


Міністерство освіти і науки України  
Харківський національний університет імені В. Н. Каразіна

Навчально-науковий інститут «Фізико-технічний факультет»  
Кафедра матеріалів реакторобудування та фізичних технологій

*До захисту допущено*

*кафедрою матеріалів реакторобудування та фізичних технологій,  
протокол № 5 / 2025-2026 від 15 грудня 2025 р.*


завідувач кафедри  Сергій ЛИТОВЧЕНКО  
(підпис) (ім'я, прізвище)

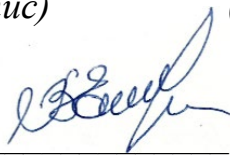
*«15» грудня 2025 р.*

Кваліфікаційна робота  
здобувача другого магістерського рівня вищої освіти

Дослідження механічних властивостей композитних керамік SiC – TiC  
Research on the mechanical properties of SiC–TiC composite ceramics

Спеціальність (спеціалізація) 105 - прикладна фізика та наноматеріали  
Освітня програма «Прикладна фізика»

Виконавець  Максим ЛИТВИНЕНКО  
(підпис) (ім'я, прізвище)

Науковий керівник  Володимир ЧИШКАЛА  
(підпис) (ім'я, прізвище)

## АНОТАЦІЯ

Серед широкого ряду сучасних високоефективних матеріалів для екстремальних умов використання карбід кремнію займає особливе місце. Ці матеріали не мають найбільшій твердості, зносостійкості, теплостійкості і інші властивості, але вони близькі до цих значень і вартість цих матеріалів значно менше вартості матеріалів з найкращими властивостями. Відомо також, що застосування нанопорошків значно знижує параметри спікання та покращує фізичні та механічні характеристики більшості відомих матеріалів, але у такому випадку кінцева вартість наноматеріалів одночасно значно підвищується. До того ж у разі широкого використання нанопорошків для отримання промислових партій виробів необхідно мати великі партії нанопорошків виробництва різних (окрім Китаю) компаній.

Тому метою цієї роботи було дослідження спікання матеріалів на основі карбиду кремнію з мікрометричних порошків методом електроконсолідації при температурах до 2000 °С, тиску 45 МПа і з часом витримки до 45 хвилин. Було встановлено, що додавання до 4 0% порошку карбиду титану до карбиду кремнію приводить до зменшення поруватості композитів з ~30 % до практично безпоруватого стану, твердість при цьому значно збільшувалась до 21,5 ГПа, а тріщиностійкість збільшувалась від 2,9 до 6,1 МПа\*м 0,5. Підвищення температури електроконсолідації з 1900 °С до 2000 °С призводить до підвищення твердості композиту на 30 % , а подовження часу витримки з 30 хвилин до 45 хвилин призводить до зниження як тріщиностійкості, так і твердості матеріалу.

Ключові слова: карбід кремнію, SiC, легування, карбід титану, TiC, електроконсолідація, кераміка, порошок, оптимізація виробництва.

## ABSTRACT

Among the wide range of modern high-performance materials intended for extreme operating conditions, silicon carbide occupies a special position. Although these materials do not exhibit the absolute highest values of hardness, wear resistance, thermal stability, and other properties, they approach them closely while remaining significantly more cost-effective than materials with superior characteristics. It is also well known that the use of nanopowders substantially reduces sintering parameters and improves the physical and mechanical properties of most known materials; however, in such cases, the final cost of nanomaterials increases markedly. Furthermore, large batches of nanopowders from various manufacturers (other than China) would be required for large-scale industrial production, which complicates their widespread use.

Therefore, the aim of this work was to study the sintering behavior of silicon-carbide-based materials produced from micrometer-sized powders by the method of electroconsolidation at temperatures up to 2000 °C, under a pressure of 45 MPa, and with holding times up to 45 minutes. It was established that the addition of up to 40 wt% titanium carbide powder to silicon carbide leads to a reduction in composite porosity from approximately 30% to an almost fully densified state. At the same time, hardness increased significantly to 21.5 GPa, and fracture toughness improved from 2.9 to 6.1 MPa·m<sup>0.5</sup>. Increasing the electroconsolidation temperature from 1900 °C to 2000 °C resulted in a 30% increase in composite hardness, whereas extending the holding time from 30 to 45 minutes caused a decrease in both fracture toughness and hardness.

Keywords: silicon carbide, SiC, doping, titanium carbide, TiC, electroconsolidation, ceramics, powder, manufacturing optimization.

## ЗМІСТ

ВСТУП.....	5
РОЗДІЛ 1 ОГЛЯД ЛІТЕРАТУРИ.....	7
1.1. Структура карбіду кремнія.....	7
1.2. Методи отримання карбіду кремнія.....	9
1.2.1. Метод Ачесона.....	9
1.2.2. Хімічне осадження з газової фази.....	11
1.2.3. Метод Лелі.....	12
1.2.4 Золь-Гель метод.....	14
1.3. Методи покращення механічних властивостей кераміки за рахунок додавання легуючих матеріалів.....	17
РОЗДІЛ 2 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА.....	22
2.1. Матеріали та методи.....	22
2.2. Мікроструктура зразків SiC–TiC.....	26
2.3. Механічні властивості отриманих зразків SiC – TiC.....	31
ВИСНОВКИ.....	36
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	37

## ВСТУП

У сучасній промисловості дедалі більшої ваги набуває проблема створення матеріалів, здатних працювати в умовах, де традиційні конструкційні речовини вичерпують свій ресурс. Прискорення темпів зростання науково-технічного прогресу, ускладнення технологічних процесів та посилення вимог до надійності обладнання зумовлюють потребу у матеріалах, що не лише забезпечують тривалий термін експлуатації, а й мінімізують витрати на ремонти та простой виробництва. На фоні цього зростає інтерес до сполук, які поєднують високу термостійкість, хімічну інертність та механічну міцність, утворюючи основу для новітніх технологій у різних секторах народного господарства.

Одним із таких матеріалів є карбід кремнію (SiC) — керамічна сполука, яка відзначається особливою твердістю, стійкістю до зношування та здатністю зберігати структуру і високі механічні властивості при температурах понад 1400–1600 °C. Завдяки цим властивостям карбід кремнію розглядають не просто як альтернативу традиційним конструкційним матеріалам, а як базовий компонент для створення обладнання, що працює у високотемпературних та агресивних середовищах. Ще треба додати невисоку ціну цього привабливого матеріалу. Усе перелічене робить карбід кремнію одним із ключових представників сучасної високоефективної кераміки [1].

Потреба у таких матеріалах сьогодні є актуальною для широкого спектра галузей — від металургії та машинобудування до енергетики, хімічних виробництв і високотехнологічної електроніки. Наприклад, у теплових та металургійних печах карбід кремнію використовується для виготовлення нагрівальних елементів і футерівки, що значно підвищує ресурс обладнання та його енергоефективність. У хімічній промисловості деталі з карбиду кремнію застосовують там, де потрібна тривала робота в середовищах, що спричиняють інтенсивну корозію металів. У машинобудуванні цей

матеріал є основою для абразивних інструментів, механічних ущільнень, насосних вузлів та елементів, які працюють при великих навантаженнях [2].

Особливу увагу SiC привертає й у галузі силової електроніки. Завдяки широкій забороненій зоні напівпровідників на основі карбиду кремнію та високій теплопровідності вони дозволяють створювати напівпровідникові прилади, здатні працювати при підвищених температурах і напругах, забезпечуючи менші втрати енергії порівняно з кремнієвими аналогами. Це робить карбід кремнію стратегічно важливим матеріалом для розвитку електротехнічних елементів різного призначення, систем перетворення енергії та сучасних інверторів [3].

Таким чином, карбід кремнію є ключовим матеріалом для інноваційних галузей, що формують технологічний прогрес високорозвинених країн та їхній промисловий потенціал. Його комплексні властивості зумовлюють необхідність подальшого вивчення принципів синтезу, оптимізації технологічних параметрів та аналізу впливу домішок на їх кінцеві експлуатаційні характеристики. Це визначає актуальність дослідження, присвяченого вдосконаленню методів отримання SiC і розширенню сфер його практичного застосування.

## РОЗДІЛ 1 ОГЛЯД ЛІТЕРАТУРИ

### 1.1. Структура карбіду кремнію

Карбід кремнію є напівпровідником із широкою забороненою зоною, який може існувати у великій кількості політропних модифікацій (політипів). Усі політипи мають гексагональну ґратку, у якій атом Карбону розташований над центром трикутника з атомів Кремнію та під атомом Si наступного шару [4]. Відстань між сусідніми атомами Si або C у всіх політипах практично однакова і становить приблизно 3.08 Å. Атом Карбону займає центральне положення в тетраедричній структурі, утвореній чотирма сусідніми атомами Si, тому відстань між атомом C і кожним із атомів Si близько 1.89 Å. [5]

Основна відмінність між політипами полягає у порядку укладання послідовних подвійних шарів атомів C та Si. На рис. 1.1. наведено схеми найпоширеніших послідовностей укладання політипів SiC [6]. Якщо перший подвійний шар позначити як позицію A, то наступний шар, відповідно до щільноупакованої структури, може бути розташований у позиціях B або C. Різні політипи утворюються перестановками комбінацій цих трьох положень.

У 1947 році Рамделл здійснив систематичну класифікацію політипів карбіду кремнію. Він позначив їх у вигляді  $nX$ , де «n» вказує кількість діатомних шарів у періоді ґратки, а «X» визначає тип решітки: кубічну (C), гексагональну (H) або ромбічну (R) [7]. Тобто число позначає періодичність укладання, а буква — тип отриманої симетрії.

Найпоширенішими політипами SiC є кубічний 3C, гексагональні 4H та 6H і ромбоєдричний 15R. Кубічний політип 3C, який також позначається як  $\beta$ -SiC, є єдиною кубічною модифікацією SiC. Усі гексагональні та ромбоєдричні політипи об'єднують під назвою  $\alpha$ -SiC. Для політипу 3C характерна послідовність укладання ABCABC... або ACBACB..., для 4H — ABCB..., для 6H — ABCACB..., а для 15R — ABCABCBCABACB... (рис. 1.1.) [6].

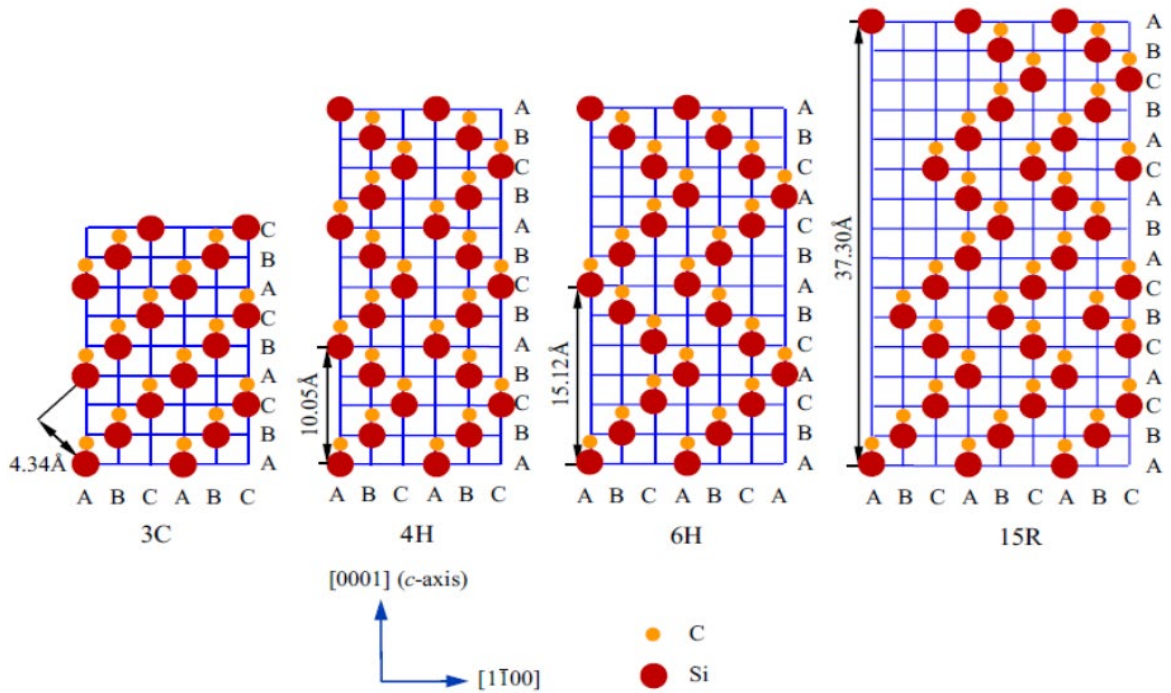


Рисунок 1.1. Послідовність укладання подвійних шарів у політипах 3С-, 4Н-, 6Н- та 15R-SiC[6]

На сьогодні відомо близько 250 політипів SiC, причому деякі з них мають період укладання, що містить кілька сотень подвійних шарів [7].

