

14. Tafti, A.A., Demers, V., Vachon, G., & Brailovski, V. (2021). Effect of binder constituents and solids loading on the rheological behavior of irregular iron-based feedstocks. *J. Manufacturing Sci. Eng.*, 143, 3. 12.
15. Nötzel, D., Eickhoff, R., & Hanemann, T. (2018). Fused Filament Fabrication of Small Ceramic Components. *Materials*, 11, 1463.
16. Ambroz, I., Ambroz, L., et al. (1967). *Polipropilen [Polypropylene]*. V. I. Pilipovskii, I. K. Yartsev (Eds.). Leningrad: Khimiia [in Russian].
17. Chen, F., & Wolcott, M. (2015). Polyethylene/paraffin binary composites for phase change material energy storage in building: A morphology, thermal properties, and paraffin leakage study. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 137, 79–85.
18. Sotomayor, M. E., Krupa, I., Várez, A., & Levenfeld, B. (2014). *Thermal and mechanical characterization of injection moulded high density polyethylene/paraffin wax blends as phase change materials*. *Renewable Energy*, 68, 140–145.
19. Sirota, A.G. (1969). *Modifikatsiia struktury i svoistv poliolefinov [Modification of the structure and properties of polyolefins]*. Leningrad: Khimiya [in Russian].
20. Vial, T. M. (1971). Recent developments in acrylic elastomers. *Rubber Chemistry and Technology*, 44, 2, 344–362.
21. Korshunov, M. A., Mikhlin, V. O., Morusina, S. V., & Potopchina O. B. (1979). *Sintez i primeneniye hlitsidilmetakrilata [Synthesis and application of glycidyl methacrylate]*. Moskva : TSNIITeneftkhim [in Russian].
22. Pyrometer FLUS IR-827. *simvolt.ua*. Retrieved from <https://simvolt.ua/pirometr-flus-ir-827-30550-s-121-zi-zmynnim-koefitsientom-emisii/>.
23. Wellzoom desktop filament extruder. *wellzoomextruder.com*. Retrieved from <http://wellzoomextruder.com/>
24. Slicer programs *Cura*. *ultimaker.com*. Retrieved from <https://ultimaker.com/software/ultimaker-cura>.
25. Kim, V. S., & Skachkov, V. V. (1988). *Dispergirovaniye i smesheniye v protsessakh proizvodstva i pererabotki plastmass [Dispersion and mixing in the processes of production and processing of plastics]*. – Moscow: Khimiya [in Russian]

УДК 621.762

DOI: 10.33839/2708-731X-24-1-391-400

**Н. В. Литошенко, І. В. Андрєєв, О. О. Матвійчук,
О. В. Євдокімова**, кандидати технічних наук

*Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, вул. Автозаводська, 2,
04074 м. Київ, Україна, e-mail: lytnat@ukr.net*

ОЦІНКА ЗАЛИШКОВИХ ТЕРМІЧНИХ НАПРУЖЕНЬ В ХАРАКТЕРНИХ ЕЛЕМЕНТАХ МІКРОСТРУКТУРИ ГЕТЕРОФАЗНИХ КЕРАМІЧНИХ КОМПЗИТІВ

Завдання наукового дослідження полягає в тому, щоб оцінити рівень залишкових термічних напружень на міжфазних поверхнях багатокомпонентних керамічних композитних матеріалів з шаруватою структурою зміцнюючої фази. Для цього запропоновано аналітичні методи, що враховують стереометричні параметри мікроструктури, пружні модулі і коефіцієнти теплового розширення фаз, температуру припинення релаксації залишкових термічних напружень при охолодженні композиту після спікання.

Порівняння отриманих результатів для сплаву SiC-TiB₂ з числовими розв'язками інших модельних задач свідчить про те, що розроблений алгоритм добре описує реальні процеси формування залишкових термічних мікронапружень в досліджуваних композитах.

Застосування запропонованого розрахункового методу дає можливість оперативно проводити контроль точності вимірювання залишкових термічних напружень, допомагає встановити оптимальні структуру, фазовий склад та технологічні параметри режиму охолодження після спікання при розробці нових матеріалів. Зменшення локальних термонапружень призведе до покращення міцності, в'язкості руйнування, зносостійкості розглянутих інструментальних матеріалів.

Ключові слова: залишкові термічні напруження, гетерофазний керамічний композит, фазовий склад, шарувата структура зміцнюючої фази, аналітичний метод.

