

О вычислении диаграмм деформирования двухфазных керметов

В. Т. Головчан

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

Предложены аналитические алгоритмы для построения диаграмм растяжения и сжатия двухфазных керметов, основанные на концепции средних по объему фаз напряжений и физических уравнениях теории малых упругопластических деформаций. Деформационные свойства и прочность кермета предполагаются зависящими от таких параметров его микроструктуры, как средний размер и коэффициент вариации распределения размеров зерен твердой фазы, коэффициент смежности зерен твердой фазы и средняя толщина прослоек металлической фазы. Выполнен численный анализ характерных параметров диаграмм деформирования твердых сплавов WC–Co в широких интервалах значений концентрации кобальта и размера карбидного зерна. Установлено хорошее соответствие между теоретическими величинами пределов прочности при растяжении и сжатии и известными экспериментальными значениями. Построенные модельные диаграммы деформирования твердых сплавов могут рассматриваться в качестве альтернативных по отношению к соответствующим экспериментальным диаграммам в переменных напряжение – относительное изменение длины образца.

Ключевые слова: кермет, твердый сплав WC–Co, диаграммы растяжения и сжатия, прочность и пластичность.

Введение. Керметы (керамико-металлические материалы) составляют широкий класс гетерогенных материалов конструкционного и инструментального назначения [1]. Благодаря сочетанию тугоплавкой и хрупкой неметаллической и пластичной металлической фаз композиты обладают физико-механическими и эксплуатационными характеристиками, которые существенно отличаются от таковых исходных компонентов. Экспериментальные диаграммы деформирования керметов строятся, как правило, в переменных осевое усилие P – изменение длины образца Δl (перемещение подвижного захвата испытательной машины) [2]. Замена удлинения Δl общей деформацией стержня $\varepsilon = \Delta l/l_0$ и осевого усилия P напряжением $\sigma = P/F$ практически не преобразует такие диаграммы в традиционные в механике материалов диаграммы в переменных напряжение – деформация даже в случае образца цилиндрической формы. При нагружении короткого образца из малопластичного материала в нем возникает сложное неоднородное напряженно-деформированное состояние, обусловленное влиянием концевых эффектов. В результате общая деформация может заметно отличаться от локальной деформации в среднем сечении [3]. Отметим также, что используемый в работе [3] способ измерения локальной деформации обладает, вероятно, недостаточной точностью.

Начальный участок диаграмм деформирования твердых сплавов WC–Co в [4] вычислялся с применением метода конечных элементов, в [5–7] – на основании средних по объему фаз напряжений. В настоящей работе предлагается аналитический алгоритм для построения диаграмм деформирования двухфазных керметов, базирующийся на основных соотношениях микромеханики макроскопически изотропных композитных материалов с

учетом характерных особенностей их микроструктуры. При этом исследуется процесс нагружения образца вплоть до его разрушения. Поскольку сопротивление керметов деформациям растяжения и сжатия различается между собой, диаграммы растяжения и сжатия рассматриваются отдельно. В обоих случаях численная реализация алгоритма выполнена для твердых сплавов WC-Co, которые являются типичными представителями композитных материалов класса керметов.

Микроструктура композита. Ниже металлическая фаза кермета называется связкой, так как, во-первых, ее функциональное назначение состоит в соединении частиц твердой фазы в единое целое. Во-вторых, связка не является чистым металлом, а представляет собой твердый раствор атомов керамического компонента. Зададим микроструктуру рассматриваемого композитного материала с помощью таких параметров: d_2 – средний размер зерен твердой фазы; V_2 – коэффициент вариации распределения размеров зерен твердой фазы; C_{2-2} – коэффициент смежности зерен твердой фазы, равный относительной доли их межконтактной поверхности; l_1 – средняя толщина прослоек связки.

Указанные параметры измеряются в плоскости шлифа методом случайной прямой и удовлетворяют равенству

$$\frac{l_1}{d_2} = \frac{1}{1 - C_{2-2}} \frac{c_1}{c_2}, \quad c_2 = 1 - c_1, \quad (1)$$

где c_1 и c_2 – объемные концентрации фаз; коэффициент смежности C_{2-2} является функцией объемного содержания связки c_1 и коэффициента вариации V_2 :

$$C_{2-2} = F(c_1, V_2). \quad (2)$$

Вид функции F определяется по экспериментальным данным о микроструктуре с применением регрессионного анализа. Ниже все величины с индексом 1 относятся к связке, с индексом 2 – к твердой фазе.

