Листи до редакції

УДК 621.762

В. П. Бондаренко, Н. В. Литошенко
Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля
НАН України, м. Київ, Україна
lytnat@ukr.net

Залишкові термічні напруження в трифазному металокерамічному композиті з шаруватою структурою тугоплавкої складової

Досліджено залишкові термічні напруження в трифазному металокерамічному композиті з шаруватою структурою тугоплавкої складової (зерна SiC, вкриті WC) за допомогою аналітичних методів. Встановлено, що рівень залишкових термічних напружень в розглянутих сплавах суттєво залежить від складу і об'ємного вмісту фаз прошарків та зв'язки. Отримані результати для сплавів з високим вмістом зв'язуючої фази добре узгоджуються з даними, розрахованими за допомогою іншої числової моделі.

Ключові слова: *залишкові термічні напруження, трифазний металокерамічний композит, фазовий склад, шарувата структура зерна.*

ВСТУП

Розробка металокерамічних матеріалів на основі тугоплавких сполук залишається актуальною проблемою [1, 2]. В [1] для виготовлення зносостійких деталей пар тертя запропоновано трифазний металокерамічний матеріал SiC(WC)–(WC–65Ni)* з шаруватою структурою тугоплавкого компонента. Мікроструктура композита складається з зерен SiC, вкритих щільною оболонкою з карбіду вольфраму, що знаходяться у композиційній зв'язці з евтектичного сплаву WC–65Ni. Підбір фазових складових, їх об'ємного вмісту, товщини прошарку відбувається емпіричним шляхом. Внаслідок різних значень теплоємності, теплопровідності, коефіцієнта теплового розширення фаз на міжфазних поверхнях виникають великі напруження. Оптимальний підбір складових та їхніх співвідношень сприятиме зменшенню цих напружень, що підвищить працездатность виготовлених деталей.

Залишкові термічні напруження другого роду виникають під час охолодження трифазного композита після спікання через різницю коефіцієнтів теплового

* Тут і далі кількість нікелю наведено в % (за масою).

© В. П. БОНДАРЕНКО, Н. В. ЛИТОШЕНКО, 2019

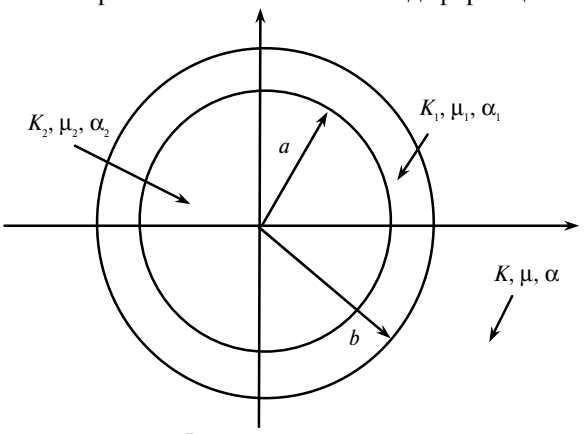
розширення і пружних властивостей фаз. Рівень цих напружень є одним з найбільш важливих факторів, що впливають на міцність, в'язкість руйнування, зносостійкість металокерамічних матеріалів. Вимірювання термічних напружень на міжфазних границях такого багатокомпонентного матеріалу рентгенівським методом пов'язано зі значними труднощами, тому їх рівень встановлюють за допомогою аналітичних чи числових розв'язків модельних задач.

Огляд сучасних публікацій [3, 4] свідчить про те, що визначення залишкових термічних напружень в двофазних зернистих композитах з різною структурою і фазовим складом за допомогою математичного моделювання залишається актуальною проблемою. Постійне ускладнення структури матеріалів потребує відповідного розвитку розрахункових методів оцінки локальних залишкових термонапружень в них.

Метою роботи є встановлення за допомогою аналітичних методів рівня залишкових термічних напружень у зерні та в прошарку трифазного композита SiC(WC)–(WC–65Ni), що виникають під час охолодження від температури спікання до кімнатної, а також дослідження залежності локальних напружень від фазового складу і параметрів мікроструктури композитів даного класу.

ОЦІНКА ЗАЛИШКОВИХ ТЕРМІЧНИХ НАПРУЖЕНЬ У ЗЕРНІ ТА В ПРОШАРКУ ТУГОПЛАВКОЇ СКЛАДОВОЇ

Для визначення залишкових термічних напружень використали відомий в механіці композитів підхід. Припускали, що сферичне зерно з радіусом a, оточене прошарком товщиною $b–a$, знаходиться в необмеженому середовищі, властивості якого приймали рівними макроскопічним властивостям композита, що розглядається (рисунок). Також вважали, що після спікання, під час охолодження до кімнатної температури, зерно деформується пружно, а матриця не піддається макроскопічним пластичним деформаціям.



