниками. Инженерно-физический журнал. 1959. В.В. Скороход. К 70-летию со дня рождения / Под ред. А.Г. Косторнова. Киев: Ин-т пробл. Материаловедения НАН Украины, 2004. – С. 29–36.
4. Беженар Н. П., Божко С. А., Романко Л. А. Белявина Н. Н. Твердость и электрическое сопротивление композитов системы cBN–Al–TiC(TiN), полученных реакционным спеканием при высоком давлении. *Сверхтвердые материалы.* 2006. № 3. С. 34–43.
5. Rumyantseva Yu. Yu., Romanko L.O., Chasnyk D. V., Turkevich V. Z., Bushlya V.M., Fesenko I. P., Kaidash O. M. Chasnyk V. I., Rukin V.P. Electrical characteristics of thermobaric sintered cBN–NbN // *Journal of Superhard Materials.* –2020. Vol. 42, N 2. P. 126–128.
6. Новак Д.С., Березненко Н.М., Шостак Т.С., Пахаренко В.О., Богатирьова Г.П., Олійник Н.О., Базалій Г.А. Струмопровідні наноккомпозити на основі поліетилену. Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения. Сб. науч. тр. Вып. 14. К.: ИСМ им. В.Н.

- Бакуля НАН України, 2011. С. 394–398.
7. Buketov A., Smetankin S., Lysenkov E., Yurenin K., Akimov O., Yakushchenko S., Lysenkova I. Electrophysical Properties of Epoxy composite Materials Filled with Carbon Black Nanopowder. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2020. Vol. 2020. P. 1–7. <https://doi.org/10.1155/2020/6361485>.
  8. Baibara O., Radchenko M., Ievtushenko A., Stelmakh Ya., Krushynska L., Zajarnik T., Story T. Features and theoretical analysis electric and thermoelectric properties of Co/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Co/SiO<sub>2</sub> and Co/TiO<sub>2</sub> ferromagnetic nanocomposites in the low-temperature region. *HighMat Tech–2023: Book of Abstracts*, October 2-6, 2023, Kyiv, Ukraine. P. 34.
  9. Long G., Foster L. M., Aluminum Nitride, a Refractory for Aluminum to 2000 °C. *Journal of the American Ceramic Society*. 1959. Vol. 42, N 2. P. 53–59.
  10. Сергієнко Н.В., Кайдаш О.М., Фесенко І.П., Харченко О.В. Вплив оксидних добавок на процес гарячого пресування і експлуатаційні характеристики випарників. Інструментальне матеріалознавство. Зб. наук. праць. Вип.24. Київ: ІНМ ім. Бакуля, НАН України, 2021. С. 446–450.
  11. Goldschmidt H. J. Interstitial Alloys. Chapter 6. Borides. – Plenum. New York; Butterworths, London. – 1967. – P. 254–295.
  12. Shulzhenko A.A., Prikhna T.O., Ilnytska H.D., Lavrinenko V.I., Borymskii O.I., Sokolov A.N., Tkach V.N., Smokvyna V.V., Zaitseva I.N., Tymoshenko V.V. Comparison of the dimensional, physical, mechanical, and operational characteristics of AS6 and AS20 synthetic diamond powders synthesized in the Ni–Mn–C and Fe–Si–C systems. *J. Superhard Mater.* 2021. Vol. 43, N. 1. P. 1–11.
  13. Фесенко І.П., Туркевич В.З., Часник В.І., Прокопів М.М., Петруша І.А., Прихна Т.О., Кайдаш О.М., Бочечка О.О., Сергієнко Н.В., Сербенюк Т.Б., Мощіль В.Є., Харченко О.В., Свердун В.Б., Лавріненко В.І., Ткач В.М., Осіпов О.С., Івженко В.В., Подоба О.П., Марченко А.А., Гадзира М.П., Давидчук Н.К., Олійник Г.С., Згалат-Лозинський О.Б., Букетов А.В., Туз Ю.М., Кисла Г.П., Струніна Ю.В., Стрельчук В.В., Коломис О.Ф., Подоба Я.О., Відута Л.В., Нечитайло В.Б., Геворкян Е.С., Часник Д.В., Мартинюк Я.В. Теплопровідність надтвердих матеріалів. Корсунь-Шевченківський: ФОП Майдаченко І.В., 2018. – 68 с.
  14. Fesenko I. P., Chasnyk V. I., Sverdun N. V. Thermal conductivity and microwave dielectric properties of AlN-based ceramics containing conductive particles // *Сверхтвердые материалы*. 2004. № 3. С. 12–17.
  15. Samsonov G.V., Vinitzki I.M. Handbook of Refractory Compounds. IFI/Plenum, New York, Washington, London, 1980.
  16. Оделевский В. И. Расчет обобщенной проводимости гетерогенных систем. *Журнал технической физики (ЖТФ)*. 1951. – Т. 21, Вып. 6. С. 667–685.
  17. Fesenko I.P., Serbenyuk T.B., Chasnyk V.I., Bilovol V.S., Kolodnits'kyi V.M., Loshak M.G., Marchenko A.A., Tuz Yu.M., Strumina Yu.O., Tkach S.V., Fesenko E.I., Shashurin I.P. Physicotechnical Properties of Wurtzitic AlN-Based Ceramics and Composites with Ceramic Matrix. *J. Super. Mat.* 2010. Vol. 32, N 1. P. 32–40.