Соотношения микромеханики упругопластических композитов. Используемый аналитический алгоритм для построения диаграмм деформирования двухфазных керметов основан на средних по представительному объему ΔV композита и средних по объемам фаз ΔV_1 и ΔV_2 ($\Delta V = \Delta V_1 + \Delta V_2$) деформациях ε_{ij} , $\varepsilon_{ij}^{(1)}$, $\varepsilon_{ij}^{(2)}$ и напряжениях σ_{ij} , $\sigma_{ij}^{(1)}$, $\sigma_{ij}^{(2)}$. Для этих средних величин имеют место равенства:

$$\varepsilon_{ij} = c_1 \varepsilon_{ij}^{(1)} + c_2 \varepsilon_{ij}^{(2)}; \quad \sigma_{ij} = c_1 \sigma_{ij}^{(1)} + c_2 \sigma_{ij}^{(2)}. \quad (3)$$

Применяются физические уравнения теории малых упругопластических деформаций:

$$\sigma = 3K(\varepsilon - \alpha\theta); \quad s_{ij} = 2\mu' e_{ij}; \quad \mu' = \frac{\sigma_i}{3\varepsilon_i}; \quad (4a)$$

$$\sigma = \frac{1}{3}\sigma_{kk}; \quad \varepsilon = \frac{1}{3}\varepsilon_{kk}; \quad s_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma\delta_{ij}; \quad e_{ij} = \varepsilon_{ij} - \varepsilon\delta_{ij}, \quad (4б)$$

где K – модуль всестороннего сжатия; μ' – секущий модуль сдвига.

Наличие в первом равенстве (4а) температурной деформации позволяет учитывать остаточные термические микронапряжения, которые возникают в фазах во время остывания композитного материала после спекания (пропитки) из-за различия в коэффициентах теплового расширения фаз. Величина θ равна разности комнатной температуры и температуры, по достижении которой прекращается процесс релаксации касательных напряжений в застывшей связке.

Связь между напряжениями в фазах и макроскопическими напряжениями легко получить из равенств (4) и (3):

$$\begin{aligned} \sigma_{ij}^{(1)} &= s_{ij}^{(1)} + \sigma^{(1)}\delta_{ij}, & s_{ij}^{(1)} &= m_{12}s_{ij}, & \sigma^{(1)} &= k_{12}\sigma + \sigma_{res}^{(1)}; \\ \sigma_{ij}^{(2)} &= s_{ij}^{(2)} + \sigma^{(2)}\delta_{ij}, & s_{ij}^{(2)} &= m_{21}s_{ij}, & \sigma^{(2)} &= k_{21}\sigma + \sigma_{res}^{(2)}. \end{aligned} \quad (5)$$

где

$$\begin{aligned} m_{12} &= \frac{\mu'_1(\mu'_2 - \mu')}{c_1\mu'(\mu'_2 - \mu'_1)}; & k_{12} &= \frac{K_1(K_2 - K')}{c_1K'(K_2 - K_1)}; \\ m_{21} &= \frac{\mu'_2(\mu'_1 - \mu')}{c_2\mu'(\mu'_1 - \mu'_2)}; & k_{21} &= \frac{K_2(K_1 - K')}{c_2K'(K_1 - K_2)}. \end{aligned} \quad (6)$$

Выражения для остаточных микронапряжений имеют вид

$$\sigma_{res}^{(1)} = \frac{3K_1K_2}{c_1(K_2 - K_1)}(\alpha' - \langle\alpha\rangle)\theta; \quad \sigma_{res}^{(2)} = -\frac{c_1}{c_2}\sigma_{res}^{(1)}; \quad \langle\alpha\rangle = c_1\alpha_1 + c_2\alpha_2. \quad (7)$$

При определении переменных параметров упругости μ' и K' кермета воспользуемся формулами для эффективных модулей упругости двухфазного композитного материала, которые выводятся в рамках обобщенного сингулярного приближения теории случайных функций [8]:

$$\begin{aligned} K' &= c_1K_1 + c_2K_2 - \frac{c_1c_2(K_1 - K_2)^2}{c_1K_2 + c_2K_1 + bkc}, & bkc &= \frac{4}{3}\mu_c; \\ \mu' &= c_1\mu'_1 + c_2\mu'_2 - \frac{c_1c_2(\mu'_1 - \mu'_2)^2}{c_1\mu'_2 + c_2\mu'_1 + b\mu c}, & b\mu c &= \frac{\mu_c(9K_c + 8\mu_c)}{6(K_c + 2\mu_c)}. \end{aligned} \quad (8)$$

Выбор в (8) модулей упругости тела сравнения обычно связывают с типом микроструктуры. Для матричного композита с дисперсной фазой 2 полагают $\mu_c = \mu_1$, $K_c = K_1$. Если микроструктура образована двумя взаимопроницающими каркасами, то $\mu_c = c_1\mu_1 + c_2\mu_2$ и $K_c = c_1K_1 + c_2K_2$. Ниже для модулей упругости тела сравнения используем такие выражения:

$$\mu_c = (1 - C_{2-2})\mu'_1 + C_{2-2}\mu'_2; \quad K_c = (1 - C_{2-2})K_1 + C_{2-2}K_2. \quad (9)$$

Данные равенства содержат микроструктурный параметр, который в соответствии с (2) предполагается зависящим не только от объемного содержания фаз, но и от коэффициента вариации распределения размеров зерен твердой фазы. При $C_{2-2} = 0$ все зерна фазы 2 разделены связкой, т.е. имеем матричный композит. Модули упругости твердого сплава WC-Co, вычисленные с использованием равенств (8) и (9), отличаются от экспериментальных значений для всех технических марок этого сплава всего на 2...4%.

