

PACS numbers: 61.05.cp, 61.72.Qq, 62.23.Kn, 62.25.Mn, 68.55.jm, 81.05.Je, 81.40.Np

Дифрактометричні дослідження виробів з реакційно-зв'язаного карбіду кремнію

О. В. Андреев¹, Ю. Є. Грабовський¹, М. А. Заболотний¹,
Л. І. Асламова¹, Н. М. Білявина¹, А. Л. Майстренко², В. Г. Кулич²

¹Київський національний університет імені Тараса Шевченка,
вул. Володимирська, 64,
01601 Київ, Україна

²Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська, 2,
04074 Київ, Україна

Робота стосується визначення фізичних закономірностей взаємозв'язку між механіко-міцнісними параметрами при динамічних навантаженнях виробів з реакційно-зв'язаного карбіду кремнію (РКК) і його структурно-політипними характеристиками. При виготовленні зразків використовувалася шихта з вмістом SiC у 85–95% за наявності домішок Силіцію та Карбону. Дослідження проводилися з використанням дифрактометра ДРОН-3М і кореляційної аналізи. Було встановлено, що політип SiC 6H є базовим при створенні елементів броні з РКК. Присутність залишкових фаз Si (С-графіту) за наявності SiC 6H (SiC 6H і SiC 4H) зумовлює високі значення густини зразків. Встановлено, що розміри області когерентного розсіяння Рентгенових променів за фіксованого значення густини зразка залежать від характеру політипу кристалічної ґратниці, знаходяться в межах 400–700 Å і зростають із збільшенням густини зразка. Показано, що високі значення густини та малі величини внутрішніх мікронапружень зразків з РКК досягаються при невеликих ступенях текстурованості зразка.

The work is concerned with the determination of physical regularities of interrelation between the mechanical-strength parameters at dynamic loadings of products of reactively bound silicon carbide (BSC) and its structural-polytypic characteristics. For the fabrication of samples, it is used a charge with a content of SiC of 85–95% in the presence of impurities of silicon and carbon. The studies are performed using the DRON-3M diffractometer and correlation analysis. As found, the SiC 6H polytype is base in the fabrication of armour elements with BSC. The presence of residual Si (C-graphite) phases in the presence of SiC 6H (SiC 6H and SiC 4H) causes high values of sample density. As established, the size of

the region of coherent x-ray scattering at a fixed value of the sample density depends on the nature of the crystal-lattice polytype, is in the range of 400–700 Å, and increases with increasing sample density. As shown, high values of density and small values of internal microstresses of samples with BSC are achieved at small degrees of texturing of the sample.

Ключові слова: карбід кремнію, область когерентного відбивання Рентгенових променів, політипи кристалічної ґратниці, мікронапруження, кореляційна аналіза.

Key words: silicon carbide, x-ray coherent reflection region, crystal-lattice polytypes, microstresses, correlation analysis.

(Отримано 3 квітня 2020 р.; після доопрацювання — 6 червня 2020 р.)

1. ВСТУП

Постійно зростаючі вимоги до броньових конструкцій приводять до необхідності створення нових керамічних матеріалів з поліпшеними властивостями та ширшою сферою застосування. Вибір конкретних типів броньових матеріалів, їхнього розміщення у захисних модулях визначається завданнями, що стоять перед створюваним модулем (класом захисту тощо), об'єктами, на яких вони розміщуються, а також додатковими умовами при проектуванні (вимоги до маси виробу, його вартості, живучості та ін.). Це зумовлює формування конкретних переваг і недоліків у кожного з типів бронеконструкцій. Так, м'які та гнучкі захисні модулі, виготовлені з волокнистих композитів, мають невелику товщину та поверхневу густину, але не забезпечують невисокий клас динамічного захисту, перш за все, від куль з термозміцненими сталевими або твердостопними осердями. Сталеві мають значну густину, але недостатню твердість, що призводить до істотного зростання поверхневої густини бронепанелі при спробі забезпечити необхідний клас захисту. На відміну від металевих стопів, кераміка має низьку ударну в'язкість, що зумовлює крихке руйнування її при взаємодії з осердям кулі (низьку живучість).

