

**В. І. Омеляненко¹, І. П. Фесенко¹*, Л. О. Романко¹,
С. П. Старик¹, О. М. Кайдаш¹, Г. С. Олєйник²,
В. І. Часник³, В. М. Колодніцький¹, Г. П. Захарчук¹**

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля

НАН України, м. Київ, Україна

²Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича

НАН України, м. Київ, Україна

³Державне підприємство НДІ "Оріон", м. Київ, Україна

*igorfesenko@ukr.net

Структура, теплопровідність та питомий електричний опір композиційного матеріалу нітрид алюмінію–нітрид титану в області перколяції

Досліджено структурні особливості, тепло- та електрофізичні характеристики вільноспеченого композиційного матеріалу AlN–TiN з високими концентраціями нітриду титану. Зроблено аналіз структури одержаних композитів, їхньої теплопровідності та різкої зміни електричного опору в області перколяції.

Ключові слова: нітрид алюмінію, нітрид титану, вільне спікання, мікроструктура, теплопровідність, електричний опір.

ВСТУП

Матеріали, які частково поглинають мікрохвильове випромінювання, необхідні в електронній та електротехнічній галузі, зокрема, для забезпечення стабільної роботи вакуумних електронних приладів [1]. Нітрид алюмінію (AlN) є перспективним матеріалом для широкого використання як поглинач мікрохвиль, оскільки є діелектриком і може бути матричною фазою для електропровідних частинок і створення 3D-структур з різним рівнем розсіювання та поглинання електромагнітного випромінювання мікрохвильового діапазону [2]. Створення матеріалів на основі AlN з різними електропровідними добавками різної концентрації є актуальним для вибору вихідних матеріалів, оптимальних за фізико-технічними параметрами та ринковою ціною. Крім того, для визначення можливості використання одержаних поглинаючих AlN-керамічних матеріалів за підвищених температур у реальних умовах роботи приладів важливо мати інформацію про електрофізичні характеристики цих матеріалів під час зростання температури.

Композиційні керамічні матеріали на основі AlN отримують здебільшого гарячим пресуванням з додаванням Y₂O₃, Mo [3], Yb₂O₃, YbF₃ [4], Y₂O₃ [5, 6], Y₂O₃, нановуглецю [7], алмазу, сажі, Mo [8], вільним спіканням з додаванням Y₂O₃, Al₂O₃, CaO, B [9], SiC [10], FeSiAl, Y₂O₃ [11], YH₂ [12], ZnO [13], SmF₃ [14] або електроіскровим спіканням з додаванням W [15], W, CNT [16], Mo [17], ацетилацетонану ітрію, меламіну [18].

Окремою важливою задачею сучасного матеріалознавства є одержання 2D- та 3D-композитів з діелектричною, керамічною або полімерною матри-

цею і електропровідними включеннями; визначення їхньої структури та електрофізичних властивостей за високої концентрації включень та у разі переходу композитів до інтегральної провідності, тобто в області перколяції.

Дійсно, двофазні керамічні системи діелектрична матриця–електропровідні включення викликають зацікавлення дослідників як завдяки їхнім теплофізичним властивостям (коефіцієнт теплопровідності матриці може відрізнятись від коефіцієнта теплопровідності включень) [19, 20], так і електрофізичним [21] у широкому діапазоні концентрацій – від 100 % матричної фази до 100 % фази включень. Зокрема, недостатньо дослідженим є діапазон, в якому різко змінюються електрофізичні характеристики таких систем поблизу порогу перколяції, як у композитах з керамічною матрицею, наприклад, на основі оксиду алюмінію [21], кубічного нітриду бору [22, 23], так і в композитах з полімерною матрицею [24, 25].

Визначення природи переносу заряду в області концентрацій електропровідної фази поблизу порогу перколяції вимагає додаткових досліджень. За класичною теорією в цьому діапазоні концентрацій електропровідної фази можливе утворення електропровідних ланцюжків, за квантовою теорією – існує тунельний механізм переносу заряду [22, 26]. Деякі автори дотримуються думки, що провідні частинки здатні об'єднуватись у струмопровідну структуру (кластери, ланцюжки), а зі збільшенням концентрації провідної фази зростає тунелювання електронів між цими ланцюжками, тобто просочування електронів через потенційні бар'єри, яке має квантово-механічну природу [24].