Коэффициент теплового расширения кермета в равенствах (7) определяется по формуле [8]

$$\alpha' = \langle \alpha \rangle + \frac{\alpha_1 - \alpha_2}{K_2 - K_1} \left(\frac{1}{K'} - \frac{c_1}{K_1} - \frac{c_2}{K_2} \right) K_1 K_2. \quad (10)$$

Зависимость макроскопического коэффициента теплового расширения от пластических деформаций в фазах обусловлена зависимостью макроскопического модуля всестороннего сжатия в соответствии с первыми равенствами в (8) и (9).

Как следует из выражений (5), напряженное состояние в фазах является сложным даже в случае одноосного напряженного состояния композитного материала. В связи с этим диаграммы растяжения (сжатия) каждой из фаз необходимо модифицировать в соответствии с гипотезой единой кривой [9]. Связка в кермете обычно представляет собой твердый раствор тугоплавкой компоненты в металле. Ее диаграмма растяжения может существенно отличаться от диаграммы растяжения чистого металла. Тугоплавкая фаза является хрупкой при растяжении и проявляет некоторую пластичность в условиях сжатия. Уравнение единой кривой в переменных интенсивность напряжений σ_i – секущий модуль сдвига μ' имеет вид

$$\mu' = \mu, \quad \sigma_i \leq \sigma_T; \quad \frac{1}{\mu'} = \frac{1}{\mu} + \frac{3}{\sigma_i} f(\sigma_i), \quad \sigma_i > \sigma_T, \quad (11)$$

где функция $f(\sigma_i)$ равна пластической деформации при одноосном напряженном состоянии.

Поскольку тугоплавкая фаза в микроструктуре кермета присутствует в виде каркаса и конгломератов твердых частиц, принимаем, что разрушение кермета инициируется разрушением тугоплавкой фазы. В таком случае для нахождения предела прочности кермета необходимо ввести определенный критерий разрушения твердой фазы. Воспользуемся для этого относительно простой гипотезой Баландина [10]:

$$(\sigma_i^{(2)})^2 + \sigma_{kk}^{(2)}(\sigma_c^{(2)} - \sigma_p^{(2)}) = \sigma_c^{(2)}\sigma_p^{(2)}, \quad (12)$$

где $\sigma_c^{(2)}$ и $\sigma_p^{(2)}$ – пределы прочности при сжатии и растяжении соответственно.

Алгоритм вычисления диаграммы растяжения. При одноосном растяжении кермета напряжением $\sigma_3 = p$ гидростатическая составляющая тензора напряжений $\sigma = \frac{1}{3}p$, девиаторные компоненты $s_3 = \frac{2}{3}p$, $s_2 = s_1 = -\frac{1}{3}p$. Для сумм нормальных напряжений и интенсивностей напряжений в фазах на основании равенств (5) получаем такие выражения:

$$\begin{aligned} \sigma_{kk}^{(1)} &= pk_{12} + 3\sigma_{res}^{(1)}, & \sigma_i^{(1)} &= pm_{12}; \\ \sigma_{kk}^{(2)} &= pk_{21} + 3\sigma_{res}^{(2)}, & \sigma_i^{(2)} &= pm_{21}. \end{aligned} \quad (13)$$

Принимаем, что твердая фаза деформируется в упругом режиме вплоть до момента ее разрушения. Алгоритм вычисления диаграммы растяжения кермета состоит из следующих этапов.

1. Вычисление предела прочности σ_p из решения системы двух нелинейных алгебраических уравнений:

$$\begin{aligned} \mu'_1 = \mu_1, \quad \sigma_i^{(1)} \leq \sigma_T^{(1)}; \quad \frac{1}{\mu'_1} = \frac{1}{\mu_1} + \frac{3}{\sigma_i^{(1)}} f_1(\sigma_i^{(1)}), \quad \sigma_i^{(1)} > \sigma_T^{(1)}; \\ p^2 m_{21}^2 + (pk_{21} + 3\sigma_{res}^{(2)})(\sigma_c^{(2)} - \sigma_p^{(2)}) = \sigma_c^{(2)} \sigma_p^{(2)}. \end{aligned} \quad (14)$$

При этом в выражениях (6), (8) и (9) секущий модуль фазы 2 совпадает с ее модулем сдвига, т.е. $\mu'_2 = \mu_2$.

2. Вычисление секущего модуля μ'_1 фазы 1 для заданной последовательности значений внешнего напряжения p в интервале $(0, \sigma_p)$ из решения первого в (14) алгебраического уравнения.

3. Определение по формулам (8) секущих модулей кермета и вычисление секущего модуля упругости $E' = \frac{9K\mu'}{3K' + \mu'}$.

4. Определение полной и пластической деформации по оси растяжения:

$$\varepsilon = \frac{p}{E'}, \quad \varepsilon_p = p \left(\frac{1}{E'} - \frac{1}{E} \right). \quad (15)$$

В результате получаем последовательность точек диаграммы растяжения $\sigma = f(\varepsilon)$ или ее участка упрочнения $\sigma = \varphi(\varepsilon_p)$.

Диаграмма растяжения твердых сплавов WC-Co. Упругие характеристики материалов фаз рассматриваемого твердого сплава таковы: $\mu_1 = 81,5$ ГПа, $K_1 = 187,3$ ГПа; $\mu_2 = 301$ ГПа, $K_2 = 392$ ГПа.

