

Т. Б. Сербенюк^{1,*}, Т. О. Пріхна¹, В. В. Загородній²,
В. Б. Свєрдун¹, В. В. Олійник², М. В. Карпець^{1,3,4},
В. Є. Моціль¹, С. С. Пономарьов⁵

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля
НАН України, м. Київ, Україна

²Навчально-науковий інститут високих технологій,
Київський національний університет ім. Тараса Шевченка,
м. Київ, Україна

³Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича
НАН України, м. Київ, Україна

⁴Національний технічний університет України
“Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського”,
м. Київ, Україна

⁵Інститут фізики напівпровідників ім. В. Є. Лашкарьова
НАН України, м. Київ, Україна

*serbenuk@ukr.net

Електродинамічні властивості композитів AlN–С та AlN–С–Мо, отриманих вільним спіканням

Досліджено електродинамічні характеристики в діапазоні частот 1–10 ГГц композиційних матеріалів на основі AlN–5 % (за масою) С(сажа) і AlN–5 % (за масою) С(порошок алмазу)–5%Мо, отриманих вільним спіканням за температури 1850 °С. Показано, що дійсна та уявна частини відносної діелектричної проникності композитів з вмістом сажі та порошку алмазу з молібденом на частоті 10 ГГц становлять $\epsilon' \approx 16,1$, $\epsilon'' \approx 4,3$ та $\epsilon' \approx 9,3$, $\epsilon'' \approx 0,7$ відповідно.

Ключові слова: композиційний матеріал, AlN, порошок алмазу, молібден, діелектрична проникність, електродинамічні властивості.

ВСТУП

Композиційні матеріали на основі нітриду алюмінію з металічними добавками зарекомендували себе як перспективні матеріали для застосування в мікрохвильовій електроніці завдяки великій відносній діелектричній проникності (ϵ) і високому електричному опору [1–6]. Великих значень ϵ можна досягти за допомогою формування гетерофазного матеріалу, що складається з діелектричної матричної фази і електропровідної добавки. Зерна електропровідної добавки є центрами поглинання мікрохвильового випромінювання. У системі AlN–Ме ефективна поглинальна здатність забезпечується за досить високого (до 10–20 % (за об'ємом)) вмісту важкого металу [1–6], наприклад Мо або W, питома вага яких $\rho_{\text{Мо}} = 10,22 \text{ г/см}^3$ та $\rho_{\text{W}} = 19,25 \text{ г/см}^3$ відповідно [7]. Додавання важких елементів призводить до збільшення питомої ваги композиційного матеріалу.

Наразі актуальним є створення нових легких та малогабаритних конструкцій електронних приладів, у яких застосовують матеріали-поглиначі, тому

© Т. Б. СЕРБЕНЮК, Т. О. ПРИХНА, В. В. ЗАГОРОДНІЙ, В. Б. СВЕРДУН, В. В. ОЛІЙНИК, М. В. КАРПЕЦЬ,
В. Є. МОЦІЛЬ, С. С. ПОНОМАРЬОВ, 2024

постає необхідність розробки більш легких композиційних поглинальних матеріалів. Відомо, що рівень взаємодії з електромагнітним випромінюванням залежить і від об'єму зразка, тому бажано, щоб вироби з нових ефективних поглинальних матеріалів мали не тільки якомога вищі значення діелектричної проникності та електричного опору, а й водночас мініатюрні розміри. Таку задачу вдалося вирішити завдяки поєднанню нітриду алюмінію і легких вуглецевмісних добавок (до 10 % (за масою) С [8–15]) або легкої вуглецевмісної добавки (0,5 % (за об'ємом) С) з додаванням важкого металу у істотно меншій кількості (4 % (за об'ємом) Мо [16–18]) у порівнянні з матеріалами, описаними в [1–6]. Ідея заміни металевих добавок на вуглець частково чи повністю полягала в тому, що вуглець має високу поглинальну здатність [19] і невелику питому вагу.

