

УДК 663.3:539.4

ВИЗНАЧЕННЯ В'ЯЗКОСТІ РУЙНУВАННЯ КЕРАМІКИ, ВИГОТОВЛЕНОЇ НА ОСНОВІ ОКСИДУ ЦИРКОНІЮ МЕТОДОМ ІСКРОВОГО ПЛАЗМОВОГО СПІКАННЯ

В. В. КУЛИК¹, З. А. ДУРЯГІНА¹, Р. КЛИМЦЫК², В. І. ВАВРУХ¹,
М. PODSIADŁO², К. МОМОТ², Б. Д. ВАСИЛІВ¹, Т. М. КОВБАСЮК¹

¹ Національний університет "Львівська політехніка";

² Lukaszewicz Research Network, Krakow Institute of Technology, Poland

Досліджено тріщиностійкість кераміки $ZrO_2-3 \text{ mol.}\% Y_2O_3$, виготовленої іскровим плазмовим спіканням (ІПС) за температур 1150...1350°C. Її в'язкість руйнування визначено методом ідентування за Вікерсом, за модулем Юнга, мікротвердістю та лінійними розмірами тріщини. Порівняно її розрахункові значення з отриманими методом триточкового згину балки з боковим вирізом (методом SENB). Встановлено, що спікання при 1200°C забезпечило найвищу в'язкість руйнування K_{IC} кераміки. Через відмінності мікроструктури кераміки, виготовленої ІПС і традиційно, для коректного визначення її в'язкості руйнування рекомендовано одночасно із ідентуванням застосовувати традиційні методи механіки руйнування.

Ключові слова: цирконієва кераміка, температура спікання, ідентування за Вікерсом, в'язкість руйнування.

Fracture toughness of $ZrO_2-3 \text{ mol.}\% Y_2O_3$ ceramics produced by the spark plasma sintering (SPS) at temperatures of 1150...1350°C was studied. The fracture toughness of the ceramics was determined by the Vickers indentation method, Young's modulus, microhardness, and linear crack dimensions. A comparative analysis of the calculated fracture toughness values with those obtained by the method of three-point bending of a single-edge notch beam (SENB method) was carried out. It was found that sintering at 1200°C provided the highest fracture toughness K_{IC} of the ceramics. Because of the differences in the microstructure of ceramics produced by SPS and conventional sintering methods, it is recommended to use traditional methods of fracture mechanics along with the indentation method to correctly determine the fracture toughness of ceramics.

Keywords: zirconia ceramics, sintering temperature, Vickers indentation, fracture toughness.

Вступ. Метод іскрового плазмового спікання (ІПС) часто використовують в аерокосмічній, автомобільній, електронній та біомедичній галузях [1–3]. ІПС – це процес консолідації порошку (металевого або керамічного), що утримується в графітовій матриці, з допомогою імпульсного постійного електричного струму. Так, на відміну від звичайного спікання, забезпечують високу швидкість нагрівання та відносно низьку температуру, що уповільнює укрупнення зерен [3, 4]. Тому такий процес має значні переваги над традиційними методами [5–7]. ІПС виготовляють вироби спеціального призначення, пристрої управління теплом, електронні підкладки та біологічні імплантати [3]. Через це слід детально вивчити фізико-механічні властивості одержаних матеріалів виробів. Тому важливо дослідити спечені керамічні матеріали, серед яких одним із найпоширеніших є діоксид цирконію, стабілізований оксидом ітрію (yttria stabilized zirconia (YSZ)). У багатьох працях досліджено властивості кераміки YSZ, отриманої методом ІПС під