Диаграмма растяжения кобальтовой связки на участке упрочнения с учетом ее *in situ* свойств приведена в [4] и может быть представлена в виде

$$f(\sigma_i^{(1)}) = 0,06 \ln \left[1 - \frac{1}{0,7} (\sigma_i^{(1)} - 0,27 - 0,22 l_1^{-0,5}) \right]. \quad (16)$$

Пределы прочности карбидной фазы при сжатии $\sigma_c^{(2)}$ и растяжении $\sigma_p^{(2)}$ полагаем зависящими от среднего размера зерен WC [11]:

$$\sigma_c^{(2)} = 1,64 + 3,54 d_2^{-0,5}, \quad \sigma_p^{(2)} = 0,168 + 0,201 d_2^{-0,878}, \quad (17)$$

где напряжения σ измеряются в ГПа, средний размер карбидного зерна d_2 – в мкм.

Остаточные напряжения в (7) вычисляются при таких значениях коэффициентов теплового расширения и разности температур:

$$\alpha_1 = 13,4 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}, \quad \alpha_2 = 5,2 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}, \quad \theta = -700 \text{ К}.$$

Выражение для коэффициента смежности карбидных зерен (2) выбираем в виде [12]

$$C_{2-2} = 1 - c_1^{0,644} \exp(0,391 V_2). \quad (18)$$

Для описания всей совокупности марок твердых сплавов располагаем микроструктурными параметрами d_2 , V_2 и c_1 . Средняя толщина прослоек кобальтовой связки определяется формулой (1) с учетом равенства (18). Результаты вычислений предела прочности σ_p и предельной пластической деформации ε_p технических марок твердых сплавов ВК6, ВК10, ВК15, ВК20 и ВК25 при коэффициенте вариации $V_2 = 0,5$ приведены в табл. 1. Как следует из данных таблицы, предел прочности указанных сплавов при растяжении является монотонно возрастающей функцией от объемного содержания связки c_1 и монотонно убывающей функцией от среднего размера карбидного зерна d_2 . Сплавы ВК6 и ВК10 разрушаются хрупко, а остальные имеют при растяжении очень малую предельную пластичность. Диаграмма растяжения наиболее прочного из рассмотренных сплавов ВК25 с достаточной точностью аппроксимируется двухзвенной ломаной линией с модулем упругости $E = 460,7$ ГПа до напряжения $\sigma = 0,745$ ГПа и модулем пластичности $D = 283,3$ ГПа за пределом упругости (рис. 1).

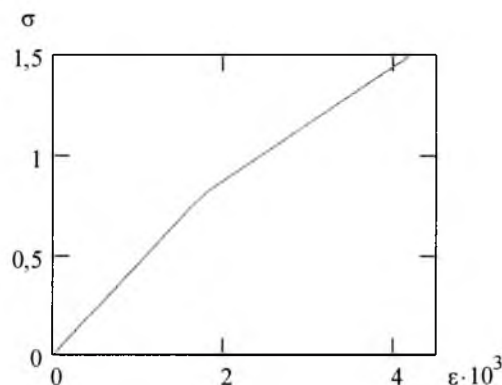


Рис. 1. Диаграмма растяжения сплава ВК25 с карбидным зерном $d_2 = 1$ мкм.

Т а б л и ц а 1

Значения предела прочности и предельной пластической деформации при растяжении твердых сплавов

d_2 , мкм	Объемное содержание связки q_1				
	0,1 (BK6)	0,16 (BK10)	0,24 (BK15)	0,305 (BK20)	0,37 (BK25)
1,0	$\frac{0,84}{0}$	$\frac{1,06}{0}$	$\frac{1,280}{0,154}$	$\frac{1,410}{0,445}$	$\frac{1,490}{0,939}$
	$\frac{0,74}{0}$	$\frac{0,96}{0}$	$\frac{1,170}{0,171}$	$\frac{1,290}{0,448}$	$\frac{1,360}{0,911}$
3,0	$\frac{0,71}{0}$	$\frac{0,91}{0,09}$	$\frac{1,120}{0,179}$	$\frac{1,230}{0,449}$	$\frac{1,300}{0,895}$

Примечание. Над чертой приведены значения σ_p , ГПа, под чертой – $\varepsilon_p \cdot 10^3$.

Алгоритм вычисления диаграммы сжатия. Прочность керметов при одноосном сжатии значительно выше, чем при растяжении. В этих условиях в тугоплавкой фазе также возникают пластические деформации, что оказывает существенное влияние на форму диаграммы сжатия кермета. Алгоритм вычисления такой диаграммы включает следующие этапы.

