

Дослідження особливостей руйнування шаруватої кераміки в її мікрооб'ємах методами інденування

О. М. Григор'єв¹, Л. М. Мелак^{1*}, Т. В. Мосіна¹,
М. П. Бродніковський¹, О. І. Запорожець^{2*},
В. А. Михайловський², І. Л. Бережинський¹, В. І. Суботін¹

¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України
03142, Київ, Україна, вул. Кржижановського, 3

*E-mail: melakh_lm@ukr.net

²Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України
03142, Київ, Україна, бульвар Академіка Вернадського, 36

*E-mail: zapus.ua@gmail.com

Розроблено технологію та режими виготовлення шаруватих керамічних композитів ZrB_2-SiC , досліджено їх структури, пружні характеристики і властивості міцності. Вивчено вплив полів внутрішніх напружень на процеси руйнування в області інденування і механічні властивості кераміки в її мікрооб'ємах — в межах окремих шарів і в області їх границь. За значеннями контактної міцності на розтяг в різних напрямках в шарах кераміки розраховано значення діючих залишкових термічних напружень (≈ 180 МПа). Отримані дані по контактній міцності на розтяг і ефективній тріщиностійкості з урахуванням вкладів залишкових напружень в їх значення використані для оцінок контактної міцності і тріщиностійкості власне матеріалів шарів. Тріщиностійкість, яка виміряна методом трьохточкового згину, складає $3,3-3,7$ МПа·м^{1/2}. Аналіз отриманих даних свідчить про те, що іскровий надріз забезпечує більшу гостроту вершини тріщини та кращі умови вимірювання K_{Ic} , тоді як обробка лезом забирає гостру термічну тріщину у вершині надрізу. Вивчено пружні властивості багатошарової системи $(SiC-15\% ZrB_2) + (SiC-30\% ZrB_2)$ з використанням ультразвукових (УЗ) методів дослідження. Значення швидкостей звуку та пружних характеристик достатньо великі та близькі до очікуваних з моделей композита, який не містить помітної пористості та мікротріщин в самих шарах і в області їх меж. Для направлень вздовж та поперек площини шарів значення модулей Юнга відрізняються приблизно на 6%. Для напрямків поширення УЗ хвилі вздовж і поперек шарів спостерігається анізотропія швидкостей УЗ $\sim 5\%$ і модулів пружності $\sim 10-12\%$, що може бути обумовлено текстурою, яка розвивається в структурі шарів у ході гарячого пресування.

Ключові слова: шарувата кераміка, інденування, властивості міцності, термічні напруження.

Вступ

Сучасний шлях вирішення проблеми крихкості конструкційних матеріалів (КМ) полягає в використанні композитів, структура яких містить несучі елементи матеріалу у вигляді шарів або волокон із матрицею, що їх зв'язує. В даний час композити з керамічною матрицею (ККМ) знаходять застосування в елементах газотурбінних двигунів і в авіакосмічній техніці.

© О. М. Григор'єв, Л. М. Мелак, Т. В. Мосіна, М. П. Бродніковський,
О. І. Запорожець, В. А. Михайловський, І. Л. Бережинський,
В. І. Суботін, 2020

Подолання крихкості кераміки за допомогою волокнистих композитів вимагає високих витрат на організацію їх виробництва і тому актуальними є розробки, наприклад, шаруватих керамічних матеріалів. Раніше в численних роботах, в тому числі виконаних в Інституті проблем матеріалознавства, було розвинено принципи структурного конструювання шаруватих матеріалів двох типів — зі слабкими прошарками або границями шарів [1, 2] і з високоміцними шарами та їх границями [3—6].

В матеріалах першого типу значне підвищення механічних та службових властивостей під час руйнування обумовлено зміною напрямлення поширення тріщин від поперечного до паралельного по відношенню до площини самих шарів. На цьому явищі базується виявлений в матеріалах зі слабкими зв'язками між шарами ефект збільшення їх службових характеристик, в тому числі в разі високотемпературних застосувань. В цілому це призводить до нелінійності діаграм деформування і до високої роботи руйнування таких композитів, до зниження чутливості ламінатів до надрізів (дефектів), а також до збільшення стійкості до термоударів і до підвищення самої міцності. У цьому випадку вид діаграм напруження σ —деформація ε залежить від розподілу фаз тієї чи іншої тугоплавкої сполуки в шарах композита, а також від величин і розподілу залишкових напружень в його обсязі [7].

Композити на основі щільних шарів з високою міцністю на границях зазвичай мають високий рівень внутрішніх напружень в самих шарах і на їх границях. Вони можуть бути сконструйовані таким чином, що в межах першого шару буде мати місце високий рівень напружень стиску, які будуть приводити до високого опору матеріалу руйнуванню в цілому і до низької його чутливості к поверхневим дефектам. Так, у шаруватих матеріалах типу V_4C-SiC варіації товщини шарів та їх кількості дозволяли отримати напруження стиску в першому поверхневому шарі до 650 МПа і забезпечити ефективну тріщиностійкість до 30—40 МПа·м^{1/2}, що на порядок перевищує типові значення зернистих керамічних композитів [6].

Ця робота представляє розвиток досліджень, виконаних на перспективній ультрависокотемпературній кераміці системи ZrB_2-SiC з шарами, які незначно відрізняються за складом (SiC з домішками 15 та 30% (об.)^{*} ZrB_2). Матеріал шарів даних складів відноситься до групи високоміцної кераміки і має відносно невисокі внутрішні напруження в шарах в порівнянні з раніше дослідженою системою TiB_2-SiC з шарами з чистих компонентів — щільного TiB_2 та пористого SiC . Поведінка цієї кераміки передбачається суттєво відмінною від раніше дослідженої системи TiB_2-SiC [1, 2], оскільки в даній кераміці буде формуватися структура з щільних шарів з низькими в них напруженнями, за яких процеси руйнування під час виготовлення кераміки є малоймовірними.

Мета роботи — проаналізувати структурно-залежні механічні властивості шарів, їх границь та шаруватої системи в цілому, що знаходиться в полі відносно низьких залишкових напружень. Кераміку досліджували методами індентування з використанням високих навантажень на індентор. Цими методами в межах окремих шарів і границь ламінатів визначали твердість, тріщиностійкість, контактну міцність кераміки на розтяг і стиск, зернограничну міцність або міцність на границях шарів

^{*}Тут і далі склад домішок наведено в % (об.).

ламінітів за методиками [8—10]. За результатами аналізу ефективної тріщиностійкості та контактної міцності в розглянутих зонах шаруватої кераміки проводили оцінку величин діючих термічних напружень. Для порівняння виконували дослідження механічних властивостей кераміки на зразках з надрізом в експериментах на згин.

Матеріали та методи дослідження

В роботі використано порошки виробництва Китаю (Enomaterials): ZrB_2 чистотою 99,5% з середнім діаметром $D = 10\text{—}15$ мкм та $\alpha\text{-SiC}$ чистотою 99,9% із $D = 2$ мкм. Було виготовлено дві суміші на основі карбиду кремнію:

$SiC\text{—}15\%$ (об.) ZrB_2 і $SiC\text{—}30\%$ (об.) ZrB_2 .