Вступ

Розробка багатофазових керамічних композитів на основі тугоплавких сполук залишається актуальною задачею. Змінюючи фазові складові та структурні характеристики цих матеріалів, можна суттєво вплинути на їхні фізико-механічні властивості. Проблема виготовлення і використання гетерофазних композитів пов'язана з тим, що внаслідок різних значень фізико-механічних характеристик фаз – таких як теплопровідність, теплоємність, коефіцієнт теплового розширення – на міжфазних границях виникають великі напруження, для зменшення яких необхідно оптимізувати підбір складових, їхнього співвідношення та технологічних параметрів спікання. Це забезпечить підвищення працездатності виготовлених з таких композитів деталей та конструкцій.

Як відомо, залишкові термічні напруження другого роду виникають під час охолодження композитного матеріалу після спікання через різницю коефіцієнтів теплового розширення і пружних властивостей фаз. Їх величина може бути встановлена експериментально, або за допомогою аналітичних чи числових розв'язків модельних задач. При цьому результати прямих вимірювань мають відносно велику дисперсію, викликану підготовкою зразків. Рівень же цих напружень є одним з найбільш важливих факторів, що впливає на фізико-механічні властивості матеріалів даного класу, такі як: міцність, в'язкість руйнування, зносостійкість [1]. Постійне ускладнення структури композиту вимагає відповідного розвитку розрахункових методів.

Огляд сучасних публікацій [1–4] свідчить про те, що оцінка залишкових термічних напружень в композитних матеріалах з різною структурою і фазовим складом за допомогою математичного моделювання залишається актуальною проблемою. Останнім часом дослідники намагаються встановити вплив мікроструктурних характеристик композитів на розподіл залишкових напружень в них.

Так, робота [1] присвячена моделюванню з використанням методу скінчених елементів розподілу теплових залишкових напружень в композитній системі SiC-TiB₂ з урахуванням реальної мікроструктури і анізотропії термомеханічних властивостей фаз. Запропоновані моделі дозволили встановити вплив форми зерен SiC та властивостей матеріалу на напружений стан, що виникає в ньому під час охолодження після спікання. В результаті ж отримані за допомогою різних моделей дані про рівень залишкових напружень значно відрізняються.

В роботах [2–4] проведено дослідження залишкових термічних мікро- напружень, що виникають в процесі виготовлення твердих сплавів WC-Co, за допомогою методу скінчених елементів. Аналіз виконується на синтетичних чи реальних, двовимірних чи тривимірних мікроструктурах. Результати залежать від морфології мікроструктури (врахування коефіцієнта суміжності, форми і орієнтації карбідних зерен).

В [5] відзначається, що накладання залишкових напружень на зовнішні може призвести до розриву інтерфейсу між фазами алмазо-кобальтових композитів і вплинути на

баланс між зносом і тертям під час експлуатації ріжучого інструменту. За допомогою експериментальних досліджень встановлено, що напружений стан матриці залежить від відстані до алмазної частинки, і може бути зменшений за допомогою прошарку з крупнозернистого порошку Co.

Металокерамічний матеріал SiC(WC)–(WC–65%Ni) з шаруватою структурою тугоплавкого компонента для виготовлення зносостійких деталей пар тертя запропоновано в [6]. Мікроструктура композиту складається з зерен SiC, вкритих щільною оболонкою з карбїду вольфраму, що знаходяться у композиційній матриці з евтектичного сплаву WC–65%Ni. Підбір фазових складових, їх масового вмісту і товщини прошарку також визначається експериментальним шляхом. Рівень залишкових напружень на міжфазних границях такого гетерофазного матеріалу не досліджено.

Як видно з наведених вище робіт, характерною особливістю мікроструктури досліджуваних композитів є наявність одиничних зерен та тонких прошарків навколо них. Метою роботи є оцінка рівня залишкових термічних напружень в характерних елементах мікроструктури керамічного матеріалу SiC–TiB₂ [1] та металокерамічного SiC(WC)–(WC–65%Ni) [6] за допомогою розробленого аналітичного методу та порівняння з відомими даними, отриманими в інший спосіб. А також дослідження залежності локальних напружень від фазового складу, параметрів мікроструктури та температури припинення релаксації залишкових напружень. Зменшення мікронапружень призведе до покращення міцності, в'язкості руйнування, зносостійкості розглянутих інструментальних матеріалів.

