

О прочности поликристаллического монокарбида вольфрама при растяжении

В. Т. Головчан, В. П. Бондаренко, Н. В. Литошенко

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

Для определения предела прочности поликристаллического монокарбида вольфрама при растяжении предложен аналитический подход, основанный на результатах анализа микронапряжений в поликристалле. В качестве расчетной используется схема метода самосогласования с учетом остаточных термических напряжений. Предел прочности при растяжении находится из условия равенства максимальных растягивающих напряжений на межзеренной границе в момент разрушения при сжатии и растяжении. Установлено удовлетворительное соответствие расчетных и экспериментальных результатов.

Ключевые слова: монокарбид вольфрама, предел прочности, растяжение, остаточные термические напряжения, метод самосогласования.

Введение. Кристалл монокарбида вольфрама имеет гексагональную структуру и характеризуется существенной анизотропией физико-механических свойств. Так, например, его коэффициент теплового расширения α_a по оси a превосходит коэффициент α_c по оси c на $\sim 30\%$, а отношение модулей продольной упругости $E_c/E_a = 1,5$. Наличие лишь одной плоскости сдвига с четырьмя независимыми системами скольжения способствует возникновению в деформируемом поликристалле монокарбида вольфрама микротрещин на границе кристаллографически неблагоприятно ориентированных смежных зерен. При этом наибольшие растягивающие напряжения имеют место на границе зерен с взаимно ортогональными c -осями при условии, что ось c одного из них нормальна границе [1]. Отметим, что указанные характерные особенности деформации проявляются в присутствии высоких сжимающих напряжений [1].

Целью настоящей статьи является разработка аналитического подхода к определению предела прочности поликристаллического монокарбида вольфрама при растяжении. Он основан на результатах анализа микронапряжений в поликристалле под воздействием одноосной макроскопической нагрузки. Для исследования микронапряжений применяется расчетная схема метода самосогласования, при этом учитываются остаточные термические напряжения. Характеристики прочности карбида вольфрама при сжатии определены путем экстраполяции известных экспериментальных результатов для твердых сплавов WC-Co на нулевое содержание кобальта и использованы в расчетах в качестве исходных. Предел прочности при растяжении находится из условия равенства максимальных растягивающих напряжений на межзеренной границе в момент разрушения сжатием и растяжением. Полученные значения сравниваются с известными весьма ограниченными экспериментальными результатами. Установлено их удовлетворительное соответствие.

1. Упругие модули кристалла монокарбида вольфрама. Упругие постоянные гексагонального кристалла монокарбида вольфрама определялись высокочастотным ультразвуковым методом [2]. Для них получены значения $c_{11} = 720$ ГПа, $c_{12} = 254$ ГПа, $c_{33} = 972$ ГПа, $c_{13} = 267$ ГПа и $c_{44} = 328$ ГПа. Этот же метод использовался для измерения модуля Юнга поликристаллического мелкозернистого монокарбида вольфрама [2], который спекался с добавкой небольшого количества кобальта (менее 0,4% по массе). В результате установлено, что для поликристалла $E = 717\text{--}722$ ГПа. При сопоставлении приведенных значений упругих характеристик монокристалла и поликристалла WC [3] выявлена значительная погрешность экспериментального значения модуля c_{13} .

Проведем дополнительное обоснование модуля $c_{13} = 151$ ГПа, полученного в работе [3]. С этой целью воспользуемся приведенным в монографии [4] методом определения эффективных упругих характеристик поликристалла с гексагональной симметрией свойств, который основан на схеме самосогласованного поля. Для вычисления модуля сдвига μ и модуля всестороннего сжатия K решалась система двух нелинейных алгебраических уравнений*. В итоге имеем: $\mu = 295,3$ ГПа и $K = 390,3$ ГПа. Соответствующие значения для модуля Юнга и коэффициента Пуассона $E = 707,6$ ГПа и $\nu = 0,198$. Так как данные величины отличаются от приведенных в статье [5] менее чем на 2%, они могут использоваться в качестве упругих модулей поликристаллического монокарбида вольфрама. При этом значение модуля c_{13} принимается равным 151 ГПа.

