

УДК 666.3:539.5

І. П. Фесенко*, В. І. Часник, О. Ф. Коломис, О. М. Кайдаш,
Н. К. Давидчук, Т. Б. Сербенюк, Є. Ф. Кузьменко,
М. П. Гадзира, О. О. Лещук, В. В. Стрельчук,
В. Б. Галямін, С. В. Ткач, Є. І. Фесенко,
Р. С. Шмегера (м. Київ)
Ю. І. Азима (м. Новомосковськ, РФ)
Х. Рехт, Х. Фольштедт (м. Седдін Зее, ФРН)
*igorfesenko@ukr.net

**Дослідження керамічного матеріалу,
одержаного вільним спіканням з порошкової
композиції $AlN-Y_2O_3-(SiC-C)$, за допомогою
електронної мікроскопії, раманівської
спектроскопії і вимірювання
теплопровідності та поглинання
мікрохвильового випромінювання**

Вільним спіканням з порошкових композицій $AlN-Y_2O_3$ з додаванням частинок $SiC-C$ розміром 50 нм (агломерати 200 нм) одержано зразки композиту з керамічною матрицею нітриду алюмінію. Раманівським і мікрорентгенофазовим аналізами, а також вимірюванням затухання мікрохвильової енергії і теплопровідності встановлено наявність твердого розчину SiC в AlN . Визначено основні фізико-механічні властивості одержаних композитів $AlN-(SiC-C)$: твердість, теплопровідність, поглинання мікрохвильової енергії у смузі частот 9,5–10,8 ГГц.

Ключові слова: композити, нітрид алюмінію, карбід кремнію, мікроструктура, раманівська спектроскопія, теплопровідність, поглинання мікрохвильової енергії.

ВСТУП

Нітрид алюмінію (AlN) є об'єктом досліджень і застосування завдяки високим теплофізичним та діелектричним властивостям як функціональна високотеплопровідна кераміка [1–7] та як широкозонний напівпровідник у вигляді плівок [8–10] і монокристалів [11–14]. Продовжуються роботи по отриманню на основі нітриду алюмінію композитів з включеннями карбіду кремнію (SiC) [15].

Всебічна характеристика структурного стану одержаних матеріалів вимагає, подібно до інших алмазоподібних матеріалів, досліджень явищ переносу (електро- та теплопровідність) і оптичних характеристик за допомогою коливальної спектроскопії (раманівської) [4, 10–12, 16, 17], а також вивчення взаємодії цих структур з мікрохвильовою енергією [18]. В [5, 7] досліджено взаємозв'язок між величинами коефіцієнта теплопровідності AlN -кераміки та уширення ліній раманівського спектра, тобто між вмістом точкових дефектів

© І. П. ФЕСЕНКО, В. І. ЧАСНИК, О. Ф. КОЛОМИС, О. М. КАЙДАШ, Н. К. ДАВИДЧУК, Т. Б. СЕРБЕНЮК,
Є. Ф. КУЗЬМЕНКО, М. П. ГАДЗИРА, О. О. ЛЕЩУК, В. В. СТРЕЛЬЧУК, В. Б. ГАЛЯМІН, С. В. ТКАЧ,
Є. І. ФЕСЕНКО, Р. С. ШМЕГЕРА, Ю. І. АЗИМА, **Х. РЕХТ**, Х. ФОЛЬШТЕДТ, 2015

в структурі нітриду алюмінію та характеристиками раманівського спектра. Серед активних раманівських мод нітриду алюмінію сильною є дозволена неполярна мода E_2^{high} , яка пов'язана з коливаннями атомів Al та N [5]. Встановлено, що уширення моди E_2^{high} може характеризувати концентрацію точкових дефектів структури, обумовлених присутністю домішкового кисню. Ширина даної раманівської лінії змінюється, коли кисень займає місце азоту у кристалічній ґратці AlN.

Подібні композиційні керамічні матеріали системи AlN–SiC були одержані в [15] спіканням при атмосферному тиску азоту при температурі 1870 °С, використовуючи порошок карбіду кремнію α -фази з середнім розміром зерна 1–3 мкм та суміш оксидів Al_2O_3 – Y_2O_3 (2 % (за масою)) як активуючу добавку. За допомогою рентгенофазового аналізу не встановлено присутності у спеченому матеріалі карбіду кремнію до вмісту 10 % (за об'ємом) у вихідній порошковій системі, але спостерігали зміну положення дифракційних максимумів матричної фази AlN. При цьому параметр кристалічної ґратки AlN a зменшувався, а b зростав [15]. При подальшому збільшенні концентрації SiC у композиті параметри ґратки AlN не залежали від вмісту SiC [15]. За допомогою ТЕМ у структурі композиту спостерігали зерна карбіду кремнію.