Оскільки карбід кремнію є керамічним матеріалом, він характеризується комплексом відмінних експлуатаційних властивостей, зокрема високою корозійною та зносостійкістю, значною міцністю і твердістю. Крім того, SiC демонструє стабільні високотемпературні характеристики: стійкість до окиснення, високу теплопровідність та малий коефіцієнт теплового розширення [6].

У галузі електроніки цінність карбиду кремнію визначається його широкою енергетичною забороненою зоною [7]. Для різних політипів величина забороненої зони становить від 2.72 до 3.34 еВ. Завдяки такому діапазону SiC дає змогу створювати напівпровідникові прилади, здатні стабільно працювати за температур до 600 °С, що значно перевищує температурні можливості кремнієвих пристроїв [5].

Монокристали карбіду кремнію, леговані домішками елементів V групи (азот, фосфор, миш'як, сурма, вісмут), а також літієм чи киснем, виявляють n-тип провідності та мають характерне зелене забарвлення. Домішки елементів III групи (бор, ...) формують інші типи електричних і оптичних властивостей матеріалу [5].

## 1.2. Методи отримання карбіду кремнія

### 1.2.1. Метод Ачесона.

Карбід кремнію (SiC), відомий також під назвою «карборунд», став предметом системних досліджень після робіт Е. Ачесона, який у 1892 р. отримав цей матеріал у ході експериментів з електричним опоромним нагріванням суміші вуглецю та оксиду алюмінію (Acheson, 1893). Незважаючи на те, що природна форма SiC (мусоніт) була відома раніше, а окремі синтези матеріалу здійснювалися ще у середині XIX ст. (Despretz, 1849; Marsden, 1880; Colson, 1882), саме Ачесон вперше реалізував відтворювану технологічну схему та заклав основу для промислового виробництва SiC [8].

Ключовим результатом його роботи стала розробка електроопірної печі (рис. 1.2.), конструктивні принципи якої збереглися до сьогодні. Піч складалася з графітового стрижня, що слугував нагрівальним елементом, оточеним реакційною сумішшю кварцового піску, вуглецю та допоміжних речовин. Під дією електричного струму в зоні навколо графітового стрижня формувався кільцеподібний шар SiC, тоді як у центральній частині залишався графіт, а по периферії — частково реаговані матеріали. Сам Ачесон визначив основні параметри керування процесом (сила струму, тривалість нагрівання, склад шихти) вже у ранніх публікаціях (Acheson, 1895), і ці критерії залишаються фундаментальними для сучасних методів синтезу [8].

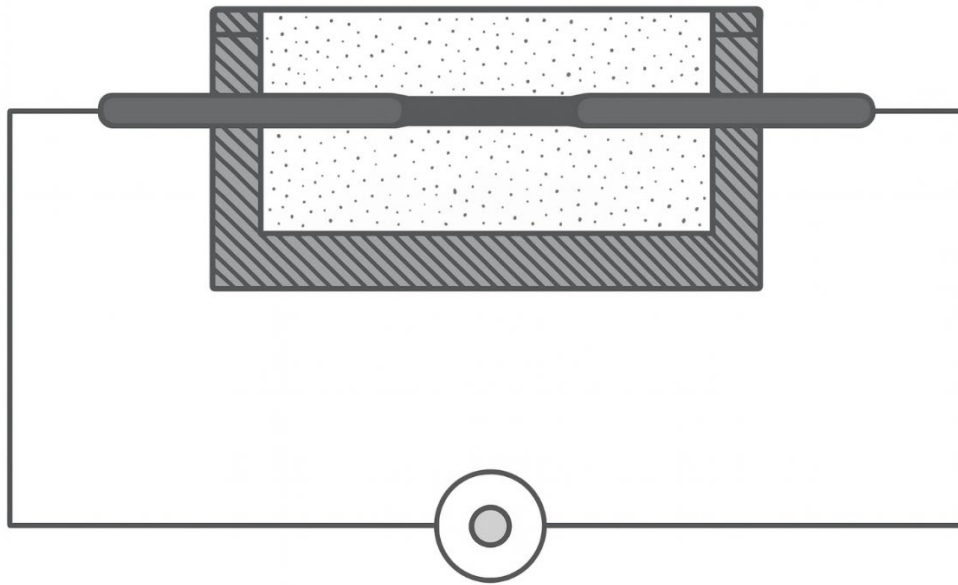


Рисунок. 1.2. Поперечний переріз печі прямого електроопору, призначеної для виробництва карбіду кремнію [9]

Промислове виробництво SiC було започатковано у 1896 р. на заводі в Ніагарі-Фолс (США), де існувала можливість використання дешевої гідроелектричної енергії — критичного чинника для енергоємного процесу електроконсолідації. Упродовж першої половини ХХ ст. обсяги виробництва зростали, а базова схема печі Ачесона зазнавала лише поступової масштабізації без істотних змін у принципах дії. До 1920-х рр. довжина реакційних печей досягала приблизно 15 м, а встановлена потужність — 1,5 МВт (Eardley-Wilmot, 1929). Додавання кухонної солі як реагента для зв'язування домішок заліза у леткі хлориди, а також використання органічних пороутворювачів (зокрема тирси) для забезпечення відведення газів залишалися типовими технологічними прийомами того часу [10].

### 1.2.2. Хімічне осадження з газової фази

Хімічне осадження з газової фази (Chemical Vapor Deposition, CVD) — це метод нанесення покриттів, у якому тверді плівки формуються на нагрітій підкладці в результаті хімічних реакцій між одним або кількома газоподібними прекурсорами та поверхнею (рис 1.3). Товщина отриманих шарів може варіюватися від кількох нанометрів, що характерно для електронних приладів, до сотень мікрметрів у випадку зносостійких покриттів [11].



Рисунок 1.3. Схематичне зображення основних етапів перенесення та реакцій у процесах CVD [10]

Типовий процес CVD включає низку транспортних і реакційних стадій, схематично показаних на рис. 1.3. Після надходження прекурсорів у реакційну камеру можливі газофазні реакції, під час яких прекурсори розкладаються з утворенням проміжних активних частинок. Ці частинки транспортуються крізь прикордонний шар до поверхні підкладки. Досягнувши поверхні, вони

можуть бути слабо фізично адсорбовані або сильно хемосорбовані. У першому випадку адсорбовані частинки швидко десорбуються, у другому — залишаються на поверхні й можуть дифундувати до активних центрів, де відбуваються гетерогенні хімічні реакції, що приводять до зародження та росту плівки. Леткі побічні продукти цих реакцій десорбуються з поверхні та відводяться з камери [10].

### 1.2.3. Метод Лелі

Перший процес отримання об'ємного монокристалічного SiC був розроблений Яном Антоні Лелі (Jan Anthony Lely) у 1955 році. Через те, що стехіометричну рідку фазу SiC важко отримати за технічно доступних тисків, вирощування монокристалів SiC за методом Лелі ґрунтується на сублімації твердого SiC, яка відбувається за температур вище 1800 °C. Вирощування монокристалічного SiC проходить у графітовому тиглі, уздовж внутрішніх стінок якого розміщується вихідний полікристалічний порошок SiC [12].

Під час ізотермічного нагрівання тигля індукційними високочастотними (RF) котушками приблизно до 2500 °C вихідний порошок SiC починає сублімувати, і в порожнині для росту випадковим чином зароджуються пластинки SiC. Більшість таких пластинок — це чиста фаза 6H-SiC, хоча інколи спостерігаються включення 4H- або 15R-SiC. Через малий розмір і нерегулярну форму пластинки SiC, отримані за оригінальним методом Лелі, практично непридатні для електронних застосувань. Проте такі фазово чисті пластинки можна використовувати як шаблони або насінневі кристали для подальшого вирощування методом насінневої сублімації [8].

Метод насінневої сублімації, розроблений Тайровим і Цветковим, є модифікованою версією методу Лелі. Схема ростової системи для цього модифікованого методу (рис. 1.4.) загалом подібна до оригінального варіанта. У вдосконаленій конфігурації вихідний порошок SiC розміщується на дні

графітового тигля, а насінневий кристал SiC встановлюється на відстані 20–40 мм над ним [13].

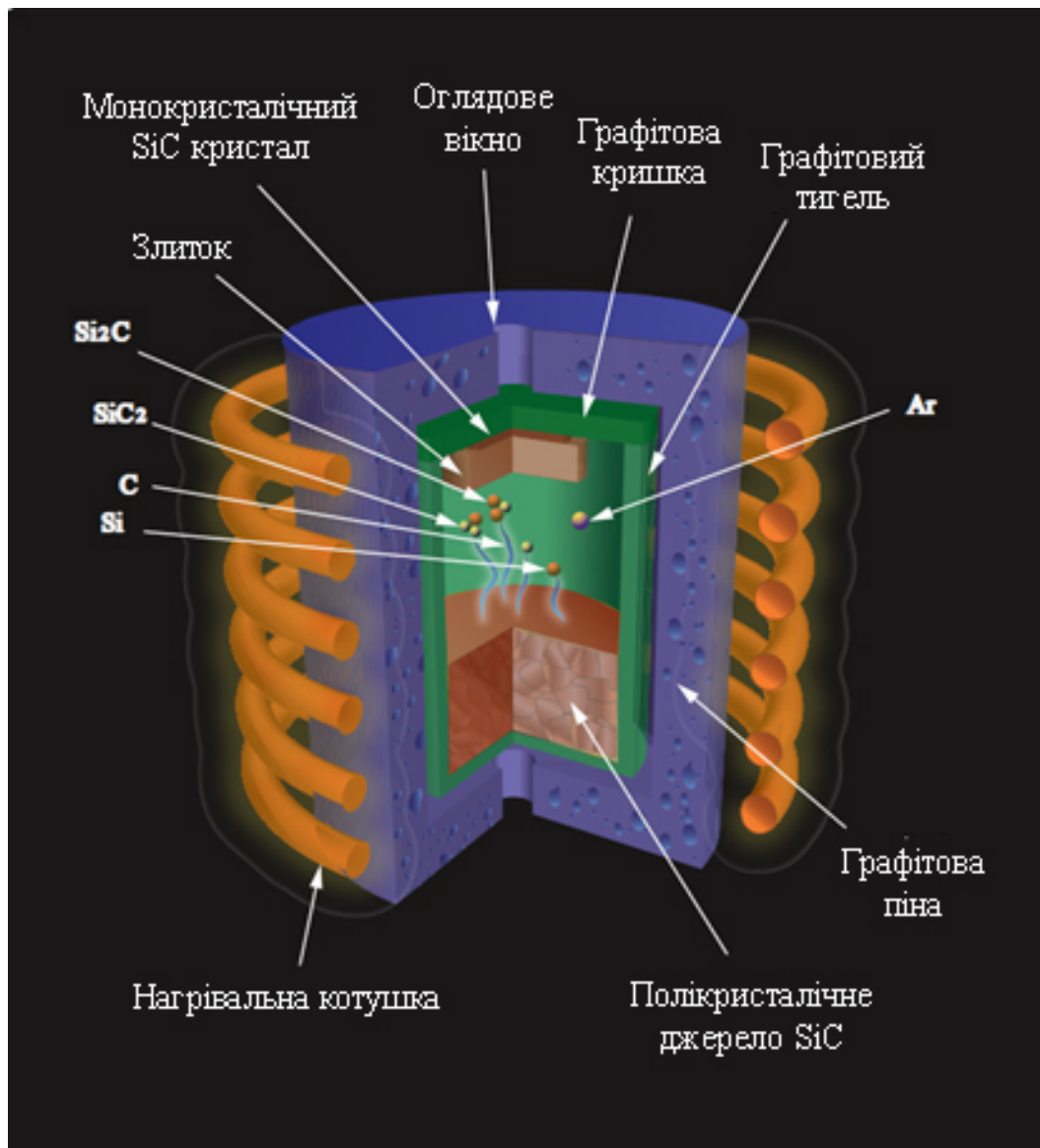


Рисунок 1.4. Схема модифікованого методу Лелі, що показує графітовий тигель, оточений індукційними котушками для нагрівання [13]

