

Н. В. Литошенко (г. Киев)

### **Оценка остаточных термических напряжений в поликристаллических агрегатах карбидных зерен твердого сплава WC—Co**

*Изложен алгоритм вычисления остаточных термических напряжений в поликристаллических агрегатах WC твердого сплава WC—Co. В основу алгоритма положены уравнения термоупругости. Рассчитаны напряжения в поликристалле, возникающие из-за анизотропии теплового расширения монокристалльных зерен и разориентации кристаллографических осей соседних зерен, а также напряжения, передающиеся агрегату со стороны окружающего твердого сплава. Полученные результаты сопоставимы с экспериментальными данными.*

**Ключевые слова:** *твердый сплав WC—Co, остаточные термические напряжения, кристалл монокарбида вольфрама, поликристаллический агрегат карбидных зерен WC.*

**Введение.** Процесс спекания смеси порошков тугоплавкого карбида вольфрама и легкоплавкого кобальта на заключительной стадии характеризуется наличием некоторого количества жидкой фазы. Благодаря полной смачиваемости твердых частиц WC расплавом, который представляет собой раствор вольфрама и углерода в кобальте, обеспечивается возможность получения беспористого твердого сплава с высокими физико-механическими характеристиками. В процессе охлаждения твердосплавного изделия от температуры спекания происходит кристаллизация жидкой фазы и одновременно в нем возникают термические напряжения из-за различия коэффициентов теплового расширения (КТР) связующего металла и карбида вольфрама (КТР кобальта приблизительно в три раза превосходит КТР WC). При медленном охлаждении ниже линии солидус связующая фаза является еще слишком мягкой, чтобы выдержать механическую нагрузку, поэтому возникающие касательные напряжения исчезают с помощью локальной деформации ползучести. С дальнейшим понижением температуры связка становится все более твердой и наступает момент прекращения процесса релаксации микронапряжений в фазах. Начиная с этой температуры уровень таких напряжений непрерывно возрастает до момента полного остывания твердого сплава.

Анализ ранних работ, посвященных как измерению остаточных термических напряжений, так и их расчету, содержится в [1] и [2]. В [2] также исследовано влияние, оказываемое на средние по объему фазы WC остаточные термонапряжения, коэффициента смежности карбидных зерен, составляющих эту фазу. В [3] остаточные термические напряжения в сплаве WC—17,8 % (по объему) Co измеряли методом дифракции нейтронов при температурах от 0 до 1156 °С. Установлено, что карбидная фаза в этом сплаве находится под действием гидростатического напряжения сжатия, составляющего приблизительно 400 МПа при комнатной температуре. Авторы [4] моделиро-

вали микроструктуру твердых сплавов, используя новейшие методы и автоматическое генерирование элементарного представительного объема микроструктуры материала. Распределение остаточных напряжений в карбидной фазе сплава WC—30 % (по объему) Co (как гидростатических, так и максимальных главных) строили с помощью трехмерного метода конечных элементов. Заметим, что в более ранних работах [5] и [6] остаточные микронапряжения в сплавах BK25 и BK10 вычисляли с использованием двумерного конечноэлементного анализа.

Таким образом, проблема определения величины остаточных термических напряжений в твердых сплавах WC—Co до сих пор привлекает внимание исследователей. Целью настоящей работы является вычисление остаточных термонапряжений, возникающих в таких элементах микроструктуры сплавов WC—Co, как поликристаллические агрегаты карбидных зерен WC.

