

В. І. Часник^{1, *}, Д. В. Часник², О. М. Кайдаш^{3, **}

¹Державне підприємство НДІ “Оріон”, м. Київ, Україна

²Український НДІ спеціальної техніки та судових експертиз

Служби безпеки України, м. Київ, Україна

³Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакула

НАН України, м. Київ, Україна

*vassiliyiv@gmail.com

Енергія активації електропровідності та особливості поглинання мікрохвильового випромінювання у композиті AlN–SiC

Досліджено одержані методом вільного спікання напівпровідникові композиційні матеріали системи AlN–50 % SiC–Y₃Al₅O₁₂ з високим рівнем поглинання мікрохвильового випромінювання 4,6 дБ/мм. Для одержаних композитів розраховані значення енергії активації електропровідності E_A в температурному інтервалі 20–800 °С, що складають 0,120–0,075 еВ для близьких до кімнатної температур 20–150 °С та зростають до 0,270–0,275 еВ у разі підвищення температури до 350–800 °С. Визначені значення енергії фотонів електромагнітної хвилі у діапазоні частот від 1 до 100 ГГц складають від 4,13·10⁻⁶ до 4,13·10⁻⁴ еВ. На основі квантової електродинаміки на атомарному рівні описано процес поглинання мікрохвильового випромінювання в напівпровідникових композитах системи AlN–SiC. Низькоенергетичні фотони електромагнітних хвиль, що падають на поверхню композита AlN–SiC, передають свою енергію електронам провідності приповерхневих шарів фази SiC та поглинаються ними. Електрони провідності через 10⁻⁸ с випромінюють фотони на тій же частоті електромагнітної хвилі, переважно у ті ж самі зерна SiC. В результаті такої взаємодії відбувається поглинання електромагнітного випромінювання, та, як наслідок, дисипація енергії хвиль, після чого нагрівається увесь композит: спочатку частинки фази SiC, а згодом і зерна AlN.

Ключові слова: нітрид алюмінію, карбід кремнію, поглинання мікрохвильового випромінювання, електричний опір, енергія активації електропровідності, енергія фотонів електромагнітної хвилі.

ВСТУП

Нітрид алюмінію (AlN) протягом останніх десятиліть все ширше застосовують у різних областях техніки – у електронній, електротехнічній, хімічній та машинобудівній промисловості. Це пов'язано з його унікальними фізико-хімічними характеристиками. Такими, наприклад, як висока теплопровідність, стійкість до термоудару, хімічна інертність, термомеханічна стабільність, найвищий питомий електричний опір і найменші діелектричні втрати в області високих та надвисоких частот. Особливо цікавими є матеріали на основі AlN, які поглинають мікрохвилі сантиметрового та міліметрового діапазону [1]. Структура такого матеріалу є електрично гетерофазною і складається з фази, що розсіює мікрохвилі, і теплопровідної фази. Такі композиційні матеріали є двох різновидів: непровідні (AlN–Mo, AlN–W, AlN–

TiN) [2, 3, 4] та напівпровідні (AlN–SiC, AlN–SiC–C, AlN–Fe) [5, 6, 7]. У не-провідних композитах кількість поглинаючої фази складає 16–20 % (за об'ємом), а у напівпровідних її вміст становить від 20 до 50 % (за об'ємом). Чим вищий вміст поглинаючої добавки, тим більший рівень поглинання мікрохвильового випромінювання. Водночас у структурі такого матеріалу – поглиначі НВЧ-випромінювання – повинно бути мінімум контактів між зернами провідної або напівпровідної фази. Важливою є умова, щоб зерна такої фази не утворювали суцільного каркасу, бо по ньому зможе протікати значний електричний струм, що спричинить падіння електричного опору до 1–10 Ом·см. Тоді композит стане непридатним для поглинання НВЧ-випромінювання, бо набуде електропровідних властивостей.

Раніше було показано, що найбільший рівень поглинання мікрохвильового випромінювання в діапазоні частот 9,5–34,2 ГГц забезпечують композити на основі AlN з добавкою 50 % SiC¹ [8]. Особливість НВЧ-випромінювання цього діапазону частот полягає у тому, що його енергія (2,2–3,3 еВ) є невеликою в порівнянні з шириною забороненої зони SiC [9].

