

Влияние размера зерна и структурного состояния границ зерен на параметры низкотемпературной и высокоскоростной сверхпластичности нано- и микрокристаллических сплавов

© В.Н. Чувильдеев*, А.В. Щавлева*, А.В. Нохрин*, О.Э. Пирожникова*,**, М.Ю. Грязнов*,**, Ю.Г. Лопатин*, А.Н. Сысоев*, Н.В. Мелехин*, Н.В. Сахаров*, В.И. Копылов***, М.М. Мышляев****,*****

* Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

** Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Нижний Новгород, Россия

*** Физико-технический институт НАН Белоруссии, Минск, Белоруссия

**** Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московская обл., Россия

***** Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

E-mail: nokhrin@nifti.unn.ru

(Поступила в Редакцию 9 июля 2009 г.

В окончательной редакции 24 сентября 2009 г.)

Предложена модель, позволяющая вычислять размер зерна нано- и микрокристаллических (НМК) материалов, оптимальный для деформации в условиях сверхпластичности. Модель основана на представлениях теории неравновесных границ зерен в металлах. Показано, что оптимальный размер зерна d_{opt} может быть вычислен как размер, при котором высокий уровень неравновесности границ зерен сочетается с высокой интенсивностью аккомодации зернограничного проскальзывания. Получена зависимость величины d_{opt} от скорости и температуры деформации, а также от термодинамических параметров материала. Проведено сопоставление с экспериментальными данными по сверхпластичности НМК алюминиевых и магниевых сплавов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 08-02-99047-р_офи, 08-08-99142-р_офи, 09-02-01368-а, 09-03-01152-а), фонда U.S. CRDF и Минобразования РФ (грант № RUX0-001-NN-06/BR3C01), АБЦП Минобрнауки РФ „Развите научного потенциала высшей школы (2009–2010 гг.)“ (проекты № 2.1.2/5271, 2.1.1/6292, 2.1.1/711), ФЦП „Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 гг.“ (проекты № НК-132П, НК-209П, НК-240П, НК-316П).

1. Введение

Как известно, классическая структурная сверхпластичность состоит в способности поликристаллических мелкозернистых (с размером зерна менее $d \sim 10 \mu\text{m}$) материалов при определенных условиях проявлять высокую пластичность, обнаруживая при испытаниях на растяжение удлинения, достигающие сотен процентов. Обычными условиями проявления эффекта сверхпластичности (СП) являются повышенная температура ($T \geq 0.5T_m$, T_m — температура плавления) и относительно низкая оптимальная скорость деформации $\dot{\epsilon} \sim 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, величина которой обратно пропорциональна квадрату размера зерна $\dot{\epsilon} \sim d^{-2}$ [1–4].

Основное реологическое уравнение СП течения мелкозернистых материалов обычно представляют в виде [3]

$$\dot{\epsilon} = A \left(\frac{\sigma^*}{G} \right)^{1/m} \left(\frac{b}{d} \right)^p \frac{D_b^{\text{eff}}}{b^2} \left(\frac{G\Omega}{kT} \right), \quad (1)$$

где m — коэффициент скоростной чувствительности напряжения течения, величина которого зависит от скорости деформации $\dot{\epsilon}$, в оптимальных условиях сверхпластичности величина m обычно выше или рав-

на 0.5, p — численный параметр, равный 2 или 3; $D_b^{\text{eff}} = D_{b0} \exp(-Q/kT)$ — эффективный коэффициент диффузии, Q — энергия активации сверхпластического течения (величина Q обычно близка к величине энергии активации зернограничной диффузии Q_b), σ^* — эффективное напряжение сверхпластического течения (обычно $\sigma^* = \sigma$), b — вектор Бюргерса, G — модуль сдвига, Ω — атомный объем, A — численный коэффициент, k — постоянная Больцмана.

Записанная выше форма реологического уравнения СП деформации не является единственной. В ряде работ используется более корректная, на наш взгляд, запись реологического уравнения, когда разделяются вклады зернограничного проскальзывания (ЗПП) $\dot{\epsilon}_b$ и внутризеренной деформации $\dot{\epsilon}_v$,

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_b + \dot{\epsilon}_v. \quad (2)$$

Для описания скорости межзеренной деформации $\dot{\epsilon}_b$ обычно используют уравнение вида

$$\dot{\epsilon}_b = A_b \left(\frac{\sigma}{G} \right)^2 \left(\frac{b}{d} \right)^2 \left(\frac{G\Omega}{kT} \right) \left(\frac{D_b \delta}{b^3} \right), \quad (3)$$

где A_b — численный коэффициент, равный ~ 100 , δ — ширина границы зерна.

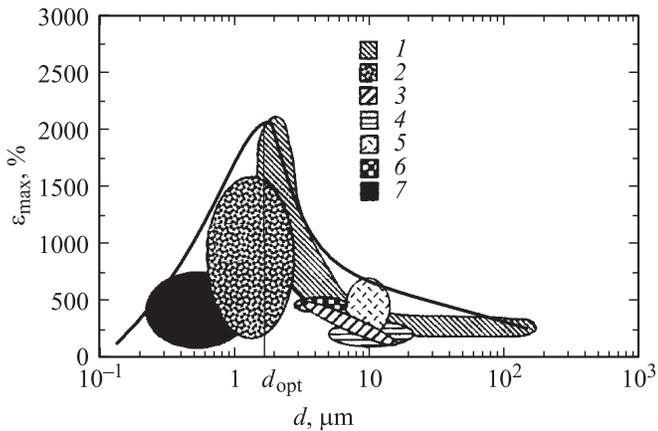


Рис. 1. Характерный вид зависимости удлинения до разрушения сверхпластических материалов от размера зерна [10] (d_{opt} — оптимальный для сверхпластичности размер зерна): 1 — горячая экструзия литого материала, 2 — горячая экструзия порошкового материала, 3 — горячая экструзия после механической обработки, 4 — горячая прокатка, 5 — холодная (теплая) прокатка + рекристаллизация, 6 — фольги, 7 — интенсивная пластическая деформация.