Під час процесу тигель нагрівається індукційно або резистивно таким чином, що температура насінневого кристала приблизно на 100 °C нижча за температуру джерела порошку SiC, яку підтримують у діапазоні 2300–2400 °C. Завдяки цьому температурному градієнту сублімовані види, такі як Si<sub>2</sub>C, SiC<sub>2</sub>

та атомарний Si, конденсуються і кристалізуються на насінній поверхні. Для покращення масопереносу процес проводять за низьких тисків в атмосфері інертних газів Ar або He [8].

На сьогодні метод насінневої сублимації є стандартною технологією вирощування об'ємних монокристалів SiC.

#### 1.2.4 Золь-Гель метод

Золь-гель хімія описує процес отримання неорганічних полімерів або керамічних матеріалів із розчину шляхом поступового переходу від рідких прекурсорів до золю, а згодом — до тривимірної мережевої структури, тобто гелю. Традиційно золь утворюється в результаті гідролізу та конденсації метал-алкоксидів, проте загальніше його можна розглядати як колоїдну суспензію, що охоплює ширший спектр систем. Відповідно до визначення IUPAC, колоїд — це дисперсна система, у якій частинки мають розмір приблизно від 1 нм до 1 мкм в одному з вимірів. Таким чином, поняття «золь» може включати як частинки, що формуються *in situ* унаслідок ковалентного зв'язування (наприклад, силоксанові структури), так і біополімерні системи, у яких золь утворюється внаслідок сольватації та іонного зшивання [14].

У процесі золь-гель синтезу існує багато різних механізмів переходу золю в гель, і навіть незначні зміни технологічних умов можуть призводити до суттєво різних структур. У загальному вигляді гель визначають як нерухому тривимірну мережу, занурену в рідку фазу. У 1974 році Флорі запропонував класифікацію гелів, що охоплює чотири групи: впорядковані ламелярні структури (наприклад, глини або мезофази), ковалентно зшиті полімерні мережі, фізично агреговані полімери (як-от гідрогелі з гелікоїдними вузлами) та частинкові гелі. Однак у контексті золь-гель хімії, де основною метою є отримання неорганічних твердих матеріалів, більш практичним є підхід Какіхани (1996), який виділив п'ять характерних типів гелів, що формуються при взаємодії різних прекурсорів і умов синтезу. Хоча метал-органічні

комплекси не завжди можна однозначно віднести до гелів — оскільки вони часто утворюють в'язкі розчини або аморфні тверді тіла — їх можна розглядати як однорідні прекурсори, придатні для подальшого термічного або хімічного перетворення. Тому використання низькомолекулярних сполук, як у «цитратному» золь-гель методі, і надалі широко застосовується у практиці синтезу [15].

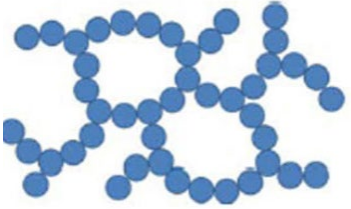
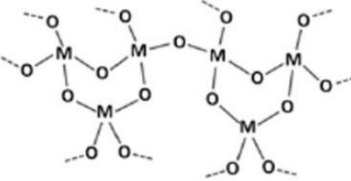
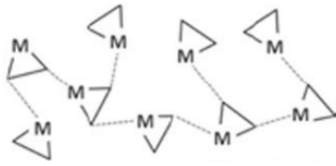
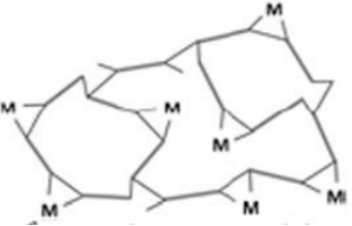
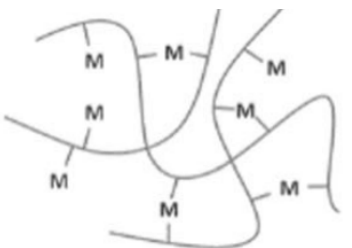
Походження золь-гель хімії пов'язують із спостереженнями ХІХ століття, коли алкоксид, синтезований із  $\text{SiCl}_4$ , починав самочинно утворювати гель під дією повітря.<sup>6</sup> Подальші дослідження показали, що цей процес зумовлений вологістю атмосфери, яка ініціює послідовні реакції гідролізу алкоксиду кремнію, а потім — його конденсації. Згодом ці реакції були детально вивчені, і нині вони можуть бути точно контрольовані, зокрема шляхом кислотного або лужного каталізу, що дозволяє отримувати гелі з істотно різними структурними характеристиками [16].

Разом із тим, можливості такої «класичної» золь-гель хімії обмежуються переліком елементів, здатних утворювати алкоксиди, а також високою реакційною здатністю багатьох таких сполук. Додатковою складністю є нерівномірні швидкості гідролізу різних алкоксидів, що може спричиняти фазове розділення та ускладнювати синтез трирівневих і багатокомпонентних систем. Незважаючи на ці обмеження, традиційний золь-гель підхід залишається однією з найпоширеніших і найглибше вивчених технологій синтезу матеріалів [15].

Якщо не враховувати особливості підготовки прекурсорів, загальну послідовність золь-гель процесу можна подати у вигляді таких ключових етапів показаних на табл. 1.1. [14].

Таблиця 1.1.

Схема класифікації п'яти типів гелів, що мають значення у золь-гель синтезі матеріалів[14]

Тип гелю	Зв'язування	Джерело (утворення)	Схематична будова гелю
<b>Колоїдний гель</b>	Частинки, з'єднані силами Ван-дер-Ваальса або водневими зв'язками	Золі металевих оксидів або гідроксидів	
<b>Метал-оксаний полімер</b>	Неорганічні полімери, з'єднані ковалентними або міжмолекулярними зв'язками	Гідроліз та конденсація метал-алкоксидів (наприклад, SiO <sub>2</sub> з тетраметилортосилікату)	
<b>Метал-комплекс</b>	Слабко з'єднані металеві комплекси	Концентрований розчин метал-комплексів (напр., водні розчини метал-цитратів або етанольні комплекси метал-сечовини).	
<b>Полімерний комплекс 1</b>	Органічні полімери, з'єднані ковалентними та координаційними зв'язками	Поліестерифікація між багатоатомним спиртом (напр., етиленгліколем) і карбоною кислотою у присутності метал-комплексу	
<b>Полімерний комплекс 2</b> (координуючі та зшиваючі полімери)	Органічні полімери, з'єднані координаційними та міжмолекулярними зв'язками	Координуючий полімер (напр., альгінат) та розчин солі металу (зазвичай водний)	

### 1.3. Методи покращення механічних властивостей кераміки за рахунок додавання легуючих матеріалів

Відомо, що під дією напруження будь-який твердий матеріал спочатку зазнає пружної деформації, після чого може зруйнуватися або майже без пластичної деформації (рис. 1.5, *а*), або ж після певної пластичної деформації (рис. 1.5, *б*). Кераміки та стекла належать до першої групи, тобто є крихкими матеріалами, тоді як більшість металів та полімерів (вище температури склування) — до другої.[17]

Для керамік (табл. 1.2), у яких  $Y$  становить 100–500 ГПа, ідеальне значення руйнівного напруження має бути досить високим — приблизно 10–50 ГПа. Проте на практиці наявність дефектів, істотно знижує фактичний рівень напруження, за якого відбувається руйнування [18].

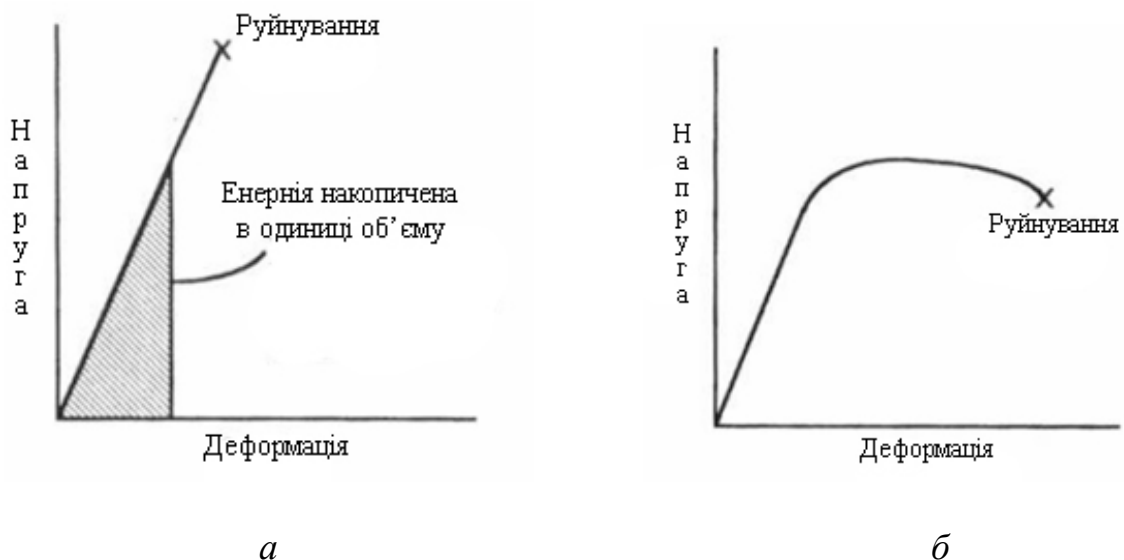


Рисунок 1.5. Типові криві «напруження–деформація» для: (*а*) крихких матеріалів та (*б*) пластичних матеріалів [18]

Навпаки, добре встановлено, що за відсутності дефектів крихкі матеріали можуть демонструвати надзвичайно великі міцнісні характеристики. Наприклад, бездефектний стрижень із силікатного скла може пружно деформуватися до напружень понад 5 ГПа. Отже, цілком справедливо стверджувати, що саме певні внутрішні дефекти матеріалу сприяють руйнуванню за значно нижчих напружень, ніж теоретично можливі [17].

Таблиця 1.2.

Дані для модуля Юнга, коефіцієнта Пуассона та значень  $K_{IC}$  вибраних керамічних матеріалів за кімнатної температури [18]

Матеріал	Модуль Юнга, ГПа	Коефіцієнт Пуассона	$K_{IC}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>	Твердість за Вікерсом, ГПа
Si	107	0.27	—	10.0
SiC (гаряче пресування)	440±10	0.19	3.0-6.0	26.0-36.0
SiC (суцільний кристал)	460	—	3.7	—
TiC	456	0.18	3.0-5.0	16.0-28.0

Стохастична природа виникнення дефектів у крихких матеріалах, а також висока чутливість останніх до таких дефектів має важливі наслідки для конструювання. Відхилення міцності на ±25 % від середнього значення є цілком типовими й помітно перевищують характерні розбіжності у пластичних металах, де розкид значно нижчий. Не дивно, що така мінливість, разом із раптовим характером крихкого руйнування, створює суттєві труднощі

для інженерів, які розглядають можливість застосування керамік у відповідальних конструкціях [18].