Другою особливістю таких матеріалів є те, що після спікання композит складається не з окремих фаз AlN і SiC, а з твердих розчинів на їхній основі. Утворення твердих розчинів спричиняє зростання опору матеріалу.

Для вивчення процесів взаємодії електронів провідності у композитах з фотонами треба визначити енергію активації електропровідності. Якщо енергія активації менша за енергію фотонів, то це може привести до появи додаткових електронів провідності, і, як наслідок, до збільшення поглинання електромагнітної енергії. Відтак, необхідне проведення детального аналізу, який пояснює фізику поглинання мікрохвильової енергії у композитах AlN–SiC на мікронному та субмікронному рівні.

Мета роботи полягала у розрахунку енергії активації електропровідності для композитів AlN–50SiC², визначенні значення енергії низькоенергетичних фотонів електромагнітної хвилі на частоті 1–100 ГГц та у розкритті процесу поглинання мікрохвильового випромінювання в напівпровідникових композитах системи AlN–SiC на основі квантової електродинаміки на атомарному рівні.

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Для виготовлення композиційних матеріалів системи AlN–SiC використано порошки AlN ($d_{cp} = 4$ мкм)³, SiC ($d_{cp} = 3$ мкм) і активуючої спікання добавки оксиду ітрію (Y₂O₃) ($d_{cp} = 2$ мкм) [10]. Всі композити містили максимальний вміст другої напівпровідної фази – 50 % SiC. Вміст добавок Y₂O₃ варіювали від 2 до 6 %. Вихідні компоненти змішували і розмелювали у високоенергетичному планетарному активаторі МПФ-1 протягом 6 хв. Одержану шихту пресували у формі таблеток і спікали у вакуумній печі опору СШВ-1,25/25-11 за температури 1850–1900 °С протягом 60 хв в атмосфері азоту.

Основні фізичні властивості вихідних матеріалів наведено у таблиці. У зв'язку з тим, що авторів цікавили композити AlN–SiC з високою здатністю до поглинання мікрохвильового випромінювання, було досліджено ті, у яких електричний опір був найменшим. А це композити, виготовлені з порошоків, що містять SiC чорного кольору (α -SiC), який має найбільший вміст домішок. Так, наприклад, вміст заліза в ньому складає від 0,5 до 1,6 %, алюмінію – до 1 %. Його питомий електричний опір становить 0,01 Ом·см.

¹ Тут і далі по тексту склад композита наведено у % (за масою).

² Склад композита AlN–50 % SiC для спрощення позначено AlN–50SiC.

³ d_{cp} – середній розмір частинок.

Фізичні властивості матеріалів AlN, SiC та Y₂O₃ [9, 12–14]

Фізичні властивості матеріалів	SiC						AlN	Y ₂ O ₃	
	I	II	III	IV	Модифікація SiC				
					3C	4H			6H
Густина, г·см ⁻³	3,20				3,21	3,21	3,20	3,2–3,3	4,8–5,0
Температура плавлення, °C	2730				3103	3103	3103	2760	2425
Ширина забороненої зони, eВ	3,1				2,2	3,26	3,0	6,0	1,2–6,3
Постійна ґратки, нм:									
<i>a</i>					0,436	0,307	0,308	0,311	1,054
<i>c</i>						1,008	1,512	0,498	
Діелектрична проникність	6,5–7,0				9,7	9,6	10,0	7,9–8,5	14
Питомий електричний опір, Ом·см	1·10 ⁵	0,01	0,07	4·10 ¹³				10 ¹³ – 10 ¹⁵	
Коефіцієнт теплопровідності, Вт·м ⁻¹ ·К ⁻¹	250	81	199	273	4,9	4,9	4,9	120–160	11
Мобільність носія, см ² ·с ⁻¹ :									
електрон					1000	900	400		
дірка					320	120	90		
Коефіцієнт термічного розширення ×10 ⁶ , К ⁻¹		5,0–5,6	4,1–4,7	3,7	4,7	4,8	4,8	4,5	

Примітка. SiC полікристалічний (I), реакційно спечений (II), реакційноспечений очищений (III), гарячепресований високої чистоти (VI).

Варто відзначити, що зазвичай вихідні промислові порошки SiC є сумішшю декількох політипів. Використані порошки є сумішшю 41 % α-SiC (6H-SiC) з гексагональною ґраткою, 55 % β-SiC (3C-SiC) з кубічною ґраткою, та 4 % ромбічної 15R-SiC. Під час спікання за температури вище 1700 °C відбувається поступовий перехід кубічної β-модифікації в гексагональну (2H, 4H, 6H).