Розмел-змішування сумішей виконували в планетарному млині протягом 5 год. Пластифікація сумішей проводилася з додаванням каучука до бензину (1,5%-ний розчин) з наступним просушуванням і послідовним просівом через сита 1,5; 0,8 і 0,4 мм. Для прокатки стрічок використовували прокатний стан з діаметром робочих валків 40 мм. Швидкість прокатки — 1,5 м / хв. Товщина одержуваних стрічок — 0,28—0,35 мм, ширина — 60—65 мм (рис. 1).

Готові стрічки укладали шарами в графітову прес-форму розміром 50 x 50 мм. Загальну висоту пакета визначали з розрахунку отримання готових зразків висотою 3,5—4 мм після механічної обробки. Шаруваті пластини одержували методом гарячого пресування в графітових прес-формах без захисної атмосфери на установці СПД-120 з індукційним нагрівом, яка була розроблена і виготовлена в ІПМ НАН України на базі пресу П-125 і тиристорного перетворювача ТПЧТ-120 без захисної атмосфери. Для запобігання взаємодії гарячепресованого матеріалу з графітовими прес-формами використовували захисну обмазку з нітриду бору. Гаряче пресування пластин площею 50 x 36 мм в атмосфері $CO\text{—}CO_2$ здійснювали за режимом: температура — 2150 °С, швидкість нагріву — 50 °С / хв, час ізотермічної витримки — 25—40 хв (до повної усадки матеріалу).

Для мікроструктурних досліджень і вимірювання механічних характеристик на поверхні зразків виконували абразивну алмазну обробку. Зовнішні частини пакетів склалися з потовщених шарів матеріалу $SiC + 15\% ZrB_2$ (з розрахунковими напруженнями стискання в площині шарів) для отримання можливості провести шліфування зовнішньої поверхні зразків. Одержану пластину розрізали алмазним кругом на зразки шириною до 5 мм. Розмірну обробку зразків проводили до розміру 4,5 x 5 x 50 мм,

далі здійснювали доведення поверхонь зразків. Товщина шарів отриманої кераміки склала ~240 і ~370 мкм для шарів зі складом 15 і 30% ZrB_2 відповідно.



Рис. 1. Прокатані стрічки з порошоків $SiC\text{—}15\%$ (об.) ZrB_2 и $SiC\text{—}30\%$ (об.) ZrB_2 .

Щільність гарячепресованих зразків визначали методом гідростатичного зважування та за результатами мікроскопічного вивчення шліфів. Також проводили мікроскопічні дослідження як поверхонь руйнування, так і поверхонь зламу.

Шарувату кераміку досліджували на тріщиностійкість методом трьохточкового вигину зразків з надрізом відповідно до стандарту Американського товариства випробування матеріалів (ASTM), який описаний в роботі [11]. Визначали навантаження руйнування зразка (P , Н). Відстань між опорами дорівнювала $L = 20$ мм. Тріщиностійкість K_{Ic} (МПа·м^{0,5}) розраховували за формулою

$$K_{Ic} = \frac{0,31PL \left[2,9 \left(\frac{a}{w} \right)^{0,5} - 4,6 \left(\frac{a}{w} \right)^{1,5} + 21,8 \left(\frac{a}{w} \right)^{2,5} - \left(\frac{a}{w} \right)^{3,5} + 38,7 \left(\frac{a}{w} \right)^{4,5} \right]}{BW^{1,5}}, \quad (1)$$

де a — величина надрізів у зразках, мм; w — висота, мм.

Надріз робився електроіскровою різкою з товщиною дроту 0,15 мм. Радіус заокруглення частини іскрових надрізів зменшувався до $r = 0,015$ мм за допомогою леза бритви та алмазної пасти з розміром частинок алмазу 1—3 мкм. Заглиблення леза проводили на 0,05—0,07 мм. Глибину надрізу та радіус його заокруглення вимірювали за допомогою вимірювального мікроскопа УВМ-23.

Для вимірювання твердості за Віккерсом з навантаженнями 100 і 200 Н на стандартний пірамідальний індентор використовували твердомір FALCON 509 (виробництво Нідерланди). У відповідності до методик [8—10] в локальних ділянках шаруватого композита (в самих шарах і в області їх границь) по поперечних і поздовжніх тріщинах щодо площини шарів було виміряно тріщиностійкість матеріалу K_{Ic} , а також ряд характеристик міцності (контактна міцність на стиск і розтяг, зерногранична міцність). Для вимірювань вибрано навантаження на індентор 100 Н, за яким поздовжні і поперечні тріщини були локалізовані в межах досліджуваного шару.

Для оцінки залишкових термічних напружень в досліджуваній зоні шаруватого матеріалу використовували співвідношення для ефективних значень тріщиностійкості та контактної міцності на розтяг, що вимірювалися, які прямо залежали від величин діючих залишкових напружень в області тріщин, що розповсюджуються:

$$K_{Ic}^{\text{эф}} = K_{Ic}^0 \pm 2\sigma_r \sqrt{\frac{c}{\pi}}, \quad (2)$$

де K_{Ic}^0 — тріщиностійкість самого матеріалу; σ_r — величина залишкових напружень стиску або розтягу, які прикладено перпендикулярно тріщині, що розглядається, від відбитка твердості; c — розмір дефектів (зародкових тріщин) в композиті.

Контактну міцність на розтяг [8], яка вимірюється як

$$\sigma_f = -HM \left(\frac{a}{r} \right)^2 \quad (3)$$

(a — розмір діагоналі відбитка; r — розмір радіальних тріщин), можна аналогічно представити

$$\sigma_f^{\text{нзм}} = \sigma_f^0 \pm \sigma_r, \quad (4)$$

де $\sigma_f^{\text{изм}}$ — експериментальне значення контактної міцності; σ_f^0 — контактна міцність для даного шару матеріалу; σ_r — в залежності від типу шарів залишкові напруження на розтяг або стиск, перпендикулярні площині тріщин.

Результати та їх обговорення

Щільність і структура шаруватой кераміки

Щільність зразків шаруватой кераміки в середньому склала $4,1 \text{ г/см}^3$, що, за результатами мікроскопічних досліджень, відповідає безпористому стану шарів обох складів з відсутністю дефектів у вигляді тріщин в області границь. На рис. 2 наведено фотографії шарів отриманої кераміки та фрактографія поверхні зламу після випробувань зразків на тріщиностійкість з надрізом шаруватих зразків.

На поверхнях руйнування в ряді випадків фіксується розшарування на границях шарів, коли має місце інтеркристалітний (міжзеренний) характер розповсюдження тріщин по шарах з розміром зерен обох фаз у шарах в інтервалі $1\text{—}10 \text{ мкм}$.

Відсутність пористості в шарах можна пояснити присутністю активуючої спікання домішки вуглецю в обох типах шарів по мірі високотемпературного вигорання каучукової зв'язки під час ГП, що вводиться в процесі формування заготовок прокаткою, а також за рахунок вуглецю атмосфери спікання (CO—CO_2), який утворюється за рахунок горіння графітового оснащення прес-форми. Контрольні зразки обох складів (SiC—15\% ZrB_2 і SiC—30\% ZrB_2), які було отримано прямим ГП вихідних шихт без каучукової зв'язки, мали меншу щільність, що дорівнює $3,37$ і $4,05 \text{ г/см}^3$ відповідно.