Для описания внутризеренного скольжения используется уравнение степенной ползучести

$$\dot{\epsilon}_v = A_v \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n \frac{D_v}{b^2} \left(\frac{G\Omega}{kt} \right), \quad (4)$$

где A_v — постоянная Дорна, D_v — коэффициент объемной диффузии, $n = 3-4$ — численный коэффициент.

Как видно из уравнений (1)–(3), чем меньше размер зерна материала, тем выше скорость зернограничного проскальзывания $\dot{\epsilon}_b$ и в целом скорость СП-деформации. Поэтому измельчение зеренной структуры стало основной идеей программы поисков структурных условий высокоскоростной СП. Для ее обеспечения были использованы ультрамелкозернистые порошковые материалы, механически легированные сплавы, композиты. В последнее десятилетие большой цикл работ был выполнен по исследованию сверхпластичности нано- и микрокристаллических (НМК) материалов, полученных методами интенсивного пластического деформирования [5–9].

Реализация указанной программы по большому счету не дала желаемого эффекта — оптимальная скорость СП-деформации НМК-материалов лежит вблизи 10^{-2} с^{-1} и несущественно отличается от скоростей, достигавшихся при сверхпластической деформации мелкозернистых материалов [5–9].

Главное, что было обнаружено в экспериментах, но плохо осознано до настоящего времени, — это то, что наиболее высокие показатели СП наблюдаются не в самых мелкозернистых материалах, а в материалах с некоторым оптимальным размером зерна d_{opt} (рис. 1) [10]. Это явление — наличие оптимального размера зерна для СП-деформации — не поддается

объяснению в рамках традиционного описания СП и нуждается в специальном исследовании.

Важно подчеркнуть, что этот результат требует пересмотра традиционных подходов к методам отбора СП-материалов и выбора их структурных параметров.

Целью настоящей работы является разработка модели, позволяющей рассчитать оптимальные параметры зеренной структуры НМК-материалов (размер зерна, уровень неравновесности границ зерен), обеспечивающих реализацию максимальной пластичности. В основе модели лежат представления, развитые ранее в работах по теории неравновесных границ зерен [11].

2. Влияние размера зерна на параметры сверхпластичности НМК-материалов

Прежде чем перейти к изложению модели расчета оптимального размера зерна d_{opt} , рассмотрим основные идеи предлагаемого подхода.

Как уже отмечалось, основным механизмом сверхпластической деформации является зернограничное проскальзывание. Для реализации ЗГП необходимо обеспечить условия, при которых одновременно реализуются 1) „сдвиги“ по границам зерен (так называемое „собственное ЗГП“); 2) аккомодация этих „сдвигов“ в тройных стыках [2,11–13]. Как известно, условием эффективной аккомодации зернограничного проскальзывания в стыках зерен являются малые размеры зерен, и для обеспечения эффективной аккомодации чем мельче зерно, тем лучше. Иначе обстоит дело с обеспечением „собственного ЗГП“.

Условием развития собственного ЗГП является возможность поддержания при деформации неравновесного состояния границ зерен [11–13]. В условиях сверхпластичности это оказывается непростой задачей, поскольку при характерных для СП высоких температурах и малых скоростях деформации в границах зерен осуществляются быстрый возврат дефектной структуры и восстановление равновесных значений коэффициента зернограничной диффузии. В работе [11] было показано, что возврат диффузионных свойств контролируется процессами диффузионного массопереноса в границе зерна, и его кинетика при некоторых условиях зависит от размера зерна. В этом случае в материале с более крупным (микронным) зерном возврат осуществляется заметно медленнее, чем в мелкозернистом (субмикронном) материале.

Таким образом, измельчение зерен хотя и способствует облегчению процесса аккомодации ЗГП, однако препятствует поддержанию неравновесного состояния границ зерен. Конкуренция этих процессов и является причиной появления эффекта „оптимального размера зерна при сверхпластической деформации“.

Для того чтобы перейти к построению количественной модели, рассмотрим кратко основные идеи, исполь-

зумые при описании диффузионных свойств неравновесных границ зерен [11].

2.1. Накопление дефектов на границах зерен в условиях сверхпластической деформации. Диффузионные свойства границ зерен сверхпластических материалов. В процессе внутриверной деформации на границу зерна падает поток решеточных дислокаций, интенсивность которого равна

$$I = \xi_v \dot{\epsilon}_v / b, \quad (5)$$

где ξ_v — геометрический параметр ($\xi_v = 10^{-4} - 10^{-1}$), зависящий от степени однородности пластической деформации [11,12].

В результате взаимодействия границ зерен с решеточными дислокациями в границах возникают два типа дефектов — дислокации ориентационного несоответствия (ДОН), характеризующиеся плотностью ρ_b и вектором Бюргерса Δb , и продукты их делокализации, определяемые плотностью вектора Бюргерса тангенциальных компонент w_t и плотностью вектора Бюргерса нормальных компонент w_n .