Розрахункова схема.

При охолодженні матеріалу від температури спікання в прошарку виникають пружні деформації, тому переміщення u і напруження σ в ньому задаються виразами

$$u_1 = A_1 r + B_1 \frac{1}{r^2}; \tag{1}$$

$$\sigma_{r1} = 3K_1\left(A_1 - \alpha_1 t\right) - 4\mu_1 B_1 \frac{1}{r^3}, \quad \sigma_{\varphi 1} = \sigma_{\theta 1} = 3K_1\left(A_1 - \alpha_1 t\right) + 2\mu_1 B_1 \frac{1}{r^3}, \tag{2}$$

де α – лінійний коефіцієнт теплового розширення; μ – модуль зсуву; K – модуль всебічного стиску; $t = T_к – T_0$ – 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 фазам прошарку і зерна відповідно, а змінні без індексу – фазі матриці. Для визначення сталих A_1 і B_1 розв'язували систему двох алгебраїчних рівнянь

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

Її розв'язок має такий вигляд:

$$\begin{aligned}A_1&=\frac{\Delta_1}{\Delta}t\,,\quad B_1\frac{1}{a^3}=\frac{\Delta_2}{\Delta}t;\\ \Delta&=-(3K_1+4\mu)(3K_2+4\mu_1)-12(K_1-K_2)(\mu-\mu_1)\left(\frac{a}{b}\right);\\ \Delta_1&=-(3K_2+4\mu_1)(3K_1\alpha_1+4\mu\alpha)-12(K_1\alpha_1-K_2\alpha_2)(\mu-\mu_1)\left(\frac{a}{b}\right);\\ \Delta_2&=3(3K_1+4\mu)(K_1\alpha_1-K_2\alpha_2)-3(K_1-K_2)(4\mu\alpha+3\alpha_1K_1).\end{aligned} \tag{4}$$

За умови відсутності пластичних деформацій під час охолодження сплаву від температури спікання до кімнатної залишкові напруження визначали за рівняннями (2) з врахуванням (4).

Для розрахунку термічних напружень в зерні та у тонкому прошарку трифазного композита, що його оточує, необхідно:

– задати модулі зсуву (μ_1, μ_2, μ_3) і всебічного стиску (K_1, K_2, K_3); лінійні коефіцієнти теплового розширення для фази прошарку (α_1), зерна (α_2), зв'язки (α_3); об'ємну концентрацію зерен (v_2); інтервал температур формування термічних напружень (t);

– обчислити пружні модулі композита μ і K як середні значення вилок Хашина-Штрикмана [5]; коефіцієнт теплового розширення α за формулою для двофазного ізотропного зернистого композитного матеріалу [6];

– визначити двовимірні характеристики мікроструктури: середній розмір зерна ($\bar{d}_{\text{зер}}$) і прошарку ($\bar{l}_{\text{прош}}$) методом випадкових січних в площині шліфа [7];

– обчислити відношення b/a для тривимірної моделі за допомогою трансцендентного рівняння [8]

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

– розрахувати залишкові термічні напруження в зерні ($\sigma_{\text{зерна}}=\sigma_{r1}$) і у прошарку ($\sigma_{\text{прош}}=\frac{1}{3}(\sigma_r+\sigma_\varphi+\sigma_\theta)$) за рівняннями (2) з врахуванням (4).

ПРОВЕДЕННЯ ЧИСЛОВОГО ЕКСПЕРИМЕНТУ

Для обчислення залишкових термонапружень у сплавах SiC(WC)–(WC–65Ni) з різним об'ємним вмістом (4, 9, 28 %) зв'язуючої фази наведено значення модулів всебічного стиску K, зсуву μ, лінійних коефіцієнтів теплового

розширення α для зерна, прошарку, матриці і композитів (табл. 1). Відношення b/a становить 1,25 з врахуванням мікроструктурних характеристик [1]. Перепад температур, за яких формуються напруження, вибирали з огляду на те, що за даними [9] для сплаву WC–Ni він дорівнює –600.