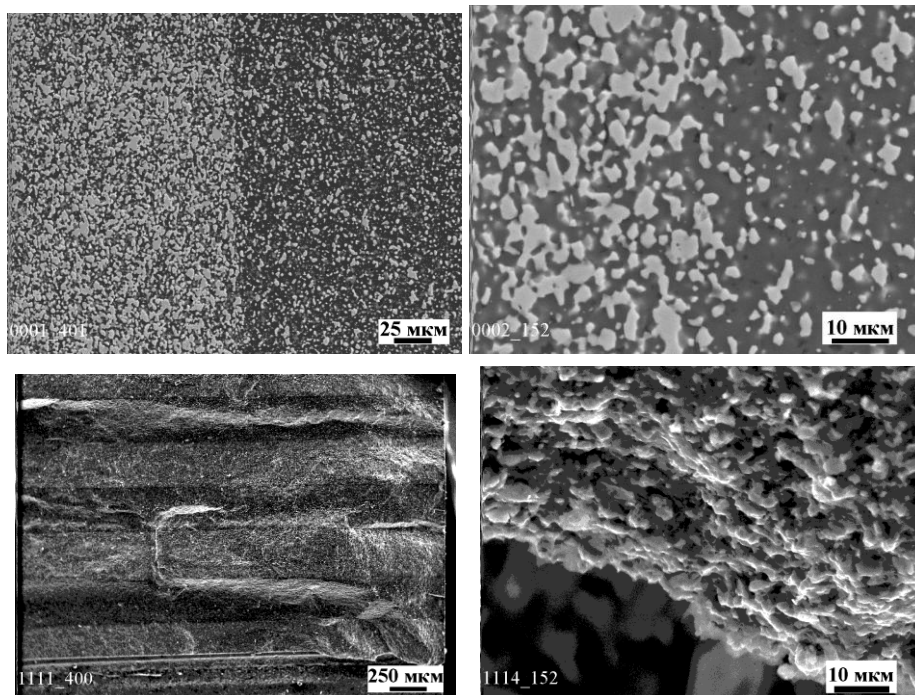


Рис. 2. Структура кераміки в області границь шарів і типові поверхні руйнування шаруватих композитів.

Пружні властивості кераміки

Вивчали пружні властивості багатошарової системи (SiC—15% ZrB₂) + (SiC—30% ZrB₂) з використанням ультразвукових методів дослідження за методиками [12]. Схеми вимірювань вздовж основних осей зразків представлені на рис. 3.

Вимірювали поздовжню швидкість ультразвуку (УЗ) v_{ii} в багатошаровій системі (SiC—15% ZrB₂) + (SiC—30% ZrB₂), середні значення для напрямлень 2 і 3 (рис. 3) розповсюдження УЗ <33—22>, усереднені величини ($(\langle v_{ii} \rangle_{\max} + v_{ii\min})/2$) та розкид ($2(\langle v_{ii} \rangle_{\max} - v_{ii\min})/(\langle v_{ii} \rangle_{\max} + v_{ii\min})$) для різних ділянок зразків. Отримані значення для напрямлення 3 поздовжньої v_l і поперечної v_t швидкостей УЗ, а також значення модулів Юнга E , зсуву G , всебічного стиску B , коефіцієнта Пуассона η , співвідношення B/G для різних ділянок багатошарової системи (SiC—15% ZrB₂) + (SiC—30% ZrB₂), їх середні величини ($\langle X \rangle$) та розкид від центру до країв ($\Delta X/\langle X \rangle$) наведено в табл. 1.

Аналіз отриманих результатів дозволяє зробити наступні висновки.

Значення швидкостей звуку та пружних характеристик достатньо великі та близькі до очікуваних з моделей композита, який не містить помітної пористості та мікротріщин в самих шарах і в області їх меж. Для напрямлень вздовж та поперек площини шарів значення модулів Юнга відрізняються приблизно на 6%.

На краях зразків швидкості УЗ та модулі пружності мають вищі значення, ніж в центральній частині, з поширенням УЗ вздовж шарів (напрямок 3) і постійні в межах ~1% для поперечного напрямку (2).

Для напрямків поширення УЗ хвилі вздовж і поперек шарів спостерігається анізотропія швидкостей УЗ ~ 5% і модулів пружності ~10—12%, що може бути обумовлено текстурою, яка розвивається в структурі шарів в процесі гарячого пресування.

Внутрішні напруження в досліджуваній кераміці

Для аналізу полів внутрішніх напружень в шаруватій кераміці можна використовувати широкий набір аналітичних і експериментальних методів. Відносно повним є аналіз розподілу термічних напруг за допомогою методу кінцевих елементів (МКЕ), який був виконаний у роботах [1, 2] на близькому до розглянутого матеріалі SiC—TiB₂. Вивчали термічні напруження, які виникають в шаруватому композиті з його охолодженням від температури спікання до кімнатної. Фіксується достатньо складний розподіл напружень — характерними виявляються крайові ефекти перерозподілу напружень по товщині прошарків, особливо поблизу країв, має місце не плаский, а об'ємний пружний стан, існують зони з розтягуючими напруженнями,

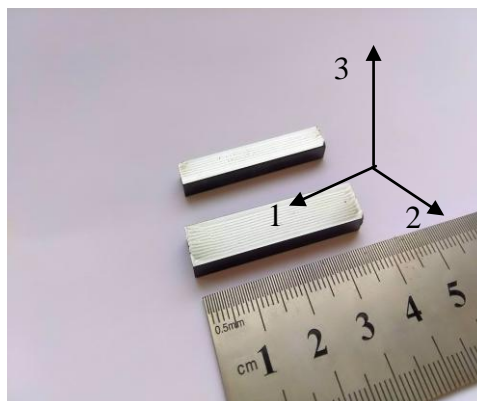


Рис. 3. Зовнішній вигляд досліджених зразків та їх розташування в ортогональній системі координат.

Т а б л и ц я 1. Значення усереднених для напрямлення 3 поздовжньої v_l і поперечної v_t швидкостей УЗ, модулей Юнга E , зсуву G , всебічного стиску B , коефіцієнта Пуассона η , співвідношення B/G для різних ділянок зразків багат шарової системи (SiC—15% ZrB₂) + (SiC—30% ZrB₂), їх середні величини ($\langle X \rangle$) та розкид від центру до країв ($\Delta X/\langle X \rangle$)

Номер зразка	P , г/см ³	Ділянка прозвучування*	Направлення 3						
			v_l , м/с	v_t , м/с	E , ГПа	G , ГПа	B , ГПа	η	B/G
1	4.113	ц	10868.8	6933.9	197.7	457.5	222.2	0.157	1.12
		$\langle n1-n2 \rangle$	11443.5	7344.5	221.9	510.2	242.8	0.150	1.09
		$\langle X \rangle$	11156.1	7139.2	209.8	483.85	232.5	0.1535	1.105
		$\Delta X/\langle X \rangle$, %	-5.151	-5.751	-11.53	-10.89	-8.86	4.56	2.715
2	4.102	ц	10981.3	6904.8	195.6	458.8	233.9	0.173	1.20
		$\langle n1-n2 \rangle$	11403.5	7340.3	221.0	506.7	238.7	0.146	1.08
		$\langle X \rangle$	11192.4	7122.55	208.3	482.75	236.3	0.1595	1.14
		$\Delta X/\langle X \rangle$, %	-3.77	-6.114	-12.19	-9.922	-2.031	16.93	10.53
3	4.072	ц	10945.9	6902.7	194.0	454.0	229.2	0.170	1.18
		$\langle n1-n2 \rangle$	11423.4	7356.3	220.4	504.9	237.6	0.146	1.08
		$\langle X \rangle$	11184.6	7129.5	207.2	479.45	233.4	0.158	1.13
		$\Delta X/\langle X \rangle$, %	-4.269	-6.362	-12.74	-10.16	-3.600	15.19	8.85

*Ділянки вимірювань: n1, n2, ц — краї зразків та центр відповідно.