Розрахунковий метод

Для визначення залишкових термічних напружень скористаємося відомим в механіці композитів підходом. Припустимо, що сферичне зерно радіусом a оточене прошарком товщиною $b-a$ і знаходиться в необмеженій матриці. Надалі вважаємо, що під час охолодження після спікання до кімнатної температури зерно деформується пружно, а матриця не піддається макроскопічним пластичним деформаціям.

Оскільки напружено-деформований стан в задачі, що розглядається, характеризується центральною симетрією, то система диференціальних рівнянь термопружності зводиться до рівняння

$$\frac{d}{dr} \left(\frac{1}{r^2} \frac{d}{dr} (r^2 u) \right) = 0$$

Вирази для переміщень u , що є розв'язками цього рівняння, та напружень σ_r , що впливають з закону Дюгамеля-Неймана [7], мають вигляд:

$$\begin{aligned} u &= \alpha t r + B \frac{1}{r^2}, \quad \sigma_r = -4 \mu B \frac{1}{r^3}, \quad r > b \\ u_2 &= A_2 r, \quad \sigma_{r2} = 3 K_2 (A_2 - \alpha_2 t), \quad r < a \end{aligned} \quad (1)$$

Тут α – лінійний коефіцієнт теплового розширення; μ – модуль зсуву; K – модуль всебічного стиску; $t = T_k - T_0$ – перепад між кімнатною температурою і температурою припинення релаксації мікронапружень у фазах під час охолодження сплаву після спікання; A , B – невизначені сталі. Нижні індекси «1» і «2» відповідають фазі прошарку та фазі зерна відповідно, а змінні без індексу – фазі матриці. В співвідношеннях (1) враховано умови $\sigma_r \rightarrow 0$ при $r \rightarrow \infty$ і $u_2 = 0$ при $r = 0$. Задача розв'язується за контактних умов:

$$u_1(b) = u(b), \quad \sigma_{r1}(b) = \sigma_r(b);$$

$$u_1(a) = u_2(a), \quad \sigma_{r1}(a) = \sigma_{r2}(a) \quad (2)$$

Вони виражають неперервність переміщення $u_1(r)$ і напруження $\sigma_{r1}(r)$ при переході через границі прошарку $r = a$ і $r = b$. З врахуванням (1) маємо співвідношення

$$\begin{aligned} \sigma_{r1}(b) + 4\mu u_1(b) \frac{1}{b} &= 4\mu \alpha t, \\ \sigma_{r1}(a) - 3K_2 u_1(a) \frac{1}{a} &= -3K_2 \alpha_2 t, \end{aligned} \quad (3)$$

що є граничними умовами задачі.

При охолодженні сплаву від температури спікання в прошарку будуть виникати пружні деформації, тому переміщення і напруження в ньому задаються виразами:

$$\begin{aligned} u_1 &= A_1 r + B_1 \frac{1}{r^2}, \\ \sigma_{r1} &= 3K_1 (A_1 - \alpha_1 t) - 4\mu_1 B_1 \frac{1}{r^3}, \\ \sigma_{\phi1} = \sigma_{\theta1} &= 3K_1 (A_1 - \alpha_1 t) + 2\mu_1 B_1 \frac{1}{r^3}. \end{aligned} \quad (4)$$

Для визначення сталих A_1 і B_1 скористаємося граничними умовами (3). В результаті приходимо до системи двох алгебраїчних рівнянь

$$\begin{aligned} (3K_1 + 4\mu) A_1 + 4(\mu - \mu_1) B_1 \frac{1}{b^3} &= (4\mu \alpha + 3K_1 \alpha_1) t, \\ (3K_1 - K_2) A_1 - (3K_2 - 4\mu_1) B_1 \frac{1}{a^3} &= 3(K_1 \alpha_1 - K_2 \alpha_2) t. \end{aligned} \quad (5)$$

Розв'язок цієї системи має вигляд

$$\begin{aligned} A_1 &= \frac{\Delta_1}{\Delta} t, \quad B_1 \frac{1}{a^3} = \frac{\Delta_2}{\Delta} t; \\ \Delta &= -(3K_1 + 4\mu)(3K_2 + 4\mu_1) - 12(K_1 - K_2)(\mu - \mu_1) \left(\frac{a}{b}\right)^3, \\ \Delta_1 &= -(3K_2 + 4\mu_1)(3K_1 \alpha_1 + 4\mu \alpha) - 12(K_1 \alpha_1 - K_2 \alpha_2)(\mu - \mu_1) \left(\frac{a}{b}\right)^3, \\ \Delta_2 &= 3(3K_1 + 4\mu)(K_1 \alpha_1 - K_2 \alpha_2) - 3(K_1 - K_2)(4\mu \alpha + 3\alpha_1 K_1). \end{aligned} \quad (6)$$

За умови відсутності пластичних деформацій під час охолодження сплаву від температури спікання до кімнатної залишкові напруження визначаються за (4) з врахуванням (6).