У даній роботі було досліджено процеси структуроутворення у композиційних матеріалах, де як добавки до нітриду алюмінію використовували Мо, а як вуглецевмісну складову – порошок алмазу (ПА) або сажу, а також встановлено кореляційні залежності між структурою розроблених нових матеріалів і їхніми електродинамічними властивостями в діапазоні частот 1–10 ГГц. Вибір ПА, як компонента шихти, обумовлений його здатністю до графітизації під час спікання, що може сприяти підвищенню поглинальної здатності [15]. Рівномірний розподіл ПА в об'ємі шихти під час змішування зумовлює і рівномірний розподіл включень С у об'ємі матеріалу після спікання, розміри яких приблизно такі ж, як розміри зерен ПА [15]. Тому площа контактів між зернами нітриду алюмінію і вуглецю (графіту) після спікання у разі додавання ПА набагато менша, ніж у випадку додавання сажі у тій же кількості, і це може істотно впливати на електродинамічні властивості композитів.

МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Композиційні матеріали $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-\text{C}-\text{Mo}$ виготовляли із шихти, основою якої був порошок нітриду алюмінію (AlN). До складу шихти входив оксид ітрію (Y_2O_3), вміст якого становив 4 %¹. В якості електропровідної металевісної поглинальної добавки використовували порошок 5 % Мо. Також вводили в шихту 5 % ПА з метою створення у структурі за рахунок його графітизації областей, здатних поглинати мікрохвильове випромінювання. Після компактування холодним пресуванням отримані компакти з порошоків $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-5\text{C}(\text{ПА})-5\text{Mo}^2$, $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-5\text{C}(\text{ПА})$ [15], $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-5\text{C}(\text{сажа})$ [13] спікали в вакуумній печі, в атмосфері азоту за температури 1850 °С.

Для досліджень структури та щільності зразків композитів після спікання за допомогою механічної обробки було виготовлено зразки з розмірами $k = 10$ мм, $l = 5$ мм, $h = 2$ мм, а для визначення електродинамічних характеристик зразки з розмірами $D_{\text{зовн.}} = 1,85$ мм, $d_{\text{вн.}} = 0,85$ мм та $h = 5$ мм. Поверхню готових зразків після полірували.

Щільність одержаних зразків композиційних матеріалів розраховували на основі вимірянних їхніх лінійних розмірів та маси.

Структурні дослідження зразків кераміки проводили за допомогою сканувального електронного мікроскопа (СЕМ). Для проведення рентгенофазових досліджень використовували рентгенівський дифрактометр Ultima IV (Японія, “Rigaku”) з випромінюванням $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1,54184$ Å), кут 2θ становив 18–88° з кроком сканування $\sim 0,05^\circ$ та тривалістю 2–4 с [13]. Результати, отримані під час рентгенофазових досліджень, уточнювали за методом Рітвельда [20].

¹ Тут і далі вміст матеріалів наведено в % (за масою).

² Тут і далі спрощено формули складу композитів.

Для вимірювання електродинамічних характеристик (дійсної та уявної частин діелектричної проникності) в діапазоні 1–10 ГГц застосовували векторний аналізатор мікрохвильових кіл Keysight PNA N5227A з обробкою результатів за допомогою методу Ніколсона–Росса–Вейра, методику вимірювання описано в [15]. Електричний опір зразків вивчали за чотиризондовим методом.

РЕЗУЛЬТАТИ

Результати рентгеноструктурних досліджень композиційних матеріалів на основі порошків $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-5\text{C}(\text{ПА})-5\text{Mo}$, $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-5\text{C}(\text{ПА})$ і $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-5\text{C}(\text{сажа})$ наведені на рис. 1 і у табл. 1.

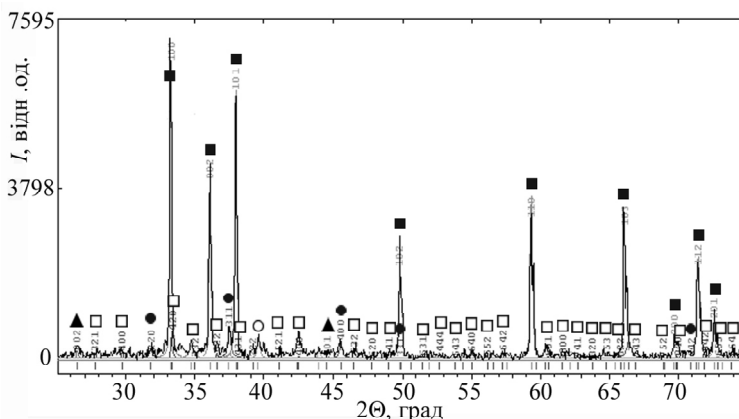


Рис. 1. Рентгенограма зразка композиційного матеріалу, виготовленого з шихти $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-5\text{C}(\text{ПА})-5\text{Mo}$: AlN (■), $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (□), C (▲), $\text{Al}_3(\text{O}, \text{N})_4$ (●), Mo_2C (○).

