

М. С. МАЙСТАТ

аспірант кафедри технології кераміки, вогнетривів, скла та емалей  
Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»  
ORCID: 0000-0002-1875-3946

А. В. КРИВОБОК

аспірант кафедри технології кераміки, вогнетривів, скла та емалей  
Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»  
ORCID: 0000-0001-5878-8732

## ОГЛЯД НАЯВНИХ МЕТОДІВ ДОСЛІДЖЕННЯ ФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КЕРАМІКИ

*Досліджено механічні властивості керамічних матеріалів, зокрема твердість, модуль Юнга, міцність, міцність на розрив, яка є ключовою характеристикою для оцінки стійкості до тріщин, а також модуль Вейбулла.*

*Розглянуті різні режими розриву, такі як чисте розтягнення, плоский та поперечний зсув. Вивчено теорію Гріффіта та поняття коефіцієнта вивільнення енергії деформації ( $G$ ). У роботі також розглядаються методи вимірювання міцності на розрив, включаючи тестування з одностороннім кутом засічки та зигзагоподібною засічкою. Аналізувались дослідження Айрвіна на вплив параметрів пластичності на механізм розриву та розробив різні методи вимірювання міцності на розрив для керамічних матеріалів. Використання цих методів, які передбачають нанесення засічок на зразок та його випробування на згин, дозволяє визначити критичний коефіцієнт інтенсивності напруження. Особливу увагу приділено моделюванню напружень на кінці тріщини та визначенню коефіцієнта інтенсивності напруження ( $K_I$ ) за різних умов. Коефіцієнт інтенсивності напруження способу I ( $K_{Ic}$ ) використовується для визначення міцності при розриві керамічних матеріалів. Додатково, розглядалась модель Вейбулла, яка використовується для статистичного аналізу міцності матеріалів. Вейбулл вводить концепцію слабких ланок у ланцюгу, що аналогічно дефектам у кераміці, які можуть впливати на міцність. Ймовірність відмови матеріалу описується матеріальною функцією Вейбулла. Узагальнюючи, дана робота ставить за мету вивчення механічних властивостей керамічних матеріалів. Використані моделі та методи дозволяють глибше розуміти процеси руйнування матеріалів та визначити їхні характеристики з точністю, необхідною для практичних застосувань у виробництві та інженерії. Отже, дана робота розкриває ключові аспекти механічних властивостей керамічних матеріалів та надає підґрунтя для подальших досліджень у сфері керамічних технологій.*

**Ключові слова:** керамічні матеріали, механічні властивості, твердість, модуль юнга, міцність на розрив.

M. S. MAISTAT

Postgraduate Student at the Department of Ceramic Technology,  
Refractories, Glass and Enamels  
National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute"  
ORCID: 0000-0002-1875-3946

A. V. KRYVOBOK

Postgraduate Student of the Department of Ceramic Technology, Refractories, Glass and Enamels  
National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute"  
ORCID: 0000-0001-5878-8732

## REVIEW OF EXISTING METHODS FOR THE INVESTIGATION OF PHYSICAL PROPERTIES OF CERAMICS

*The mechanical properties of ceramic materials have been investigated, specifically hardness, Young's modulus, strength, and fracture toughness, which is a key characteristic for evaluating crack resistance, along with the Weibull modulus. Various fracture modes, such as pure tension, flat, and transverse shear, have been examined. The theory of Griffith and the concept of the strain energy release rate ( $G$ ) have been studied. The study also explores methods for measuring fracture strength, including testing with a single-notch angle and a zigzag notch. Irving's research on the influence of plasticity parameters on the fracture mechanism was analyzed, and various methods for measuring fracture strength in ceramic materials were developed. The use of these methods, involving the application of notches to the specimen and testing it in bending, allows for the determination of the critical stress intensity factor. Special attention is given to modeling stress at the crack tip and determining the stress intensity factor ( $K_I$ ) under various conditions. The stress intensity factor for mode I ( $K_{Ic}$ ) is employed to determine the fracture strength of ceramic materials. Additionally,*

the Weibull model, utilized for statistical analysis of material strength, was examined. Weibull introduces the concept of weak links in a chain, analogous to defects in ceramics that can influence strength. The probability of material failure is described by the Weibull material function. In summary, this work aims to explore the mechanical properties of ceramic materials. The utilized models and methods enable a deeper understanding of material failure processes and the precise determination of their characteristics, essential for practical applications in manufacturing and engineering. Therefore, this study elucidates key aspects of the mechanical properties of ceramic materials and provides a foundation for further research in the field of ceramic technologies.

**Key words:** ceramic materials, mechanical properties, hardness, Young's modulus, strength, fracture strength, Weibull modulus.

### Постановка проблеми

Проблема дослідження фізичних властивостей кераміки становить актуальну тему, оскільки сучасний розвиток технологій та наукових досліджень вимагає глибшого розуміння цих властивостей для оптимізації процесів виробництва, покращення якості та розробки нових матеріалів.