2. Определение микронапряжений в поликристаллическом монокарбиде вольфрама. Рассмотрим одноосное напряженное состояние поликристаллического агрегата WC. В этом случае макроскопический тензор напряжений в лабораторной системе координат (x'_1, x'_2, x'_3) задается равенством $\hat{p} = p \vec{i}'_1 \vec{i}'_1$. Выделим в данном агрегате сферический кристаллит радиусом R и обозначим соответствующую ему кристаллографическую систему координат через (x_1, x_2, x_3) . Пусть направляющие косинусы орта \vec{i}'_1 в этой системе равны l, m и n . Компоненты тензора напряжений \hat{p} в кристаллографических координатах могут быть найдены по уравнениям

$$\begin{aligned} p_{11} &= pl^2; & p_{22} &= pm^2; & p_{33} &= pn^2; \\ p_{12} &= plm, & p_{23} &= pmn; & p_{31} &= pnl. \end{aligned} \quad (1)$$

Необходимо вычислить напряжения в выделенном кристаллите при условии, что в поликристалле имеет место однородное макроскопическое напряженное состояние (1).

Для решения сформулированной задачи воспользуемся следующей расчетной схемой. Рассмотрим бесконечную область, которая состоит из подобластей $r \leq R$ и $r \geq R$. Упругие свойства изотропного материала при $r \geq R$ определяются упругими модулями μ и K поликристаллического монокарбида вольфрама, а свойства материала в области $r \leq R$ задаются моду-

* В [4] на стр. 119 допущена описка в выражении для коэффициента p_1^* : первое слагаемое должно быть в форме $-8(2b + 9d)\mu^*$.

лями c_{ij} гексагонального кристалла WC. Контактные условия на границе $r = R$ имеют вид

$$\vec{U}(R, \theta, \varphi) = \vec{u}(R, \theta, \varphi); \quad \vec{T}_r(R, \theta, \varphi) = \vec{t}_r(R, \theta, \varphi), \quad (2)$$

где большими буквами обозначены вектор перемещения и вектор напряжения на сферической поверхности $r = \text{const}$ в области $r > R$, а малыми – аналогичные величины в области включения. Сферическая система координат (r, θ, φ) соответствует кристаллографической (x_1, x_2, x_3) , ее полюс совмещен с центром включения.

Запишем перемещение точек бесконечной области в форме

$$\begin{aligned} \vec{U} = a_{00}\vec{r} + \sum_{t=-2}^2 a_{2t}(2\vec{P}_{2t} + \vec{B}_{2t})r - B_{00}\frac{\vec{r}}{r^3} + \sum_{t=-2}^2 \{B_{2t}(-3\vec{P}_{2t} + \vec{B}_{2t})r^{-4} + \\ + D_{2t}[2(5-4\nu)\vec{P}_{2t} - (4\nu-2)\vec{B}_{2t}]r^{-2}\}; \end{aligned} \quad (3)$$

$$a_{00} = \frac{1}{9K} p_{kk} + \alpha\Delta T; \quad a_{20} = \frac{1}{12\mu}(2p_{33} - p_{22} - p_{11});$$

$$a_{21} = \frac{1}{12\mu}(p_{13} - ip_{23}); \quad a_{22} = \frac{1}{48\mu}(p_{11} - p_{22} - 2ip_{12}).$$

Здесь использованы частные векторные решения уравнений теории упругости, полная система которых приведена в монографии [6]. Неопределенные постоянные B_{2t} , D_{2t} и a_{2t} удовлетворяют условиям

$$A_{2,-1} = -6\bar{A}_{21}; \quad A_{2,-2} = 24\bar{A}_{22},$$

где черта над буквой соответствует операции комплексного сопряжения. В (3) учтены тепловые деформации $\varepsilon_{mn} = \alpha\Delta T\delta_{mn}$, возникающие в поликристаллическом монокарбиде вольфрама при охлаждении после спекания (здесь δ_{mn} – символ Кронекера). Разность температур $\Delta T = T_{\text{ком}} - T_{\text{рел}}$, причем $T_{\text{рел}}$ – значение температуры, при которой начинают формироваться остаточные термические микронапряжения. Источником последних является анизотропия тензора коэффициентов теплового расширения кристалла WC. Вектору перемещения (3) соответствует вектор напряжения

