ЛИТЕРАТУРА

1. *Ножкина А. В., Лаптев А. И., Ермолаев А. А.* // Сверхтв. материалы. 2002. № 5. С. 36.
2. *Ножкина А. В., Ермолаев А. А., Лаптев А. И.* // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления: Сб. науч. тр. Киев: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 2006. Вып. 9. С. 175.
3. *Ермолаев А. А., Лаптев А. И., Поляков В. П.* // Изв. вузов. Цв. металлургия. 2000. № 2. С. 62.
4. *Понизовский Л. З., Боброва Е. М., Лихтер А. И.* // Алмазы и сверхтв. материалы. 1974. Вып. 8. С. 1.
5. *Ножкина А. В., Лаптев А. И., Салимон А. И.* // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Тез. докл. V Междунар. конф. (Крым, п. Морское, 21–27 сент. 2002 г.). Киев: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 2002. С. 25.

УДК 621.762

ВАРИАНТ КОНТИНУАЛЬНОЙ МОДЕЛИ ВЯЗКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Сообщение 2. Экспериментальная проверка

© 2013 г. **А. Ф. Федотов**

Самарский государственный технический университет (СамГТУ)

А. Ф. Федотов – докт. техн. наук, профессор кафедры механики СамГТУ (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244). Тел.: (846) 332-42-33. E-mail: a.fedotov50@mail.ru.

Выполнена экспериментальная проверка континуальной модели горячего деформирования пористых порошковых материалов, учитывающей неоднородный характер вязкого течения твердой фазы. Описана методика идентификации феноменологических параметров ползучести для твердой фазы порошковых материалов. Показано, что в зависимости от температурно-силового режима деформирования реализуется тот или иной механизм вязкого течения частиц твердой фазы. В отличие от литых материалов процесс ползучести порошковых материалов, наряду с объемной и граничной диффузией, может контролироваться и поверхностной диффузией. При одинаковом механизме ползучести предлагаемая континуальная модель позволяет для порошковых материалов напрямую использовать феноменологические константы литых материалов.

Ключевые слова: пористый материал, горячее деформирование, феноменологические константы, кривые уплотнения.

Considering the non-uniform character of viscous flow of hard phase, the continual model of hot deformation of porous powder materials has been checked. The procedure of the phenomenological creep parameter identification for the hard phase of powder materials is described. A particular mechanism of viscous flow of hard phase particles is shown to be realized depending on temperature-force strain conditions. Unlike the cast materials the powder material creep process, alongside with volume and boundary diffusion, can be controlled by superficial diffusion as well. In case of the same creep mechanism, the offered continual model allows us to use for powder materials directly the phenomenological constants of cast materials.

Key words: porous material, hot deformation, phenomenological constants, sealing curves.

В работе [1] предложен вариант континуальной модели пористых материалов, учитывающей неоднородный характер вязкого деформирования твердой фазы. Определяющие соотношения имеют следующий вид:

$$\sigma_{ij} = \frac{2\sigma_{i0}}{3\dot{\varepsilon}_{i0}}\left[(\psi - \frac{1}{3}\varphi)e\delta_{ij} + \varphi e_{ij}\right], \qquad (1)$$

где σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; e_{ij}– компоненты тензора скоростей деформаций; e – скорость объемной деформации; δ_{ij} – единичный тензор Кронекера; σ_{i0}, $\dot{\varepsilon}_{i0}$ – соответственно эквивалентные напряжения и скорость деформации в твердой фазе; φ, ψ – функции пористости (или относительной плотности ρ). Микроскопическая эквивалентная скорость деформации в твердой фазе $\dot{\varepsilon}_{i0}$ связана с макроскопическими параметрами деформированного состояния пористого тела следующей зависимостью:

$$\dot{\varepsilon}_{i0} = \frac{1}{\sqrt{3\alpha}}\sqrt{2\psi e^2 + \varphi H^2}, \qquad (2)$$

где α – доля эффективного объема осреднения микроскопических напряжений и деформаций; H – интенсивность макроскопических скоростей деформации сдвига. В случае степенного закона вязкого течения используется одночленная степенная аппроксимация:

$$\dot{\varepsilon}_{i0} = A\sigma_{i0}^n. \qquad (3)$$

При законе течения (3) и соотношении (2) для определяющих соотношений (1) получим

$$\sigma_{ij} = \frac{2}{3^{\frac{n+1}{2n}}}\left(\frac{1}{A}\right)^{\frac{1}{n}}\left(\frac{\alpha}{2\psi e^2 + \varphi H^2}\right)^{\frac{n-1}{2n}}\left[\left(\psi - \frac{1}{3}\varphi\right)e\delta_{ij} + \varphi e_{ij}\right]. \quad (4)$$

Определяющие соотношения (4) дополняются уравнением неразрывности:

$$\dot{\rho} + \rho e = 0. \quad (5)$$

Параметр A, учитывающий влияние температуры T на реологические свойства твердой фазы, определяется по зависимости

$$A = \frac{C}{RT}\exp\left(-\frac{U}{RT}\right), \quad (6)$$

где U – энергия активации ползучести; R – газовая постоянная; C – эмпирическая константа. Функции плотности φ и ψ связаны с долей эффективного объема осреднения твердой фазы α следующим образом:

$$\varphi = \alpha, \quad \psi = {}^2/_3\,\alpha(1-\alpha)^{-1}. \quad (7)$$

Величина α выражается через относительную плотность ρ следующей зависимостью [1]:

$$\alpha = \rho^k\frac{\rho - \rho_{0н}}{1 - \rho_{0н}}, \quad k = \frac{2 - \rho - \rho_{0н}}{1 - \rho_{0н}}, \quad (8)$$

где $\rho_{0н}$ – начальная (насыпная) относительная плотность порошка.

