

## О прочности при изгибе сверхтвердых композитных материалов на основе твердых сплавов WC–Co

В. Т. Головчан

Институт сверхтвердых материалов им. В. М. Бакуля НАН Украины, Киев, Украина

*Представлены аналитические алгоритмы для вычисления предела прочности при изгибе сверхтвердых композитных материалов на основе твердых сплавов WC–Co. Рассмотрены мелкозернистые (средние размеры частиц дисперсной сверхтвердой фазы  $d_C$  и карбидных зерен  $d_{WC}$  одного порядка) и крупнозернистые (при  $d_C \gg d_{WC}$ ) материалы. Предполагается, что прочность композита определяется прочностью твердосплавной матрицы. Ее напряженное состояние оценивается средними по объему микронапряжениями в случае мелкозернистого и средними по межфазной поверхности напряжениями для крупнозернистого композитных материалов. Проанализированы результаты вычислений, которые представлены в таблицах и на графиках. Выявлено резкое снижение прочности с увеличением размера частиц сверхтвердой фазы и ее концентрации в композите.*

**Ключевые слова:** твердый сплав WC–Co, сверхтвердые композитные материалы, прочность при изгибе, мелкозернистые и крупнозернистые композиты, вычислительные алгоритмы.

**Введение.** Механические испытания на изгиб широко используются на практике для определения предела прочности малопластичных материалов. Для предела прочности при изгибе малокобальтовых твердых сплавов WC–Co характерно широкое рассеяние экспериментальных результатов относительно их среднего значения (большая дисперсия). Так, данные по прочности твердого сплава ВК6 (средний размер зерен карбидной фазы 1,5...2,0 мкм) разных фирм-изготовителей различаются на 15...20% [1]. Естественным является предположение, что для сверхтвердых композитных материалов на основе твердых сплавов WC–Co может иметь место еще большая нестабильность экспериментальных результатов. Практическое проведение механических испытаний на изгиб таких материалов связано с необходимостью изготовления больших партий относительно крупных и дорогостоящих образцов. В связи с этим представляется вполне целесообразной разработка соответствующего теоретического подхода к исследованию прочности при изгибе сверхтвердых композитных материалов данного класса.

В настоящей работе излагаются аналитические алгоритмы для вычисления предела прочности при изгибе мелкозернистых (средние размеры зерен карбида вольфрама  $d_{WC}$  и сверхтвердой фазы  $d_C$  одного порядка) и крупнозернистых (при  $d_C \gg d_{WC}$ ) сверхтвердых композитных материалов на основе твердых сплавов WC–Co. Материал рассматривается как трехфазный с микроструктурой твердого сплава WC–Co в виде взаимопроникающих каркасов и с дисперсной сверхтвердой фазой. Алгоритм расчета для мелкозернистого композита основан на уравнениях механики композитных материалов в приближении средних по объему полей микродеформаций и микронапряжений в фазах. В случае крупнозернистого композита используется решение

соответствующей модельной задачи. При вычислении напряжений учитываются остаточные термические микронапряжения, которые формируются в процессе охлаждения материала после его спекания. Предполагается, что разрушение данного композита инициируется разрушением твердого сплава, для которого используется гипотеза прочности Баландина [2].

**Вычислительный алгоритм для мелкозернистого композита.** Далее физико-механические характеристики кобальтовой связки, карбида вольфрама и сверхтвердой фазы записываются с индексами 1, 2 и 3 соответственно, объемное содержание кобальта в твердом сплаве обозначается  $x$ , объемное содержание сверхтвердой фазы в композите –  $z$ . Вычисление предела прочности при изгибе рассматриваемого композита состоит из следующих этапов.

На первом этапе определяются макроскопические модули всестороннего сжатия  $K(x, z)$  и сдвига  $\mu(x, z)$  с использованием соотношений

$$\begin{aligned} k(x, z) &= \frac{x(1-z)}{K_1 + bkc(x, z)} + \frac{(1-x)(1-z)}{K_2 + bkc(x, z)} + \frac{z}{K_3 + bkc(x, z)}, \\ K(x, z) &= \frac{1}{k(x, z)} - bkc(x, z); \\ m(x, z) &= \frac{x(1-z)}{\mu_1 + bmc(x, z)} + \frac{(1-x)(1-z)}{\mu_2 + bmc(x, z)} + \frac{z}{\mu_3 + bmc(x, z)}, \\ \mu(x, z) &= \frac{1}{m(x, z)} - bmc(x, z). \end{aligned} \tag{1}$$

Здесь введены такие обозначения:

$$\begin{aligned} bkc(x, z) &= \frac{4}{3} mc(x, z); \quad bmc(x, z) = \frac{mc(x, z) 9kc(x, z) + 8mc(x, z)}{6 kc(x, z) + 2mc(x, z)}; \\ mc(x, z) &= (\mu_1 x + \mu_2 (1-x))(1-z); \quad kc(x, z) = (K_1 x + K_2 (1-x))(1-z). \end{aligned} \tag{2}$$

На втором этапе определяются макроскопический коэффициент теплового расширения  $\alpha(x, z)$  и остаточные термические напряжения в фазах:

$$\begin{aligned} \beta(x, z) &= \frac{x(1-z)\beta_1}{K_1 + bkc(x, z)} + \frac{(1-x)(1-z)\beta_2}{K_2 + bkc(x, z)} + \frac{z\beta_3}{K_3 + bkc(x, z)}; \\ \alpha(x, z) &= \frac{1}{3} \left( 1 + \frac{bkc(x, z)}{K(x, z)} \right) \beta(x, z); \quad \beta_k = 3K_k \alpha_k; \\ \sigma_{res,k}(x, z) &= 12K_k mc(x, z) \frac{(\alpha(x, z) - \alpha_k)t}{4mc(x, z) + 3K_k}, \quad k = 1, 2, 3, \end{aligned} \tag{3}$$

где  $t = T_{ком} - T_{рел}$  ( $T_{рел}$  – значение температуры, при которой прекращается релаксация касательных напряжений в затвердевающей кобальтовой фазе в процессе охлаждения сверхтвердого композита после его спекания).

