

УДК 666.7

*С.Г. Положай, О.В. Зайчук, К.М. Сухий, А.Г. Положай***ЩІЛЬНОСПІЧЕНА КАРБІДОКРЕМНІЄВА КЕРАМІКА НА СКЛОКРИСТАЛІЧНІЙ ЗВ'ЯЗЦІ КОРДІЄРИТОВОГО СКЛАДУ**

ДВНЗ «Український державний хіміко-технологічний університет», м. Дніпро, Україна

Висока щільність карбідокремнієвої кераміки є обов'язковою умовою для одержання матеріалів з високою міцністю. Перспективною технологією виготовлення таких матеріалів при порівняно невисоких температурах є використання склокристалічних зв'язок. В статті наведені результати досліджень керамічних матеріалів на основі карбіду кремнію з використанням як склов'язки скла в псевдопотрійній системі $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$. Склад скла відповідає потрійній евтектиці з температурою 1365°C , яка знаходиться на стику полів первинної кристалізації, де однією з фаз є кордієрит. Визначено, що для одержання щільноспеченої кераміки необхідно проводити механоактивацію компонентів сировинної суміші. При цьому найбільш раціональне співвідношення між SiC наповнювачем і склов'язкою, що забезпечує максимальний показник механічної міцності на стискання (до 700 МПа), становить 60:40. Встановлено, що кристалізація склов'язки має визначальне значення для визначення температури формування щільних карбідокремнієвих матеріалів. Ущільнення відбувається за рахунок руху під впливом теплових коливань дисперсних часток карбіду кремнію в розм'якшеному склорозплаві. Подальший процес тонкодисперсної кристалізації склов'язки при охолодженні під час випалу забезпечує зміцнення структури синтезованих матеріалів. Запропонований комплексний підхід до інтенсифікації процесу спікання є перспективним для одержання міцної карбідокремнієвої кераміки з низькими температурами синтезу (до 1600°C). Достатньо високі показники міцності дослідної кераміки забезпечать її конкурентоспроможність щодо традиційних матеріалів, у тому числі тих, що застосовуються як зносо- і ударостійкі.

Ключові слова: карбідокремнієва кераміка, карбід кремнію, кордієрит, склоподібна фаза, спікання, кристалізація, мікроструктура.

DOI: 10.32434/0321-4095-2023-150-5-98-105

Вступ

Одним з пріоритетних завдань матеріалознавства є розробка енергоефективних технологій одержання керамічних матеріалів з підвищеними показниками міцності, зносо- і ударостійкості. Існуючі технології одержання високоміцних матеріалів, в першу чергу, засновані на високотемпературному спіканні безкисневих сполук, таких як карбід кремнію (SiC), карбід бору (B_4C) та нітрид кремнію (Si_3N_4). Температури спікання зазначених видів безкисневої кераміки знаходяться в межах $1800-2200^\circ\text{C}$ [1]. Крім високих температур спікання для досягнення високих показників

міцності додатково використовують різні технологічні прийоми, такі як введення нановолокон, гаряче пресування, спікання під тиском тощо [2–4]. У цьому випадку можуть бути досягнуті високі показники міцності керамічних матеріалів. Однак кожен з таких способів має низку технологічних обмежень: складність процесу, енергоємність, неможливість одержання складних форм.

Традиційно для зниження температури спікання в склади мас безкисневих керамічних матеріалів як активуючі добавки вводять оксиди металів: MgO , Al_2O_3 , Y_2O_3 тощо [5,6]. Однак такі

© С.Г. Положай, О.В. Зайчук, К.М. Сухий, А.Г. Положай, 2023



This article is an open access article distributed under the terms and conditions of the Creative Commons Attribution (CC BY) license (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).

Sergii Polozhaj, Oleksandr Zaichuk, Kostyantyn Sukhyy, Andrii Polozhaj

добавки не дозволяють знизити температуру спікання безкисневої кераміки нижче 1800°C. Для виробництва зносостійких керамічних матеріалів на основі карбіду кремнію з показниками міцності понад 400 МПа встановлено ефективну дію натрій-кальцій-алюмосилікатного (NCAS) скла в кількості 47–50 мас.%. Температура спікання таких склокерамічних матеріалів була в діапазоні 1150–1200°C [7]. Процес спікання при використанні NCAS склозв'язки полягає у змочуванні і переміщенні частинок карбіду кремнію в розм'якшеній склофазі під дією власних теплових коливань. Для досягнення високих показників міцності кераміки, яка одержана за таким механізмом спікання, видається раціональним використання в якості склозв'язки скла, здатного у процесі кристалізації утворювати високоміцні кристалічні фази. Такі кристалічні фази будуть армувати склоподібну фазу, яка займає проміжки між частинками SiC, і забезпечить підвищення показників міцності керамічних матеріалів. Для отримання ефективних склозв'язок може бути використана алюмосилікатна система MgO–Al₂O₃–SiO₂ (MAS). У MAS системі існують порівняно низькотемпературні потрійні евтектики в інтервалі 1345–1365°C. Такі потрійні евтектики знаходяться на стику полів первинної кристалізації, де однією з фаз є кордієрит [8]. Склокристалічні матеріали кордієритового складу [9] відрізняються вищими показниками міцності порівняно зі склокристалічними матеріалами, одержаними на основі інших алюмосилікатних систем [10–12].