Відомо, що композити системи AlN–TiN можна одержувати гарячим пресуванням без добавок [27], але вільне спікання посідає важливе місце серед методів одержання щільної керамічних матеріалів з огляду на можливість отримання певної кількості деталей складної форми за один цикл спікання. Тому метою даної роботи було одержання методом вільного спікання щільного керамічного матеріалу з матричною фазою AlN та добавками такої електропровідної компоненти як нітрид титану (TiN) у перколяційній області концентрацій, а також визначення структурних та фізико-технічних характеристик цього композиційного матеріалу.

МЕТОДИКА

Для дослідження переходу керамічного матеріалу з матричною фазою AlN від загальної непровідності до стану провідності (поріг перколяції) було вибрано наступні концентрації електропровідної фази нітриду титану: 30 % (за масою) TiN, що відповідає 20,4 % (за об'ємом) TiN; 35 % (за масою) TiN, що відповідає 23,8 % (за об'ємом) TiN. Значення питомого електричного опору за кімнатної температури для TiN складало 40 мкОм·см [28]. Як активатор спікання застосовували оксид ітрію (Y_2O_3).

Вихідні порошки AlN та TiN виробництва Донецького заводу хімічних реактивів (Донецьк, Україна) були розмелені та змішані в планетарному активаторі з питомою потужністю 100 Вт/г. З одержаних порошкових сумішей холодним пресуванням готували компакти в сталевих пресформах під тиском 300 МПа. Одержані порошкові компакти спікали в печі опору з вольфрамовими нагрівниками СШВ-1,25/25-11. Спікання проводили в азоті під тиском 0,12 МПа за температури 1800 °С; час витримки підбирали для одержання безпористих зразків. Одержані зразки керамічного матеріалу шліфували алмазним інструментом відповідно до рекомендацій [29] для вимірювання коефіцієнта теплопровідності та питомого електричного опору.

Аналіз мікроструктури та фазового складу зразків композитів проводили за допомогою сканувальних електронних мікроскопів JXA 88002 та TESLA BS340 з використанням програми аналізу електронно-мікроскопічних зображень мікроструктури матеріалів System Energy Analysis V3. Теплопровідність зразків керамічних композитів вимірювали нестаціонарним методом за допомогою пристрою ИТЗ-МХТИ [30]. Зразки для вимірювання теплопровідності нестаціонарним методом мали форму прямокутних пластин розміром 17×17 мм і товщиною 1,2 мм з плоскопаралельними поверхнями, які шліфували кругами на зв'язаному абразиві.

Визначення питомого опору зразків проводили методом вимірювання вольт-амперних характеристик (ВАХ) на постійному струмі. Для виключення впливу середовища вимірювання електричного опору зразків та їхньої температурної залежності було проведено у вакуумній камері за тиску $p = 10^{-3}$ Па у режимі стабілізації температури в діапазоні 300–700 К.

Для визначення опору зразків використовували стенд, електрична схема якого була змонтована на базі електрометра В7Э-42, що забезпечувало діапазон вимірюваних струмів 10^{-3} – 10^{-13} А. Монтаж вимірювальної комірки було здійснено з використанням діелектричних матеріалів, які задовольняли вимогам електричних вимірювань у високоомних електричних колах. Досліджувані зразки матеріалу AlN–TiN мали форму прямокутних пластин розміром 17×17 мм, товщину 1,1, 4,0, 5,1, 10 мм і плоскопаралельні поверхні. Методом магнетронного розпилення у вакуумі на протилежні поверхні зразків наносили електроди Ti–Ag.

Значення опору зразків визначали на омичній ділянці ВАХ. Питомий опір розраховували з врахуванням геометричних розмірів зразків за формулою

$$\rho = \frac{U}{I} \frac{S}{h},$$

де S – площа електродів; h – товщина зразка; U – прикладена напруга; I – струм.

Значення питомого опору визначали як у напрямку зростання прикладеної напруги, так і в напрямку її спадання.

Температурні залежності струму вимірювали в діапазоні температур 300–700 К (27–427 °С) за фіксованого значення напруги в області лінійної залежності ВАХ.

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Мікроструктура

Мікроструктуру зламу одержаних зразків AlN–30TiN, AlN–35TiN¹ представлено на рис. 1, а, б. З мікрознімків видно, що матриця нітриду алюмінію є практично безпористою. Отримані керамічні композити мають ізотропну структуру матричної фази AlN із середнім розміром зерен 4–10 мкм та рівномірно розподіленими в об'ємі включеннями нітриду титану розміром 1–6 мкм.

Рентгенівський мікроаналіз зразків AlN–30TiN та AlN–35TiN у характеричному випромінюванні титану (див. рис. 1, в, г) також свідчить про відносно однорідну структуру матеріалу з матричною фазою AlN і включеннями нітриду титану розміром 1–6 мкм. Можна відмітити подібність мікроструктур композита AlN–TiN різних концентрацій нітриду титану, тобто відсутність помітних змін структури, таких як поява груп частинок TiN, які могли б формувати неперервні ланцюжки частинок через весь об'єм матеріалу.