Метою даної роботи є отримання методом вільного спікання композитів на основі AlN з додаванням нанометричних частинок карбіду кремнію для інтенсифікації утворення твердого розчину та відповідного зменшення розміру частинок карбіду кремнію у композиті, встановлення структурного стану композитів за допомогою мікроструктурного, раманівського аналізів, визначення впливу структурних характеристик композитів на твердість, теплопровідність і поглинання електромагнітної енергії у мікрохвильовому діапазоні.

МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Детальніше технологічні характеристики вільного спікання порошкових композицій AlN– Y_2O_3 –SiC описано у [18, 19]. Для одержання композитів з порошкових сумішей AlN– Y_2O_3 –(SiC–C) проводили спікання в атмосфері азоту (0,12 МПа) при температурі 1800 °С протягом 60 хв.

Порошок SiC–C – це частинки твердого розчину вуглецю (карбону) в карбіді кремнію [20], які є монокристалічними з середнім розміром 50 нм (рис. 1), з яких і формуються агрегати розміром 200 нм. При концентрації SiC–C у вихідній шихті 16 і 32 % (за масою) пористість спечених зразків композиту склала 0,9 і 14,0 % відповідно.

Еталонним зразком для раманівської субмікронної спектроскопії служив полірований полікристалічний щільний зразок AlN, одержаний гарячим пресуванням (27 МПа, 1900 °С, 20 хв), який потім додатково відпалювали при температурі 1800 °С протягом 100 год в атмосфері азоту (0,12 МПа) у контейнері, виготовленому з AlN. Деталі приготування та деякі властивості еталонного зразка нітриду алюмінію додатково описані в [21, 22], мікроструктура його зламу показана на рис. 2.

Оптичні дослідження проводили на полірованих зразках одержаних керамічних композитів за допомогою раманівсько-люмінесцентного спектрального комплексу з субмікронним просторовим розділенням, до складу якого входять потрійний спектрометр Horiba Jobin-Yvon T64000 (Франція), конфокальний мікроскоп UV-Visible-NIR Olympus BX41 (Японія), HeCd лазер, Ar-Kr лазер Stabilite 2018-RM Spectra Physics 2.5W (США), реєстрація CCD TE-1024×256 Andor (200–1050 нм) і InGaAs detector LN-IGA-512×1 (800–1550 нм).

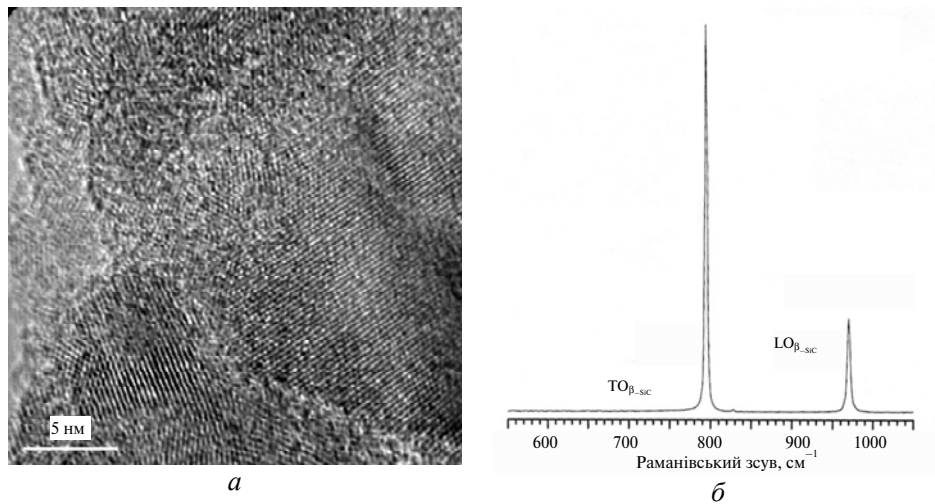


Рис. 1. Мікроструктура (а) та раманівський спектр (б) частинок вихідного порошку SiC–C.