що перпендикулярні площині прошарків, в межах яких можуть розвиватися явища розшарування.

Для області границь шарів аналіз розподілу напружень σ_{ik} перпендикулярно шарам можна якісно виконати на основі розгляду функції термопружного потенціалу переміщень Φ [13]. Для шарів кераміки двох складів, яку отримано, наприклад, спіканням, за рахунок різних пружних властивостей їх Φ_1 і Φ_2 будуть відрізнятися. У перехідній зоні, яку можна назвати дифузійною, функції безперервно переходять одна в іншу, оскільки відбувається поступовий перехід з одного матеріалу в інший. Відповідно до рівняння $\sigma_{ik} = 2G \left[\frac{\partial^2 \Phi}{\partial_i \partial_k} - \Delta \Phi \delta_{ik} \right]$ розподіл напружень

в області границь двох матеріалів є другою похідною функції Φ (рис. 4).

Для напівнескінчених шарів, що контактують, напруги відмінні від нуля тільки у вузьких приграничних зонах. Фактично в шаруватому матеріалі в шарах генеруються попеременно напруження розтягу-стиску з приблизно постійними значеннями в центральних зонах шарів і з розподілами та концентраціями розподілів напружень поблизу границь, представленими на рис. 4 (крива 2). У досліджуваних ламінатах товщина шарів складає близько 300 мкм, якщо товщина дифузійних шарів — 10—15 мкм, отже, товщина прошарків зі складним напруженим станом поблизу границь набагато менше за товщину самих зон з однорідними напруженнями.

В цій роботі для кількісної оцінки діючих в шарах напружень використовували аналітичну модель Ешелбі [14], в рамках якої передбачається пружна поведінка компонент за умови збереження однорідності на границях розподілу. Розглядається плаский напружений стан з відсутністю

компонент напружень перпендикулярно шарам (двовісний розтяг в прошарках з великим КТР і двовісний стиск в інших шарах), по товщині кожного з шарів напруження приймаються постійними.

Для карбиду кремнію та бориду цирконію в температурному інтервалі 20—1500 °С ефективний КТР для шарів SiC з 15 і 30% бориду цирконію приблизно дорівнює $4,8 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ та $5,2 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ відповідно. Оцінено пружні характеристики шарів аналізованих складів за значеннями пружних констант для компонентів SiC і ZrB₂, які виявилися близькими (460 і 470 ГПа в шарах з 15 і 30% ZrB₂). В температурному інтервалі від 0 до 1800 °С з охолодженням композита із шарами, що різняться по товщині, від температури гарячого пресування

визначено середні напруження площини прошарків $|\sigma_{11}| = |\sigma_{22}| \cong 260$ і 140 МПа в шарах з 15% ZrB₂ (стиск) і 30% ZrB₂ (розтяг) відповідно. Ці значення термічних напружень відносно невеликі та не повинні призводити до спонтанного руйнування композита під час виготовлення в об'ємах шарів і по їх границях, що узгоджується з даними мікроскопії та вимірювання пружних характеристик.

Тріщиностійкість кераміки на вигин

Розміри зразків і результати розрахунків величини тріщиностійкості K_{Ic} по формулі (1) наведено в табл. 2. Розрахунок за даними для видимого іскрового надрізу дає менші значення K_{Ic} . Це свідчить про наявність в вершині необробленого іскрового надрізу більш гострої термічної тріщини, ніж виходить у ході його обробці лезом. Термічні тріщини у вершині іскрових надрізів мікроскоп не фіксує. Їх величину можна оцінити, виходячи з того, що з поглибленням леза на $\sim 0,05$ мм термічні тріщини знищуються, на це вказує збільшення K_{Ic} . Визначення K_{Ic} за максимально можливим розміром іскрової тріщини, яка виходить зі збільшенням величини a , що вимірюється, на 0,05 мм ($a + 0,05$), зберігає менше значення K_{Ic} для зразка без доробки радіуса закруглення тріщини.

Межі коливання величини надрізу, ступеня паралельності дроту іскрового верстата до поверхні шарів, товщини і чергування шарів забезпечували попадання вершини всіх надрізів в другий шар композита з 30% ZrB₂. Глибина надрізу перевищувала товщину першого шару кераміки з 15% ZrB₂, що знаходився в умовах стиску, який і виявляється зазвичай відповідальним за високу ефективну тріщиностійкість шаруватої кераміки з високими значеннями зернограничної міцності [3—6]. В даному випадку вимірювана тріщиностійкість відповідала інтегральним властивостям кераміки внутрішніх шарів.

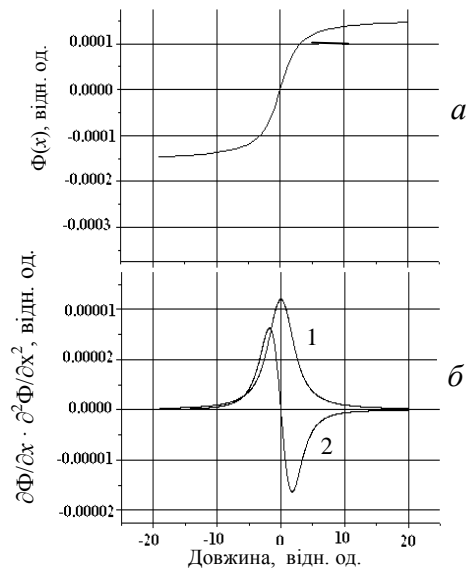


Рис. 4. Умовне зображення функції $\Phi(x)$ на границі контакту двох керамічних матеріалів (а); зображення першої та другої похідних функцій $\Phi(x)$ (б).

Т а б л и ц я 2. Тріщиностійкість шаруватої кераміки після випробувань на трьохточковий вигин

B, мм	W, мм	a, мм	Тип надрізу	P, Н	K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}	
					a, мм	(a + 0,05) мм
4,96	5,01	1,9000	Іскра	176,8	3,7	3,8
4,98	5,06	1,8330	Лезо	216,4	4,2	
4,98	5,02	1,9120	Іскра	161,3	3,3	3,4
4,97	5,00	1,9680	Лезо	176,8	3,8	

Аналіз отриманих даних свідчить про те, що іскровий надріз забезпечує більшу гостроту вершини тріщини та кращі умови вимірювання K_{Ic} , тоді як обробка лезом забирає гостру термічну тріщину у вершині надрізу. Тому приймається тріщиностійкість отриманої кераміки порядку 3,3—3,7 МПа·м^{3/2}.