Враховуючи вищевикладене, метою роботи було дослідження впливу склозв'язки евтектичного складу псевдопотрійної системи MgO–Al₂O₃–SiO₂ на процеси спікання, мікроструктуру і властивості карбідокремнієвої кераміки. Виявлення перспективних складів і найбільш раціональних технологічних параметрів низькотемпературного отримання карбідокремнієвої склокераміки дасть можливість значно спростити технологію і знизити енергетичні витрати на отримання даного виду матеріалів. Високі показники міцності та зносостійкості керамічних матеріалів забезпечать їх конкурентоспроможність щодо традиційних матеріалів, у тому числі тих, що застосовуються для виготовлення бронееlementів.

Матеріали і методи досліджень

Для отримання карбідокремнієвої склокераміки як наповнювач використовували «чорний» карбід кремнію марки F600 виробництва Запорізького абразивного комбінату. Як скло-зв'язку використовували скло, одержане у псевдопотрійній

системі MgO–Al₂O₃–SiO₂. Склад скла відповідав евтектичному складу, мас. %: MgO 25,7; Al₂O₃ 22,8; SiO₂ 51,5. Додаткове введення в MAS систему B₂O₃ (10 мас.ч. понад 100 мас.%) забезпечує зниження температури варіння MABS скла. При цьому не відбувається змін у мінералогічному складі під час кристалізації скла [13]. Варіння скла проводили в електричній печі опору з карбідокремнієвими нагрівачами в середовищі повітря при температурі 1400°C з витримуванням на гомогенізацію протягом 1 год. Для варіння використовували корундові тиглі.

Проведені вимірювання показали, що температурний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) MABS скла дорівнює $51,5 \cdot 10^{-7}$ град⁻¹. MABS скло характеризується високим ступенем кристалізації з виділенням фаз відповідно до вершин елементарного трикутника (кордієрит–форстерит–кліноенстатит), в якому на діаграмі стану знаходиться склад евтектики з температурою 1365°C [9]. ТКЛР закристалізованого скла становить $27,3 \cdot 10^{-7}$ град⁻¹.

Шихти для одержання дослідних матеріалів готували двох типів. У першому варіанті попередньо розмелене до розміру близько 10 мкм скло (контроль з використанням оптичної мікроскопії), змішували на суху з порошком карбіду кремнію F600 протягом 1 хв в планетарному млині. У другому випадку шихти з порошоків карбіду кремнію F600 і дослідного скла піддавали спільному мокрому помелу в планетарному млині до розміру частинок близько 2,0 мкм, що відповідало питомій поверхні 10000 см²/г. Як у випадку приготування шихти першим, так і за другим способом надалі готували прес-порошок з вологістю 8–9%. Формували зразки циліндричної форми d=h=15 мм на гідравлічному пресі одностороннім пресуванням під тиском 900 кг/см².

При здійсненні експериментальних досліджень були використані стандартні методики для визначення властивостей карбідокремнієвої кераміки. Відкриту пористість (P) і уявну щільність (ρ) зразків вимірювали методом насичення з подальшим зважуванням у повітрі і воді. Відносні зміну лінійних розмірів зразків (Δl) визначали шляхом вимірювання початкового (спресованого) і кінцевого (після випалювання) розмірів керамічних зразків за допомогою мікрометра. Межу міцності на стискання (δ_{ст}) визначали на зразках циліндричної форми (d=h=12–15 мм) за допомогою гідравлічного преса. ТКЛР у діапазоні 20–400°C вимірювали на кварцовому вертикальному дилатометрі при швидкості нагріву 15°C/хв. Міне-

ралоґічний склад кераміки визначали за допомогою рентгенофазового аналізу (РФА) на дифрактометрі Philips APD-15 в Co-K α випромінюванні. Оптико-мікроскопічні дослідження зразків у дисперсіях, аншлифах і в зламі здійснювали на оптичному мікроскопі NU-2.

Результати та обговорення

Для одержання керамічних матеріалів підвищеної міцності необхідно сформувати у них щільну структуру з мікросталічною будовою. Як наповнювач використовували карбід кремнію марки F600 з показником $D_{50}=9,3$ мкм. Склозв'язку вводили до складу дослідної кераміки в кількості 10–50 мас.%, що передбачало одержання матеріалів з різною мікроструктурою. Зразки кераміки спікали в температурному інтервалі 1250–1550°C. Графічні залежності зміни властивостей зразків карбідокремнієвої кераміки, випаленої при різних температурах, від вмісту MABS скла надані на рис. 1.