Таблиця 1. Склад шихти, з якої виготовляли композит, фазовий склад матеріалів після спікання та періоди елементарних комірок фаз, що входили до складу композитів

Склад вихідної шихти	Фазовий склад після спікання	Вміст фази, %	Періоди елементарних комірок присутніх фаз, нм	
			a	c
$\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-5\text{C}(\text{ПА})-5\text{Mo}$	AlN_h	83,53	0,31137	0,49782
	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$	1,61	1,20242	–
	Mo_2C	2,44	0,29885	0,47710
	$\text{Al}_3(\text{O}, \text{N})_4$	11,54	0,79619	–
	C	0,88	0,24612	0,67419
$\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-5\text{C}(\text{сажа})$ [13]	AlN_h	94,34	0,31110	0,49764
	AlN_c	1,38	0,40605	–
	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$	1,80	1,20107	–
	Al_3O_4	2,48	0,79943	–
$\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-5\text{C}(\text{ПА})$ [15]	AlN_h	85,25	0,31118	0,49772
	AlN_c	3,15	0,40251	–
	$\text{Al}_9\text{O}_3\text{N}_7$	6,3	0,30610	7,20520
	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$	1,5	1,20110	–
	C	3,8	0,24651	0,67122

На рентгенограмах зразків з додаванням ПА присутні рефлекси графіту, а у композитах з додаванням сажі рефлекси вуглецю відсутні через те, що вона і після спікання перебуває в аморфному стані.

Деяка різниця між параметрами елементарної комірки AlN у спечених композитах (див. табл. 1) може свідчити про входження в елементарну комірку композита AlN інших елементів, таких як, наприклад, С і О. Слід відмітити, що найменші параметри елементарної комірки AlN були у композита з додаванням сажі ($a = 0,31110$ нм, $c = 0,49764$ нм), а найбільші у композита з додаванням ПА і молібдену ($a = 0,31137$ нм, $c = 0,49782$ нм). Типову структуру матеріалу, виготовленого з суміші AlN–Y₂O₃–5C(ПА)–5Mo, показано на рис. 2, а, де сірий фон – матрична фаза AlN; яскраві включення білого кольору – зерна Мо; включення чорного кольору – графітізовані зерна ПА.