### Формулювання мети дослідження

Метою статті є аналіз існуючих методів дослідження фізичних властивостей кераміки.

### Матеріал і результати досліджень

**Твердість.** Матеріали можуть витягуватися еластично та пластично. У лінійно еластичних матеріалів, таких як кераміка, еластичне деформування виникає, коли застосовується напруження, і матеріал реагує деформацією. Після відсутності напруження матеріал відновлює свою початкову форму. Пластичне деформування виникає, коли на матеріал накладається достатньо велике навантаження, щоб вийти за межі лінійно еластичної області, і матеріал не може відновити свою початкову форму. Через спосіб, яким зазвичай вимірюється, твердість може розглядатися як опір матеріалу невідновлюваній пластичній деформації [1, 2].

Твердість вимірюється вдавлюванням поверхні матеріалу гострим наконечником. Величина твердості зазвичай обчислюється за допомогою рівняння (1), де  $H$  – твердість,  $P$  – навантаження вдавлювання, а « $a$ » – проєкційний розмір вдавлювання Віккерса.

$$H = P/2a^2 \quad (1)$$

На рис. 1 вдавлювання Віккерса показано приклад контактної площі вдавнення. Одиниці твердості – це навантаження на одиницю площі, що дає одиниці тиску. Таким чином, альтернативне визначення твердості – це тиск, необхідний для виклику певного обсягу невідновлюваної пластичної деформації [3].

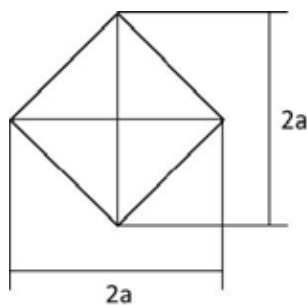


Рис. 1. Схематична діаграма вдавлювання Віккерса, що показує контактну площу вдавнення та розміри «а»

Твердість може використовуватися для контролю якості, і її значення впливає на знос, ерозію та пошкодження при обробці [4]. Для кераміки твердість зазвичай вимірюється одним із двох методів: вдавлюванням Віккерса або Кнопа [1]. Твердість кераміки за методом Віккерса визначається вдавлюванням під пірамідальним індентором (Рис. 1), та замірюються діагональні розміри утвореного вдавнення для визначення контактної площі [29].

Однак індентор Кнопа має відношення довжини до ширини 7:1, що розподіляє навантаження на набагато більшу площу. Це не лише змінює зону деформації під наконечником індентора, але й зменшує кількість тріщин порівняно з вдавлюванням Віккерса [1, 5].

При вимірюванні вдавнення Кнопа вимірюється лише довжина довшої вісі. Засновуючись на геометрії вдавнення, обчислюється проєкційна площа вдавнення, а не контактна площа. Також важливо врахувати, що твердість змінюється з навантаженням, яке використовується для створення вдавнення, яке відоме як «ефект розміру вдавнення». Значення твердості досягають плато, коли навантаження достатньо велике, що може бути визначено шляхом вимірювання твердості при різних навантаженнях. Таким чином, для повного характеризування твердості кераміки важливо розуміти ефект розміру вдавнення, щоб виміряна твердість була показником верхнього ліміту невідновлюваної деформації кераміки [1, 5, 6].

**Модуль Юнга.** Модуль Юнга, відомий також як еластичний модуль, є показником енергії, необхідної для виклику еластичної деформації між зв'язками в матеріалі [7]. Математично модуль Юнга визначається як зміна напруження ( $\sigma$ ) (навантаження на одиницю площі) відносно зміни деформації ( $\epsilon$ ) (зміна довжини на одиницю довжини), як визначено законом Гука та показано в рівнянні 2, де  $E$  – це модуль Юнга [1].

$$E = \sigma / \epsilon \tag{2}$$

На практиці модуль Юнга матеріалу зазвичай вимірюється за допомогою статичних або динамічних методів вимірювання. Найпростіший із статичних методів – це розтягуюче випробування, де напруження та деформація можуть бути записані під час випробування на міцність. Графіки залежності напруження від деформації потім можуть бути побудовані. Для лінійно еластичних матеріалів, таких як кераміка, нахил кривої напруження-деформації є модулем Юнга [8]. Випробування на згин також є більш поширеним через просту геометрію зразка, однак помилки вимірювання модуля Юнга можуть виникати через неоднаковий розподіл напруження та пластичну деформацію під час випробування на згин [1].