Разом з тим, ефективний захист від засобів ураження, що характеризуються високою кінетичною енергією удару та проникною здатністю бронебійних куль із термозміцненим осердям, можливий лише при руйнуванні ударника. Розв'язання цієї проблеми потребує використання матеріалів із високими значеннями твердості й ударної в'язкості. Оскільки сталева броня істотно поступається в твердості бронебійним осердям ударників, вона не може бути основою для створення ефективного захисту. У цих умовах найперспективнішим матеріалом для створення засобів бронезахисту за класом 5–6 А (за ДСТУ В 4103-2002) або II–III

рівня за STANAG 4569 є кераміка, твердість якої значно перевищує твердість матеріалу осердя кулі. Крім того, керамічні матеріали мають у порівнянні з металевими меншу густину, що значно підвищує ергономічні та вагові характеристики бронезахисних модулів.

Сучасні елементи броньового захисту людини та легкого броньованого транспорту мають складну композитно-функціональну структуру [1]. Це положення можна проілюструвати за допомогою актуальної композитної броні, що має в своєму складі спеціалізовані керамічні елементи (пластини, шари або кулі), які подрібнюються, відхиляють, гальмують і пластично деформують осередок кулі [2]. Крім цього, наявність проміжку між елементами, що подрібнюються, відхиляють і гальмують осередок кулі, чим забезпечується можливість передавання надлишкової енергії удару від окремого керамічного елемента до сусідніх елементів, оточують його. Така дискретна броня забезпечує ефективне увібрання та розсіювання кінетичної енергії кулі. Одним з найважливіших елементів системи дискретної композитної броні є відхиляючі керамічні елементи, які подрібнюються та до якості яких стають особливо високі вимоги [3–5].

Традиційною технологією одержання керамічних виробів реакційним спіканням (РС) є спікання за високої температури попередньо відпресованих порошкових заготовок, прикладом чого, зокрема, є кераміка на основі карбіду кремнію SiC [5–8]. Реакційно-спечений SiC–Si (РС) — практично безусадковий і безпористий матеріал; його мікроструктура має дві характерні особливості — наявність міцного карбідо-кремнійового каркаса, що забезпечує високі фізико-механічні властивості матеріалу, та вільного (не зв'язаного) кремнію й вуглецю.

Проведені дослідження показали, що для кераміки на основі РС пониження зернистості вихідних порошоків SiC від 50 до 6 мкм приводить до істотного підвищення міцності при вигинанні спеченої кераміки без зміни показника твердості [9].

На захисні характеристики керамічних елементів впливає також молекулярна та супрамолекулярна структура кераміки, яка може бути як гомогенною, так і гетерогенно-кристалічною [10], що уможливорює змінювати фізико-механічні властивості виробів з керамічних матеріалів за рахунок вибору параметрів технології одержання їх, гранулометричних характеристик вихідних порошоків, способу змішування їх, методи формування та відпалювання виробів і подальшого оброблення їх. В той же час залишилося недослідженим питання про вплив структури та субструктури кристалітів на характер сил взаємодії кристалічних частинок, а, отже, на рівень балістичних властивостей керамічних елементів при динамічних навантаженнях.

Мета даних досліджень — визначення закономірностей взаємозв'язку між механічними властивостями при динамічних навантаженнях виробів з реакційно-спеченого карбіду кремнію та його структурно-політипними характеристиками.

2. МАТЕРІЯЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

При виготовленні зразків використовувалася шихта з вмістом SiC у 85–95%. Серед основних домішок були присутні Силіцій і Карбон. Вміст інших елементів складав менше 0,2%. Спечені зразки мали форму паралелепіпедів із розмірами 25×25×30 мм. При виборі зразків враховувалося, що міцність виробів із SiC–Si [5, 8] в істотній мірі визначається густиною виробу. Тому для подальшого дослідження відбирали зразки з густиною (ρ) не меншою 3,05 г/см³, що уможливило визначати характеристики актуальних елементів захисних бронеелементів. Було використано зразки з такими значеннями густини (в г/см³): 3,05, 3,07, 3,10, 3,15, 3,18, 3,20. Густина зразків варіювалася за допомогою введення в структуру брикету додаткового вуглецю (дозована добавка), який зв'язував вільний кремній, утворюючи при спіканні β -SiC. Густину зразків визначали методом гідростатичного зважування відповідно до ГОСТ 20018-74: спочатку зважувався на повітрі вихідний зразок; потім зразок зважувався після процедури вошіння, що проводилася з метою заповнення поверхневих пір зразка, і нарешті в дистильованій воді з відомою власною густиною [12].