¹ Тут і далі вміст композитів приведено в % (за масою), якщо не вказано інше.

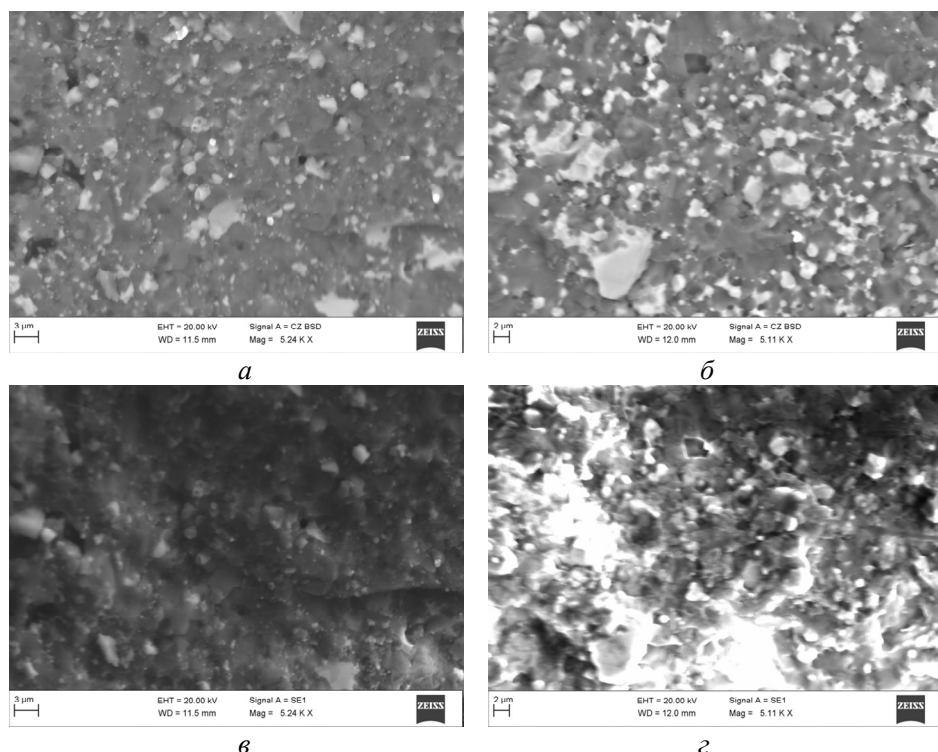


Рис. 1. Електронно-мікроскопічне зображення зламу зразків AlN-30TiN (а), AlN-35TiN (б) у режимі фазового контрасту; рентгенівський мікроаналіз у характеристичному випромінюванні титану: AlN-30TiN (в), AlN-35TiN (г).

Теплопровідність

Виміряні за кімнатної температури значення коефіцієнта теплопровідності одержаних вільним спіканням зразків керамічного матеріалу AlN-30TiN та AlN-35TiN склали відповідно 71 та 50 Вт/(м·К). Ці значення теплопровідності є нижчими за значення теплопровідності ідеального нескінченного монокристалу AlN вюрцитної модифікації (319 Вт/(м·К)) [31] і відповідають структурі AlN з деяким вмістом домішкового кисню та другої фази (TiN), яка вносить певний вклад у розсіювання фононів. Аналогічну ситуацію спостерігали зі значеннями коефіцієнта теплопровідності нітриду галію (GaN) [32]. Загалом, розсіювання фононів на точкових дефектах, двовірних дефектах (границях зерен) та об'ємних дефектах (включеннях другої фази) має сильний вплив на результуючу теплопровідність всіх кристалічних структур, зокрема і AlN [9]. Для прикладу, двовимірні дефекти границі зерен у вільноспеченому полікристалічному зразку з наночастинок міді викликають зниження теплопровідності до 18,5–26,8 Вт/(м·К), що складає менше ніж 0,1 від значень для монокристалу міді (398 Вт/(м·К)) [33]. Варто відмітити, що значення теплопровідності одержаних вільним спіканням зразків AlN-30TiN, AlN-35TiN є вищим за це значення для керамічного композита, одержаного гарячим пресуванням композицій AlN-TiN без добавки Y_2O_3 [27].

Питомий електричний опір

Вимірювання електричного опору композиційного матеріалу AlN-30TiN проводили на двох зразках – зразок 1 мав товщину 4 мм, зразок 2 – 1,1 мм. Експериментально встановлено, що питомий електричний опір обох зразків був

характерним для матричної фази AlN і мав значення в межах 10^{11} – 10^{13} Ом·см (рис. 2).