Динамічні методи можуть бути більш точними для визначення модуля Юнга з помилкою вимірювання менше 0,1% [9]. У цих методах модуль визначається шляхом виявлення резонансних вібрацій або поширення ультразвукових хвиль через матеріал. Використовуючи імпульсний збуджувач, як описано в ASTM C1259-08<sup>E1</sup>, хвиля згинання надсилається через прямокутний брусок довжиною  $L$ , шириною  $w$ , товщиною  $t$  та масою  $m$  [9]. Частоту згинної хвилі ( $f_1$ ) можна виявити за допомогою п'єзоелектричного перетворювача та використовувати у рівнянні 3 для визначення модуля Юнга ( $E$ ), де  $T_1$  – це корекційний фактор, визначений стандартом.

$$E = 0,9465 \cdot (m \cdot f_1^2 / w) \cdot (L^3 / t^2) \cdot T_1 \tag{3}$$

Порівняно зі статичними методами випробування, вимірювання модуля Юнга за допомогою динамічних методів не вимагає знищення зразків. За допомогою того самого зразка також можуть бути встановлені торсійні хвилі в матеріалі, і їх частоту також можна виміряти. Це дозволяє виміряти модуль зсуву та коефіцієнт Пуассона [9].

**Міцність.** Міцність матеріалу є відносною мірою напруги, необхідної для розриву зв'язків у цьому матеріалі та може бути визначена як максимальна напруга, яку матеріал може витримати при розриві [1]. Якщо поглибитись до атомних зв'язків, міцність впливає з кулонівських сил притягання та відштовхування, що діють на них в електронних орбіталах [1, 7, 10]. Атоми в решітці (рис. 2) мають вибірку відстань взаємодії на основі балансу між силами притягання та відштовхування.

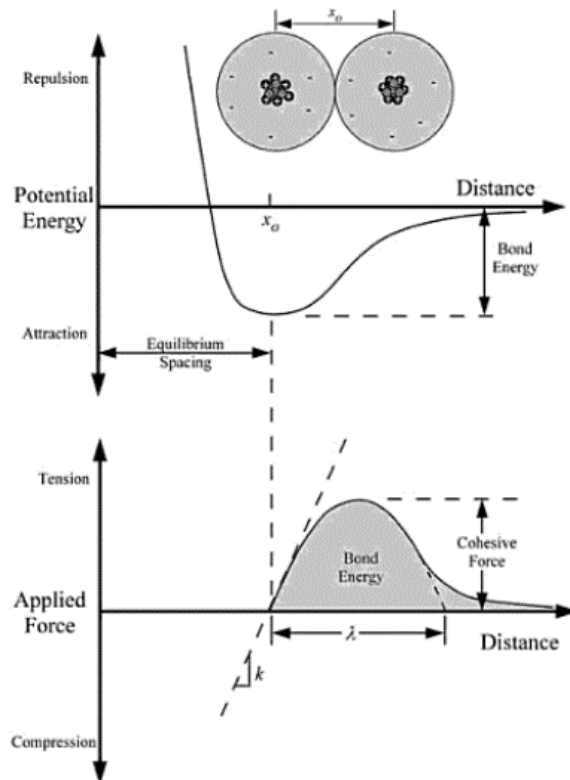


Рис. 2. Потенціальна енергія як функція відстані між атомами, де  $x$  являє собою рівноважну відстань між атомними ядрами [7]

Якщо застосовано зовнішню силу (P), атоми будуть рухатися відносно один одного, змінюючи своє рівноважне положення. Однак для розриву зв'язку до атомної решітки має бути застосована сила, більша за когезійну силу (P<sub>c</sub>). За ідеалізації відношення сили до відхилення як синусоїду, когезійну силу можна визначити за допомогою рівняння 4, де Δ – це зміна атомного відстані при деформації зв'язку, а x – відхилення.

$$P = P_c \cdot \sin(\pi \cdot x / \Delta) \tag{4}$$

Жорсткість зв'язку, k, може бути визначена за допомогою рівняння 5, де k – це відношення навантаження до відхилення.

$$k = P_c \cdot (\pi / \Delta) \tag{5}$$

Поділивши рівняння 5 на кількість зв'язків на одиницю площі, сила, необхідна для розриву атомних зв'язків, стає когезійним напруженням (σ<sub>c</sub>), а жорсткість зв'язку стає модулем Юнга. З використанням цього підходу рівняння 5 може бути переписано у вигляді рівняння 6, яке є базовим рівнянням для теоретичної міцності матеріалу [7].

$$\sigma_c \approx E / \pi \tag{6}$$

Для крихких матеріалів теоретична міцність завищує реальну міцність через концентратори напруг, такі як слабкі зв'язки між кристалічними зернами або дефекти, такі як пори та мікротріщини всередині об'єму матеріалу. В кінцевому рахунку концентратори напруг зменшують максимально досяжну міцність [1]. Гріффіт використав перший закон термодинаміки для моделювання впливу дефектів на міцність. Припускаючи, що тріщина поширюється настільки швидко, що тепловий потік відсутній, Гріффіт запропонував, що механічна робота, вкладена у зразок, дорівнює сумі еластично збереженої потенційної енергії та енергії поверхні на вершині тріщини [1, 11]. Використовуючи рівняння 7, Гріффіт показав, що за умов площинного напруження розрив крихкого твердого тіла під дією напруги (σ<sub>f</sub>) контролюється критичним розміром дефекту (2c<sub>c</sub>), але також пов'язаний з модулем Юнга та енергією поверхні тріщини на одиницю площі (γ) [1]. Пізніше було показано, що термодинамічне значення γ фактично слід замінити більшим значенням енергії поверхні розриву (γ<sub>f</sub>) [1].