На третьем этапе вычисляются микронапряжения в фазах в предположении, что рассматриваемый материал испытывает внешнее воздействие одноосного растягивающего напряжения  $p$  в направлении оси 3. Используются следующие равенства:

$$\left\{ \begin{aligned} \sigma_{33,n}(x, z, p) &= \frac{1}{3} \sigma_{kk,n}(x, z, p) + \sigma_{res,n}(x, z) + s_{33,n}(x, z, p); \\ \sigma_{22,n}(x, z, p) = \sigma_{11,n}(x, z, p) &= \frac{1}{3} \sigma_{kk,n}(x, z, p) + \sigma_{res,n}(x, z) + \\ &+ s_{22,n}(x, z, p); \\ \sigma_{kk,n}(x, z, p) &= \frac{K_n}{K(x, z)} \frac{bkc(x, z) + K(x, z)}{bkc(x, z) + K_n} p; \\ s_{33,n}(x, z, p) &= \frac{\mu_n}{\mu(x, z)} \frac{bmc(x, z) + \mu(x, z) 2p}{bmc(x, z) + \mu_n} \frac{2p}{3}; \\ s_{22,n}(x, z, p) &= -\frac{1}{2} s_{33,n}(x, z, p), \quad n = 1, 2, 3. \end{aligned} \right. \quad (4)$$

Характеристики напряженного состояния твердого сплава определяются по формулам

$$\left\{ \begin{aligned} \sigma_{kk}(x, z, p) &= x \sigma_{kk,1}(x, z, p) + (1-x) \sigma_{kk,2}(x, z, p); \\ \sigma_1(x, z, p) &= x \sigma_{33,1}(x, z, p) + (1-x) \sigma_{33,2}(x, z, p); \\ \sigma_2(x, z, p) &= x \sigma_{22,1}(x, z, p) + (1-x) \sigma_{22,2}(x, z, p); \\ \sigma_i(x, z, p) &= \sigma_1(x, z, p) - \sigma_2(x, z, p). \end{aligned} \right. \quad (5)$$

(Соотношения (1)–(5) приведены в монографии [3] или выводятся на основании имеющихся в ней результатов.)

Пределы прочности твердых сплавов WC–Co при растяжении  $\sigma_p$  и сжатии  $\sigma_c$  зависят от объемного содержания кобальта  $V_{Co}$  и среднего размера зерен карбидной фазы  $d_{WC}$ . Статистическая обработка полученных ранее [4] результатов приводит к следующим аппроксимациям:

$$\left\{ \begin{aligned} \sigma_p &= 0,32 + 3,60V_{Co} - 5,27V_{Co}^2 + \frac{0,52}{\sqrt{d_{WC}}}; \\ \sigma_c &= 2,28 - 1,77V_{Co} - 0,85V_{Co}^2 + \frac{1}{\sqrt{d_{WC}}} (4,99 - 4,86V_{Co} - 1,25V_{Co}^2). \end{aligned} \right. \quad (6)$$

Выражения (6) соответствуют предположению, что разрушение твердого сплава инициируется разрушением карбидной фазы, в качестве критерия прочности в [4] использовалась гипотеза Баландина:

$$\sigma_i^2 + (\sigma_c - \sigma_p) \sigma_{kk} = \sigma_c \sigma_p. \quad (7)$$

Этот же критерий применяется и в данной работе для твердого сплава WC–Co.

Прочность хрупких материалов при изгибе обычно определяется на призматических образцах с фиксацией разрушающей поперечной нагрузки и последующим вычислением предела прочности по формуле, которая выводится на основании уравнений теории упругости. Среднее значение растягивающих напряжений в образце равно половине максимального напряжения, которое принимается за предел прочности при изгибе. В связи с этим принимаем, что прочность при изгибе рассматриваемых сверхтвердых композитных материалов превышает таковую при растяжении в два раза. Заметим, что предел прочности при изгибе технических твердых сплавов WC–Co выше предела прочности при растяжении в 1,8...2,2 раза [1].

**Анализ численных результатов.** Предел прочности при растяжении определяется в результате решения нелинейного алгебраического уравнения, которое следует из критерия (7) после подстановки в него параметров напряженного состояния (5). Исходные данные для вычислений приведены в табл. 1. Приращение температуры  $t$  в (3) принималось равным 700 К. Результаты вычислений для сверхтвердых композитных материалов на основе твердых сплавов BK6, BK10 и BK15 представлены соответственно в табл. 2–4.

