

Точки рис. 1	\ddot{u}	\ddot{w}
C_1	0,363	0,25
C_2	0,0225	0,033

Для оргстекла динамические измерения дают $E = 5,4 \cdot 10^9$ Па, $\nu = 0,32$ (модуль Юнга и коэффициент Пуассона), откуда $\lambda = 3,64 \cdot 10^9$ Па, $\mu = 2,05 \times 10^9$ Па. С учетом этих данных и $p =$

$= 0,33$ м имеем

$$K_i^0 = 14,1 \cdot 10^9 \text{ Па/м}, K_n^0 = 23,4 \cdot 10^9 \text{ Па/м}.$$

Можно провести оценку деформационных свойств ослабленного слоя, если усреднить упругие модули по среде с отверстиями. Для использованного в эксперименте слоя отношение площади, приходящееся на твердую среду, к общей площади твердой среды и отверстий составило $s = 0,45$. При толщине слоя $b = 0,06$ м

$$K_i = s\mu/b = 15,5 \cdot 10^9 \text{ Па/м}, K_n = sE/b = 41 \cdot 10^9 \text{ Па/м}.$$

Оценочные расчетные данные жесткостей ослабленного слоя достаточно близки к экспериментальным.

ЛИТЕРАТУРА

1. Садовский М.А., Болховитинов Л.Г., Писаренко В.Ф. Деформирование геофизической среды и сейсмический процесс. — М.: Наука, 1987.
2. Goodman R.E., Taylor R.L., Brekke T.L. A model for the mechanics of jointed rock // Proc. ASCE. J. Soil Mech. and Found. Div. — 1968. — V. 94, N SM3. — P. 637—659.
3. Wittke W. Rock Mechanics. — Berlin: Springer-Verlag, 1990.
4. Barton N.R., Choubey V. The shear strength of rock joints in theory and practice // Rock Mech. — 1977. — V. 10, N 1—2. — P. 1—54.
5. Ke-Hsu-Sun. Non-linear analysis of a joint element and its application in rock engineering // Int. J. Numer. and Analyt. Meth. Geomech. — 1981. — V. 5. — P. 229—245.
6. Ревуженко А.Ф., Шемякин Е.И. Некоторые постановки краевых задач L -пластичности // ПМТФ. — 1974. — № 2. — С. 128—137.
7. Леонтьев А.В., Назаров Л.А. Об определении жесткости контакта между блоками пород // ФТПРПИ. — 1994. — № 2. — С. 46—52.
8. Barton N.R. Deformation phenomena in jointed rock // Geotechnique. — 1986. — V. 36, N 2. — P. 147—167.
9. M. Oda, Yamabe T., Ishizuka Y. et al. Elastic stress and strain in jointed rock masses by means of crack tensor analysis // Rock Mechanics and Rock Engineering. — 1993. — V. 26, N 2. — P. 89—112.

г. Новосибирск

Поступила 25/II 1994 г.

УДК 539.3/4:620.17

Е.Ю. Еремина, С.Н. Пещеренко

РАСЧЕТ УСЛОВНОГО ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Разнообразие [1, 2] существующих в настоящее время методов расчета эффективного условного предела текучести $\sigma_{0,2}^*$ структурно-неоднородных материалов, в частности порошковых, объясняется иерархическим их строением, обуславливающим диссипацию энергии внешнего воздействия различными компонентами структуры, в зависимости от особенностей строения конкретных образцов и условий испытаний. Среди всех компонент структуры порошковых материалов важнейшее значение в формировании механических свойств при квазистационарном нагружении имеют компоненты

© Е.Ю. Еремина, С.Н. Пещеренко, 1995

мезоскопического масштаба: пористость и концентрационная неоднородность. На это указывает фиксируемая в экспериментах однозначная связь между пористостью [3], концентрационной неоднородностью [4] и механическими свойствами. Существование этой связи объясняется тем, что более мелкомасштабные деформации (например, внутризеренные, которые в порошковых материалах частично или полностью заблокированы примесными атомами [1]) имеют характер малых возмущений, наложенных на мезоскопические, а значит, мала и диссипируемая ими энергия. Однако при ударных нагрузках пространственный масштаб почти всех возникающих деформаций много меньше мезоскопического уровня, поэтому и энергия диссипируется в меньших пространственных масштабах, что проявляется как множественное зарождение очагов разрушения [5]. Поэтому для построения адекватного метода расчета эффективного условного предела текучести порошкового материала в условиях стандартных испытаний образцов на растяжение обычно достаточно учесть его строение на мезоуровне.