Враховуючи вище описанні характеристики керамік, їх переваги та недоліки доцільним буде легування керамік різними матеріалами. Одним із перспективних напрямів є модифікація карбиду кремнію (SiC) частинками карбиду титану (TiC), що дає змогу цілеспрямовано покращувати механічні та теплові властивості матеріалів. Різні технологічні підходи — гаряче пресування, іскрове плазмове спікання (SPS) та рідкофазне спікання — демонструють високу ефективність у формуванні щільних структур з оптимізованою мікроструктурою та підвищеною експлуатаційною надійністю. Огляд наведених досліджень дозволяє систематизувати вплив TiC на механізми ущільнення, мікроструктуру та функціональні характеристики композитів TiC–SiC.

У роботі [19] описуються керамічні матеріали на основі карбиду кремнію, що містять до 24,6 об.% дисперсних частинок TiC, після гарячого пресування за 2000 °C з додаванням 1 % Al і 1 % C формують повністю щільну структуру. Утворена мікроструктура характеризується тонкодисперсними частинками TiC, рівномірно розміщеними в дрібнозернистій матриці SiC. Введення TiC сприяє зростанню критичної тріщиностійкості SiC (до приблизно  $6 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$  при 24,6 об.% TiC) і збільшує міцність на згин (не менше 680 МПа). Обидві характеристики покращуються зі збільшенням кількості TiC. Також зростає термостійкість матеріалу за підвищених температур. Аналіз поверхонь зламу свідчить, що підвищені в'язкість руйнування та міцність пов'язані з тим, що частинки TiC змушують тріщини змінювати напрямок їх поширення [19].

У роботі [20] розглянуто двоетапний підхід до виготовлення композитів TiC–SiC, що включає попереднє дугове плавлення з подрібненням отриманих злитків та подальше спікання порошків методом SPS у діапазоні температур

1650–2000 °C в атмосфері аргону. Показано, що такий технологічний маршрут забезпечує суттєве покращення властивостей порівняно з матеріалами, отриманими лише дуговим плавленням.

Зокрема, твердість композитів, виготовлених двоетапним методом, досягала 25–27 ГПа, що значно перевищує відповідні значення для одноетапно отриманих матеріалів. Теплопровідність композитів становила 18–48 Вт·м<sup>-1</sup>·К<sup>-1</sup> у межах 298–1273 К, а електропровідність —  $(2–5) \times 10^5$  См·м<sup>-1</sup>; обидві характеристики дещо знижувались зі збільшенням температури. Отримані результати підтверджують ефективність комбінованої технології для формування високоякісних TiC–SiC-композитів [20].

У роботі [21] досліджено формування композитів TiC–SiC, отриманих шляхом змішування порошків TiC і SiC та подальшого спікання методом електричного навантаження. Проаналізовано процес спікання, ступінь ущільнення, мікроструктуру, механічні властивості та теплопровідність матеріалів.

Показано, що композиції з умістом SiC у межах 10–70 мол.% ефективно ущільнюються за температури 1800 °C, тоді як при нижчих температурах ( $\leq 1700$  °C) збільшення частки SiC призводить до зниження ступеня спікання. Встановлено, що введення SiC пригнічує ріст зерен TiC, що забезпечує підвищення мікротвердості, яка досягає максимального значення 29,1 ГПа при 1800 °C [21].

Тріщиностійкість  $K_{1C}$  також зростає зі збільшенням кількості SiC, досягаючи 6,5 МПа·м<sup>1/2</sup> при вмісті 10–50 мол.% SiC. Це пояснюється зменшенням швидкості поширення тріщин завдяки участі SiC у стабілізації мікроструктури композиту [21].

Теплопровідність матеріалів зростає із збільшенням частки SiC, досягаючи 98 Вт·м<sup>-1</sup>·К<sup>-1</sup> при 70 мол.% SiC, що свідчить про суттєвий внесок карбиду кремнію в механізми теплоперенесення. Таким чином, варіювання

складу TiC–SiC дозволяє цілеспрямовано модифікувати механічні та теплові характеристики композитів [21].

У дослідженні [22] показано, що введення невеликої кількості частинок TiC суттєво впливає на механічні характеристики кераміки на основі SiC. Згідно з отриманими даними, додавання TiC приводить до помітного підвищення тріщиностійкості SiC-кераміки, одночасно забезпечуючи збільшення твердості за Віккерсом, хоча міцність на вигин дещо знижується. Автори пов'язують покращення тріщиностійкості з формуванням видовженої морфології зерен SiC, що індукується присутністю частинок TiC. Такі зерна виконують функцію зміцнювальної фази та сприяють реалізації механізмів мостикового утримання та відхилення тріщин, що ефективно зменшує швидкість їх поширення [22].

Таким чином, згідно з висновками роботи, додавання невеликих кількостей TiC може бути дієвим підходом для підвищення тріщиностійкості SiC-керамік без істотної втрати їх базових експлуатаційних переваг [22].

Проведений аналіз літератури свідчить, що введення TiC у SiC-композити є дієвим способом підвищення їхніх механічних та теплотехнічних властивостей. Незалежно від способу синтезу — гаряче пресування, SPS або рідкофазне спікання — присутність TiC сприяє формуванню дрібнозернистої та стабільної мікроструктури, яка забезпечує зростання тріщиностійкості, твердості та, у ряді випадків, теплопровідності. Механізми, що лежать в основі покращення характеристик, включають відхилення тріщин, мостикове утримання, пригнічення росту зерен та сприяння утворенню видовжених зерен SiC. Варіювання вмісту TiC і SiC у композитах дає змогу гнучко керувати їхніми властивостями залежно від вимог конкретного застосування, що робить ці матеріали перспективними для високотемпературних та високоміцних конструкцій [18-22].

## РОЗДІЛ 2 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

### 2.1. Матеріали та методи

У проведених експериментальних дослідженнях використовували  $\alpha$ -SiC порошок марки M2, виготовлений Запорізьким абразивним комбінатом (Запоріжжя, Україна). Середній розмір частинок становив 2 мкм, а вміст основної фази досягав приблизно 98%. Домішки склали не більше ніж 0,1 мас.% Fe, 1,5 мас.% O та 0,4 мас.% C. На рис. 2.1 подано мікрофотографію порошку, отриману методом сканувальної електронної мікроскопії, а також результати СЕМ-ЕДХ аналізу. Хімічний склад використаного SiC наведено в табл. 2.1.

Таблиця 2.1

Склад порошку SiC

	1	2	3	Середнє	Типове відхилення
C	60.11	59.40	55.15	58.08	2.67
O	4.23	4.48	4.66	5.04	1.14
Si	36.00	36.03	35.91	36.88	1.57

Як модифікуючу добавку застосовували порошок TiC із середнім розміром частинок 4 мкм. Його дифрактограму рентгенівської абсорбційної спектроскопії (XAS) наведено на рис. 2.2, а відповідний хімічний склад — у табл. 2.2.

Таблиця 2.2

## Склад добавки TiC.

	11	10	9	8	Середнє	Типове відхилення
C	30.47	23.17	26.38	23.51	26.02	3.60
O	—	15.02	—	—	—	—
Al	0.29	0.35	0.28	0.31	0.32	0.03
Ti	69.01	56.58	73.44	76.21	69.03	8.78
Fe	—	4.91	—	—	—	—

Порошок TiC змішували із SiC у масових співвідношеннях 5, 20, 30 та 40%. Компоненти об'єднували у кульовому млині протягом 24 годин у вологому середовищі, використовуючи помольні тіла із гарячепресованого карбиду кремнію. Після змішування зразки формували й спікали у графітових прес-формах на обладнанні для електроконсолідації, описаному в роботі [23]. Оскільки для досягнення високого ущільнення карбиду кремнію необхідні підвищені температура, тиск і триваліший час витримки порівняно з більшістю вогнетривких матеріалів, параметри процесу були оптимізовані з урахуванням можливостей застосованої SPS-системи. Міцність графітових форм не дозволяла перевищувати одноосьовий тиск 50 МПа. Крім того, мікророзмірний порошок мав нижчу спорідненість до спікання, ніж нанорозмірні частинки, тому тривалість витримки було збільшено до 5, 15, 30 та 45 хв для двох температур спікання — 1900 °C та 2000 °C. Для порівняння: у роботі [24] при використанні субмікронних порошоків вдалося досягти спікання композиції 80 мас.% SiC + 20 мас.% (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + ZrO<sub>2</sub>) за 3 хв при 1860 °C і тиску 30 МПа.

