

**АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ ДИНАМИЧЕСКОГО РАЗУПРОЧНЕНИЯ
ПОРШКОВЫХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ**

О.П. Гапонова, аспирант,

Л.А. Рябичева, д-р техн. наук, профессор,

Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля, г. Луганск

Детальный анализ процессов упрочнения и разупрочнения в компактных металлах и сплавах при деформации в условиях повышенных температур, проведенный в работах [1, 2], показал, что динамическое разупрочнение осуществляется за счет динамического возврата, полигонизации и рекристаллизации. Наибольшее влияние на механизм разупрочнения оказывают температура, степень и скорость деформации. При малых степенях деформации и низких температурах разупрочнение осуществляется за счет динамического возврата и полигонизации, с увеличением температуры и степени деформации – в результате динамической рекристаллизации [2]. Увеличение скорости деформации приводит к росту сопротивления деформированию, снижению пластичности вследствие интенсификации процессов упрочнения. Очевидно, в твердой фазе порошкового материала можно наблюдать те же процессы динамического разупрочнения, что и в компактном материале, однако на кинетику процессов разупрочнения должно оказывать влияние наличие фазы пористости.

Проведено експериментальний і теоретичний аналіз кінетики знеміцнюючих процесів, що проходять у порошковому пористому тілі при деформуванні в області підвищених температур. Отримано визначальні рівняння, що зв'язують параметри деформації та параметри структуроутворення, які характеризують процеси динамічного знеміцнення при деформуванні. Показано лінійну залежність логарифма осьового напруження і накопиченої деформації твердої фази у функції зворотної температури. Виконано оцінку енергії активації динамічного знеміцнення при одноосьовому стисканні. Показано, що при низьких температурах деформації механізмом знеміцнення є динамічне повернення та полігонізація, а при підвищених температурах - динамічна рекристалізація. Пористість знижує енергію активації динамічного знеміцнення.

Целью данной работы является экспериментальное и теоретическое исследование кинетики процессов разупрочнения в порошковом пористом материале при деформировании в интервале повышенных температур и определение взаимосвязи параметров деформирования и структурообразования.

Экспериментальные исследования выполнены на образцах, изготовленных из механической смеси порошка меди ПМС-1 и порошка титана ВТ1-0. Массовая доля титана составляла 0,5%, пористость - 5% и 10%. После двустороннего прессования образцы спекали по ступенчатому режиму в среде генераторного газа в течение 3 ч. Деформирование выполняли по схеме одноосного сжатия на испытательной машине ZD-4 в интервале температур 100-700°C с записью индикаторных диаграмм. Скорость деформации составляла 0,01 и 0,001 с⁻¹. Металлографический анализ выполняли при помощи растрового электронного микроскопа РЭММА – 102.

Исследования показали, что величина напряжения течения определяется условиями деформации, а также исходной пористостью образцов. Для анализа процессов, происходящих в порошковом материале при его деформации, кривые течения перестраивали в логарифмические координаты $\Delta\sigma - \varepsilon_z$ (приращение напряжения – деформация) (рис. 1) согласно методике [3]. На кривых выделяются три

прямолинейных участка, что свидетельствует о смене механизма упрочнения. На каждой стадии деформирования достигается максимальное критическое напряжение $\sigma_{кр}$, которому соответствует критическая степень деформации $\varepsilon_{кр}$, причем их величины определяются степенью деформации, температурой и скоростью деформации, а также пористостью. Так как при повышенных температурах одновременно происходят два конкурирующих процесса – упрочнение и разупрочнение, то, очевидно, каждой стадии упрочнения соответствует механизм разупрочнения, характеризующийся определенной энергией активации.