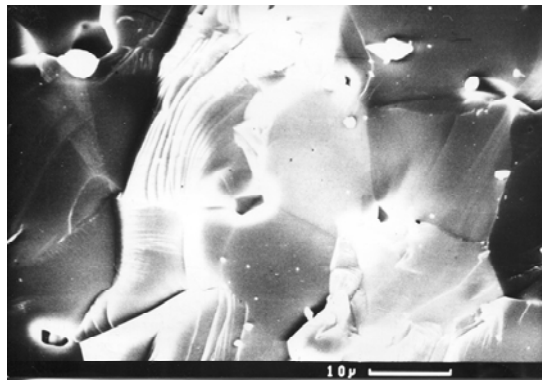


Рис. 2. Мікроструктура зламу еталонного зразка AlN для раманівської мікроскопії.

Теплопровідність зразків композиту при кімнатній температурі визначали нестационарним методом за допомогою пристрою для вимірювання коефіцієнта теплопровідності високотеплопровідних матеріалів ИТЗ-МХТИ (РФ). У процесі вимірювань визначається інтеграл по часу від різниці температур за час нагрівання та охолодження зразка до початкової температури, величина якого обернено пропорційна коефіцієнту теплопровідності. Відносна похибка визначення коефіцієнта теплопровідності складає 5 %. Зразки для вимірювань теплопровідності мали форму пластин з шліфованими плоскопаралельними поверхнями розміром 15×15 мм та товщиною 0,8–1,2 мм.

Вимірювання затухання мікрохвильової енергії проводили на зразках композиту у формі кілець, які розміщали у резонаторі уповільнюючої системи макета мікрохвильового приладу. Для цього використовували вимірювач послаблення P2-61 у діапазоні частот 9,5–10,8 ГГц за методикою, описаною у [23].

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Мікроструктурні дослідження та мікрорентгеноспектральний аналіз

Еталонний зразок AlN є номінально чистий полікристал, одержаний гарячим пресуванням без добавок, в якому при високотемпературному відпалі

(в результаті перекристалізації та росту більших зерен за рахунок менших) середній розмір зерен становить 12 мкм (див. рис. 2).

На мікрознімках одержаного спіканням з порошкових сумішей $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-(\text{SiC}-\text{C})$ композиту (рис. 3) видно, що в його структурі є перекристалізовані зерна нітриду алюмінію, що може свідчити про посиленні процеси дифузії в матричній фазі, що може бути викликано утворенням твердого розчину карбїду кремнію в нітриді алюмінію з утворенням великої кількості вакансій.

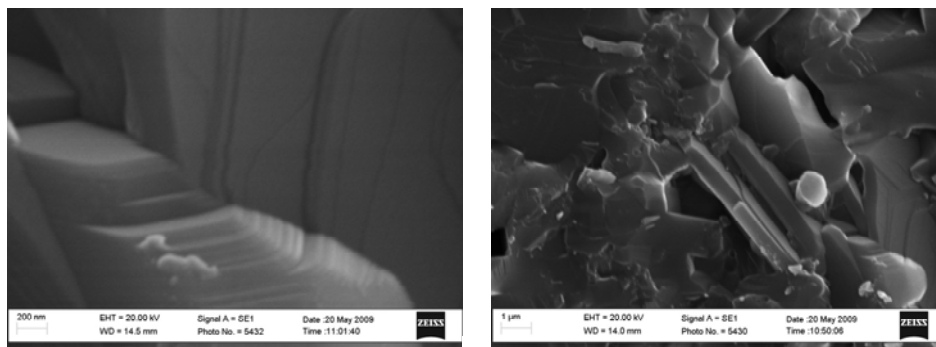


Рис. 3. Мікроструктура матеріалу, одержаного вільним спіканням з порошкової системи $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-(\text{SiC}-\text{C})$ з різним збільшенням.

Аналіз складу зерен композиту проводили на кількох зернах за допомогою мікрорентгеноструктурного аналізу (рис. 4).

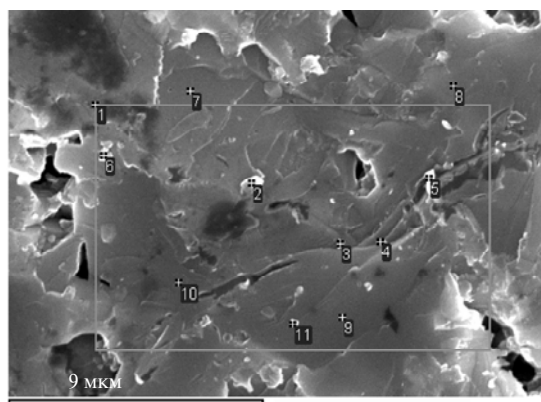


Рис. 4. Структура зразка композиту, одержаного вільним спіканням з порошкової системи $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-(\text{SiC}-\text{C})$; 1–11 – точки, у яких проведено фазовий аналіз рентгенівських спектрів (табл. 1).