Т а б л и ц а 1

**Некоторые физико-механические параметры составляющих сверхтвердого композита**

Фаза	$K$ , ГПа	$\mu$ , ГПа	$\alpha \cdot 10^6$ , $K^{-1}$	Литературный источник
Co	187,3	81,5	13,4	[5]
WC	392,0	301,0	5,2	[5]
C	442,0	528,0	3,0	[6, 7]
c–BN	410,0	411,0	2,2	[8]

Т а б л и ц а 2

**Значения предела прочности  $\sigma_b$  (ГПа) композита на основе BK6 с наполнителем из кубонита (над чертой) и алмаза (под чертой)**

$d_{WC}$ , мкм	Объемное содержание наполнителя $V_C$				
	0	0,1	0,2	0,3	0,4
1,0	2,32	<u>1,72</u>	<u>1,16</u>	<u>0,64</u>	<u>0,22</u>
		1,86	1,43	1,05	0,74
2,0	2,00	<u>1,43</u>	<u>0,86</u>	<u>0,34</u>	–
		1,56	1,13	0,75	0,43
3,0	1,88	<u>1,30</u>	<u>0,74</u>	<u>0,20</u>	–
		1,43	1,01	0,62	0,29

Т а б л и ц а 3

Значения предела прочности  $\sigma_b$  (ГПа) композита на основе ВК10 с наполнителем из кубонита (над чертой) и алмаза (под чертой)

$d_{WC}$ , мкм	Объемное содержание наполнителя $V_C$				
	0	0,1	0,2	0,3	0,4
1,0	2,56	<u>2,01</u>	<u>1,45</u>	<u>0,93</u>	<u>0,51</u>
		2,13	1,70	1,31	0,99
2,0	2,26	<u>1,72</u>	<u>1,17</u>	<u>0,65</u>	<u>0,21</u>
		1,84	1,42	1,02	0,70
3,0	2,12	<u>1,60</u>	<u>1,05</u>	<u>0,53</u>	<u>0,08</u>
		1,72	1,30	0,91	0,58

Т а б л и ц а 4

Значения предела прочности  $\sigma_b$  (ГПа) композита на основе ВК15 с наполнителем из кубонита (над чертой) и алмаза (под чертой)

$d_{WC}$ , мкм	Объемное содержание наполнителя $V_C$				
	0	0,1	0,2	0,3	0,4
1,0	2,80	<u>2,24</u>	<u>1,69</u>	<u>1,18</u>	<u>0,76</u>
		2,36	1,92	1,52	1,19
2,0	2,50	<u>1,97</u>	<u>1,43</u>	<u>0,93</u>	<u>0,50</u>
		2,07	1,65	1,26	0,93
3,0	2,36	<u>1,85</u>	<u>1,33</u>	<u>0,83</u>	<u>0,39</u>
		1,95	1,54	1,16	0,83

Характерные особенности зависимости предела прочности при изгибе  $\sigma_b$  от объемных содержаний кобальтовой связи в твердом сплаве и сверхтвердой фазы в композите состоят в следующем. Предел прочности  $\sigma_b$  монотонно уменьшается с увеличением содержания кубического нитрида бора и алмаза тем в большей степени, чем меньше  $V_{C0}$  и больше средний размер зерен карбидной фазы  $d_{WC}$ . Прочность сверхтвердого композитного материала с наполнителем из кубического нитрида бора меньше прочности композита с алмазным наполнителем. Эта разница возрастает с повышением объемного содержания сверхтвердой фазы  $V_C$ .

Уменьшение предела прочности с увеличением содержания в композите сверхтвердой фазы связано с повышением в твердом сплаве растягивающих остаточных термических напряжений, которые больше в случае кубического нитрида бора. Так, например, при  $V_C = 0,4$  эти напряжения равны 0,43 и 0,34 ГПа в сплаве ВК6 и 0,49 и 0,41 ГПа в сплаве ВК15 (для кубонита и алмаза соответственно). Столь высокие остаточные напряжения существенно влияют на параметры критерия прочности (7). При некоторых значениях объемного содержания сверхтвердой фазы  $V_C$  происходит разрушение композитного материала только из-за остаточных термических микронапряжений. Такие случаи отмечены в табл. 2 прочерками.

Прочность исследуемых композитных материалов должна зависеть от среднего размера зерен сверхтвердой фазы  $d_C$ . Естественным кажется предположение, что в использованном подходе величины  $d_C$  и  $d_{WC}$  должны быть одного порядка. Если дополнительно принять  $d_C = d_{WC}$ , то приведенные в табл. 2–4 данные в случае алмазного наполнителя могут быть представлены в аналитическом виде

$$\sigma_b = \sigma_{b,WC-Co} \left[ 1 - ad_C^{0,15} V_C \left( 1 - \frac{b}{d_C^{0,2}} V_C \right) \right], \quad (8)$$

где  $a$ ,  $b$  – постоянные, для сплава ВК6 получим  $a = 2,14$ ,  $b = 0,5$ , для сплава ВК10 –  $a = 1,8$ ,  $b = 0,4$  и для сплава ВК15 –  $a = 1,6$ ,  $b = 0,28$ .

Таким образом, прочность при изгибе сверхтвердого композитного материала с микронными алмазными зернами уменьшается с увеличением их среднего диаметра. При этом полагаем, что выражение (8) справедливо для алмазосодержащего композита, в котором средние размеры алмазных  $d_C$  и карбидных  $d_{WC}$  зерен одного порядка.