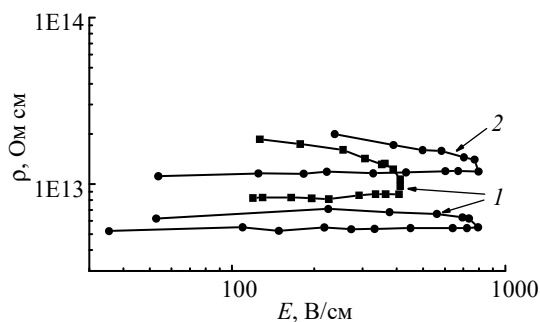


Рис. 2. Залежність питомого опору зразків AlN–30TiN від напруженості електричного поля: початкові (1) та повторні (2) вимірювання; товщина зразків – 1,1 (●) та 4,0 (■) мм.

За кімнатної температури питомий опір ρ зразка товщиною 1,1 мм в області лінійності ВАХ (див. рис. 2) дорівнював $5,4 \cdot 10^{12}$ Ом·см, зразок товщиною 4 мм мав питомий опір $8,5 \cdot 10^{12}$ Ом·см, отже, зразок, що мав більшу товщину, мав також більший питомий опір. У разі зменшення прикладеної напруги спостерігали зростання питомого опору, що свідчило про утворення об'ємного заряду. Повторні вимірювання за кімнатної температури приводять до збільшення питомого опору. Так, для зразка 2 питомий опір в області лінійності ВАХ дорівнював $1,2 \cdot 10^{13}$ Ом·см (див. рис. 2, крива 2).

Вимірюванням температурної залежності питомого опору зразка AlN–30TiN показано (рис. 3), що об'ємний електричний заряд, який виникає в цьому композиті в результаті легування нітридом титану, руйнується за температур

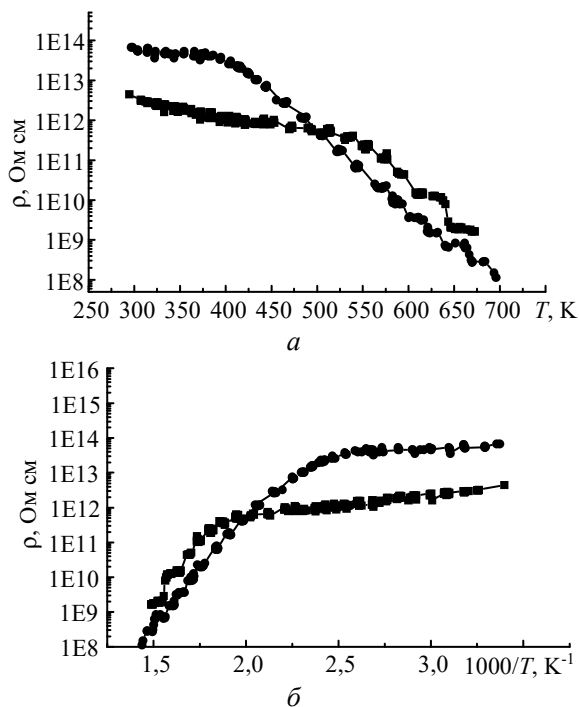


Рис. 3. Залежності питомого електричного опору композита AlN–30TiN від прямої (а) та оберненої (б) температури; товщина зразків – 1,1 (●) та 4,0 (■) мм.

300–550 К. За температури, більшої ніж 550 К, відбувається термічне очищення центрів захоплення і значення питомого опору стає близьким для обох зразків композита AlN–30TiN.

Питомий електричний опір композита AlN–30TiN зі зростанням температури до 700 К зменшується з $5,4\text{--}12,0 \cdot 10^{12}$ до 10^9 Ом·см, тобто композиційний матеріал залишається інтегрально непровідним для електричного струму.

Для композиційного матеріалу AlN–35TiN вимірювання електричного опору проводили на двох зразках товщиною 5,1 та 10,0 мм. Питомий опір зразків AlN–35TiN складав $10,0\text{--}56,4$ Ом·см, причому зразок більшої товщини мав менший питомий опір (рис. 4). Об'ємний заряд, що утворювався в процесі вимірювання, приводив до збільшення питомого опору в разі проведення повторних вимірювань за кімнатної температури.