Дані мікрорентгеноспектрального аналізу по точках на зернах структури зразка $\text{AlN}-32(\text{SiC}-\text{C})^*$ свідчать, що при спіканні системи $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-(\text{SiC}-\text{C})$ фаза $\text{SiC}-\text{C}$ розчиняється в кристалічній структурі зерен AlN (див. рис. 3), оскільки вуглець і кремній присутні у всіх зернах композиту (див. рис. 4, табл. 1).

* Тут і далі концентрація $\text{SiC}-\text{C}$ – в % (за масою).

Таблиця 1. Нормалізований аналіз елементів композиту, одержаного вільним спіканням з порошкової системи $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-(\text{SiC}-\text{C})$

Точка мікроструктури (див. рис. 4)	Вміст елемента, % (за масою)				
	C	N	O	Al	Si
1	8,38	27,00	4,40	39,89	20,33
2	17,65	34,59	5,58	30,15	12,03
3	19,03	30,35	4,55	31,90	14,17
4	14,17	16,31	1,58	45,00	22,94
5	31,07	18,39	2,88	38,40	9,25
6	31,38	15,70	0,93	23,90	28,09
7	23,45	31,57	5,90	30,35	8,74
8	36,94	20,40	2,53	25,74	14,39
9	19,51	21,42	2,59	45,35	11,12
10	23,23	22,71	3,53	40,22	10,31
11	10,16	24,59	4,99	44,36	15,89
Середнє значення	21,36	23,91	3,59	35,93	15,21
Стандартне відхилення	9,02	6,32	1,63	7,82	6,18

Примітка. Жирним шрифтом позначено максимальний і мінімальний вміст елемента.

Найбільше середнє відхилення складу зерен композиту зафіксовано для вуглецю (42 %), кисню (45 %) та кремнію (40 %), а найменше – для алюмінію (22 %).

Раманівський мікроаналіз

На раманівському спектрі еталонного зразка AlN (рис. 5, а) спостерігаються фонони A_1^{TO} (610 cm^{-1}), E_1^{TO} (669 cm^{-1}), E_2^{high} (656 cm^{-1}), а також пік квазі-повздожнього оптичного фону qA_1^{LO} (910 cm^{-1}).

Частоти фононів полікристалу AlN співпадають з частотами, визначеними для частинок нанодисперсного порошку та монокристалічних вусів нітриду алюмінію [24], плівок AlN [9, 10], монокристалів вюртцитного AlN, при проходженні променя лазера як паралельно, так і перпендикулярно осі c [11, 13, 14], а також керамічних зразків, одержаних як без добавок, так і з добавками оксидів кремнію та ітрію [4], та фториду кальцію [5].

Раманівський субмікронний аналіз у трьох точках окремого зерна полікристалу зразка на віддалі 50 мкм показав, що у зразках AlN-16(SiC-C) спостерігаються розширені відносно еталону нітриду алюмінію (див. рис. 5, а) піки фононів A_1^{TO} (610 cm^{-1}), E_2^{high} (656 cm^{-1}) (див. рис. 5, б). В [11] отримано такі ж самі значення частоти фону E_2^{high} (656 cm^{-1}) і близькі значення в [25] (658 cm^{-1}), [16] (660 cm^{-1}), [8] ($650-670 \text{ cm}^{-1}$).

Оскільки за Кубаллом [11, 12] напівширина раманівського піку E_2^{high} служить мірою структурної довершеності кристалу AlN, то помітне розширення раманівських піків нітриду алюмінію в одержаному композиті порівняно з еталонним зразком свідчить про утворення твердого розчину карбиду кремнію в структурі нітриду алюмінію.

