УДК 519.688:563.2

Оценка условного предела упругости твердого сплава WC–Co при сжатии

Н. В. Литошенко

Институт сверхтвердых материалов НАН Украины, Киев, Украина

Изложен алгоритм для вычисления условного предела упругости сплава WC–Co при сжатии с учетом остаточных термических напряжений в его фазах. В основу алгоритма положены уравнения термоупругости двухфазных композитов. Сравнение теоретических и экспериментальных результатов свидетельствует об их хорошем соответствии.

Твердосплавные инструменты и конструктивные элементы аппаратов высокого давления, как правило, испытывают преимущественно деформацию сжатия. В связи с этим экспериментальному определению деформационных характеристик таких материалов при сжатии посвящены многочисленные публикации. В настоящей статье приведен аналитический алгоритм для определения условного предела упругости при сжатии твердого сплава WC–Co с учетом остаточных термических напряжений в фазах и пластичности кобальтовой фазы на пределе упругости сплава.

При одноосном сжатии твердосплавного образца возникающие средние по объемам фаз напряжения определяются с помощью следующих соотношений:

$$\begin{cases} \left\langle \sigma_{11}^{1} \right\rangle = -\sigma \left(\dfrac{2\mu_1(\mu_2-\mu)}{3\mu(\mu_2-\mu_1)\nu_1} + \dfrac{K_1(K-K_2)}{3K(K_1-K_2)\nu_1} \right) - \dfrac{3K_1K_2t(a-\langle\alpha\rangle)}{(K_1-K_2)\nu_1}; \\ \left\langle \sigma_{22}^{1} \right\rangle = \left\langle \sigma_{33}^{1} \right\rangle = \sigma \left(\dfrac{\mu_1(\mu_2-\mu)}{3\mu(\mu_2-\mu_1)\nu_1} - \dfrac{K_1(K-K_2)}{3K(K_1-K_2)\nu_1} \right) - \dfrac{3K_1K_2t(a-\langle\alpha\rangle)}{(K_1-K_2)\nu_1}; \\ \left\langle \sigma_{11}^{2} \right\rangle = -\sigma \left(\dfrac{2\mu_2(\mu-\mu_1)}{3\mu(\mu_2-\mu_1)\nu_2} + \dfrac{K_2(K_1-K)}{3K(K_1-K_2)\nu_2} \right) + \dfrac{3K_1K_2t(a-\langle\alpha\rangle)}{(K_1-K_2)\nu_2}; \\ \left\langle \sigma_{22}^{2} \right\rangle = \left\langle \sigma_{33}^{2} \right\rangle = \sigma \left(\dfrac{\mu_2(\mu-\mu_1)}{3\mu(\mu_2-\mu_1)\nu_2} - \dfrac{K_2(K_1-K)}{3K(K_1-K_2)\nu_2} \right) + \dfrac{3K_1K_2t(a-\langle\alpha\rangle)}{(K_1-K_2)\nu_2}. \end{cases} \quad (1)$$

Здесь σ – сжимаюшее напряжение; μ, K и α – модуль сдвига, модуль объемного сжатия и коэффициент теплового расширения сплава соответственно; $t = T_{\text{ком}} - T_{\text{рел}}$ – перепад температур между комнатной и температурой, при которой прекращается релаксация напряжений во время остывания сплава после спекания; $\langle\alpha\rangle = v_1\alpha_1 + v_2\alpha_2$, где v_k и α_k – объемные содержания и коэффициенты теплового расширения k-й фазы; индексы 1 и 2 (верхние у напряжений, нижние у модулей упругости) соответствуют кобальтовой связке и карбидным зернам.

Для формулировки критерия достижения твердым сплавом предела упругости $\sigma_{\text{у}}^{\text{c}}$ будем исходить из того, что внешняя сжимающая нагрузка P воспринимается лишь карбидным скелетом [1–3]. Это предположение оправдано для малокобальтовых твердых сплавов, в которых только часть карбидных зерен образует такой скелет, причем их объемное содержание равно C_{v_2}, где C – коэффициент связности карбидных зерен, а v_2 – объемная концентрация карбидной фазы в сплаве. С учетом этого преобразуем выражение $v_2 \left\langle \sigma_{11}^2 \right\rangle$.