$$\sigma_f = (2 \cdot E \cdot \gamma / \pi c_c)^{1/2} \tag{7}$$

Для вимірювання міцності крихких матеріалів зазвичай використовується випробування на згин через його низьку вартість і просту геометрію зразка [1, 12]. ASTM C1161-02c надає вказівки для випробування міцності крихких твердих тіл на згин. Три- та чотириточкові випробування на згин є популярними методами для вимірювання міцності на згин. Міцність може бути визначена шляхом вимірювання навантаження, необхідного для розриву, та розрахунку міцності за допомогою рівняння 8, де M – це момент сили, у – відстань від нейтральної осі, а I – момент інерції [13].

$$\sigma = M \cdot \gamma / I \tag{8}$$

Діаграми зсуву та моменту показані на рисунку 3 для трьохточкового та чотириточкового випробувань на згин.

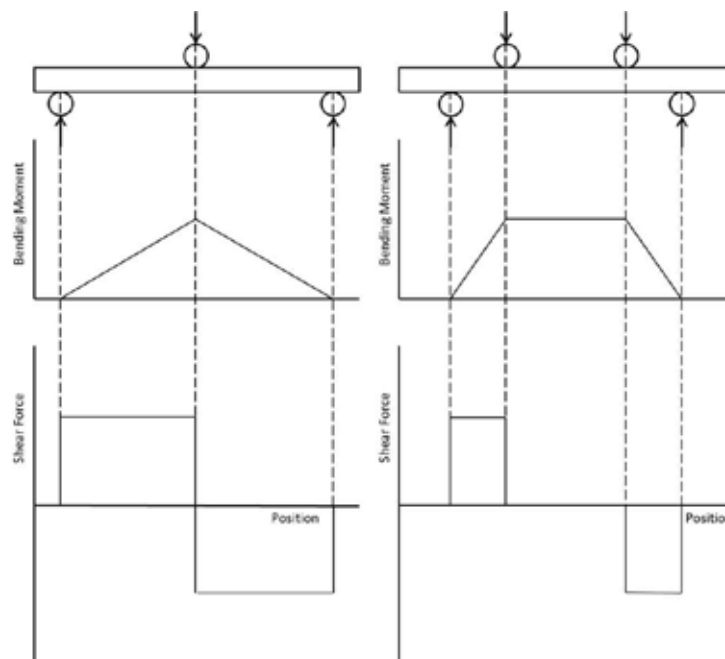


Рис. 3. Діаграми зсуву та моменту для трьохточкового (ліворуч) та чотириточкового (праворуч) методів випробувань на згин [13]

З діаграм зсуву видно, що зсув присутній по всій довжині брусу під час трьохточкового згину. Також видно, що момент не є постійним по всьому брусу. Навпаки, для чотирихточкового згину зсувна сила нейтралізована, а момент згину постійний між верхніми шпильками. Це робить чотирихточковий згин справжнім виміром міцності на згин, оскільки трьохточковий згин впливає на зсувні сили. Проте випробування на розтягування надає найточніший показник міцності [1].

**Міцність на розрив.** Подолання міцності контролюється наявністю існуючих дефектів і пов'язано з утворенням нових дефектів у зразку, а міцність на розрив є властивістю матеріалу, яка вимірює стійкість до поширення тріщин з цих дефектів [1, 7]. Ця стійкість може бути вимірною, але залежить від способу розриву матеріалу. Матеріали розриваються в одному або кількох режимах, де спосіб I визначено як чисте розтягнення, спосіб II – плоский зсув, а спосіб III – поперечний зсув [1]. На рисунку 4 кожен з цих режимів показано схематично.

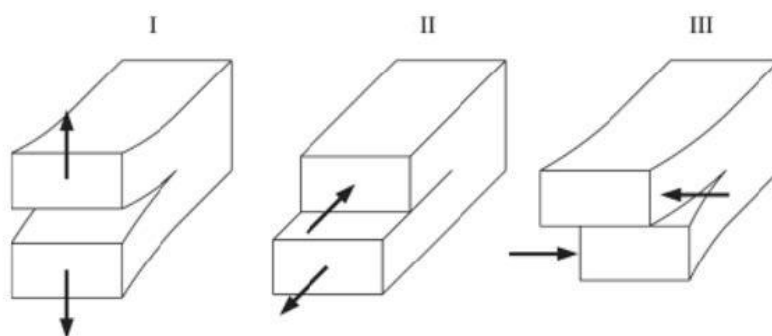


Рис. 4. Схематичне зображення способів розриву I, II і III [1]