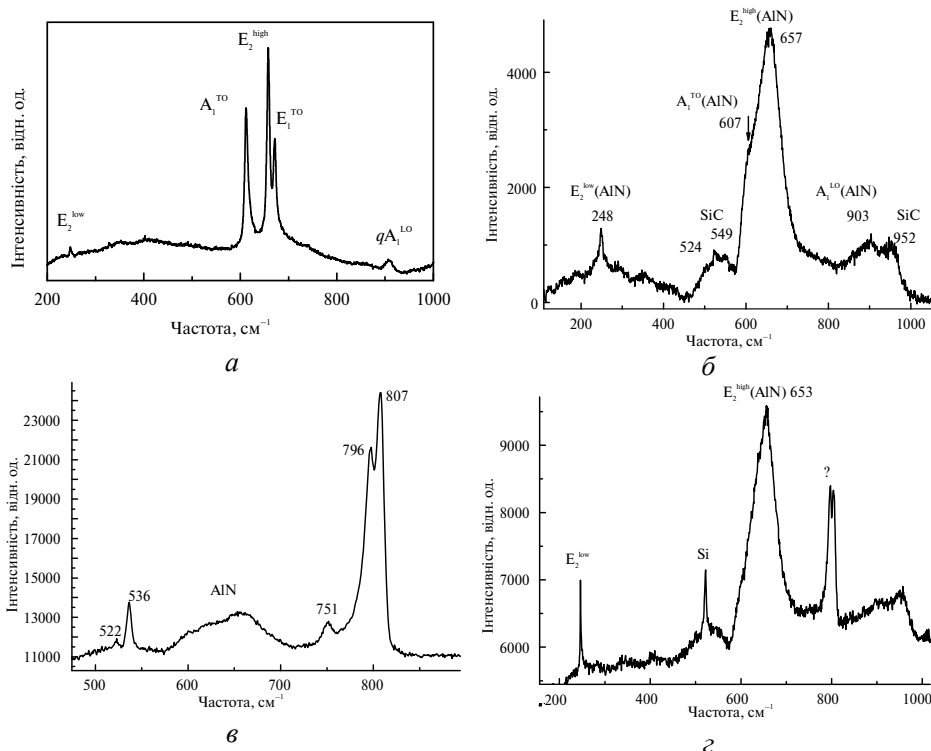


Рис. 5. Раманівські спектри еталонного зразка AlN (а) та зразка, одержаного вільним спіканням системи AlN–Y₂O₃–16(SiC–C) (б–г).

Однак не дивлячись на те, що розмір зерен вихідного SiC–C є малим (приблизно 25 нм) і поверхня контакту двох фаз є великою, розчинення SiC в AlN при температурах спікання пройшло неповністю. Про це свідчить наявність дублета (796 та 807 см⁻¹) на спектрі раманівського розсіяння в композиті (див. рис. 5, в). Цей дублет добре розділяється на раманівському спектрі вихідного порошку SiC–C (див. рис. 1, б).

Це підтверджує припущення про стабільність структури твердого розчину вуглецю у карбіді кремнію (SiC–C) при температурі спікання композиції AlN–Y₂O₃–(SiC–C). Збереження високодисперсної структури твердого розчину SiC–C може забезпечувати високі значення мікромеханічних характеристик одержаної вільним спіканням кераміки ($HV_{15} = 15,3$ ГПа) по аналогії з системою (SiC–C)–Al₂O₃–Y₂O₃ [26].

На спектрі зразка композиту, одержаного вільним спіканням з композиції AlN–Y₂O₃–(SiC–C) (рис. 5, б), спостерігається також пік 520 см⁻¹, який співпадає з піком кремнію за даними [25].

Твердість

Значення твердості за Віккерсом HV при навантаженні 147 Н зразків композитів AlN–16(SiC–C) і AlN–32(SiC–C) складає відповідно 15,3 і 10,2 ГПа, пористість – 0,9 і 14 %. Ця твердість є близькою до твердості композитів нітриду алюмінію з твердим розчином карбиду кремнію та окремими включеннями карбиду кремнію [15]: $HV(2,9 \text{ Н}) = 10,5\text{--}16,5$ ГПа. Відносно високі значення механічних характеристик одержаної кераміки подібно до системи (SiC–C)–Al₂O₃–Y₂O₃ [26] можна пояснити утворенням твердого розчину карбиду кремнію у нітриді алюмінію та наявністю включень SiC–C.

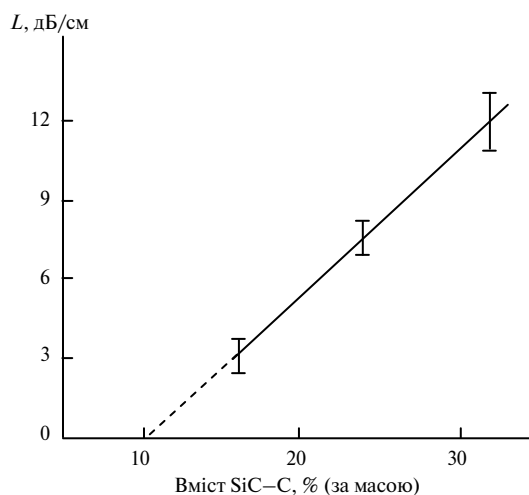


Рис. 6. Коефіцієнт поглинання мікрохвильової енергії L вільноспеченого композиту на основі AlN в залежності від вмісту у вихідній композиції порошку SiC-C.