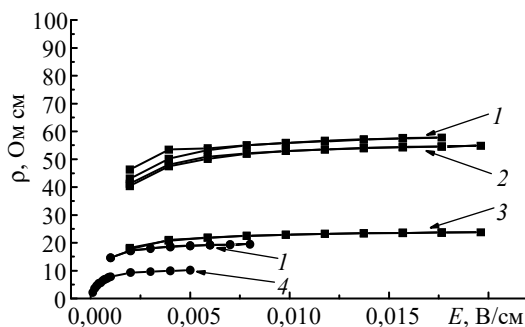


Рис. 4. Залежність питомого опору композита AlN–35TiN від напруженості електричного поля: початкові вимірювання (1), повторні вимірювання зразка товщиною 5,1 мм (■) після нагрівання до 500 (2) та 600 (3) К та зразка товщиною 10 мм (●) після нагрівання до 600 К (4).

Після нагрівання зразків AlN–35TiN за температури вище 500 К відбувається термоочищення центрів захвату і значення питомого опору за кімнатної температури для обох зразків зменшується (див. рис. 4, криві 2, 4).

Температурна залежність питомого опору показала (рис. 5), що об'ємний заряд руйнується в області температур 300–550 К. Нагрівання зразків до температури меншої за 500 К несуттєво впливає на значення питомого опору.

Якщо порівняти результати для двох груп зразків, можна зробити висновок, що зі збільшенням вмісту в матричній фазі AlN електропровідної фази TiN до 23,8 % (за об'ємом) електропровідність композита різко зростає і питомий електричний опір зменшується на десять порядків, тобто має місце перехід через поріг перколяції. Питомий електричний опір композита AlN–30 % (за масою) TiN, що відповідає AlN–20,4 % (за об'ємом) TiN, складає $5,4\text{--}12,0 \cdot 10^{12}$ Ом·см. Питомий опір композиційного матеріалу AlN–35 % (за масою) TiN, що відповідає AlN–23,8 % (за об'ємом) TiN, складає $10,0\text{--}56,4$ Ом·см.

Тобто, поріг перколяції в одержаних зразках системи AlN–TiN знаходиться між 20,4 та 23,8 % (за об'ємом) TiN, що є близьким до порогу перколяції композиційного матеріалу AlN–Mo, який спостерігали в діапазоні 22–24 % (за об'ємом) [17]. Водночас у [34] повідомляли про значення порогу перколяції для композита AlN–TiN з частинками нітриду титану мікронних розмірів, більшого за 30 % (за об'ємом) електропровідної фази, а для нанорозмірних частинок – більшого за ~ 20 % (за об'ємом) електропровідної фази.

Відсутність кардинальних відмінностей між структурою композита AlN–TiN до та після порогу перколяції (див. рис. 1) може свідчити про наявність критичної (порогової) віддалі між зернами нітриду титану, зменшення якої

викликає різкий ріст імовірності перескоку електронів між цими електропровідними зернами (тунелювання).

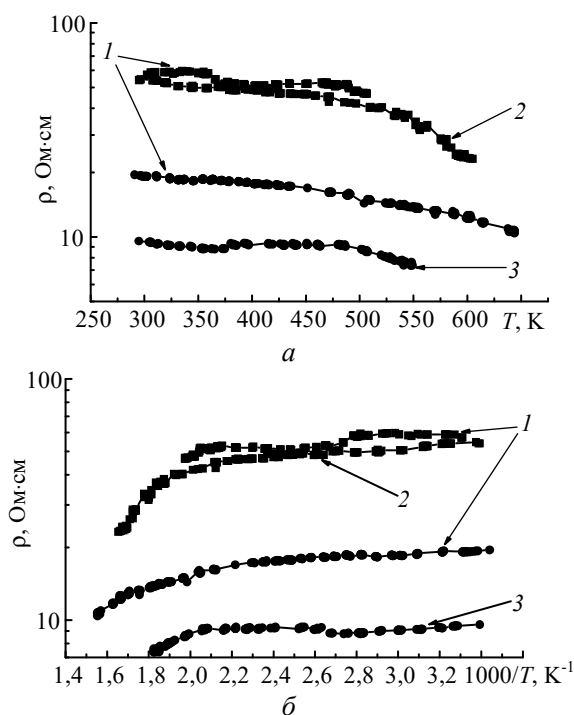


Рис. 5. Залежності питомого електричного опору композита AlN–35TiN від прямої (а) та оберненої (б) температури: початкові (1) і повторні (2) вимірювання зразка товщиною 5,1 мм (■) після нагрівання до 500 К (2) та зразка товщиною 10 мм (●) після нагрівання до 650 К (3).