**Вычислительный алгоритм для крупнозернистого композита.** Рассмотрим модельную упругую задачу, расчетная схема которой представлена на рис. 1. Предположим, что сферическое зерно сверхтвердой фазы радиусом  $R$  окружено сферическим слоем твердого сплава  $R < r < a$  при условии, что объемное содержание сверхтвердой фазы  $V_C = R^3/a^3$ . Бесконечную область  $r > a$  занимает сверхтвердый композитный материал, к которому на бесконечности в направлении оси  $z$  приложено растягивающее напряжение  $p$ . Для удобства дальнейшего изложения все величины в области  $r < R$  записываются с индексом 1, в области  $R < r < a$  – с индексом 2 и в области  $r > a$  – с индексом 3.

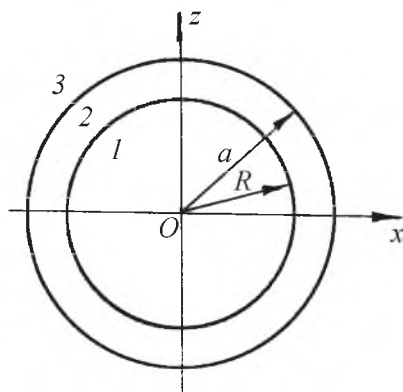


Рис. 1. Расчетная схема упругой задачи.

Для решения данной краевой задачи используются известные решения и осесимметричные задачи теории упругости [9, 10].

Перемещения и напряжения в сверхтвердом зерне задаются следующими выражениями:

$$\begin{cases} u_r = (-2 + 4\nu_1)C_1 r + \alpha_1 t r + (2A_1 r + 12\nu_1 E_1 r^3)P_2(\cos \theta); \\ u_\theta = [A_1 r + (7 - 4\nu_1)E_1 r^3] \frac{d}{d\theta} P_2(\cos \theta); \\ \frac{1}{2\mu_1} \sigma_r = -2(1 + \nu_1)C_1 + (2A_1 - 6\nu_1 E_1 r^2)P_2(\cos \theta); \\ \frac{1}{2\mu_1} \tau_{r\theta} = [A_1 + (7 + 2\nu_1)E_1 r^2] \frac{d}{d\theta} P_2(\cos \theta). \end{cases} \quad (9)$$

Аналогичные величины в области  $R < r < a$  имеют вид

$$\begin{cases} u_r = (-2 + 4\nu_2)C_2 r + \alpha_2 t r - F_2 r^{-2} + \\ + (2A_2 r + 12\nu_2 E_2 r^3 - 3B_2 r^{-4} + 2(5 - 4\nu_2)D_2 r^{-2})P_2(\cos \theta); \\ u_\theta = [A_2 r + (7 - 4\nu_2)E_2 r^3 + B_2 r^{-4} + (2 - 4\nu_2)D_2 r^{-2}] \frac{d}{d\theta} P_2(\cos \theta); \\ \frac{1}{2\mu_2} \sigma_r = -2(1 + \nu_2)C_2 + 2F_2 r^{-3} + (2A_2 - 6\nu_2 E_2 r^2 + \\ + 12B_2 r^{-5} + 2(2\nu_2 - 10)D_2 r^{-3})P_2(\cos \theta); \\ \frac{1}{2\mu_2} \tau_{r\theta} = [A_2 + (7 + 2\nu_2)E_2 r^2 - 4B_2 r^{-5} + 2(1 + \nu_2)D_2 r^{-3}] \frac{d}{d\theta} P_2(\cos \theta). \end{cases} \quad (10)$$

Компоненты векторов перемещения и напряжения на сферической поверхности в области  $r > a$  выражаются равенствами

$$\begin{cases} u_r = \left( \frac{P}{9K_3} + \alpha_3 t \right) r - F_3 r^{-2} + \\ + \left( \frac{P}{3\mu_3} r - 3B_3 r^{-4} + 2(5 - 4\nu_3)D_3 r^{-2} \right) P_2(\cos \theta); \\ u_\theta = \left[ \frac{P}{6\mu_3} r + B_3 r^{-4} + (2 - 4\nu_3)D_3 r^{-2} \right] \frac{d}{d\theta} P_2(\cos \theta); \\ \frac{1}{2\mu_3} \sigma_r = \frac{P}{6\mu_3} + 2F_3 r^{-3} + \\ + \left( \frac{P}{3\mu_3} + 12B_3 r^{-5} + 2(2\nu_3 - 10)D_3 r^{-3} \right) P_2(\cos \theta); \\ \frac{1}{2\mu_3} \tau_{r\theta} = \left[ \frac{P}{6\mu_3} - 4B_3 r^{-5} + 2(1 + \nu_3)D_3 r^{-3} \right] \frac{d}{d\theta} P_2(\cos \theta), \end{cases} \quad (11)$$

где  $P_2(\cos \theta) = 0,5(3 \cos^2 \theta - 1)$ .

Для определения произвольных постоянных используются условия непрерывности перемещений и напряжений на межфазной ( $r = R$ ) и контактной ( $r = a$ ) поверхностях. В итоге приходим к несвязанным алгебраическим системам четвертого порядка с неизвестными  $C_1, C_2, F_2R^{-3}, F_3R^{-3}$  и восьмого порядка с неизвестными  $A_1, E_1R^2, A_2, E_2R^2, B_2R^{-5}, D_2R^{-3}, B_3R^{-5}, D_3R^{-3}$ .