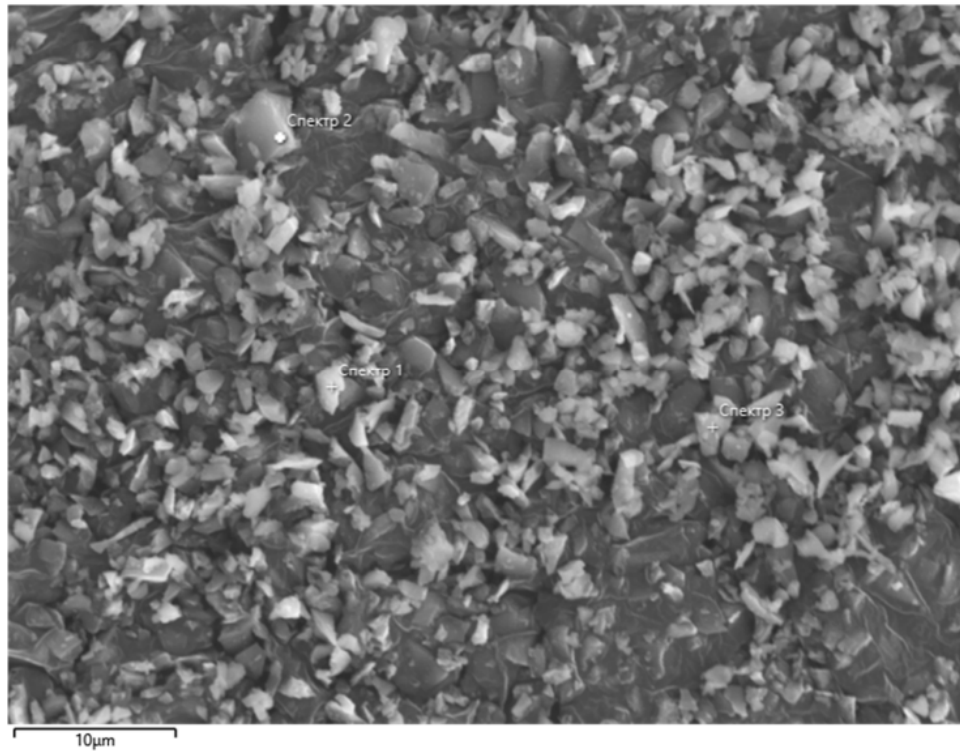
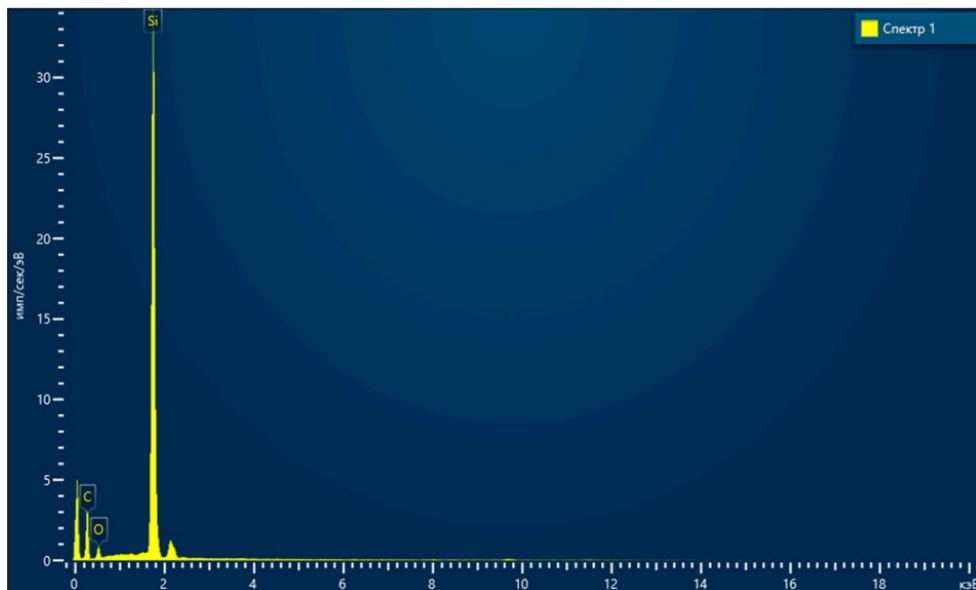
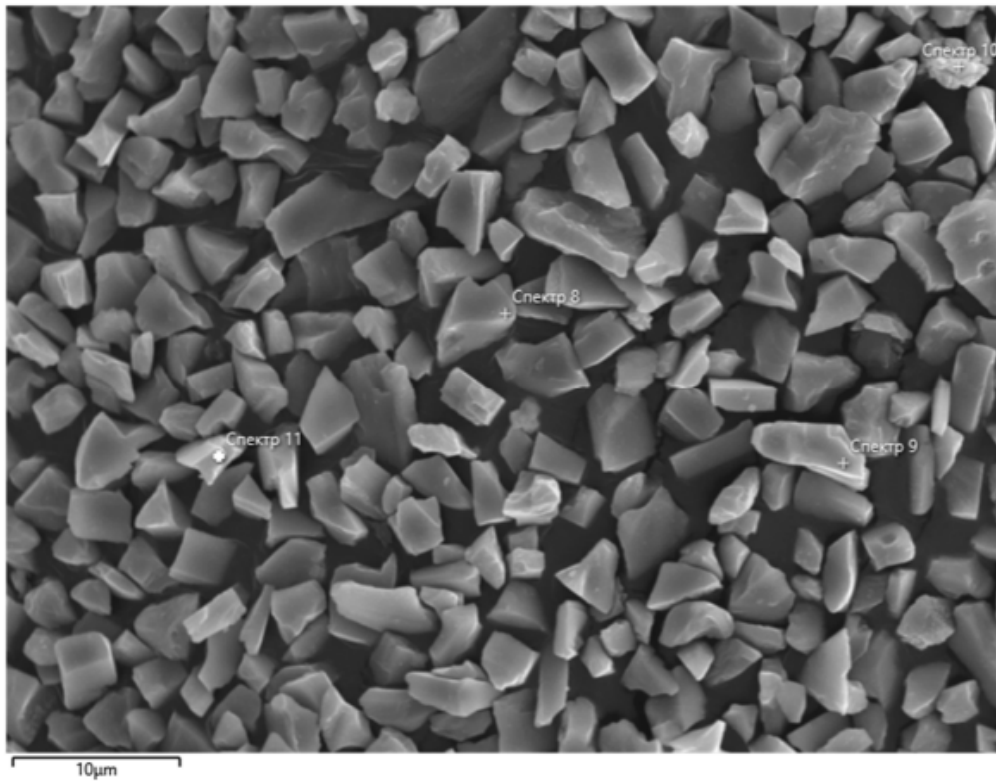
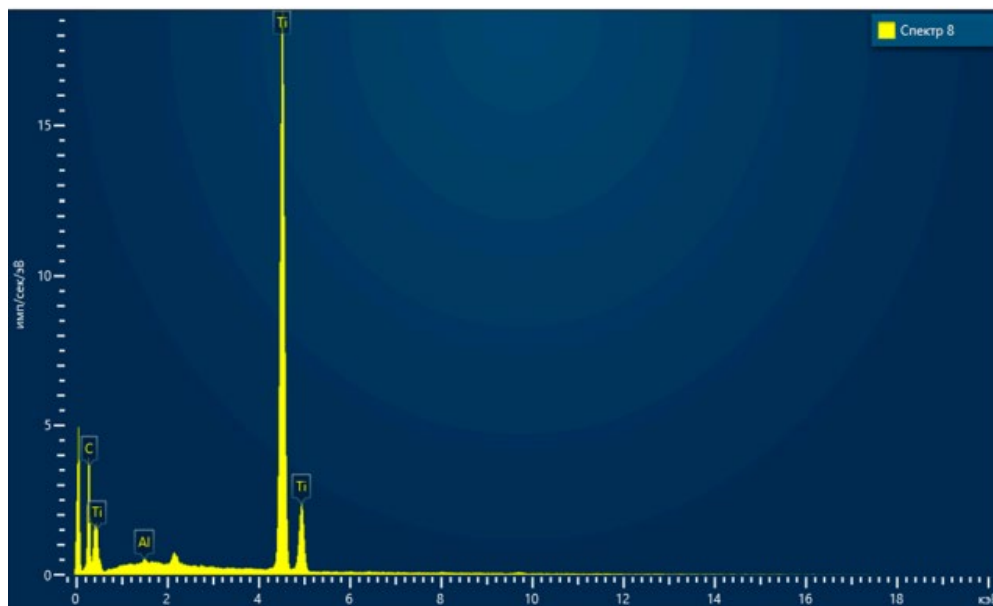
*a**б*

Рисунок 2.1. SEM-EDX аналіз порошку SiC: (а) SEM-зображення; місця відбору зразків для подальшого аналізу (табл. 2.1) позначені цифрами 1, 2 та 3; (б) хімічний склад.



*а*



*б*

Рисунок 2.2. SEM-EDX аналіз порошку TiC: (а) SEM-зображення; місця відбору зразків для подальшого аналізу (табл. 2.2) позначені цифрами 11, 10, 9 та 8; (б) хімічний склад.

Процес спікання відбувався у вакуумі 1,5 Па під дією струму 5000 А і напруги 5 В, що забезпечувало швидкість нагрівання близько 300 °С/хв. Одноосьовий тиск 45 МПа прикладали після досягнення температури 1000 °С і знімали через 3 хв після вимкнення струму. У результаті було отримано циліндричні зразки діаметром 11 мм і висотою близько 5 мм.

Густину та пористість визначали згідно зі стандартом EN ISO 3369:2014. Твердість за Віккерсом оцінювали при навантаженні 150 Н на приладі Matsuzawa MXT70 (Matsuzawa Co. Ltd., Акіта, Японія). Мікроструктуру відбитків досліджували за допомогою мікроскопа NU-2E (Carl Zeiss, Єна, Німеччина) при збільшенні  $\times 750$ . На основі геометрії відбитків та довжини радіальних тріщин обчислювали тріщиностійкість  $K_{IC}$  за формулою Еванса—Чарльза [25].

Мікроструктурний аналіз спечених матеріалів проводили на СЕМ Tescan Vega 3 SBH EP (TESCAN, Брно, Чехія). Дослідження виконували при прискорювальній напрузі 20–30 кВ у режимах відбитих (BSE) та вторинних (SE) електронів із різними збільшеннями; роздільна здатність мікроскопа становила 3,5 нм. Хімічний склад визначали шляхом елементного картування, точкового аналізу та поверхневого сканування площами 0,09–0,25 мм<sup>2</sup>. Енергодисперсійний спектрометр Bruker Quantax 610 M (Bruker, США) забезпечував ідентифікацію елементів у діапазоні атомних номерів від В ( $z = 5$ ) до Am ( $z = 95$ ).

## 2.2. Мікроструктура зразків SiC–TiC

Структура отриманого спеченого матеріалу складалася з темно-сірих зерен матричного карбїду кремнію та світліших включень карбїду титану. Приклад мікроструктури композиції 60 мас.% SiC–40 мас.% TiC, спеченої за температури 2000 °С, під одноосьовим тиском 45 МПа протягом 30 хв, подано на рис 2.3, а. На рис. 2.3, б наведено кольорове відображення локальних

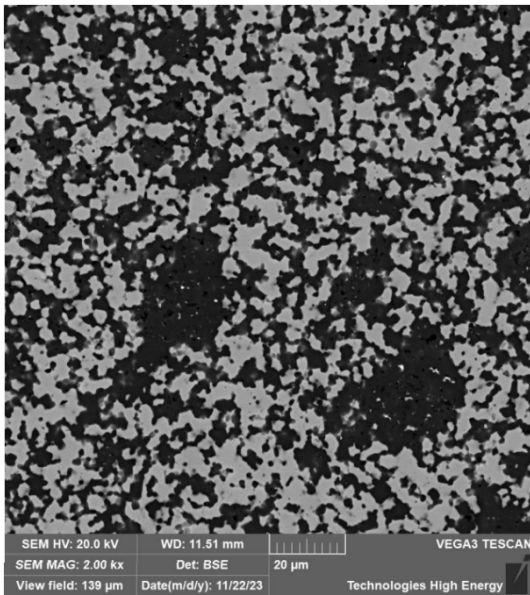
значень параметрів. Окремі ділянки зображень були вирізані та збільшені з метою детальнішої демонстрації меж зерен, що показано на рис. 2.3, *в, г*.

Теплова карта на рис. 2.3, *г* наочно ілюструє межі між зернами SiC (позначені помаранчевим кольором) та включеннями TiC (позначені бірюзовим). Масштабні лінійки присутні на обох зображеннях, а кольорова шкала для всіх рисунків була уніфікована.

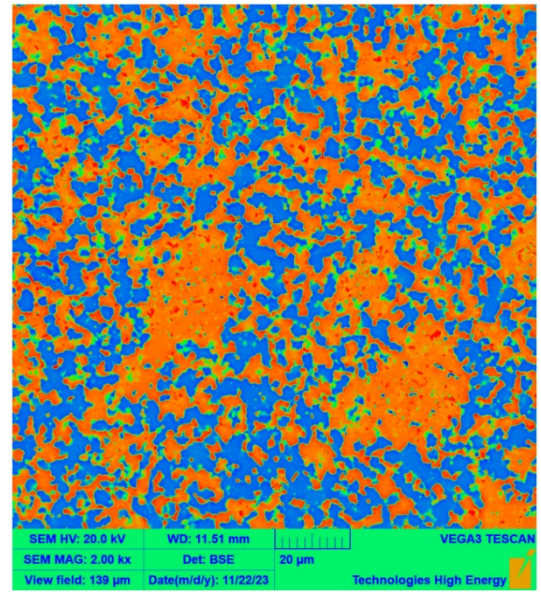
За результатами мікро-рентгенофлуоресцентного аналізу (M-XRF) встановлено, що ширина зони взаємодії між фазами під одноосьовим тиском 45 МПа становила близько 1,5 мкм. На рис. 2.4, *а* наведено профіль інтенсивності випромінювання, отриманий уздовж траєкторії, позначеної зеленою стрілкою на рис. 2.4, *б*. Виявлена особливість, ймовірно, зумовлена певною нестехіометрією TiC [26] та утворенням незначних кількостей рідкої фази в системі Si–Ti–C [27; 28].

Теплова карта, представлена на рис. 2.3, *г*, чітко окреслює межі між зернами SiC (виділеними помаранчевим кольором) та включеннями TiC (позначеними бірюзовим/ціановим). На зображеннях також наведено масштабні лінійки, а для обох рисунків застосовано однакову кольорову шкалу.