Кинетика изменения плотности дефектов на границе зерна в условиях сверхпластической деформации может быть описана следующими уравнениями [11]:

$$\dot{\rho}_b \Delta b = \xi_v \dot{\epsilon}_v - \rho_b \Delta b / t_1, \quad (6)$$

$$\dot{w}_t = \xi_v \dot{\epsilon}_v - w_t / t_2 \quad (7)$$

(кинетика накопления нормальных компонент не оказывает влияния на упрочнение [11–13]).

Выражения, описывающие характерные времена диффузионного ухода из границы зерна ДОН и скользящих компонент делокализованных дислокаций соответственно, имеют вид [11]

$$t_1 = A_1 kT / (\rho_b \Delta b)^3 D_b^* \delta G, \quad (8)$$

$$t_2 = (d/b)^2 kT / C_1 w_t D_b^* \delta G, \quad (9)$$

где A_1, C_1 — численные коэффициенты, D_b^* — коэффициент диффузии по неравновесным границам зерен.

Делокализуемые в границах зерен дислокации изменяют свободный объем границ зерен α , который повышается на величину $\Delta\alpha$, пропорциональную плотности вектора Бюргерса попавших в границу зерна дислокаций [11],

$$\Delta\alpha = (w_t^{st} + \rho_b^{st} \Delta b) / w_0, \quad (10)$$

где $w_0 \sim 0.1$ — численный коэффициент [11].

Накопление в границах зерен дополнительного свободного объема $\Delta\alpha$ приводит к изменению коэффициента зернограницной диффузии D_b^* , величина которого существенно зависит от исходного свободного объема границы зерна α и дополнительного свободного объема $\Delta\alpha$ [11].

При малых значениях дополнительного свободного объема границ зерен $\Delta\alpha \ll \alpha$ величина коэффициента зернограницной диффузии в неравновесных границах

зерен может быть вычислена по приближенной формуле [11]

$$D_b^* = D_b \exp(\Delta\alpha / \alpha_b), \quad (11)$$

$$\alpha_b^{-1} = (\alpha^* / \alpha^2) [W_1 / kT - Z_1 / k + 0.5(W_2 / kT - Z_2 / k)(\alpha / \alpha^*)^{1/2}]. \quad (12)$$

Здесь $W_2 = 4\pi\gamma_{S/L}^0 b^2$, $W_1 = 2\pi(\lambda\rho b^2 \delta / 2 + \gamma_{S/L}^0 b^2 - \gamma_0 b^2 / 2)$, $Z_1 = 2\pi(\lambda\rho b^2 \delta / 2T_m + S_{S/L} b^2)$, $Z_2 = 4\pi S_{S/L} b^2$. Обозначения и численные значения параметров указаны в таблице.

При больших значениях дополнительного свободного объема $\Delta\alpha$ ($\Delta\alpha + \alpha \geq \alpha^*$) величина $D_b^* = D_L = D_{L0} \exp(-Q_L / kT)$, где Q_L, D_L и D_{L0} — энергия активации, коэффициент и предэкспоненциальный множитель коэффициента диффузии в расплаве соответственно.

Подставляя (8), (9) в (6), (7) и решая полученную систему уравнений с учетом (11), можно получить уравнения для стационарной плотности дефектов ($\rho_b^{st} \Delta b, w_t^{st}$) в неравновесных границах зерен

$$\rho_b^{st} \Delta b = (\phi_1 \dot{\epsilon}_v / D_b^*)^{1/4}, \quad (13)$$

$$w_t^{st} = d(\phi_2 \dot{\epsilon}_v / D_b^*)^{1/2}, \quad (14)$$

где $\phi_1 = \xi_1 b^3 A_1 kT / G\Omega\delta$, $\phi_2 = \xi_2 kT b / C_1 G\Omega\delta$ — численные коэффициенты.

Как видно из полученных выражений, стационарная плотность ДОН ρ_b^{st} не зависит от размера зерна d , а стационарная плотность скользящих компонент делокализованных дислокаций w_t^{st} пропорциональна d .

Подставляя выражения (13), (14) в (10) и (11), запишем с учетом (13), (14) выражения для D_b^* в виде

$$D_b^* = D_b \exp(\phi_1 d / b + \phi_2), \quad (15)$$

где $\phi_1 = b(\phi_2 \dot{\epsilon}_v / D_b^*)^{1/2} / w_0 \alpha_b$, $\phi_2 = (\phi_1 \dot{\epsilon}_v / D_b^*)^{1/4} / w_0 \alpha_b$.

Размер зерна, при котором осуществляется переход от доминирования в границах ДОН к доминированию скользящих компонент делокализованных дислокаций, определяется из условия $\rho_b^{st} \Delta b = w_t^{st}$ и вычисляется по формуле

$$\left(\frac{d_1}{b}\right)^2 = \left(\frac{D_b^* \delta G}{kT}\right)^{1/2} \left(\frac{1}{\dot{\epsilon}_v}\right)^{1/2} \xi_1. \quad (16)$$

При значениях параметров, указанных в таблице, величина d_1 равна $d_1 / b \sim 10^3$.

