

4. Гитлевич А.Е., Михайлов В.В., Парканский Н.Я., Ревуцкий В.М. Электроискровое легирование металлических поверхностей. Кишинев: Штиинца, 1985.
5. Верхотуров А.Д., Подчерняева И.А., Прядко Л.Ф., Егоров Ф.Ф. Электродные материалы для электроискрового легирования. М.: Наука, 1988.
6. Пат. 2270877 (РФ). Способ получения литого сплава в режиме горения / В.Н. Санин, В.В. Деев, Ю.С. Елисеев. 2006.
7. Sanin V.N., Andreev D.E., Yuxhvid V.I. et al. SHS technology for small scale production of superalloys // Abs. of IX Intern. symp. on SHS (SHS-2007) (Dijon, France, 1–5 July 2007). P. 191.
8. Левашов Е.А., Рогачев А.С., Юхвид В.И., Боровинская И.П. Физико-химические и технологические основы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. М.: БИНОМ, 1999.
9. Санин В.Н. Влияние массовых сил на автоволновые процессы и создание центробежных СВС-технологий: Дис. ... докт. техн. наук. Черноголовка: ИСМАН, 2007.
10. Левашов Е.А., Кудряшов А.Е., Погожев Ю.С. // Изв. вузов. Цв. металлургия. 2004. № 6. С. 39.
11. Bjerregaard L., Geels K., Ottesen B., Ruckert M. Metallog guide. Denmark: Struers A/S, 2000.
12. Коваленко В.С. Металлографические реактивы: Справочник. М.: Металлургия, 1981.
13. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: Изд-во МИСиС, 1994.
14. Шелехов Е.В., Свиридова Т.А. // Металловедение и терм. обраб. металлов. 2000. № 8. С. 16.
15. Петржик М.И., Левашов Е.А. // Кристаллография. 2007. Т. 52, № 6. С. 1002.

УДК 669.539.376

## ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ПОЛЗУЧЕСТИ МЕДИ С СУБМИКРОМЕТРОВЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРЕН

© 2009 г. **Г.П. Грабовецкая, И.П. Мишин, Ю.Р. Колобов**

Институт физики прочности и материаловедения (ИФПМ) СО РАН, г. Томск  
 Центр наноструктурных материалов и нанотехнологий Белгородского государственного университета (БелГУ)

**Г.П. Грабовецкая** – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр. ИФПМ СО РАН (634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4). Тел.: (8322) 286-803. E-mail: grabg@ispms.tsc.ru.  
**И.П. Мишин** – мл. науч. сотр. ИФПМ СО РАН. Тел.: (8322) 286-803. E-mail: mishinv1@yandex.ru.  
**Ю.Р. Колобов** – докт. физ.-мат. наук, проф., директор Центра наноструктурных материалов и нанотехнологий БелГУ (308015, г. Белгород, ул. Победы, 85). Тел.: (4722) 585-407. E-mail: kolobov@bsu.edu.ru.

### Введение

Многочисленные исследования [1, 2] показывают, что сформированная методами интенсивной пластической деформации (ИПД) субмикроструктурная (СМК) структура металлических материалов характеризуется помимо малого размера зерен крайне неравновесным состоянием их границ (ГЗ), которые при этом обладают повышенной энергией и избыточным объемом, по сравнению с кристаллографически необходимыми при заданных условиях, и создают в приграничной зоне дальнедействующие поля упругих напряжений и искажения кристаллической решетки. Известно [1, 3, 4], что неравновесным ГЗ, в отличие от равновесных, присущи повышенная диффузионная проницаемость, а также пониженная устойчивость к миграции и сопротивление сдвигу. Поэтому не-

равновесное состояние ГЗ может негативно повлиять на развитие пластической деформации в СМК-поликристаллах, имеющих большую протяженность границ зерен, в процессе ползучести уже при низких гомологических температурах.

Одним из эффективных способов повышения устойчивости ГЗ к миграции и проскальзыванию по ним является дисперсное упрочнение [5]. Это дает основание предполагать, что дисперсноупропрочненные СМК-металлы с неравновесными ГЗ могут иметь стабильную структуру и высокий уровень механических свойств в условиях ползучести.