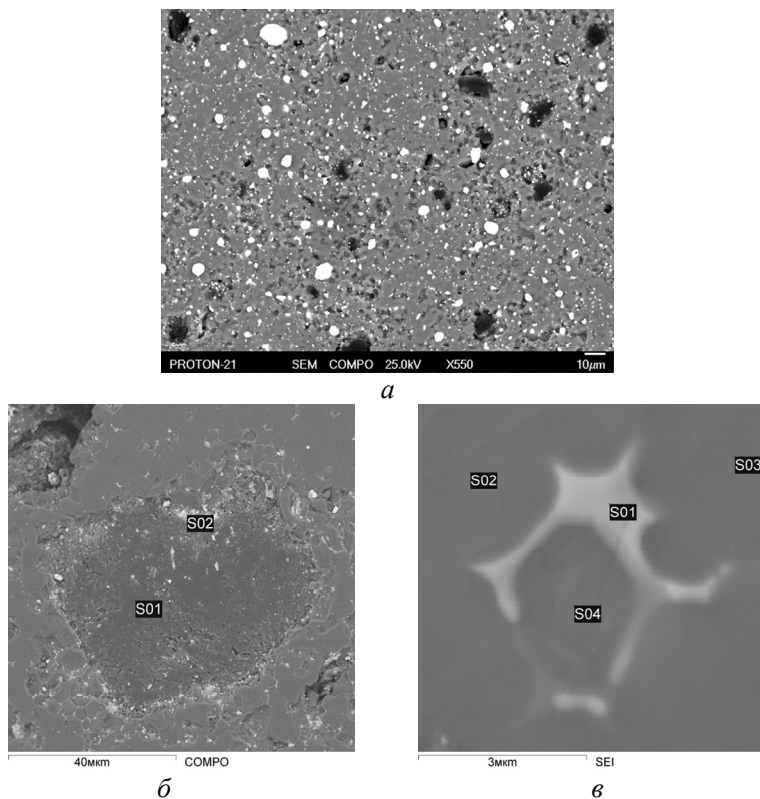


Рис. 2. Мікроструктура композиційного матеріалу виготовленого з AlN–Y₂O₃–5C(ПА)–5Mo (а); AlN–Y₂O₃–5C(ПА) (режим COMPO) (б); AlN–Y₂O₃–5C(ПА) (режим SEI) (в).

В середині рис. 2, б – темно-сіре графітізоване зерно ПА (S01) у матричній фазі AlN. На рис. 2, в показано матричну фазу AlN (S02, S03, S04), по границях зерен якої закристалізована світло-сіра фаза алюмоїтрієвого гранату (S01). Наведені зображення зроблено в режимі зворотно відбитих електронів (COMPO). Результати кількісного мікрорентгєнівського (EDX) аналізу в точках на рис. 2, б, в наведено в табл. 2.

Присутність у невеликій кількості сформованої в процесі спікання фази алюмоїтрієвого гранату (Y₃Al₅O₁₂) у структурі композита (див. табл. 1, 2 і рис. 2, в) свідчить про взаємодію Y₂O₃, AlN та домішкового O₂, а утворення фази Mo₂C (див. табл. 1), ймовірно, відбувається внаслідок графітізації алмазу під час спікання і взаємодії утвореного вуглецю з Мо.

EDX дослідження (див. табл. 2) за допомогою СЕМ мікроструктури композиційних матеріалів показало, що у матеріалах, одержаних з порошків $\text{AlN-Y}_2\text{O}_3\text{-C(ПА)}$ у матричній AlN може міститися невелика кількість розчинених C і O . Домішки N , O , La і Ce у графітізованому зерні алмазу (див. рис. 2, б, точка S02) пов'язані з ростовою системою, в якій його вирощували.

Таблиця 2. Результати кількісного (% (ат.)) EDX аналізу у точках на зображеннях мікроструктури матеріалу, виготовленого з $\text{AlN-Y}_2\text{O}_3\text{-5C(ПА)}$

Спектр (див. рис. 2, б)	C	N	O	Al	La	Ce	Сума
S01	97,4		2,2	0,3			99,9
S02	21,3	7,7	36,3	6,1	14,4	14,2	100,0
Спектр (див.рис. 2, в)	C	N	O	Al	Si	Y	Сума
S01	6,2	6,5	47,0	28,3		12,0	100,0
S02	4,9	44,7	2,5	47,5	0,3		99,9
S03	4,7	45,2	2,9	46,9	0,2		99,9
S04	4,4	41,8	6,8	46,7	0,3		100,0

У композиційному матеріалі, виготовленому з $\text{AlN-Y}_2\text{O}_3\text{-5C(сажа)}$ (рис. 3, а), сірий фон – матрична фаза AlN , світло-сірі включення – алюмоітрієвий гранат, найтемніші включення – графітізовані зерна ПА. На мікроструктурі зразка, виготовленого з $\text{AlN-Y}_2\text{O}_3\text{-5C(сажа)}$ (див. рис. 3, б) добре видно присутність чотирьох фаз: матричної AlN (S01-S03) з розчиненим киснем і вуглецем, причому вміст вуглецю в ній істотно більший, ніж у разі додавання ПА (див. табл. 2, рис. 2, в, спектри S02-S04), а кисню – дещо менший; включень алюмоітрієвого гранату (S04-S06), які містять досить велику кількість вуглецю; сажі (S10-S14), що частково могла провзаємодіяти з алюмінієм, киснем і домішковим Sn , що, вірогідно, потрапив у матеріал під час механічної обробки; невеликої кількості включень Al-Sn-O-C (S7-S9), присутність яких навряд чи істотно впливає на електродинамічні характеристики матеріалу. Оскільки включення сажі є дуже дрібними, не можна достовірно дослідити їхній склад.