Отримані в даній роботі значення коефіцієнта теплопровідності та питомого електричного опору вільноспеченого композита AlN–Mo можна порівняти за схемою на рис. 6 з фізико-технічними характеристиками інших композиційних матеріалів на основі нітриду алюмінію з нано- та мікропорошків [35] відповідно до складу та технологічних етапів їхнього одержання.

ВИСНОВКИ

Одержано щільні керамічні матеріали AlN–TiN в області концентрацій нітриду титану 30 та 35 % (за масою), які мають ізотропну структуру матричної фази AlN із середнім розміром зерен 4–10 мкм та включеннями нітриду титану розміром 1–6 мкм.

Теплопровідність зразків композиційного матеріалу AlN–TiN за кімнатної температури для зразків AlN–30 % (за масою) TiN, що відповідає AlN–20,4 % (за об'ємом) TiN, складає 71 Вт/(м·К), а для AlN–35 % (за масою) TiN, що відповідає AlN–23,8 % (за об'ємом) TiN, рівна 71 Вт/(м·К).

За вмісту електропровідної фази TiN 23,8 % (за об'ємом) у матричній фазі AlN електропровідність композита різко зростає і питомий електричний опір зменшується на десять порядків, тобто має місце перехід через поріг перколяції. Питомий опір зразків AlN–30 % (за масою) TiN, що відповідає AlN–20,4 % (за об'ємом) TiN, складає $5,4\text{--}12,0 \cdot 10^{12}$ Ом·см. Питомий опір зразків AlN–35 % (за масою) TiN, що відповідає AlN–23,8 % (за об'ємом) TiN, складає 10,0–56,4 Ом·см.

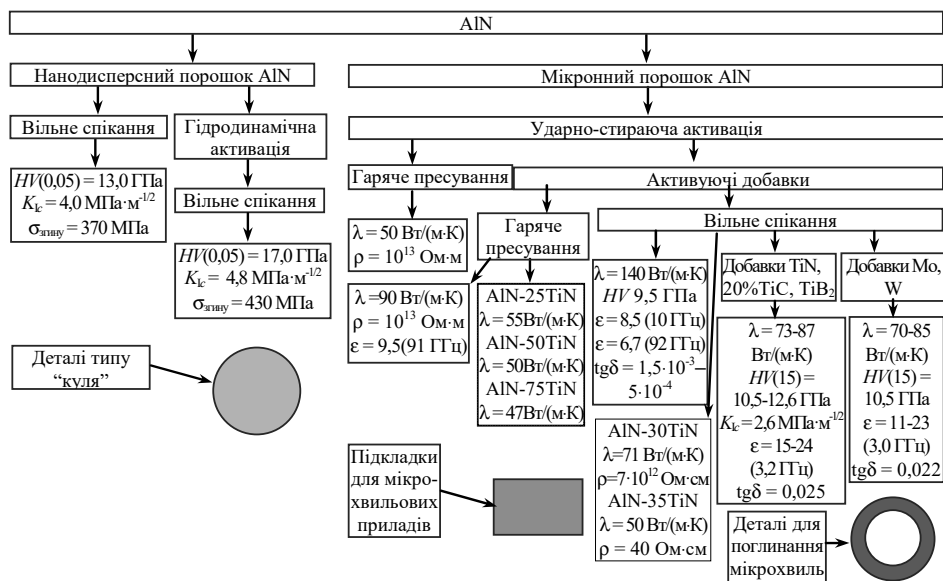


Рис. 6. Схема одержання та властивості композитів з матрицею AlN.

Під час нагрівання в інтервалі температур 300–650 К (27–377 °С) питомий електричний опір керамічного матеріалу AlN–30 % (за масою) TiN, що відповідає AlN–20,4 % (за об'ємом) TiN, зменшується з 5,4–12,0·10¹² до 10⁹ Ом·см, тобто композиційний матеріал залишається інтегрально непровідним у діапазоні температур, характерних для роботи приладів екстремальної електроніки.

ФІНАНСУВАННЯ

Це дослідження не отримувало зовнішнього фінансування.

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів.

V. I. Omelianenko¹, I. P. Fesenko¹, L. O. Romanko¹, S. P. Staryk¹, O. M. Kaidash¹, G. S. Oleĭnik², V. I. Chasnyk³, V. M. Kolodnitskyi¹, H. P. Zakharchuk¹

¹Bakul Institute for Superhard Materials,

National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

²Frantsevich Institute of Problems in Materials Science,

National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

³State Enterprise ORION, Kyiv, Ukraine

Structure, thermal conductivity and electrical resistivity
of aluminum nitride–titanium nitride composite
in percolation region

The AlN–TiN ceramic composites with high TiN content (in the vicinity of the percolation threshold) have been prepared by pressureless sintering and its properties have been examined. Microstructural characteristics, measured values of thermal conductivity at room temperature and electrical resistivity in the 300–700 K temperature range are analyzed. Mechanism of drastic change of electrical conductivity in as-obtained composites is proposed.