Експериментально встановлено, що MABS скло, введене в кількості 10–50 мас.%, при температурах 1250°C і 1400°C не забезпечує задовільне спікання карбідокремнієвої кераміки на основі SiC марки F600. Уявна щільність одержаних зразків становить 1,6–2,0 г/см 3 (рис. 1,а), відкрита пористість 25–41% (рис. 1,б). При цьому зразки кераміки практично не зазнають усадки при температурі 1250°C і навіть збільшуються в розмірі при температурі 1400°C (рис. 1,в). Міцність на стискання має мінімальні значення і не перевищує 35–40 МПа при максимальному вмісті склозв'язки 50 мас.% (рис. 1,г).

Мікроструктура зразків кераміки, синтезованих на основі порошків карбиду кремнію марки F600 при температурах 1250°C і 1400°C, також носить подібний характер, що видно з мікрофотографій зразків з вмістом склозв'язки 40 мас.% (рис. 2,а,б). Текстура матеріалу пориста, наявність розвиненої склофази не спостерігається. Частин-

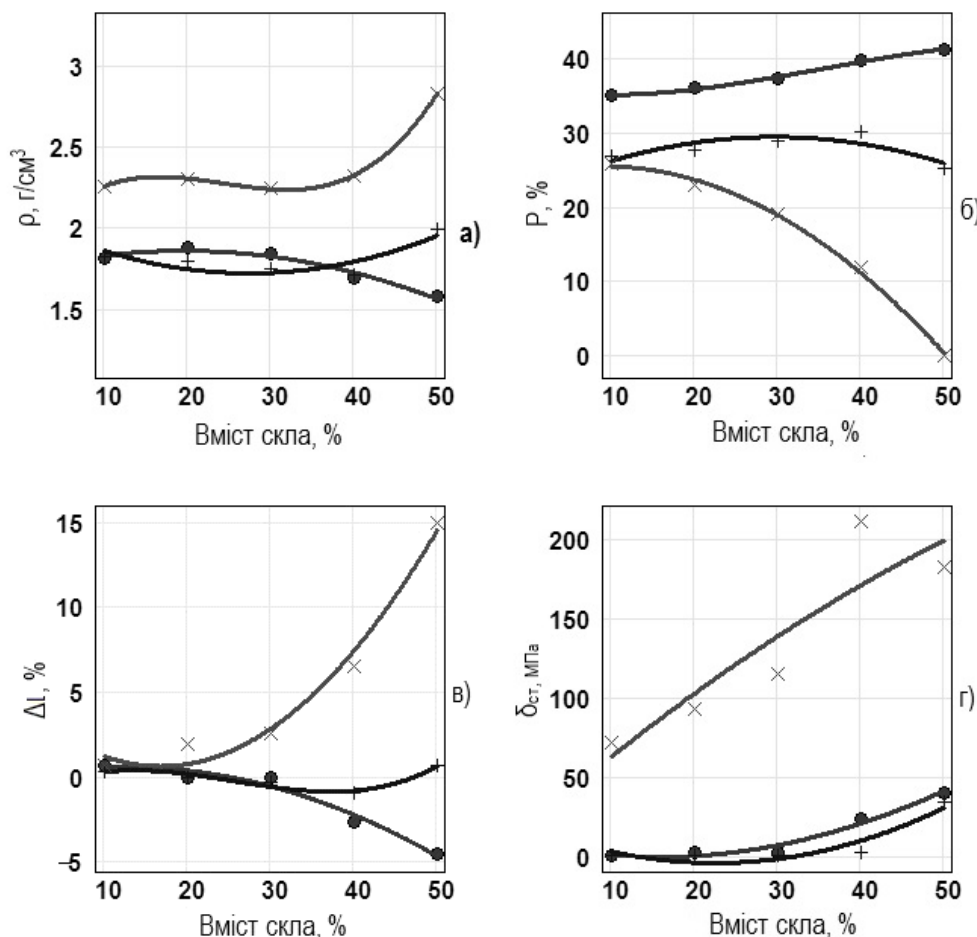


Рис. 1. Вплив вмісту скла на властивості карбідокремнієвої кераміки: а – уявної щільності, б – відкритої пористості, в – лінійної усадки, г – межі міцності на стискання при різних температурах спікання:

(+) 1250°C; (•) 1400°C; (x) 1550°C

ки карбіду кремнію, склофаза та продукти її кристалізації зв'язані між собою слабо. Розмір кристалів, що виділяються з склофази, не перевищує розміру частинок карбіду кремнію (≈ 10 мкм).

Високий ступінь спікання зразків кераміки ($\Delta l=14,9\%$, $P=0,1\%$, $\rho=2,81$ г/см³) було досягнуто лише при температурі випалу 1550°C (рис. 1). При цьому для зразків кераміки, що містить 40–50 мас.% MABS скла, характерна підвищена усадка (рис. 1,а). Після спікання при температурі 1550°C на мікрофотографії зразків кераміки (рис. 2,в) добре проглядається розвинена склофаза, в якій достатньо рівномірно розподілена оксидна фаза. За допомогою склофази достатньо міцно з'єднані між собою і часточки карбіду кремнію. Пористість матеріалу закрита, з порами переважно заокругленої форми. Їх розмір не перевищує 50 мкм.