Характеристики кераміки в локальних зонах, які поперемінно знаходяться у стані розтягу та стиску, в подальшому вивчаються методами інденування.

Механічні властивості кераміки, що вивчаються методами інденування

Внутрішні напруження в шарах в значній мірі визначають умови руйнування як під час випробувань кераміки на вигин, так і в умовах контактного навантаження з втіленням інденторів і, відповідно, значення параметрів, що вимірюються, — твердість, тріщиностійкість, контактна міцність на розтяг і стиск та ін.

Для досліджених значень об'ємного вмісту другої фази твердість шаруватих матеріалів для шарів SiC—15% ZrB₂ склала 20,4—24,4 ГПа, для шарів SiC—30% ZrB₂ — 19,2—22 ГПа і на границі розподілу між шарами — 19,9—20,7 ГПа. Твердості шарів з розміром зерна 5—10 мкм виявляються близькими до властивостей монолітної кераміки, для якої рівень твердості залежить від кількості другої фази (ZrB₂) та максимальні механічні характеристики виявляються, коли домішки бориду складають 15—20% і далі знижуються для вмісту ZrB₂ 30%. Типові відбитки твердості та тріщини біля відбитків в різних ділянках шаруватої кераміки показано на рис. 5 та 6.

Видно, що розповсюдження тріщин від відбитків твердості в значній мірі контролюється полями термічних напружень у шарах. В шарі з 30% ZrB₂ (рис. 5, б) поперечні тріщини під дією суми напруг, що розтягують, які створюються ядром деформації під індентором і термічних напружень розтягу в шарі, мають місце по всій товщині цього шару. Перехід поперечних тріщин в сусідні шари (с 15% ZrB₂) ускладнений термічними напруженнями стиску в цих шарах. Розповсюдження тріщин в площині шарів з 30% ZrB₂ в значній мірі припинено. Якщо напружений стан в шарах формально плаский (за умови відсутності компоненти σ_{33}), деформації стиску ϵ_{33} , що виникають, суттєво обмежують розвиток поздовжніх тріщин.

В шарі з 15% ZrB₂ (рис. 5, в) поперечні тріщини, виникненню яких перешкоджають термічні напруження стиску в площині цих шарів, все ж досягають границь цих шарів з меншою, ніж сусідні, товщиною і займають великі відстані в шарах з 30% ZrB₂ в полі термічних напружень розтягу

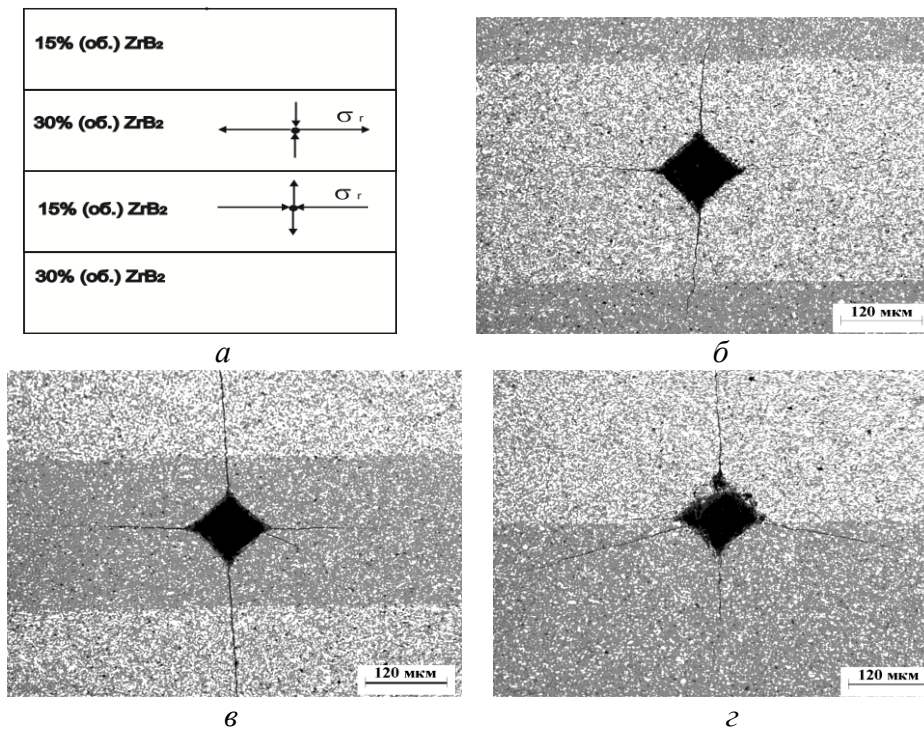


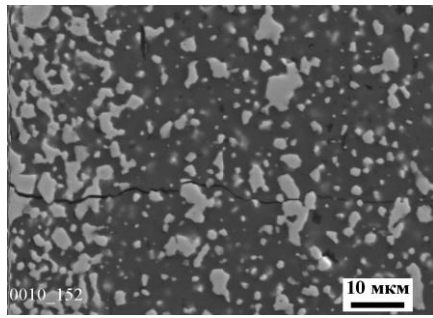
Рис. 5. Розповсюдження тріщин від відбитків твердості в різних точках шаруватого матеріалу. Схеми розповсюдження в шарах (а) і руйнування від відбитків в шарах з 30 (б) і 15% ZrB₂ (в); з — на границях шарів.

в площині шарів. Поява тріщин в площині шарів полегшена деформаціями розтягу, які діють перпендикулярно площині шарів і виникають у випадку плоского напруженого стану в шарах, що вивчаються. Відзначимо, однак, що в обох розглянутих випадках поздовжніх тріщин в шарах з формальним плосконапруженим станом реально можуть існувати і компоненти напружень σ_{33} , як наслідок реальних фізичних причин і які фіксуються з використанням методу кінцевих елементів.

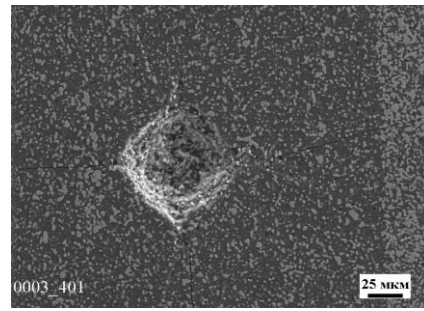
Розмір поперечних тріщин від відбитків на границі шарів (рис. 5, з) максимальний в шарах з 30% ZrB₂ і мінімальний в шарах з 15% ZrB₂, в яких діють поздовжні напруження розтягу та стиску відповідно. Поздовжні тріщини не розповсюджуються в площині границь, а відхиляються в шари з 15% ZrB₂, у яких діють термічні напруження розтягу, що перпендикулярні площині цих шарів. Відсутність тріщин безпосередньо в межах шарів вказує на високу міцність границь (рис. 5).