Выражения для нормальных напряжений в области  $R < r < a$ , которая занята твердым сплавом, имеют следующий вид:

$$\left\{ \begin{aligned} \frac{1}{2\mu_2} \sigma_x(x, y, z) &= -2(1 + \nu_2)C_2 - A_2 + \\ &+ 3E_2[\nu_2 x^2 + 5\nu_2 y^2 - (7 + 6\nu_2)z^2] + F_2 \left( -1 + 3 \frac{x^2}{r^2} \right) r^{-3} + \\ &+ D_2 \left[ -9 \frac{z^2}{r^2} + 10\nu_2 - 5 - \frac{x^2}{r^2} \left( 45 \frac{z^2}{r^2} + 12\nu_2 - 15 \right) \right] r^{-3} + \\ &+ 1,5B_2 \left[ -5 \frac{z^2}{r^2} + 1 + \frac{x^2}{r^2} \left( 35 \frac{z^2}{r^2} - 5 \right) \right] r^{-5}; \\ \frac{1}{2\mu_2} \sigma_z(x, y, z) &= -2(1 + \nu_2)C_2 + 2A_2 + \\ &+ 3E_2[(7 + \nu_2)(x^2 + y^2) - 2\nu_2 z^2] + F_2 \left( -1 + 3 \frac{z^2}{r^2} \right) r^{-3} + \\ &+ D_2 \left[ 1 - 2\nu_2 + (24 + 6\nu_2) \frac{z^2}{r^2} - 45 \frac{z^4}{r^4} \right] r^{-3} + \\ &+ 1,5B_2 \left( -30 \frac{z^2}{r^2} + 3 + 35 \frac{z^4}{r^4} \right) r^{-5}; \quad \sigma_y(x, y, z) = \sigma_x(y, x, z). \end{aligned} \right. \quad (12)$$

Для вывода равенства (12) соответствующие частные векторные решения [10] преобразовывались к базису декартовой системы координат.

Предположим, что разрушение рассматриваемого крупнозернистого композитного материала начинается в твердосплавной матрице на межфазной поверхности  $r = R$ . В связи с этим усредняем напряжения (12) по сферической поверхности  $r = R$ , и после длительных преобразований получим

$$\left\{ \begin{aligned} \langle \sigma_x \rangle = \langle \sigma_y \rangle &= -2\mu_2 [2(1 + \nu_2)C_2 + A_2 + 7E_2R^2]; \\ \langle \sigma_z \rangle &= 4\mu_2 [-(1 + \nu_2)C_2 + A_2 + 7E_2R^2]. \end{aligned} \right. \quad (13)$$

Результаты вычислений пределов прочности при изгибе на основании критерия (7) с учетом равенств (13) представлены в табл. 5 для сверхтвердых



композитных материалов с алмазной дисперсной фазой и с матрицей из твердых сплавов ВК6 и ВК10. Данные табл. 5 могут быть аппроксимированы с достаточной точностью следующими выражениями:

$$\begin{aligned} \sigma_b &= \sigma_{b,WC-Co}(d_{WC}) - \frac{1,74}{d_{WC}} V_C - f(d_{WC}, V_C); \\ f(d_{WC}, V_C) &= \left(4,9 - \frac{2,07}{\sqrt{d_{WC}}}\right) V_C + \left(3,5 - \frac{1,5}{d_{WC}}\right) V_C^2; \\ \sigma_b &= \sigma_{b,WC-Co}(d_{WC}) - \frac{5,65}{\sqrt{d_{WC}}} V_C - g(d_{WC}, V_C); \\ g(d_{WC}, V_C) &= \left(1,62 - \frac{3,11}{d_{WC}}\right) V_C + \left(8,87 - \frac{12,97}{\sqrt{d_{WC}}} + \frac{7,1}{d_{WC}}\right) V_C^2. \end{aligned} \tag{14}$$

Здесь первое равенство соответствует твердому сплаву ВК6 (максимальная ошибка менее 2%), второе – сплаву ВК10 (максимальная ошибка менее 0,2%). Пределы прочности при изгибе сверхтвердых композитных материалов с крупными зёрнами алмаза уменьшаются с увеличением концентрации сверхтвердой фазы и с укрупнением зёрен карбида вольфрама.

Т а б л и ц а 5

Значения предела прочности  $\sigma_b$  (ГПа) крупнозернистого композита на основе ВК6 (над чертой) и ВК10 (под чертой) с алмазным наполнителем

$d_{WC}$ , мкм	Объемное содержание алмазной фазы			
	0	0,1	0,2	0,3
1,0	<u>2,32</u>	<u>1,84</u>	<u>1,33</u>	<u>0,77</u>
	2,56	2,11	1,61	1,04
2,0	<u>2,00</u>	<u>1,54</u>	<u>1,03</u>	<u>0,46</u>
	2,26	1,82	1,32	0,75
3,0	<u>1,88</u>	<u>1,41</u>	<u>0,91</u>	<u>0,32</u>
	2,12	1,70	1,20	0,63

Формулы (14) не содержат среднего размера зёрен сверхтвердой фазы. Вполне вероятно, что прочность рассматриваемых материалов должна зависеть от этого микроструктурного параметра. При использовании моделей классической теории упругости не представляется возможным учесть такую зависимость ввиду отсутствия в исходных уравнениях параметра с размерностью длины. В связи с этим прибегнем к следующему соображению. Представленная на рис. 1 расчетная модель имеет два принципиальных ограничения. Во-первых, она может отражать реальные свойства матричного композита лишь в случае небольших объемных содержаний дисперсной фазы. Поэтому ограничимся значением  $V_C = 0,3$ . Во-вторых, должно выполняться соотношение  $a - R = nd_{WC}$ , где параметр  $n \gg 1$ . Это обусловлено тем, что