Величина размера зерна, при достижении которого выполняется соотношение $\Delta\alpha + \alpha = \alpha^*$ и коэффициент зернограницной диффузии D_b^* становится равным D_L , в первом приближении может быть вычислена по формуле

$$\frac{d_2}{b} = (\alpha^* - \alpha) w_0 \left[\frac{D_L \delta}{\Omega} \frac{G\Omega}{kT} \frac{1}{\xi_2 \dot{\epsilon}_v} \right]^{1/2}. \quad (17)$$

При характерных значениях параметров, указанных в таблице, $d_2 / b = 10^5$.

Условные обозначения и характерные значения параметров, используемые при расчетах (алюминий)

Наименование параметра	Обозначение параметра	Нормированный безразмерный параметр	Значение параметра
Кристаллогеометрические параметры			
Вектор Бюргерса	b	–	$2.86 \cdot 10^{-9}$ м
Ширина границы зерна	δ	δ/b	2
Размер зерна	d	d/b	$10^3 - 10^5$
Атомный объем	Ω	–	$1.66 \cdot 10^{-29}$ м ³
Диффузионные параметры			
Предэкспоненциальный множитель коэффициента диффузии в равновесной границе зерна	D_{b0}	–	$8.7 \cdot 10^{-6}$ м ² /с
Энергия активации диффузии в равновесной границе зерна	Q_b	Q_b/kT_m	10.8
Предэкспоненциальный множитель коэффициента диффузии в расплаве	D_{L0}	–	$14.9 \cdot 10^{-8}$ м ² /с
Энергия активации диффузии в расплаве	Q_L	Q_L/kT_m	3.8
Термодинамические и упругие константы			
Удельная теплота плавления	λ	$\lambda \rho b^3 / kT_m$	1.38
Плотность	ρ		
Модуль сдвига	G		
Температура плавления	T_m	$G\Omega/kT_m$	32
Параметры границ раздела			
Относительный свободный объем	α	–	0.38
Критический свободный объем	α^*	–	0.5
Избыточный свободный объем	$\Delta\alpha$	–	0.01–0.01
Энтальпия поверхности жидкость–кристалл	$\gamma_{S/L}^0$	$\gamma_{S/L}^0 b^2 / kT_m$	1.158
Энтропия поверхности жидкость–кристалл	$S_{S/L}$	$S_{S/L} b^2 / k$	0.92
Энтальпия границы зерна при $\alpha = 0.38$	γ_b^0	$\gamma_b^0 b^2 / kT_m$	4.98
Энтропия границы зерна при $\alpha = 0.38$	S_b	$S_b b^2 / k$	2.76
Свободная (поверхностная) энергия „сухих“ участков границы	γ_0	$\gamma_0 b^2 / kT_m$	1.50

Как видно из выражения (15), в общем случае величина D_b^* зависит от размера зерна материала. При малых размерах зерен $d < d_1$ величина D_b^* слабо зависит от d ($\varphi_1 d \ll \varphi_2$), при „средних“ размерах зерен $d_1 < d < d_2$ величина D_b^* экспоненциально нарастает с d . При больших размерах зерен $d \rightarrow d_2$ приближение $\Delta\alpha + \alpha \ll \alpha^*$

становится некорректным, и для вычисления $D_b^*(d)$ следует использовать более сложные выражения, приведенные в [11]. При $d \geq d_2$ величина D_b^* достигает значения D_L и перестает зависеть от размера зерна (рис. 2).

Смысл полученного выше соотношения (15) достаточно очевиден. Коэффициент диффузии в неравновесных границах зерен зависит от плотности распределенных в границах дефектов. Эти дефекты „приходят“ на границу зерна вследствие внутризеренного скольжения и „покидают“ ее вследствие развития диффузионного аккомодационного массопереноса. Характерный путь этого диффузионного массопереноса зависит от размера зерна. Чем больше зерно, тем медленнее осуществляется „возврат“ диффузионных свойств границ зерен. Таким образом, граница зерна в более крупнозернистом материале будет иметь более высокий уровень неравновесности и более высокий коэффициент диффузии, чем граница зерна в мелкозернистом материале.

2.2. Модель. Рассмотрим в свете этих представлений поведение материалов в условиях структурной сверхпластичности. Обратимся к основному реологическому уравнению сверхпластичности (см. (2)–(4)).

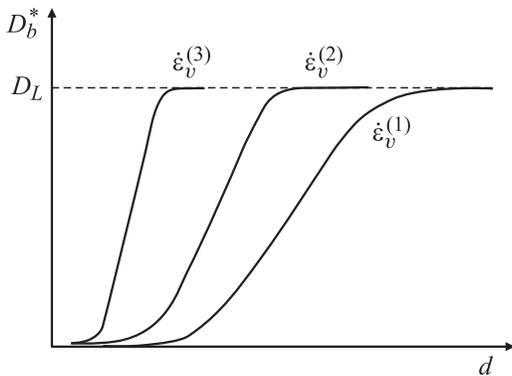


Рис. 2. Характерный вид зависимости коэффициента зернограницной диффузии сверхпластических материалов от размера зерна при разных скоростях деформации: $\dot{\epsilon}_v^{(1)} < \dot{\epsilon}_v^{(2)} < \dot{\epsilon}_v^{(3)}$.