Выделим в средней части испытуемого образца двумя сечениями, перпендикулярными его продольной оси, представительный объем $\Delta V = F\Delta l$. Здесь F – площадь поперечного сечения; Δl – его длина. Если обозначить часть поперечного сечения, занятого k-й фазой, через F_k, то ее объем в ΔV равен $F_k \Delta l$. В соответствии с определением, средние по ΔV напряжения

$$\left\langle \sigma_{11}^k \right\rangle = \frac{1}{\Delta V_k} \int\limits_{\Delta V_k} \sigma_{11}^k dV = \frac{1}{F_k \Delta l} \int\limits_0^{\Delta l} dz \int\limits_{F_k} \sigma_{11}^k dF = \frac{1}{F_k} \int\limits_{F_k} \sigma_{11}^k dF = (\sigma_{11}^k).$$

Таким образом, средние напряжения по объему совпадают со средними напряжениями по поперечному сечению. Поэтому

$$v_2 \left\langle \sigma_{11}^2 \right\rangle = \frac{\Delta V_2}{\Delta V} (\sigma_{11}^2) = \frac{F_2}{F} (\sigma_{11}^2) = \frac{P_2}{F}, \tag{2}$$

где P_2 – часть сжимающей твердосплавный образец нагрузки, которая воспринимается карбидной фазой.

Условие достижения предела упругости для однофазного образца из карбида вольфрама в идентичных условиях испытания на сжатие имело бы вид

$$P / F = -\sigma_{0,05}^2, \tag{3}$$

где $\sigma_{0,05}^2$ – условный предел упругости поликристаллического карбида вольфрама при остаточной деформации 0,05%.

Принимая во внимание вышеизложенное, полагаем

$$P_2 = CP = -CF\sigma_{0,05}^2. \tag{4}$$

В результате на основании (2)–(4) приходим к следующему критерию, который определяет условный предел упругости твердого сплава при сжатии:

$$\left\langle \sigma_{11}^2 \right\rangle = -\sigma_{0,05}^2 C / v_2. \tag{5}$$

Для определения величины напряжения $\sigma_{0,05}^2$ используем экспериментальные данные работы [4], в которой установлено, что отношение $\sigma_{0,05}^2 / C$ в интервале изменений объемного содержания кобальта $0,05 < v_1 < 0,2$ не зависит от v_1. Поэтому в дальнейшем под $\sigma^2_{0,05}$ в (5) будем понимать предельное значение $\lim(\sigma^c_{0,05}/C)$ при $v_i \to 0$ с прямолинейной экстраполяцией на нулевое значение объемной концентрации кобальтовой связки. После соответствующей обработки результатов эксперимента получаем

$$\sigma^2_{0,05} = 1{,}63 + 3{,}5\,\bar{d}_{\mathrm{WC}}^{-0,5}. \qquad (6)$$

Здесь напряжение измеряется в ГПа, средний размер карбидного зерна – в мкм.

Искомая формула для условного предела упругости твердого сплава при сжатии $\sigma^c_{\text{у}}$ следует из третьего равенства (1) после замены в нем $\langle \sigma^2_{11} \rangle$ в соответствии с критерием (5):

$$\sigma^c_{\text{у}} = 3\left(\sigma^2_{0,05}C + \frac{3K_1K_2t(a - \langle\alpha\rangle)}{K_1 - K_2}\right)\left(\frac{2\mu_2(\mu^* - \mu_1^*)}{\mu^*(\mu_2 - \mu_1^*)} + \frac{K_2(K_1 - K)}{K(K_1 - K_2)}\right)^{-1}. \qquad (7)$$