Микроструктурный анализ деформированных образцов показал, что при температуре 100°C наблюдается измельчение зерен, причем их форма отлична от равноосной (рис. 2 а). При 100°C разупрочнение медно-титановых материалов осуществляется за счет динамического возврата, уменьшение зерна вызвано деформацией твердой фазы. Микроструктура образца после осадки при 600°C характеризуется наличием равноосных зерен меди (рис. 2 б), сформировавшихся, очевидно, в результате динамической рекристаллизации. Необходимо отметить, что равноосная структура, формирующаяся во всем объеме образца, дает основание полагать о полном развитии динамической рекристаллизации при 600°C.

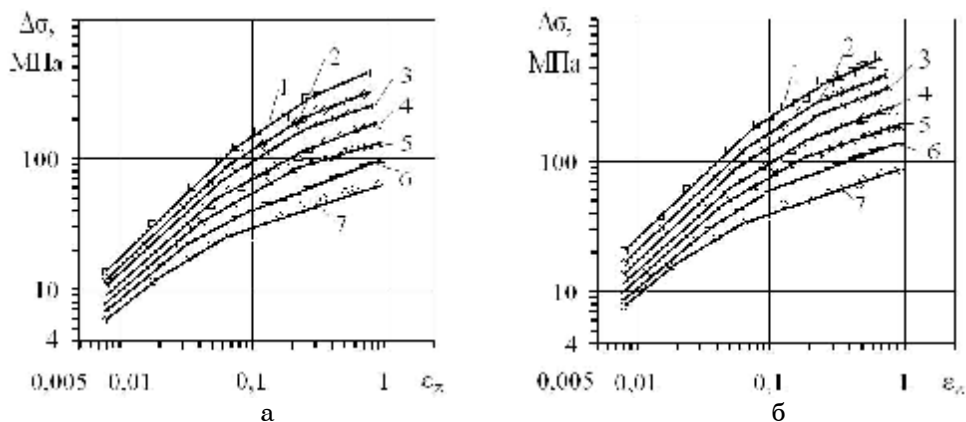


Рисунок 1 - Зависимость $\Delta\sigma - \varepsilon_z$: $\theta_0=5\%$; а - $\dot{\varepsilon} = 0,001 \text{ с}^{-1}$; б - $\dot{\varepsilon} = 0,01 \text{ с}^{-1}$:
1 - 20°C, 2 - 100°C, 3 - 400°C, 4 - 300°C, 5 - 500°C, 6 - 600°C, 7 - 700°C

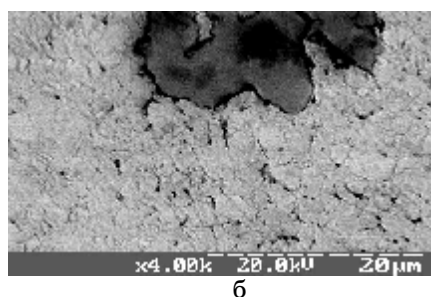
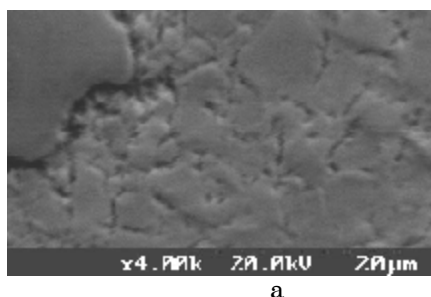


Рисунок 2 - Микроструктура образцов после осадки при $\varepsilon_z=0,69$, $\dot{\varepsilon}=0,001 \text{ с}^{-1}$ и температурах: а - 100°C; б - 600°C; $\theta_0=10\%$

Для определения механизмов динамического разупрочнения на каждой стадии деформации выполнен теоретический анализ кинетики динамического разупрочнения твердой фазы порошкового материала.

При любых внешних условиях пластическое деформирование характеризуется изменением дислокационной структуры твердой фазы

порошкового материала. Изменение плотности дислокаций при деформировании можно записать как [4]

$$\dot{\rho} = \eta \dot{\epsilon} - k\rho, \quad (1)$$

где ρ - плотность дислокаций;

k - функция Больцмана;

$\dot{\epsilon}$ - скорость деформации;

η - коэффициент, описывающий способность материала твердой фазы к накоплению дислокаций при определенной скорости деформации.