1. Вычисление предела прочности σ_c путем решения системы трех нелинейных алгебраических уравнений:

$$\begin{aligned} \mu'_1 = \mu_1, \quad \sigma_i^{(1)} \leq \sigma_T^{(1)}; \quad \frac{1}{\mu'_1} = \frac{1}{\mu_1} + \frac{3}{\sigma_i^{(1)}} f_1(\sigma_i^{(1)}), \quad \sigma_i^{(1)} > \sigma_T^{(1)}; \\ \mu'_2 = \mu_2, \quad \sigma_i^{(2)} \leq \sigma_T^{(2)}; \quad \frac{1}{\mu'_2} = \frac{1}{\mu_2} + \frac{3}{\sigma_i^{(2)}} f_2(\sigma_i^{(2)}), \quad \sigma_i^{(2)} > \sigma_T^{(2)}; \quad (19) \\ p^2 m_{21}^2 + (-pk_{21} + 3\sigma_{res}^{(2)})(\sigma_c^{(2)} - \sigma_p^{(2)}) = \sigma_c^{(2)} \sigma_p^{(2)}. \end{aligned}$$

2. Вычисление секущих модулей μ'_1 и μ'_2 для заданной последовательности значений p в интервале $(0, \sigma_c)$ из решения первых двух уравнений (19).

3. Определение модулей кермета μ' и K' по формулам (8) и нахождение E' .

4. Вычисление полной и пластической деформации с помощью равенств (15).

Диаграмма сжатия твердых сплавов WC–Co. При рассмотрении диаграммы растяжения деформация твердой фазы предполагалась упругой, ее предел прочности при сжатии $\sigma_c^{(2)}$ в критерии разрушения (12) приравнялся к пределу упругости $\sigma_{0,05}$ поликристаллического WC. В условиях сжатия монокарбид вольфрама может деформироваться пластически, и в этом случае мы не располагаем экспериментальной диаграммой сжатия. В связи с этим определим характерные точки на такой диаграмме из экспериментальных концентрационных зависимостей $\sigma_{0,2}(V_{Co})$ и $\sigma_c(V_{Co})$ при сжатии твердых сплавов [13] путем их экстраполяции на нулевое содержание связки:

$$\begin{aligned}\sigma_{0,05}^{(WC)} &= 1,64 + 3,54d_{WC}^{-0,5}; & \sigma_{0,2}^{(WC)} &= 1,8 + 4,9d_{WC}^{-0,5}; \\ \sigma_c^{(WC)} &= 2,4 + 5,6d_{WC}^{-0,5}.\end{aligned}\quad (20)$$

Для диаграммы сжатия поликристаллического WC на участке упрочнения воспользуемся аппроксимацией

$$\sigma = \sigma_0 + A\sqrt{\varepsilon_p}.$$

Определив параметры σ_0 и A на основании (20), получим

$$\varepsilon_p^{(WC)} = 0,002 \left(\frac{\sigma - \sigma_{0,05}^{(WC)}}{\sigma_{0,2}^{(WC)} - \sigma_{0,05}^{(WC)}} \right)^2. \quad (21)$$

Связь между напряжениями и деформациями для кобальтовой связки и в случае сжатия твердых сплавов задается функцией (16). В качестве пределов текучести фаз в уравнениях (19) используются

$$\sigma_T^{(1)} = 0,27 + 0,22l_1^{-0,5}; \quad \sigma_T^{(2)} = \sigma_{0,05}^{(WC)}.$$

Представляется достаточно обоснованным предположение о том, что в условиях сжатия твердого сплава прочность карбидного скелета отличается от прочности поликристаллического WC. Это связано с тем, что в данном случае межзеренная контактная поверхность, через которую передается от зерна к зерну нагрузка, составляет лишь часть такой поверхности в поликристалле. Поскольку величина удельной контактной поверхности зерен карбидной фазы равна коэффициенту их смежности, прочность карбидного скелета должна зависеть от C_{2-2} . Кроме того, его пределы прочности при растяжении и сжатии должны быть меньше аналогичных характеристик для поликристаллического WC, которые определяются последними равенствами в (17) и (20). Постулируемую зависимость выбираем в виде

$$\sigma_p^{(2)} = (0,168 + 0,201d_2^{-0,878})\sqrt{C_{2-2}}, \quad \sigma_c^{(2)} = (2,4 + 5,6d_2^{-0,5})\sqrt{C_{2-2}}. \quad (22)$$

С учетом вышеприведенных данных можно вычислить прочность и пластичность рассматриваемых твердых сплавов. Результаты соответствующих вычислений предела прочности σ_c и предельной пластической деформации ε_p технических марок твердых сплавов ВК6, ВК10, ВК15, ВК20 и ВК25 при сжатии приведены в табл. 2. Коэффициент вариации V_2 принимался равным 0,5. Данные табл. 2 свидетельствуют о том, что предел прочности рассматриваемых сплавов является монотонно убывающей функцией от концентрации кобальтовой связки и среднего размера карбидного зерна. Зависимость пластической деформации в момент разрушения от этих параметров имеет более сложный характер.

Т а б л и ц а 2

Значения предела прочности и предельной пластической деформации при сжатии твердых сплавов

d_2 , мкм	Объемное содержание связки c_1				
	0,1 (BK6)	0,16 (BK10)	0,24 (BK15)	0,305 (BK20)	0,37 (BK25)
1,0	<u>6,370</u>	<u>5,670</u>	<u>4,840</u>	<u>4,220</u>	<u>3,640</u>
	<u>0,372</u>	<u>0,329</u>	<u>0,317</u>	<u>0,343</u>	<u>0,408</u>
2,0	<u>5,160</u>	<u>4,650</u>	<u>4,020</u>	<u>3,540</u>	<u>3,070</u>
	<u>0,442</u>	<u>0,390</u>	<u>0,356</u>	<u>0,354</u>	<u>0,379</u>
3,0	<u>4,620</u>	<u>4,190</u>	<u>3,650</u>	<u>3,230</u>	<u>2,820</u>
	<u>0,500</u>	<u>0,445</u>	<u>0,401</u>	<u>0,384</u>	<u>0,388</u>

Примечание. Над чертой приведены значения σ_c , ГПа, под чертой – $\varepsilon_p \cdot 10^2$.