$$\begin{aligned} \frac{1}{2\mu}\vec{T}_r = \frac{1}{6\mu} p_{kk}\vec{e}_r + \sum_{t=-2}^2 a_{2t}(2\vec{P}_{2t} + \vec{B}_{2t}) + 2B_{00}\frac{1}{r^3}\vec{e}_r + \\ + \sum_{t=-2}^2 \{(12B_{2t}r^{-5} + 4(\nu-5)D_{2t}r^{-3})\vec{P}_{2t} + (-4B_{2t}r^{-5} + 2(\nu+1)D_{2t}r^{-3})\vec{B}_{2t}\}. \end{aligned} \quad (4)$$

При рассматриваемом нагружении поликристалла в выделенном анизотропном зерне реализуется однородное напряженное состояние с постоянными микродеформациями ε_{ik} и микронапряжениями σ_{ik} . Соответствующий вектор перемещения точек зерна

$$\vec{u} = \frac{1}{3} \varepsilon_{kk} \vec{r} + \sum_{t=-2}^2 b_{2t} (2\vec{P}_{2t} + \vec{B}_{2t}) r; \quad (5)$$

$$b_{20} = \frac{1}{6} (2\varepsilon_{33} - \varepsilon_{22} - \varepsilon_{11}); \quad b_{21} = \frac{1}{6} (\varepsilon_{13} - i\varepsilon_{23}); \quad b_{22} = \frac{1}{24} (\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22} - 2i\varepsilon_{12}).$$

Тензору напряжений σ_{ik} отвечает вектор напряжения

$$\vec{t}_r = \frac{1}{3} \sigma_{kk} \vec{e}_r = \sum_{t=-2}^2 d_{2t} (2\vec{P}_{2t} + \vec{B}_{2t}); \quad (6)$$

$$d_{20} = \frac{1}{6} (2\sigma_{33} - \sigma_{22} - \sigma_{11}); \quad d_{21} = \frac{1}{6} (\sigma_{13} - i\sigma_{23});$$

$$d_{22} = \frac{1}{24} (\sigma_{11} - \sigma_{22} - 2i\sigma_{12}).$$

В (5) и (6) для коэффициентов с отрицательным значением индекса t имеет место указанное выше соотношение для постоянных B_{2t} . Связь между тензорами микродеформаций и микронапряжений устанавливается соответствующими уравнениями закона термоупругости.

При выполнении контактных условий (2) учитывается ортогональность на сфере векторных гармоник \vec{e}_r , \vec{P}_{2t} и \vec{B}_{2t} . В итоге приходим к следующей совокупности алгебраических уравнений:

$$a_{00}R - B_{00}R^{-2} = \frac{1}{3} \varepsilon_{kk} R, \quad 2\mu \left(\frac{1}{6\mu} p_{kk} + 2B_{00}R^{-3} \right) = \frac{1}{3} \sigma_{kk};$$

$$2a_{2t}R - 3B_{2t}R^{-4} + 2(5 - 4\nu)D_{2t}R^{-2} = 2b_{2t}R;$$

$$2\mu[2a_{2t} + 12B_{2t}R^{-5} + 4(\nu - 5)D_{2t}R^{-3}] = 2d_{2t};$$

$$a_{2t}R - B_{2t}R^{-4} - (4\nu - 2)D_{2t}R^{-2} = b_{2t}R;$$

$$2\mu[a_{2t} - 4B_{2t}R^{-5} + 2(\nu + 1)D_{2t}R^{-3}] = d_{2t}; \quad t = 0, 1, 2. \quad (7)$$