Для зв'язку параметрів тривимірної мікроструктури композитного матеріалу з аналогічними двовимірними характеристиками, такими як: середній розмір зерна $\bar{d}_{зер}$, і середній розмір прошарку $\bar{l}_{прош}$, що можуть бути визначені методом випадкових січних в площині шліфа і пов'язані для двофазного композиту з коефіцієнтом суміжності зерен C та об'ємними вмістами фаз $v_{прош}$, і $v_{зер}$, співвідношенням

$$\frac{\bar{l}_{\text{прош.}}}{\bar{d}_{\text{зер.}}} = \frac{1}{1-C} \frac{v_{\text{прош.}}}{v_{\text{зер.}}}, \quad (7)$$

необхідно скористатися трансцендентним рівнянням з [8]

$$\frac{\bar{l}_{\text{прош.}}}{\bar{d}_{\text{зер.}}} = \frac{1}{2} \left(\frac{b}{a} - \frac{4a}{\pi b} \left[\left(1 - \frac{b^2}{2a^2} \right) \arcsin \frac{a}{b} + \frac{1}{2} \sqrt{\frac{b^2}{a^2} - 1} \right] \right) \quad (8)$$

Таким чином, представлений алгоритм враховує мікроструктурні характеристики реальних композитних матеріалів для обчислення залишкових термічних напружень в них.

Визначення залишкових термонапружень в керамічних матеріалах

Застосуємо запропонований метод для оцінки залишкових термічних напружень в фазах композитної системи SiC–TiB₂ з [1], що містить 20 об.% TiB₂ і 80 об.% SiC. Напружений стан виникає в матеріалі під час охолодження після спікання в інтервалі температур від 1200 до 25°C. Розглянемо зерно TiB₂, оточене прошарком SiC, що знаходиться в необмеженій матриці з властивостями сплаву SiC–TiB₂.

Для проведення розрахунків в табл. 1 представлено значення модулів всебічного стиску K , зсуву μ , лінійних коефіцієнтів теплового розширення α для матеріалів зерна TiB₂, прошарка SiC і матриці зі сплаву SiC(80об.%)–TiB₂(20 об.%).

Таблиця 1. Пружні модулі і коефіцієнти теплового розширення складових композицій SiC–TiB₂

Фаза	K , ГПа	μ , ГПа	α , К ⁻¹
SiC	218	179	$4,33 \cdot 10^{-6}$
TiB ₂	240	262	$7,63 \cdot 10^{-6}$
SiC–TiB ₂	222	193	$4,98 \cdot 10^{-6}$

В [1] для SiC і TiB₂ наведено значення модулів Юнга E (419 і 579 ГПа відповідно), коефіцієнтів Пуассона ν (0,17 і 0,1 відповідно), та модулів зсуву μ . Значення модулів K для SiC і TiB₂ (табл. 1) розраховані за формулою $K = \frac{2\mu(1+\nu)}{3(1-2\nu)}$. Оскільки кристали SiC і TiB₂

мають гексагональну структуру, то в [1] наведено їхні коефіцієнти теплового розширення в кристалографічних напрямках a і c . В табл. 1 містяться відповідні середні значення, обчислені як $\alpha = \frac{1}{3} (2\alpha_a + \alpha_c)$.

Пружні модулі сплаву матриці SiC–TiB₂ отримані нами як середні значення вилок Хашина-Штрікмана [9] з огляду на те, що для композитних матеріалів даного класу ці вилок є досить вузькими. Так,

$$\begin{aligned} \mu &= 0,5(\mu_U + \mu_L) = 0,5(193,344 + 192,983) = 193,16, \\ K &= 0,5(K_U + K_L) = 0,5(222,268 + 222,)237 = 222,25, \end{aligned} \quad (8)$$

де μ_U , K_U – верхні, а μ_L , K_L – нижні границі вилок. Коефіцієнт теплового розширення сплаву SiC–TiB₂ розраховується за формулою для двофазного ізотропного зернистого композитного матеріалу [10].