Последняя формула содержит упругие модули и коэффициенты теплового расширения твердого сплава K, μ^*, α и каждой из двух его фаз K_1, μ_1^*, α_1 и K_2, μ_2, α_2 (секущие модули μ^* и μ_1^* отличаются от модулей сдвига μ и μ_1, если кобальтовая связка находится в пластическом состоянии на пределе упругости твердого сплава). Кроме того, в нее входят такие структурные параметры, как объемные содержания фаз v_1 и v_2, содержащиеся в формулах для определения модулей упругости и КТР твердого сплава [5], коэффициент связности C [5] и средний размер карбидных зерен $\bar{d}_{\mathrm{WC}}$, функцией которого является напряжение $\sigma^2_{0,05}$. Сюда же входит перепад температур t между комнатной и температурой начала возникновения остаточных напряжений при охлаждении спеченного твердого сплава. Таким образом, условный предел упругости твердого сплава при сжатии определяется полным набором структурных и физико-механических параметров твердого сплава.

Для вычисления секущего модуля сдвига кобальтовой фазы μ_1^*, использовался алгоритм переменных параметров упругости, подробно описанный в [6]. Уравнение связи между напряжениями и деформациями в кобальтовой связке получали с помощью соотношений теории малых упругопластических деформаций:

$$\sigma^1_{kk} = 3K_1(\varepsilon^1_{kk} - 3a_1t);\ s^1_{ij} = 2\mu_1^* e^1_{ij};\ \mu_1^* = \frac{\sigma_i}{3\varepsilon_i}, \qquad (8)$$

где σ_i и ε_i – соответственно интенсивность напряжений и деформаций [6], их можно выразить через девиаторные компоненты напряжений и деформаций:

$$\sigma_i = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}}; \; \varepsilon_{ij} = \sqrt{\frac{2}{3} e_{ij} e_{ij}}. \qquad (9)$$

При наличии пластических деформаций интенсивность напряжений σ_i является функцией интенсивности деформаций ε_i, т.е. $\sigma_i = f(\varepsilon_i)$. Данная функциональная связь выбирается с использованием экспериментальной диаграммы растяжения. Для кобальтовой связки на участке упрочнения напряжение течения связано с пластической деформацией соотношением [7]

$$\sigma = 0{,}27 + 0{,}22 \bar{l}_{\mathrm{Co}}^{-0{,}5} + 0{,}7\left(1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon_p}{0{,}06}\right)\right), \qquad (10)$$

где $\bar{l}_{\mathrm{Co}}$ измеряется в мкм, σ – в ГПа.

Для малых пластических деформаций при $\varepsilon_p << 0{,}06$ экспонента $\exp\left(-\frac{\varepsilon_p}{0{,}06}\right) \approx 1 - \frac{\varepsilon_p}{0{,}06}$, поэтому равенство (10) может быть преобразовано к более простой форме:

$$\sigma = 0{,}27 + 0{,}22 \bar{l}_{\mathrm{Co}}^{-0{,}5} + 11{,}67 \varepsilon_p. \qquad (11)$$

Пластическая деформация ε_p равна разности полной деформации ε и упругой $\varepsilon_e = \sigma / E_1$, т.е. $\varepsilon_p = \varepsilon - \sigma / E_1$. С учетом этого, а также значения модуля Юнга для кобальтовой связки $E_1 = 213{,}5$ ГПа из (11) получаем следующую зависимость между напряжением течения σ и деформацией ε:

$$\sigma = 0{,}256 + 0{,}209 \bar{l}_{\mathrm{Co}}^{-0{,}5} + 11{,}06 \varepsilon. \qquad (12)$$

Для одноосного напряженного состояния девиаторные компоненты напряжений $s_{11} = \frac{2}{3}\sigma$, $s_{22} = s_{33} = -\frac{1}{3}\sigma$ и $s_{ij} = 0$ при $i \neq j$. В этом случае, как следует из первой формулы (9), интенсивность напряжений равна внешнему напряжению, т.е. $\sigma_i = \sigma$. Компоненты деформаций для рассматриваемого напряженного состояния $\varepsilon_{11} = \varepsilon$, $\varepsilon_{22} = \varepsilon_{33} = -\nu_1^* \varepsilon$, остальные – $\varepsilon_{ij} = 0$. Компоненты девиатора деформаций $e_{11} = \frac{2}{3}\varepsilon(1 + \nu_1^*)$, $e_{22} = e_{33} = -\frac{1}{3}\varepsilon(1 + \nu_1^*)$. Подставляя их во второе соотношение (9), такую связь между интенсивностью деформаций и продольной деформацией имеем в виде