Соотношение между микроскопическими напряжениями σ_{ik} , деформациями ε_{ik} и макроскопическими напряжениями p_{ik} следует из (7) после исключения неопределенных постоянных B_{00}, B_{2f}, D_{2f} . В результате имеем

$$\begin{aligned} \sigma_{kk} + 4\mu\varepsilon_{kk} &= 3\frac{1-\nu}{1+\nu}p_{kk} + 12\mu\alpha\Delta T; \\ 2\sigma_{33} - \sigma_{11} - \sigma_{22} - \beta(2\varepsilon_{33} - \varepsilon_{11} - \varepsilon_{22}) &= \gamma(2p_{33} - p_{13} - p_{22}); \\ \sigma_{13} - i\sigma_{23} - \beta(\varepsilon_{13} - i\varepsilon_{23}) &= \gamma(p_{13} - ip_{23}); \\ \sigma_{11} - \sigma_{22} - 2i\sigma_{12} - \beta(\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22} - 2i\varepsilon_{12}) &= \gamma(p_{11} - p_{22} - 2ip_{12}); \\ \beta &= \mu\frac{5\nu-7}{4-5\nu}, \quad \gamma = \frac{15(1-\nu)}{2(4-5\nu)}. \end{aligned} \quad (8)$$

Окончательные соотношения между микроскопическими и макроскопическими напряжениями выводятся на основании (8) с учетом уравнений закона термоупругости

$$\begin{cases} \varepsilon_{11} = \varepsilon_{11}\sigma_{11} + s_{12}\sigma_{22} + s_{13}\sigma_{33} + \alpha_{11}\Delta T; \\ \varepsilon_{22} = s_{12}\sigma_{11} + s_{11}\sigma_{22} + s_{13}\sigma_{33} + \alpha_{11}\Delta T; \\ \varepsilon_{33} = s_{13}\sigma_{11} + s_{13}\sigma_{22} + s_{33}\sigma_{33} + \alpha_{33}\Delta T; \\ \varepsilon_{23} = 0,5s_{44}\sigma_{23}; \quad \varepsilon_{31} = 0,5s_{44}\sigma_{31}; \quad \varepsilon_{12} = (s_{11} - s_{12})\sigma_{12}. \end{cases} \quad (9)$$

После соответствующих преобразований приходим к следующей системе алгебраических уравнений:

$$\begin{cases} [4\mu(s_{11} + s_{12} + s_{13}) + 1](\sigma_{11} + \sigma_{22}) + [4\mu(2s_{13} + s_{33}) + 1]\sigma_{33} = \\ = 3\frac{1-\nu}{1+\nu}p_{kk} + 4\mu(3\alpha - \alpha_{33} - 2\alpha_{11})\Delta T; \\ [-\beta(2s_{13} - s_{12} - s_{11}) - 1](\sigma_{11} + \sigma_{22}) + 2[-\beta(s_{33} - s_{13}) + 1]\sigma_{33} = \\ = \gamma(2p_{33} - p_{11} - p_{22}) + 2\beta(\alpha_{33} - \alpha_{11})\Delta T; \\ (1 - 0,5\beta s_{44})(\sigma_{13} - i\sigma_{23}) = \gamma(p_{13} - ip_{23}); \\ (1 - \beta(s_{11} - s_{12}))(\sigma_{11} - \sigma_{22} - 2i\sigma_{12}) = \gamma(p_{11} - p_{22} - 2ip_{12}). \end{cases} \quad (10)$$

Таким образом, микроскопические напряжения в поликристаллическом монокарбиде вольфрама в общем случае однородного макроскопического напряженного состояния определяются из системы (10). Для одноосного напряженного состояния напряжения p_{ik} задаются выражениями (1).

Остаточные термические микронапряжения вычисляются по (10) при $p_{ik} = 0$. Тогда $\sigma_{ik} = 0$ для $i \neq k$ и $\sigma_{11} = \sigma_{22}$. Кроме этого должно выполняться условие $\sigma_{kk} = 0$. Поэтому из второго уравнения (10) имеем следующее выражение для $\sigma_{33}^{(res)}$:

$$\sigma_{33}^{(res)} = \frac{2\beta(\alpha_{33} - \alpha_{11})\Delta T}{3 + \beta(4s_{13} - s_{12} - s_{11} - 2s_{33})}; \quad \sigma_{11}^{(res)} = \sigma_{22}^{(res)} = -0,5\sigma_{33}^{(res)}. \quad (11)$$