Айрвін використав загальну форму теорії Гріффіта для опису сили, що діє на одиничну площу при фронті тріщини [14]. Основуючись на законі збереження енергії, Айрвін визначив відносину для енергії, необхідної для розширення тріщини за допомогою рівняння 9, де  $G$  було визначено Айрвіном як «тенденцію до сили»,  $\delta l_i^{el}$  – відновлюваний приріст деформаційної енергії руху  $F_i$ ,  $\delta U$  – збережена відновлювана енергія деформації або потенційна енергія, а  $\delta A$  – площа нової поверхні, створеної при розриві [14].

$$G = (\sum_i F_i \cdot \delta l_i^{el} - \delta U) / \delta A \quad (9)$$

Спрощена версія, показана в рівнянні 10, покаже, що  $G$  є різницею між механічною роботою ( $\delta W$ ), необхідною для створення нової поверхні, і відновлюваною енергією деформації на одиницю нової площі ( $\delta U$ ), де як робота, так і збережена енергія залежать від навантаження та зміни довжини тріщини [1]. Рівняння 10 показує вивільнення енергії на одиницю площі або коефіцієнт вивільнення енергії, однак  $G$  фактично є показником енергії, доступної для поетапного розширення тріщини [1, 7].

$$G = -(\delta W - \delta U) / \delta A \quad (10)$$

Параметр пластичності матеріалу також змінюється зі збільшенням довжини тріщини. Оскільки пластичність та  $G$  пов'язані змінами у довжині тріщини,  $G$  може бути виміряно як зміна пластичності зі збільшенням довжини тріщини. Айрвін показав, що за умов площинного напруження, коли до центральної тріщини застосовуються чисті розтягуючі напруження,  $G$  може бути обчислений за допомогою рівняння 11, де  $\sigma$  – це прикладене напруження,  $E$  – модуль Юнга, а  $2a$  – відома довжина тріщини, зробивши « $a$ » половиною довжини тріщини [14].

$$G = \pi \cdot \sigma \cdot a / E \quad (11)$$

Критичний коефіцієнт вивільнення енергії деформації,  $G_c$ , може бути визначено, підставивши  $\sigma_c$ , напруження при розриві, замість  $\sigma$ . Коли  $G \geq G_c$ , відбувається розрив. Різні коефіцієнти вивільнення енергії деформації, виміряні при розриві способом I, II або III, також можуть бути додані для визначення  $G_{total}$ .

Айрвін також моделював напруження на елементі біля кінця тріщини, представлене у двох вимірах на рисунку 5 [15].

Він показав, що кожне напруження пов'язане сталою  $K_I$ , і кожне пропорційне відстані  $r$  від кінця тріщини та куту  $\theta$  від передньої частини кінця тріщини [15]. Стала  $K_I$ , відома як коефіцієнт інтенсивності напруження способу I, пов'язана з  $G_I$  через модуль Юнга і може бути обчислена за допомогою рівняння 12.

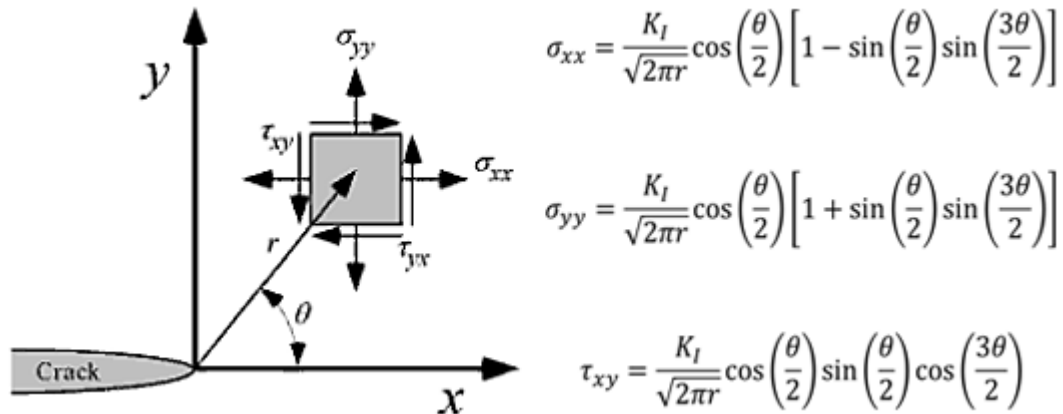


Рис. 5. Напруження елементів на кінці розповсюдженої тріщини [7]

$$G_I = K_I^2/E \tag{12}$$

Після того, як відомо  $K_I$ , можна моделювати всю напружену область навколо кінця тріщини. Знаючи, що певне критичне напруження призведе до розриву матеріалу, також можна визначити критичний коефіцієнт інтенсивності напруження режиму I ( $K_{IC}$ ) та використовувати його для опису міцності при розриві матеріалу. Рівняння 13 показує, як  $K_I$  може бути визначено для нескінченної пластини із тріщиною в товщину [1, 7].