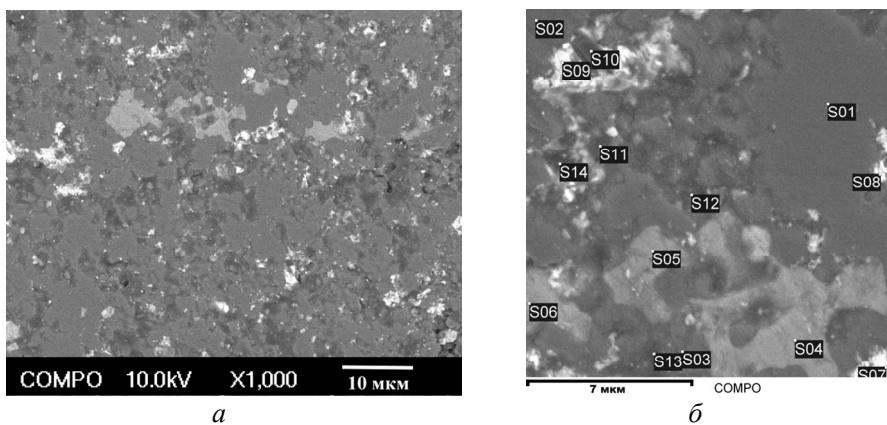


Рис. 3. Мікроструктура композиційного матеріалу виготовленого з $\text{AlN-Y}_2\text{O}_3\text{-5C(сажа)}$ (а); результати кількісного EDX аналізу в точках (б) [13].

Таблиця 3. Результати кількісного (% (ат.)) EDX аналізу у точках на зображеннях мікроструктури матеріалу, виготовленого з $\text{AlN-Y}_2\text{O}_3\text{-5C(сажа)}$ [13]

Спектр (див. рис. 3, б)	C	N	O	Al	Y	Sn	Сума
S01	10,0	46,5		43,5			100,0
S02	17,9	43,9	1,8	36,3			99,9
S03	23,6	40,5	4,3	31,7			100,1
S04	27,7		43,4	16,7	12,2		100,0
S05	29,4		44,6	14,9	11,1		100,0
S06	28,7		43,6	16,3	11,4		100,0
S07	23,6		28,5	14,3		33,6	100,0
S08	25,6		13,1	50,9		10,4	100,0
S09	24,9		20,6	32,3		22,3	100,1
S10	93,5		2,1	2,2		2,2	100,0
S11	93,8		4,7	1,2		0,2	99,9
S12	62,0		3,4	34,1		0,5	100,0
S13	66,3		12,4	20,8		0,5	100,0
S14	91,0		6,0	1,5		1,4	99,9

Згідно рентгенівським дифракційним дослідженням структури утворених композитів є досить складними (див. табл. 1). Порівняння мікроструктур матеріалів, одержаних з додаванням ПА (див. рис. 2, б) і сажі (див. рис. 3) свідчить про більшу площу контактів зерен вуглецю з матричною фазою AlN у випадку додавання сажі і, відповідно, більш інтенсивною взаємодією AlN з вуглецем і домішковим киснем. Більше вуглецю міститься і у фазі алюмоітрієвого гранату. Зерна вуглецю у композиті з додаванням ПА (див. рис. 2, а, б) істотно більш локалізовані, ніж у випадку додавання сажі.

Дослідження питомого електричного опору композитів (табл. 4) з додаванням ПА (зразок 3) і сажі (зразок 2) свідчать про те, що дані матеріали є діелектриками.

Таблиця 4. Електродинамічні характеристики і питомий електричний опір композиційних матеріалів на основі AlN

Зразок	Склад шихти, з якої виготовлено композит	Щільність спекеного композита, г/см ³	Питомий електричний опір, Ом·см	ϵ'	$\text{tg}\delta$	Частота, Гц
1	AlN-5C(ПА)-5Mo	3,16	–	9,3	0,08	$10 \cdot 10^9$
2	AlN-5C(сажа)	3,14	$(1-1,7) \cdot 10^{11}$	16,1	0,26	$10 \cdot 10^9$
3	AlN-5C(ПА) [15]	3,15	$(1-1,3) \cdot 10^{11}$	8,4	0,08	$10 \cdot 10^9$
4	AlN-5 % (за об'ємом) Mo [1]	–	–	~ 8	~ 0,02	$1 \cdot 10^6$
5	AlN-10 % (за об'ємом) Mo [1]	–	–	~ 16	~ 0,06	$1 \cdot 10^6$