Мікроструктура одержаних вільним спіканням композитів складається з основної діелектричної фази AlN з високою теплопровідністю, другої напівпровідної фази SiC і розташованих у міжзернових границях та у міжвузлях включень Y₂O₃ або ітрійалюмінієвого граната YAlG (Y₃Al₅O₁₂), утвореного під час спікання.

Особливістю композитів є те, що сполука AlN і одна з модифікацій α-SiC мають гексагональні ґратки (2H і 6H) і у їхніх вузлах близькі за розміром атоми можуть ізоморфно замішувати один одного (Si–Al та C–N). Внаслідок цього, за даними діаграми стану SiC–AlN, за температури вище 1950 °C, вони утворюють твердий розчин типу вюрциту 2H_{ss} (δ) [11]. Нижче цієї температури існує розрив змішуваності, тому в процесі охолодження він спіноїдально розкладається на декілька твердих розчинів δ' і δ'', які мають загальну формулу (SiC)_{1-x}(AlN)_x і належать до псевдобінарної системи.

Одержані вільним спіканням композити містили до 74–76 % твердого розчину на основі AlN, 10–11 % β'-SiC та до 13–16 % 6H-SiC. Мікроструктура матеріалу визначалася присутністю твердого розчину 2H_{ss}, морфологія зерен якого рівновісна, а зерна SiC зазвичай мали витягнуту призматичну форму [7].

Слід зазначити, що композиційні матеріали на основі AlN і SiC з добавками до 6 % Y_2O_3 є типовими напівпровідниками, оскільки значення їхнього питомого електричного опору за кімнатної температури знаходяться у характерному для напівпровідникових матеріалів інтервалі – від $2,5 \cdot 10^6$ до $2,5 \cdot 10^7$ Ом·см, в той час як хороші діелектрики мають значно вищий електроопір – 10^{14} – 10^{15} Ом·см [15, 10].

Було розглянуто композити двох складів з різним вмістом Y_2O_3 , що надалі позначимо як AlN–50SiC–6 Y_2O_3 та AlN–50SiC–2 Y_2O_3 , для яких визначено питомий електричний опір в інтервалі температур від 20 до 800 °C [10].

Характерною особливістю напівпровідників є падіння електроопору і підвищення електропровідності σ з підвищенням температури:

$$\sigma = T^{3/4} \exp(E_A/kT), \quad (1)$$

де E_A , eВ – енергія активації електропровідності; $k = 1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж·К⁻¹ – стала Больцмана; T , К – температура за абсолютною шкалою.

Енергія активації E_A має два різних значення. Наприклад, для чорних кристалів SiC вона дорівнює 0,31 та 0,054 eВ [12]. Електропровідність з більш низькою енергією активації є основною за температури, близької до кімнатної, а з більш високою – за підвищеної температури. Карбід кремнію відноситься до напівпровідників з амфотерною електропровідністю, тобто у кристалі SiC є дві групи носіїв зарядів – електрони та дірки.

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Залежності питомої електропровідності σ від оберненої величини абсолютної температури $1000/T$ для кристалів SiC чорного кольору [12] були перераховані в залежності електричного опору R від оберненої температури $1000/T$ (рис. 1) для зручності порівняння з подібними залежностями, одержаними для композитів. На основі цих залежностей для кристалів SiC чорного кольору були розраховані значення енергії активації електропровідності E_A в інтервалі температур від –162 до 500 °C (рис. 2).

Як впливає з розрахунку, значення енергії активації для обох кристалів SiC (рис. 2) за температури нижчої за –106 °C (167 К) становить 0,045 eВ (для кривої 1 на рис. 2) та 0,046 eВ (для кривої 2), що досить близько до $E_A = 0,054$ eВ [12]. У разі підвищення температури від нуля до 230–500 °C (від 273 до 503–773 К) значення енергії активації зростає до 0,11–0,13 eВ.

Слід відзначити, що залежності питомого електричного опору від оберненої абсолютної температури, які наведені на рис. 1 у логарифмічному масштабі, мають по дві лінійні ділянки: одна за низьких, а друга – за високих температур. Причому обидві за температури –106 °C мають різкий злам характеристик. Після цього зламу значення енергії активації електропровідності зростає по відношенню до величини E_A за низьких температур.