Особенность предлагаемой модели состоит в принятии гипотезы о том, что в порошковом материале деформируется не весь объем твердой фазы, а лишь его часть. При этом в состоянии насыпной плотности при $\rho = \rho_{0н}$ параметр $\alpha = 0$ и согласно (4) дисперсная среда не оказывает сопротивления вязкой деформации.

Рассмотрим применение теории вязкого течения к описанию процессов горячего деформирования порошковых материалов.

При расчете по определяющим уравнениям (1), (4) должны быть известны реологические свойства твердой фазы и функции плотности ψ и φ. Феноменологические параметры закона вязкого течения твердой фазы n и A определяются из эксперимента. Функции ψ и φ отражают влияние плотности на механические свойства порошкового материала. Данные функции могут быть теоретическими или экспериментальными. Теоретические функции, как правило, учитывают только один структурный параметр – плотность. Вместе с тем физико-механические свойства порошков зависят от морфологии, дисперсности, способа получения и т. д. Эти факторы могут быть учтены интегрально через экспериментально определяемые функции плотности или эмпирические константы теоретических функций плотности. В работе [2] показано, что экспериментальные функции плотности различны для различных материалов. Соответственно не могут существовать и единые теоретические зависимости для всех разновидностей пористых тел. Процедура определения в каждом случае новых экспериментальных функций плотности сложна и связана с большими материальными затратами. Поэтому целесообразно задавать вид функций ψ, φ и по экспериментальным данным определять эффективные свойства твердой фазы.

Задачу идентификации феноменологических параметров закона вязкого течения твердой фазы (2) рассмотрим на примере горячего прессования медного порошка в закрытой матрице [3]. Определялось время (t), необходимое для уплотнения порошка до заданной плотности, при известных температуре (T) и давлении прессования (p_1). Теоретические основы процесса горячего деформирования порошковых материалов подробно изложены в монографии [3]. В этой работе для оценки феноменологических параметров использовали разность первообразных функций $\Delta X_n(\rho)$, взятых для текущего (ρ) и начального (ρ_0) значений относительной плотности. Оценку феноменологических параметров выполняли по зависимости, которая является промежуточной между уравнением кинетики горячего деформирования в пресс-форме при отсутствии внешнего трения и уравнением, учитывающим внешнее трение. При идентификации параметров ползучести A и n твердой фазы применяли графический метод линеаризации и рассматривали только целые значения показателя ползучести n. Для медного порошка с размером частиц d = 76÷104 мкм линейная графическая зависимость параметра $\Delta X_n(\rho)$ от времени t была получена при $n = 4$. Однако начальный участок зависимости $\Delta X_n(\rho) - t$, особенно для малых давлений прессования, является нелинейным. Эта нелинейность связывается с неустановившейся ползучестью, межзеренным скольжением или влиянием лапласова давления [3]. Из рис. 9 работы [2] были найдены следующие значения коэффициента A уравнения (2): $9{,}81\cdot10^{-8}$ (при T = 600 °C); $6{,}26\cdot10^{-7}$ (700 °C) и $3{,}32\cdot10^{-6}$ (800 °C). С использованием полученных значений феноменологических параметров ползучести A и n по уравнению (III.85) работы [3] были рассчитаны кривые уплотнения медного порошка, представленные на рис. 1. Хорошее соответствие с экспериментом наблюдается только при высоком давлении прессования p_1 = 7,3 МПа. Именно при этом значении p_1 зависимость $\Delta X_n(\rho) - t$ является линейной во всем диапазоне изменения

плотности. При уменьшении p_1 возрастает нелинейность этой зависимости и увеличивается степень расхождения расчетных и экспериментальных кривых уплотнения $\rho(t)$. Особенно заметно несоответствие результатов расчета и эксперимента при малом значении p_1 = 1,9 МПа (см. рис. 1, *а*).

Таким образом, методика идентификации феноменологических параметров ползучести твердой фазы работы [3] характеризуется очень низкой точностью при последующем описании процесса уплотнения. При этом низкая точность обусловлена не только ограничением расчетных значений показателя нелинейности n целыми числами, но также связана с фактически необоснованным выбором кинетического уравнения при идентификации феноменологических параметров. Точное кинетическое уравнение получим при решении краевой задачи одноосного сжатия в закрытой пресс-форме. При отсутствии трения равны нулю радиальная (e_2) и окружная (e_3) скорости деформации: $e_2 = e_3 = 0$. После интегрирования уравнения (5) получим следующую зависимость для расчета времени уплотнения порошка в пресс-форме до заданной относительной плотности ρ:

$$t_{\text{р}} = \int_{\rho_0}^{\rho} \frac{\alpha^{\frac{n-1}{2}} (6\psi + 4\varphi)^{\frac{n+1}{2}}}{3^{n+1} A p_1^n} \frac{d\rho}{\rho}. \qquad (9)$$

Искомые параметры ползучести A и n находили при линеаризации зависимости (9) методом наименьших квадратов при минимизации следующего функционала:

$$F = \sum_{i=1}^{N} (t_{\text{э}i} - t_{\text{р}i})^2, \qquad (10)$$

где $t_{\text{э}}$, $t_{\text{р}}$ – соответственно экспериментальное и расчетное время уплотнения до относительной плотности ρ; N – число расчетных точек. Минимум функционала (10) определяли симплексным методом Нелдера–Мида. Результаты расчетов приведены в табл. 1. При расчетах с функциями плотности φ и ψ (7) насыпную относительную плотность в зависимости (8) принимали равной $\rho_{0\text{н}}$ = 0,3 [4]. Одновременно выполняли расчеты с использованием функций φ и ψ работы [5]:

$$\varphi = \rho^{2/\rho}, \quad \psi = {}^1/_6\, \rho^{2/\rho}(2 + \rho^2)/(1 - \rho^2). \qquad (11)$$

Эти функции достаточно точно описывают упругие свойства порошковых материалов [6]. При расчетах с функциями (11) вместо объемной доли деформируемого объема α в (4) используется объемная доля всей твердой фазы, которая количественно равна относительной плотности ρ: α = ρ.