Результати дослідження електродинамічних характеристик матеріалів – дійсної ϵ' та уявної ϵ'' частин діелектричної проникності, виміряні у діапазоні

частот 1–10 ГГц, наведено на рис. 4. Так, ϵ' та ϵ'' зразка матеріалу з додаванням Мо майже незмінні в усьому діапазоні частот (див. рис. 4, а) і знаходяться в межах 8,6–9,3 та 0,5–0,7 відповідно. Електродинамічні параметри матеріалу з вмістом сажі також мають невеликі зміни, зокрема ϵ' знижується від 20 до 16,1, водночас ϵ'' незначно підвищується від 3,6 до 4,3 зі збільшенням частоти випромінювання від 1 до 10 ГГц (див. рис. 4, б).

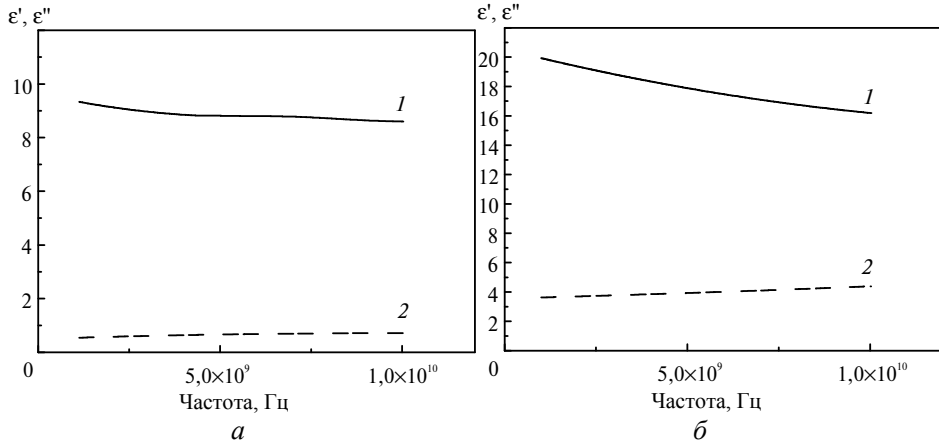


Рис. 4. Спектральні залежності дійсної ϵ' (крива 1) та уявної ϵ'' (крива 2) частин діелектричної проникності кераміки системи: AlN–Y₂O₃–5C(ПА)–5Mo (а), AlN–Y₂O₃–5C(сажа) (б).

Схожу тенденцію до зниження (від ~ 26 до ~ 16) дійсної частини діелектричної проникності зі зростанням частоти від 1 до 10 ГГц спостерігали і у композиті з вмістом 80AlN–20SiC [21].

Діелектричні втрати ($\text{tg } \delta$) зразків композитів з вмістом ПА/Мо та сажі, розраховані на основі вимірних параметрів (ϵ' та ϵ'') на частоті 10 ГГц, становили 0,08 та 0,26 відповідно (див. табл. 4). Подібне значення діелектричних втрат, а саме $\text{tg } \delta = 0,08$ (за $\epsilon' = 8,4$) (див. табл. 4, зразок 3), мали і розроблені авторами композити з додаванням в якості поглинальної домішки лише ПА у кількості 5 % [15]. Для матеріалів з вмістом лише металічної складової значення $\text{tg } \delta \approx 0,02$ та $\epsilon' \approx 8$ (див. табл. 4, зразок 4) на частоті 1 МГц було досягнуто за вмісту 5 % (за об'ємом) Мо [1], що становить більше ніж 10 % (за масою).

Зростання діелектричної проникності майже до 16 спостерігали за вищого (~ 10 % (за об'ємом)) вмісту Мо [1], що також сприяло підвищенню питомої ваги.

Отже, за допомогою додавання до AlN тільки 5 % легкої вуглецевмісної складової вдалося підвищити діелектричну проникність ϵ' до 16,1 та $\text{tg } \delta$ до 0,26 (на 10 ГГц), що свідчить про покращення здатності матеріалів до взаємодії з мікрохвильовим випромінюванням. Досягнення вищого рівня взаємодії можливе завдяки введенню більшої концентрації домішок у шихту і поступової варіації їхнього вмісту до порогу перколяції.