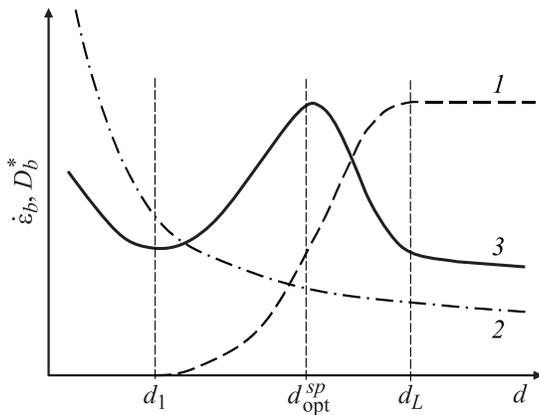


Рис. 3. Зависимость скорости зернограницной деформации сверхпластических материалов от размера зерна. 1 — зависимость $D_b^*(d)$, 2 — зависимость $d^{-2}(d)$, 3 — $\dot{\varepsilon}_b \sim D_b^*/d^2$.

Первое слагаемое в этом уравнении описывает скорость зернограницной деформации, второе — скорость внутризеренной деформации. Обычно материалы обладают максимальной пластичностью в условиях, когда вклад ЗГП в общую деформацию максимален, т. е. когда первое слагаемое имеет максимальное значение.

На рис. 3 приведен график зависимости $\dot{\varepsilon}_b$ от размера зерна. Из графика видно, что вследствие немонотонности зависимости $D_b^*(d)$ зависимость $\dot{\varepsilon}(d)$ также существенно немонотонна. При малых размерах зерен $d < d_1$ наблюдается спад зависимости $\dot{\varepsilon}_b(d)$, так как коэффициент зернограницной диффузии $D_b^* \approx D_b \exp(\varphi_2)$ (см. (15)) в этих условиях не зависит от d , и поведение $\dot{\varepsilon}_b$ определяется множителем d^{-2} . При средних размерах зерен $d_1 < d < d_2$ при увеличении d наблюдается подъем кривой $\dot{\varepsilon}_b(d)$ вследствие роста величины $d_b^*(d) \approx D_b \exp(\varphi_1 d)$. При больших размерах зерен $d \geq d_2$ достигается максимальное значение коэффициента зернограницной диффузии $D_b^* = D_L$, величина D_b^* перестает зависеть от размера зерна, величина $\dot{\varepsilon}_b(d)$ оказывается пропорциональной d^{-2} , и $\dot{\varepsilon}_b(d)$ соответственно падает. Таким образом, зависимость $\delta(d)$ (в предположении $\dot{\varepsilon}_b \sim \delta$) должна иметь вид кривой с максимумом (рис. 3).

Найдем размер зерна d_{opt} , соответствующий максимальному значению функции $\dot{\varepsilon}_b(d)$. Максимум, очевидно, лежит в интервале $d_1 < d < d_2$, и в области максимума с хорошей точностью должно выполняться условие $\rho_b \Delta b \ll w_l$. В этом случае величина d_{opt} , определяемая из условия $\partial \dot{\varepsilon}_b / \partial d = 0$, равна

$$d_{\text{opt}}/b = Z_{\text{opt}}(D_b^*)^{1/2} / \dot{\varepsilon}_v^{1/2}, \quad (18)$$

где $Z_{\text{opt}} = 2w_0 \alpha_B \left(\frac{G\Omega}{kT} \frac{C_1}{\xi_2} \frac{\delta}{b^3} \right)^{1/2}$ — константа, зависящая от термодинамических параметров материала. Подставляя в (18) указанные выше характерные значения параметров (см. таблицу), получим $d_{\text{opt}}/b \approx 10^4$.

Как видно из полученного выражения, величина d_{opt} степенным образом зависит от скорости деформации, экспоненциально меняется с температурой и зависит от термодинамических параметров материала.

3. Сопоставление с экспериментом

3.1. Магниевого сплава AZ31 [14]. В работе [14] было проведено исследование влияния размера зерна на сверхпластические свойства магниевого сплава AZ31. Размер зерна в сплаве варьировали путем изменения температуры и числа циклов равноканального углового просовования (РКУП). Минимальный размер зерна в сплаве составил $3 \mu\text{m}$, максимальный — $6.5 \mu\text{m}$. Испытания на сверхпластичность проводили при температурах деформации 473, 523, 573 и 623 К и при скоростях деформации от 10^{-4} до 10^{-1} s^{-1} .

На рис. 4 представлена зависимость относительного удлинения от размера зерна НМК-сплава AZ31 при скорости деформации 10^{-2} s^{-1} . Из графика видно, что при температуре деформации 623 К максимальная пластичность наблюдается для сплава с „промежуточным“ размером зерна $d_{\text{opt}} \sim 3.8 \mu\text{m}$.

Для сопоставления с экспериментом учтем, что в процессе нагрева перед испытанием на сверхпластичность в НМК-сплаве развиваются процессы рекристаллизации. В соответствии с приведенными в [14] данными нагрев НМК-сплава AZ31 до температуры 623 К приводит к увеличению размера зерна до $\sim 8-9 \mu\text{m}$.