В начальный момент времени при приложении давления прессования происходит уплотнение порошка за счет мгновенной пластической деформа-

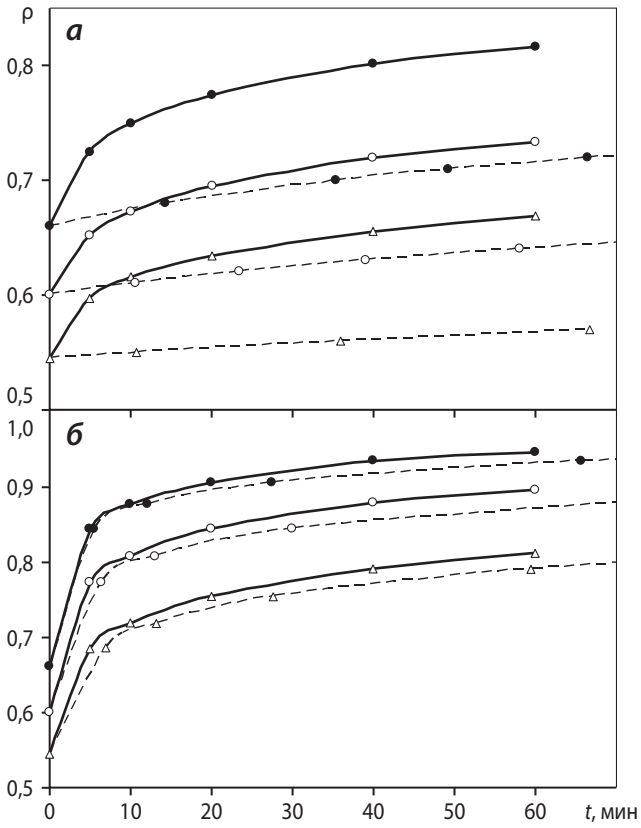

Рис. 1. Зависимость относительной плотности медного порошка от времени прессования

а – p_1 = 1,9 МПа, ***б*** – 7,3 МПа
T, °C: 600 (△), 700 (○), 800 (●)
Сплошные линии – эксперимент, штриховые – расчет по методике [3]

Таблица 1. Параметры линеаризации кинетических уравнений уплотнения медного порошка

T, °C	p_1, МПа	Параметры линеаризации уравнения (9)			
		Функции φ и ψ (7)		Функции φ и ψ (11)	
		n	*A*	*n*	*A*
600	1,9	4,65	$2{,}74 \cdot 10^{-9}$	5,4	$3{,}12 \cdot 10^{-9}$
	4,0	3,51	$1{,}01 \cdot 10^{-8}$	4,08	$6{,}26 \cdot 10^{-9}$
	5,6	3,35	$1{,}09 \cdot 10^{-8}$	3,95	$4{,}89 \cdot 10^{-9}$
	7,3	3,34	$7{,}30 \cdot 10^{-9}$	3,99	$2{,}58 \cdot 10^{-9}$
700	1,9	4,75	$1{,}41 \cdot 10^{-8}$	5,77	$1{,}10 \cdot 10^{-8}$
	4,0	3,63	$3{,}68 \cdot 10^{-8}$	4,39	$1{,}58 \cdot 10^{-8}$
	5,6	3,43	$4{,}40 \cdot 10^{-8}$	4,15	$1{,}56 \cdot 10^{-8}$
	7,3	3,52	$2{,}75 \cdot 10^{-8}$	4,23	$8{,}22 \cdot 10^{-9}$
800	1,9	4,65	$1{,}48 \cdot 10^{-7}$	5,77	$9{,}68 \cdot 10^{-8}$
	4,0	3,70	$1{,}41 \cdot 10^{-7}$	4,48	$6{,}02 \cdot 10^{-8}$
	5,6	3,66	$1{,}06 \cdot 10^{-7}$	4,34	$4{,}19 \cdot 10^{-8}$
	7,3	3,68	$7{,}40 \cdot 10^{-8}$	4,28	$2{,}86 \cdot 10^{-8}$

ции частиц, и согласно экспериментальным данным [3] начальная относительная плотность составляет ρ_0 = 0,545; 0,6 и 0,66 при температурах 600, 700 и 800 °С соответственно. Результаты расчета феноменологических параметров в случае горячего прессования порошковой меди с размером частиц $d = 76 \div 104$ мкм приведены в табл. 1.

Из результатов расчета (см. табл. 1) следует, что имеется заметное отличие показателя ползучести n при низком (p_1 = 1,9 МПа) и более высоком ($p_1 \geq 4$ МПа) давлениях прессования. Кроме того, при изменении температуры прессования также происходит некоторое изменение величины n. Аналогичная закономерность наблюдается при расчетах функций φ и ψ по зависимостям (11).