Коэффициент теплового расширения поликристаллического монокарбида вольфрама при этом находится из уравнения (10) с учетом (11):

$$\alpha = \frac{1}{3}(\alpha_{33} + 2\alpha_{11}) + \frac{2}{3}(\alpha_{33} - \alpha_{11}) \frac{(s_{13} + s_{33} - s_{11} - s_{12})\beta}{3 + \beta(4s_{13} - s_{12} - s_{11} - 2s_{33})}. \quad (12)$$

Для вычислений по формулам (11) и (12) необходимы данные о величинах коэффициентов теплового расширения монокристалла WC и перепада температур ΔT . Коэффициенты α_{11} и α_{22} определялись высокоразрешающим методом дифракции нейтронов [7]: $\alpha_{11} = 5,6 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$, $\alpha_{33} = 4,4 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$. Соответствующее им значение макроскопического коэффициента α , вычисленное по (12), равно $5,185 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$. Заметим, что использование формул [8] приводит к такому же результату.

Величина параметра ΔT зависит от значения температуры $T_{\text{рел}}$, при которой в процессе охлаждения спеченного монокарбида вольфрама прекращается релаксация внутренних напряжений и начинают формироваться остаточные микронапряжения. Активированное спекание порошков WC (с небольшими добавками кобальта) осуществляется при температуре около 1500°C . Принимая в соответствии с [4] $\Delta T = -800 \text{ К}$, получаем из (11) такие величины остаточных микронапряжений: $\sigma_{33}^{(res)} = -214 \text{ МПа}$, $\sigma_{22}^{(res)} = 107 \text{ МПа}$. Данные значения меньше приведенных в статье [9] в полтора раза.

3. Количественный анализ микронапряжений. Для макроскопически одноосного напряженного состояния решение системы алгебраических уравнений (10) представим в форме

$$\begin{aligned} \sigma_{11} + \sigma_{22} &= 0,214 + [0,654 - 0,353(3n^2 - 1)]p; \\ \sigma_{11} - \sigma_{22} &= 0,882(l^2 - m^2)p; \\ \sigma_{33} &= -0,214 + [0,346 + 0,389(3n^2 - 1)]p; \\ \sigma_{13} &= 1,052lnp; \quad \sigma_{23} = 1,052mnp; \quad \sigma_{12} = 0,882lmp. \end{aligned} \quad (13)$$

Здесь напряжения измеряются в ГПа. Указанные соотношения представляют оценки средних значений микронапряжений в произвольно ориентированном относительно линии действия внешней нагрузки кристаллите в реальном поликристалле. В табл. 1 приведены значения микронапряжений для следующих ориентаций: (1) $l = 1, m = n = 0$; (2) $l = m = 1/\sqrt{2}, n = 0$; (3) $l = m = n = 1/\sqrt{3}$; (4) $l = n = 1/\sqrt{2}, m = 0$; (5) $l = m = 0, n = 1$. Как следует из данных таблицы, напряжения, возникающие при воздействии одноосной нагрузки, существенно различаются в различных зернах поликристаллического карбида вольфрама. Наличие остаточных термических микронапряжений делает напряженное состояние несимметричным относительно знака внешнего напряжения p .

Т а б л и ц а 1

Величины микронапряжений в зерне (ГПа)

N	σ_{11}	σ_{22}	σ_{33}	σ_{13}	σ_{23}	σ_{12}
1	$0,107 + 0,945p$	$0,107 + 0,0652p$	$-0,214 - 0,043p$	0	0	0
2	$0,107 + 0,503p$	$0,107 + 0,503p$	$-0,214 - 0,043p$	0	0	$0,441p$
3	$0,107 + 0,327p$	$0,107 + 0,327p$	$-0,214 + 0,346p$	$0,35p$	$0,35p$	$0,294p$
4	$0,107 + 0,46p$	$0,107 + 0,019p$	$-0,214 + 0,54p$	$0,526p$	0	0
5	$0,107 - 0,026p$	$0,107 - 0,026p$	$-0,214 + 1,124p$	0	0	0

Примечание. N – номер ориентации.