Воспользовавшись (18), оценим величину коэффициента зернограницной диффузии, при котором реализует-

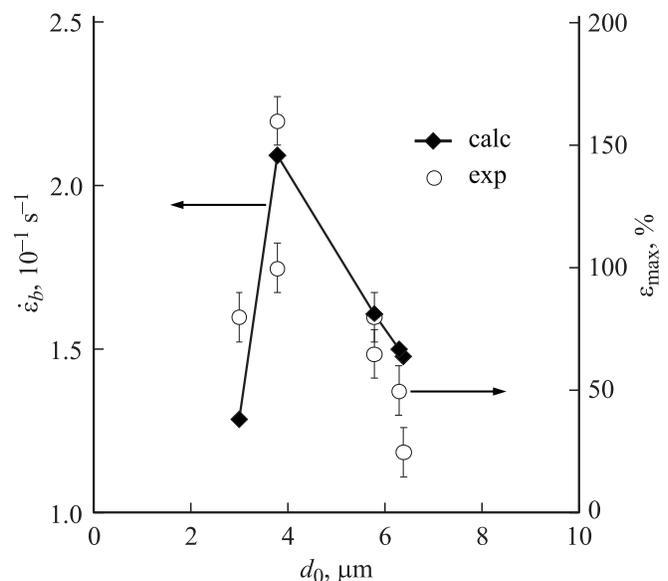


Рис. 4. Зависимость относительного удлинения до разрушения (эксперимент [14]) и оптимальной скорости сверхпластической деформации (расчет) от размера зерна НМК-магниевого сплава AZ31 ($T = 623 \text{ K}$, скорость деформации 10^{-2} s^{-1}).

ся СП в сплаве с оптимальным размером зерна d_{opt} ,

$$D_b^* = \left(\left[\frac{d_{opt}}{b} \right] \frac{\dot{\epsilon}_v^{1/2}}{Z_{opt}} \right)^2. \quad (19)$$

При $\dot{\epsilon}_v = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, $d_{opt} = 8 \cdot 10^{-6} \text{ m}$, $b = 3.21 \cdot 10^{-10} \text{ m}$, $C_1 = 5$, $\xi_2 = 1$, $T = 623 \text{ K}$ ($T_m/T = 1.49$) величина коэффициента зернограницной диффузии $D_b^* = 2.37 \cdot 10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$. При $T = 623 \text{ K}$ и $D_{b0} = 7.8 \cdot 10^{-3} \text{ m}^2/\text{s}$ этому значению D_b^* соответствует энергия активации зернограницной диффузии $Q_b^* \sim 10.1 kT_m$. Полученное значение Q_b^* является типичным для НМК-магниевого сплава, деформируемых в условиях структурной сверхпластичности [9,15].

Для строгого моделирования зависимости $\dot{\epsilon}_b(d)$ необходимо точно определить значения размеров зерен, при которых осуществляется сверхпластическое течение. Для этого необходимо учесть, что при нагреве образца до температуры испытаний на сверхпластичность (573–623 К) наблюдается рост зерен от исходного значения d_0 до величины $d(t, T, d_0)$, зависящей от температуры и времени нагрева, времен выдержки образца, а также от d_0 . В рассматриваемой работе [14] нагрев осуществлялся за время 10 min. Для оценки величины $d(t, T, d_0)$ после такого нагрева можно использовать выражение для описания роста зерен при собирательной рекристаллизации [16]

$$d^2 - d_0^2 = 2\gamma_b b t \delta D_b^* / kT. \quad (20)$$

Предполагая, что величина $2\gamma_b b t \delta D_b^* / kT$ при всех размерах зерен d одинакова, вычислим значения $d(t, T, d_0)$ при $t = 10 \text{ min}$ и $T = 623 \text{ K}$ для каждого начального размера зерна d_0 . Для НМК-материала с начальным размером зерен $d_0 = 3.0, 3.8, 5.8, 6.3$ и $6.4 \mu\text{m}$ значения $d(t, T, d_0)$ составляют 6.4, 7.6, 8.0, 9.1 и $9.5 \mu\text{m}$ соответственно.

Воспользовавшись уравнением (3), определим зависимость скорости сверхпластической деформации от размера зерна НМК-магниевого сплава при $T = 623 \text{ K}$. Подставляя в (3) рассчитанные выше размеры зерен $d(d, T, d_0)$ и измеренные в работе [14] соответствующие напряжения течения $\sigma^* = 25\text{--}45 \text{ MPa}$, а также принятая в выражении (3) следующие значения параметров: $\alpha_B = 0.02$, $\xi_2 = 1$, $G = 16.6 \text{ GPa}$, $A_b = 50$ и указанное выше значение $Q_b = 10.1 kT_m$, получим зависимость $\dot{\epsilon}_b(d)$, представленную на рис. 4. „Наложение“ полученной зависимости на экспериментальную зависимость $\epsilon_{max}(d)$ вызывает их удовлетворительное соответствие друг другу.

3.2. Алюминиевый сплав 1421 [17,18]. В работах [17,18] были проведены исследования сверхпластичности сплава 1421 в интервале размеров зерна от 0.3 до $\sim 2 \mu\text{m}$ (размер зерна варьировался путем изменения температуры РКУП в интервале от 613 до 683 К). Было показано, что в сплаве, подвергнутом РКУП при $T = 643 \text{ K}$ ($d \sim 0.3\text{--}0.4 \mu\text{m}$), при испытаниях

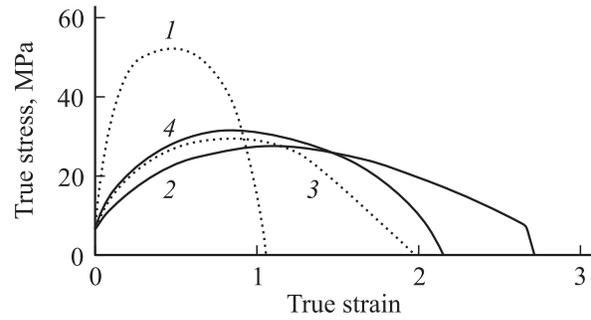


Рис. 5. Кривые растяжения в условиях сверхпластичности при $T = 673 \text{ K}$ и скорости деформации 10^{-2} s^{-1} НМК-сплава 1421, подвергнутого РКУП при различных температурах [17]. $T, \text{ K}$: 1 — 613, 2 — 643, 3 — 663, 4 — 683.