Многочисленные экспериментальные данные для сплошных металлов также свидетельствуют, что в зависимости от комбинации температуры и напряжения наблюдается то или иное соотношение между скоростью деформации ползучести и напряжением, что указывает на существование различных механизмов ползучести. Таким образом, в зависимости от давления и температуры прессования происходит изменение механизма вязкого течения частиц медного порошка. Косвенную информацию о механизме ползучести можно получить на основании значений показателя ползучести n и энергии ее активации U.

Параметры n и A, полученные при линеаризации одной кривой уплотнения, представляют собой одну экспериментальную точку. Искомые значения параметров n и A закона ползучести твердой фазы (3) найдем при осреднении экспериментальных данных табл. 1. При обоих расчетных вариантах функций φ и ψ осреднение параметров n и A выполняли в пределах двух областей с разной величиной давления прессования: при p_1 = 1,9 МПа и $p_1 \geq 4$ МПа. По средним значениям параметра A построены графи-

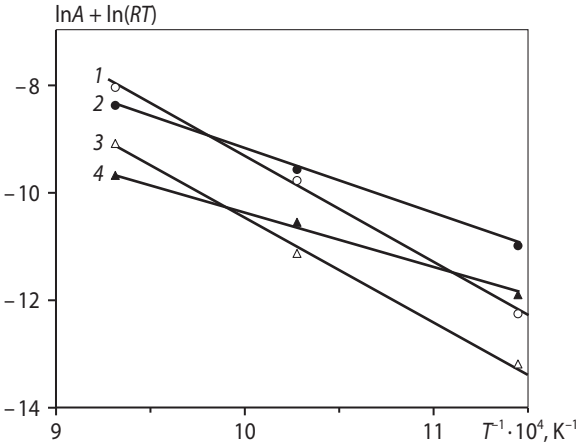

Рис. 2. Температурная зависимость параметра $\ln A + \ln(RT)$ для медного порошка с размером частиц 76–104 мкм
1, ***3*** – p_1 = 1,9 МПа; ***2***, ***4*** – $p_1 \geq 4$ МПа

ческие зависимости показателя $\ln A + \ln(RT)$ от обратной температуры T^{-1} (рис. 2). Линейный вид этих зависимостей свидетельствует о том, что энергия активации ползучести как при низком (p_1 = 1,9 МПа), так и при более высоком ($p_1 \geq 4$ МПа) давлениях прессования является постоянной величиной и не зависит от температуры.

Результаты расчета средних значений феноменологических параметров ползучести твердой фазы медного порошка приведены в табл. 2.

Сложный механизм ползучести реальных металлических материалов, в том числе и порошковых, не всегда позволяет интерпретировать экспериментальные результаты в рамках физических теорий ползучести, разработанных на атомном уровне. Поэтому отметим лишь основные закономерности.

Согласно результатам расчета происходит изменение энергии активации ползучести (U) при изменении давления прессования (p_1). Процесс высокотемпературной ползучести при температуре $T \geq 0{,}5T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления,

Таблица 2. Параметры ползучести медного порошка (d = 76÷104 мкм) и литой меди

Материал	p_1 = 1,9 МПа			$p_1 \geq 4$ МПа		
	n	U, ккал/моль	C, 10^3 кал/моль·с·МПа	n	U, ккал/моль	C, кал/моль·с·МПа
Медный порошок:						
функции φ и ψ (7)	4,68	39,3	28,5	3,53	24,7	23
функции φ и ψ (11)	5,65	34,1	1,66	4,21	23	4,3
Литая медь [7]:						
600 °С			2,34			
700 °С	4,8	46,2	3,03			
800 °С			3,95			

может контролироваться объемной или граничной диффузией. В первом случае энергия активации ползучести соответствует энергии активации самодиффузии ($U_{сд}$), во втором – энергии активации граничной диффузии ($U_{гр}$), которая примерно в 2 раза меньше $U_{сд}$ [8]. Для меди соответствующие энергии активации равны: $U_{сд}$ = 44 ккал/моль и $U_{гр} \approx 0{,}5U_{сд}$ = 22 ккал/моль [9]. Из сопоставления расчетных значений U, $U_{сд}$ и $U_{гр}$ следует, что при низком давлении прессования (p_1 = 1,9 МПа) ползучесть контролируется объемной диффузией, при $p_1 \geq 4$ МПа – граничной диффузией. Возможен следующий механизм влияния величины p_1 на закономерности ползучести порошковой меди.

Ведущим процессом на стадии установившейся ползучести является переползание дислокаций [8, 10]. Скорость переползания зависит от вида препятствий. При низких напряжениях эффективными являются внутризеренные препятствия – сидячие дислокации, барьеры Ломера–Коттрела, стенки дислокаций и др. В этом случае переползание дислокаций контролируется объемной диффузией вакансий между дислокациями и энергия активации ползучести соответствует энергии активации самодиффузии – $U_{сд}$. При высоких напряжениях внутризеренные препятствия могут быть преодолены путем скольжения и барьерами для движущихся дислокаций являются межзеренные границы. В этом случае скорость переползания регулируется диффузией вакансий в приграничном объеме и энергия активации ползучести соответствует энергии активации граничной диффузии – $U_{гр}$. Кроме того, при преобладании деформации границ зерен происходит снижение показателя ползучести n. Действительно, расчетная величина n при $p_1 \geq 4$ МПа меньше, чем при p_1 = 1,9 МПа (см. табл. 1). Таким образом, в зависимости от величины давления прессования и, следовательно, локальных напряжений происходит изменение ведущего механизма ползучести и изменяются значения показателя и энергии активации ползучести.