$$\varepsilon_i = \frac{2}{3}(1 + \nu_1^*)\varepsilon. \qquad (13)$$

Используя приведенные результаты, из (12) получаем искомую зависимость:

$$\sigma_i = 0{,}256 + 0{,}209\bar{l}_{\mathrm{Co}}^{-0,5} + \frac{16{,}59}{1+\nu_1^*}\varepsilon_i. \tag{14}$$

Данное уравнение предполагается справедливым для трехмерного напряженного состояния кобальтовой связки, которое задается первыми двумя соотношениями (1).

Распишем более подробно выражение для интенсивности напряжений. Поскольку средние компоненты девиатора напряжений в связке

$$\left\langle s_{11}^1 \right\rangle = \frac{2\mu_1(\mu_2 - \mu)}{3\mu(\mu_2 - \mu_1)\nu_1}\sigma; \quad \left\langle s_{22}^1 \right\rangle = \left\langle s_{33}^1 \right\rangle = -\frac{\mu_1(\mu_2 - \mu)}{3\mu(\mu_2 - \mu_1)\nu_1}\sigma,$$

то интенсивность напряжений

$$\sigma_i = \frac{\mu_1^*(\mu_2 - \mu^*)}{\mu^*(\mu_2 - \mu_1^*)\nu_1}\sigma. \tag{15}$$

Алгоритм вычисления секущих модулей μ_1^* и μ^* состоит в следующем. На первом шаге полагаем $\mu_1^* = \mu_1$, $\nu_1^* = \nu_1$, $\mu^* = \mu$ и вычисляем по формуле (7) первое приближение предела упругости $\sigma_{\text{у}}^{\text{c}}$. Принимая в (15) $\sigma = \sigma_{\text{у}}^{\text{c}}$, вычисляем первое приближение интенсивности касательных напряжений σ_i. Соответствующее значение интенсивности деформаций находим из соотношения

$$\varepsilon_i = \sigma_i / 3\mu_1^*. \tag{16}$$

Для данного ε_i из (14) определяем второе приближение σ_i. Величины секущих модулей во втором приближении находим по формулам $\mu_1^* = \dfrac{\sigma_i}{3\varepsilon_i}$; $\nu_1^* = \dfrac{3K_1 - 2\mu_1^*}{6K_1 + 2\mu_1^*}$. После этого вычисления повторяются до достижения равенства $\sigma_{\text{у}}^{\text{c}}$ в двух последних приближениях (с заданной точностью).

Результаты вычислений представлены в таблице для тех марок твердых сплавов, экспериментальные результаты для которых имеются в работах [4, 8, 9]. При этом перепад температур выбран равным $t = -700$ К ($t = T_{\text{ком}} - T_{\text{рел}}$). Как следует из таблицы, при увеличении объемной концентрации кобальта значение $\sigma_{\text{у}}^{\text{c}}$ монотонно падает. С увеличением среднего диаметра карбидных зерен от 0,7 до 5 мкм при фиксированном значении объемной концентрации кобальта величина $\sigma_{\text{у}}^{\text{c}}$ уменьшается более чем в два раза. Сравнение рассчитанных нами значений условного предела упругости сплавов WC–Co при сжатии с экспериментальными значениями предела упругости $\sigma_{0,05}$ из работ [4, 8, 9] свидетельствует об их удовлетворительном соответствии для всех малокобальтовых сплавов вплоть до $v_{\text{Co}} = 0{,}3$ (ВК20). При этом для сплава ВК20 имеет место неравенство $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}} > \sigma_{0,05}$. На основании этого можно предположить, что вычисленные нами значения $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}}$ могут соответствовать напряжению течения с более высоким уровнем пластической деформации. Для проверки этого предположения воспользуемся более ранними экспериментальными данными работы [10] о пределе текучести $\sigma_{0,1}$ для сплава ВК20. В ней для средних размеров карбидной фазы 1,4; 1,7; 3,3; 4,8 мкм получены такие значения $\sigma_{0,1}$: 1,6; 1,48; 1,15; 1,08 ГПа. Рассчитанные же нами значения $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}}$ для указанных средних диаметров карбидных зерен соответственно равны 1,58; 1,50; 1,18; 1,04 ГПа, т.е. практически совпадают с экспериментальными значениями $\sigma_{0,1}$. Таким образом, формула (7) соответствует условному пределу упругости $\sigma_{0,05}$ для малокобальтовых твердых сплавов и условному пределу пластичности $\sigma_{0,1}$ для сплава ВК20.