За результатами рентгенофазового аналізу

дослідних керамічних матеріалів (рис. 3) можна зробити висновок, що більша частина оксидної складової після випалу перебуває у кристалічному стані. Про це свідчить відсутність аморфного гало на рентгенограмах. Кристалічна фаза, крім SiC, переважно представлена кордієритом ($\text{Mg}_2\text{Al}_4\text{Si}_5\text{O}_{18}$).

В роботі [7] показано, що формування щільних дисперсно зміцнених карбідокремнієвих матеріалів при використанні NCAS склосв'язок відбувається в інтервалі в'язкості $\lg\eta=2,5-2,6$ Па·с. Розрахункова ж в'язкість ($\lg\eta$) при 1250°C для MABS скла становить лише 2,42 Па·с, що більш ніж достатньо для спікання. Ймовірно інтенсивна кристалізація склофази в процесі випалу відбувається вже при нагріванні, яке відбувалось повільно зі швидкістю $5^\circ\text{C}/\text{хв}$. При цьому розмір кристалів, які утворились, можна порівняти з розмірами кристалів карбіду кремнію. В про-

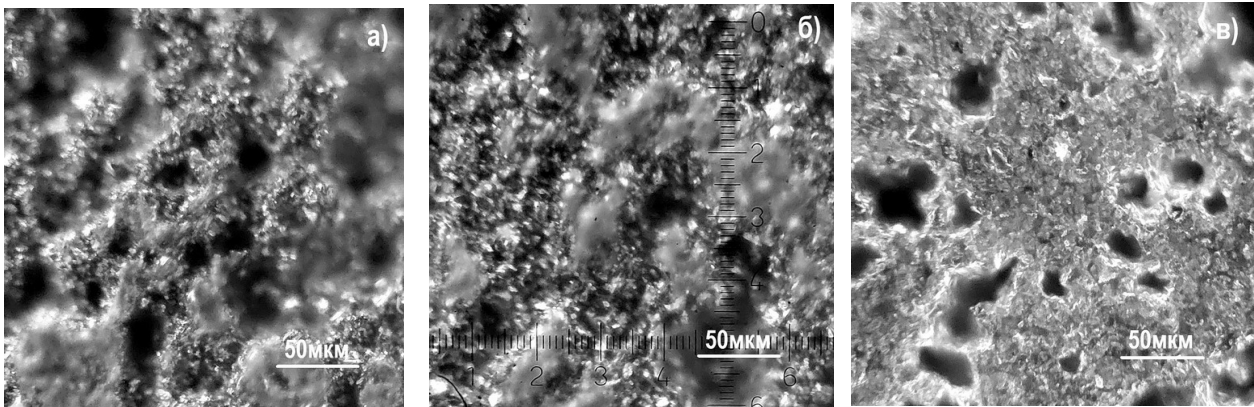


Рис. 2. Мікроструктура кераміки зі співвідношенням SiC:скло=50:50 після спікання при температурах: 1250°C (а), 1400°C (б) і 1550°C (в)

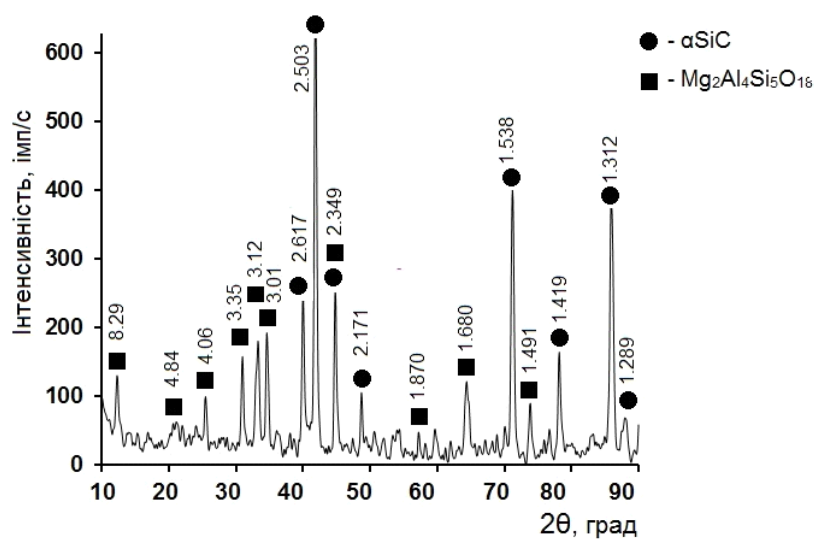


Рис. 3. Рентгенограма кераміки зі співвідношенням SiC:скло=50:50, спеченої при температурі 1400°C

цесі кристалізації склофази значно зменшується кількість активного розплаву, тому процес спікання при температурах 1250°C і 1400°C здійснюється лише за допомогою залишкової склоподібної фази, збагаченої V_2O_5 . При її малій кількості процес спікання за механізмом перерозподілу дисперсних частинок у розплаві не реалізується [7]. Крім того, процесу спікання протидіє кристалізаційний тиск, що створюється під час зростання кристалів. Цей тиск розпушує структуру дослідних зразків.