На рис. 3 представлено залежності електричного опору від оберненої абсолютної температури $1000/T$, побудовані на основі даних по змінюванню питомого електричного опору R у композитах AlN–SiC– Y_2O_3 різного складу в інтервалі температур від 20 до 800 °C [10].

Залежності питомого електричного опору від композитів на основі AlN з високою кількістю SiC, що дорівнює 50 % (див. рис. 3) не мають таких яскраво виражених лінійних ділянок, як у полікристалічного SiC (див. рис. 1). А також не мають і різкої зміни залежності питомого електричного опору від температури: питомий опір монотонно зменшується з ростом оберненої температури, хоча можна виділити невеликі лінійні ділянки в області 250–800 °C

для композита з вмістом 6 % Y_2O_3 (див. рис. 3, крива 1) та у області від 20 до 150 °С для композита, що містить 2 % Y_2O_3 (див. рис. 3, крива 2).

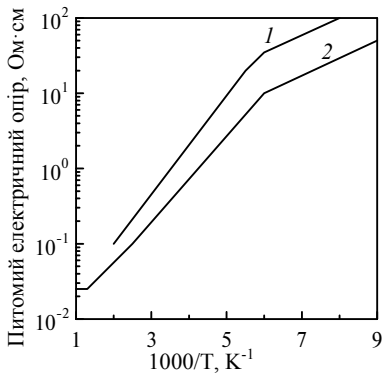


Рис. 1. Вплив температури на питомий електричний опір кристалів SiC чорного кольору: кристал 1 (1), кристал 2 (2); побудовано на основі даних [12].

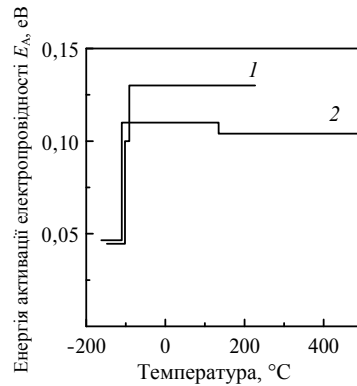


Рис. 2. Енергія активації електропровідності E_A в інтервалі температури від -162 °С до 500 °С для кристалів SiC чорного кольору: кристал 1 (1) і 2 (2).

На рис. 4 представлено значення енергії активації електропровідності E_A виготовлених композиційних матеріалів для усього інтервалу температур від 20 до 800 °С. Вони розраховані на основі одержаних залежностей питомого електричного опору від оберненої температури $1000/T$ (рис. 3). Як випливає з розрахунків, значення енергії активації електропровідності в області близьких до кімнатної температур складає $E_A = 0,075\text{--}0,12$ еВ, та зростає до $0,270\text{--}0,275$ еВ у разі підвищення температури до 350–800 °С. Отже, за високої температури енергія активації зростає лише у декілька разів, на відміну від питомого електричного опору, значення якого за кімнатної температури відрізняється більш ніж на порядок (у 11 разів). Внаслідок цього можна зробити висновок, що за високої температури кількість Y_2O_3 у діапазоні 2–6 % Y_2O_3 у композитах на основі AlN на значення енергії активації не впливає.

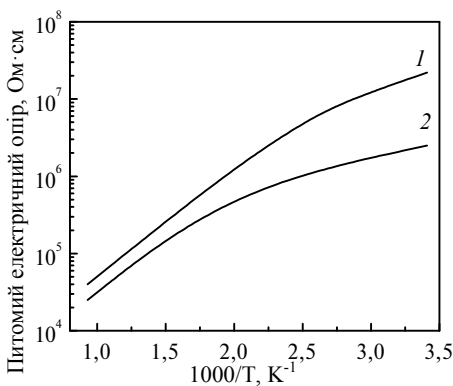


Рис. 3. Вплив температури на питомий електричний опір композиційних матеріалів на основі AlN різного складу: 1 – AlN-50SiC-6 Y_2O_3 ; 2 – AlN-50SiC-2 Y_2O_3 ; побудовано на основі даних [10].