Враховуючи наведене вище, залишкові термічні напруження в зерні $\sigma_{\text{TiB}_2} = \sigma_{r1}(a)$, а в прошарку $\sigma_{\text{SiC}} = \frac{1}{3}(\sigma_k + \sigma_\phi + \sigma_0)$. Перепад температур під час формування залишкових напружень $t = T_k - T_0 = 25 - 1200 = -1175^\circ\text{C}$ [1]. Результати обчислень для товщини прошарку, що складає 10% від радіуса зерна, представлено в другому рядку табл. 2.

Таблиця 2. Залишкові термічні напруження в зерні σ_{TiB_2} і прошарку σ_{SiC} композиції SiC–TiB₂

Модель	σ_{TiB_2} , МПа	σ_{SiC} , МПа
аналітична (4)–(6)	1147	-233
аналітична Тауа [1]	1149	-287
числова (реальна структура, анізотропні фази) [1]	1062	-158
числова (реальна структура, ізотропні фази) [1]	886	-269
числова (спрощена структура з круглих зерен в однорідній матриці) [1]	733	-295

Як видно з табл. 2, зерна TiB₂ знаходяться під впливом суттєвих розтягуючих напружень, в той час як на прошарки з карбіду кремнію діють стискаючі напруження.

Перевіримо, як узгоджуються результати наших обчислень (рядок 2 табл. 2) з даними, наведеними в роботі [1], що отримані за допомогою різних моделей і методів розрахунків. В рядках 3–6 табл. 2 розміщено максимальні напруження, які виникають в фазах композиції SiC–TiB₂. Аналітичні розв'язки модельних задач дають близькі значення для напружень в обох фазах, а також добре узгоджуються з результатами обчислень, проведених за допомогою методу скінченних елементів з використанням найбільш досконалої моделі, що враховує реальну структуру композиту та анізотропію термомеханічних властивостей його фаз (рядок 4). Відзначимо, що запропонований нами алгоритм дає найближчі до отриманих за допомогою цієї моделі значення термічних напружень, в порівнянні з іншими в [1]. Це дає підстави вважати, що розроблений алгоритм добре описує реальні процеси формування залишкових мікронапружень в досліджуваних композитах.

Оцінимо рівень залишкових термонапружень на міжфазних поверхнях трифазного металокерамічного сплаву SiC(WC)–(WC–65%Ni), використаного для виготовлення зносостійких деталей пар тертя в [6]. Мікроструктура композиту складається з зерен SiC, вкритих шаром з WC товщиною 25% від радіуса зерна, що знаходяться у композиційній матриці з евтектичного сплаву WC–65%Ni. В табл. 3 розміщено необхідні значення модулів всебічного стиску K , зсуву μ , лінійних коефіцієнтів теплового розширення α .

Таблиця 3. Пружні модулі і коефіцієнти теплового розширення складових фаз SiC(WC)–(WC–65%Ni)

Фаза	K , ГПа	μ , ГПа	$\alpha \cdot 10^6$, K ⁻¹	Джерело
SiC	218	179	4,3	[1]
WC	392	301	5,2	[11], [12]
Ni	156	72	12,8	[13], [14]
WC–65%Ni	192	102	10,4	
SiC(WC) – (WC–65%Ni)	283	217	5,2	

Пружні модулі сплавів SiC(WC)–(WC–65%Ni) для об'ємного вмісту зв'язуючої фази 9% та WC–65%Ni обчислені як середні значення вилок Хашина-Штрикмана [9], а коефіцієнти теплового розширення розраховуються за [10]. Щодо значень температури припинення релаксації напружень T_0 для композиту, що розглядається, то такі дані в літературних джерелах відсутні, для сплаву ж WC–Ni вона складає $T_0=900$ К [14].

Враховуючи наведене вище, залишкові термічні напруження в зерні та в прошарку сплаву SiC(WC)–(WC65%–Ni), розраховані для $t=-600$ К, складають $\sigma_{SiC}=-208$ МПа та $\sigma_{WC}=19$ МПа. Тобто, зерна SiC знаходяться під впливом стискаючих напружень, а прошарки з WC – розтягуючих. З'ясуємо, як впливає температура припинення релаксації залишкових напружень на їхній рівень. Так, наприклад, при $t=-550$ К для сплаву SiC–WC–(WC65%–Ni) локальні мікронапруження зменшуються до $\sigma_{SiC}=-191$ МПа і $\sigma_{WC}=17$ МПа. Вплив матеріалу та вмісту матриці є також суттєвим. Використання композиційної матриці WC65%–Ni замість нікелевої дає можливість знизити рівень залишкових мікронапружень на 10%. При об'ємному ж вмісті зв'язки WC65%–Ni, що становить приблизно 10%, напруження в карбідному зерні дорівнюють нулю.