При температурі спікання 1550°C відбувається інконгруентне плавлення кордієриту [13,14]. В результаті кількість активної рідкої фази стає достатньою для реалізації механізму ущільнення зерен карбіду кремнію за рахунок теплових коливань у розплаві. Як наслідок, кераміка спікається і ущільнюється, відповідно підвищуються показники міцності керамічного матеріалу, який одержано (рис. 1,г). Максимальне значення $\sigma_{сж}$ спостерігається при вмісті склозв'язки 40 мас.%. Зниження міцності зразків при вмісті склозв'язки 50 мас.% може бути пов'язане з її відносним

надлишком. Кераміка стає більш щільною, але збільшуються проміжки між зернами карбіду кремнію заповнені MABS фазами, що призводить до послаблення загальної будови матеріалу. Враховуючи вищевикладене, для подальших досліджень було обрано склад зі співвідношенням наповнювач:склозв'язка=60:40.

Відомо [15], що зі зменшенням розміру частинок матеріалу збільшується його поверхнева енергія, що обумовлює підвищення схильності до спікання. Тому ми проводили механоактивацію компонентів сировинних сумішей (карбіду кремнію і MABS скла) шляхом мокрого помелу в планетарному млині.

Для карбідокремнієвої кераміки, яка одержана на основі тонкомелених порошоків, відзначений високий ступінь спікання вже після випалу при температурах 1250°C і 1400°C. Лінійна усадка керамічних зразків складала 11,1% і 12,4%, відповідно (рис. 4,а), що може свідчити про значне взаємне переміщення частинок карбіду кремнію в склозв'язці. Подальше підвищення температури випалу до 1550°C практично не викликає зміни

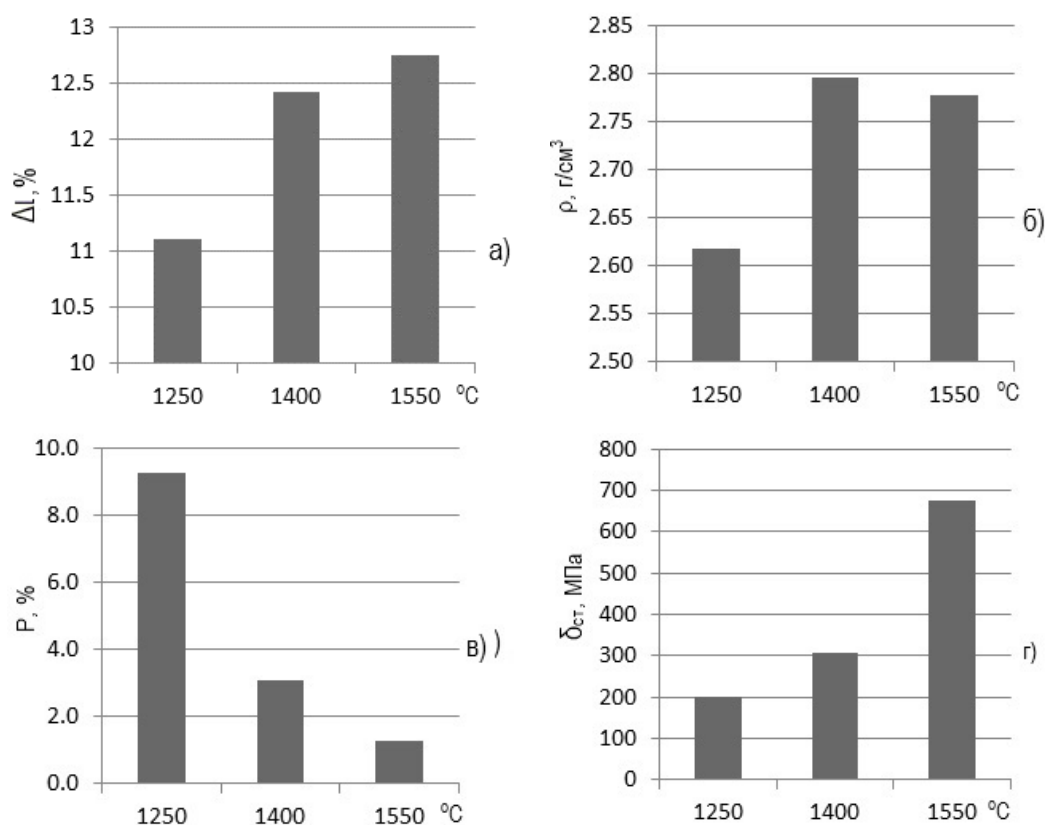


Рис. 4. Вплив температури спікання на властивості карбідокремнієвої кераміки: а – лінійної усадки; б – уявної щільності; в – відкритої пористості; г – межі міцності на стискання. Кераміка одержана з тонкомолотих шихт (SiC:скло=60:40)