тиском до 1 GPa, коли розмір зерен становив до 10 nm [8]; залежності густини від розміру зерен для цієї ж кераміки, одержаної під тиском 100 MPa зі швидкістю нагрівання 50°C/min [9]; властивості кераміки 3YSZ з розміром зерен 110...480 nm [10]. Оскільки розмір зерен у нанокристалічних матеріалах набагато менший, ніж технологічних мікротріщин та мікропор, то залежність міцності від розміру зерна незначна [11]. Встановили [7, 12, 13], що після ПС кераміка YSZ зберігає також вихідний фазовий склад та субмікронну структуру, а також має відносно високу густину. Мікротвердість та в'язкість руйнування такої кераміки, спеченої за температур 1200...1400°C, становить $15,76 \pm 0,55$ GPa та $2,67 \pm 0,04$ MPa·m^{1/2}, відповідно [13]. Виявили [14], що залежно від температури спікання (1100...1600°C) розмір її зерен коливався від 65 до 800 nm, при цьому в'язкість руйнування становила $5,1$ MPa·m^{1/2} після спікання при 1100... 1150°C, а після спікання при 1175°C знизилась до $3,4$ MPa·m^{1/2}.

Оскільки метод ПС стає все уживанішим, актуально знайти спосіб для оптимізації мікроструктури та фізико-механічних властивостей таких керамік, зокрема, для підвищення їх в'язкості руйнування та характеристик тріщиностійкості [3]. Тому вибір способу визначення в'язкості руйнування керамік дасть можливість встановити взаємозв'язок між її структурою, технологічними та експлуатаційними властивостями.

Індентування пірамідою Вікерса – один із найпоширеніших експрес-методів із багатьма емпіричними рівняннями для обчислення критичного коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) K_{IC} [15–23]. Однак він ще не стандартизований через відсутність єдиного підходу до раціонального вибору формул для розрахунку значень K_{IC} для різних матеріалів, які дадуть можливість значно зекономити час та матеріальні ресурси під час досліджень.

Нижче в'язкість руйнування цирконієвої кераміки, стабілізованої 3 mol.% Y₂O₃ і виготовленої ПС в інтервалі температур 1150...1350°C, визначено методом індентування пірамідою Вікерса з допомогою емпіричних рівнянь та методом триточкового згину балки з боковим вирізом завширшки 0,1 mm (метод SENB) і оцінено кореляцію отриманих значень.

Матеріал і методика випроб. Зразки кераміки YSZ спікали на обладнанні типу HPD5 (виробництва FCT Systeme GmbH, Німеччина) з порошку діоксиду цирконію ZrO₂, стабілізованого 3 mol.% оксиду ітрію Y₂O₃ (Tosoh Co, Японія) [24, 25]. Порошок поміщали в графітову матрицю (внутрішній діаметр 20 mm), потім одночасно пресували за тиску 63 MPa і нагрівали до температури спікання зі швидкістю 100°C/min. Між порошком та графітовою матрицею розташували лист графіту завтовшки 0,5 mm, щоб уникнути подряпин пуансона та полегшити вилучення спеченого зразка з матриці. Графітову матрицю загорнули в карбонову оболонку, щоб мінімізувати втрати тепла під час спікання. Зразки спікали в інтервалі температур 1150...1350°C упродовж 4 min в аргоні (табл. 1).

Мікротвердість кераміки визначали приладом NOVOTEST TC-MKB1 за навантаження на індентор 9,81 N згідно зі стандартом ASTM C 1327 [26], вимірюючи довжини діагоналей відбитка піраміди Вікерса.

В'язкість руйнування встановлювали методами SENB [27] та індентування пірамідою Вікерса. Критичний КІН K_{IC} розраховували за формулами [15–20], що містили довжини тріщин, які утворилися під час випробування пірамідою Вікерса (рис. 1). Середні його значення обчислювали за результатами трьох вимірювань:

$$K_{IC} = 0,016 \left(\frac{E}{H} \right)^{1/2} \left(\frac{P}{c^{3/2}} \right), \quad (1)$$

$$K_{IC} = 0,0177 \left(\frac{HP}{c} \right)^{1/2}, \quad (2)$$

$$K_{IC} = 0,0726 \left(\frac{P}{c^{3/2}} \right), \quad (3)$$

$$K_{IC} = \frac{0,0424(PE/a)^{0,5}}{(c/a)^{1,57}}, \quad (4)$$

$$K_{IC} = 0,0285H^{0,6}E^{0,4}a^{0,5} \ln \left(\frac{8,4a}{c} \right), \quad (5)$$