Первый член правой части уравнения (1) описывает упрочнение твердой фазы и выражает увеличение плотности дислокаций в единицу времени с увеличением скорости деформации $\dot{\epsilon}$. Второй член характеризует разупрочнение и выражает скорость уменьшения плотности дислокаций вследствие термически активируемых процессов, которое может быть описано функцией Больцмана:

$$k = k_0 \exp(-E/kT), \quad (2)$$

где k_0 - частотный фактор, не зависящий от температуры;

E - энергия активации процессов разупрочнения твердой фазы;

T - абсолютная температура.

При постоянной скорости деформации $\dot{\epsilon}(t) = \zeta = const$ и краевых условиях $\rho(0) = \rho_0$ уравнение (1) имеет решение [5]:

$$\rho = \left(\rho_0 - \frac{\eta\zeta}{k} \right) \exp\left(-k \frac{\omega}{\zeta} \right) + \frac{\eta\zeta}{k}, \quad (3)$$

где ω - накопленная деформация, учитывающая влияние пористости.

На основании положений теории пластичности пористых тел получено выражение для осевого напряжения при одноосном сжатии, которое имеет вид

$$\sigma_z = \frac{3\alpha a}{\alpha + 6\beta} - \frac{\sqrt{6} \sqrt{c^2(\alpha + 6\beta) - 6\alpha\beta a^2}}{\alpha + 6\beta}. \quad (4)$$

где α , β , a , c - коэффициенты, зависящие от пористости [6].

Изменение пористости и накопленной деформации при деформировании можно определить из выражений:

$$\begin{aligned} \frac{d\theta}{d\varepsilon_z} &= (1-\theta)(1-2\nu), \\ \frac{d\omega}{d\varepsilon_z} &= \frac{1}{\sqrt{1-\theta}} \sqrt{\frac{2}{3} \frac{1}{r^2} \varphi + \psi (1-2\nu) \text{sign}(e_z)}, \end{aligned} \quad (5)$$

где e_z - скорость осевой деформации;

θ - пористость;

$\psi = \frac{2(1-\theta)^3}{3\theta}$, $\varphi = (1-\theta)^2$ - функции пористости [6];

r - расчетный коэффициент;

ν - коэффициент Пуассона.

В результате математических преобразований получены определяющие выражения математической модели:

- максимальное напряжение течения за данную стадию деформирования σ_z

$$\ln \sigma_z = \ln \left[A \left(\chi \frac{\eta \zeta}{k_0} \right)^n \right] + \frac{nE}{RT}; \quad (6)$$

- соответствующая ему определенная накопленная деформация твердой фазы ω_k

$$\ln \omega_k = \ln \frac{\zeta}{k_0} - \frac{E}{RT}. \quad (7)$$

Уравнения (6) и (7) являются соотношениями, связывающими основные параметры деформации пористого тела ($\sigma_z, \omega_k, \zeta, T$) и структурные характеристики твердой фазы порошкового материала (η, k, E, ρ_k), которые характеризуют процессы разупрочнения при деформировании в интервале повышенных температур. Из этих уравнений следует линейный характер зависимости накопленной деформации и соответствующего напряжения течения от обратной температуры с тангенсом угла наклона прямой, равным энергии активации процесса динамического разупрочнения твердой фазы, проходящего по тому или иному механизму.

На основании уравнений (4), (5), согласно которым выполняли расчет накопленной деформации и осевого напряжения, и определяющих выражений математической модели (6), (7), получены зависимости $\ln \sigma_z - 1/T$ и $\ln \omega_k - 1/T$ (рис. 3), которые представляют собой прямые линии, за исключением точек при 400eC, в которых имеются разрывы функций. Известно, что для этой температуры характерно деформационное старение, механизм которого отличается от механизма динамического разупрочнения. Прямые линии состоят из двух ветвей – низкотемпературной, характеризующих деформацию при 100-300°C, и высокотемпературной, обусловленной деформацией при 400-600°C.