Таким чином, зміни технологічних режимів виробництва розглянутих гетерофазних композитів, а також оптимальний підбір складових та їхнього співвідношення будуть сприяти зменшенню напружень в матеріалах на міжфазних границях, а значить, і підвищенню працездатності виготовлених з них деталей та конструкції.

Висновки

Проведено оцінку рівня залишкових термонапружень в зернах та тонких прошарках, що їх оточують, для гетерофазних керамічних композитів SiC–TiB₂ та SiC(WC)–(WC65%–Ni). Встановлено суттєву залежність локальних напружень від фазового складу, параметрів мікроструктури та температури припинення релаксації залишкових напружень.

Порівняння отриманих результатів з аналітичними і числовими розв'язками відомих модельних задач свідчить про те, що запропонований розрахунковий метод адекватно описує реальні процеси формування залишкових термічних мікронапружень. Його застосування дозволить швидко встановити оптимальний фазовий склад, структуру, а також технологічний режим охолодження після спікання металокерамічних композитів з метою зменшення рівня локальних термонапружень та покращення міцності, в'язкості руйнування, зносостійкості. Широкі прогностичні можливості дозволяють успішно використовувати запропонований метод як ефективний засіб при розробці нових гетерофазних матеріалів інструментального призначення.

N.V. Lytoshenko, I.V. Andreiev, O.O. Matvichuk, O.V. Evdokimova

V.N. Bakul Institute for superhard materials of NAS of Ukraine

ESTIMATION OF THERMAL RESIDUAL STRESSES IN CHARACTERISTIC MICROSTRUCTURE ELEMENTS OF HETEROPHASE CERAMIC COMPOSITES

The task of scientific research is to estimate the level of residual thermal stresses on the interfacial surfaces of multicomponent ceramic composite materials with a layered structure of the reinforcing phase. For this purpose, analytical methods are proposed that take into account the stereometric parameters of the microstructure, elastic modules and coefficients of thermal expansion of phases, the termination temperature of residual thermal stresses during cooling of the composite after sintering.

Comparison of the obtained results for alloy SiC–TiB₂ with numerical solutions of other model problems shows that the developed algorithm well describes the real processes of formation of residual thermal microstresses in the studied composites.

The application of the proposed calculation method makes it possible to quickly control the accuracy of measurement of residual thermal stresses, helps to establish the optimal structure, phase composition and technological parameters of the cooling mode after sintering in the development of new materials. Reduction of local thermal stresses will lead to improved strength, fracture toughness, wear resistance of the considered tool materials.

Key words: residual thermal stresses, heterophase ceramic composite, phase composition, layered structure of the strengthening phase, analytical method.

Н.В. Литошенко, И.В. Андреев, А.А. Матвийчук, А.В. Евдокимова

Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины

ОЦЕНКА ОСТАТОЧНЫХ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ХАРАКТЕРНЫХ ЭЛЕМЕНТАХ МИКРОСТРУКТУРЫ ГЕТЕРОФАЗНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ

Задача научного исследования заключается в том, чтобы оценить уровень остаточных термических напряжений на межфазных поверхностях многокомпонентных керамических композитных материалов со слоистой структурой упрочняющей фазы. Для этого предложено аналитические методы, учитывающие стереометрические параметры микроструктуры, упругие модули и коэффициенты теплового расширения фаз, температуру прекращения релаксации остаточных термических напряжений при охлаждении композита после спекания.

Сравнение полученных результатов для сплава SiC–TiB₂ с числовыми решениями других модельных задач свидетельствует о том, что разработанный алгоритм хорошо описывает реальные процессы формирования остаточных термических микронапряжений в исследуемых композитах.

Применение предложенного расчетного метода дает возможность оперативно проводить контроль точности измерения остаточных термических напряжений, помогает установить оптимальные структуру, фазовый состав и технологические параметры режима охлаждения после спекания при разработке новых материалов. Уменьшение локальных термонапряжений приведет к улучшению прочности, вязкости разрушения, износостойкости рассмотренных инструментальных материалов.

Ключевые слова: остаточные термические напряжения, гетерофазный керамический композит, фазовый состав, слоистая структура упрочняющей фазы, аналитический метод.