$$K_{IC} = 0,0782 \left(H \cdot a^{1/2} \right) \left(\frac{E}{H} \right)^{2/5} \left(\frac{c}{a} \right)^{-1,56}, \quad (6)$$

$$K_{IC} = 0,0089 \left(\frac{E}{H} \right)^{2/5} \left(\frac{P}{a \cdot l^{1/2}} \right), \quad (7)$$

$$K_{IC} = 0,0319 \left(\frac{P}{a \cdot l^{1/2}} \right), \quad (8)$$

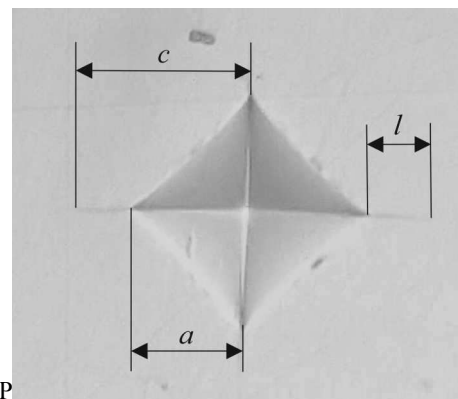
$$K_{IC} = 0,024 \frac{P}{c^{3/2}} \left(\frac{E}{H} \right)^{1/2}. \quad (9)$$

Таблиця 1. Спикання зразків цирконієвої кераміки, стабілізованої 3 mol.% Y₂O₃, за тиску 63 МПа впродовж 4 min

Маркування зразків	Температура спікання, °C
SPS-1150	1150
SPS-1200	1200
SPS-1250	1250
SPS-1300	1300
SPS-1350	1350

Рис. 1. Відбиток з радіальними тріщинами після інденування: a , l – довжини півдіагоналі відбитка та радіальної тріщини, відповідно; c – відстань від центра відбитка до вершини радіальної тріщини.

Fig. 1. An imprint with radial cracks formed by the indentation method; a , l are lengths of the half diagonal of the imprint and the radial crack, respectively; c is a distance measured from the indentation center to the crack tip.



Вхідні дані (довжини півдіагоналі відбитка a і радіальної тріщини l , відстань від центра відбитка до вершини радіальної тріщини c (рис. 1), мікротвердість H , модуль Юнга E) отримали експериментально. Модуль Юнга визначали за поширенням поперечної та поздовжньої ультразвукових хвиль крізь матеріал. Їх швидкості вимірювали дефектоскопом Panametrics Epoch III як відношення товщини

зразка до відповідного часу проходження хвиль [21, 25]. Довжини тріщин вимірювали оптичним мікроскопом MICROTCH MMT-14C за збільшення у 400 разів.

Результати досліджень. Середні значення в'язкості руйнування керамік (табл. 2 та рис. 2) становлять 1,6...44 МПа·м^{1/2}. Зокрема, для SPS-1150 – від 1,6 до 27,9 МПа·м^{1/2}, для SPS-1200 – від 4,2 до 44, для SPS-1250 – від 2,5 до 8,9, для SPS-1300 – від 2,4 до 8,8 та для SPS-1350 – від 2,6 до 9,1 МПа·м^{1/2}. Для кожної кераміки проаналізували значення в'язкості руйнування, обчислені за формулами (1)–(9) з використанням методу інденування за Вікерсом, та їх відхилення від одержаних методом SENB (табл. 3). Це дало можливість перевірити, які з формул забезпечують найменше відхилення.

Таблиця 2. В'язкість руйнування досліджуваних керамік, визначена методами інденування за Вікерсом та SENB

Маркування зразків	В'язкість руйнування K_{IC} , МПа·м ^{1/2}									
	за формулами (1)–(9)									методом SENB
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	
SPS-1150	5,4	2,9	5,3	9,7	7,0	9,0	26,2	27,9	8,1	1,6
SPS-1200	6,9	4,2	7,8	12,5	9,3	11,9	37,3	44,0	10,4	5,3
SPS-1250	4,6	4,2	5,4	8,1	8,9	7,8	5,1	6,2	6,9	2,5
SPS-1300	4,6	4,2	5,4	8,0	8,8	7,7	5,0	6,1	6,8	2,4
SPS-1350	4,9	4,3	5,8	8,6	9,1	8,3	5,5	6,7	7,4	2,6

Примітка. Подано середні значення в'язкості руйнування.