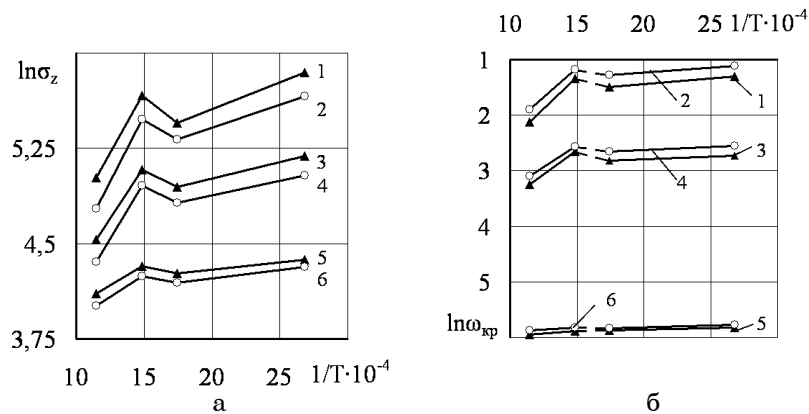


Рисунок 3 - Зависимости а - $\ln \sigma_z - 1/T$; б - $|\ln \omega_k| - 1/T$:

▲ - $\theta_0 = 5\%$; ○ - $\theta_0 = 10\%$; 1, 2 - $N = 3$; 3, 4 - $N = 2$; 5, 6 - $N = 1$

Расчет энергий активации для каждой стадии деформирования показал (рис. 4), что на величину энергии активации и, следовательно, на кинетику динамических процессов разупрочнения влияет температура, степень и скорость деформации, а также исходная пористость образцов.

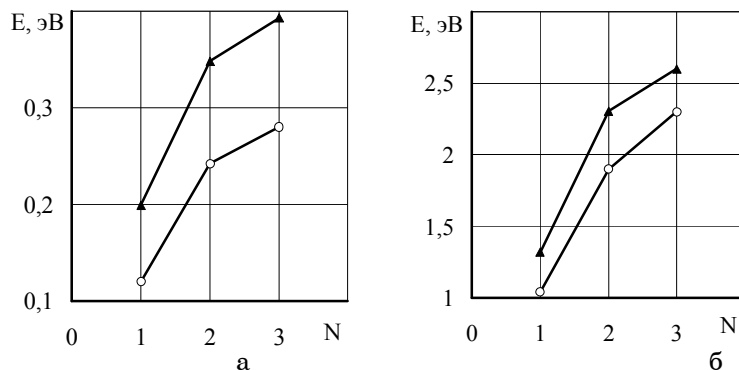


Рисунок 4 - Изменение энергии активации при разупрочнении: а - низкотемпературная ветвь; б - высокотемпературная ветвь; \blacktriangle - $\theta_0 = 5\%$; \circ - $\theta_0 = 10\%$

Низкотемпературная ветвь характеризуется минимальной энергией активации (рис. 4 а), значения которой находятся в пределах 0,15-0,39 эВ при пористости образцов 5% и 0,07-0,28 эВ при пористости 10%. Низкие значения энергии активации подтверждают предположение, что в этом температурном интервале механизмами разупрочнения являются динамический возврат и полигонизация.

В высокотемпературной области энергия активации возрастает на порядок (рис. 4 б), что свидетельствует о более интенсивном разупрочнении. Наибольший прирост энергии активации в высокотемпературной области наблюдается на третьей стадии и составляет 2,3-2,6 эВ. При этом энергия активации разупрочнения сопоставима с энергией активации самодиффузии чистой меди, равной 2,79 эВ [7], поэтому можно принять с учетом предыстории деформирования, что разупрочнение на третьей стадии осуществляется за счет динамической рекристаллизации.