Література

1. Grabowski G., Pedzich Z. Modeling of thermal residual stresses in the SiC–TiB₂ composite system considering real microstructure and thermo-mechanical properties anisotropy // Ceram. Mater. – 2016. – 68, N2. – P. 176–182.
2. Öhman M., Ekh M., Larsson F., et. al. Thermal residual stresses in WC–Co using realistic 3D synthetic microstructures // 19 Plansee Seminar International Conference on Refractory metals and Hard materials, 29 May–2 June, 2017. Reutte, Austria.
3. Zhu J., Zhang L., Zhong Z. et. al. Real microstructure-based simulation of thermal residual stresses in cemented carbides // 19 Plansee Seminar International Conference on Refractory metals and Hard materials, 29 May–2 June, 2017. Reutte, Austria.
4. Kayser W., Bezld A., Broeckmann C. Simulation of residual stresses in cemented carbides // Int J. of Refr. Met. and Hard. Mater. – 2017. – 63. – P. 55–62.
5. Crostack H.-A., Selvadurai-Labl U., Tillmann W. et. al. Residual stresses in sintered diamond–cobalt composites // Mater. Sci. – 2006.– V. 524-525. – P. 787–792.
6. Бондаренко В.П., Евдокимова О.В., Матвийчук А.А., Дуда Т.М. Влияние вида покрытия на удержание частиц SiC в композите в процессе его шлифования // Порошк. метал. – 2016. – №5/6. – С. 147–160.

7. Писаренко Г.С., Можаровский М.С. Уравнения и краевые задачи теории пластичности и ползучести. – К.: Наук. думка, 1981. – 494 с.
8. Литошенко Н.В. Алгоритм определения отношения толщины кобальтовой прослойки к размеру карбидного зерна по результатам измерения в плоскости шлифа // Сверхтв. матер. – 2007. – № 4. – С. 5–7.
9. Hashin Z., Shtrikman S. A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials // J. Mech. Phys. Solids. – 1963.– 11. – P.127–140.
10. Механика композитов / Под общей ред. А.Н. Гузя. Т. 3. Статистическая механика и эффективные свойства материалов / Под ред. Л.П. Хорошуна. – К.: Наук. думка, 1993. – 390 с.
11. Doi H., Fujiwara Y., Miyake K. et. al. A systematic investigation of elastic moduli of WC–Co alloys // Met. Trans. – 1970.– V. 1, N 5. – P. 1417–1425.
12. Krawits A.D., Reichel D.G., Hittemen R. L. Thermal expansion of tungsten carbide at low temperature // J. Amer. Ceram. Sos. – 1989. – 72, N 3. – P. 515–517.
13. Корнієнко А.О. Напружено-деформований стан у композиційному матеріалі при терті за підвищених температур // Пробл. тертя та зношування. – 2013.– № 2. – С. 88–91.
14. Krawits A.D., Reichel D.G., Hitteman R. Residual stress and stress distribution in a WC–Ni composite // Mater. Sci. and Eng. – 1989. – 119, N 1/2. – P. 127–134.

Надійшла 30.06.21

References

1. Grabowski, G., & Pedzich, Z. (2016). Modeling of thermal residual stresses in the SiC–TiB₂ composite system considering real microstructure and thermo-mechanical properties anisotropy. *Ceram. Mater*, 68, 2, 176–182.
2. Öhman, M., Ekh, M., Larsson, F., et. al. (2017). Thermal residual stresses in WC–Co using realistic 3D synthetic microstructures. Proceedings from Refractory metals and Hard materials'17: 19th Plansee Seminar International Conference (29 May–2 June). Reutte, Austria.
3. Zhu J., Zhang L., Zhong Z. et. al. (2017). Real microstructure-based simulation of thermal residual stresses in cemented carbides. Proceedings from Refractory metals and Hard materials'17: 19th Plansee Seminar International Conference (29 May–2 June). Reutte, Austria.
4. Kayser, W., Bezld, A., & Broeckmann, C. (2017). Simulation of residual stresses in cemented carbides. *Int J. of Refr. Met. and Hard. Mater*, 63, 55–62.
5. Crostack, H.-A., Selvadurai-Labl, U., Tillmann, W., et. al. (2006). Residual stresses in sintered diamond–cobalt composites. *Mater. Sci.*, 524-525, 787–792.
6. Bondarenko, V.P., Evdokimova, O.V., Matviychuk, A.A., & Duda, T.M. (2016). Vliianie vida pokrytiia na uderzhanie chastits SiC v kompozite v protsesie eho shlifovaniia [Influence of the type of coating on the retention of SiC particles in the composite during its grinding]. *Poroshkovaia metallurhiia – Powder metallurgy*, 5/6, 147–160 [in Russian].
7. Pisarenko, G.S., & Mogarovski, M. S. (1981). *Uravneniia i kraevue zadachi teorii plastichnosti i polzuchesti [Equations and boundary value problems of the theory of plasticity and creep]*. Kiev: Naukova dumka [in Russian].
8. Litoshenko, N.V. (2007). Alhoritm opredeleniia otnosheniia tolshchiny kobaltovoi prosloiki k razmeru karbidnogo zerna po rezultatam izmereniia v ploskosti shlifa. [The algorithm for determining the ratio of the thickness of the cobalt layer to the size of the carbide grain according to the results of measurement in the plane of thin section]. *Sverkhtverdye materialy – Superhard materials*, 4, 5–7 [in Russian].