Для кераміки SPS-1150, спеченої при 1150°C, значення K_{IC} визначені методом інденування (рис. 2a), суттєво вищі, ніж отримані традиційно. Найменше різняться (лише в 1,8 раза), одержані за формулою (2). Розраховані за формулами (1), (3)–(6) і (9), вищі, ніж знайдені методом SENB, в 3,3–6,1 раза, а за формулами (7) і (8) різняться найбільше (у 16,4–17,4 раза) (табл. 3).

Для кераміки SPS-1200 проти SPS-1150 отримали кращий збіг значень в'язкості руйнування (рис. 2b). Наприклад, обчислені за формулами (1) і (2) відрізняються в 0,8–1,3 раза проти визначених за триточкового згину, а за формулами (3) і (5) – в 1,5–1,8 раза відповідно. Розраховані за рештою формул – у 2,0–8,3 раза. Для кераміки SPS-1250, спеченої при 1250°C, найкраще збігаються значення, обчислені за формулами (1) і (2) (рис. 2c), які відрізняються від розрахованих методом SENB в 1,7–1,8 раза, а одержані за рештою формул – у 2,0–3,6 раза. Для керамік SPS-1300 і SPS-1350 – одержані за триточкового згину та розраховані за формулами (1) і (2) (рис. 2d, e). Для обох керамік значення, обчислені за формулою (1), відрізняються в 1,9 раза, за формулою (2) різняться від отриманих за триточкового згину в 1,8 раза для кераміки SPS-1300 і 1,7 раза для SPS-1350. Знайдені за рештою формул відрізняються в 2,2–3,7 раза (табл. 3).

Таблиця 3. Відношення значень в'язкості руйнування керамік, визначених за формулами (1)–(9) і методом SENB

Маркування зразків	Розраховані за формулами (1)–(9) та методом SENB (позначення N)									
	N	1	2	3	4	5	6	7	8	9
SPS-1150	1,0	3,4	1,8	3,3	6,1	4,4	5,6	16,4	17,4	5,1
SPS-1200	1,0	1,3	0,8	1,5	2,4	1,8	2,2	7,0	8,3	2,0
SPS-1250	1,0	1,8	1,7	2,2	3,2	3,6	3,1	2,0	2,5	2,8
SPS-1300	1,0	1,9	1,8	2,3	3,3	3,7	3,2	2,1	2,5	2,8
SPS-1350	1,0	1,9	1,7	2,2	3,3	3,5	3,2	2,1	2,6	2,8