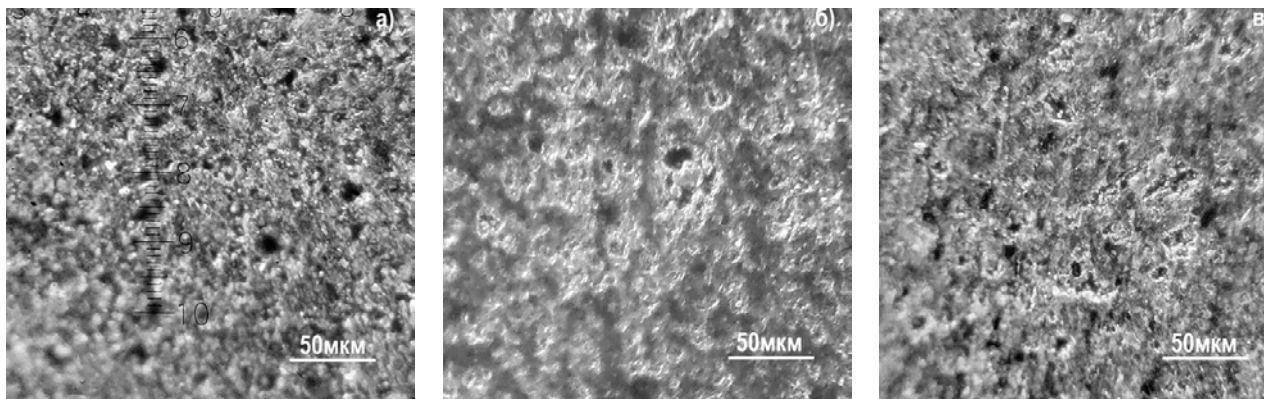


Рис. 5. Мікроструктура зразків карбідокремнієвої кераміки на основі тонкомолотих шихт (SiC:скло=60:40) після випалу при температурах: 1250°C (а); 1400°C (б) і 1550°C (в)

лінійної усадки керамічних зразків. При цьому відкрита пористість знижується до 1,3% і істотно зростає показник міцності на стискання до 680 МПа (рис. 4,г).

Мікроструктура зразків карбідокремнієвої кераміки, одержаної на основі тонкодисперсних порошоків SiC і склозв'язки, більш щільна і зв'язана (рис. 5). З фото (рис. 5,а) видно, що частинки карбиду кремнію зв'язані між собою в досить щільну структуру вже при температурі 1250°C. У той же час, в матеріалі залишається досить велика кількість пор. Крім того, присутні видимі в оптичний мікроскоп кристали розміром 2–4 мкм, що виділяються в процесі кристалізації склозв'язки. Після випалу при температурі 1400°C характер мікроструктури кераміки більш щільний, видимої кристалізації склофази не відмічено, пористість знижується (рис. 5,б). Підвищення температури випалу до 1550°C не приводить до видимих змін мікроструктури кераміки. Результати визначення мікроструктури зразків дослідної кераміки узгоджуються з показниками їх уявної щільності. Уявна щільність дослідних зразків після випалу при температурах 1400°C і 1550°C практично однакова (рис. 4,б), а відкрита пористість незначна, менше 1–3% (рис. 4,в).

Таким чином, можна зробити висновок, що при використанні тонкомелених порошоків SiC і склозв'язки особливістю процесу спікання є те, що в процесі кристалізації утворюються кристали, розмір яких співставний з вихідним розміром часток скла (близько 2 мкм). Це полегшує їх розчинення в залишковій склофазі вже при температурі 1250°C. Збільшеної кількості склофази стає достатньо для спікання і зміцнення зразків. При температурі 1400°C досягається практично повне спікання. Подальше збільшення температури спікання до 1550°C приводить до збільшення

міцності зразків, що вірогідно пов'язано з остаточним завершенням процесів розчинення кристалічних фаз, та завершенням процесів формування стабільної будови керамічного матеріалу.

Висновки

Одержано низькотемпературну (температура спікання 1550°C) карбідокремнієву кераміку з високим ступенем спікання. Такі результати були досягнуті за рахунок введення як склозв'язки скла евтектичного складу в псевдопотрійній системі MgO–Al₂O₃–SiO₂, а також механоактивації компонентів сировинної суміші. Найбільш раціональне співвідношення між SiC наповнювачем і склозв'язкою, що забезпечує максимальні значення міцності при стисканні (до 680 МПа), становить 60:40. Встановлено, що кристалізація склозв'язки відіграє визначальну роль для визначення температури формування щільних карбідокремнієвих матеріалів.

Запропонований комплексний підхід до інтенсифікації процесу спікання є перспективним для одержання міцної карбідокремнієвої кераміки з низькими температурами синтезу. Достатньо високі показники міцності дослідної кераміки забезпечать її конкурентоспроможність щодо традиційних матеріалів, у тому числі тих, що застосовуються як зносо- і ударостійкі.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Гаршин А.П., Кулик В.И., Нилов А.С. Ударопрочные материалы на основе технической керамики: достижения и перспективы повышения их баллистической эффективности // Новые огнеупоры. – 2016. – №4. – С.53-67.
2. Progress and challenges towards additive manufacturing of SiC ceramic / He R., Zhou N., Zhang K., et al. // J. Adv. Ceram. – 2021. – Vol.10. – P.637-674.