Для $c_1 < 0,305$ функция ε_p есть монотонно возрастающей от d_2 и убывающей от c_1 . При $c_1 > 0,305$ наблюдается противоположная тенденция. В табл. 3 приведены данные о пределах упругости $\sigma_{0,05}$ и пластичности $\sigma_{0,2}$ при сжатии рассматриваемых твердых сплавов. Оба предела монотонно уменьшаются с повышением концентрации кобальта и среднего размера карбидного зерна. Характерно, что отношение $\sigma_{0,2}$ к $\sigma_{0,05}$ увеличивается в направлении от малокобальтовых сплавов к многокобальтовым.

Т а б л и ц а 3

Значения пределов упругости и пластичности твердых сплавов при сжатии

d_2 , мкм	Объемное содержание связки c_1				
	0,1 (BK6)	0,16 (BK10)	0,24 (BK15)	0,305 (BK20)	0,37 (BK25)
1,0	<u>4,82</u>	<u>3,00</u>	<u>1,93</u>	<u>1,47</u>	<u>1,18</u>
	<u>5,84</u>	<u>5,24</u>	<u>4,36</u>	<u>3,24</u>	<u>2,25</u>
2,0	<u>3,98</u>	<u>2,82</u>	<u>1,78</u>	<u>1,35</u>	<u>1,07</u>
	<u>4,64</u>	<u>4,22</u>	<u>3,64</u>	<u>3,04</u>	<u>2,14</u>
3,0	<u>3,57</u>	<u>2,74</u>	<u>1,71</u>	<u>1,28</u>	<u>1,02</u>
	<u>4,09</u>	<u>3,75</u>	<u>3,28</u>	<u>2,84</u>	<u>2,08</u>

Примечание. Над чертой приведены значения $\sigma_{0,05}$, под чертой – $\sigma_{0,2}$, ГПа.

Теоретические диаграммы сжатия сплавов BK6, BK15 и BK25 иллюстрирует рис. 2. По характеру эти диаграммы отличаются от аналогичных диаграмм растяжения большей кривизной. Их наклон к оси деформации заметно изменяется при значениях напряжения, при которых в фазах возникают первые пластические деформации. Так, например, для сплава BK15 с карбидным зерном 2 мкм это происходит в окрестности точек $\sigma = 0,84$ и 3,3 ГПа. При $\sigma < 0,84$ ГПа обе фазы деформируются упруго, и этот участок диаграммы представляется отрезком прямой с модулем упругости $E = 543,2$ ГПа. В интервале напряжений $0,84 < \sigma < 3,3$ ГПа пластические деформации испытывает лишь металлическая фаза. Среднее значение модуля пластичности $D = 459,9$ ГПа. Для $\sigma > 3,3$ ГПа в пластическое состояние переходит также твердая фаза. На этом участке значение модуля пластичности равно 235,3 ГПа.