На рис. 3 представлены расчетные и экспериментальные данные по кинетике уплотнения медного порошка с размером частиц 76–104 мкм. Расчеты выполняли с использованием эффективных значений феноменологических констант n, C и U (см. табл. 2).

Прежде всего, следует отметить более высокую точность расчета по предлагаемой модели (7) по сравнению с расчетом, выполненным с использованием функций плотности (11). Вместе с тем для различных давлений и температур прессования точность расчета различна. Хорошее соответствие результатов расчета и эксперимента вне зависимо-

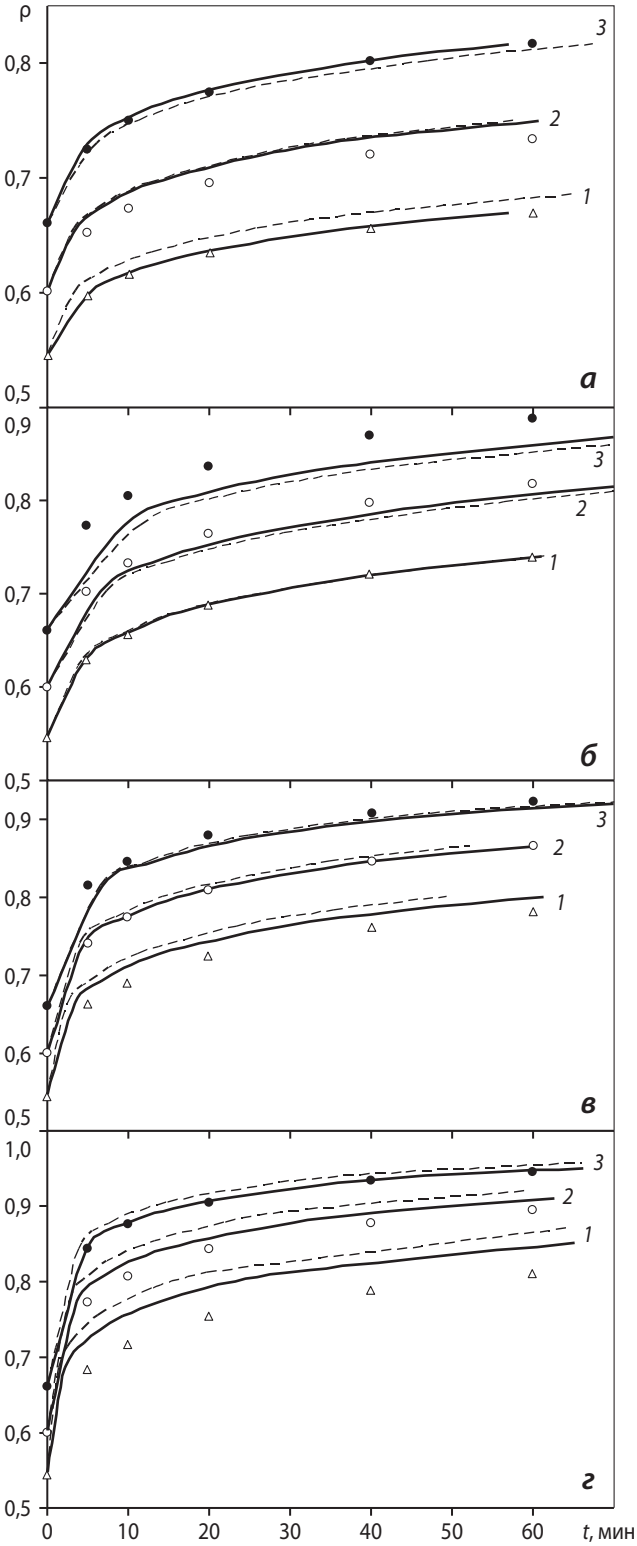

Рис. 3. Зависимости относительной плотности медного порошка от времени прессования

p_1, МПа: ***а*** – 1,9, ***б*** – 4,0, ***в*** – 5,6, ***г*** – 7,3

T, °С: ***1*** – 600, ***2*** – 700, ***3*** – 800

Значки – эксперимент,
сплошные линии – расчет с функциями φ и ψ (*7*),
штриховые – с функциями φ и ψ (11)

сти от температур наблюдается при малом давлении прессования p_1 = 1,9 МПа (см. рис. 3, *а*). В этом варианте осреднение величины показателя ползучести производилось по трем экспериментальным точкам, значения которых незначительно отличаются друг от друга. При $p_1 \geq 4$ МПа среднюю величину параметра n находили уже по девяти экспериментальным точкам и вариация их значений была больше, чем при малом давлении прессования. Поэтому чем больше значение экспериментальной точки параметров n и A отличается от их среднего значения, тем значительнее различие расчетных и опытных кривых уплотнения. Из рассмотренных девяти вариантов температурно-силовых режимов прессования только для двух расчетные кривые существенно отличаются от экспериментальных: при p_1 = 4 МПа, T = 800 °С (см. рис. 3, *б*) и p_1 = 7,3 МПа, T = 600 °С (см. рис. 3, *г*). Поэтому в целом обеспечивается достаточно высокая точность результатов расчета.

Таким образом, при горячем деформировании порошковых материалов в зависимости от температурно-силовых режимов реализуется тот или иной механизм ползучести твердой фазы. Соответственно аналитическое описание процесса деформирования должно выполняться на основании механизма ползучести, действующего в данном диапазоне температуры и напряжений. Вид конкретного механизма ползучести может быть установлен по величине феноменологических параметров закона течения твердой фазы – показателя ползучести n и энергии активации ползучести U.