**Определение остаточных термических напряжений.** Задачу вычисления остаточных термических напряжений в поликристаллических агрегатах WC твердого сплава разделим на две части. В первой части определим термоупругие напряжения в поликристаллическом карбиде вольфрама, которые возникают из-за анизотропии теплового расширения монокристалльных зерен гексагональной структуры (из которых состоит поликристалл) и разориентации кристаллографических осей соседних зерен. С этой целью воспользуемся формулами, приведенными в [7]:

$$\begin{aligned} \sigma_{11} &= \sigma_{22} = [d(\alpha_2 - \alpha_{11}) + d_{13}(\alpha_2 - \alpha_{33})]t; \\ \sigma_{33} &= [2d_{13}(\alpha_2 - \alpha_{11}) + d_{33}(\alpha_2 - \alpha_{33})]t; \\ \sigma_{12} &= \sigma_{23} = \sigma_{31} = 0; \\ d &= \frac{f_{33}}{f}, \quad d_{13} = -\frac{f_{13}}{f}, \quad d_{33} = \frac{f_{11} + f_{12}}{f}; \\ f &= f_{33}(f_{11} + f_{12}) - 2f_{13}^2, \quad f_{11} = p_1 + \frac{4}{3}p_2 + S_{11}, \quad f_{12} = p_1 - \frac{2}{3}p_2 + S_{12}, \\ f_{13} &= p_1 + \frac{2}{3}p_2 + S_{13}, \quad f_{33} = p_1 + \frac{4}{3}p_2 + S_{33}; \\ p_1 &= \frac{1}{12\mu_2}, \quad p_2 = \frac{1}{6} \left( \frac{1}{\mu_2} + \frac{10}{9K_2 + 8\mu_2} \right) \end{aligned} \quad (1)$$

Здесь также представлены формулы для расчета упругих модулей  $K_2$  и  $\mu_2$ :

$$K_2 = (2S_{11} + 2S_{12} + 4S_{13} + S_{33})^{-1}; \quad \mu_2 = 7,5(7S_{11} + 2S_{33} + 3S_{44} - 5S_{12} - 4S_{13})^{-1},$$

где  $S_{ij}$  — коэффициенты упругой податливости, которые выражаются через коэффициенты упругости кристалла монокарбида вольфрама  $C_{ij}$  с помощью соотношений [8]

$$\begin{aligned} S_{11} &= \frac{1}{2} \left( \frac{C_{33}}{B} + \frac{1}{C_{11} - C_{12}} \right); \quad S_{12} = \frac{1}{2} \left( \frac{C_{33}}{B} - \frac{1}{C_{11} - C_{12}} \right); \\ S_{13} &= -\frac{C_{13}}{B}, \quad S_{33} = \frac{C_{11} + C_{12}}{B}; \quad S_{44} = \frac{1}{C_{44}}, \quad B = C_{33}(C_{11} + C_{12}) - 2C_{13}^2. \end{aligned} \quad (2)$$

Используя значения модулей упругости  $C_{ij}$ , представленных в [9] ( $C_{11} = 720$  ГПа,  $C_{12} = 254$  ГПа,  $C_{33} = 972$  ГПа,  $C_{13} = 151$  ГПа,  $C_{44} = 328$  ГПа), рассчитаем значения упругих модулей поликристаллического WC. Они составляют  $K_2 = 389,9$  ГПа и  $\mu_2 = 289,3$  ГПа, что практически совпадает со значениями упругих модулей, полученных в [10] ( $K_2 = 391,6$  ГПа и  $\mu_2 = 301$  ГПа) с помощью динамического резонансного метода, которые и использованы в дальнейших расчетах. Для коэффициентов теплового расширения поликристаллического карбида вольфрама и монокристалла WC приняты значения  $\alpha_2 = 5,2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ,  $\alpha_{11} = 5,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ,  $\alpha_{33} = 4,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ , полученные в [11] методом дифракции нейтронов.

Следуя [12], принимаем  $t = T_{\text{ком}} - T_0$  (разность между комнатной температурой и температурой, при которой прекращается релаксация остаточных напряжений) равным  $-800$  К. Вполне вероятно, что эта температура должна быть выше температуры, при которой прекращается релаксация напряжений в связке.

Заметим, что вывод соотношений аналогичных (1) представлен в [13].