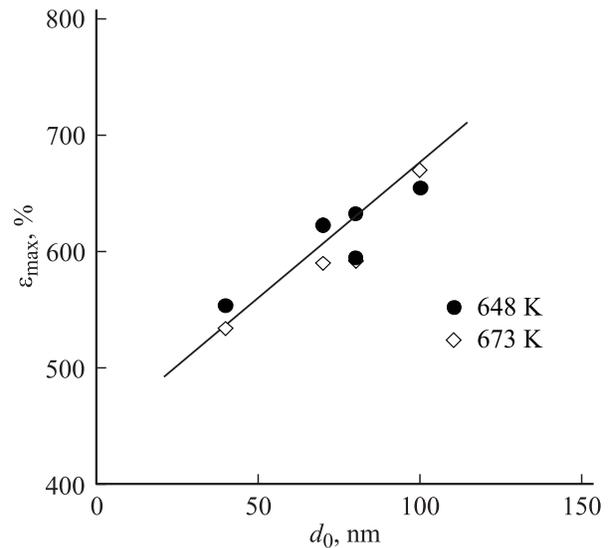


Рис. 6. Зависимость удлинения до разрушения от размера зерна НМК-сплава 1421, полученного методом кручения под квазигидростатическим давлением (НРТ). Обобщение данных [18].

на растяжение при $T = 673 \text{ K}$ и $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ наблюдаются наиболее высокие удлинения до разрушения ($\epsilon_{max} \sim 1500\%$). При увеличении или уменьшении температуры РКУП, т.е. при увеличении или при уменьшении исходного размера зерна, пластичность сплава уменьшается (рис. 5).

Теми же авторами была изучена сверхпластичность этого же сплава, подвергнутого кручению под квазигидростатическим давлением (ККГД) [18]. Варьируя температуру ККГД, авторы изменяли средний размер зерна в сплаве от 40 до 100 nm. Во всем исследованном интервале размеров зерен при испытаниях на растяжение при температуре деформации 648 и 673 К и скоростях деформации $10^{-1}\text{--}10^{-2} \text{ s}^{-1}$, соответствующих области высокоскоростной сверхпластичности, было обнаружено монотонное уменьшение удлинения до разрушения по мере снижения d (рис. 6).

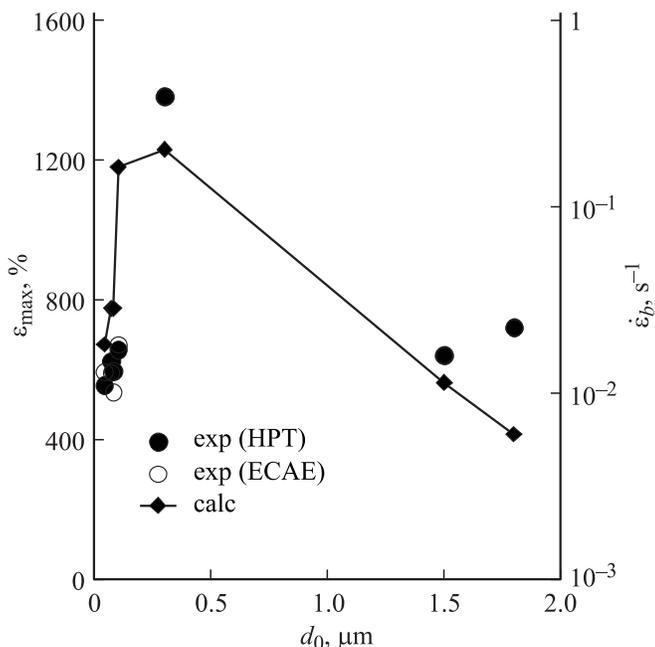


Рис. 7. Экспериментальная зависимость величины деформации до разрушения от начального размера зерна $\varepsilon_{\max}(d_0)$ [17,18] и теоретическая зависимость скорости зернограничной деформации $\dot{\varepsilon}_b$ от размера зерна d_0 в НМК-сплаве 1421 ($T = 673$ К), полученном методом равноканального углового прессования (ECAE) [17] и кручения под квазигидростатическим давлением (НРТ) [18].

Совместив результаты исследований [17] и [18] на одном графике, нетрудно убедиться, что оптимальный размер зерна для сверхпластической деформации сплава 1421 (при $T = 648\text{--}673$ К и $\dot{\varepsilon} = 10^{-1}\text{--}10^{-2}$ s^{-1}) составляет $d_{\text{opt}} \sim 0.3\text{--}0.4$ μm . В соответствии с данными, приведенными в работе [18], в процессе нагрева НМК-сплава 1421 до температуры 673 К наблюдается увеличение среднего размера зерна до ~ 1 μm .

Подобно тому как это было сделано выше, определим коэффициент диффузии D_b^* и энергию активации зернограничной диффузии, соответствующие оптимальному размеру зерна. Оценки дают $D_b^* = 1.36 \cdot 10^{-11}$ m^2/s и $Q_b^* = 10.9 kT_m$.