Дифрактометричні дослідження зразків проводилися з використанням дифрактометра ДРОН-3М. Дифрактограми одержували в дискретному режимі за таких параметрів сканування: кутовий інтервал $2\theta = 20\text{--}150^\circ$, крок сканування — у $0,05^\circ$, час експозиції зразка Рентгеновим опроміненням у точці при вимірі дифрактограми дорівнював 10 с. При вимірах використовувалося фільтроване CuK_α -випромінення. Дифрактограми одержували для кожного зразка від двох взаємно перпендикулярних поверхонь з метою з'ясування гомогенності фазового складу, а також наявності текстури. Для аналізу й інтерпретації одержаних рентгенівських даних було застосовано оригінальний пакет програм, який з використанням відомих алгоритмів [13] був розроблений на фізичному факультеті КНУ імені Тараса Шевченка. Цей пакет містить повний комплекс реалізації стандартних процедур Г. Рітвельда та призначений для вирішення різноманітних XRD-завдань, а саме: визначення положень піків та інтегральних інтенсивностей Бреґгових відбивань за допомогою повнопрофільної аналізи; проведення якісної та кількісної фазових аналіз з використанням даних PDF для ідентифікації фаз і методи найменших квадратів для уточнення періодів кристалічних ґратниць фазових складо-

вих; тестування запропонованих структурних моделей та уточнення параметрів кристалічної структури фаз. Більш детальну інформацію про цей пакет представлено в роботі [14].