Следующий этап решения задачи определения остаточных напряжений в зернах поликристаллических агрегатов WC в твердом сплаве состоит в вычислении напряжений, передающихся агрегату со стороны окружающего его сплава WC-Co.

В [7] содержится формула для расчета термоупругих напряжений в матричных композитах с включениями эллипсоидальной формы. Поскольку при сколь угодно малой объемной концентрации включений композит содержит бесконечное их число, то, по мнению автора, эта модель не отвечает требованиям рассматриваемой задачи. Агрегаты карбидных зерен, которые в данном случае являются включениями, являются дефектами микроструктуры сплавов WC-Co. Поэтому сделано предположение, что в структуре твердого сплава имеется лишь единичное скопление карбидных зерен.

Таким образом, для определения остаточных напряжений, передающихся агрегату карбидных зерен со стороны сплава WC-Co, воспользуемся решением центральносимметричной задачи термоупругости. При этом рассмотрим шарообразное зерно, представляющее собой поликристаллический агрегат WC, помещенный в неограниченную матрицу с упругими характеристиками твердого сплава.

В данном случае в поликристаллическом агрегате зерен WC имеет место гидростатическое напряженное состояние:

$$\sigma = \frac{12K_2\mu t(\alpha - \alpha_2)}{3K_2 + 4\mu}. \quad (3)$$

Для вычисления модуля сдвига твердого сплава  $\mu$  использована формула [8]

$$\mu = \mu_1 V_1 + \mu_2 V_2 - \frac{V_1 V_2 (\mu_1 - \mu_2)^2}{V_1 \mu_2 + V_2 \mu_1 + B_{\mu c}}; \quad B_{\mu c} = \frac{\mu_c (9K_c + 8\mu_c)}{6(K_c + 2\mu_c)}.$$

Здесь  $V_1, V_2$  — объемные концентрации фаз. Модули тела сравнения  $K_c = K_1(1 - C) + K_2 C$  и  $\mu_c = \mu_1(1 - C) + \mu_2 C$  выражены через коэффициент смежности карбидных зерен  $C$  [2]. Зависимость  $C$  от дисперсии распределения размеров зерен WC получена в [14]:

$$C = 1 - V_{Co}^{0,644} \exp(0,391 V),$$

где  $V$  — коэффициент вариации распределения размеров карбидных зерен.

Коэффициент теплового расширения твердого сплава  $\alpha$  определяется равенством [10]

$$\alpha = \alpha_1 V_1 + \alpha_2 V_2 + \frac{K_1 K_2}{K_2 - K_1} \left( \frac{1}{K} - \frac{V_1}{K_1} - \frac{V_2}{K_2} \right) (\alpha_1 - \alpha_2).$$

Результирующее напряжение в монокристалльном зерне поликристаллического карбидного агрегата получаем в виде суммы:

$$\sigma_{11}^{\text{арп}} = \sigma_{11} + \sigma; \quad \sigma_{33}^{\text{арп}} = \sigma_{33} + \sigma. \quad (4)$$

Вычисленные значения этих напряжений представлены в таблице. Здесь в соответствии с соотношениями (1)  $\sigma_{11} = \sigma_{22} = 105,6$  МПа,  $\sigma_{33} = -211,2$  МПа. В последней строке таблицы представлены значения остаточных напряжений в карбидной фазе твердого сплава в предположении его однородной микроstructures, вычисленные по алгоритму, приведенному в [2].