Сравнение расчетных значений $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}}$ (над чертой) с экспериментальными значениями условного предела упругости $\sigma_{0,05}$ (под чертой) при сжатии (ГПа)

v_{Co}	$\bar{d}_{\text{WC}}$, мкм								Литературный источник
	0,7	1,1	2,0	2,2	2,4	3,0	4,0	5,0	
0,050	4,75 / 4,83	4,05 / 3,83	3,34 / –	3,24 / 2,95	3,16 / –	2,96 / –	2,74 / –	2,58 / 2,56	[4]
0,100	3,92 / 4,0	3,33 / 3,22	2,73 / –	2,65 / 2,50	2,58 / –	2,41 / –	2,22 / –	2,09 / 2,05	[4]
0,135	3,43 / –	2,90 / 2,37	2,37 / –	2,30 / 2,27	2,24 / 2,17	2,09 / –	1,92 / –	1,81 / –	[8]
0,150	3,24 / –	2,74 / –	2,23 / –	2,17 / 2,12	2,11 / –	1,97 / –	1,81 / –	1,70 / –	[9]
0,160	3,13 / 3,44	2,64 / 2,89	2,15 / –	2,08 / 2,0	2,03 / –	1,89 / –	1,73 / –	1,63 / 1,58	[4]
0,165	3,07	2,59	2,11	2,04	1,98	1,85	1,70	1,59	
0,220	2,56 / 2,61	2,15 / 2,22	1,73 / –	1,68 / 1,55	1,63 / –	1,51 / –	1,38 / –	1,28 / –	[4]
0,240	2,42 / –	2,08 / 2,20	1,63 / 2,0	1,57 / –	1,53 / 1,78	1,41 / –	1,29 / –	1,20 / –	[8]
0,300	2,16 / 2,10	1,80 / 1,67	1,43 / –	1,38 / 1,15	1,33 / –	1,23 / –	1,11 / –	1,03 / –	[4]

Экспериментальные значения предела упругости $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}}$ в зависимости от обратной величины квадратного корня среднего значения толщины кобальтовой прослойки (т.е. от $\bar{l}_{\text{Co}}^{-1/2}$) хорошо аппроксимируются прямой линией, которая не зависит от объемного содержания связки и среднего размера карбидных зерен [4, 9]. Теоретическая же зависимость $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}} = f(\bar{l}_{\text{Co}}^{-1/2})$ на основании данных таблицы и вычисленного по формуле

$$\frac{\bar{l}_{\text{Co}}}{\bar{d}_{\text{WC}}} = \frac{0,304\, v_{\text{Co}}^{0,08}}{(1-1,4\, v_{\text{Co}})v_{\text{WC}}} \tag{17}$$

среднего размера толщины кобальтовой прослойки обнаруживает при попытке ее аппроксимации прямой линией большие отклонения. Причиной такого несоответствия является значительное отличие вычисленных и экспериментальных значений $\bar{l}_{\text{Co}}$. Заметим при этом, что формула (17) хорошо соответствует экспериментальным значениям лишь в том случае, если число точек пересечений при микроструктурных измерениях на шлифе достаточно велико [11]. Какие-либо данные о точности измерений в работах [4, 9] не приводятся. Экспериментальные значения параметров $\bar{l}_{\text{Co}}$, $\bar{d}_{\text{WC}}$ и C, позаимствованные из графиков работ [4, 9], в некоторых случаях существенно нарушают равенство (17). Отметим также, что вычисленные значения предела упругости $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}}$ как функции $\bar{l}_{\text{Co}}^{-1/2}$ хорошо аппроксимируются прямой линией для фиксированного значения $\bar{d}_{\text{WC}}$. При этом для различных значений среднего размера карбидных зерен эти прямые почти параллельны.