Теплопровідність

Середнє значення коефіцієнта теплопровідності еталонного зразка AlN є рівним 53 Вт/(м·К), що свідчить про великий вміст кисню, який ввійшов в структуру нітриду алюмінію при гарячому пресуванні без застосування оксиду ітрію. Оксид ітрію як добавка активує спікання та служить одночасно геттером домішкового кисню при ущільненні.

Теплопровідність неперервної фази одержаних зразків композиту на основі AlN обраховували з врахуванням пористості за формулою Максвелла-Ойкена і склали 34,6 і 43,7 Вт/(м·К), для зразків з вмістом SiC-C відповідно 16 і 32 % (за масою). Більш низькі значення теплопровідності вільно спеченого композиту на основі нітриду алюмінію за умови застосування оксиду ітрію та добавки високотеплопровідної компоненти (карбіду кремнію) означають майже повне розчинення цієї компоненти в нітриді алюмінію зі створенням дефектів структури, які інтенсивно розсіюють фонони теплового потоку.

Хоча для вільноспеченої кераміки на основі AlN авторами [7] для діапазону теплопровідності 110–240 Вт/(м·К) встановлена лінійна обернена залежність між теплопровідністю та напівшириною раманівської лінії E_2^{high} 6,5–7,9 cm^{-1} , запропоноване цими авторами рівняння не відповідає діапазону теплопровідностей 30–40 Вт/(м·К) та напівширини раманівської лінії E_2^{high} 76,2–79,1 cm^{-1} для композиту одержаного вільним спіканням системи AlN-Y₂O₃-16(SiC-C) (табл. 2). Теплопровідність одержаного композиту є майже на порядок нижчою, а напівширина раманівської лінії – на порядок вищою порівняно зі зразками кераміки на основі AlN, в якій дефекти структури обумовлено, в основному, домішкою кисню. У випадку розчинення SiC в нітриді алюмінію для композиту одержаного вільним спіканням системи AlN-Y₂O₃-16(SiC-C) кількість дефектів у кристалічній ґратці AlN зростає, можливо, більше ніж на порядок, бо до точкових дефектів, обумовлених киснем, додаються дефекти, утворені при розчинення кремнію та вуглецю.

Поглинання мікрохвильової енергії

Залежність коефіцієнта поглинання енергії мікрохвиль L одержаного композиту у діапазоні частот 9,5–10,8 ГГц від вмісту SiC-C у вихідній шихті має лінійний характер в діапазоні концентрацій від 16 до 32 % (за масою) (див.

рис. 6). Беручи це до уваги, можна екстраполювати коефіцієнт поглинання для менших значень концентрації карбіду кремнію (пунктир).

Таблиця 2. Напівширина раманівського піка E_2^{high} і теплопровідність нітриду алюмінію різного генезису

Зразок	Напівширина піка E_2^{high} , cm^{-1}	Теплопровідність, $\text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$	Примітка
Монокристал AlN	50	–	Perlin, 1993
	3	–	Kuball, 2001
Плівка AlN	9,5	–	Sagua, 2002
Вільноспечений	2, 1 (без кисню)	–	McNeil, 1993
полікристалічний AlN	4,7 (2,5 % (ат.) кисню)	–	
Вільноспечений	5,90	185,1	Lee, 2009
з фторидом кальцію	5,82	193,4	
	5,77	200,0	
Вільноспечений без добавок	7,9	110	Lee, 2010
з оксидом ітрію	6,5	240	
Гарячепресований	9,5	53	рис. 5, а
з високотемпературним відпалом (еталонний) полікристалічний AlN			
Вільноспечений	76,2		рис. 5, б
з $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-16(\text{SiC}-\text{C})$.	75,0	35	рис. 5, в
	79,1		рис. 5, г

Отримані апроксимацією дані про відсутність поглинання мікрохвильової енергії в інтервалі концентрацій SiC–C (з розміром зерен 25 нм) від 0 до 10 % (за масою) співвідносяться з даними рентгенофазового аналізу [15], які свідчать про те, що в композиті AlN–SiC з розміром вихідних зерен карбіду кремнію 1–3 мкм в цьому діапазоні концентрацій відсутня окрема фаза карбіду кремнію, яка при спіканні повністю переходить в твердий розчин. Можна вважати, що в даному випадку реалізується такий структурний стан нітриду алюмінію, в якому атоми кремнію та вуглецю перебувають всередині структури, але не утворюють окремих включень електропровідної фази, яка може бути причиною поглинання мікрохвильової енергії у композитах з діелектричною матрицею.