Поширення тріщин від відбитків в матеріалі, що знаходиться в полі макропружень, є більш складним, ніж в разі простої суперпозиції полів термічних напружень і від індентора. Формування відбитків в полях зовнішніх напружень суттєво змінюється. Як видно на рис. 6, б, в, для діючих напружень стиску в ядрі відбитка інтенсифікуються процеси мікророзтріскування з утворенням порошкоподібного матеріалу [9] і з його видаленням і утворенням каверни в області зруйнованого ядра зі зняттям навантаження (рис. 6, б).

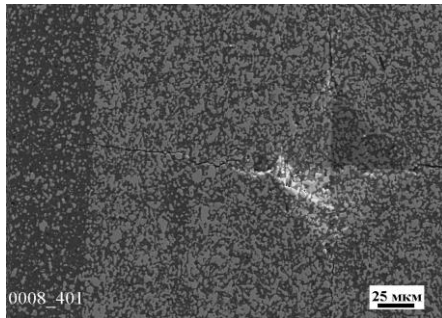
Ці процеси розвиваються в умовах, коли мікророзтріскування в ядрі інтенсифікується з накладанням зовнішньої компоненти стиску від



a



б



в

Рис. 6. Руйнування біля відбитків твердості: *a* — перетин поперечною тріщиною границі шарів; *б, в* — вигляд відбитків в шарах з пласким напруженням стиску (15% ZrB_2) і розтягу (30% ZrB_2) відповідно.

термічних напружень. Та навпаки, термічні напруження розтягу знижують рівень напружень стиску в ядрі, зменшується мікророзтріскування в ядрі відбитка і сам відбиток залишається в значній мірі незруйнованим (рис. 6, *в*). Різниця в процесах мікророзтріскування в ядрі руйнування під індентором безпосередньо впливає на напружено-деформований стан матеріалу навколо відбитків, що і визначає довжини радіальних тріщин, які утворюються, а також і значення ефективної тріщиностійкості, котрі розраховуються за цими довжинами.

Аналіз властивостей міцності в межах шарів кераміки та на границях шарів проводили за відбитками, отриманими з навантаженням на індентор 100 Н, за яким тріщини, що поширюються від відбитків, перебували в межах досліджуваного шару. Результати досліджень наведено в табл. 3. Як слідує з таблиці, у шарі з 15% ZrB_2 , який знаходиться в полі поздовжніх напружень стиску, твердість та контактна міцність на стиск виявляються більш високими, ніж в шарах з 30% ZrB_2 (з поздовжніми термічними напруженнями розтягу). Величина мікроструктурної (зерно-граничної) міцності S суттєво вища в шарах з більш високим вмістом дибориду цирконію, тобто з підвищенням щільності гетерофазних границь. В цілому, збільшення зернограничної міцності супроводжується очікуваним зростанням і тріщиностійкості і контактної міцності на розтяг. Така кореляція між зазначеними характеристиками була виявлена нами раніше для кераміки на основі дибориду цирконію [15].

Значення характеристик міцності, що визначаються за довжинами тріщин від відбитків (тріщиностійкість, контактна міцність на розтяг), суттєво залежать від орієнтації тріщин по відношенню до шарів і виявляються меншими або більшими для напрямків, які перпендикулярні існуючим термічним напруженням розтягу або стиску відповідно.

Т а б л и ц я 3. Результати дослідження твердості HV , тріщиностійкості K_{Ic} і контактної міцності на розтяг σ_f та стиск Y , зернограничної міцності S в шарах з навантаженням на індентор 100 Н

Вміст ZrB_2 в шарі, % (об.)	HV , ГПа	K_{Ic} парал., МПа·м ^{1/2}	K_{Ic} перп., МПа·м ^{1/2}	K_{Ic} серед., МПа·м ^{1/2}	$\sigma_{f\text{ пар.}}$, ГПа	$\sigma_{f\text{ перп.}}$, ГПа	$\sigma_{f\text{ серед.}}$, ГПа	$Y_{\text{серед.}}$, ГПа	$S_{\text{серед.}}$, ГПа
15	23,4	3,83	5,63	4,73	0,63	0,99	0,81	5,05	0,93
30	21,96	6,3	4,74	5,18	1,155	0,78	0,97	4,41	1,24

Відзначимо, що для відбитків на границях шарів тріщиностійкість дорівнює 3,42 і 8,82 МПа·м^{1/2} для поперечних тріщин, які розповсюджуються в розтягнуті та стиснуті шари, відповідно. Ці результати безпосередньо вказують на залежність поширення тріщин від діючих напружень в шарах.

Тріщини вздовж шарів не проходили по поверхні розподілу, а відхилялися в шари з поперечними напруженнями розтягу. Тріщиностійкість, виміряна на поздовжніх тріщинах для розтягнутих зон біля границь, складала 4,14—5,54 МПа·м^{1/2}.

Для сусідніх шарів із залишковими напруженнями стиску та розтягу в шарах для поперечних тріщин з використанням співвідношень (3)—(4) маємо

$$\text{для шару з 15\% } ZrB_2 \text{ — } \sigma_f^1 = 0,63 \text{ ГПа} = \sigma_f^0 - \sigma_r, \quad (5)$$

$$\text{для шару з 30\% } ZrB_2 \text{ — } \sigma_f^2 = 1,15 \text{ ГПа} = \sigma_f^0 - \sigma_r. \quad (6)$$

Для вирішення (5)—(6), приймаючи приблизну рівність міцності σ_f^0 власне матеріалу в сусідніх шарах і нехтуючи відмінністю товщини шарів зі спільного рішення системи, отримуємо

$$\sigma_r = \pm 260 \text{ МПа}; \quad \sigma_f^0 = 890 \text{ МПа}.$$

Аналогічно для поздовжніх тріщин в сусідніх шарах, що розвиваються під дією поперечних напружень σ_{33} ,

$$\text{для шару з 15\% } ZrB_2 \text{ — } \sigma_f^1 = 0,99 \text{ ГПа} = \sigma_f^0 + \sigma_r^{\text{поперешару}}, \quad (7)$$

$$\text{для шару з 30\% } ZrB_2 \text{ — } \sigma_f^2 = 0,79 \text{ ГПа} = \sigma_f^0 - \sigma_r^{\text{поперешару}}, \quad (8)$$

отримуємо

$$\sigma_r = \pm 105 \text{ МПа}; \quad \sigma_f^0 = 885 \text{ МПа}.$$

Таким чином, зі співвідношень (5)—(6) і (7)—(8) для поперечних і поздовжніх тріщин в шарах впливає очікувана відмінність ефективних залишкових напружень вздовж і поперек шарів (~260 і 105 МПа з їх відношенням ~2,5) і практична однаковість міцності кераміки в шарах — $\sigma_f^0 = 890$ МПа. Значення залишкових термічних напружень в площині шарів (260 МПа) виявляються близькими до розрахункових по моделі Ешелбі.

На основі отриманих даних про внутрішні напруження в шарах можна оцінити їх вплив на величину тріщиностійкості, що вимірюється. Згідно з (2), для ефективної тріщиностійкості в шарах маємо її зміну на $\pm 0,94$ і $\pm 0,38$ МПа·м^{1/2} через термічні напруження в площині і перпендикулярно шарам (± 260 і ± 105 МПа в залежності від типу шару) з розміром структурних дефектів $c = 10$ мкм у виразі (2).