Научный и практический интерес представляет возможность использования для твердой фазы порошкового материала феноменологических параметров ползучести соответствующего литого материала. Проверка гипотезы о едином законе вязкого течения вещества порошкового и литого материала была выполнена также на примере горячего прессования медного порошка.

По уравнению (9) рассчитывали время уплотнения медного порошка до заданной плотности. Применяли феноменологические параметры ползучести литой меди, которые были определены по экспериментальным данным [7]: n = 4,8 и U = 46,2 ккал/моль. В работе [7] скорость деформации ползучести функционально связывается с приведенным напряжением, которое равно отношению величины приложенного напряжения к модулю сдвига. Также учитывается влияние температуры на модуль сдвига. Поэтому константу C вычисляли с учетом зависимости модуля сдвига меди от температуры (см. табл. 2). Результаты расчетов сопоставляли с экспериментальными данными для порошковой меди с размером частиц 76–104 мкм при давлении прессования p_1 = 1,9 МПа. Именно для этого варианта порошковая медь и литая имеют примерно одинаковые значения показателя ползучести и энергии активации (см. табл. 2). Однако все расчетные варианты показывают большое расхождение с экспериментальными данными (табл. 3). Причем наибольшее несоответствие наблюдается при использовании модели однородного деформирования твердой фазы с функциями плотности (11).

Время уплотнения до заданной плотности напрямую определяется скоростью вязкого течения твердой фазы. Высокие расчетные значения t означают, что, несмотря на примерно равные значения показателя ползучести и энергии активации, скорость деформации ползучести литой меди намного меньше, чем порошковой. Скорость деформации ползучести определяется не только величинами n и U, но и константой C. Для рассматриваемого варианта константа C порошковой меди примерно на 2 порядка больше, чем у литой (см. табл. 2). Произведение константы C на экспоненту в зависимости (6) можно трактовать как эффективный коэффициент диффузии. Соответственно коэффициент диффузии и скорость деформации ползучести твердой фазы порошковой меди намного больше, чем у литой меди.

Более высокие значения коэффициента диффузии порошкового материала можно связать с двумя факторами – наличием большой свободной поверхности и мелкозернистым строением поликристаллических частиц порошка. Большая поверхность обусловливает увеличение вклада поверхностной диффузии. При этом энергии активации поверхностной и объемной диффузии часто оказываются близкими по значению, но различие в абсолютных значениях коэффициентов диффузии очень существенно – на 4–5 порядков [11]. Кроме того, кинетика ползучести поликристаллических материалов зависит от размера (L) зерен и субзерен. Влияние размера L на скорость ползучести учитывается следующим полуэмпирическим выражением [12]:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{C}{L^q}\sigma^n t^m \exp\left(-\frac{U}{RT}\right). \qquad (12)$$

Таблица 3. Время уплотнения медного порошка (d = 76÷104 мкм) до заданной относительной плотности

T, °С	ρ	t, мин		
		Эксперимент	Расчетные зависимости функций φ и ψ	
			(7)	(11)
600	0,667	60	$2{,}7\cdot10^4$	$1{,}4\cdot10^5$
700	0,733	60	$1{,}0\cdot10^4$	$3{,}2\cdot10^4$
800	0,819	60	$9{,}6\cdot10^3$	$2{,}0\cdot10^4$

Согласно (12) уменьшение размера зерен сопровождается увеличением скорости ползучести. Типичный размер зерна литой меди составляет 100 мкм [7]. Поликристаллические частицы медного порошка имеют практически такой же размер – d = 76÷104 мкм. Соответственно размер зерна порошковой меди будет намного меньше, чем у литой меди, и это также определяет более высокую скорость деформации ползучести медных частиц.

Результаты анализа закономерностей горячего прессования медного порошка свидетельствуют, что различия технологий получения, а также структурного и микроструктурного состояний обусловливают различные закономерности ползучести порошковых и литых материалов. Соответственно феноменологические параметры дисперсной твердой фазы следует определять индивидуально для каждого типа порошкового материала. Эквивалентности феноменологических параметров можно ожидать при одинаковых или близких структурных состояниях и механизмах ползучести порошкового и соответствующего литого материала. Примером такой возможности могут служить результаты горячего изостатического прессования порошкового олова.

При изостатическом прессовании все компоненты тензора напряжений являются главными и равны гидростатическому давлению p: $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3 = -p$. Для изотропного материала равны между собой и главные скорости деформации: $e_1 = e_2 = e_3$. При допущении об установившемся характере вязкого течения из определяющих соотношений (4) и условия неразрывности (5) получим зависимость для расчета времени уплотнения до заданной относительной плотности ρ:

$$t = \int_{\rho_0}^{\rho} \frac{\alpha^{\frac{n-1}{2}} (2\psi)^{\frac{1+n}{2}}}{3^{\frac{n+1}{2}} A p^n} \frac{d\rho}{\rho}. \qquad (13)$$

В результате обработки экспериментальных данных по ползучести литого олова [13] при модуле сдвиге μ = 17 500 МПа [14] и энергии активации ползучести U = 24,5 ккал/моль [9] для температуры T = 100 °С получены следующие значения феноменологических параметров уравнения (13): n = 6; $A = 1{,}73 \cdot 10^{-11}$ МПа$^{-6}\cdot$с$^{-1}$. Насыпную относительную плотность принимали равной $\rho_{0н}$ = 0,5 [15]. Величину начальной относительной плотности ρ_0 = 0,74 нашли из экспериментальной кривой уплотнения [2] при давлении прессования p = 3,1 МПа. Расчеты выполняли по предлагаемой модели, учитывающей неоднородный характер вязкого течения частиц, и модели [5] с функцией ψ (11) и α = ρ. Расчетные зависимости относительной плотности от времени изостатического прессования порошкового олова показаны на рис. 4. Там же приведены расчетные данные работы [2], в которой использовали экспериментальные функции плотности и феноменологические параметры ползучести беспористых образцов, специально полученных горячим формованием оловянного порошка.