Предлагаемая в данной работе методика расчета $\sigma_{0,2}^*$ использует перколяционные представления*, поскольку при увеличении приложенной к образцу нагрузки пластическое течение не охватывает весь объем образца сразу, а вначале локализуется в микрообъемах с пониженной концентрацией легирующих элементов и вокруг пор. С ростом нагрузки объем пластических областей увеличивается, и они постепенно сливаются в бесконечный пластический кластер, что соответствует моменту появления необратимых пластических деформаций образца как целого. Бесконечный упругий кластер к этому моменту может быть и не разрушен, и тогда он будет ограничивать пластическую деформацию. Постепенно, по мере роста пластического кластера, упругий кластер разрушается, что позволяет развиваться значительным пластическим деформациям. Если же при таких деформациях образуются микротрещины, то с ростом нагрузки будет расти третий кластер — кластер микротрещин, и при достижении им критических размеров произойдет разрушение образца. Предлагаемая модель содержит следующие идеализации: предполагается, что пространственные распределения пластических зон вокруг пор и в низколегированных областях некоррелированы, для зависимости влияния роста межчастичных контактов в процессе спекания на предел текучести микрообъемов используется интерполяционная формула (2).

Относительный объем материала, перешедшего в пластическое состояние, имеет вид

$$(1) \quad \omega = \omega_p + \omega_v - \omega_p \omega_v,$$

где ω_p — относительный объем материала в состоянии пластического деформирования за счет концентрации напряжений вокруг пор, а ω_v — за счет неоднородного легирования. Соотношение (1) справедливо при независимом и случайном характере образования пластических зон по двум указанным механизмам. Отсутствие пространственной корреляции между соответствующими им компонентами структуры обеспечивается независимостью факторов, определяющих их формирование. Так, распределение пор в объеме образца зависит от начальной укладки частиц порошка, а концентрационная неоднородность формируется в процессе диффузионного массопереноса при спекании [4].

Из определения ω_p следует

$$\omega_p = (1 - \vartheta) (1 - W(\sigma^*)).$$

Здесь $W(\sigma^*)$ — доля материала, перешедшего в пластическое состояние за счет концентрации напряжений вокруг пор при приложенном внешнем напряжении, равном σ^* (* отмечены величины, относящиеся ко всему

* Аналогичный подход был предложен в [6] для расчета $\sigma_{0,2}^*$ пористых концентрационно-однородных материалов.

образцу в целом). Для $W(\sigma^*)$ воспользуемся выражением, полученным и прошедшим экспериментальную проверку в [5]:

$$W(\sigma^*) = \frac{\vartheta}{1 - \vartheta} \frac{(\sigma^* / \langle \sigma_{0.2} \rangle)^2}{(1 - \vartheta)^2 (\sigma^* / \langle \sigma_{0.2} \rangle)^2}$$

($\langle \sigma_{0.2} \rangle$ — среднее значение предела текучести микрообъема, не содержащего пор).

Для нахождения ω_V воспользуемся результатами, полученными в [4], где показано, что распределение различных легирующих элементов в объеме материала независимо, логарифмически нормально и его функция плотности вероятности $\rho(c_1, c_2, \dots, c_N)$ имеет вид

$$\rho(c_1, c_2, \dots, c_N) = \prod_{i=1}^N f_i(c_i),$$

где

$$f_i(c_i) = \exp \left\{ - \frac{\ln [c_i \sqrt{(1 + V_i^2)} / \bar{c}_i]^2}{2 \ln(1 + V_i^2)} \right\} / c_i \sqrt{2\pi \ln(1 + V_i^2)}$$

V_i — коэффициент вариации i -го элемента, равный отношению корня квадратного из дисперсии концентрации к среднему ее значению; N — количество легирующих элементов.