ВИСНОВКИ

Для одержаних вільним спіканням з порошкових композицій AlN–Y₂O₃–(SiC–C) зразків композиту з керамічною матрицею нітриду алюмінію мікрорентгеноструктурним, раманівським аналізом, вимірюванням теплопровідності та затухання мікрохвильової енергії встановлено наявність твердого розчину SiC в AlN і визначено твердість за Віккерсом $HV(147 \text{ Н}) = 10,2\text{--}15,3$ ГПа; теплопровідність 34,6 та 43,7 Вт/(м·К), для зразків з вмістом SiC–C відповідно 16 і 32 % (за масою); поглинання мікрохвильової енергії у смузі частот 9,5–10,8 ГГц рівне 3,0, 7,5 і 11,5 дБ/см при вихідній концентрації SiC–C відповідно 16, 24 і 32 % (за масою).

Свободным спеканием из порошковых композиций $AlN-Y_2O_3$ с добавлением частиц SiC-С размером 50 нм (агломераты 200 нм) получены образцы композита с керамической матрицей нитрида алюминия. Рамановским и микрорентгенофазовым анализами, а также измерением затухания микроволновой энергии и теплопроводности установлено наличие твердого раствора SiC в AlN. Определены основные физико-механические свойства полученных композитов AlN-(SiC-C): твердость, теплопроводность, поглощения микроволновой энергии в полосе частот 9,5–10,8 ГГц.

Ключевые слова: композиты, нитрид алюминия, карбид кремния, микроструктура, рамановская спектроскопия, теплопроводность, поглощения микроволновой энергии.

Samples of composite with ceramic matrix of aluminum nitride have been produced by pressureless sintering of the $AlN-Y_2O_3$ powder compositions with addition of SiC-C particles of size 50 nm (agglomerates of 200 nm). The presence of a SiC solid solution in AlN has been revealed by Raman and X-ray diffraction microanalyses and measurements of microwave energy attenuation and of thermal conductivity. The basic physico-mechanical properties of the resultant AlN-(SiC-C) composites: hardness, thermal conductivity, attenuation of the microwave energy in the frequencies range from 9.5 to 10.8 GHz have been defined.

Keywords: composites, aluminum nitride, silicon carbide, microstructure, Raman spectroscopy, thermal conductivity, attenuation of the microwave energy.

1. Sheppard L. M. Aluminum nitride: a versatile but challenging material // Ceramic Bulletin. – 1990. – **60**. – P. 1801–1812.
2. Hundere A. M., Einarsrud M.-A. Microstructural development in AlN(YF₃) ceramics // J. Eur. Ceram. Soc. – 1997. – **17**. – P. 873–879.
3. Cummings K. A., Risbud S. H. Dielectric materials for window applications // J. Phys. Chem. Solids. – 2000. – **61**. – P. 551–560.
4. Ichimaru H., Pezzotti G. Raman microprobe mapping of residual and bridging stress fields in AlN ceramics // Mater. Sci. Eng.: A. – 2002. – **326**, N 2. – P. 261–269.
5. Lee H.-K., Kim D. K. Defect characterization of high thermal conductivity CaF₂ doped AlN ceramics by Raman spectroscopy // Mod. Phys. Lett. B. – 2009. – **23**, N 31–32. – P. 3869–3876.
6. Herrmann R. Ceramics for hybrid vehicles, solar and wind power systems // Ceram. Forum Int. – 2010. – **86**, N 11–12. – P. E15–E16.
7. Lee H.-K., Kim D. K. Investigation on thermal conductivity of aluminum nitride ceramics by FT-Raman spectroscopy // J. Amer. Ceram. Soc. – 2010. – **93**, N 8. – P. 2167–2170.
8. Jagannadham K., Sharma A. K., Wei Q. et al. Structural characteristics of AlN films deposited by pulsed laser deposition and reactive magnetron sputtering: A comparative study // J. Vac. Sci. Technol. A. – 1998. – **16**, N 5. – P. 2804–2815.
9. Darakchieva V., Paskov P.P., Paskova T. et al. Deformation potentials of the E₁(TO) mode in AlN // Appl. Phys. Lett. – 2002. – **80**, N 13. – P. 2302–2304
10. Sarua A., Kuball M., Van Nostrand J. Deformation potentials of the E₂(high) phonon mode of AlN // Ibid. – 2002. – **81**, N 8. – P. 1426–1428.
11. Kuball M., Hayes J. M., Prins A. D. et al. Raman scattering studies on single-crystalline bulk AlN under high pressures // Ibid. – 2001. – **78**, N 6. – P. 724–726.
12. Kuball M., Hayes J. M., Ying Shi et al. Raman scattering studies on single-crystalline bulk AlN: temperature and pressure dependence of the AlN phonon modes // J. Crystal Growth. – 2001. – **231**. – P. 391–396.
13. Strassbourg M., Senawiratne J., Dietz N. et al. The growth and optical properties of large, high-quality AlN single crystals // J. App. Phys. – 2004. – **96**, N 10. – P. 5870–5876.
14. Senawiratne J., Strassburg V., Dietz N. et al. Raman, photoluminescence and absorption studies on high quality AlN single crystals // Phys. Stat. Sol. (c) – 2005. – **2**, N 7. – P. 2774–2778.
15. Tangen I.-L., Yu Y., Grande T. et al. Preparation and characterization of aluminum nitride-silicon carbide composites // Ceram. Int. – 2004. – **6**. – P. 931–938.
16. McNeil L. E., Grimsditch M., French R. H. Vibrational spectroscopy of aluminum nitride // J. Amer. Ceram. Soc. – 1993. – **76**, N 5. – P. 1132–1136.