ВИСНОВКИ

Досліджені в частотному діапазоні 1–10 ГГц вільноспечені композиційні матеріали на основі порошків AlN–5C(ПА)–5Mo та AlN–5C(сажа) мають значення $\epsilon' = 9,3$, $\text{tg } \delta = 0,08$ та $\epsilon' = 16,1$, $\text{tg } \delta = 0,26$ відповідно.

Введення невеликої (5 %) кількості карбонової домішки, а відповідно і наявність невисокого вмісту графітової фази у структурі композитів, здатне

значно підвищити діелектричну проникність без збільшення питомої ваги та зміни провідності матеріалу в цілому.

Додавання сажі сприяє збільшенню площі контакту між вуглецем і нітридом алюмінію, а також з високим ступенем ймовірності входженню більшої кількості вуглецю в структуру нітриду алюмінію порівняно з композитами, виготовленими з додаванням ПА. Цим пояснюються вищі значення досягнутої дійсної ϵ' частини діелектричної проникності за високих значень питомого електричного опору.

Одночасне додавання молібдену і ПА хоча і сприяє підвищенню ϵ' у порівнянні з композитом, у який додавали тільки ПА, але все ж не дає можливості досягти рівня ϵ' , характерного для електропровідних матеріалів, у разі додавання лише 5 % сажі.

ФІНАНСУВАННЯ

Ця робота була підтримана постійним інституційним фінансуванням. Жодних додаткових грантів для проведення або керівництва цим дослідженням отримано не було.

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори цієї роботи заявляють про відсутність конфлікту інтересів.

T. B. Serbeniuk¹, T. O. Prikhna¹, V. V. Zagorodnii²,
V. B. Sverdun¹, V. V. Oliynyk², M. V. Karpets^{1,3,4},
V. E. Moshchil¹, S. S. Ponomaryov⁵

¹Bakul Institute for Superhard Materials,

National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

²Educational and Scientific Institute of High Technologies,

Taras Shevchenko National University of Kyiv, Kyiv, Ukraine

³Institute for Problems of Materials Sciences,

National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

⁴National Technical University of Ukraine

“Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”, Kyiv, Ukraine

⁵Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics,

National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

Electrodynamic properties of composites based on AlN–C
and AlN–C–Mo obtained by pressureless sintering

The electrodynamic characteristics in the frequency range of 1–10 GHz of composite materials based on AlN–5%C (soot) and AlN–5%C (diamond powder)–5%Mo obtained by pressureless sintering at the temperature of 1850 °C were studied. The real and imaginary parts of the permittivity at 10 GHz frequency for composites containing soot and diamond powder with molybdenum are shown to be $\epsilon' \approx 16.1$, $\epsilon'' \approx 4.3$ and $\epsilon' \approx 9.3$, $\epsilon'' \approx 0.7$, respectively.

Keywords: composite material, AlN, diamond powder, molybdenum, permittivity, electrodynamic properties.

1. Zhang Y., Yang Zh., Ma H., Du J. Influence of Mo addition on dielectric properties of AlN ceramic matrix composites. *J. Phys. Conf. Ser.* 2009. Vol. 152, art. 012063.
2. Khan A. A., Labbe J. C. Aluminum nitride-molybdenum ceramic matrix composites: influence of molybdenum addition on electrical, mechanical and thermal properties. *J. Eur. Ceram. Soc.* Vol. 17. P. 1885–1890.