Будем считать, что в микрообъемах порошкового материала условный предел текучести $\sigma_{0.2}$ зависит от химического состава так же, как и в литых:

$$\sigma_{0.2} = \alpha(t) \varphi(c_1, c_2, \dots, c_N).$$

Здесь $\varphi(c_1, c_2, \dots, c_N)$ — зависимость $\sigma_{0.2}$ от концентрации в литом материале после той же термообработки; функция $\alpha(t) \leq 1$ учитывает изменение прочности межчастичных контактов при спекании за счет их роста. Пусть r — средний радиус порошинок, а x — радиус межчастичного контакта, тогда $\alpha \sim (x/r)$. Поскольку при малых t $\alpha \approx 0$, а $x \sim r^{1/n}$, где $n \in [2, 7]$ и зависит от механизма спекания [7], а при больших t $\alpha \approx 1$, то предлагается интерполяционная формула, имеющая те же асимптотики:

$$(2) \quad \alpha = \text{th}(at^{2/n}).$$

Время гомогенизации t выразим через коэффициент вариации одного из легирующих элементов, для чего воспользуемся уравнением гомогенизации [4]

$$(3) \quad V_i = V_0 \exp \left\{ -\beta_i \frac{D_i}{r_i^2} \bar{c}_i^{-2/3} t \right\},$$

где D_i , r_i , \bar{c}_i — коэффициент взаимной диффузии, средний радиус порошинки и средняя концентрация i -го компонента соответственно; β_i , V_0 — константы, величины которых находятся в независимых экспериментах при изучении гомогенизации материала на основании (3). Из (2), (3) следует

$$\alpha = \text{th}\{B_i (\ln(V_0/V_i))^{2/n}\}.$$

Плотность вероятности распределения $\sigma_{0.2}$ можно найти стандартным образом как распределение функции случайных величин c_1, c_2, \dots, c_N ; например, для $N = 2$ [8]

$$(4) \quad g(\sigma_{0.2}) = \int_0^1 f_1(c_1) f_2(c_2(\sigma_{0.2}, c_1)) \left| \frac{\partial c_2(\sigma_{0.2}, c_1)}{\partial \sigma_{0.2}} \right| dc_1.$$

В (4) входят три параметра: V_0, V_i и B_i . Значения V_0, V_i зависят от характеристик исходного порошка и режимов спекания и могут быть определены согласно [4]. Поэтому B_i — единственный параметр методики.

Т а б л и ц а 1

Сопоставление экспериментальных и вычисленных значений $\sigma_{0,2}^*$ для стали 35Н2			
V_{Ni}	$\sigma_{0,2}^*$ (эксперимент)	$\sigma_{0,2}^*$ (расчет)	Ошибка в вычислении, %
	МПа		
<i>Сталь на основе карбонильного Fe ($V_0 = 1,5, B = 0,5$)</i>			
0,79	137	135	1
0,60	180	152	16
0,37	207	177	14
0,28	193	195	1
0,20	206	205	1
<i>Сталь на основе восстановленного Fe ($V_0 = 1,15, B = 0,7$)</i>			
0,98	140	146	4
0,91	150	157	5
0,87	165	159	4
0,69	215	190	12
0,63	250	208	17

Во многих порошковых металлических системах легирование слабо влияет на упругие постоянные. Поэтому при условии однородного внешнего нагружения можно считать, что распределение напряжений в микрообъемах не зависит от распределения концентраций, т.е. однородно. Пусть к материалу приложено напряжение σ^* , тогда доля микрообъемов, перешедших в пластическое состояние,

$$\omega_V = (1 - \nu) \int_{\sigma_{\min}}^{\sigma^*} g(y) dy,$$

где σ_{\min} — минимальное значение $\sigma_{0,2}$ (обычно $\sigma_{\min} = \alpha\varphi(0,0)$).