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ АНАЛІЗА

Результати досліджень наведено на рис. 1 і рис. 2, де представ-

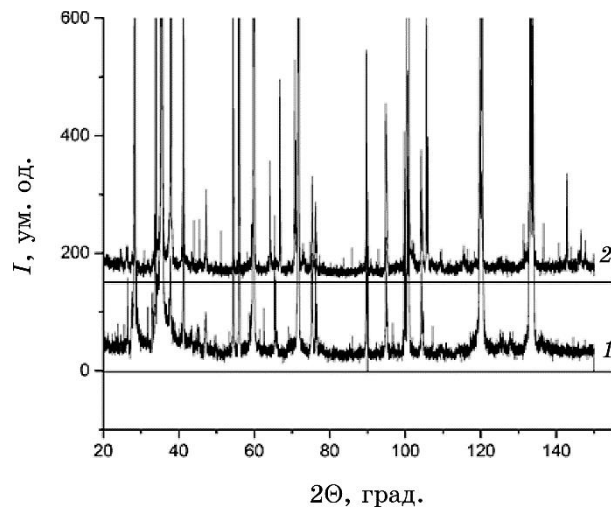


Рис. 1. Фрагменти дифрактограм зразка з густиною у $3,05 \text{ г/см}^3$.¹

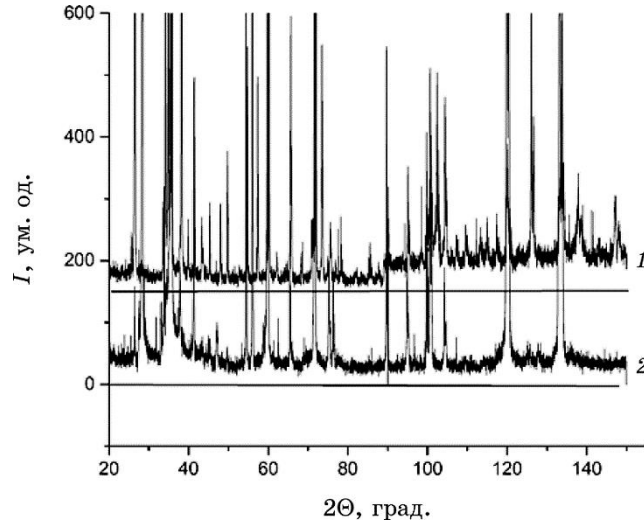


Рис. 2. Фрагменти дифрактограм зразка з густиною у $3,20 \text{ г/см}^3$.²

лено дифрактограми, які ілюструють дані, одержані від двох взаємно перпендикулярних поверхонь зразків із густиною у 3,05 та 3,20 г/см³ відповідно. На рисунках 1 і 2 наведено залежності інтенсивності (I) дифрагованих Рентгенових променів в умовних одиницях (у.о.) від величини подвійного кута їхньої дифракції (2Θ). Так, на рис. 1 і рис. 2 криві 1 відповідають вільній фронтальній поверхні зразків, а криві 2 — перпендикулярним до них бічним поверхням. Для даних, наведених на рис. 1 і рис. 2, та аналогічних, одержаних на зразках з іншою густиною, були визначені розміри областей когерентного розсіяння ($L = L(0)$) Рентгенових променів від зразків за співвідношенням Дебая–Шеррера:

$$L(\theta) = \frac{K\lambda}{\beta \cos(\theta)}. \quad (1)$$

Тут β — ширина рефлексу на половині висоти (в радіанах), а K — безрозмірний коефіцієнт, залежний від форми частинки (стала Шеррера). Довжина хвилі використовуваного Рентгенового випромінювання (λ) дорівнює 1,54178 Å.

З наведених на рис. 1 і рис. 2 даних випливає, що фазовий склад речовини фронтальної поверхні зразка подекуди відрізняється від фазового складу речовини його бічної поверхні. В істотній мірі це зумовлено і тим, що карбід кремнію має велику кількість політипів (відомо понад 300 кристалічних форм карбиду кремнію) [11], ймовірність формування яких залежить від особливостей температурного режиму спікання зразка, а також неоднаковим тепловідведенням вільної та бічної поверхонь зразка. Відмітимо, що політипи карбиду кремнію є варіаціями однієї й тієї ж хемічної сполуки, які ідентичні в двох напрямках, але відрізняються в третьому. Ще однією причиною відмінності дифрактограм шарів речовини взаємно перпендикулярних поверхонь зразка можуть бути відмінності їхнього фазового складу, що є наслідком перебігу реакцій під час технологічного процесу.

Враховуючи можливість наявності у виготовлених зразках як політипів карбиду кремнію, так і супутніх їм фаз, методом якісної фазової аналізи було проведено ідентифікацію кожної з одержаних дифрактограм, а методом кількісної фазової аналізи визначено ваговий (об'ємний) вміст кожної з ідентифікованих фазових складових (табл. 1). При проведенні розрахунків з кількісної фазової аналізи було також встановлено, що деякі фази в зразках були істотно текстуровані, що перешкоджало коректному визначенню вмісту їх у кераміці. За даними рентгенівської фазової аналізи основною фазовою складовою досліджених керамік, які мають великі значення густини, є політип карбиду кремнію SiC 6H з $a = 0,3081(2)$ нм, $c = 1,511(1)$ нм, вміст якого в цих зра-

зках перевищує 80 ваг.% (75 об.%). Найменша густина притаманна зразкам, які в основному містять кубічний політип карбіду кремнію β -SiC з $a = 0,4360(3)$ нм. Окрім згаданих фаз деякі зразки містять ще два політипи карбіду кремнію, а саме, SiC 4H з $a = 0,3080(4)$ нм, $c = 1,004(2)$ нм і SiC 15R з $a = 0,3080(2)$ нм, $c = 3,772(1)$ нм. В якості супутніх фаз у зразках є також кремній і графіт (табл. 1).