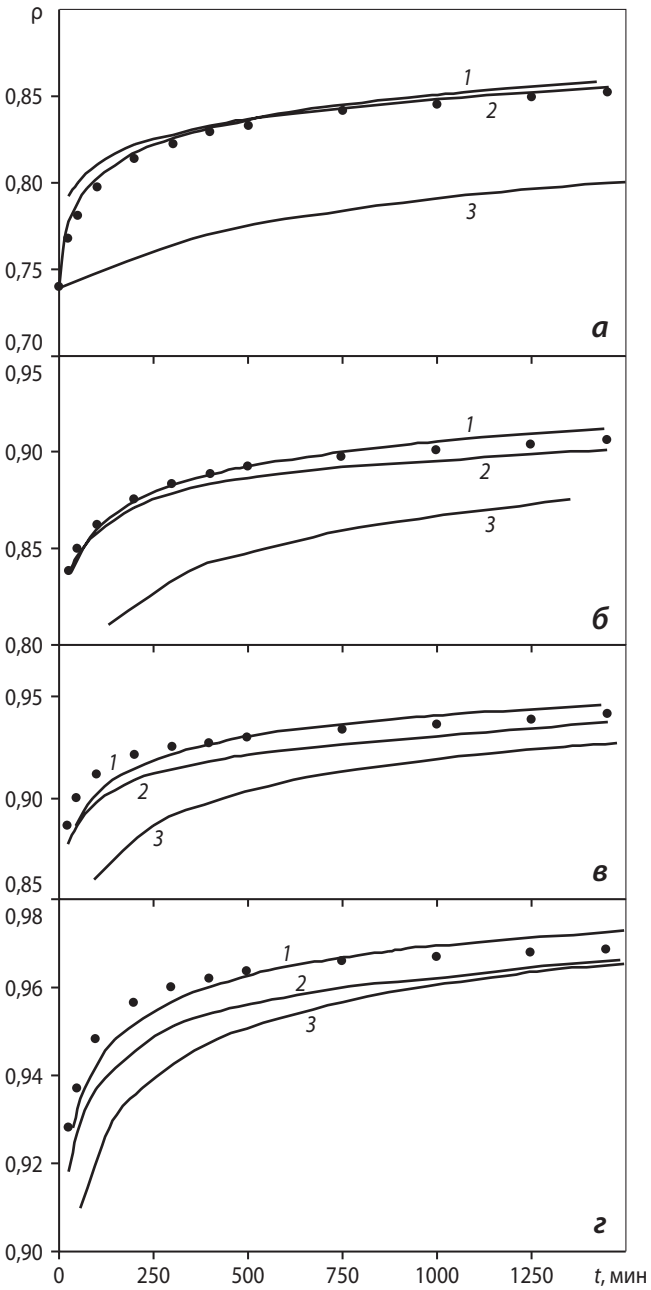

Рис. 4. Зависимости относительной плотности порошка олова от времени изостатического прессования

p, МПа: ***а*** – 3,1, ***б*** – 4,9, ***в*** – 6,97, ***г*** – 10,48

1 – расчет с функцией ψ (***7***); ***2*** – расчет [2]; ***3*** – расчет с функцией ψ (11)

Точки – эксперимент

Результаты расчетов по предлагаемой модели достаточно хорошо согласуются с экспериментальными данными. Расчеты с функцией ψ (11) характеризуются низкой точностью. Следует отметить, что расчет по предлагаемой модели с применением теоретических функций плотности и феноменологических параметров литого олова не уступает по точности расчету, когда используются экспериментальные функции плотности и феноменологические параметры спеченных беспористых образцов.

Рассмотрим общую схему расчетно-экспериментального исследования закономерностей горячего деформирования порошковых материалов. Макроскопические свойства несплошного тела $C_э$ и свойства его твердой фазы C_0 можно представить в виде следующей зависимости:

$$C_э = f(\rho)C_0, \qquad (14)$$

где $f(\rho)$ – обобщенная функция плотности. Функция $f(\rho)$ зависит от принятой модели деформирования микронеоднородного материала. Свойства твердой фазы C_0 определяются технологией получения пористых материалов и могут быть одинаковыми или отличаться от свойств соответствующего литого материала $C_л$. В первом случае, когда $C_0 = C_л$, адекватное описание эффективных свойств будет обусловлено функцией $f(\rho)$ и, следовательно, используемой моделью деформирования. Во втором случае, когда $C_0 \neq C_л$, необходимо экспериментально определять свойства твердой фазы. Для этого из макроопытов устанавливаются эффективные свойства $C_э$ несплошного материала, и формально процедура нахождения свойств твердой фазы может быть представлена следующим образом:

$$C_0 = C_э/f(\rho). \qquad (15)$$

Согласно (15) получаемые оценки свойств твердой фазы будут зависеть от принятой модели деформирования и функции $f(\rho)$ и поэтому представляют собой эффективные свойства. С учетом сказанного рассмотрим методологию расчетно-экспериментального исследования вязких свойств порошковых металлических материалов.