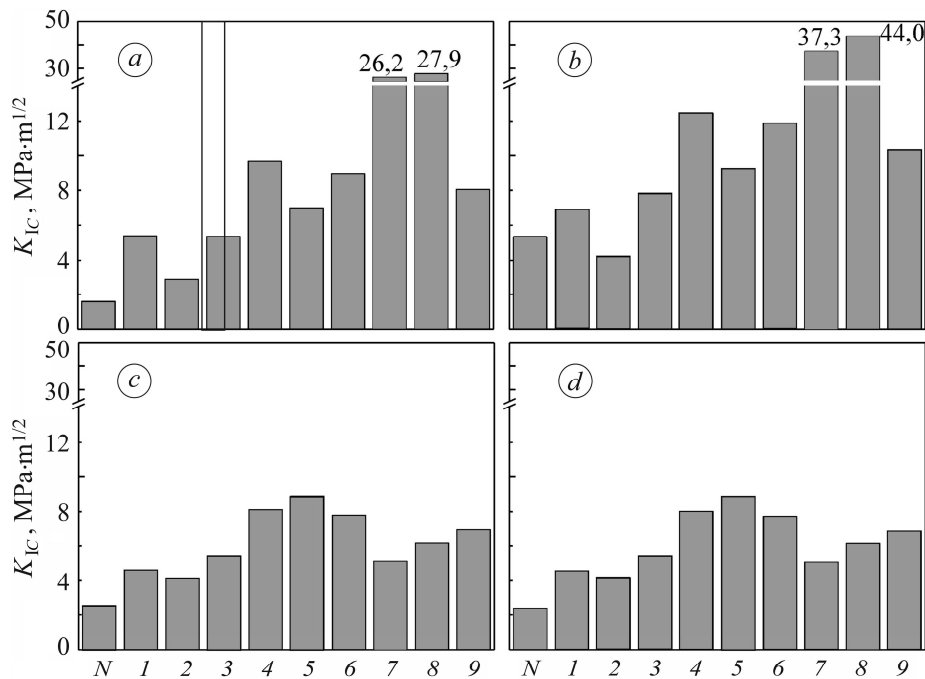


Рис. 2. Порівняння значень в'язкості руйнування, обчислених за формулами (1)–(9) з використанням методу інdentування за Вікерсом (1–9) та одержаних методом SENB (позначення *N*), залежно від температури спікання керамік: *a* – 1150°C; *b* – 1200; *c* – 1250; *d* – 1300 та *e* – 1350°C. Числа біля окремих стовпців – в'язкість руйнування, обчислена за відповідними формулами.

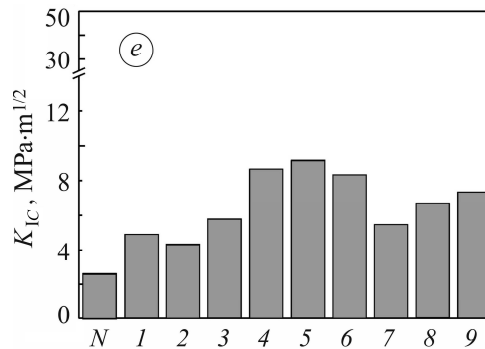


Fig. 2. Comparison of fracture toughness values calculated by equations (1)–(9) based on the Vickers indentation method (1–9) and obtained by the SENB method (marked as *N*) depending on the sintering temperature of the investigated ceramics: *a* – 1150°C; *b* – 1200; *c* – 1250; *d* – 1300 and *e* – 1350°C. The numbers near the separate bars are fracture toughness values calculated by corresponding equations.

Значення в'язкості руйнування для керамік, спечених за температур 1250, 1300 і 1350°C, визначені інdentуванням та розраховані за певними формулами, практично збігаються (за формулою (1) їх діапазон становить 4,6...4,9 MPa·m^{1/2}; за формулою (5) – 8,8...9,1 MPa·m^{1/2} (табл. 2)). Визначені методом триточкового згину теж відрізняються незначно і становлять 2,5 MPa·m^{1/2} для кераміки SPS-1250; 2,4 MPa·m^{1/2} – для SPS-1300 і 2,6 MPa·m^{1/2} – для SPS-1350 (табл. 2).

Найбільше різняться значення, отримані методами інdentування і SENB, для кераміки, спеченої при 1150°C. Вона має також найменшу в'язкість руйнування, визначену методом SENB (всього 1,6 MPa·m^{1/2}). Причиною цього може бути надто низька температура спікання (табл. 2).

Отже, лише формули (1) і (2) забезпечують задовільний збіг значень в'язкості руйнування (табл. 3). Тому, щоб коректно її визначити для керамік YSZ, виготовлених ІПС за температур 1150...1350°C, слід разом із інdentуванням застосувати традиційні методи, зокрема метод SENB.

Значення K_{IC} , обчислені за формулою (1), найкраще збігаються з отриманими методом SENB (табл. 3). Ця формула застосовна і для інших керамічних матеріалів [22, 23]. Через дещо більшу дефектність структури кераміки, виготовленої ПС, зокрема пористість, збіг значень в'язкості руйнування дещо менший.