Keywords: aluminum nitride, titanium nitride, pressureless sintering, microstructure, thermal conductivity, electrical resistivity.

1. Calame J.P., Abe D.K. Applications of advanced materials technologies to vacuum electronic devices. *Proc. IEEE*. 1999. Vol. 87, no. 5. P. 840–864.
2. Calame J.P., Garven M., Lobas D., Mayers R.E., Wood F., Abe D.K. Broadband microwave and W-band characterization of BeO–SiC and AlN-based lossy composites for vacuum electronics. *IEEE Int. Vacuum Electronics Conf. held jointly with 2006 IEEE Int. Vacuum Electron Sources*. Monterey, California, 25–27 April, 2006. P. 37–38.
3. Hoff B.W., Hayden S.C., Hilario M.S., Grudt R.O., Dynys F.W., Baros A.E., Rittersdorf I.M., Ostraat M.L. Characterization of AlN-based ceramic composites for use as millimeter-wave susceptor materials at high temperature: Dielectric properties of AlN:Mo with 0.25 vol % to 4.0 vol % Mo from 25 to 550 °C. *J. Mater. Res.* 2019. Vol. 34, no. 15. P. 2573–2581.
4. Jiang H., Wang X.-H., Lei W., Fan G.F., Lu W.Z. Effects of two-step sintering on thermal and mechanical properties of aluminum nitride ceramics by impedance spectroscopy analysis. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2018. Vol. 39, nos. 2–3. P. 249–254.
5. Zhang Z.-R., He Q., Wu H.-Y., Li T., Zhang Y.-M., Lu H.-F., Liu C., Jia B.-R., Yin H.-Q., Chu A.-M., Zhu Z.-W., Qu X.-H., Qin M.-L. Balancing thermal conductivity and strength of hot-pressed AlN ceramics via pre-sintering and annealing process. *Ceram. Int.* 2023. Vol. 49. P. 32628–32634.
6. Hassan N., Lee J., Kim M., Kim U., Kim M., Moon S., Raju K., Ahn B., Choi I.-C., Ryu S.-S., Cho J. Enhanced mechanical properties of aluminum nitride-yttria ceramics through grain refinement by pressure assisted two-step sintering. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2024. Vol. 44. P. 831–840.
7. Zhao J., Chen H., Yang J., Li J., Wang Zh., Zhou G., Ma Zh., Gu Q. Microwave absorption, thermal and mechanical properties of amorphous nanocarbon doped aluminium nitride composite ceramics. *Ceram. Int.* 2024. Vol. 50, no. 17, part B. P. 30931–30939.
8. Serbeniuk T.B., Prikhna T.O., Baglyuk G.A., Kalenyuk O.A., Futimsky S.I., Shapovalov A.P., Sverdun V.B., Karpets M.V., Moshchil V.E., Kasatkin O.L., Büchner B., Kluge R., Marchenko A.A. Influence of the concentration and type of additives on the structure and electromagnetic properties of AlN-based composites. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2025. Vol. 63, nos. 3–4. P. 194–206.
9. Kobayashi R., Moriya Y., Imamura M., Oosawa K., Oh-Ishi K. Relation between oxygen concentration in AlN lattice and thermal conductivity of AlN ceramics sintered with various sintering additives. *J. Ceram. Soc. Japan*. 2011. Vol. 119, no. 1388. P. 291–294.
10. Gu J., Sang L., Pan B., Feng Y., Yang J., Li X. Thermal conductivity and high-frequency dielectric properties of pressureless sintered SiC–AlN multiphase ceramics. *Materials*. 2018. Vol. 11, no. 6, art. 969.
11. Wang L., An L., Zhou G., Wang X., Sun K., Chen H., Hou H. Dense AlN/FeSiAl composite ceramics with high thermal conductivity and strong microwave absorption. *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* 2022. Vol. 33. P. 10723–10733.
12. Wang L., Guo W.-M., Sheng P.-F., Lin L.-F., Zong X., Wu Sh.-H. Effects of YH₂ addition on pressureless sintered AlN ceramics. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2022. Vol. 43, no. 3. P. 862–870.
13. Radhika E., Balmuchu S.P., Sridhar V., Dobbidi P. Effect of ZnO on structural and dielectric properties of AlN ceramics. *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* 2023. Vol. 34, art. 1799.
14. Lin K., Zong X., Sheng P., Zhao S., Qi Y., Zhang W., Wu S. Effects of SmF₃ addition on aluminum nitride ceramics via pressureless sintering. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2023. Vol. 43. P. 6804–6814.
15. Wang J., Jia X., Jia C., Dong G., Zhang Y., Jia L. Dielectric properties of spark plasma sintering AlN–W composite ceramics. *Rare Met.* 2011. Vol. 30. P. 633–638.
16. Gao P., Zhang J., Cao W., Liang D., Liu B. The dielectric properties of AlN–W–CNTs composite ceramics. *Powder Metall. Technol.* 2014. Vol. 32, no. 5. P. 357–362 and 371.
17. Gao P., Jia C.C., Cao W.B., Wang C.C., Xu G.L., Liang D., Cui Z.W. Dielectric properties of AlN/Mo composite ceramics prepared by spark plasma sintering method at different processing conditions. *Rare Met.* 2022. Vol. 41. P. 1369–1374.
18. Li M., Wang C., Wang G., Wang C., Shen Q. Improvement of AlN thermal conductivity based on reductive compound additives. *J. Wuhan Univ. Technol.-Mater. Sci. Edit.* 2023. Vol. 38. P. 1025–1033.
19. He Y., Li X., Zhang J., Li X., Duan Y., Huang M., Bai H., Jiang D., Qiu T. Method for fabricating microwave absorption ceramics with high thermal conductivity. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2018. Vol. 38. P. 501–505.
20. 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.* 2016. Vol. 27. P. 2014–2021.