Таблиця 1. Пружні модулі і коефіцієнт теплового розширення матеріалів, що досліджували

Фаза, сплав	Вміст зв'язуючої фази, % (за об'ємом)	K, ГПа	μ, ГПа	$\alpha \cdot 10^6$, K^{-1}	Джерело
SiC		218	179	4,33	[3]
WC		392	301	5,2	[10, 11]
Ni		156	72	12,8	[12, 9]
WC–65Ni		192	102	10,4	Розраховано за формулами, наведеними в [5, 6]
SiC(WC)		294,7	233,5	4,82	
SiC(WC)–(WC–65Ni)	4	289,6	225,7	5,0	
	9	283,3	216,5	5,2	
	28	261	185	6,2	
TiC		234	198	7,95	[13, 14]
NbC		301	193	9,34	[13]

Результати обчислень представлено в табл. 2.

З табл. 2 видно, що напружений стан розглянутих композитів сильно залежить від вмісту зв'язки. Зерна SiC знаходяться під впливом стискаючих напружень, що збільшуються при зменшенні об'ємного вмісту зерен. Щодо прошарків з WC, то вони розтягнуті чи стиснуті в залежності від кількості зв'язуючої фази, а при її об'ємному вмісті, що становить ~ 10 %, ці напруження відсутні.

Таблиця 2. Залишкові термічні напруження в зерні і в прошарку металокерамічних композитів з різним вмістом зв'язуючої фази

Сплав	Вміст зв'язуючої фази, % (за об'ємом)	σ_{SiC}, МПа	σ_{WC}, МПа
SiC(WC)–(WC–65Ni)	4	–165	79
	9	–208	19
	28	–403	–254

В табл. 3 наведено залишкові термічні напруження в зерні (σ_{SiC}) і в прошарку ($\sigma_{прош}$) гіпотетичних сплавів з різним вмістом і складом фаз. Над рискою розміщено значення напружень, розрахованих за допомогою запропонованого аналітичного методу, а під рискою для порівняння – результати розв'язання модельної задачі, які були отримані за допомогою метода скінчених елементів. При цьому авторами використана тривимірна модель композита з регулярною структурою. Елементарною структурною коміркою є трифазний куб, а границями розділу фаз – поверхні кулі та шару, що її вкриває. Радіуси кулі та прошарку вибираються такими, щоб об'ємний вміст включення в межах комірки дорівнював вмісту в композиті (максимальна допустима концентрація зерен $v_{зерна} = 0{,}5$).

Таблиця 3. Залишкові термічні напруження в зерні та в прошарку сплавів з різним вмістом і складом фаз

Сплав	$v_{зерна}$, %	σ_{SiC}, МПа	$\sigma_{прош}$, МПа
SiC(WC)–(WC–65Ni)	0,1	–904	–959
		–908	–937
	38,5	–608	–543
		–596	–520
SiC(WC)–Ni	0,1	–993	–1083
		–997	–1058
	38,5	–655	–609
		–651	–597
SiC(TiC)–(WC–65Ni)	0,1	–1027	–256
		–1031	–252
SiC(NbC)–(WC–65Ni)	0,1	–1066	–1,8
		–1070	–0,3

Значення напружень, отриманих за допомогою різних моделей, добре узгоджуються між собою (див. табл. 3). Це дає підстави вважати достовірними отримані за допомогою аналітичного підходу значення залишкових термічних напружень в реальному трифазному металокерамічному матеріалі SiC(WC)–(WC65Ni) з об'ємним вмістом зв'язуючої фази 4 і 9 % [1]. Саме такий вміст тугоплавкої складової забезпечує оптимальну структуру, що дозволяє зернам надійно утримуватися на поверхні зразка при шліфуванні.

Про суттєвий вплив фази прошарку на термонапружений стан в ньому свідчить порівняння даних, наведених у табл. 3 (пружні модулі і коефіцієнти теплового розширення для карбідів TiC і NbC наведено в табл. 1). Зміна нікелевої зв'язки на композиційну зумовлює зменшення залишкових напружень.

ВИСНОВКИ

Встановлено рівень залишкових термічних напружень в зерні SiC та у прошарку WC трифазного триботехнічного композита SiC(WC)–(WC–65Ni), що виникають під час його охолодження від температури спікання до кімнатної.

Дослідження залежності локальних напружень від вмісту композиційної зв'язки WC–65Ni для товщини прошарку, яка складає 25 % від радіуса зерна, виявило, що збільшення вмісту зв'язуючої фази від 4 до 28 % за об'ємом спричиняє зростання стискаючих напружень в зерні карбіду кремнію від 165 до 403 МПа, а також змінення напруженого стану прошарку з карбіду вольфраму від розтягу (79 МПа) до стиску (–254 МПа). При об'ємному вмісті WC–65Ni, що становить ~ 10 %, ці напруження дорівнюють нулю.