3. *Preparation and anisotropic properties of textured structural ceramics: a review* / Zhang Z., Duan X., Qiu B., et al. // *J. Adv. Ceram.* – 2019. – Vol.8. – P.289-332.

4. *Advances in ultra-high temperature ceramics, composites, and coatings* / Ni D., Cheng Y., Zhang J., et al. // *J. Adv. Ceram.* – 2022. – Vol.11. – P.1-56.

5. *Perevislov S.N., Tomkovich M.V., Lysenkov A.S.* Silicon carbide liquid-phase sintering with various activating agents // *Refract. Ind. Ceram.* – 2019. – Vol.59. – No. 5. – P. 522-527.

6. *Gubernat A., Stobierski L., Labaj P.* Microstructure and mechanical properties of silicon carbide pressureless sintered with oxide additives // *J. Eur. Ceram. Soc.* – 2007. – Vol.27. – No. 2/3. – P.781-789.

7. *Положай С.Г., Шматько Т.Ю.* Влияние содержания стеклосвязки на спекание карбидокремниевой керамики // *Огнеупоры и техническая керамика.* – 2006. – № 11. – С.6-7.

8. *Gasparik T.* System MgO–Al₂O₃–SiO₂ // *Phase diagrams for geoscientists.* – New York: Springer. – 2014.

9. *Aspects of development and properties of densely sintered of ultra-high-frequency radio-transparent ceramics of cordierite composition* / Zaichuk A, Amelina A, Kalishenko Y, Hordieiev Y, Saltykov D., Sribniak N., et al. // *J. Korean Ceram. Soc.* – 2021. – Vol.58. – P.483-494.

10. *Synthesis and characteristic of celsian ceramics with the use of glass in the system Li₂O–Al₂O₃–B₂O₃–SiO₂.* / Zaichuk A.V., Amelina A.A., Hordieiev Yu.S., Kalishenko Y.R., Sribniak N.N. // *Funct. Mater.* – 2020. – Vol.27. – No. 4. – P.827-835.

11. *Patterns in the synthesis processes, the microstructure and properties of strontium-anorthite ceramics modified by glass of spodumene composition* / Zaichuk O., Amelina A., Hordieiev Y., Kalishenko Y., Sribniak N., Halushka S., et al. // *East. Eur. J. Enterprise Technol.* – 2020. – Vol.6. – No. 6(108). – P.15-26.

12. *Исследования в области получения новых стеклокристаллических и керамических материалов на основе системы MgO–Al₂O₃–SiO₂* / Коледа В.В., Белый Я.И., Положай С.Г. и др // *Вопр. химии и хим. технол.* – 2000. – № 2. – С.56-59.

13. *Stoch L., Lelatko J.* Mechanisms of crystal structure organization in magnesium aluminosilicate glass: HREM and analytical study // *Glass Technol. Eur. J. Glass Sci. Technol.* – 2008. – Part A. – № 4. – P.183-188.

14. *Pilate P., Delobel F.* Low thermal expansion ceramic and glass-ceramic materials // *Encyclopedia of materials: technical ceramics and glasses.* – 2021. – No. 2. – P.47-58.

15. *Исследование влияния условий помола сырьевой смеси на свойства карбидокремниевой стеклокерамики* / Белый Я.И., Коледа В.В., Кольцова Я.И. и др. // *Вопр. химии и хим. технол.* – 1999. – № 2. – С.23-24.

DENSELY SINTERED CARBIDE-SILICON CERAMICS ON A GLASS-CRYSTAL BINDER OF CORDIERITE COMPOSITION

Sergii Polozhaj *, *Oleksandr Zaichuk*, *Kostyantyn Sukhyy*, *Andrii Polozhaj*

Ukrainian State University of Chemical Technology, Dnipro, Ukraine

* e-mail: s.polozhaj@gmail.com

The high density of silicon carbide ceramics is a prerequisite for obtaining materials with high strength. A promising technology for preparation of such materials at relatively low temperatures is the use of glass crystal bonds. The paper presents the results of studies on ceramic materials based on silicon carbide using glass in the pseudoternary system MgO–Al₂O₃–SiO₂ as a glass binder. The composition of the glass corresponds to a ternary eutectic with a temperature of 1365°C, which is located at the boundary of the primary crystallization fields, where one of the phases is cordierite. It has been determined that it is necessary to mechanically activate the components of the raw material mixture to obtain densely sintered ceramics. In this case, the most rational ratio between SiC filler and glass binder, which provides the maximum mechanical compressive strength (up to 700 MPa), is 60:40. It has been established that the crystallization of the glass binder plays a decisive role in determining the formation temperature of dense silicon carbide materials. The compaction occurs due to the movement of dispersed silicon carbide particles in the softened glass melt under the influence of thermal vibrations. The subsequent process of fine-dispersed crystallization of the glass binder during cooling during firing provides strengthening of the structure of the synthesized materials. The proposed integrated approach to the intensification of the sintering process is promising for obtaining durable silicon carbide ceramics with low synthesis temperatures (up to 1600°C). A sufficiently high strength of the experimental ceramics will ensure its competitiveness with respect to traditional materials, including those used as wear and impact resistant.