твердый сплав в области  $R < r < a$  рассматривался как однородный материал. Данное соотношение преобразуется к виду

$$d_{WC} = \frac{1}{2n} (V_C^{-1/3} - 1) d_C V_{WC}, \quad (15)$$

где  $d_C$  – средний размер алмазных зерен;  $V_{WC}$  – объемная концентрация карбида вольфрама в твердом сплаве (использованы соответствующие связи между геометрическими параметрами микроструктуры твердого сплава [4]). Равенство (15) позволяет, исключив из последних слагаемых в формулах (14) параметр  $d_{WC}$ , ввести средний размер алмазных зерен. В результате функции  $f(d_{WC}, V_C)$  и  $g(d_{WC}, V_C)$  принимают вид

$$\left\{ \begin{aligned} f(d_C, V_C) &= \left( 4,9 - \frac{2,07}{\sqrt{d_C}} \sqrt{y(n, V_C)} \right) V_C + \left( 3,5 - \frac{1,5}{d_C} y(n, V_C) \right) V_C^2; \\ g(d_C, V_C) &= \left( 1,62 - \frac{3,11}{d_C} y(n, V_C) \right) V_C + \\ &+ \left( 8,87 - \frac{12,97}{\sqrt{d_C}} \sqrt{y(n, V_C)} + \frac{7,1}{d_C} y(n, V_C) \right) V_C^2; \\ y(n, V_C) &= \frac{2n}{(V_C^{-1/3} - 1) V_{WC}}. \end{aligned} \right. \quad (16)$$

Зависимости предела прочности при изгибе крупнозернистых алмазо-содержащих композитных материалов ВК6 и ВК10 от размера алмазных зерен представлены на рис. 2. Результаты вычислений существенно зависят от значений параметра  $n$ . Следствием равенства (15) и принятого предположения о соотношении средних размеров карбидных и алмазных зерен в крупнозернистом композите является такое неравенство:  $n \gg 0,5 V_{WC} (V_C^{-1/3} - 1)$ . В

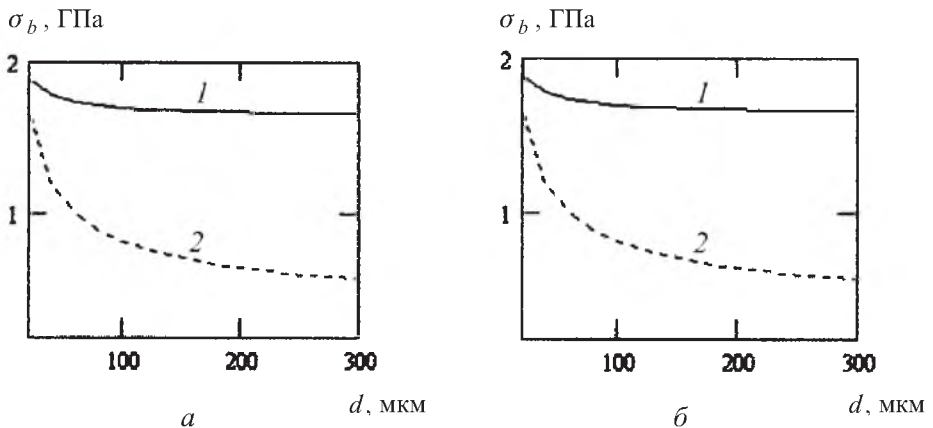


Рис. 2. Зависимость предела прочности при изгибе композита на основе ВК6 (а) и ВК10 (б) с карбидным зерном 2 мкм от размера алмазных зерен: 1 –  $V_C = 0,1$ ; 2 –  $V_C = 0,25$ .

соответствии с этим полагаем  $n = 10$  для сплава ВК6 и  $n = 8$  для сплава ВК10. Как следует из приведенных графиков, прочность при изгибе крупнозернистых сверхтвердых композитов уменьшается с увеличением размера зерен дисперсной фазы тем в большей степени, чем выше ее концентрация.

**Обсуждение результатов.** Соответствие вычисленных пределов прочности при изгибе сверхтвердых композитных материалов на основе твердых сплавов WC–Co прочности реальных материалов данного класса определяется тем, в какой мере использованная математическая модель отражает характерные особенности процесса разрушения. Отметим прежде всего, что применение аналогичного аналитического алгоритма для определения прочности твердых сплавов WC–Co приводит к достаточно хорошему соответствию между теоретическими и экспериментальными результатами [4, 9]. Сделанное выше предположение, что разрушение сверхтвердого композита инициируется разрушением твердого сплава имеет некоторое экспериментальное подтверждение. В работе [11] содержатся данные о механических свойствах дисперсно-упрочненного алмазными кристаллами твердого сплава ВК10 с объемным содержанием сверхтвердой фазы  $V_C = 0,2$ . Приведенная в [11] фотография разрушенной в результате индентирования микроструктуры свидетельствует, что трещины распространяются по твердосплавной матрице, огибая алмазные частицы.