Значення K_{IC} , пораховані за формулами (7) і (8), наближаються до обчислених за формулою (1), якщо довжина тріщини, що виходить з вершини відбитка, порівняно велика (співмірна з половиною діагоналі відбитка піраміди Вікерса). Коли ж вона менша на порядок чи більше, вони вищі на порядок чи більше проти отриманих за формулою (1) та методом SENB. Відносно довгі тріщини зафіксували у зразках керамік SPS-1250, SPS-1300 та SPS-1350, а дуже короткі – у зразках керамік SPS-1150, SPS-1200. Причиною цього є нанорозмірна структура матеріалів.

У кераміках типу YSZ під час швидкого ПС (в нашому випадку 4 min) від поверхні вглиб зразка формується наноструктура з когерентними межами нанозерен [3, 4]. Це сприяє безперешкодному поширенню тріщини відколом уздовж площини, що збігається з напрямком кристалізації. Вплив окремих чинників на загальний рівень в'язкості руйнування керамік досліджували за механічною поведінкою індентованих зразків (рис. 3).

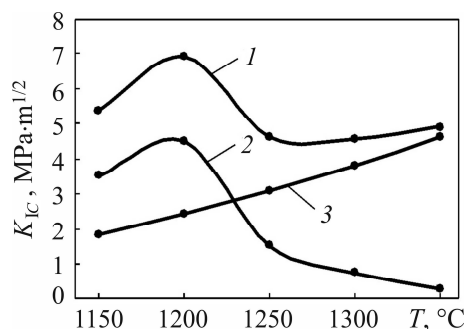


Рис. 3. Зміна в'язкості руйнування, отриманої методом індентування за Вікерсом (формула (1)) залежно від температури спікання керамік: 1 – експериментальні дані; 2, 3 – внесок когерентності меж зерен та їх розміру у в'язкість руйнування.

Fig. 3. Changes in the fracture toughness obtained by the Vickers indentation method (Eq. (1)), depending on the sintering temperature of the investigated ceramics: 1 – experimental data; 2, 3 – contribution of the grain boundary coherency and their size to fracture toughness.

Когерентність міжзеренних меж стає досконалішою з підвищенням температури спікання, коли активізується рекристалізація вихідного порошку. За таких умов переважає низькоенергетичний відкольний мікромеханізм руйнування, що можна описати схематично як менший внесок цього складника (рис. 3; крива 2) до загального рівня K_{IC} матеріалу (крива 1). Винятком тут є кераміка SPS-1150, яка за температури спікання 1150°C ще не повністю рекристалізувалася (крива 2). З подальшим підвищенням температури інтенсивніше проявляється конкуруючий ефект великокутових меж внаслідок зростання розміру нанозерна (крива 3). В результаті параметр K_{IC} з підвищенням температури спікання змінюється нелінійно.

ВИСНОВКИ

Встановлено, що найвищу в'язкість руйнування K_{IC} має кераміка ZrO_2 –3 mol.% Y_2O_3 , спечена при 1200°C. Це підтверджують результати порівняльних випробувань методами SENB та індентування пірамідою Вікерса. З метою коректного визначення в'язкості руйнування кераміки, одержаної ПС за температур 1150...1350°C, рекомендовано поряд із індентуванням застосовувати традиційні методи, зокрема, метод SENB. Запропоновано модель для оцінювання впливу окремих чинників на в'язкість руйнування керамік. Зокрема, виявлено, що вона зростає внаслідок нелінійного збільшення внеску розмірів зерен керамі-

ки з підвищенням температури спікання. За таких же умов внесок когерентності меж зерен змінюється нелінійно, що зумовлено як неповною рекристалізацією за низької (1150°C) температури спікання, так і досконалішою когерентністю міжзеренних меж за вищих температур, коли рекристалізація вихідного порошку інтенсивніша.

Робота виконана в межах проєкту № 0122U000952 “Розробка наукових основ створення багатофункціональних оксидних керамічних матеріалів і покриттів” Міністерства освіти і науки України.