Как и ранее, используя закон собирательной рекристаллизации (20), определим значения $d(t, T, d_0)$ для НМК-сплава 1421 при $T = 673$ К. Далее, используя уравнение (3), рассчитаем зависимость оптимальной скорости сверхпластической деформации от размера зерна НМК-алюминиевого сплава 1421 при $T = 673$ К. Подставляя в (3) численные значения структурных параметров и указанные в [17,18] напряжения течения σ^* , получим зависимость $\dot{\varepsilon}(d)$, представленную на рис. 7. „Наложение“ полученной зависимости на экспериментальную кривую $\varepsilon_{\max}(d_0)$ показывает их удовлетворительное соответствие друг другу.

В работе [19] на основе обобщения большого числа экспериментальных данных по исследованию сверхпла-

стичности было показано, что по мере уменьшения размера зерна, начиная с $d_{\text{opt}} \sim 1$ μm , в алюминиевых и других НМК-сплавах наблюдается снижение максимального удлинения до разрушения.

Приняв $d_{\text{opt}} \sim 1$ μm и применив ранее описанную процедуру, на основе соотношений (18), (19) рассчитаем эффективную величину коэффициента зернограничной диффузии D_b^* и соответствующую ему энергию активации зернограничной диффузии Q_b^* . При $\dot{\varepsilon} = 10^{-1}$ s^{-1} [5,19], $d_{\text{opt}} \sim 1.5$ μm , $b = 2.86 \cdot 10^{-10}$ м, $T \sim 0.77 T_m$ величина составляет $D_b^* = 3.2 \cdot 10^{-11}$ m^2/s . При указанных параметрах такое значение D_b^* соответствует энергии активации зернограничной диффузии $\sim 10.4 kT_m$.

4. Заключение

Разработана модель, позволяющая оценивать оптимальный размер зерна и структурное состояние границ зерен для высокоскоростной и низкотемпературной сверхпластичности нано- и микрокристаллических металлов и сплавов. Результаты моделирования сопоставлены с экспериментальными данными по сверхпластичности алюминиевых и магниевых сплавов, нано- и микрокристаллическая структура в которых сформирована методами равноканального углового прессования и кручения под квазигидростатическим давлением.

Авторы благодарят программу „Фундаментальные исследования в высшем образовании“ (BRHE), а также Научно-образовательный центр „Нанотехнологии“ ННГУ им. Н.И. Лобачевского и Научно-образовательный центр „Физика твердотельных наноструктур“ ННГУ им. Н.И. Лобачевского.

Список литературы

- [1] J.W. Edington. Progr. Mater. Sci. **21**, 61 (1976).
- [2] О.А. Кайбышев, Р.З. Валиев. Границы зерен и свойства металлов. Металлургия, М. (1987). 213 с.
- [3] T.G. Nieh, J. Wadsworth, O.D. Sherby. Superplasticity in metals and ceramics. Cambridge Univ. Press, Cambridge (1997). 290 p.
- [4] И.И. Новиков, В.К. Портной. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном. Металлургия, М. (1981). 168 с.
- [5] S. Lee, A. Utsunomiya, H. Akamatsu, K. Neishi, M. Furukawa, A. Horita, T.G. Langdon. Acta Mater. **50**, 553 (2002).
- [6] K. Matsubara, Y. Miyahara, Z. Horita, T.G. Langdon. Acta Mater. **51**, 3073 (2003).
- [7] А.М. Шаммазов, Н.К. Тсенев, Р.З. Валиев, М.М. Мышляев, М.М. Бикбулатов, С.П. Лебедич. ФММ **89**, 314 (2000).
- [8] S. Komura, P.B. Berbon, M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon. Scripta Mater. **38**, 1851 (1998).
- [9] V.N. Chuvil'deev, T.G. Nieh, M.Yu. Gryaznov, A.N. Sysyoyev, V.I. Kopylov. Scripta Mater. **50**, 861 (2004).
- [10] K. Higashi, T.G. Nieh, J. Wadsworth. Acta Met. **43**, 3275 (1995).

- [11] В.Н. Чувильдеев. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения. Физматлит, М. (2004). 304 с.
- [12] V.N. Perevezentsev, V.V. Rybin, V.N. Chuvil'deev. *Acta Met. Mater.* **40**, 887 (1992).
- [13] А.Н. Орлов, В.Н. Перевезенцев, В.В. Рыбин. *Поверхность* **6**, 134 (1982).
- [14] S.H. Kang, Y.S. Lee, J.H. Lee. *J. Mater. Proc. Technol.* **201**, 436 (2008).
- [15] K. Kubota, M. Mabuchi, K. Higashi. *J. Mater. Sci.* **34**, 2255 (1999).
- [16] С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина. Рекристаллизация металлов и сплавов. МИСиС, М. (2005). 432 с.
- [17] R.K. Islamgaliev, N.F. Yunusova, R.Z. Valiev, N.K. Tsenev, V.N. Perevezentsev, T.G. Langdon. *Scripta Mater.* **49**, 467 (2003).
- [18] R.K. Islamgaliev, N.F. Yunusova, R.Z. Valiev. In: *Nanostructures materials by high-pressure severe plastic deformation* / Eds Y.T. Zhy, V. Varyukhin. Springer (2006). P. 299.
- [19] A.V. Sergueeva, N.A. Mara, R.Z. Valiev, A.K. Mukherjee. *Mater. Sci. Eng. A* **410–411**, 413 (2005).