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \tag{13}$$

Хоча коефіцієнт вивільнення енергії деформації корисний,  $K_{IC}$  зазвичай вимірюється для кераміки через тенденцію матеріалів розриватися в режимі, який вимагає найменшої кількості енергії, тобто способі I [1, 16–19]. Однак одним з недоліків використання коефіцієнта інтенсивності напруження є те, що значення не можуть бути додані безпосередньо для отримання  $K_{total}$ , як це можливо з  $G_{total}$ . Однак  $K$  для кожного способу розриву може бути перетворений в  $G$  для кожного способу, і  $G_{total}$  може бути визначено для опису енергії, необхідної для створення нових поверхонь при змішаному способі розриву.

Значення міцності на розрив для кераміки можна визначити кількома різними методами [29]. Для проведення випробувань застосовують методи з одностороннім кутом засічки та зигзагоподібною засічкою, які вимагають нанесення засічок на зразок і випробування його на згин. [1, 16, 18]. За допомогою нанесення засічок відомого розміру створюється відомий дефект, що дозволяє розрахувати  $K_{IC}$  на основі вимірної величини  $\sigma_c$ .

Інші методи використовують індентування для визначення  $K_{IC}$ . Прямий метод вимірювання  $K_{IC}$  через індентування застосовується шляхом виготовлення інденту на матеріалі з достатньою силою для створення радіальних/медіальних тріщин [1, 20]. Починаючи з того, як утворюються радіальні/медіальні тріщини,  $K_I$  спочатку більше, ніж  $K_{IC}$ , і тріщини поширюються. По мірі того як тріщини продовжують поширюватися та збільшуватися в довжину, напруження в точці тріщини буде зменшуватися. Тріщина зупиниться в поширенні, коли  $K_I$  зменшиться нижче  $K_{IC}$ . Довжину радіальних/медіальних тріщин можна виміряти, а рівняння 14 може бути використано для визначення  $K_{IC}$ , де  $\xi$  – емпірично визначена константа ( $0.016 \pm 0.004$ ),  $2c$  – довжина радіальних медіальних тріщин, а  $P$  – навантаження, використовуване для створення тріщин [20].

$$K_{IC} = \xi(E/H)^{1/2} \cdot (P/c^{3/2}) \tag{14}$$

Вимірюючи міцність на розрив за допомогою непрямого методу, індентування гнучкого стрижня для створення радіальних/медіальних тріщин включає в себе розривання слід вирізати пучок для створення радіальних/медіальних тріщин, а потім його розривання. Модифікований непрямий метод передбачає індентування стрижня кілька разів. Розрив відбудеться на радіальній/медіальній тріщині, пов'язаній з одним з індентів, тоді як інші інденти залишаться на межі розриву, і  $K_{IC}$  може бути визначено на основі розміру їхніх радіальних/медіальних тріщин [1].

**Модуль Вейбулла.** Гаусові розподіли часто використовуються для статистичного аналізу наборів даних. Аналізуючи дані для керамічних матеріалів, таких як міцність, гаусові розподіли не враховують дані, які відхиляються від середнього значення. Це стосується крихких матеріалів, де великий дефект може негативно впливати на міцність [21]. В. Вейбулл запропонував матеріальну функцію на основі ймовірності відмови для нескінченно малих об'ємів матеріалу. В кожному сегменті об'єму є можливість наявності дефекту або кількох дефектів. Використання зразків одного об'єму ефективно усуває вплив об'єму зразка на міцність, і, отже, міцність матеріалу визначається розміром та розподілом дефектів [1, 21].

Ці дефекти, позначені як «п», схожі на слабкі ланки у ланцюзі. Ланцюг виходить з ладу в найслабшому місці, так само як і крихкий матеріал розривається в його найбільшому дефекті [1, 21, 22]. Матеріальна функція Вейбулла показана в рівнянні 15, де  $\sigma$  – це середня міцність/напруженість набору зразків,  $\sigma_0$  – параметр масштабу Вейбулла, а  $m$  – модуль Вейбулла [21].

$$n(\sigma) = (\sigma/\sigma_0)^m \quad (15)$$

Параметри  $m$  та  $\sigma_0$  є невідомими і повинні бути визначені емпірично. Параметр масштабу Вейбулла,  $\sigma_0$ , є напруженням, необхідним для того, щоб піддати певний об'єм напруження, який еквівалентний середньому об'ємному відсотку дефектів під напруженням. При цьому напруженні математична ймовірність відмови становить 63%, що дозволяє визначити  $\sigma_0$  за даними про міцність на розрив [21].