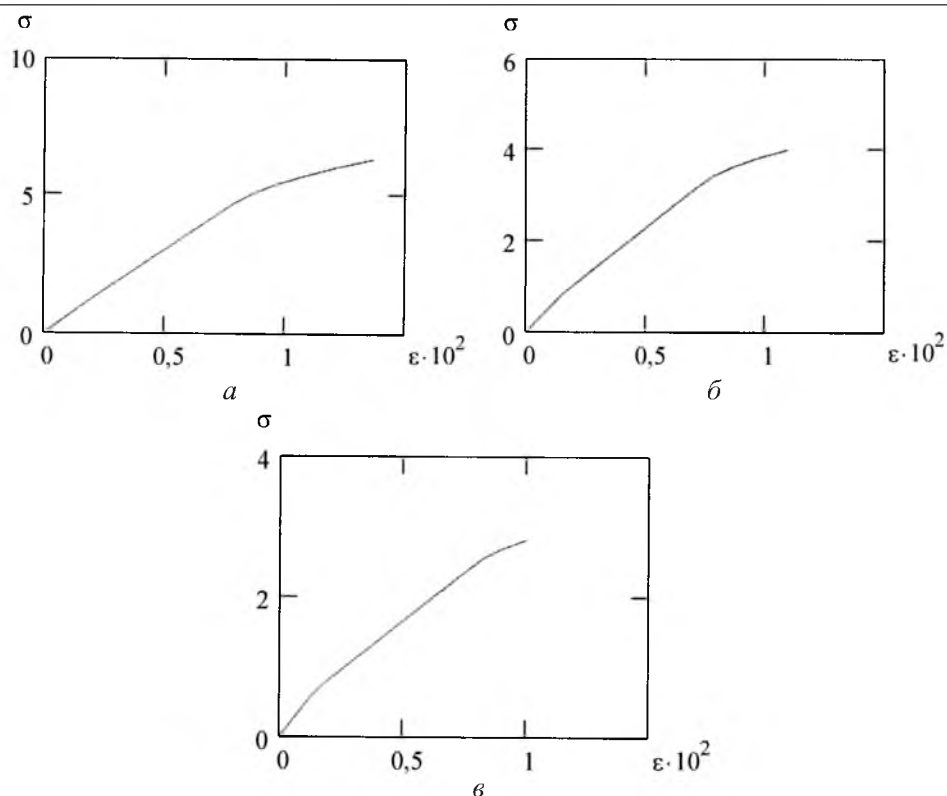


Рис. 2. Диаграммы сжатия сплавов ВК6, $d_2 = 1$ мкм (а), ВК15, $d_2 = 2$ мкм (б) и ВК25, $d_2 = 3$ мкм (в).

Обсуждение результатов. Для вычисления диаграмм деформирования двухфазных керметов с использованием изложенных выше алгоритмов необходимо располагать диаграммами деформирования фаз, которые правильно отображают их *in situ* свойства. Такие свойства формируются в результате применяемой многостадийной технологии изготовления керметов и, к сожалению, нужные диаграммы не всегда известны. Поэтому приходится привлекать некоторые вспомогательные экспериментальные результаты и вводить дополнительные предположения, которые трудно обосновать строго. В итоге возникает определенная аналитическая модель деформирования и разрушения кермета, степень адекватности которой реальной ситуации может быть выявлена лишь на основании сравнения теоретических и надежных экспериментальных результатов. Выполним такую процедуру для исследованных выше твердых сплавов группы ВК.

Композиты данного типа в условиях растяжения являются весьма хрупкими материалами, что сильно усложняет методику их испытаний на растяжение. Известно лишь несколько работ, посвященных этой теме. Диаграммы растяжения некоторых марок твердых сплавов WC-Co приведены в [2, 14]. Из-за широкого разброса экспериментальных результатов воспользуемся данными из [14] для сплава с объемным содержанием кобальта 0,37 и средним размером карбидного зерна 2,3 мкм. Заметим, что для приведенных здесь значений параметров его микроструктуры имеет место сильное нару-

шение равенства (1), что свидетельствует о большой погрешности их измерения. Предел прочности сплава равен 1,33 ГПа. Этот результат неплохо согласуется со значением 1,41 ГПа для сплава ВК25 с $d_{WC} = 2,2$ мкм [2]. Вычисленная величина предела прочности сплава с микроструктурными параметрами $c_1 = 0,37$, $d_2 = 2,3$ мкм, $l_1 = 2,19$ мкм и $C_{2-2} = 0,38$ составляет 1,34 ГПа. Другие характеристики экспериментальной диаграммы ($E = 424$ ГПа, $\sigma_{0,01} = 0,895$ ГПа и пластичность $\varepsilon_p = 0,23\%$) значительно хуже соответствуют рассчитанным значениям ($E = 460,7$ ГПа, $\sigma_{0,01} = 0,76$ ГПа и $\varepsilon_p = 0,09\%$). Полная деформация в момент разрушения равна 0,38%.

В [2] приведены также данные о пределах прочности сплавов ВК15 и ВК6 при растяжении, равных 1,3 и 0,96 ГПа соответственно. Расчетные значения при $d_2 = 2,2$ мкм составляют 1,15 и 0,73 ГПа. Таким образом, соответствие между теоретическими и экспериментальными результатами ухудшается с уменьшением в сплаве концентрации кобальта. Сплав становится более хрупким, а диапазон рассеяния результатов измерений – более широким. Какие-либо сведения о точности результатов в [2] отсутствуют.

Экспериментальному исследованию параметров диаграммы сжатия твердых сплавов WC–Co посвящены многие публикации. Прочность некоторых составов сплавов при сжатии определялась в [2, 13] на образцах переменного поперечного сечения с утолщенными концами. Некоторые результаты этих работ и данные австрийской фирмы “Plansee Tizit GmbH” [15] представлены в табл. 4. Сравнение экспериментальных значений предела прочности с расчетными (табл. 2) показало достаточно хорошее их соответствие. Наибольшее различие, как и в случае растяжения, имеет место для малокобальтовых сплавов, хотя и оно находится в пределах 10%.

Т а б л и ц а 4

Экспериментальные значения предела прочности при сжатии

d_{WC} , мкм	V_{Co}					Литературный источник
	0,1	0,16	0,24	0,305	0,37	
1,0	6,80	5,3				[13]
2,0	5,75	4,5	4,0	3,9	3,6	[13]
	5,50					[15]
2,2	5,35		4,2		3,8	[2]
3,0	4,40		3,8	3,3	2,9	[15]

Сравнение теоретических значений предельной пластичности с экспериментальными некорректно, поскольку в процессе нагружения образца определяют только величину его относительного сокращения. Поэтому такие экспериментальные характеристики, как предел текучести, предельная пластическая деформация, удельная работа пластической деформации [16] являются условными и не соответствуют общепринятому смыслу. Это становится очевидным, если принять во внимание эволюцию разрушения образца [3]. Например, в [16] приведены следующие значения прочности и пластичности сплава ВК6 при сжатии с $d_{WC} = 2,2$ мкм: $\sigma_c = 4,95$ ГПа и $\varepsilon_p = 0,011$.