В теории перколяции показано, что в трехмерном случае задачи протекания по узлам кластер становится бесконечным (пронизывает весь ма-

Т а б л и ц а 2

Сопоставление экспериментальных и вычисленных значений $\sigma_{0,2}^*$ для стали 35Х			
V_{Ni}	$\sigma_{0,2}^*$ (эксперимент)	$\sigma_{0,2}^*$ (расчет)	Ошибка в вычислении, %
	МПа		
<i>Сталь на основе карбонильного Fe ($V_0 = 2,2, B = 0,5$)</i>			
1,30	165	151	8
0,82	190	200	5
0,79	220	205	7
0,77	210	207	2
0,30	230	270	17
0,28	280	288	3
<i>Сталь на основе восстановленного Fe ($V_0 = 1,1, B = 0,5$)</i>			
0,96	110	133	20
0,65	170	172	1
0,57	185	183	9
0,54	200	188	2
0,52	210	191	4
0,24	230	236	3

Т а б л и ц а 3

Сопоставление экспериментальных и вычисленных значений $\sigma_{0,2}^*$ для стали 35Н2 на основе карбонильного Fe

V_{Ni}	V_{Cr}	$\sigma_{0,2}^{ex}$, МПа (эксперимент)	$\sigma_{0,2}^*$, МПа (расчет при $V_{0Ni} = 1,5$, $V = 0,62$)	Ошибка в вычислении, %	$\sigma_{0,2}^*$, МПа (расчет при $V_{0Cr} = 1,5$, $V = 0,7$)	Ошибка в вычислении, %
0,78	0,93	274	315	15	321	17
0,48	0,67	453	389	14	391	14
0,38	0,52	435	419	8	433	5
0,30	0,41	478	450	6	469	2
0,16	0,23	499	513	3	533	7

териал), когда его объемная доля достигает значения 0,17. Поэтому условие разрушения упругого кластера, стесняющего макроскопическую пластическую деформацию, имеет вид

$$(5) \quad 0,17 = (1 - \vartheta)(1 - \omega) = (1 - \vartheta)(1 - \omega_p - \omega_v + \omega_p \omega_v).$$

Подставив в (5) выражения для ω_p и ω_v , в которых σ^* заменяется на $\sigma_{0,2}^*$, получаем интегральное уравнение для нахождения $\sigma_{0,2}^*$.

В табл. 1—3 приведены результаты экспериментальной проверки предложенной методики. Образцы прессовали при 780 МПа по двухсторонней схеме, спекали в интервале режимов от 1150°/1 ч до 1300°/6 ч. Механические испытания проводили согласно ГОСТу 1793—73. Решение уравнения (5) находили численным методом, полагая для сталей на основе карбонильного железа $n = 5$, что соответствует припеканию порошков по механизму объемной диффузии при наличии стоков в перешейке между частицами порошка, и $n = 4$ для сталей на основе восстановленного железа, усадка в которых контролируется граничной диффузией [9]. Получили, что зависимость (5) аппроксимирует экспериментальные данные с ошибкой порядка ошибки эксперимента.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мильман Ю.В. Механические свойства спеченных материалов. I. Прочностные характеристики спеченных материалов // Порошковая металлургия. — 1991. — № 1.
2. Ковальченко М.С. О механических свойствах спеченных материалов // Порошковая металлургия. — 1991. — № 3.
3. Порошковая металлургия и напыленные покрытия / Под ред. Б.С. Митина. — М.: Металлургия, 1987.
4. Анциферов В.Н., Пещеренко С.Н., Курилов К.П. Взаимная диффузия и гомогенизация порошковых материалов. — М.: Металлургия, 1988.
5. Иванов А.Г., Новиков С.А., Тарасов Ю.И. Откольные явления в железе и стали, вызванные взаимодействием ударных волн разрежения // ФТТ. — 1962. — Т. 4, вып. 1.
6. Бейгельзимер Я.Е., Гетманский А.П. Модель развития пластической деформации пористых тел в приближении теории протекания // Порошковая металлургия. — 1988. — № 10.
7. Гегузин Я.Е. Физика спекания. — М.: Наука, 1984.
8. Гурский Е.И. Теория вероятности с элементами математической статистики. — М.: Высш. шк., 1971.
9. Анциферов В.Н., Пещеренко С.Н. Особенности гомогенизации химически неоднородных материалов // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1985. — № 7.

г. Пермь

Поступила 3/XI 1992 г.,
в окончательном варианте — 4/II 1994 г.