В соответствии с изложенным алгоритмом значение предела прочности приравнивается к корню алгебраического уравнения, которое следует из принятого критерия прочности (7) после подстановки в него параметров напряженного состояния (4) и (13). Выбор гипотезы разрушения из приведенных в литературных источниках вариантов представляет определенные трудности. При этом может оказаться, что соответствующее алгебраическое уравнение или совсем не имеет действительных корней, или его корни лишены физического смысла. Использование известной гипотезы прочности хрупких структурно-неоднородных материалов Писаренко–Лебедева [12] в данном случае приводит к таким результатам. Для малых значений концентрации сверхтвердой фазы вычисленные значения предела прочности несущественно отличаются от представленных в табл. 2–4. Начиная с некоторого значения  $V_C$ , соответствующее алгебраическое уравнение не имеет положительных корней. Так, для сплава ВК6 со средним размером карбидных зерен  $d_{WC} = 1$  мкм и с кубонитовым наполнителем при  $V_C = 0,20$  предел прочности равен 1,28 ГПа по гипотезе Писаренко–Лебедева и 1,16 ГПа по гипотезе Баландина. Для этого же композита с  $V_C = 0,25$  левая часть первого уравнения больше его правой части для положительных значений внешнего напряжения  $p$ , т.е. критерий Писаренко–Лебедева не выполняется.

Характерное различие между сверхтвердыми композитными материалами с мелкими и крупными алмазными зернами состоит в следующем. С увеличением содержания сверхтвердой фазы прочность при изгибе крупнозернистых композитов уменьшается с более интенсивно по сравнению с прочностью мелкозернистых композитов. При этом, как следует из графиков на рис. 2, в случае незначительной концентрации алмазов прочность мало зависит от размера зерен сверхтвердой фазы.

Представляет интерес сравнение приведенных выше теоретических результатов с экспериментальными данными. К сожалению, не известны какие-либо экспериментальные результаты по мелкозернистым сверхтвёрдым композитам на основе твердых сплавов WC-Co. Экспериментальные данные о прочности при изгибе крупнозернистых алмазосодержащих композитных материалов на основе твердого сплава ВК6 содержатся в монографии [13]. Для сверхтвёрдого композитного материала типа “Славутич” приведены такие экспериментальные значения пределов прочности:  $\sigma_b = 0,46$  ГПа в случае микроструктурных параметров  $V_C = 0,187$ ,  $d_C = 357$  мкм;  $\sigma_b = 0,37$  ГПа при  $V_C = 0,25$ ,  $d_C = 357$  мкм и  $\sigma_b = 0,49$  ГПа при  $V_C = 0,25$ ,  $d_C = 225$  мкм. Соответствующие расчетные значения равны 0,91, 0,51 и 0,55 ГПа. Несоответствие между экспериментальными и теоретическими данными может быть обусловлено, в частности, тем, что в [13] использовался твердый сплав с изгибной прочностью около 1,6 ГПа, в то время как в нашем случае предел прочности сплава составлял 2 ГПа. Заметим, однако, что полученные результаты вполне согласуются между собой качественно в смысле влияния параметров микроструктуры композита на его прочность.

В использованном подходе разрушение рассматриваемого композитного материала предполагалось хрупким. В связи с этим проведем качественное сравнение полученных результатов с известными экспериментальными данными по прочности при изгибе композитной керамики. В [14] приведены зависимости предела прочности при изгибе композитной керамики на основе  $Al_2O_3$  с дисперсной фазой из частиц нестабилизированного  $ZrO_2$  от объемного содержания и размера частиц окисла циркония. Для композита с  $d \approx 20$  мкм имеет место резкое снижение прочности с увеличением концентрации  $ZrO_2$ , в то время как предел прочности композита с  $d \approx 4$  мкм в диапазоне объемных содержаний 0,02...0,16 изменяется очень незначительно. Зависимость предела прочности мелкозернистого и крупнозернистого сверхтвёрдых композитов от объемного содержания алмазов представлена на рис. 3. Темп уменьшения прочности мелкозернистого композита заметно меньше, чем крупнозернистого.

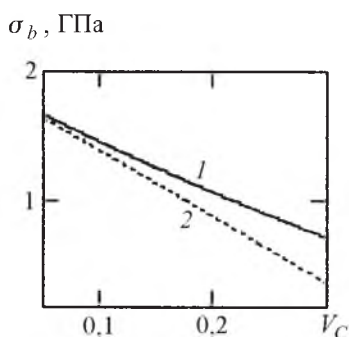


Рис. 3. Зависимость предела прочности при изгибе мелкозернистого и крупнозернистого композита на основе ВК6 с карбидным зерном 3 мкм от концентрации алмазов: 1 –  $d_C = 2$  мкм; 2 –  $d_C = 100$  мкм.