З наведених у табл. 1 даних випливає певний взаємозв'язок між фазовим складом (наявними політипами карбіду кремнію та супутніми для них фазами) і густиною виготовлених зразків. Так, у зразках карбіду кремнію вміст базового політипу SiC 6H сприяє збільшенню густини виготовлених керамік. Ця тенденція спостерігається практично для всіх досліджених зразків. Проте наявність у зразках кубічного карбіду кремнію β -SiC зумовлює малі значення їхньої густини.

Одержані результати для всіх зразків показали залежність значень L (в Å) від густини зразка, а також від характеру політипу, що формує поверхню когерентного розсіювання. Це положення ілюструють дані табл. 2.

Дані, наведені в табл. 2, показують, що величина L за фіксованої ρ залежить від характеру політипу та зростає зі збільшенням густини зразка (тобто при виконанні умови $3,05 < \rho < 3,20$ г/см³) і знаходиться в межах 400–700 Å , що узгоджується з попередніми даними [3]. Залежність L від виду політипу та густини ρ наведено на рис. 3.

Збільшення L при зростанні густини SiC може бути зумовлене зменшенням концентрації пір речовини та зменшенням рівня текстурованості фаз у цих зразках.

Для подальшого визначення природи залежності L від величини ρ було проведено визначення залежності величини мікронапружень (ϵ) від L і ρ . Величина ϵ встановлювалася з використанням відомого співвідношення Вільямсона–Голла [15]:

$$\beta \cos(\theta) = \frac{K\lambda}{L} + 4\epsilon \sin(\theta). \quad (2)$$

Залежність ϵ від густини ρ ілюструють дані, наведені в табл. 3. З наведених у табл. 3 даних видно, що при зростанні ρ відбувається зменшення величини мікронапружень, що свідчить про зменшення текстурованості зразка.

При проведенні кількісної фазової аналізи, розрахунки для якої ґрунтуються на використанні значень інтенсивностей відбивань фазових складових, було встановлено наявність різного рівня текстурованості фаз у цих зразках. Для встановлення взаємозв'язку між текстурованістю та густиною було проведено кореляційну аналізу, при якій проводилося співставлення інтенсив-

ТАБЛИЦЯ 1. Результати фазової аналізи дифрактограм досліджуваних зразків.³

№	Фазовий склад, ваг. %						ρ , г/см ³
	SiC 6H	SiC 4H	SiC 15R	β -SiC	Si	C-графіт	
1 (фронт)	22	—	—	76	2	—	3,05
1 (бік)	1	—	—	84	15	—	3,05
2 (фронт)	79	—	5	15	1	—	3,07
2 (бік))	76	—	5	18	1	—	3,07
3 (фронт)	50	—	4	43	3	—	3,10
3 (бік)	72	—	5	19	4	—	3,10
4 (фронт)	82	—	3	—	15	—	3,15
4 (бік)	80	—	5	—	15	—	3,15
5 (фронт)	89	—	3	—	8	—	3,18
5 (бік)	87	—	3	—	10	—	3,18
6 (фронт)	84	10	—	—	—	6	3,20
6 (бік)	81	5	—	—	—	14	3,20
7 (фронт)	82	—	4	—	14	—	3,30
7 (бік)	82	—	3	—	15	—	3,30

ТАБЛИЦЯ 2. Залежність лінійних розмірів області когерентного відбивання від густини зразка та наявних у ньому політипів.⁴

ρ , г/см ³	3,05	3,07	3,10	3,15	3,18	3,20	3,30
$L(6H)$, Å	530	480	550	630	620	680	680
$L(4H)$, Å						640	
$L(\text{Cube})$, Å	520	460	560				
$L(15R)$, Å			560	640	630	690	

ностей відбивань текстурованих фаз, присутніх на дифрактограмах, одержаних від взаємно перпендикулярних поверхонь кожного досліджуваного зразка. Результати цього співставлення давали можливість порівнювати особливості структурування матеріалу зразків на їхніх вільних поверхнях.

В якості числової характеристики цього співставлення було використано коефіцієнт кореляції за Пірсоном (ККП) для відбивань дифрактограм від взаємно перпендикулярних поверхонь. Було враховано, що коефіцієнт кореляції за Пірсоном характеризує ступінь лінійної залежності між двома змінними. Величина ККП лежить в інтервалі від -1 до $+1$. Значення $\text{ККП} = \pm 1$ свідчать про наявність функціональної залежності між розглянутими ознаками. Якщо $\text{ККП} = 0$, то можна зробити висновок про те, що лінійний зв'язок між досліджуваними величинами відсутній.