Модуль Вейбулла « $m$ » визначається з урахуванням того, що зразок складається з нескінченної кількості малих сегментів, де кожен з цих сегментів має певну ймовірність відмови, що базується на матеріальній функції. Вейбулл показав, що цю ймовірність можна визначити за допомогою рівняння 16, де  $P_s$  – ймовірність виживання [22, 23].

$$P_s = -\exp(n(\sigma)) \quad (16)$$

З емпіричних даних зразки ранжируються від найслабших до найсильніших. Ранг ( $i$ ) і загальна кількість зразків використовуються для визначення  $P_s$  за допомогою рівняння 17, залишаючи  $m$  єдиним невідомим параметром [1].

$$P_s = 1 - ((i - 0,5)/n) \quad (17)$$

Потім модуль Вейбулла можна визначити за допомогою лінійної регресії, побудовавши графік  $\ln(-\ln(1/P_s))$  як функції  $\ln(\sigma)$  і влаштувавши лінію по даним. Кут на цій лінії буде модулем Вейбулла,  $m$  [1]. Потім модуль Вейбулла можна використовувати для порівняння різних наборів даних. Між різними наборами даних більший модуль Вейбулла вказує на більш вузький розподіл міцності для зразків у цьому наборі  $i$ , отже, на більш вузький розподіл розмірів дефектів [1, 22, 23].

Виміряні значення модулів Вейбулла в діапазоні від 8 до 17 були зазначені для комерційних керамічних матеріалів, що робить модуль Вейбулла понад 10 хорошим показником для визначення однорідності між керамічними матеріалами у виробничій партії або між виробничими партіями [24].

#### Висновки

У результаті аналізу останніх досліджень та публікацій, що стосуються механізмів розриву керамічних матеріалів, можна визначити ключові аспекти, які впливають на їхню міцність. Глибокий огляд теорії Гріффіта та моделі Вейбулла дозволяє зрозуміти, що розрив кераміки тісно пов'язаний із наявністю та розміром дефектів у матеріалі.

Висновки дослідження вказують на важливість врахування параметрів Вейбулла при аналізі міцності керамічних матеріалів та підкреслюють їх роль у підвищенні надійності виробництва. Детальний розгляд моделі Вейбулла надає можливість визначити оптимальні умови виробництва та контролювати якість матеріалів, що є критичним аспектом у виробництві керамічних броньових компонентів.

#### Список використаної літератури

1. Wachtman, J. B., Cannon, W. R., & Matthewson, M. J. (2009). *Mechanical properties of ceramics*. John Wiley & Sons.
2. Hays, C., & Kendall, E. G. (1973). An analysis of Knoop microhardness. *Metallography*, 6(4), 275-282.
3. Simes, T. R., Mellor, S. G., & Hills, D. A. (1984). A note on the influence of residual stress on measured hardness. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 19(2), 135-137.
4. Chiang, S. S., Marshall, D. B., & Evans, A. G. (1982). The response of solids to elastic/plastic indentation. I. Stresses and residual stresses. *Journal of Applied Physics*, 53(1), 298-311.
5. Standard, A. S. T. M. (2013). Standard test method for Knoop indentation hardness of advanced ceramics.
6. Krell, A. (1998). A new look at grain size and load effects in the hardness of ceramics. *Materials Science and Engineering: A*, 245(2), 277-284.
7. T. Anderson, T.L., (2005). *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, Third Edition (3rd ed.)*. CRC Press.
8. Gu, W. H., & Faber, K. T. (1995). Tensile Behavior of Microcracking SiC-TiB<sub>2</sub> Composites. *Journal of the American Ceramic Society*, 78(6), 1507-1512.
9. Standard, A. S. T. M. (2008). Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio for Advanced Ceramics by Impulse Excitation of Vibration.
10. Kittel, C. (2005). *Introduction to solid state physics*. John Wiley & sons, inc.
11. Griffith, A. A. (1921). VI. The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical transactions of the royal society of london. Series A, containing papers of a mathematical or physical character*, 221(582-593), 163-198.