В работе [12] для определения условных пределов упругости $\sigma_{0,02}^{\text{c}}$ и $\sigma_{0,1}^{\text{c}}$ использован метод конечных элементов. В результате для твердого сплава с объемным содержанием кобальта $v_{\text{Co}} = 0{,}165$ и средним значением толщины кобальтовой прослойки $\bar{l}_{\text{Co}} = 0{,}819$ мкм получены такие значения: $\sigma_{0,02}^{\text{c}} = 1{,}4$ ГПа и $\sigma_{0,1}^{\text{c}} = 2{,}9$ ГПа. На основании этих данных рассчитанный с помощью линейной интерполяции условный предел упругости $\sigma_{0,05}^{\text{c}}$ составил примерно 2 ГПа. Значениям $v_{\text{Co}} = 0{,}165$ и $\bar{l}_{\text{Co}} = 0{,}819$, согласно формуле (17), отвечает средний размер карбидных зерен $\bar{d}_{\text{WC}} = 2$ мкм. Как следует из таблицы, при этих значениях параметров расчетный предел упругости $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}} = 2{,}11$ ГПа. Таким образом, используемый в работе [12] чрезвычайно трудоемкий алгоритм приводит к результату, который достаточно близок к нашему.

При сравнении теоретических и экспериментальных результатов необходимо учитывать следующие обстоятельства. При испытании на сжатие используются, как правило, короткие твердосплавные образцы, для которых отношение продольного размера к поперечному равно около 2. В этом случае одноосное напряженное состояние может иметь место лишь в средней части образца, что приводит к существенному отличию локальной деформации в этой части от общей продольной деформации образца, вычисляемой по формуле $\varepsilon = \Delta l / l_{\text{обр}}$. Эта проблема детально анализируется в работе [13]. Воспользуемся экспериментальными результатами этой работы для сплава ВК10КС со средним размером карбидных зерен $\bar{d}_{\text{WC}} \approx 3{,}8$ мкм.

Как следует из таблицы, для этого сплава ($v_{\text{Co}} = 0{,}15$) расчетное значение предела упругости $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}} \approx 1{,}83$ ГПа. Поскольку для ВК10 модуль упругости $E \approx 590$ ГПа, то соответствующая деформация $\varepsilon \approx 1{,}83 / 590 = 0{,}31 \cdot 10^{-2}$. Для локальной деформации $\varepsilon = 0{,}32 \cdot 10^{-2}$, в соответствии с графиком работы [13], напряжение $\sigma = 1{,}76$ ГПа, что очень близко к вычисленному значению $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}}$.

Значения условного предела упругости $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}}$, приведенные в таблице, вычислены при перепаде температур $t = -700$ К. Последний может зависеть от марки сплава (от объемного содержания кобальта). Заметим, однако, что значение предела упругости $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}}$ в интервале $-1000 < t < -400$ изменяется мало. Это объясняется тем, что второе слагаемое в числителе правой части выражения (7) значительно меньше первого.

Представляет интерес сравнить расчетные значения условных пределов упругости различных марок твердого сплава WC–Co при растяжении [5] и при сжатии ($\bar{d}_{\text{WC}} = 2$ мкм). При этом характерно, что по мере увеличения объемного содержания связки отношение $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}} / \sigma_{\text{y}}$ монотонно уменьшается. Так, для малокобальтового сплава ВК4 ($v_1 = 0{,}05$) со средним размером карбидных зерен 2 мкм $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}} / \sigma_{\text{y}} \approx 7$, а для ВК25 $\sigma_{\text{y}}^{\text{c}} / \sigma_{\text{y}} = 1{,}9$. Это вполне закономерно, так как для обычных металлов и сплавов пределы упругости при растяжении и сжатии совпадают.