Надійшла 17.06.24

## References

1. He, Yo., Li, Xiaoyun, Zhang J., et al. (2018). Method for fabricating microwave absorption ceramics with high thermal conductivity. *J.Europ. Cer. Soc.*, 38, 501–505.
2. Jin, C., Wang, T., Pan, L., et al. (2015). Preparation and properties of sintering additive-free

- AlN-BN composite ceramics by hot-pressing sintering. *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* 27, 2014–2021.
3. Skorokhod, V.V. (1959). *Ob elektroprovodnosti dispersnykh smesey provodnikov s neprovodnikami. [On electrical conductivity of mixtures of conductors with dielectrics]* Inzhenerno-fizicheskiy zhurnal. Engineering-physical journal. V.V. Skorokhod. To 70 years jubilee. (2004). Ed. Kastornov A.G. Kyiv: IPMS NASU. 29–36. [in Russian].
  4. Bezhenar, M.P., Bozhko, S.A., Romanko, L.O. & Beliavina, N.N. (2006). Tverdost i elektricheskoe soprotivlenie kompositov sistemy cBN–Al–TiC(TiN), poluchennykh reakcionnym spekaniem pri vysokom davlenii [Hardness and electrical conductance of cBN–Al–TiC(TiN) system composites, prepared by reaction sintering at high pressure]. *Journal of Superhard Materials*, 3, 34–43 [in Russian].
  5. Rumyantseva, Yu. Yu., Romanko, L.O., Chasnyk, D. V., et al. (2020). Electrical characteristics of thermobaric sintered cBN–NbN. *Journal of Superhard Materials*, 42(2), 98–100.
  6. Novak, D.S., Berezenko, N.M., Shostak, T.S., et al. (2011) Strumoprovodni nanokompozyty na osnovi polietylenu [Electrical conductive polyethylene based nanocomposites] *Porodorazrushaiushchiy I metallobrabatyvayushchiy instrument – telhnika I tekhnologii ego izgotovleniia I primeneniia – Rock destruction and metalworking tools – Techniques and technology of the tool production and applications.* (14nd Issue, p. 394–398). ISM im. V.N. Bakulia, NAN Ukrainy [in Ukrainian].
  7. Buketov, A., Smetankin, S., Lysenkov, E., et al. (2020). Electrophysical Properties of Epoxy Composite Materials Filled with Carbon Black Nanopowder. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2020, 1–7. doi:10.1155/2020/6361485.
  8. Baibara, O., Radchenko, M., Ievtushenko, A., et al. (2023). Features and theoretical analysis electric and thermoelectric properties of Co/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Co/SiO<sub>2</sub> and Co/TiO<sub>2</sub> ferromagnetic nanocomposites in the low-temperature region. *HighMat Tech–2023* (p. 34).
  9. Long, G., Foster, L. M., (1959). Aluminum Nitride, a Refractory for Aluminum to 2000 °C. *Journal of the American Ceramic Society*, 42(2), 53–59.
  10. Sergienko, N.V., Kaidash, O.M., Fesenko, I.P., & Karchenko, O.V. (2021). Vplyv oksydneykh dobavok na process hariachoho presuvannia I ekspluataciyni kharakterystyky vyparnykyv [Influence of oxide additives at the process of hot pressing and operation characteristics of evaporators] *Tooling materials science.* (24nd Issue, p. 446–450). Bakul ISM NANU [in Ukrainian].
  11. Goldschmidt H. J. (1967). *Interstitial Alloys. Chapter 6. Borides.* Plenum. New York; Butterworths, London.
  12. Shulzhenko, A.A., Prikhna, T.O., Ilynyska, H.D., et al. (2021). Comparison of the dimensional, physical, mechanical, and operational characteristics of AS6 and AS20 synthetic diamond powders synthesized in the Ni–Mn–C and Fe–Si–C systems. *J. Superhard Mater.*, 43(1), 1–11.
  13. Fesenko, I.P., Turkevich, V.Z., Chasnyk, et al. (2018). *Teploprovodnist nadtverdykh materialiv [Thermal conductivity of superhard materials]*. FOP Maydachenko [in Ukrainian].
  14. Fesenko, I. P., Chasnyk, V. I., Sverdun, N. V. (2004). Thermal conductivity and microwave dielectric properties of AlN-based ceramics containing conductive particles. *Sverkhтвердые материалы – Superhard materials*, 3, 12–17.
  15. Samsonov, G.V., Vinitzki, I.M. (1980). *Handbook of Refractory Compounds.* IFI/Plenum, New York, Washington, London.
  16. Odelevsky, V.I. (1951). Raschot obobshchennoy provodimosti heterohennykh system [Estimation of global conductance of heteroheneous systems] *Zhurnal tekhnicheskoy fiziki*