Компоненты тензора микронапряжений на площадке касательной к граничной поверхности зерна определяются из равенства (6) с учетом (13):

$$\begin{aligned} \sigma_r &= \frac{1}{3} \sigma_{kk} + d_{20} f(\theta) + 1,052 pn \sin 2\theta f_1(\varphi) + 0,441 p \sin^2 \theta f_2(\varphi); \\ \tau_{r\theta} &= -1,5 d_{20} \sin 2\theta + 1,052 pn \cos 2\theta f_1(\varphi) + 0,22 p \sin 2\theta f_2(\varphi); \\ \tau_{r\varphi} &= 1,052 pn f_3(\varphi) \cos \theta + 0,441 \sin 2\theta f_4(\varphi), \end{aligned} \quad (14)$$

где

$$\begin{aligned} \sigma_{kk} &= [1 + 0,036(3n^2 - 1)]p; \quad f(\theta) = 3 \cos^2 \theta - 1; \\ d_{20} &= \frac{1}{6} \{-0,642 + [0,038 + 1,131(3n^2 - 1)]p\}; \\ f_1(\varphi) &= l \cos \varphi + m \sin \varphi; \quad f_2(\varphi) = (l^2 - m^2) \cos 2\varphi + 2lm \sin 2\varphi; \\ f_3(\varphi) &= m \cos \varphi - l \sin \varphi; \quad f_4(\varphi) = -(l^2 - m^2) \sin 2\varphi + 2lm \cos 2\varphi. \end{aligned} \quad (15)$$

Отметим достаточно высокий уровень остаточных касательных напряжений $\tau_{r\theta}^{(res)} = 160,5$ МПа при $\theta = \pi/4$. Для вычисления остальных компонентов тензора микронапряжений в точках граничной поверхности $r = R$ воспользуемся выражением (3) для вектора перемещений с произвольными постоянными, которые находятся из (7), и соответствующими соотношениями закона термоупругости. В результате довольно громоздких преобразований приходим к следующим равенствам:

$$\begin{aligned} \sigma_\theta &= \frac{1}{3} p [1 + (3n^2 - 1)(0,982 - 1,5 \cos^2 \theta)] + \\ &+ [6d_{20} - p(3n^2 - 1)](0,748 \cos^2 \theta - 0,416) - \\ &- 0,922 pn f_1(\varphi) \sin 2\theta + p f_2(\varphi)(0,56 \cos^2 \theta - 0,03 \sin^2 \theta); \\ \sigma_\varphi &= p + 0,498 [6d_{20} - p(3n^2 - 1)] f(\theta) + \\ &+ 0,155 pn f_1(\varphi) \sin 2\theta - 0,176 p f_2(\varphi) \sin^2 \theta - \sigma_\theta - \sigma_r; \\ \tau_{\theta\varphi} &= -0,948 pn f_3(\varphi) \sin \theta + 0,559 p f_4(\varphi) \cos \theta. \end{aligned} \quad (16)$$

Таким образом, получена полная информация о напряженном состоянии межзеренных границ поликристалла для произвольно ориентированного относительно линии действия внешнего напряжения кристаллита. Заметим, что напряжения (14) и (16) соответствуют точкам границы при $r \rightarrow R + 0$.

Тензор микронапряжений (14) и (16) является функцией четырех параметров. Его вычисление выполнялось для частных ориентацией зерен (табл. 1) и значений сферических координат φ и θ , равных 0, $\pi/4$ и $\pi/2$. На основании полученных значений напряжений определялись главные напряжения $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ и интенсивность касательных напряжений τ_i . В табл. 2 представлены результаты вычислений при значениях внешнего напряжения $p = 0,5$ ГПа и $p = -5,0$ ГПа для точек межзеренных границ, в которых главное напряжение σ_1 имеет наибольшее значение.

Т а б л и ц а 2

Значения главных напряжений и интенсивности касательных напряжений в некоторых точках межзеренной границы (ГПа)

№ ориентации	$p = 0,5$ ГПа				$p = -5,0$ ГПа			
	σ_1	σ_2	σ_3	τ_i	σ_1	σ_2	σ_3	τ_i
1	0,642	-0,179	-0,179	0,474	0,390	0,194	-4,616	2,835
2	0,642	-0,179	-0,179	0,474	0,390	0,194	-4,616	2,835
3	0,664	0,169	-0,081	0,380	0,525	0,220	-4,744	2,957
4	0,685	0,138	-0,073	0,391	0,575	0,134	-4,692	2,922
5	0,698	0,094	-0,047	0,396	0,470	-0,385	-5,618	3,926