Ведущим механизмом высокотемпературной ползучести кристаллических материалов является дислокационно-диффузионный, связанный с переползанием дислокаций, и кинетика ползучести контролируется диффузионными процессами. Соответственно влияние дисперсного состояния на вязкие свойства порошковых материалов связано, прежде всего, с влиянием этого фактора на процессы диффузии. Закономерности диффузии в значительной мере определяются дефектами кристаллического строения реальных материалов. Различные технологии получения обусловливают качественное и количественное различия дефектов кристаллического строения литых и порошковых материалов. Соответственно могут различаться ведущие механизмы и кинетика ползучести. Априори нельзя однозначно ответить на вопрос, одинаков или нет механизм ползучести порошкового и литого материалов. Поэтому сначала для исследуемого температурно-силового режима деформирования необходимо по феноменологическим параметрам ползучести литого материала теоретически описать экспериментальные данные для порошкового материала. При одинаковом механизме ползучести и достаточно точной модели деформирования может быть получено адекватное описание эксперимента. В случае отрицательного результата следует в рамках принятой модели деформирования определять эффективные вязкие свойства твердой фазы порошка. Феноменологическими параметрами ползучести являются показатель ползучести n и параметры, определяющие температурную зависимость вязкого течения, – константа C и энергия активации ползучести U. В общем случае получаемые оценки этих параметров зависят от принятой модели деформирования. В зависимости от ведущего механизма энергия активации ползучести соответствует энергии активации объемной, граничной или поверхностной диффузии. Параметры диффузии, в том числе и энергия активации, определяются силами межатомного взаимодействия в кристаллических решетках [10], которые одинаковы для литого и дисперсного состояний. Поэтому идентификация ведущего механизма ползучести может быть выполнена по величине энергии активации ползучести. Равенство энергий активации ползучести порошкового и литого материалов может служить критерием адекватности принимаемой модели деформирования.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Для порошковых материалов характерны такие же основные закономерности высокотемпературной ползучести, что и для сплошных литых материалов. Прежде всего, это влияние сочетания температуры и приложенного напряжения на скорость ползучести. В зависимости от температурно-силового режима деформирования реализуется тот или иной механизм вязкого течения частиц твердой фазы. При этом тождественность температурно-силового режима не означает, что ползучесть

дисперсного и литого материалов контролируется одним и тем же механизмом. В частности, в отличие от литых материалов процесс ползучести порошковых материалов, наряду с объемной и граничной диффузией, может контролироваться и поверхностной диффузией.

В общем случае механизм и феноменологические параметры процесса ползучести следует устанавливать индивидуально для каждого типа порошкового материала и различных диапазонов температуры и напряжения. Получаемые оценки феноменологических параметров ползучести твердой фазы зависят от способа осреднения локальных напряжений и деформаций и вида функций плотности. При одинаковом механизме ползучести предлагаемая модель осреднения, учитывающая локальный характер вязкого течения частиц, позволяет для порошковых материалов напрямую использовать феноменологические константы литых материалов.

Работа выполнена в рамках аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)» (проект № 2.1.2/14070).

ЛИТЕРАТУРА

1. *Федотов А. Ф.* // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2012. № 4. С. 56.
2. Прогрессивные технологические процессы штамповки деталей из порошков и оборудование / Под ред. А. М. Дмитриева и А. Г. Овчинникова. М.: Машиностроение, 1991.
3. *Ковальченко М. С.* Теоретические основы горячей обработки пористых материалов давлением. Киев: Наук. думка, 1980.
4. *Бальшин М. Ю.* Научные основы порошковой металлургии и металлургии волокна. М.: Металлургия, 1972.
5. *Ковальченко М. С.* // Порошк. металлургия. 1993. № 3. С. 89.
6. *Федотов А. Ф.* // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2010. № 4. С. 19.
7. *Фрост Г. Дж., Эшби М. Ф.* Карты механизмов деформации. Челябинск: Металлургия, 1989.
8. *Фридель Ж.* Дислокации. М.: Мир, 1967.
9. *Дорн Дж. Э.* // Ползучесть и возврат. М.: Металлургиздат, 1961. С. 291.
10. *Розенберг В. М.* Основы жаропрочности металлических материалов. М.: Металлургия, 1973.
11. *Андриевский Р. А.* Порошковое материаловедение. М.: Металлургия, 1991.
12. *Чадек Й.* Ползучесть металлических материалов. М.: Мир, 1987.
13. *Мак Лин Д.* Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1968.
14. Физико-химические свойства элементов: Справочник / Под ред. Г. В. Самсонова. Киев: Наук. думка, 1965.
15. Порошки цветных металлов: Справочник / Под ред. С. С. Набойченко. М.: Металлургия, 1997.

Издательский Дом МИСиС представляет:

Теоретические основы прочности спеченных твердых сплавов

Учебное пособие

Автор: В. С. Панов

М.: ИД МИСиС, 2011. – 83 с.

Рассмотрены и обобщены свойства и структура спеченных твердых сплавов, различные качественные и количественные теории прочности, условия формирования карбидного скелета, механизм разрушения сплавов, технология, свойства и структура ультрадисперсных и наноразмерных твердых сплавов.

Содержание пособия соответствует программе курса «Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них».

Издание предназначено для магистров, обучающихся по направлению 150100 «Металлургия», а также может быть полезно магистрам других вузов, преподавателям, аспирантам и слушателям курсов повышения квалификации.

Учебное пособие можно купить в книжном павильоне Издательского Дома МИСиС по адресу:
Москва, Ленинский пр-т, 4, главный корпус МИСиС, цокольный этаж; тел.: **(495) 638-44-12**.
Для приобретения издания по безналичному расчету необходимо предварительно оформить заказ по электронной почте: **alek-drovna@yandex.ru** (справки по тел.: **(495) 638-44-28**).