### Значения остаточных термических напряжений в поликристаллических агрегатах карбидных зерен

Напряжение, МПа	Сплав							
	ВК4	ВК6	ВК8	ВК10	ВК11	ВК15	ВК20	ВК25
	V <sub>Co</sub> , %							
	6,5	10	12,5	15	16,5	24	30	37
$\sigma$	-166	-256	-320	-383	-421	-605	-746	-899
$\sigma_{11}^{\text{арп}}$	-60	-150	-214	-277	-315	-499,4	-640	-793
$\sigma_{33}^{\text{арп}}$	-377	-467	-531	-594	-632	-816	-957	-1110
$\sigma_{\text{WC}}^V$	-137	-207	-256	-304	-332	-463	-557	-650

**Обсуждение результатов.** Как видно из таблицы, при охлаждении твердого сплава поликристаллические агрегаты монокарбида вольфрама испытывают сжимающие напряжения, которые возрастают с увеличением объемной концентрации кобальта. Отметим также, что эти напряжения превосходят значения средних по объему остаточных напряжений в карбидной фазе  $\sigma_{\text{WC}}^V$ . Наличие высоких значений локальных остаточных напряжений может способствовать возникновению разрушения твердого сплава по границе WC—WC при приложении внешней нагрузки, что и подтверждается на практике в большей степени для малокобальтовых твердых сплавов.

Данные таблицы соответствуют напряженному состоянию карбидных зерен в агрегатах, находящихся вдали от свободной поверхности образца твердого сплава. Если же поликристаллический агрегат выходит на внешнюю поверхность образца, то по крайней мере часть его границы не испытывает никаких ограничений при остывании. В этом случае в части зерен агрегата также могут иметь место растягивающие напряжения (наличие растягивающих напряжений в карбидной фазе твердого сплава зафиксировано рентгеноструктурным методом в [15]).

Что касается напряженного состояния кристаллитов WC, то они испытывают существенно различные напряжения в направлениях  $a$  и  $c$  для малокобальтовых твердых сплавов (кристаллографическая ось  $c$  соответствует координатной оси  $x_3$  в вышеприведенных формулах), так, для сплава ВК4

$\sigma_c^{\text{арп}} / \sigma_a^{\text{арп}} \approx 6$ . Однако это отношение с увеличением  $V_{\text{Co}}$  уменьшается и составляет для сплава ВК25 приблизительно 1,3.

Необходимо отметить, что приведенные в таблице остаточные напряжения в карбидных зернах поликристаллических агрегатов по существу являются средними по объему значениями. Вблизи межзеренной границы двух соседних наиболее неблагоприятно ориентированных друг относительно друга зерен могут иметь место более высокие растягивающие напряжения по сравнению с вычисленными по формулам (1). Так в [16], где использованы результаты экспериментальных исследований, установлено, что случай максимального растяжения возникает, когда оси  $c$  соседних зерен ортогональны и ось  $c$  одного из зерен перпендикулярна межзеренной границе. Для оценки таких напряжений воспользуемся выражением из обзора [17]:

$$\sigma = \frac{\alpha_a - \alpha_c}{\frac{1}{E_c} + \frac{1}{E_a}} |t|.$$

В результате вычислений при  $\alpha_a = 5,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ,  $\alpha_c = 4,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ,  $E_a = 620,3 \text{ ГПа}$ ,  $E_c = 925 \text{ ГПа}$  (значения модулей Юнга для монокарбида вольфрама взяты из статьи [9]) получаем  $\sigma = 312 \text{ МПа}$ . Это означает, что локальные растягивающие остаточные напряжения могут превосходить средние напряжения  $\sigma_{11} = 105,6 \text{ МПа}$  в три раза. Наличие высоких растягивающих напряжений в фазе WC отмечено также в [4].

В [6] с помощью двумерного метода конечных элементов рассчитаны средние по карбидной фазе остаточные термические напряжения для сплава ВК11. Полученное значение составляет  $-220 \pm 112 \text{ МПа}$ , т. е. максимальными можно считать напряжения  $-332 \text{ МПа}$ , что хорошо соответствует рассчитанной нами величине средних остаточных термонапряжений в агрегате карбидных зерен, так,  $1/3(2\sigma_{11} + \sigma_{33})$  для сплава ВК11 составляет  $-383 \text{ МПа}$  (см. таблицу). Из [4] следует, что гидростатические напряжения в фазе WC для сплава марки ВК20 находятся в интервале от  $-800 \text{ МПа}$  до  $320 \text{ МПа}$  (при условии  $t = -800 \text{ К}$ ), что также сопоставимо с результатами вычислений среднего значения термических напряжений в агрегатах карбидных зерен, которое составляет  $-746 \text{ МПа}$ .