3. 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 ceramic prepared by spark plasma sintering method at different processing conditions. *Rare Met.* 2022. Vol. 41. P. 1369–1374.
4. Khan A. A., Labbe J. C. Aluminum nitride-molybdenum ceramic matrix composites: characterization of ceramics-metal interface. *J. Eur. Ceram. Soc.* 1996. Vol. 16, no. 7. P. 739–744.
5. Wang J., Jia X., Jia Ch., Dong G., Zhang Yu., Jia L. Dielectric properties of spark plasma sintering AlN–W composite ceramics. *Rare Met.* 2011. Vol. 30. P. 633–638.
6. 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.
7. Arblaster J.W. Selected Values of the Crystallographic Properties of Elements. Materials Park, Ohio: ASM International, 2018. 684 p.
8. Campisi I.E., Summers L.K., Finger K.E., Johnson A.M. Microwave absorption by lossy ceramic materials. *Microwave Processing of Materials III. Proc. MRS Simp.* 1992. Vol. 269. P. 157–162.
9. Campisi I.E., Summers L.K., Betto A., Ben H. Artificial dielectric ceramics for CEBAF's higher-order-mode loads. *Proc. Sixth Workshop on RF Superconductivity, CEBAF.* 1993. Newport News, Virginia, USA. P. 587–595.
10. Fang X., Jiang L., Pan L., Yin S., Qiu T., Yang J. High-thermally conductive AlN-based microwave attenuating composite ceramics with spherical graphite as attenuating agent. *J. Adv. Ceram.* 2021. Vol. 10. P. 301–319.
11. Marhauser F., Elliot T., Wu A.T., Savrun E., Chojnacki E. Absorber materials at room and cryogenic temperatures. *Proc. IPAC. San Sebastian, Spain.* 2011. P. 1792–1794.
12. Fang X., Pan L., Yin S., Chen H., Qiu T., Yang J. Spherical glassy carbon/AlN microwave attenuating composite ceramics with high thermal conductivity and strong attenuation. *Ceram. Int.* 2020. Vol. 46, no. 13. P. 21505–21516.
13. Serbenyuk T.B., Prikhna T.O., Sverdun V.B., Sverdun N.V., Chasnyk V.I., Karpets M.V., Kovilyaev V.V. The effect of technological production conditions on the ability of AlN–Y₂O₃–C-based composite materials to absorb microwave radiation. *J. Superhard Mater.* 2020. Vol. 42, no. 2. P. 90–95.
14. Chen D., Chen G., Deng M., Wang H., Huang Z., Qi J., Lu T. Fabrication and mechanical properties of multi-walled carbon nanotubes doped AlN ceramics prepared by spark plasma sintering. *Ceram. Int.* 2022. Vol. 48, no. 4. P. 4505–4511.
15. Serbeniuk T.B., Prikhna T.O., Sverdun V.B., Oliynyk V.V., Grygoruk V.I., Zagorodnii V.V., Karpets M.V., Ponomaryov S.S., Marchenko A.A., Polikarpova L.O. Effect of varying graphite concentration on electrodynamic properties of AlN-based composite materials. *J. Superhard Mater.* 2023. Vol. 45, no. 6. P. 424–433.
16. Hoff B.W., Savrun E., Dynys F.W., Baros A.E., Franzi M.A. Observed reduction in fracture toughness of AlN and AlN–Mo ceramic matrix composites with carbon additive. *MRS Adv.* 2023. Vol. 8. P. 551–555.
17. 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 susceptormaterials 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.
18. Hoff B.W., Dynys F.W., Hayden S.C., Grudt R.O., Hilario M.S., Baros A.E., Ostraat M.L. Characterization of AlN-based ceramic composites for use as millimeter wave susceptor materials at high temperature: High temperature thermal properties of AlN:Mo with 0.25% to 4.0% Mo by volume. *MRS Adv.* 2019. Vol. 4. P. 1531–1542.
19. Dumik A.O., Kalenyuk A.A., Moskaliuk V.O., Shapovalov A.P., Futimsky S.I., Turutanov O.G., Lyakhno V.Yu. Method of measurements of relative permittivity and dielectric loss tangent of micropowders in a wide frequency range. *J. Nano- Electron. Phys.* 2022. Vol. 14, no. 2. P. 02006.
20. McCusker L.B., Von Dreele R.B., Cox D.E., Louer D., Scardi P. Rietveld refinement guidelines. *J. Appl. Cryst.* 1999. Vol. 32, no. 1. P. 36–50.
21. Calame J.P., Garven M., Lobas D. Myers R.E., Wood F., Abe D.K. Broadband microwave and W-band characterization of BeO–SiC and AlN-based lossy dielectric composites for vacuum electronics. *IEEE Int. Vacuum Electron Source.* Monterey, California, 25–27 April, 2006. P. 37–38.

Надійшла до редакції 24.04.24

Після доопрацювання 15.05.24

Прийнята до опублікування 20.05.24