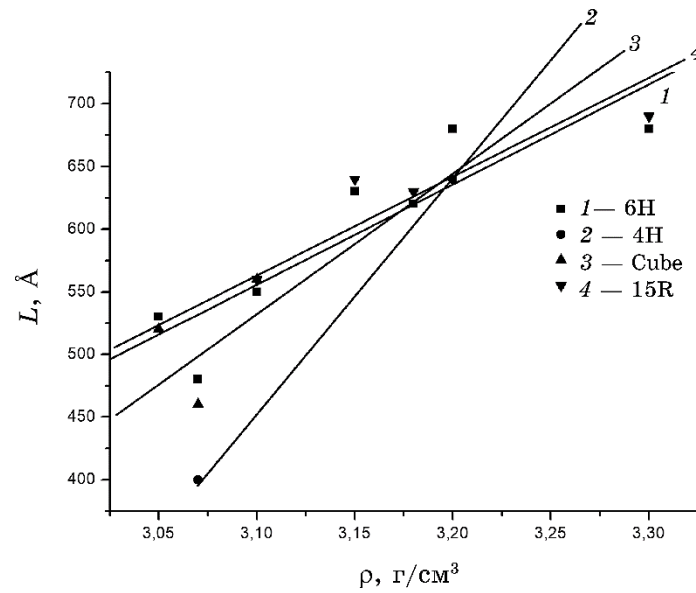


Рис. 3. Залежність лінійних розмірів області когерентного відбивання від характеру політипу та густини зразка.⁵

ТАБЛИЦЯ 3. Залежність величини мікронапружень від усередненої густини зразка.⁶

ρ , г/см ³	3,05	3,07	3,10	3,15	3,18	3,20	3,30
$\varepsilon \cdot 10^4$	29	32	31	24	24	22	21

У цьому випадку можлива наявність іншої, нелінійної форми залежності між змінними. Величина ККП одним числом дає уявлення про напрямок і силу зв'язку між властивостями. Кореляційний зв'язок вважається сильним, коли ККП знаходиться в межах від $\pm 0,7$ до ± 1 , середнім — від $\pm 0,3$ до $\pm 0,699$, а слабким — від 0 до $\pm 0,299$ [16]. Одержаний зв'язок між густиною зразка та значенням ККП для інтенсивностей відбивань дифрактограм, одержаних від його взаємно перпендикулярних поверхонь, наведено на рис. 4.

Прямо пропорційна залежність між ККП та ρ свідчить про те, що високі значення густини можуть реалізуватися в кераміці тільки з меншим ступенем текстурованості.

4. ВИСНОВКИ

Показано, що політип SiC 6H є базовим для реакційно-спеченого

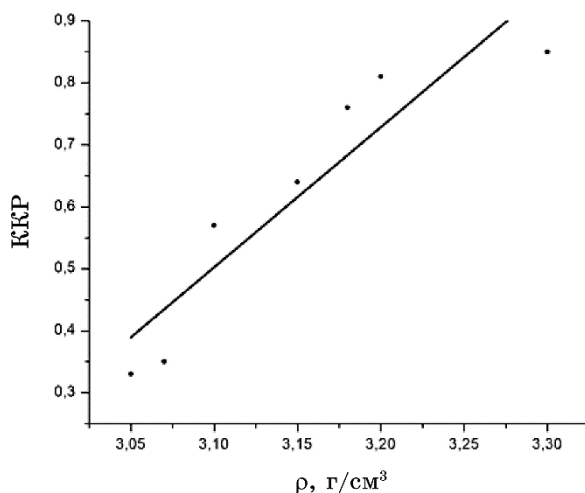


Рис. 4. Залежність коефіцієнта кореляції за Пірсоном дифрактограм від взаємно перпендикулярних поверхонь зразка від густини його матеріалу.⁷

карбиду кремнію при спіканні елементів броньового призначення. Наявність цього політипу в елементах з РС навіть за наявності залишкових фаз Si або C-графіту зумовлює високі значення густини зразків і можливість використання їх як елементів броньового захисту.