– *Journal of technical physics*, 21(6), 667–685 [in Russian].

17. Fesenko I.P., Serbenyuk T.B., Chasnyk V.I., & Bilovol V.S., (2010). Physicotechnical Properties of Wurtzitic AlN-Based Ceramics and Composites with Ceramic Matrix. *J. Super. Mat.*, 32(1), 32–40.

УДК 621.762.4

DOI: 10.33839/2708-731X-24-1-373-386

**В. В. Івженко**<sup>1</sup>, канд. тех. наук; **Е. С. Геворкян**<sup>2</sup>, д-р техн. наук; **Т. О. Косенчук**<sup>1</sup>,  
**В. О. Чишкала**<sup>3</sup>, канд. тех. наук; **В. В. Чернявський**<sup>4</sup>, **Н. О. Шамсутдінова**<sup>4</sup>

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

<sup>2</sup>Український державний університет залізничного транспорту, площа Фейєрбаха, 7, 61001,  
м. Харків, Україна,

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

<sup>4</sup>ТОВ «Плазма Тек», Хмельницьке шосе 13, м. Вінниця 21036, Україна

## ЗАКОНОМІРНОСТІ ЕЛЕКТРОІСКРОВОГО СПІКАННЯ КОМПОЗИТІВ СИСТЕМ SiC – TiC, SiC – VC

Встановлені кінетичні закономірності електроіскрового спікання композитів SiC–TiC, SiC–VC при тиску 45 МПа і температурах 1900, 2000°C. На першій стадії процесу ущільнення композитів додавання до карбіду кремнію дисперсністю 2 мкм домішок TiC, VC в кількості 20 об.% збільшує швидкість ущільнення відповідно в 1,3 та 1,1 рази, додавання карбідів Ti, V в кількості 40 об.% збільшує швидкість ущільнення відповідно в 1,7 та 1,2 рази. На другій стадії процесу ущільнення при додаванні карбідів Ti, V в кількості 40 об.% ущільнення збільшується з приблизно 70% в карбіді кремнію до 99,9% в композиті 60 SiC–40 TiC та 91,2% в композиті 60 SiC–40 VC. Твердофазне спікання в композитах з домішкою карбіду титану краще, ніж в композитах з домішкою карбіду ванадію за рахунок збільшення взаємодії на границях фаз: зона взаємодії підвищується з ~ 1,0 мкм на границях зерен карбіду кремнію і карбіду ванадію до ~ 1,5 мкм на границях зерен карбіду кремнію і карбіду титану.

Ключові слова: карбід кремнію, карбід бору, карбід титану, електроіскрове спікання, температура, ущільнення, структура, пористість, тріщиностійкість, зносостійкість.

Карбід 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. Для цього вивчається кінетика ущільнення зразків матеріалів при спіканні по залежностям усадки ( $\Delta l/l$ ) від температури, тиску й тривалості витримки.

Отримання щільних виробів методом гарячого пресування з технічно чистих порошків карбіду кремнію неможливо через незначну їх пластичність навіть при температурі 2000 °C [2]. Ущільнення цих порошків проходить тільки при температурах, близьких до температури дисоціації карбіду кремнію (2700 °C) і при введенні домішок, які утворюють рідку фазу [3].