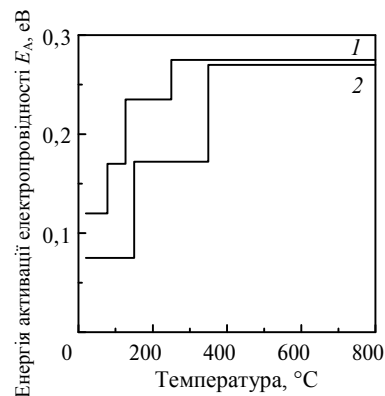


Рис. 4. Енергія активації електропровідності E_A в інтервалі температури 20–800 °С для композиційних матеріалів на основі AlN різного складу: 1 – AlN-50SiC-6 Y_2O_3 ; 2 – AlN-50SiC-2 Y_2O_3 .

Поглинання електромагнітної енергії у композитах з втратами найбільшою мірою пов'язано з наявністю у них провідних частинок. Ними є частинки металу або напівпровідника. У нашому випадку напівпровідник – це карбід кремнію. Як відомо, електромагнітні хвилі існують лише у вигляді дискретних порцій енергії фотонів. Розглянемо процес поглинання електромагнітної хвилі провідними чи напівпровідними частинками на основі квантової електродинаміки. Процес поглинання фотона електромагнітної хвилі електроном провідності або електроном атома металу чи напівпровідника відбувається у декілька етапів. Фотон, який падає на поверхню матеріалу (на поверхню композита AlN–SiC), поглинається і передає свою енергію одному з електронів провідності або електрону оболонки атома кристалічної ґратки SiC. Кожен акт поглинання фотона не залежить від інших таких актів. Електрон, який поглинув фотон електромагнітної хвилі, має після цього більш високу енергію і знаходиться у збудженому стані близько 10^{-8} с. Після цього він випромінює фотон на тій же частоті електромагнітної хвилі в навколишній простір. У композиті – переважно у те саме зерно SiC. Глибина проникнення фотонів у провідні частинки металу становить ~ 100 нм [16]. Глибина проникнення фотонів у зерна SiC не відома, але можна припустити що вона буде такого ж порядку.

Невелика частина фотонів електромагнітної хвилі може бути поглинута атомами кристалічних ґраток SiC або AlN. Однак слід зауважити, що розміри ядер атомів приблизно на чотири порядки менші за діаметр їхніх електронних оболонок. Внаслідок цього вірогідність зіткнення фотона з ядром атома дуже мала.

Отже, весь процес поглинання та випромінювання фотонів відбувається всередині частинок SiC. Причому переважно на їхній поверхні, тобто у приповерхневих прошарках кристалічних ґраток SiC. В результаті такої взаємодії відбувається поглинання електромагнітного випромінювання, та, як наслідок, дисипація енергії хвиль, завдяки чому відбувається спочатку нагрівання частинок SiC, а далі – і зерен AlN, тобто нагрівання усього композита AlN–SiC.

Енергія фотонів E залежить від довжини хвилі електронного випромінювання λ [16]:

$$E = 1240/\lambda, \quad (2)$$

де 1240 еВ·нм – значення коефіцієнта перерахунку, що є добутком сталої Планка h і швидкості світла c .

Результати розрахунків енергії електромагнітного випромінювання у діапазоні $1\text{--}1000$ ГГц, здійснених за співвідношенням (2), представлено на рис. 5.

Енергія фотонів на частотах 1 , 10 та 100 ГГц складає відповідно $4,13 \cdot 10^{-6}$, $4,13 \cdot 10^{-5}$ та $4,13 \cdot 10^{-4}$ еВ (див. рис. 5). І навіть на частоті 1000 ГГц – це тільки $4,13 \cdot 10^{-3}$ еВ. Цілком зрозуміло, що фотони з такою енергією не можуть надати електронам атомів SiC необхідну енергію у $2,8\text{--}3,3$ еВ, щоб ті змогли піднятися у зону провідності або змогли вийти із зони провідності у сусідні зерна SiC або у зерна матриці AlN. Більше того, цієї енергії недостатньо для того, щоб помітно вплинути на енергію активації електропровідності SiC як у кри-

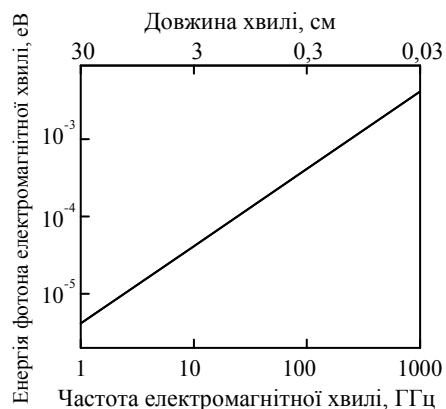


Рис. 5. Залежність енергії фотона електромагнітної хвилі від частоти електромагнітної хвилі.