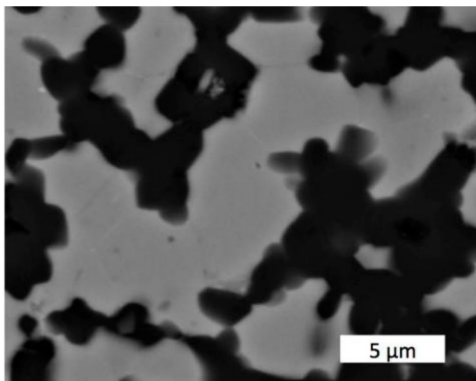
Результати мікро-рентгенофлуоресцентного аналізу (M-XRF) міжфазних меж засвідчили, що за умови одноосьового тиску 45 МПа ширина зони взаємодії становить близько 1,5 мкм. На рис. 2.4, *а* подано профіль інтенсивності випромінювання, який відповідає траєкторії, позначеній зеленою стрілкою на рис. 2.4, *б*. Зафіксовану нерівномірність можна пов'язати з певною нестехіометрією карбиду титану [26] та утворенням незначної кількості рідкої фази в системі Si–Ti–C [27; 28].



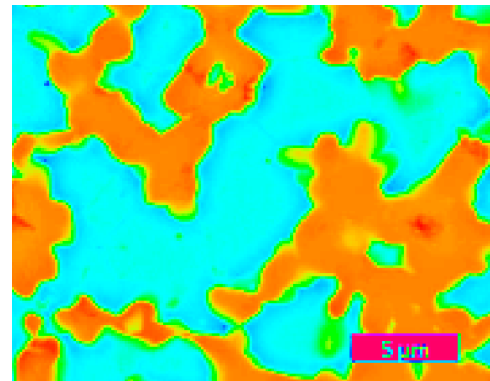
а



б

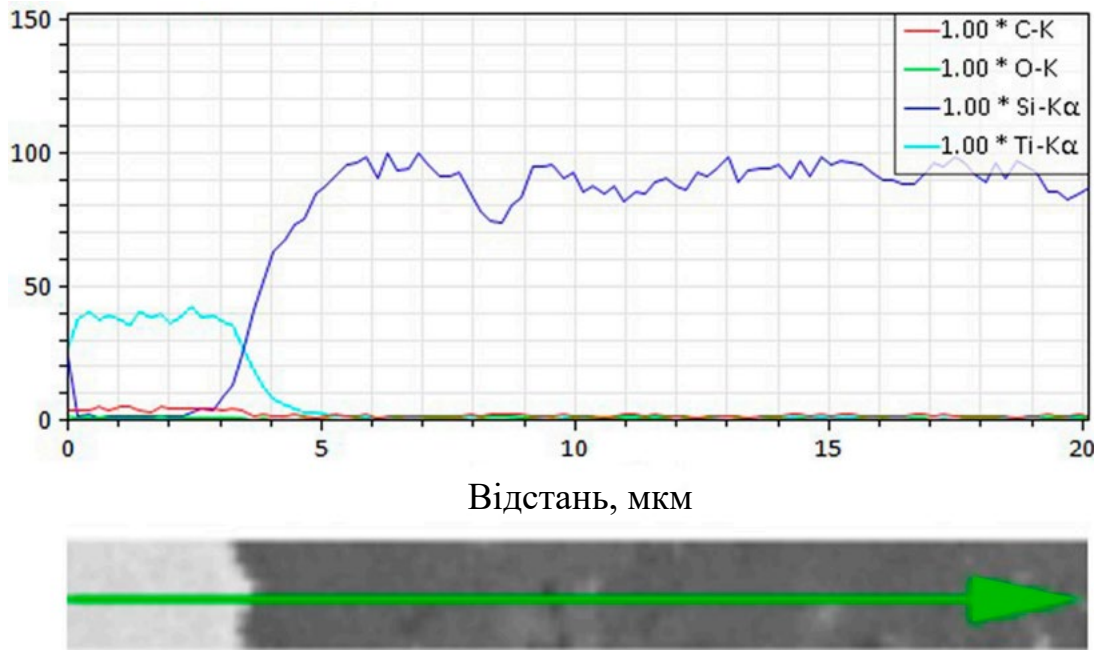


в

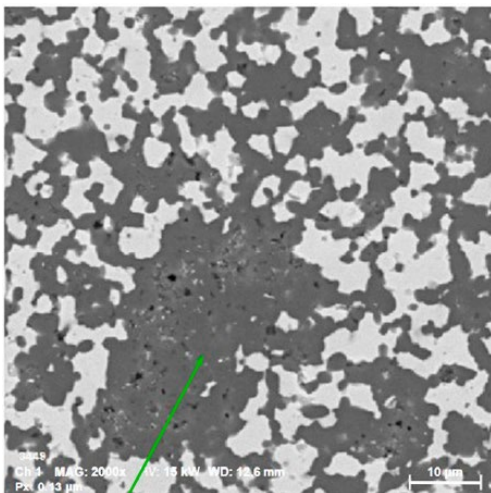


г

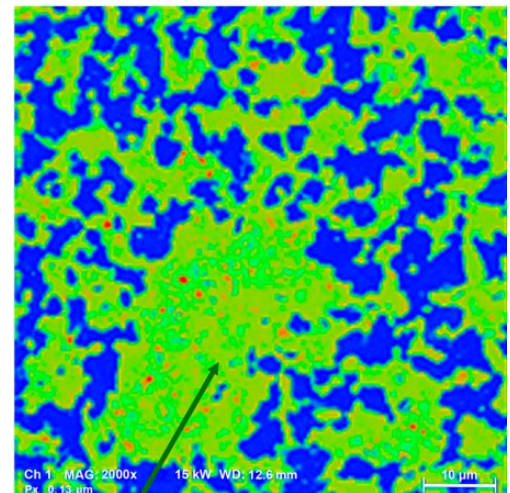
Рисунок 2.3. Мікроструктура матеріалу 60%SiC–40%TiC, спеченого при 2000 °C за умов одноосьового стиску 45 МПа протягом 30 хв (а); межі зерен краще проглядаються на тепловій карті, де зерна SiC та включення TiC позначені помаранчевим і синьо-бірюзовим кольорами відповідно (б). Фрагмент кожного зображення було вирізано та збільшено для детальнішого показу меж між зернами (в, г). Колірна шкала варіюється від червоного до синього, із порогами, встановленими через кожні 10% яскравості зображення.



*a*



*б*



*в*

Рисунок 2.4. Зона взаємодії між фазами SiC і TiC у композиті 60SiC–40TiC: (а) М-ХРФ діаграма, (б) проаналізована ділянка з позначеним напрямком відбору даних (зелена стрілка), (в) теплова карта, що дає змогу точніше окреслити зернистість зразка та межі між зернами. Колірна шкала варіюється від червоного до синього, із порогами, встановленими через кожні 10% яскравості зображення.

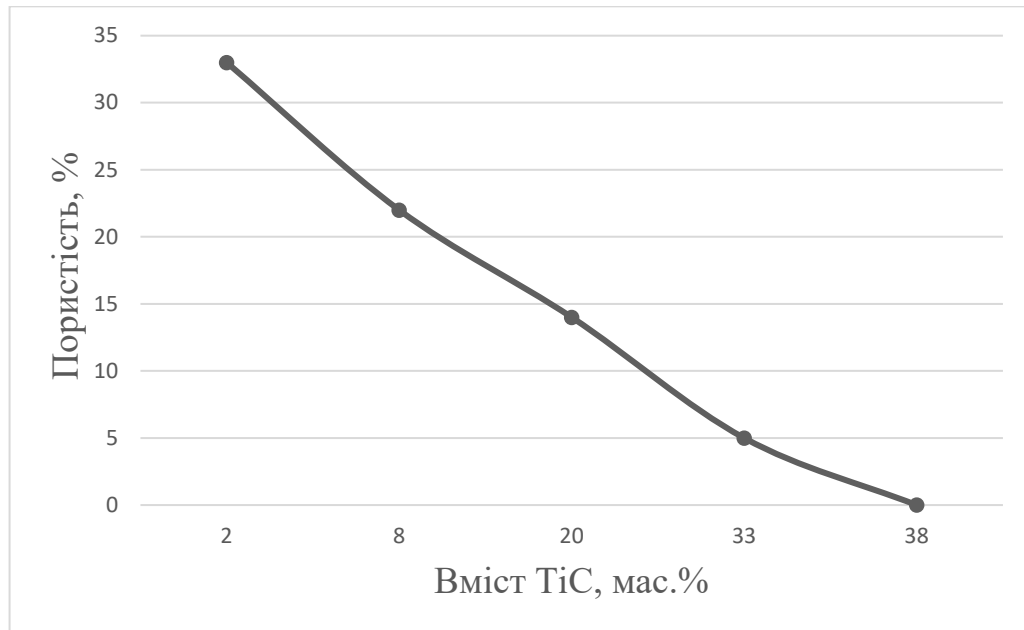


Рисунок 2.5. Вплив вмісту TiC на пористість матеріалу, спеченого при 2000 °C за умов одноосового стиску 45 МПа протягом 30 хв.

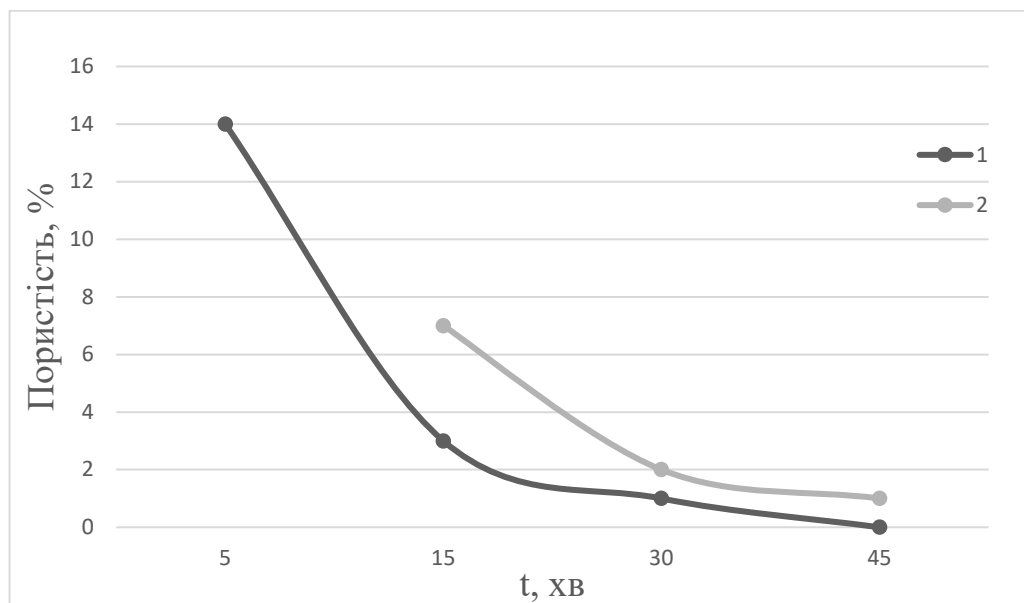


Рисунок 2.6. Вплив часу витримки на пористість матеріалу 60 мас.% SiC – 40 мас.% TiC, спеченого за умов одноосового стиску 45 МПа при таких температурах: 1 – T = 2000 °C (●); 2 – T = 1900 °C.

### 2.3. Механічні властивості отриманих зразків SiC – TiC

Складні процеси взаємодії між SiC і TiC позначилися не тільки на рівні пористості, а й на механічних характеристиках отриманої композиції. При збільшенні вмісту TiC спостерігалось зростання як тріщиностійкості  $K_{1C}$ , так і твердості HV, що відображено на рис. 2.7.