Как видно из табл. 2, при одноосном растяжении поликристаллического монокарбида вольфрама на границах зерен имеет место концентрация напряжений с коэффициентом около 1,4. В случае же макроскопического сжатия растягивающее напряжение в некоторых точках межзеренных границ достигает значения $\approx 0,11|p|$. Заметим, что $\sigma_1 = 0,575$ ГПа получено в точке с координатами $\varphi = 0, \theta = \pi/2$ и возможно соответствует ситуации [1], когда в сжатом поликристалле максимально растянуты границы смежных зерен с ортогональными c -осями.

4. Оценка предела прочности поликристалла WC при растяжении.

Будем исходить из основного предположения о том, что разрушение поликристаллического монокарбида вольфрама происходит упруго и вызывается действующими на межзеренных границах растягивающими микронапряжениями. Отсутствие заметной макроскопической пластичности при разрушении в условиях сжатия поликристаллического WC со средним размером зерна 5 мкм отмечено в статье [10]. Для получения данных о пределе прочности монокарбида вольфрама при сжатии воспользуемся экспериментальными результатами для твердого сплава WC-Co. В работе [10] установлено, что для малокобальтовых твердых сплавов со средним размером зерен карбидной фазы 0,7, 1,1, 2,2 и 5,0 мкм отношение условного предела текучести $\sigma_{0,05}$ к коэффициенту смежности C не зависит от объемного содержания связки. Переход к чистому WC осуществляется путем прямо-

линейной экстраполяции этих данных при $v_{Co} \rightarrow 0$ и $C \rightarrow 1$. В результате имеем величины $\bar{\sigma}_{0,05} = 5,9, 5,0, 3,85, 3,33$ ГПа, которые соответствуют указанным значениям \bar{d}_{WC} . Полученные величины считаем равными пределу прочности монокарбида вольфрама при сжатии. Некоторым обоснованием данного предположения является тот факт, что предел прочности WC со средним размером зерна $\bar{d}_{WC} = 5$ мкм равен 3,3 ГПа [10]. Вместе с тем представляется вероятным, что приведенные значения могут оказаться верхними оценками предела прочности при сжатии.

В качестве предела прочности карбида вольфрама при растяжении принимали такое значение внешнего напряжения p , при котором главное напряжение σ_1 равно максимальному главному напряжению на пределе прочности при сжатии. Соответствующие результаты вычислений представлены в табл. 3. На основании данных таблицы можно сделать следующие выводы. При разрушении сжатого поликристаллического карбида вольфрама интенсивность касательных напряжений в критических точках межзеренных границ достигает довольно высокого уровня. Это приводит к возникновению значительной деформации сдвига, что согласуется с выводами работы [1]. Главные напряжения в предполагаемых точках разрушения при сжатии и растяжении имеют одинаковые знаки. Разрушение межзеренных границ при растяжении не должно сопровождаться заметным скольжением.

Т а б л и ц а 3

Значения главных напряжений и интенсивности касательных напряжений в точках, для которых σ_1 одинаково при растяжении и сжатии (ГПа)

Сжатие					Растяжение				
p	σ_1	σ_2	σ_3	τ_i	p	σ_1	σ_2	σ_3	τ_i
-5,90	0,644	0,168	-5,569	3,458	0,44	0,646	0,096	-0,048	0,367
-5,00	0,575	0,134	-4,692	2,922	0,36	0,577	0,098	-0,049	0,328
-3,85	0,487	0,091	-3,571	2,237	0,26	0,491	0,100	-0,051	0,280
-3,33	0,447	0,072	-3,064	1,928	0,22	0,457	0,101	-0,051	0,261

Заключение. Поликристаллический карбид вольфрама со средним размером зерна 0,7, 1,1, 2,2 и 5,0 мкм имеет предел прочности при растяжении 0,44, 0,36, 0,26 и 0,22 ГПа, соответственно. Данные количественные результаты хорошо аппроксимируются выражением

$$\sigma_p = 0,168 + 0,201(d_{WC})^{-0,878}. \quad (17)$$

Здесь напряжения измеряются в ГПа, а средний диаметр зерна – в мкм.