Присутність політипу β -SiC в елементах з РС не сприяє утворенню структури з високим рівнем густини.

Мінімізація вмісту залишкових фаз кремнію або графіту в процесі виготовлення елементів з РС карбиду кремнію сприяє збільшенню його густини.

Високі значення густини зразків з РС досягаються тільки при невеликих ступенях текстурованості зразка.

Лінійні розміри області когерентного відбивання Рентгенових променів виробів з реакційно-спеченого карбиду кремнію залежать від характеру політипу за фіксованої ρ , зростають при збільшенні густини зразка (при виконанні умови $3,05 < \rho < 3,20$ г/см³) і знаходяться в межах 400–700 Å, що узгоджується з попередніми даними в роботі [3].

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА–REFERENCES

1. А. П. Гаршин, В. И. Кулик, А. С. Нилов, *Новые огнеупоры*, 4: 53 (2016);
А. P. Garshin, V. I. Kulik, and A. S. Nilov, *New Refractories*, 4: 53 (2016)
(in Russian).
2. А. С. Каменских, В. С. Медведко, В. В. Богданов, В. В. Мухин,

- В. Н. Марков, В. А. Кормушин, Г. А. Дейс, А. Н. Калгин, О. В. Медведко, К. А. Зырянов, *Керамический бронезащитный элемент и композитная броня на его основе [Броневые конструкции; броневые плиты]* (Патент РФ 2 459174 (Опублик. 20.08.2012)); A. S. Kamenskikh, V. S. Medvedko, V. V. Bogdanov, V. V. Mukhin, V. N. Markov, V. A. Kormushin, G. A. Deis, A. N. Kalgin, O. V. Medvedko, and K. A. Zyryanov, *Ceramic Armour and Composite Armour Based on It [Armour Structures; Armour Plates]* (Patent RF 2 459174 (Published August 20, 2012)) (in Russian).
3. Ю. Є. Грабовський, М. А. Заболотний, Л. І. Асламова, А. Л. Майстренко, В. Г. Кулич, *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології*, **16**, вип. 2: 333 (2018); Yu. E. Grabovsky, M. A. Zabolotnyy, L. I. Aslamova, A. L. Maystrenko, and V. G. Kulich, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotekhnologii*, **16**, No. 2: 333 (2018) (in Ukrainian); <https://doi.org/10.15407/nnn.16.02.333>
 4. A. E. Barter, J. F. D. Erb, L. E. Montgomery, L. A. Price, and D. E. Ritter, *Enhanced Energy Absorbing Materials [Armoured Materials]* (Patent EP1579167 USA (Published June 11, 2012)).
 5. Е. Ф. Харченко, В. А. Анискович, В. В. Ленский, И. С. Гавриков, В. А. Быков, *Способ изготовления керамического бронематериала на основе карбида кремния и карбида бора и керамический бронематериал на основе карбида кремния и карбида бора [Броневые конструкции; броневые плиты]* (РФ Патент 2 440 956 (Опублик. 27.01.2012)); E. F. Kharchenko, V. A. Aniskovich, V. V. Lensky, I. S. Gavrikov, and V. A. Bykov, *Method for the Manufacture of Ceramic Armoured Material Based on Silicon Carbide and Boron Carbide and Ceramic Armoured Material Based on Silicon Carbide Boron [Armour Structures; Armour plates]* (RF Patent 2 440 956 (Published January 27, 2012)) (in Russian).
 6. А. Л. Майстренко, В. Г. Кулич, В. Н. Ткач, *Сверхтвердые материалы*, **1**: 18 (2009); A. L. Maistrenko, V. G. Kulich, and V. N. Tkach, *Superhard Materials*, **1**: 18 (2009) (in Russian).
 7. Г. Г. Гнесін, М. П. Гадзира, *Способ одержання великогабаритної бронепластини із самозв'язаного карбіду кремнію і великогабаритна бронепластина [Технологія виробів з карбіду кремнію]* (Патент України на винахід № 72576 (Опублик. 15 березня 2005 р.)); G. G. Gnesin and M. P. Gadzira, *Method for Obtaining Large Armoured Plate from Self-Bonded Silicon Carbide and Large Armoured Plate [Technology of Silicon Carbide Products]* (Patent of Ukraine No. 72576 (Publ. March 15, 2005)) (in Ukrainian).
 8. С. Н. Перевислов, И. А. Беспалов, *Письма в Журнал технической физики*, **43**, № 15: 73 (2017); S. N. Perevislov and I. A. Bepalov, *Letters to the Journal of Technical Physics*, **43**, No. 15: 73 (2017) (in Russian).
 9. M. Aghajanian, C. Emmons, St. Rummel, P. Barber, C. Robb, and D. Hibbard, *Proc. SPIE Vol. 8837 'Material Technologies and Applications to Optics, Structures, Components and Sub-Systems'*, 88370J: 9 (2013); <https://doi.org/10.1117/12.2024308>
 10. Г. В. Степанов, В. И. Зубов, А. Л. Майстренко, В. Г. Кулич, С. И. Шестаков, Л. И. Александрова, В. И. Кушч, *Проблемы прочности*, **3**: 79 (2010); G. V. Stepanov, V. I. Zubov, A. L. Maystrenko, V. G. Kulich, S. I. Shestakov, L. I. Aleksandrova, and V. I. Kushch, *Strength Problems*, **3**: 79 (2010) (in Russian).