талах полікристалічного SiC, так і у зернах SiC у складі досліджених композитів AlN–SiC з високим вмістом SiC.

ВИСНОВКИ

На основі залежності електричного опору R від оберненої температури $1000/T$ для кристалів α -SiC розраховано значення енергії активації електропровідності E_A в інтервалі температур від -162 °C до 500 °C, що становлять $0,045$ eV та $0,046$ eV за температури нижче -106 °C (167 K) та зростають до $0,11$ – $0,13$ eV у разі підвищення температури від нуля до 230 – 500 °C (від 273 до 503 – 773 K).

Визначена енергія активації електропровідності E_A для композитів AlN–50 % SiC в інтервалі температури від 20 до 800 °C, розрахована на основі одержаних залежностей електричного опору від оберненої температури. В області близької до кімнатної температури вона дорівнює $E_A = 0,075$ – $0,12$ eV та зростає до $0,270$ – $0,275$ eV у разі підвищення температури до 350 – 800 °C. Вміст Y_2O_3 у композитах на основі AlN не впливає на значення енергії активації за високої температури.

Визначено енергію низькоенергетичних фотонів електромагнітних хвиль, що зростає від $4,13 \cdot 10^{-6}$ eV на частоті 1 ГГц до $4,13 \cdot 10^{-4}$ eV на частоті 100 ГГц.

На основі квантової електродинаміки на атомарному рівні розглянуто процес поглинання мікрохвильового випромінювання в напівпровідникових композитах AlN–SiC. Низькоенергетичні фотони електромагнітних хвиль, що падають на поверхню композита AlN–SiC, передають свою енергію електронам провідності SiC та поглинаються ними. Після цього через $\sim 10^{-8}$ с електрони провідності випромінюють фотони на тій же частоті електромагнітної хвилі, переважно у те ж саме зерно SiC.

ФІНАНСУВАННЯ

Дану роботу не було профінансовано із зовнішніх джерел.

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють, що вони не мають конфлікту інтересів.

V. I. Chasnyk¹, D. V. Chasnyk², O. M. Kaidash³

¹State Enterprise Scientific Research Institute ORION, Kyiv, Ukraine

²Ukrainian Research Institute of Special Equipment and Forensic Science of the Security Service of Ukraine (ISEE SSU), Kyiv, Ukraine

³Bakul Institute for Superhard Materials,

National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

Activation energy of electrical conductivity and microwave radiation absorption characteristics in the AlN–SiC composite

Semiconductor composite materials of the AlN–50 wt % SiC– $Y_3Al_5O_{12}$ system with a high level of microwave radiation absorption 4.6 dB/mm made by the method of pressureless sintering were studied. For the produced composites, the activation energy of electrical conductivity E_A was calculated in the temperature range of 20 – 800 °C, which is 0.120 – 0.075 eV for close to room temperatures of 20 – 150 °C and increases to 0.270 – 0.275 eV when the temperature rises to 350 – 800 °C. The calculated energy values of electromagnetic wave photons in the frequency range from 1 to 100 GHz are from $4,13 \cdot 10^{-6}$ to $4,13 \cdot 10^{-4}$ eV. On the basis of quantum electrodynamics at the atomic level, the process of absorption of microwave radiation in semiconductor composites of the AlN–SiC system was revealed. Low-energy photons of electromagnetic waves, falling on the surface of the AlN–SiC composite, transfer their energy to the conduc-

tion electrons of the near-surface layers of the SiC phase and are absorbed by them. After 10^{-8} s, the conduction electrons emit photons at the same electromagnetic wave frequency, mostly at the same SiC grains. As a result of this interaction, electromagnetic radiation is absorbed, and as a consequence, wave energy is dissipated, whereupon SiC phase particles are first heated, and then AlN grains, so the entire composite is heated.

Keywords: aluminum nitride, silicon carbide, absorption of microwave radiation, electrical resistance, activation energy of electrical conductivity, photon energy of an electromagnetic wave.