1. *Rahmani R., Lopes S. I., and Prashanth K. G.* Selective laser melting and spark plasma sintering: a perspective on functional biomaterials // *J. Funct. Biomater.* – 2023. – **14**, № 10. – Article number 521. <https://doi.org/10.3390/jfb14100521>
2. *Spark plasma sintering of ceramic-reinforced binary/ternary nickel and titanium metal matrix composites: mechanical properties, microstructure, and densification – a review / A. Oke-tola, T. Jamiru, A. T. Adegbola, O. Ogunbiyi, A. L. Rominiyi, and S. Smith // J. of Alloys and Metallurgical Systems.* – 2023. – **3**. – Article number 100031. <https://doi.org/10.1016/j.jalmes.2023.100031>
3. *Spark plasma sintering of metals and metal matrix nanocomposites: a review / N. Saheb, Z. Iqbal, A. Khalil, A.S. Hakeem, N. Al Aqeeli, T. Laoui, A. Al-Qutub, and R. Kirchner / J. Nanomater.* – 2012. – **2012**. – P. 1–13. <https://doi.org/10.1155/2012/983470>
4. *Comparative evaluation of spark plasma (SPS), microwave (MWS), two stage sintering (TSS) and conventional sintering (CRH) on the densification and micro structural evolution of fully stabilized zirconia ceramics / K. Rajeswari, U.S. Hareesh, R. Subasri, D. Chakravarty, and R. Johnson / Sci. Sinter.* – 2010. – **42**, № 3. – P. 259–267. <https://doi.org/10.2298/SOS1003259R>
5. *Field-assisted sintering technology/spark plasma sintering: mechanisms, materials, and technology developments / O. Guillon, J. Gonzalez - Julian, B. Dargatz, T. Kessel, G. Schierming, J. Rathel, and M. Herrmann / Adv. Eng. Mater.* – 2014. – **16**, № 7. – P. 830–849. <https://doi.org/10.1002/adem.201300409>
6. *Spark plasma sintering of alumina / Z. Shen, M. Johnsson, Z. Zhao, and M. Nygren / J. Am. Ceram. Soc.* – 2002. – **85**, № 8. – P. 1921–1927. <https://doi.org/10.1111/j.11512916.2002.tb00381.x>
7. *Cavaliere P.* Spark plasma sintering of materials: advances in processing and applications. – Springer Int. Publ.: Cham, 2019. – 782 p.
8. *Anselmi-Tamburini U., Garay J. E., and Munir Z. A.* Fast low-temperature consolidation of bulk nanometric ceramic materials // *Scr. Mater.* – 2006. – **54**, № 5. – P. 823–828. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.11.015>
9. *Bernard-Granger G. and Guizard C.* Spark plasma sintering of a commercially available granulated zirconia powder: I. Sintering path and hypotheses about the mechanism(s) controlling densification // *Acta Mater.* – 2007. – **55**, № 10. – P. 3493–3504. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.01.048>
10. *Zimmermann A. and Rodel J.* Generalized Orowan-Petch plot for brittle fracture // *J. Am. Ceram. Soc.* – 1998. – **81**, № 10. – P. 2527–2532. <https://doi.org/10.1111/j.11512916.1998.tb02657.x>
11. *Effect of grain size on mechanical properties of submicrometer 3Y-TZP: fracture strength and hydrothermal degradation / J. Eichler, J. Rodel, U. Eisele, and M. Hoffman / J. Am. Ceram. Soc.* – 2007. – **90**, № 9. – P. 2830–2836. <https://doi.org/10.1111/j.15512916.2007.01643.x>
12. *Kodera Y., Hardin C. L., and Garay J. E.* Transmitting, emitting and controlling light: processing of transparent ceramics using current-activated pressure-assisted densification // *Scr. Mater.* – 2013. – **69**, № 2. – P. 149–154. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2013.02.013>
13. *Effect of technological parameters on optical and mechanical properties of spark plasma sintered transparent YSZ ceramics / V. Paygin, S. Stepanov, E. Dvilis, O. Khasanov, T. Alishin, and D. Valiev // Ceram. Int.* – 2021. – **47**, № 8. – P. 11169–11175. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.12.240>
14. *Stability of nanocrystalline spark plasma sintered 3Y-TZP / R. Chintapalli, A. Mestra, F. García Marro, H. Yan, M. Reece, and M. Anglada // Materials.* – 2010. – **3**, № 2. – P. 800–814. <https://doi.org/10.3390/ma3020800>