Соответствующие расчетные значения $\sigma_c = 5,02$ ГПа и $\varepsilon_p = 0,0046$. Таким образом, при практически совпадающих величинах пределов прочности экспериментальные и теоретические значения пластичности отличаются в 2,4 раза.

Заклучение. Практическое использование изложенных выше алгоритмов вычисления диаграмм растяжения и сжатия предполагает прежде всего знание истинных свойств материалов фаз рассматриваемого кермета. Гипотеза разрушения твердой фазы (13) может считаться достаточно обоснованной лишь для твердого сплава WC–Co. Возможность ее применения к другому кермету остается неопределенной и потребует дополнительной проверки. Выполненный детальный анализ прочности твердых сплавов свидетельствует о высокой эффективности предложенных алгоритмов. Основанный на них вычислительный эксперимент позволяет относительно просто исследовать зависимость прочности и пластичности кермета от параметров его структуры.

Резюме

Запропоновано аналітичні алгоритми для побудови діаграм розтягу і стиску двофазних керметів, що базуються на концепції середніх по об'єму фаз напружень і фізичних рівняннях теорії малих пружно-пластичних деформацій. Деформаційні властивості і міцність кермету припускаються залежними від таких параметрів його мікроструктури, як середній розмір і коефіцієнт варіації розподілу розмірів зерен твердої фази, коефіцієнт суміжності зерен твердої фази і середня товщина прошарків металевої фази. Виконано числовий аналіз характерних параметрів діаграм деформування твердих сплавів WC–Co у широких інтервалах значень концентрації кобальту і розміру карбідного зерна. Виявлено хорошу відповідність між теоретичними значеннями границь міцності при розтязі і стиску і відомими експериментальними результатами. Запропоновані модельні діаграми деформування твердих сплавів можуть розглядатися як альтернативні по відношенню до відповідних експериментальних діаграм у змінних напруження – відносна зміна довжини зразка.

1. Кислый П. С., Бондарук Н. И., Боровикова М. С. и др. Керметы / Под ред. П. С. Кислого. – Киев: Наук. думка, 1985. – 272 с.
2. Лошак М. Г. Прочность и долговечность твердых сплавов. – Киев: Наук. думка, 1984. – 326 с.
3. Чернявский К. С., Травушкин Г. Г., Сопронова З. Н. Микромеханизмы деформации и разрушения на последовательных стадиях нагружения сжатием твердых сплавов WC–Co // Пробл. прочности. – 1993. – № 10. – С. 53 – 62.
4. Poeh M. H., Fischmeister H., and Spiegler R. Assessment of the in situ flow properties of the cobalt phase in WC–Co hard metals // J. Hard Mater. – 1991. – 2, No. 3-4. – P. 197 – 205.

5. Литошенко Н. В. Оценка условного предела упругости твердого сплава WC-Co при растяжении // Пробл. прочности. – 1999. – № 6. – С. 116 – 122.
6. Литошенко Н. В. Оценка условного предела упругости твердого сплава WC-Co при сжатии // Там же. – 2000. – № 1. – С. 111 – 119.
7. Литошенко Н. В. Закономірності впливу залишкових термічних мікронапружень та дисперсії розмірів карбідних зерен на деформаційні характеристики твердих сплавів WC-Co: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Київ, 2002. – 24 с.
8. Шермергор Т. Д. Теория упругости микронеоднородных сред. – М.: Наука, 1977. – 494 с.
9. Писаренко Г. С., Можаровский Н. С. Уравнения и краевые задачи теории пластичности и ползучести. Справочное пособие. – Киев: Наук. думка, 1981. – 494 с.
10. Баландин П. П. К вопросу о гипотезах прочности // Вестн. инженеров и техников. – 1937. – № 1. – С. 19 – 24.
11. Головчан В. Т., Бондаренко В. П., Литошенко Н. В. О прочности поликристаллического монокарбида вольфрама при растяжении // Пробл. прочности. – 2003. – № 4. – С. 82 – 92.
12. Golovchan V. T. and Litoschenko N. V. On the contiguity of carbide phase in WC-Co hardmetals // Int. J. Refr. Met. Hard Mater. – 2003. – **21**. – P. 241 – 244.
13. Johanson I., Persson G., and Hiltcher R. Determination of static and fatigue compressive strength of hard metals // Powder Metal. – 1970. – **13**, No. 26. – P. 449 – 463.
14. Nishimatsu C. and Gurland J. Experimental survey of the deformation of the hard-ductile two-phase alloy system WC-Co // Trans. ASM. – 1960. – **52**. – P. 469 – 484.
15. World Directory and Handbook of Hardmetals and Hardmaterials. Fifth edition. J. A. Kenneth (Ed.). – Brooks. Int. Carbide Data, 1992. – 953 p.
16. Линдо Г. В., Чистякова В. А., Песков Б. А. и др. Исследование пластических свойств и износостойкости буровых твердых сплавов // Твердые сплавы. Структура и свойства твердых сплавов: Сб. науч. тр. ВНИИТС. – М.: Металлургия, 1983. – С. 63 – 65.

Поступила 09. 03. 2005