1. Fang X., Jiang S., Pan L., Yin S., Qiu T., Yang J., Li X. β -SiC/AlN microwave attenuating composite ceramics with excellent and tunable microwave absorption properties. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2021. Vol. 41, is. 13. P. 6385–6392.
2. Tangen I.-L., Yu Y., T. Grande, Høier R., Einarsrud M.-A. Preparation and characterization of aluminium nitride–titanium nitride composites. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2004. Vol. 24, is. 7. P. 2169–2179.
3. Chasnyk V., Chasnyk D., Fesenko I., Kaidash O., Turkevych V. Dielectric characteristics of pressureless sintered AlN-based composites in the 3–37 GHz frequency range. *J. Mater. Sci. – Mater. Electron.* 2021. Vol. 32, is. 2. P. 2524–2534.
4. Chasnyk V.I., Chasnyk D.V., Fesenko I.P., Kaidash O.M. A study of the thermal conductivity, electrical resistivity and microwave absorption of pressureless sintered AlN–Y₂O₃–Mo and AlN–Y₂O₃–TiN composites. *J. Superhard Mater.* 2020. Vol. 42, is. 3. P. 165–176.
5. Tangen I.-L., Yu Yi., Grande T., Mokkelbost T., Høier R., Einarsrud M.-A. Preparation and characterization of aluminium nitride–silicon carbide composites. *Ceram. Int.* 2004. Vol. 30, is. 6. P. 931–938.
6. Prikhna T.O., Serbenyuk T.B., Sverdun V.B., Chasnyk V.I., Karpets' M.V., Basyuk T.V., Dellikh J. Formation regularities of structures of AlN–SiC-based ceramic materials. *J. Superhard Mater.* 2015. Vol. 37, is. 5. P. 293–299.
7. Kultayeva S., Kim Y.-W. Mechanical, thermal, and electrical properties of pressureless sintered SiC–AlN ceramics. *Ceram. Int.* 2020. Vol. 46, is. 11, Part B, P. 19264–19273.
8. Chasnyk V.I., Fesenko I.P., Vovk L.M., Kaidash O.M. Enhanced absorption of microwave radiation in the frequency range of 9.5–34.2 GHz by a pressureless sintered AlN–SiC composite. *J. Superhard Mater.* 2022. Vol. 44, is. 2, P. 91–101.
9. Подоба А.П., Голубяк Л.С., Кулич В.Г., Оситинская Т.Д. Микроструктура и некоторые физико-механические свойства керамики из карбида кремния. *Сверхтв. материалы.* 1988. № 6. С. 18–20.
10. Serbenyuk T.B., Prikhna T.O., Sverdun V.B., Sverdun N.V., Moshchil' V.Ye., Ostash O.P., Vasylyiv B.D., Podhurska V.Ya., Kovylyayev V.V., Chasnyk V.I. Effect of the additive of Y₂O₃ on the structure formation and properties of composite materials based on AlN–SiC. *J. Superhard Mater.* 2018. Vol. 40, is. 1. P. 8–15.
11. Zangvil A., Ruh R. Phase relationships in the silicon carbide–aluminum nitride system. *J. Am. Ceram. Soc.* 1988. Vol. 71, is. 10. P. 884–890.
12. Kingery W.D. Introduction to Ceramics. New York: Wiley, 1960. 781 p.
13. Lv H., Yu H., Hu G. A SiC high-temperature pressure sensor operating in severe condition. *TELKOMNIKA Indonesia J. Electric. Eng.* 2012. Vol. 10, no. 18. P. 2247–2252.
14. Chasnyk V.I., Fesenko I.P. Dielectric characteristics of the high heat-conducting AlN-ceramics in the frequency range 3–93 GHz. *Tekhnologiya i konstruirovaniye v elektronnoi apparature.* 2013. No. 2–3. P. 11–14. [in Russian].
15. Serbenyuk T.B., Prikhna T.O., Sverdun V.B., Chasnyk V.I., Kovylyayev V.V., Dellith J., Moshchil' V.E., Shapovalov A.P., Marchenko A.A., Polikarpova L.O. The effect of size of the SiC inclusions in the AlN–SiC composite structure on its electrophysical properties. *J. Superhard Mater.* 2016. Vol. 38, no. 4. P. 241–250.
16. Sproull R. L. Modern Physics: The Quantum Physics of Atoms, Solids, and Nuclei. John Wiley & Sons; 2-nd edition. 1963. 630 p.

Надійшла до редакції 02.10.23

Після доопрацювання 25.10.23

Прийнята до опублікування 26.10.23