15. *A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I. Direct crack measurements* / G. R. Anstis, P. Chantikul, B. R. Lawn, and D. B. Marshall // *J. Am. Ceram. Soc.* – 1981. – **64**, № 9. – P. 533–538.
<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1981.tb10320.x>
16. *Lawn B. R. and Swain M. V. Microfracture beneath point indentations in brittle solids* // *J. Mater. Sci.* – 1975. – **10**, № 1. – P. 113–122. <https://doi.org/10.1007/BF00541038>
17. *Lawn B. R. and Fuller E. R. Equilibrium penny-like cracks in indentation fracture* // *J. Mater. Sci.* – 1975. – **10**, № 12. – P. 2016–2024. <https://doi.org/10.1007/BF00557479>
18. *Niihara K. A. Fracture mechanics analysis of indentation-induced Palmqvist crack in ceramics* // *J. Mater. Sci. Lett.* – 1983. – **2**, № 5. – P. 221–223. <https://doi.org/10.1007/BF00725625>
19. *Blendell J. E. The origins of internal stresses in polycrystalline Al₂O₃ and their effects on mechanical properties* // Thesis (Sc.D.). – Massachusetts Institute of Technology Press., 1979. – P. 120–126. <http://hdl.handle.net/1721.1/44234>
20. *Microstructural characteristics of 3Y-TZP ceramics and their effects on the flexural strength* / M. F. R. P. Alves, L. Q. B. de Campos, B. G. Simba, C. R. M. da Silva, K. Strecker, and C. dos Santos // *Ceram.* – 2022. – **5**, № 4. – P. 798–813. <https://doi.org/10.3390/ceramics5040058>
21. *Applicability assessment of the Vickers indentation for determining the fracture toughness of yttria-stabilized zirconia* / V. Vavrukh, P. Klimczyk, V. Priakhin, V. Petryk, and K. Momot // *Academic J. and Conferences.* – 2023. – **9**, № 3. – P. 48–59.
<https://doi.org/10.23939/ujm2023.03.048>
22. *Effects of sintering temperature and yttria content on microstructure, phase balance, fracture surface morphology, and strength of yttria-stabilized zirconia* / V. Kulyk, Z. Duriagina, A. Kostryzhev, B. Vasylyv, and O. Marenych // *Appl. Sci.* – 2022. – **12**, № 22. – Article number 11617. <https://doi.org/10.3390/app122211617>
23. *Estimation of the effect of redox treatment on microstructure and tendency to brittle fracture of anode materials of YSZ–NiO(Ni) system* / B. Vasylyv, V. Kulyk, Z. Duriagina, D. Mierzynski, T. Kovbasiuk, and T. Tepla // *East-Eur. J. Enterp. Technol.* – 2020. – **6**, № 12. – P. 61–71. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2020.218291>
24. *Micro/nano indentation testing of spark plasma sintered Al₂O₃ + ZrO₂ + cBN ceramics* / R. Sedlák, M. Ivor, P. Klimczyk, P. Wyzga, M. Podsiadlo, M. Vojtko, and J. Dusza // *Ceram.* – 2021. – **4**, № 1. – P. 40–53. <https://doi.org/10.3390/ceramics4010004>
25. *Phase stability and mechanical properties of Al₂O₃-cBN composites prepared via spark plasma sintering* / P. Klimczyk, P. Wyzga, J. Cyboron, J. Laszkiewicz-Łukasik, M. Podsiadlo, S. Cygan, and L. Jaworska // *Diam. Relat. Mater.* – 2020. – **104**. – Article number 107762. <https://doi.org/10.1016/j.diamond.2020.107762>
26. *ASTM C 1327-03. Standard test method for Vickers indentation hardness of advanced ceramics* // *ASTM Int.* – 2003. <https://doi.org/10.1520/C1327-03>
27. *ISO 6872. Dentistry – Ceramic Materials. International Organization of Standardization.* – Geneva, Switzerland, 2015.

Одержано 26.07.2024