Тоді як для шарів з 15% ZrB_2 для поздовжніх тріщин маємо

$$K_{Ic}^{\text{ф}} = 3,83 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2} = K_{Ic}^0 - 0,38 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}; \quad K_{Ic}^0 \approx 4,2 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2};$$

для поперечних тріщин —

$$K_{Ic}^{\Phi} = 5,63 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2} = K_{Ic}^0 + 0,94 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2};$$

$$K_{Ic}^0 \approx 4,7 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}.$$

Для шарів з 30% ZrB_2 для поздовжніх тріщин маємо

$$K_{Ic}^{\Phi} = 6,3 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2} = K_{Ic}^0 + 0,38 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}; \quad K_{Ic}^0 \approx 5,9 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2};$$

для поперечних тріщин —

$$K_{Ic}^{\Phi} = 4,7 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2} = K_{Ic}^0 - 0,94 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}; \quad K_{Ic}^0 \approx 5,64 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}.$$

Як слідує з результатів аналізу, розрахована тріщиностійкість самого матеріалу для шарів кераміки з 15 і 30% бориду цирконію відрізняється і знаходиться в межах 4,2—4,7 і 5,64—5,9 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ відповідно. Такі відмінності можна очікувати зі збільшенням кількості другої фази ZrB_2 в матриці матеріалу шарів.

Відзначимо, що наведені оцінки міцності локальних зон шаруватого матеріалу носять скоріше якісний характер, оскільки вони були виконані з урахуванням ряду спрощуючих припущень, як про поля термічних напружень, так і про властивості кераміки в шарах.

В цілому, для різних областей шаруватого матеріалу і в залежності від напрямку поширення тріщин має місце широкий спектр значень ефективно тріщиностійкості (з урахуванням впливу залишкових напружень) в інтервалі 3,8—6,3 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ для матеріалу шарів і 3,4—8,8 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ — для області границь для тріщин, які розповсюджуються в розтягнуті та стиснуті шари. Дані значення в цілому є більш високими, ніж отримані в процесі випробувань шаруватих зразків з надрізом (3,3—3,7 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$). Ця різниця фактично вказує на те, що непрямої лінійне поширення тріщин, яке спостерігається в шаруватій кераміці в реальних процесах руйнування, диктується "слабкими" напрямками з діючими термічними напруженнями на розтяг.

Висновки

Розроблено технологію та режими виготовлення шаруватих керамічних композитів ZrB_2 — SiC , вивчено їх пружні характеристики та властивості міцності.

Показано, що міцність на вигин складає близько 300 МПа, тріщиностійкість із розповсюдженням тріщин в межах внутрішніх шарів кераміки в рамках досліджень зразків з надрізом — порядку 3,3—3,7 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

Вивчено вплив полів внутрішніх напружень, процеси руйнування в області інденування та механічні властивості кераміки в її мікрооб'ємах в межах окремих шарів і в області їх границь. Контактна міцність на розтяг, виміряна в стислих і розтягнутих зонах кераміки та для тріщин вздовж і поперек шарів, змінювалася в інтервалі 0,6—1,15 ГПа, якщо контактна міцність власне матеріалу шарів порядку 890 МПа.

За значеннями контактної міцності в межах окремих шарів розраховано значення діючих в шарах залишкових термічних напружень. Напруження в площині шарів виявилися приблизно однаковими зі значеннями, що розраховані за моделлю Ешелбі, напруження поперек шарів приблизно в 2,5 рази менші, ніж напруження в площині.

Тріщиностійкість самого матеріалу для шарів кераміки з 15 і 30% бориду цирконію розрізняється та знаходиться в межах 4,2—4,7 і 5,64—5,9 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ відповідно. Поля внутрішніх напружень суттєво

впливають на тріщиностійкість в їх мікрооб'ємах шаруватої кераміки, яка може змінюватися в межах 3,8—5,6 і 4,7—6,3 МПа·м^{1/2} для тріщин в площині шарів і перпендикулярно їм відповідно. Для області границь значення тріщиностійкості варіюється в межах 3,42—8,82 МПа·м^{1/2} для поперечних тріщин, які розповсюджуються в розтягнуті та стиснуті шари.

Для напрямлень вздовж і поперек площини шарів композита визначено величини швидкостей звука та пружних характеристик матеріалу. Ці значення близькі до значень для безпористого шаруватого матеріалу, а модулі Юнга розрізняються приблизно на 6%. Також спостерігається анізотропія швидкостей УЗ ~5% і пружних модулів ~10—12%, що може бути обумовлено текстурою, яка розвивається в структурі шарів в процесі гарячого пресування.

Список літератури

1. *Development and properties of SiC—TiB₂ multilayered composites*. Proc. 6th conf. and Exhib. Eur. Ceram. Soc. (Brighton, UK, 20–24 June 1999). Chameleon Press, 1999. 165 p.
2. Grigoriev O.N., Koroteev A.V., Klimenko A.V. Production and properties of multilayered SiC—TiB₂ ceramics. *Ogneupory Tekh. Keram.* 2000. No. 11. P. 20—25.
3. Orlovskaya N., Lugovy M., Subbotin V., Radchenko A., Adams J., Cheda M., Shih J., Sankar J., Yarmolenko S. Robust design and manufacturing of ceramic laminates with controlled thermal residual stresses for enhanced toughness. *J. Mater. Sci.* 2005. No. 40. P. 5483—5490.
4. Gogotsi G., Lugovy M., Slyunyayev V. Fracture resistance of residually-stressed ceramic laminated structures. *Strength Materials*. 2004. No. 3. P. 291—303.
5. Orlovskaya N., Lugovy M., Subbotin V., Radchenko A., Adams J., Cheda M., Shih J., Sankar J., Yarmolenko S. Design and manufacturing B₄C—SiC layered ceramics for armor applications. *Ceramic Armor and Armor Systems (Ceramic Transactions)*. 2003. No. 151. P. 59—70.
6. Lugovy M., Orlovskaya N., Berroth K., Kuebler J. Macrostructural engineering of ceramic-matrix layered composites. *Composite Sci. Technology*. 1999. No. 8. P. 1429—1437.
7. Grigoriev O.N., Koroteev A.V., Maiboroda E.N., Berezhinsky I.L., Serdega B.K., Ostrovoi D.Yu., Piskunov V.G. Structure, nonlinear stress-strain state and strength of ceramic multilayered composites. *Composites*. 2006. Part B 37. P. 530—541.
8. Галанов Б.А., Григорьев О.Н. Аналитическая модель индентирования хрупких материалов. *Электронная микроскопия и прочность материалов*. К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. 2006. Вып. 13. С. 4—42.
9. Галанов Б.А., Григорьев О.Н., Трунова Е.Г. Статистические характеристики контактной прочности керамики. *Электронная микроскопия и прочность материалов*. К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины, 2001. С. 125—135.
10. Григорьев О.Н., Галанов Б.А., Котенко В.А., Иванов С.М., Ковальчук В.В., Лажевский В.А. Контактная прочность и трещиностойкость хрупких материалов. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2005. № 8. С. 1001—1018.
11. Брок Д. *Основы механики разрушения*. Москва: Высшая школа, 1980. 368 с.
12. Zaporozhets O.I., Lichko A.V., Nemoshkalenko V.V. A technology for non-destructive testing of metalworks. *Met. Phys. Adv. Tech.* 1999. No. 17. P. 961—971.
13. Бережинский И.Л., Бережинский Л.И., Григорьев О.Н., Сердега Б.К., Юхимчик В.О. Исследования остаточных напряжений на границе контакта композиционных материалов. *Современные проблемы физического материаловедения*. К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. 2006. Вып. 15. С. 51—63.