В заключение отметим следующее. Полученная нами формула для предела упругости твердого сплава при сжатии (7) содержит предел упругости карбидной фазы $\sigma_{0,05}^{2}$, для которого была использована аппроксимация экспериментальных данных (6). Последние данные соответствуют общей остаточной деформации образца $\varepsilon_p = 0{,}05\%$, которая может быть значительно меньше локальной при данной нагрузке. Поскольку с увеличением объемного содержания связки и размера карбидных зерен общая и локальная деформации образца при стандартных испытаниях на сжатие сближаются [13], то вычисляемый по формуле (7) условный предел упругости соответствует в большей степени истинной характеристике более пластичного твердого сплава.

Резюме

Побудовано алгоритм для обчислення умовної границі пружності твердого сплаву WC–Co при стиску з урахуванням залишкових термічних напружень в його фазах та пластичності кобальтової фази. В основу алгоритму покладено рівняння термопружності двофазних композитів. Порівняння отриманих теоретичних результатів з експериментальними даними різних авторів свідчить про їх хорошу узгодженість. Встановлено не суттєвий вплив залишкових термічних напружень на границю пружності твердого сплаву при стиску.

1. *Ивенсен В. А., Эйдук О. Н., Пивоваров Л. Е.* О некоторых закономерностях деформации металлокерамических твердых сплавов WC–Co // Порошк. металлургия. – 1964. – № 4. – С. 43 – 56.
2. *Ивенсен В. А.* О зависимости прочности твердого сплава WC–Co при растяжении от содержания кобальта // Там же. – 1972. – № 11. – С. 85 – 92.
3. *Чапорова И. Н., Пивоваров Л. Е., Ивенсен В. А. и др.* Исследование изменений в структуре сплавов WC–Co при пластической деформации // Там же. – 1969. – № 5. – С. 63 – 68.
4. *Chermant J. L., Osterstock F.* Elastic and plastic characteristics of WC–Co composite materials // Powder Metal Intern. – 1979. – **11**, N 3. – P. 106 – 109.
5. *Литошенко Н. В.* Оценка условного предела упругости твердого сплава WC–Co при растяжении // Пробл. прочности. – 1999. – № 6. – С. 116 – 122.
6. *Писаренко Г. С., Можаровский Н. С.* Уравнения и краевые задачи теории пластичности и ползучести. – Киев.: Наук. думка, 1981. – 494 с.
7. *Poech M. N., Fischmeister H. F., Spiegler R.* Assessment of the in situ flow proporties on the cobalt phase in WC–Co hard metals // J. Hard Mater. – 1991. – **2**, N 3-4. – P. 197 – 205.
8. *Chermant J. L., Deschanvres A., Osterstock F.* Factors influencing the rupture stress of hard metals // Powder Metal. – 1977. – N 2. – P. 63 – 69.
9. *Dusza J., Parilak L., Diblk J. et al.* Elastic and plastic behavior of WC–Co composites // Ceramics Intern. – 1983. – **9**, N 4. – P. 144 – 146.
10. *Ивенсен В. А., Гольдберг З. А., Эйдук О. Н. и др.* О сопротивлении твердых сплавов разрушению при ударе // Твердые сплавы. – 1965. – № 6. – С. 190 – 208.
11. *Roebuck B., Bennett E. G.* Phase size distribution in WC–Co hard metals // Metallography. – 1986. – 19, N 1. – P. 27 – 47.
12. *Poech M. H., Fischmeister H. F., Kaute D. et al.* FE-modelling of the deformation behavior of WC–Co alloys // Computational Materials Science. – 1993. – **1**, N 3. – P. 213 – 224.
13. *Чернявский К. С., Травушкин Г. Г., Сапронова З. Н.* Микромеханизмы деформации и разрушения на последовательных стадиях нагружения сжатием твердых сплавов WC–Co // Пробл. прочности. – 1993. – № 10. – С. 53 – 62.

Поступила 08. 04. 99