17. *Shishonok E. M.* Cubic boron nitride: raman and luminescence investigations, prospects for use in opto- and microelectronics. – 2009. – Minsk: Publishing Center of BSU. – 263 p.
18. *Сербенюк Т. Б., Александрова Л. І., Зайка М. І. и др.* Структура, механічні та функціональні властивості керамічного матеріалу нітрид алюмінію–карбід кремнію // *Сверхтв. материалы.* – 2008. – № 6. – С. 384–391.
19. *Сербенюк Т. Б., Івженко В. В., Свєрдун В. Б. та інші.* Спінання композиційного матеріалу AlN–SiC // *Там само.* – 2006. – № 1. – С. 22–42.
20. *Мухайлык О. О., Gadzira M. P.* Arrangement of C atoms in the SiC–C solid solution // *Acta Cryst.* – 1999. – **B55.** – P. 297–305.
21. *Кузенкова М. О., Дуб С. М., Фесенко І. П., Шмегера Р. С.* Високотемпературний відпал AlN-кераміки // *Сверхтв. материалы.* – 2003. – № 3. – С. 10–15.
22. *Fesenko I., Dub S., Kisly P., Kuzenkova M.* New applications of AlN ceramics // *Powder Metallurgical High Performance Materials: Proc. 16th Int. Plansee Seminar.* – Reutte, Tirol, Austria: Plansee Holding AG, 2005. – Vol. 2. – P. 754–761.
23. *Часнык В. И., Фесенко И. П.* Объемный поглотитель СВЧ-энергии на основе нитрида алюминия и карбида кремния // *Техника и приборы СВЧ.* – 2008. – № 2. – С. 45–47.
24. *Cao Y.G., Chen X. L., Lan Y. C. et al.* Blue emission and Raman scattering spectrum from AlN nanocrystalline powders // *J. Cryst. Growth.* – 2000. – **213.** – P. 198–202.
25. *Lughi V., Clarke D. R.* Defect and stress characterization of AlN films by Raman spectroscopy // *Appl. Phys. Lett.* – 2006. – **89,** art. 241911.
26. *Давидчук Н. К., Гадзыра Н. Ф., Гнесин Г. Г.* Структурообразование композиционной керамики (SiC–C)–Al₂O₃–Y₂O₃ при свободном спекании // *Материаловедение тугоплавких соединений: достижения и проблемы: Материалы межд. конф., Киев, 27–29 мая 2008 г.* – Киев: ИПМ НАНУ, 2008. – С. 141.

Ін-т надтвердих матеріалів
ім. В. М. Бакуля НАН України
Державне підприємство НДІ “Оріон”
Ін-т проблем матеріалознавства
ім. І. М. Францевича НАН України
Ін-т фізики напівпровідників
ім. В. С. Лашкарьова НАН України
Новомосковський ін-т РХТУ
ім. Д. І. Менделєєва, РФ
Підприємство “Фольшtedтдіамант”, ФРН

Надійшла 18.04.14