14. Eshelby J.D. The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. *Proc. Roy. Soc.* 1957. No. 241. P. 376—396.
15. Григорьев О.Н., Галанов Б.А., Коротеев А.В., Мелак Л.М., Мосина Т.В. Структурообразование и механические свойства диборида циркония в присутствии активирующих спекание добавок. *Электронная микроскопия и прочность материалов*. К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. 2015. Вып. 21. С. 111—129.

References

1. *Development and Properties of SiC—TiB₂ Multilayered Composites*. Proc. 6th conf. and Exhib. Eur. Ceram. Soc. (Brighton, UK, 20–24 June 1999). Chameleon Press, 1999. 165 p.
2. Grigoriev O.N., Koroteev A.V., Klimenko A.V. Production and properties of multilayered SiC—TiB₂ ceramics. *Ogneupory Tekh. Keram.* 2000. No. 11. P. 20—25.
3. Orlovskaya N., Lugovy M., Subbotin V., Radchenko A., Adams J., Cheda M., Shih J., Sankar J., Yarmolenko S. Robust design and manufacturing of ceramic laminates with controlled thermal residual stresses for enhanced toughness. *J. Mater. Sci.* 2005. No. 40. P. 5483—5490.
4. Gogotsi G., Lugovy M., Slyunyayev V. Fracture resistance of residually-stressed ceramic laminated structures. *Strength Mater.* 2004. No. 3. P. 291—303.
5. Orlovskaya N., Lugovy M., Subbotin V., Radchenko A., Adams J., Cheda M., Shih J., Sankar J., Yarmolenko S. Design and manufacturing B₄C—SiC layered ceramics for armor applications. *Ceramic Armor and Armor Systems (Ceramic Transactions)*. 2003. No. 151. P. 59—70.
6. Lugovy M., Orlovskaya N., Berroth K., Kuebler J. Macrostructural engineering of ceramic-matrix layered composites. *Composite Sci. Techn.* 1999. No. 8. P. 1429—1437.
7. Grigoriev O.N., Koroteev A.V., Maiboroda E.N., Berezhinsky I.L., Serdega B.K., Ostrovoi D.Yu., Piskunov V.G. Structure, nonlinear stress-strain state and strength of ceramic multilayered composites. *Composites*. 2006. Part B 37. P. 530—541.
8. Galanov B.A., Grigorev O.N. Analiticheskaya model indentirovaniya hrupkih materialov [Analytical model of indentation of brittle materials]. *Elektronnaya mikroskopiya i prochnost materialov*. K.: In-t probl. materialovedeniya NAN Ukrainyi. 2006. Vyip. 13. S. 4 [in Russian].
9. Galanov B.A., Grigorev O.N., Trunova E.G. Statisticheskie karakteristiki kontaktnoy prochnosti keramiki [Statistical characteristics of the contact strength of ceramics]. *Elektronnaya mikroskopiya i prochnost materialov* K.: In-t probl. materialovedeniya NAN Ukrainyi, 2001. S. 125 [in Russian].
10. Grigorev O.N., Galanov B.A., Kotenko V.A., Ivanov S.M., Kovalchuk V.V., Lazhevskiy V.A. Kontaktnaya prochnost i treschinostoykost hrupkih materialov. [Contact strength and crack resistance of brittle materials]. *Metallofizika i noveyshie tehnologii*. 2005. № 8. S. 1001 [in Russian].
11. Broek D. *Osnovni mehaniki razrusheniya [Fundamentals of fracture mechanics]*. Moscow: Vysshaya shkola, 1980. 368 s. [in Russian].
12. Zaporozhets O.I., Lichko A.V., Nemoshkalenko V.V. A technology for non-destructive testing of metalworks. *Met. Phys. Adv. Tech.* 1999. No. 17. P. 961—971.
13. Berezhinskiy I.L., Berezhinskiy L.I., Grigorev O.N., Serdega B.K., Yuhimchik V.O. Issledovaniya ostatochnykh napryazheniy na granitse kontakta kompozitsionnykh materialov [Investigations of residual stresses at the contact boundary of composite materials]. *Sovremennyye problemy fizicheskogo materialovedeniya*. K.: In-t probl. materialovedeniya NAN Ukrainyi. 2006. Vyip. 15. S. 51 [in Russian].
14. Eshelby J.D. The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. *Proc. Roy. Soc.* 1957. No. 241. P. 376—396.
15. Grigorev O.N., Galanov B.A., Koroteev A.V., Melah L.M., Mosina T.V. Struktu-roobrazovanie i mehanicheskie svoystva diborida tsirkoniya v prisutstvii aktivi-

ruyuschiy spekanie dobavok [Structure formation and mechanical properties of zirconium diboride in the presence of additives activating sintering]. *Elektronnaya mikroskopiya i prochnost materialov*. K.: In-t probl. materialovedeniya NAN Ukrainyi. 2015. Vyip. 21. S. 111 [in Russian].

Study of the fracture features of layered ceramics in its microvolumes by indentation methods

O. Grigoriev, L. Melakh, T. Mosina, N. Brodnikovskiy,
O. Zaporozhets, V. Mykhailovskiy, I. Berezhinsky, V. Subotin

Technology and modes of ZrB₂—SiC layered ceramic composites manufacturing have been developed. The structures, elastic characteristics and strength properties of the materials under investigation have been studied. Effect of internal stress fields on fracture processes in the indentation area and mechanical properties of the ceramics in its microvolumes has been investigated both in layers and at their interfaces. Using values of contact tensile strength along different directions in layers of the composites, effective residual thermal stresses have been calculated (≈ 180 MPa). The obtained data on contact tensile strength and effective crack resistance, taking into consideration the contributions of residual stresses to their values, have been used for estimations of contact strength and crack resistance of the layer materials themselves. The fracture toughness measured by the three-point bending method is $3,3\text{—}3,7$ MPa · m^{1/2}. Analysis of the data obtained indicates that the spark notch provides a greater sharpness of the crack tip and better conditions for measuring K_{1c}, while processing with a blade picks up a sharp thermal crack in the notch tip. The elastic properties of the multilayer system (SiC—15% ZrB₂) + (SiC—30% ZrB₂) were studied using ultrasonic research methods. The values of the velocities of sound and elastic characteristics are sufficiently large and close to those expected from the models of the composite, which does not contain noticeable porosity and microcracks in the layers themselves and in the region of their boundaries. For directions along and across the plane of the layers, the values of Young's moduli differ by about 6%. For the directions of propagation of an ultrasonic wave along and across the layers, anisotropy of ultrasonic velocities of $\sim 5\%$ and elastic moduli of $\sim 10\text{—}12\%$ is observed, which may be due to the texture that develops in the structure of the layers during hot pressing.

Keywords: layered ceramics, indentation, strength properties, thermal stresses.