11. Д. Д. Авров, А. О. Лебедев, Ю. М. Таиров, *Физика и техника полупроводников*, **50**, № 4: 501 (2016); D. D. Avrov, A. O. Lebedev, Yu. M. Tairov, *Fizika i Tekhnika Poluprovodnikov*, **50**, No. 4: 501 (2016) (in Russian).
12. С. И. Гаузнер, С. С. Кивилис, А. П. Осокина, А. Н. Павловский, *Измерение массы, объема и плотности* (Москва: Издательство Стандартов: 1972); S. I. Gauzner, S. S. Kivilis, A. P. Osokina, and A. N. Pavlovsky, *Measurement of Mass, Volume and Density* (Moscow: Publishing House of Standards: 1972) (in Russian).
13. V. K. Pecharsky and P. Y. Zavalij, *Fundamentals of Powder Diffraction and Structural Characterization of Materials* (New York: Springer: 2009).
14. М. Dashevskiy, О. Boshko, О. Nakonechna, and N. Belyavina, *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*, **39**, No. 4: 541 (2017) (in Ukrainian).
15. G. K. Williamson and W. H. Hall, *Acta Metal.*, **1**: 22 (1953).
16. М. А. Харченко, *Корреляционный анализ* (Воронеж: ВГУ: 2008); M. A. Kharchenko, *Correlation Analysis* (Voronezh: Voronezh State University: 2008) (in Russian).

¹Taras Shevchenko National University of Kyiv,
64, Volodymyrs'ka Str.,
UA-01601 Kyiv, Ukraine

²V. M. Bakul Institute for Superhard Materials, N.A.S. of Ukraine,
2, Avtozavods'ka Str.,
UA-04074 Kyiv, Ukraine

¹ Fig. 1. Fragments of diffraction patterns of the sample with a density of 3.05 g/cm³.

² Fig. 2. Fragments of diffraction patterns of the sample with a density of 3.20 g/cm³.

³ TABLE 1. Results of the phase analysis of the diffractograms of the samples.

⁴ TABLE 2. Dependence of the linear dimensions of the coherent reflection region on the density of the sample and the existing polytypes.

⁵ Fig. 3. Dependence of the linear dimensions of the coherent reflection region on the nature of the polytype and the density of the sample.

⁶ TABLE 3. Dependence of the magnitude of the microstresses on the average density of the sample.

⁷ Fig. 4. Dependence of the Pearson correlation coefficient of diffractograms on mutually perpendicular surfaces of the sample on the density of its material.