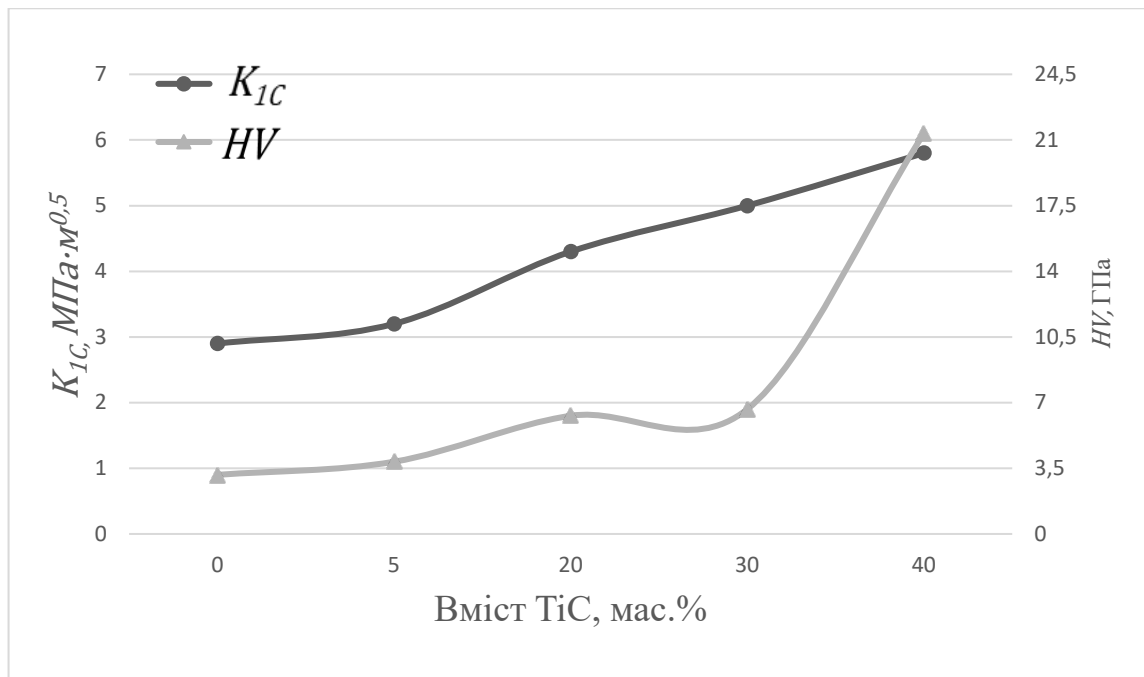


Рисунок 2.7. Вплив вмісту TiC на тріщиностійкість  $K_{1C}$  (позначено •) та твердість HV (позначено ▲) композитів SiC–TiC, спечених при 2000 °C за умов одноосьового стиску 45 МПа протягом 30 хв. (Стандартне відхилення значень  $K_{1C}$  та HV становило відповідно 0,3–0,5 МПа·м<sup>0,5</sup> та 0,8–1,0 ГПа).

Підвищення тріщиностійкості зі збільшенням частки TiC пояснюється різницею коефіцієнтів теплового розширення матеріалів: для  $\alpha$ -SiC  $\alpha = 4.8 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{K}$ , тоді як для  $\alpha$ -TiC  $\alpha = 7.4 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{K}$ . Внаслідок цього у структурі формуються залишкові напруження, що позитивно впливають на опір руйнуванню [29]. Встановлено, що введення 20 мас.% TiC до SiC-порошку з розміром частинок 2 мкм підвищує тріщиностійкість композиту зі 2.9

МПа·м<sup>0.5</sup> до 4.3 МПа·м<sup>0.5</sup>, а твердість HV збільшується від 2.9 ГПа до 6.6 ГПа. Подальше зростання вмісту TiC забезпечує майже лінійне збільшення тріщиностійкості, яка для матеріалу з 40 мас.% TiC досягає  $K_{1C} = 5.7$  МПа·м<sup>0.5</sup>. У той самий час дворазове збільшення кількості TiC — з 20 мас.% до 40 мас.% — спричинило триразове підвищення твердості HV, яка досягла 21.5 ГПа. За меншої температури спікання (1900 °C) отримані значення тріщиностійкості та твердості були на приблизно 25% нижчими. Натомість подальше збільшення температури спікання призводило до помітного погіршення механічних властивостей, що пояснюється інтенсивним ростом зерен SiC при більш високих температурах.

Варто підкреслити, що зростання тріщиностійкості супроводжувалося збільшенням твердості матеріалу. Композиція 60 мас.% SiC – 40 мас.% TiC продемонструвала кращі показники порівняно з даними для безтискового спікання, наведеними у [30], де максимальна твердість 20 ГПа була досягнута в матеріалі з 5 об.% TiC, а тріщиностійкість 5.5 МПа·м<sup>0.5</sup> — у зразках з 10 об.% TiC, спечених при 1885 °C протягом однієї години.

Незважаючи на більший розмір зерен у порівнянні з нанопорошками та нижчу температуру спікання, як у дослідженні [31], отримані в цій роботі значення тріщиностійкості для композиції 60 мас.% SiC – 40 мас.% TiC виявилися на 15% вищими, ніж у SiC, спеченого під тиском 25 ГПа при 1500 °C. При цьому твердість перевищила 21 ГПа — що є типовим рівнем для матеріалів на основі карбиду титану [32].

Додатковий аналіз показав залежність механічних властивостей від часу витримки при різних температурах спікання. Графіки зміни тріщиностійкості  $K_{1C}$  та твердості HV для композиції 60 мас.% SiC – 40 мас.% TiC, спеченої при 1900 °C і 2000 °C, наведено на рис. 2.8. і 2.9. відповідно.

Отримані експериментальні дані свідчать, що після спікання композиції 60 мас.% SiC – 40 мас.% TiC за температури 1900 °C протягом 15 хв тріщиностійкість  $K_{1C}$  зростає до 3,5 МПа·м<sup>0.5</sup>, тоді як твердість HV досягає 9,9

ГПа. Збільшення часу витримки до 30 хв при тій самій температурі призводить до суттєвого покращення механічних властивостей:  $K_{1C}$  підвищується до  $6,1 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{0,5}$ , а твердість — до  $16,6 \text{ ГПа}$ . Подовження витримки до 45 хв, навпаки, викликає зменшення тріщиностійкості до  $3,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{0,5}$  і зниження твердості до  $9,9 \text{ ГПа}$ , що очевидно пов'язано зі збільшенням розмірів зерен SiC.

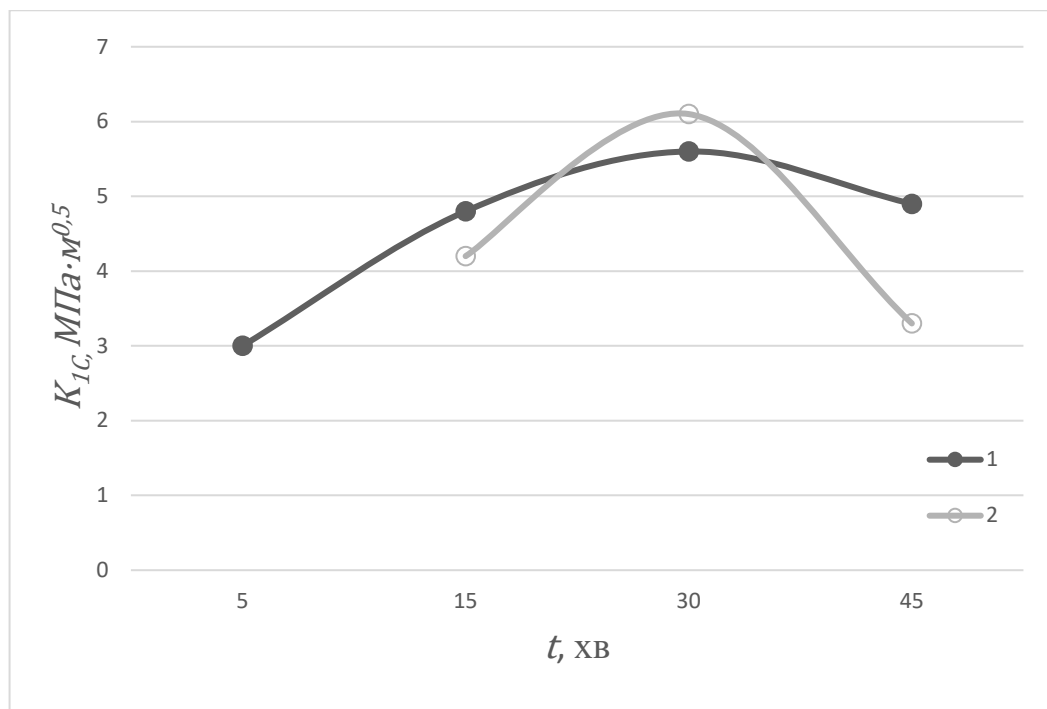


Рисунок 2.8. Вплив часу витримки на тріщиностійкість  $K_{1C}$  матеріалу 60 мас.% SiC – 40 мас.% TiC, спеченого за таких температур: 1 –  $T = 2000 \text{ }^\circ\text{C}$  (•); 2 –  $T = 1900 \text{ }^\circ\text{C}$  (○). (Стандартне відхилення значень  $K_{1C}$  становило  $0,3\text{--}0,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{0,5}$ ).

Для умов спікання при  $2000 \text{ }^\circ\text{C}$  композиція 60 мас.% SiC – 40 мас.% TiC демонструє  $K_{1C}$  на рівні  $4,8 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{0,5}$  і твердість  $15,1 \text{ ГПа}$  після 15 хв витримки. Продовження процесу до 30 хв забезпечує суттєвіший приріст властивостей: тріщиностійкість досягає  $5,7 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{0,5}$ , а твердість —  $21,5 \text{ ГПа}$ . Проте при подальшому збільшенні часу до 45 хв спостерігається значне погіршення

механічних характеристик, що знову ж таки обумовлено надмірним ростом зерен карбиду кремнію при високій температурі.

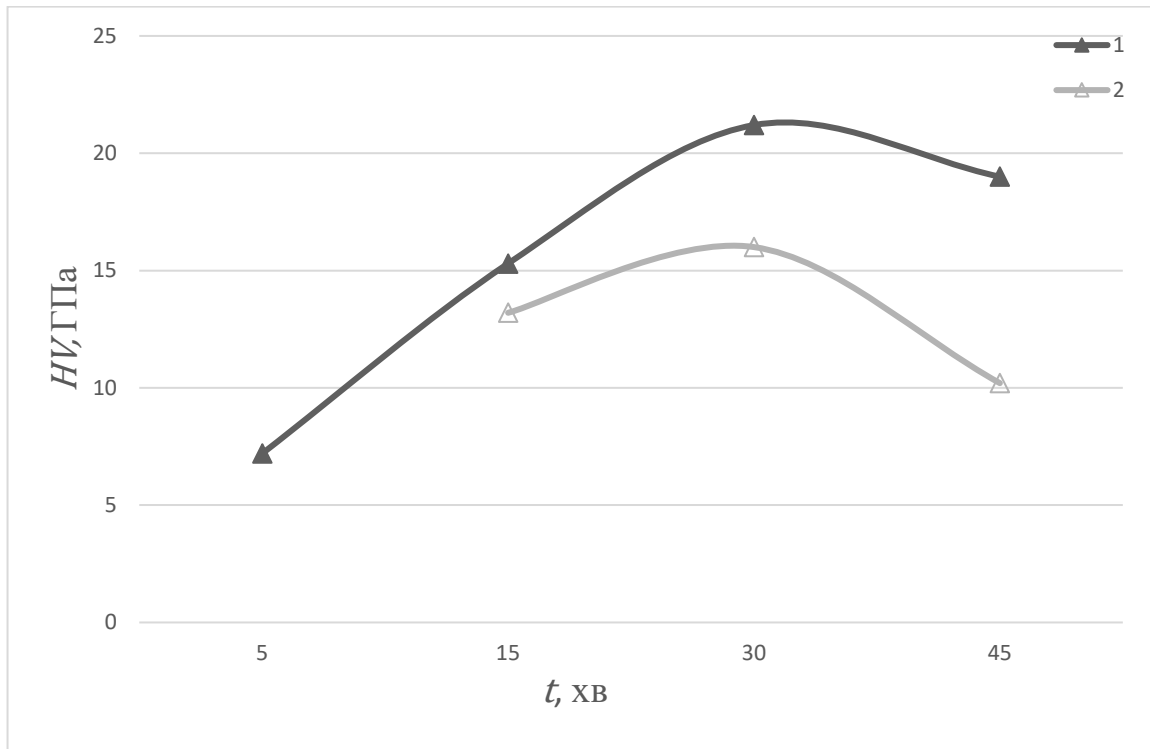


Рисунок 2.9. Вплив часу витримки на твердість HV матеріалу 60 мас.% SiC – 40 мас.% TiC, спеченого за умов одноосьового стиску 45 МПа при таких температурах: 1 – T = 2000 °C (▲); 2 – T = 1900 °C (△). (Стандартне відхилення значень HV становило 0,8–1,0 ГПа).