Встановлено сильну залежність залишкових термонапружень від вибору матеріалу прошарку (WC, TiC, NbC) і зв'язки (Ni, WC–65Ni) для композитів даного класу.

Автори висловлюють подяку доктору фіз.-мат. наук В.І. Кущу за постановку та отримання числового розв'язку модельної задачі.

Исследованы остаточные термические напряжения в трехфазном металлокерамическом композите со слоистой структурой тугоплавкой составляющей (зерна SiC, покрытые WC) с помощью аналитических методов. Установлено, что уровень остаточных термических напряжений в рассматриваемых сплавах существенно зависит от состава и объемного содержания фаз слоев и связки. Полученные результаты для сплавов с высоким содержанием связующей фазы хорошо согласуются с данными, рассчитанными с помощью другой числовой модели.

Ключевые слова: *остаточные термические напряжения, трехфазный металлокерамический композит, фазовый состав, слоистая структура зерна.*

Residual thermal stresses in a three-phase metalloceramic composite with a layered structure of a refractory component (SiC grain, covered WC) with the help of analytical methods are researched. It has been established that the level of residual thermal stresses in the alloys considered depends essentially on the composition and volume of phase layers and bonds. The results obtained for alloys with a high content of the binder phase are in good agreement with the data calculated by another numerical model.

Keywords*: residual thermal stresses, three-phase metalloceramic composite, phase composition, layered grain structure.*

1. Бондаренко В.П., Евдокимова О.В., Матвийчук А.А. Влияние количества связки из ВН65 на удержание частиц SiC в композите при шлифовании. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий інструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр.* Киев: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2016. Вып. 19. С. 391–395.
2. 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. металлургия*. 2016. № 5/6. С. 147–160.
3. Grabowski G., Pedzich Z. Modeling of thermal residual stresses in the SiC–TiB_2 composite system considering real microstructure and thermo-mechanical properties anisotropy. *Ceram. Mater*. 2016. Vol. 68, no. 2. P. 176–182.
4. Kayser W., Bezld A., Broeckmann C. Simulation of residual stresses in cemented carbides. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2017. Vol. 63. P. 55–62.
5. Hashin Z., Shtrikman S. A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials. *J. Mech. Phys. Solids*. 1963. Vol. 11. P. 127–140.
6. Механика композитов / под общей ред. А.Н. Гузя. Т. 3. Статистическая механика и эффективные свойства материалов / под ред. Л.П. Хорошуна. Киев: Наук. думка, 1993. 390 с.
7. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. Москва: Металлургия, 1970. 374 с.
8. Литошенко Н.В. Алгоритм определения отношения толщины кобальтовой прослойки к размеру карбидного зерна по результатам измерения в плоскости шлифа. *Сверхтв. материалы*. 2007. № 5. С. 85–87.
9. Krawits A.D., Reichel D.G., Hitteman R. Residual stress and stress distribution in a WC–Ni composite. *Mater. Sci. Eng*. 1989. Vol. 119, no. 1/2. P. 127–134.
10. Doi H., Fujiwara Y., Miyake K., Oosawa Y. A systematic investigation of elastic moduli of WC–Co alloys. *Met. Trans*. 1970. Vol. 1, no. 5. P. 1417–1425.
11. Krawits A.D., Reichel D.G., Hittemen R.L. Thermal expansion of tungsten carbide at low temperature. *J. Amer. Ceram. Sos*. 1989. Vol. 72, no. 3. P. 515–517.
12. Корнієнко А.О. Напружено-деформований стан у композиційному матеріалі при терті за підвищених температур. *Проблеми тертя та зношування*. 2013. № 2. С. 88–91.
13. Андриевский Р.А., Спивак И.И. Прочность тугоплавких соединений и материалов на их основе. Челябинск: Металлургия, 1989. 367 с.
14. Фесенко І.П., Прокопів М.М., Часник В.І., Кайдаш О.М., Олійник Г.С., Кузенкова М.О. Алюмонітридні функціональні матеріали, одержані з нанодисперсних та мікронних порошків гарячим пресуванням та вільним спіканням. Київ: ІВЦ АЛКОН, 2015. 171 с.

Надійшла до редакції 22.04.19
Після доопрацювання 22.05.19
Прийнята до опублікування 22.05.19