9. Hashin, Z., & Shtrikman, S. A. (1963). Variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials. *J. Mech. Phys. Solids*, 11, 127–140.
10. Guz, A.N. (1993). *Mehanika kompozitov [Mechanics of composites]*. Kiev: Naukova dumka [in Russian].
11. Doi, H., Fujiwara, Y., Miyake, K., et. al. (1970). A systematic investigation of elastic moduli of WC-Co alloys. *Met. Trans.*, 1, 5, 1417–1425.
12. Krawits, A.D., Reichel, D.G., & Hittemen, R. L. (1989). Thermal expansion of tungsten carbide at low temperature. *J. Amer. Ceram. Soc.*, 72, 3, 515–517.
13. Kornienko, A.O. (2013). Napruhenno-deformovanui stan u kompozitsiinomu materiali pry terti za pidvushchenukh temperatur [Stressed-deforming mill for composite material when rubbing due to increased temperatures]. *Problemy tertia ta znoshuvannia – Problems of friction and wear*, 2, 88–91 [in Ukrainian].
14. Krawits, A.D., Reichel, D.G., & Hitteman, R. (1989). Residual stress and stress distribution in a WC–Ni composite. *Mater. Sci. and Eng.*, 119, 1/2, 127–134.

УДК 620.178.152.341.4:621.744: 666.798.2

DOI: 10.33839/2708-731X-24-1-400-407

Т. О. Псярнецька, мол. наук. спів.; **М. О. Цисар**, канд. техн. наук; **О. О. Лешук**, д-р техн. наук; **Т. О. Косенчук**, мол. наук. спів.; **В. В. Івженко**, канд. техн. наук;
В. І. Щидловський, зав. гр.

*Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, вул. Автозаводська, 2,
04074 м. Київ, e-mail: t_tsysar@ism.kiev.ua*

МІКРОТВЕРДІСТЬ КІЛЬЦЕВИХ ВИРОБІВ З КЕРАМІЧНОГО МАТЕРІАЛУ НА ОСНОВІ SiC ПІСЛЯ ІНЖЕКЦІЙНОГО ЛИТТЯ

Наведено приклади розрахованого розподілу ізоліній температури у заготовці, що формується в прес-формі для виготовлення кільця з пластифікованого керамічного матеріалу на основі SiC. Описано процедуру підготовки зразка із заготовки для дослідження на мікротвердість. Проведено індентування зразка та отримано зображення уколів при різних зусиллях навантаження на індентор. Встановлено залежність мікротвердості від зусилля навантаження. Побудовано 3D-ману розподілу мікротвердості по площині осьового переріза зразка.

Ключові слова: інжекційне лиття, карбід кремнію, комп'ютерне моделювання, індентування, мікротвердість.

Вступ

За останні роки у практиці виготовлення керамічних виробів значне розповсюдження знайшов метод інжекційного формування (ІФ). Ця технологія еволюціонувала від виробництва гребінців та кнопок до основних споживчих, промислових, медичних та аерокосмічних виробів складної форми. Сутність методу полягає у тому, що для виготовлення виробів готується термопластична маса на основі керамічного порошку і зв'язуючого. В подальшому вона інjektується в прес-форму за рахунок пластичної течії під дією тиску. При цьому пластична деформація або крихке руйнування частинок порошку практично відсутні. Відносне переміщення частинок і їх щільне укладання можливі тільки за наявності між ними прошарку пластифікатору-зв'язуючого, який, разом із полегшенням