Як зазначено в літературному огляді, послідовні дослідження залежності твердості (HV) та тріщиностійкості ( $K_{1C}$ ) від вмісту TiC у композитах SiC–TiC були виконані лише у роботі [33]. У їхній роботі застосовувалася інша технологія формування — гаряче пресування в атмосфері інертного газу Ar при 2150 °C і тиску 40 МПа протягом 2 год. Вихідним матеріалом служив порошок  $\beta$ -SiC, який під час обробки трансформувався у високотемпературну модифікацію. Отримані ними композити вирізнялися вищою твердістю HV, проте мали меншу тріщиностійкість  $K_{1C}$  та більшу пористість, ніж матеріали, синтезовані у

рамках цього дослідження. Вірогідно, таке погіршення властивостей пов'язане з надмірно високими температурами (понад 2000 °C), негативний вплив яких підтверджено й іншими даними.

У тривалому та енерговитратному процесі, запропонованому у роботі [33], оптимальний вміст TiC було визначено на рівні 50%. Проте результати цього дослідження свідчать, що нижчий ступінь легування є більш доцільним, оскільки надмірна кількість TiC спричиняє зниження міцності матеріалу через підвищення його крихкості. Очевидно, що характеристики композитів, отриманих у роботі [34] і [35], також поступаються властивостям матеріалів, синтезованих у цьому дослідженні.

## ВИСНОВКИ

У роботі було досліджено вплив вмісту карбиду титану на механічні властивості композиційної системи SiC–TiC, спеченої під одноосьовим тиском 45 МПа. Окрему увагу приділено оптимізації умов спікання з метою підвищення ефективності процесу.

За результатами дослідження встановлено, що введення TiC сприяє зменшенню пористості матеріалу, причому майже повної щільності вдавалося досягти за вмісту 40 мас.% TiC. Додавання карбиду титану позитивно впливало й на механічні властивості: ударна в'язкість зростала від 2,9 МПа·м<sup>0,5</sup> для чистого SiC до 6,1 МПа·м<sup>0,5</sup> для композиту 60 мас.% SiC – 40 мас.% TiC, а твердість — від 2,9 ГПа до 21,5 ГПа.

Було також показано, що підвищення температури спікання з 1900 °C до 2000 °C забезпечує додаткове збільшення твердості та тріщиностійкості приблизно на 30%. Водночас температура 2100 °C та надмірне збільшення часу витримки (45 хв) призводили до інтенсивного росту зерен і, відповідно, до погіршення властивостей матеріалу. Оптимальна тривалість витримки становила близько 30 хв, за якої щільність та механічні характеристики композиту досягали граничних значень.

У роботі підкреслено, що властивості матеріалів SiC–TiC, отриманих методом електроконсолідації, змінюються плавно та передбачувано при варіюванні вмісту TiC, що вирізняє цей підхід порівняно з традиційними методами, такими як SPS та гаряче пресування. Відтак електроконсолідація є перспективною технологією для отримання високодисперсних композитів із контрольованими характеристиками.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Willander M., Friesel M., Wahab Q., Straumal B. Silicon carbide and diamond for high temperature device applications // *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*. – 2006. – Vol. 17, No. 1. – P. 1–25.
2. Andrievski R. A. Nanostructured silicon carbide materials // *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*. – 2013. – Vol. 13, No. 3. – P. 2834–2840.
3. Park Y., Lee J., Kim H. Advances in SiC ceramics: processing, microstructure and properties // *Ceramics International*. – 2020. – Vol. 46, No. 14. – P. 22031–22045.
4. Kimoto T., Cooper J. A. *Fundamentals of Silicon Carbide Technology: Growth, Characterization, Devices, and Applications*. Singapore : John Wiley & Sons Singapore Pte. Ltd., 2014.
5. Soltys L. M., Mironyuk I. F., Mykytyn I. M., Hnylytsia I. D., Turovska L. V. Synthesis and properties of silicon carbide (review). *Physical and Chemical Solid State*. 2023. Vol. 24, No. 1. P. 5–16. DOI: <https://doi.org/10.15330/pcss.24.1.5-16>.
6. Wu R., Zhou K., Yue C. Y., Wei J., Pan Y. Recent progress in synthesis, properties and potential applications of SiC nanomaterials. *Progress in Materials Science*. 2015. Vol. 72. P. 1–60.  
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2015.01.003>
7. Wang Y., Dong S., Li X., Hong C., Zhang X. Synthesis, properties and multifarious applications of SiC nanoparticles: A review. *Ceramics International*. 2022. Vol. 48, No. 7. P. 8882–8901.  
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.12.208>.
8. Weimer A. W. (ed.). *Carbide, Nitride and Boride Materials: Synthesis and Processing*. London : Chapman & Hall, 1997. 674 p. ISBN 978-94-010-6521-4.
9. Acheson E. G. Production of silicon carbide. US Patent USRE11473E. 1895.

10. Huang J.-J. Surface-Controlled Chemical Vapor Deposition of Silicon Carbide : dissertation. Linköping : Linköping University, 2022. (Linköping Studies in Science and Technology; Dissertation No. 2263).
11. Pedersen H. Time as the fourth dimension: opening up new possibilities in chemical vapor deposition. *Chemistry of Materials*. 2016. Vol. 28, No. 3. P. 691–699.  
DOI: <https://doi.org/10.1021/acs.chemmater.5b04553>.
12. Zhuravlov A. Yu., Hovanskiy N. A., Khizhnyak D. A., Shirokov B. M., Semenov N. A., Shijan A. V., Strigunovskiy S. V., Yevsiukov A. I., Shevtsov A. B., Nazarenko E. A., Pilipenko N. N. Obtaining silicon carbide via chemical vapor, plasma-chemical and sublimation methods. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2017. No. 1(107). Series: Plasma Physics (23). P. 191–194.  
article\_2017\_1\_191
13. Ong T. K., Pirouz P., Hobgood H. M. Growth of 6H and 4H silicon carbide single crystals by the modified Lely process utilizing a dual-seed crystal method. *Journal of Applied Physics*. 1993. Vol. 73, No. 3. P. 1173–1179. DOI: 10.1063/1.117203.
14. Danks A. E., Hall S. R., Schnepf Z. The evolution of ‘sol–gel’ chemistry as a technique for materials synthesis. *Journal of Materials Chemistry*. 2012. Vol. 22, No. 7. P. 2824–2832.
15. Motta M., Deimling C., Saeki M., Lisboa-Filho P. Sol–gel synthesis of ceramics. *Journal of Sol-Gel Science and Technology*. 2008. Vol. 46. P. 201–207.
16. Katelnikovas A., Barkauskas J., Ivanauskas F., Beganskiene A., Kareiva A. Sol–gel derived materials: preparation and characterization. *Journal of Sol-Gel Science and Technology*. 2007. Vol. 41. P. 193–201.
17. Gordon J. E. *The New Science of Strong Materials*. 2nd ed. Princeton : Princeton University Press, 1976.
18. Barsoum M. W. *Fundamentals of Ceramics*. 2nd ed. Bristol ; Philadelphia: Institute of Physics Publishing, 2003. P. 356–365.

19. Wei G. C., Becher P. F. Improvements in mechanical properties in SiC by the addition of TiC particles. *Journal of the American Ceramic Society*. 1984. Vol. 67, No. 8. P. 571–574.  
DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1984.tb19174.x>.
20. Chen J., Li W., Jiang W. Characterization of sintered TiC–SiC composites. *Ceramics International*. 2009. Vol. 35. P. 3125–3129.  
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2009.04.022>.  
chen2009
21. Sekine T., Nino A., Sugawara Y., Sugiyama S., Taimatsu H. Synthesis of TiC–SiC hard ceramics and their mechanical properties. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2016. Vol. 63, No. 10. P. 912–917.
22. Liang H., Yao X., Zhang H., Liu X., Huang Z. The effect of TiC on the liquid phase sintering of SiC ceramics with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> additives. *Ceramics International*. 2018. Vol. 44. P. 12345–12354.
23. Hevorkian E. S., Nerubatskyi V. P., Rucki M., Kilikevicius A., Mamalis A. G., Samociuk W., Morozow D. Electroconsolidation method for fabrication of fine-dispersed high-density ceramics. *Nanotechnology Perceptions*. 2024. Vol. 20. P. 100–113.
24. Gevorkyan E. S., Nerubatskyi V. P., Vovk R. V., Chyshkala V. O., Kislitsa M. V. Structure formation in silicon carbide–alumina composites during electroconsolidation. *Journal of Superhard Materials*. 2022. Vol. 44, No. 5. P. 339–349.
25. Piotrkiewicz P., Zygmuntowicz J., Wachowski M., Cymerman K., Kaszuwara W., Midor W. A. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Cu–Ni composites manufactured via uniaxial pressing: microstructure, magnetic, and mechanical properties. *Materials*. 2022. Vol. 15. Article 1848.
26. Chiu K. A. et al. Epitaxial growth of TiC on (0001) 4H-SiC substrate by reactive sputtering. *Thin Solid Films*. 2023. Vol. 775. Article 139874.
27. Kamei K. et al. Solution growth of single crystalline 6H, 4H-SiC using Si–Ti–C melt. *Journal of Crystal Growth*. 2009. Vol. 311. P. 855–858.

28. Lapin J. et al. Synergistic effect of Ti, B, Si, and C on microstructure and mechanical properties of as-cast  $\text{Al}_{0.4}\text{Co}_{0.9}\text{Cr}_{1.2}\text{Fe}_{0.9}\text{Ni}_{1.2}(\text{Si,Ti,C,B})_{0.375}$  alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023. Vol. 934. Article 168050.
29. Magnus C., Sharp J., Ma L., Rainforth W. M. Ramification of thermal expansion mismatch and phase transformation in TiC-particulate/SiC-matrix ceramic composite. *Ceramics International*. 2020. Vol. 46. P. 20488–20495.
30. Ahmoye G., Bucevac D., Krstic V. D. Mechanical properties of reaction-sintered SiC–TiC composite. *Ceramics International*. 2018. Vol. 44. P. 14401–14407.
31. Sun R. et al. Simultaneously enhanced toughness and hardness of nanocrystalline SiC sintered under high pressure. *Journal of the European Ceramic Society*. 2025. Vol. 45. Article 116829.
32. Lou Z. et al. In-situ fabrication and characterization of TiC composite reinforced by SiC and  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ . *Ceramics International*. 2023. Vol. 49. P. 20849–20859.
33. Ueki M., Endo H. Mechanical properties of particulate-reinforced SiC-based ceramic composites. *ISIJ International*. 1992. Vol. 32. P. 943–952.
34. Cheng L. X., Xie Z. P., Liu G. W. Spark plasma sintering of TiC-based composites toughened by submicron SiC particles. *Ceramics International*. 2013. Vol. 39. P. 5077–5082.
35. Cabrero J., Audubert F., Pailler R. Fabrication and characterization of sintered TiC–SiC composites. *Journal of the European Ceramic Society*. 2012. Vol. 32. P. 313–320.