21. Скороход В.В. Об электропроводности дисперсных смесей проводников с непроводниками. *Инженерно-физический журнал*. 1959. Т. 2, № 8. С. 51–58.
22. 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. *Сверхтв. материалы*. 2006. № 3. С. 34–43.
23. 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. *J. Superhard Mater.* 2020. Vol. 42, no. 2. P. 126–128.
24. Новак Д.С., Березненко Н.М., Шостак Т.С., Пахаренко В.О., Богатирьова Г.П., Олійник Н.О., Базалій Г.А. Струмопровідні нанокompозити на основі поліетилену. *Породоразрушаючий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр.* К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2011. Вып. 14. С. 394–398.
25. 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. *Adv. Mater. Sci. Eng.* 2020. Vol. 2020, art. 6361485.
26. Baibara O., Radchenko M., Ievtushenko A., Stelmakh Ya., Krushynska L., Zajarnik T., Story T. Features and theoretical analysis of electric and thermoelectric properties of Co/Al₂O₃, Co/SiO₂ and Co/TiO₂ ferromagnetic nanocomposites in the low-temperature region. *HighMat Tech-2023*. October 2–6, 2023, Kyiv, Ukraine. Book of Abstracts. P. 34.
27. Fesenko I.P., Kisly P.S., Kuzenkova M.A., Prikhna T.O., Sulzhenko V.K., Dub S.M. Properties of AlN–TiN composite ceramics. *Br. Ceram. Trans.* 2000. Vol. 99, no. 6. P. 278–279.
28. Samsonov G.V., Vinitzki I.M. Handbook of Refractory Compounds. New York, Washington, London: IFI/Plenum, 1980. 556 p.
29. 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, no. 1. P. 1–11.
30. 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., Моціль В.Є., Харченко О.В., Сverdun B.B., Лаврінченко 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*. 2-е вид. Корсунь-Шевченківський: ФОП Майдаченко І.В., 2018. 68 с.
31. Slack G.A., Tanzilly R.A., Pohl R.A., Vandersande J.W. The intrinsic thermal conductivity of AlN. *J. Phys. Chem. Sol.* 1987. Vol. 48, no. 7. P. 641–647.
32. Danilchenko B.A., Obukhov I.A., Paszkiewicz T., Wolski S., Jeżowski A. On the upper limit of thermal conductivity GaN crystals. *Solid State Commun.* 2007. Vol. 144, nos. 3–4. P. 114–117.
33. Jeong J., Wang Ya. Thermal properties of copper nanoparticles at different sintering stages governed by nanoscale heat transfer. *Addit. Manuf. Lett.* 2023. Vol. 4, art. 100114.
34. Ambrožič M., Lazar A., Kocjan A. Percolation threshold in ceramic composites with isotropic conducting nanoparticles. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2020. Vol. 40, no. 4. P. 1684–1691.
35. 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. Superhard Mater.* 2010. Vol. 32, no 1. P. 32–40.

Надійшла до редакції 22.07.25

Після доопрацювання 01.08.25

Прийнята до опублікування 06.08.25