12. Li, K., & Liao, T. W. (1996). Surface/subsurface damage and the fracture strength of ground ceramics. *Journal of Materials Processing Technology*, 57(3-4), 207-220.
13. Standard, A. S. T. M. (2008). Standard Test Method for Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature.
14. Irwin, G. R. (1956). *Onset of fast crack propagation in high strength steel and aluminum alloys (No. NRL-4763; PB-121224)*. Naval Research Lab., Washington, DC.
15. Hilmas, G. E., & Tien, T. Y. (1999). Effect of AlN and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> additions on the phase relationships and morphology of SiC Part I Compositions and properties. *Journal of materials science*, 34, 5605-5612.
16. Irwin, G. R. (1957). Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate. *Journal of Applied Mechanics*, 24(3), 361-364.
17. Evans, A. G. (1990). Perspective on the development of high-toughness ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 73(2), 187-206.
18. Munz, D., Bubsey, R. T., & Shannon Jr, J. L. (1980). Fracture Toughness Determination of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Using Four-Point-Bend Specimens with Straight-Through and Chevron Notches. *Journal of the American Ceramic Society*, 63(5-6), 300-305.
19. Cook, R. F., & Lawn, B. R. (1983). A modified indentation toughness technique. *Journal of the American Ceramic Society*, 66(11), c200-c201.
20. G Anstis, G. R., Chantikul, P., Lawn, B. R., & Marshall, D. B. (1981). A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, direct crack measurements. *Journal of the American ceramic society*, 64(9), 533-538.
21. Weibull, W. (1939). A statistical theory of the Strength of materials. *Proc. Royal Academy Engrg Science*, 15.
22. Weibull, W. (1951). A statistical distribution function of wide applicability. *Journal of applied mechanics*.
23. Gong, J., Si, W., & Guan, Z. (2001). Weibull modulus of fracture strength of toughened ceramics subjected to small-scale contacts. *Journal of materials science*, 36, 2391-2396.
24. Swab, J. J. (2004). Recommendations for determining the hardness of armor ceramics. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 1(3), 219-225.

#### References

1. Wachtman, J. B., Cannon, W. R., & Matthewson, M. J. (2009). *Mechanical properties of ceramics*. John Wiley & Sons.
2. Hays, C., & Kendall, E. G. (1973). An analysis of Knoop microhardness. *Metallography*, 6(4), 275-282.
3. Simes, T. R., Mellor, S. G., & Hills, D. A. (1984). A note on the influence of residual stress on measured hardness. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 19(2), 135-137.
4. Chiang, S. S., Marshall, D. B., & Evans, A. G. (1982). The response of solids to elastic/plastic indentation. I. Stresses and residual stresses. *Journal of Applied Physics*, 53(1), 298-311.
5. Standard, A. S. T. M. (2013). Standard test method for Knoop indentation hardness of advanced ceramics.
6. Krell, A. (1998). A new look at grain size and load effects in the hardness of ceramics. *Materials Science and Engineering: A*, 245(2), 277-284.
7. T. Anderson, T.L., (2005). *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, Third Edition (3rd ed.)*. CRC Press.
8. Gu, W. H., & Faber, K. T. (1995). Tensile Behavior of Microcracking SiC-TiB<sub>2</sub> Composites. *Journal of the American Ceramic Society*, 78(6), 1507-1512.
9. Standard, A. S. T. M. (2008). Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio for Advanced Ceramics by Impulse Excitation of Vibration
10. Kittel, C. (2005). *Introduction to solid state physics*. John Wiley & sons, inc.
11. Griffith, A. A. (1921). VI. The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical transactions of the royal society of london. Series A, containing papers of a mathematical or physical character*, 221(582-593), 163-198.
12. Li, K., & Liao, T. W. (1996). Surface/subsurface damage and the fracture strength of ground ceramics. *Journal of Materials Processing Technology*, 57(3-4), 207-220.
13. Standard, A. S. T. M. (2008). Standard Test Method for Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature.
14. Irwin, G. R. (1956). *Onset of fast crack propagation in high strength steel and aluminum alloys (No. NRL-4763; PB-121224)*. Naval Research Lab., Washington, DC.
15. Hilmas, G. E., & Tien, T. Y. (1999). Effect of AlN and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> additions on the phase relationships and morphology of SiC Part I Compositions and properties. *Journal of materials science*, 34, 5605-5612.
16. Irwin, G. R. (1957). Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate. *Journal of Applied Mechanics*, 24(3), 361-364.



17. Evans, A. G. (1990). Perspective on the development of high-toughness ceramics. *Journal of the American Ceramic society*, 73(2), 187-206.
18. Munz, D., Bubsey, R. T., & Shannon Jr, J. L. (1980). Fracture Toughness Determination of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Using Four-Point-Bend Specimens with Straight-Through and Chevron Notches. *Journal of the American Ceramic Society*, 63(5-6), 300-305.
19. Cook, R. F., & Lawn, B. R. (1983). A modified indentation toughness technique. *Journal of the American Ceramic Society*, 66(11), c200-c201.
20. G Anstis, G. R., Chantikul, P., Lawn, B. R., & Marshall, D. B. (1981). A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, direct crack measurements. *Journal of the American ceramic society*, 64(9), 533-538.
21. Weibull, W. (1939). A Statistical theory of the Strength of materials. *Proc. Royal Academy Engrg Science*, 15.
22. Weibull, W. (1951). A statistical distribution function of wide applicability. *Journal of applied mechanics*.
23. Gong, J., Si, W., & Guan, Z. (2001). Weibull modulus of fracture strength of toughened ceramics subjected to small-scale contacts. *Journal of materials science*, 36, 2391-2396.
24. Swab, J. J. (2004). Recommendations for determining the hardness of armor ceramics. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 1(3), 219-225.