Keywords: silicon carbide ceramics; silicon carbide; cordierite; glassy phase; sintering; crystallization; microstructure.

REFERENCES

1. Garshin AP, Kulik VI, Nilov AS. Udaroprochnye materialy na osnove tekhnicheskoi keramiki: dostizheniya i perspektivy povysheniya ikh ballisticheskoi effektivnosti [Impact-resistant materials based on technical ceramics: achievements and prospects for increasing their ballistic efficiency]. *Novye Ogneupory.* 2016; (4): 53-67. (in Russian).

2. He R, Zhou N, Zhang K, Znan X, Zhang L, Wang W, et al. Progress and challenges towards additive manufacturing of SiC ceramic. *J Adv Ceram.* 2021; 10: 637-674. doi: 10.1007/s40145-021-0484-z.

3. Zhang Z, Duan X, Qiu B, Yang Z, Cai D, He P, et al. Preparation and anisotropic properties of textured structural ceramics: a review. *J Adv Ceram.* 2019; 8: 289-332. doi: 10.1007/s40145-019-0325-5.

4. Ni D, Cheng Y, Zhang J, Liu JX, Zou J, Chen B, et al. Advances in ultra-high temperature ceramics, composites, and coatings. *J Adv Ceram.* 2022; 11: 1-56. doi: 10.1007/s40145-021-0550-6.

Надійшла до редакції 13.06.2023

5. Perevislov SN, Tomkovich MV, Lysenkov AS. Silicon carbide liquid-phase sintering with various activating agents. *Refract Ind Ceram*. 2019; 59: 522-527. doi: 10.1007/s11148-019-00265-6.
6. Gubernat A, Stobierski L, Labaj P. Microstructure and mechanical properties of silicon carbide pressureless sintered with oxide additives. *J Eur Ceram Soc*. 2007; 27: 781-789. doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2006.04.009.
7. Polozhaj SG, Shmat'ko TJu. Vliyanie sodержaniya steklosvyazki na spekanie karbidokremnievoi keramiki [Effect of glass binder content on sintering of silicon carbide ceramics]. *Ogneupory i Tehnicheskaya Keramika*. 2006; (11): 6-7. (in Russian).
8. Gasparik T. System MgO–Al₂O₃–SiO₂. In: *Phase diagrams for geoscientists*. New York, NY: Springer; 2014. p. 33-79. doi: 10.1007/978-1-4614-5776-3_3.
9. Zaichuk A, Amelina A, Kalishenko Y, Hordieiev Y, Saltykov D., Sribniak N, et al. Aspects of development and properties of densely sintered of ultra-high-frequency radio-transparent ceramics of cordierite composition. *J Korean Ceram Soc*. 2021; 58: 483-494. doi: 10.1007/s43207-021-00125-5.
10. Zaichuk AV, Amelina AA, Hordieiev YuS, Kalishenko YR, Sribniak NN. Synthesis and characteristic of celsian ceramics with the use of glass in the system Li₂O–Al₂O₃–B₂O₃–SiO₂. *Funct Mater*. 2020; 27(4): 827-835. doi: 10.15407/fm27.04.827.
11. Zaichuk O, Amelina A, Hordieiev Y, Kalishenko Y, Sribniak N, Halushka S, et al. Patterns in the synthesis processes, the microstructure and properties of strontium-anorthite ceramics modified by glass of spodumene composition. *East Eur J Enterprise Technol*. 2020; 6(6(108)): 15-26. doi: 10.15587/1729-4061.2020.216754.
12. Koleda VV, Belyj JaI, Polozhaj SG. Issledovaniya v oblasti polucheniya novykh steklokristallicheskih i keramicheskikh materialov na osnove sistemy MgO–Al₂O₃–SiO₂ [Research in the field of obtaining new glass-crystalline and ceramic materials based on the MgO–Al₂O₃–SiO₂ system]. *Voprosy Khimii i Khimicheskoi Tekhnologii*. 2000; (2): 56-59. (in Russian).
13. Stoch L, Lelatko J. Mechanisms of crystal structure organisation in magnesium aluminosilicate glass: HREM and analytical study. *Glass Technol Eur J Glass Sci Technol*. 2008; 49(4): 183-188.
14. Pilate P, Delobel F. Low thermal expansion ceramic and glass-ceramic materials. In: *Encyclopedia of materials: technical ceramics and glasses*. 2021; 2: 47-58. doi: 10.1016/B978-0-12-818542-1.00048-5.
15. Belyj JaI, Koleda VV, Kol'tcova JaI. Issledovanie vlijaniya uslovii pomola syr'evoi smesi na svoistva karbidkremnievoi steklokeramiki [Study of the influence of grinding conditions of the raw mixture on the properties of silicon carbide glass ceramics]. *Voprosy Khimii i Khimicheskoi Tekhnologii*. 1999; (2): 23-24. (in Russian).