Представляет большой практический интерес вопрос о том, как соотносятся между собой вычисленные по формуле (17) и экспериментальные данные. К сожалению, относительно последних нам известно очень мало. В монографии [11] для предела прочности карбида вольфрама при растяжении приведено значение 0,34 ГПа. Следующее из (17) расчетное значение при

$d_{WC} = 1,2$ мкм составляет также 0,34 ГПа. В работе [12] имеются диаграммы растяжения некоторых марок твердых сплавов WC-Co. Если воспользоваться простейшей линейной экстраполяцией данных для сплавов с объемным содержанием кобальтовой связки 10 и 22%, то для предела прочности чистого карбида вольфрама получаем $\sigma_p \approx 0,3$ ГПа. При $d_{WC} = 2,0$ мкм по формуле (17) имеем $\sigma_p \approx 0,28$ ГПа. Приведенное сопоставление результатов указывает лишь на то, что уравнение (17) физически достаточно правдоподобно. Для окончательного заключения необходимы более точные экспериментальные данные. Заметим, однако, что получение надежных результатов сопряжено с необходимостью преодоления значительных трудностей, которые связаны с технологическим процессом изготовления образцов WC и их хрупкостью.

Резюме

Для визначення границі міцності полікристалічного монокарбиду вольфраму при розтязі запропоновано аналітичний підхід, що базується на результатах аналізу мікронапружень у полікристалі. Схема методу самопогодження з урахуванням залишкових термічних напружень використовується як розрахункова. Границя міцності при розтязі визначається з умови рівності максимальних напружень при розтязі на міжзерній межі в момент руйнування при стиску та розтязі. Установлено задовільну відповідність між розрахунковими й експериментальними результатами.

1. Rowcliffe D. J., Jayaram V., Hibbs M. K., and Singlair R. Compressive deformation and fracture in WC materials // Mater. Sci. Eng. – 1988. – A105/106, No. 2. – P. 299 – 303.
2. Lee M. and Gilmore R. S. Single crystal elastic constants of tungsten monocarbide // J. Mater. Sci. – 1982. – 17, No. 9. – P. 2657 – 2660.
3. Головчан В. Т. Об упругих модулях кристалла монокарбида вольфрама // Прикл. механика. – 1998. – 34, № 8. – С. 58 – 61.
4. Шермергор Т. Д. Теория упругости микронеоднородных сред. – М.: Наука, 1977. – 400 с.
5. Doi H., Fujiwara Y., Miyake K., et. al. Systematic investigation of elastic moduli of WC-Co alloys // Metal. Trans. – 1970. – 1, No. 5. – P. 1417 – 1425.
6. Головчан В. Т. Анизотропия физико-механических свойств композитных материалов. – Киев: Наук. думка, 1987. – 302 с.
7. Krawitz A. D., Reichel D. G., and Hitteman R. Thermal expansion of tungsten carbide at low temperature // J. Amer. Ceram. Soc. – 1989. – 72, No. 3. – P. 515 – 517.
8. Hashin Z. Thermal expansion of polycrystalline aggregates: I. Exact analysis // J. Mech. Phys. Solids. – 1984. – 32, No. 2. – P. 149 – 157.
9. Sultrich B. and Krecher W. Influence of anisotropic thermal expansion on internal stresses in WC hardmetals // J. Mater. Sci. Lett. – 1986. – 5, No. 4. – P. 389 – 390.

10. *Chermant J. L. and Osterstock F.* Elastic and plastic characteristics of WC-Co composite materials // *Powder Metal. Int.* – 1979. – **11**, No. 3. – P. 106 – 109.
11. *Самсонов Г. В., Витрянюк В. К., Чаплыгин Ф. И.* Карбиды вольфрама. – Киев: Наук. думка, 1974. – 176 с.
12. *Герланд Дж., Парих Н. М.* Микроструктурные аспекты разрушения двухфазных сплавов // *Разрушение / под ред. Г. Либовица.* – М.: Мир. – 1976. – Т. 7, ч. 3. – С. 472 – 512.

Поступила 05. 06. 2002