Расчеты энергии активации динамических процессов разупрочнения показали, что в обоих температурных интервалах, с ростом скорости деформации ее величина возрастает. Следует отметить, что величина энергии активации процессов разупрочнения твердой фазы зависит от исходной пористости образцов и принимает большую величину при пористости 5% (рис. 4). Наличие пор тормозит развитие динамического разупрочнения, что подтверждается экспериментальными исследованиями. Например, при высокотемпературной деформации на стадии разупрочнения динамической рекристаллизацией $E = 2,6$ эВ при $\theta_0 = 5\%$ и $E = 2,3$ эВ при $\theta_0 = 10\%$.

ВЫВОДЫ

Проведен анализ кривых течения пористых тел из порошковых материалов пористостью 5 и 10%. Показано, что пластическое течение сопровождается динамическим разупрочнением, механизм которого определяется температурой, степенью и скоростью деформации, а также исходной пористостью.

Исходя из дислокационных представлений пластической деформации и теории пластичности порошковых пористых тел, получены определяющие уравнения, связывающие основные параметры

деформации и структурные характеристики материала, которые могут быть использованы для оценки механизма динамического разупрочнения твердой фазы при деформировании порошковых материалов в интервале повышенных температур.

На основании оценки энергии активации твердой фазы пористого порошкового тела установлено, что в низкотемпературном интервале деформирования механизмом разупрочнения является динамический возврат и полигонизация, а в высокотемпературном – динамическая рекристаллизация. При этом наличие фазы пористости снижает энергию активации процессов разупрочнения, приводя к менее интенсивному их развитию.

SUMMARY

ANALYSIS OF THE DYNAMIC SOFTENING MECHANISMS OF POWDER POROUS MATERIALS

O.P. Gaponova, L.A. Ryabicheva

East-Ukrainian Volodymir Dal National University, Lugansk

The experimental and theoretical analysis of kinetics of softening processes that are taking place into the powder porous body while deforming at the elevated temperatures has been carried out. The constitutive equations that connecting deformation parameters and parameters of structure formation that are characterizing dynamic softening processes during the deforming process have been developed. It has been established the linear dependence of axial stress logarithm and accumulated deformation of hard phase as the inverse function of temperature. The estimation of activation energy of dynamic softening at uniaxial compression has been carried out. It has been established that dynamical recovery and polygonization are the softening mechanism at low deformation temperatures, while dynamical recrystallization – at the elevated temperatures. A porosity decreases the activation energy of dynamic softening.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Poliak E.I. Initiation of Dynamic Recrystallization in Constant Strain Rate Hot Deformation / E.I. Poliak, J.J. Jones // *ISIJ International*. – 2003. – Vol.43, №5. – P. 684-691.
2. Рябичева Л. А. Поэлементное управление структурообразованием в технологических процессах горячей штамповки / Л.А. Рябичева. – Луганск: Изд-во ВУГУ, 1996. - 179 с.
3. Подрезов Ю.Н. Деформационное упрочнение пористого железа при одноосном сжатии / Ю.Н. Подрезов, Л.Г. Штыка, Д.Г. Вербило // *Порошковая металлургия*. – 2000. - № S. - С. 106-111.
4. Zouhar G. Beurteilung der Erholungs- und Rekristallisationsneigung der Stähle bei der Warmformgebung mit Hilfe des Warmtorsionsversuchs / G. Zouhar // *Neue Hütte*. – 1974. – № 7. - S. 418-423.
5. Лецинский В.М. Моделирование процесса динамической рекристаллизации / В.М. Лецинский, Л.А. Рябичева // *Металловедение и термообработка*. – 1997. – №1. – С. 9-11.
6. Штерн М. Б. Модель процессов деформирования сжимаемых материалов с учетом порообразования. Сообщение II. Одноосное растяжение и сжатие пористых тел / М. Б. Штерн // *Порошковая металлургия*. – 1989. - №6. - С. 34-39.
7. Фрост Г.Дж. Карты механизмов деформации / Г.Дж. Фрост, М.Ф. Эшби. – Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение, 1989. – 328 с.

Поступила в редакцию 15 мая 2009 г.