Таким образом, изложенный выше алгоритм для оценки остаточных термических напряжений в поликристаллических агрегатах зерен WC твердого сплава WC—Co обладает хорошими прогностическими возможностями.

1. Бондаренко В. П., Литошенко Н. В. Определение средних по объему остаточных термических напряжений в фазах твердого сплава // Сверхтв. материалы. — 1998. — № 3. — С. 39—43.
2. Golovchan V. T. On the thermal residual microstresses in WC—Co hard metals // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. — 2007. — 25. — P. 341—344.
3. Mari D., Clausen B., Bourke M. A. M. Measurement of residual thermal stress in WC—Co by neutron diffraction // Ibid. — 2009. — 27. — P. 282—287.
4. Magin M., Gerard J.-S. Microstructural modelling of hardmetals using innovative numeric analysis tools // Proc. 17th Int. Plansee Seminar, Reutte, Austria, 25—29 May, 2009. — Plansee Group, Austria, 2009. — V. 3. — WS 1.
5. Подорога В. А., Кебко В. П., Лошак М. Г. и др. Термические напряжения в твердом сплаве WC—Co после спекания // Пробл. прочности. — 1990. — № 12. — С. 87—93.
6. Spigler R., Schmauder S., Exner H. E. Finite element modeling of the thermal residual stress distribution in a WC—10% Co alloy // J. Hard Materials. — 1992. — 3, N 2. — P. 143—151.

7. Левин В. М. О термоупругих напряжениях в композитных средах // ПММ. — 1982. — **46**, вып. 3. — С. 502—506.
8. Шермергор Т. Д. Теория упругости микронеоднородных сред. — М.: Наука, 1977. — 400 с.
9. Головчан В. Т. Об упругих модулях кристалла монокарбида вольфрама // Прикл. механика. — 1998. — **34**, № 8. — С. 58—61.
10. Doi H., Fujiwara Y., Miyake K. et al. A systematic investigation of elastic moduli of WC—Co alloys // Metall. Trans. — 1970. — **1**, N 5. — P. 1417—1425.
11. Krawitz A. D., Reichel D. J., Hitteman R. Thermal expansion of tungsten carbide at low temperature // J. Am. Ceram. Soc. — 1989. — **72**, N 3. — P. 515—517.
12. Schultrich B., Kreher W. Influence of anisotropic thermal expansion on intermetal stresses in WC hardmetals // J. Mater. Sci. Lett. — 1986. — **5**, N 4. — P. 389—390.
13. Головчан В. Т., Бондаренко В. П., Литошенко Н. В. О прочности поликристаллического карбида вольфрама при растяжении // Пробл. прочности. — 2003. — № 4. — С. 82—92.
14. Golovchan V. T., Litoshenko N. V. On the contiguity of carbide phase in WC—Co hard metals // Int. J. Refr. Hard Mat. — 2003. — **21**. — P. 241—244.
15. Gurland J. Temperature stresses in the two-phase alloy WC—Co // Trans. Am. Soc. Metals. — 1958. — **50**. — P. 1063—1070.
16. Rowcliffe D. J., Jayaram V., Hibbs M. K., Sinclair R. Compressive deformation and fracture in WC materials // Mater. Sci. Engin. A. — 1988. — **105/106**. — P. 299—303.
17. Малыгин Г. А., Лухачев В. А. Роль анизотропии теплового расширения и тепловых микронапряжений // Заводская лаборатория. — 1966. — **3**. — С. 335—347.

Ин-т сверхтвердых материалов  
им. В. Н. Бакуля НАН Украины

Поступила 18.08.09