Влияние микроструктурных параметров на предел прочности при изгибе композитной керамики на основе тетрагонального  $ZrO_2$  с дисперсной фазой из усов SiC рассматривалось в [15]. Резкое снижение прочности при концент-

рации наполнителя 0,2 авторы объясняют наличием в матрице высоких остаточных термических напряжений растяжения. Характерно, что высокотемпературный предел прочности данной композитной керамики при  $T = 1000^\circ\text{C}$  монотонно возрастает с увеличением концентрации дисперсной фазы, что обусловлено релаксацией остаточных напряжений [15]. Отмеченные свойства характерны также для рассмотренного выше сверхтвердого композита, расчетная прочность которого возрастает (хотя и очень медленно для крупнозернистого материала) с увеличением концентрации алмазов, если пренебречь остаточными термическими напряжениями. В этом случае для мелкозернистого композита на основе твердого сплава ВК15 упрочнение алмазными частицами при  $V_C = 0,2$  описывается следующим равенством:

$$\Delta\sigma_b(d_{WC}, d_C) = 1,86 + \frac{1,07}{\sqrt{d_C}} - \sigma_{b,WC-Co}(d_{WC}).$$

Таким образом, эффект упрочнения твердого сплава в случае неучета остаточных термических напряжений увеличивается также с уменьшением размера кристаллов алмаза.

**Заключение.** Представленные аналитические алгоритмы для вычисления предела прочности сверхтвердых композитных материалов построены на предположении, что их разрушение инициируется разрушением твердосплавной матрицы. Напряженное состояние твердого сплава оценивается средними по объему микронапряжениями в случае мелкозернистого композита и средними значениями напряжений на межфазной поверхности для крупнозернистого композита. Основной прикладной результат – получение формул (8), (14), (16) для определения предела прочности при изгибе мелкозернистых и крупнозернистых композитных сверхтвердых материалов на основе твердых сплавов WC–Co.

Отсутствие в настоящее время достаточного объема опытных данных о прочности при изгибе рассматриваемых материалов не позволяет сделать окончательные выводы о прогнозных возможностях предложенных моделей. Заметим лишь, что полученные результаты качественно правильно отражают зависимость прочности от концентрации и размера частиц сверхтвердой фазы.

## Резюме

Наведено аналітичні алгоритми для визначення границі міцності при згині надтвердих композиційних матеріалів на основі твердих сплавів WC–Co. Розглядаються дрібнозернисті (середні розміри частинок дисперсної надтвердої фази  $d_C$  і карбідних зерен  $d_{WC}$  одного порядку) і крупнозернисті (за умови  $d_C \gg d_{WC}$ ) матеріали. Припускається, що міцність композита визначається міцністю твердосплавної матриці. Її напружений стан оцінюється середніми за об'ємом микронапруженнями у випадку дрібнозернистого і середніми на міжфазній поверхні напруженнями для крупнозернистого композитних матеріалів. Виявлено різке падіння міцності при збільшенні розміру частинок надтвердої фази та її концентрації в композиті.

1. *Brookes K. J. A.* World Directory and Handbook of Hardmetals and Hard Materials / 5th Edition. – East Barnet (Hertfordshire, UK): Int. Carbide Data, 1992. – 662 p.
2. *Баландин П. П.* К вопросу о гипотезах прочности // Вестн. инж. и техников. – 1937. – № 1. – С. 19 – 24.
3. *Шермергор Т. Д.* Теория упругости микронеоднородных сред. – М.: Наука, 1977. – 399 с.
4. *Головчан В. Т., Литошенко Н. В.* О прочности твердых сплавов системы WC–Co: Сб. науч. тр. “Современные спеченные твердые сплавы” / Под ред. Н. В. Новикова. – Киев, 2008. – С. 298 – 312.
5. *Doi H., Fujiwara Y., Miyake K., and Oosawa Y.* A systematic investigation of elastic moduli of WC–Co alloys // Met. Trans. – 1970. – **1**, No. 5. – P. 1417 – 1425.
6. *Головчан В. Т.* Об упругих модулях поликристаллического алмаза // Сверхтвердые материалы. – 1998. – № 3. – С. 12 – 14.
7. *Новикова С. И.* Тепловое расширение твердых тел. – М.: Наука, 1974. – 292 с.
8. *Gao Y. D., Yang X. D., Li X. B., et al.* Systematic of elastic and thermodynamic properties of superhardness cubic boron nitride under high pressure // Diamond Relat. Mater. – 2008. – **17**, No. 1. – P. 1 – 6.
9. *Головчан В. Т.* О вычислении диаграмм деформирования двухфазных керметов // Пробл. прочности. – 2006. – № 3. – С. 99 – 111.
10. *Головчан В. Т.* Анизотропия физико-механических свойств композитных материалов. – Киев: Наук. думка, 1987. – 304 с.
11. *Moriguchi H., Tsuzuki K., and Ikegaya A.* Diamond dispersed cemented carbide produced without using ultrahigh pressure equipment // Proc. 15th Int. Plansee Seminar. – 2001. – **2**. – P. 326 – 336.
12. *Лебедев А. А., Михалевич В. М.* О выборе инвариантов напряженного состояния при решении задач механики материалов // Пробл. прочности. – 2003. – № 3. – С. 5 – 14.
13. *Новиков Н. В., Майстренко А. Л., Кулаковский В. Н.* Сопротивление разрушению сверхтвердых композиционных материалов. – Киев: Наук. думка, 1993. – 220 с.
14. *Claussen N., Steeb J., and Pabst R. F.* Fracture toughness of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> with an unstabilized ZrO<sub>2</sub> dispersed phase // Bull. Amer. Ceram. Soc. – 1977. – **56**, No. 6. – P. 559 – 562.
15. *Claussen N., Weisskopf K. L., and Kuhle M.* Mechanical properties of SiC-whisker-reinforced TZP // Fracture Mechanics of Ceramics. – New York: Plenum Press, 1985. – **7**. – P. 75 – 86.

Поступила 08. 09. 2008