В этой связи представляет интерес исследовать влияние дисперсного упрочнения наноразмерными (10–40 нм) частицами второй фазы на закономерности и механизмы ползучести СМК-металлов, полученных методами ИПД.

## Материалы и методы исследования

В качестве объектов для изучения использовали медь (99,97 %) и дисперсно-упрочненный композиционный материал (КМ) состава  $\text{Cu}-1,1\text{об.}\%\text{Al}_2\text{O}_3$ , приготовленный путем консолидации и внутреннего окисления порошков Glid Cop Al-25 (США) [6]. СМК-структура в меди и композите была получена методом кручения (5 оборотов) под давлением (5 ГПа). Электронно-микроскопические исследования тонких фольг показали [7, 8], что в результате указанной обработки в меди и КМ формируется СМК-структура со средним размером элементов зеренно-субзеренной структуры  $\sim 0,25$  мкм. В СМК-композите частицы  $\text{Al}_2\text{O}_3$  величиной 10–40 нм равномерно распределены по объему и находятся как на границах, так и внутри зерен. Также наблюдаются отдельные более крупные (50–100 нм) частицы  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , что является неизбежным при порошковых методах получения дисперсно-упрочненных КМ. СМК-структура меди стабильна до температуры 473 К, а медной матрицы композита — до 673 К. В ходе дорекристаллизационных отжига в них интенсивно развиваются процессы возврата, о чем свидетельствует изменение удельного электросопротивления [1]. Отжиги в интервале  $T = 293\div 1073$  К не изменяют размеров упрочняющих частиц  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и их распределения по объему КМ.

Испытания на ползучесть в диапазоне температур  $(0,2\div 0,35)T_{\text{пл Cu}}$  проводили в вакууме ( $10^{-2}$  Па) на испытательной машине ПВ-3012М. Образцы вырезали электроискровым способом для получения формы двойной лопатки. Перед испытанием с их поверхности удаляли слой толщиной  $\sim 50$  мкм механической шлифовкой и последующей электролитической полировкой. Относительную деформацию измеряли оптическим катетометром КМ-6 с точностью не хуже

0,1 %. Деформационный рельеф поверхности образцов после ползучести изучали с помощью растрового электронного микроскопа Philips SEM 515.

Величину кажущейся энергии активации ползучести ( $Q_c$ ) определяли методом температурного скачка ( $\Delta T = 10$  К) в процессе испытаний, а ее значение рассчитывали по формуле [9]

$$Q_c = R \ln(\dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1) / (1/T_1 - 1/T_2), \quad (1)$$

где  $\dot{\epsilon}_1$  и  $\dot{\epsilon}_2$  — скорость установившейся ползучести до и после изменения температуры соответственно;  $R$  — газовая постоянная;  $T_1$  и  $T_2$  — абсолютные температуры.

## Результаты и их обсуждение

На рис. 1, а представлены типичные кривые ползучести субмикроструктурных меди и композита  $\text{Cu}-1,1\text{об.}\%\text{Al}_2\text{O}_3$  при  $T = 423$  К и напряжении  $\sigma = 150$  МПа ( $0,4\sigma_{0,2}$  СМК-меди). На графике, соответствующем СМК-меди, наблюдаются три стадии ползучести: неустановившаяся, стационарная и ускоренная. Для СМК-композита в указанных условиях испытания ползучесть используемым методом измерения ее скорости не зафиксирована. При увеличении приложенного напряжения до 285 МПа ( $0,4\sigma_{0,2}$  СМК-КМ) на кривой СМК-меди имеется лишь ускоренная стадия ползучести (см. рис. 1, б), а для композита характерны все три — неустановившаяся, стационарная и ускоренная. Из рис. 1, б видно, что при  $T = 423$  К и  $\sigma = 285$  МПа время и деформация до разрушения СМК-КМ соответственно в  $\sim 90$  и в 2 раза больше, чем для СМК-меди.

Предварительные дорекристаллизационные отжиги приводят к увеличению скорости устано-

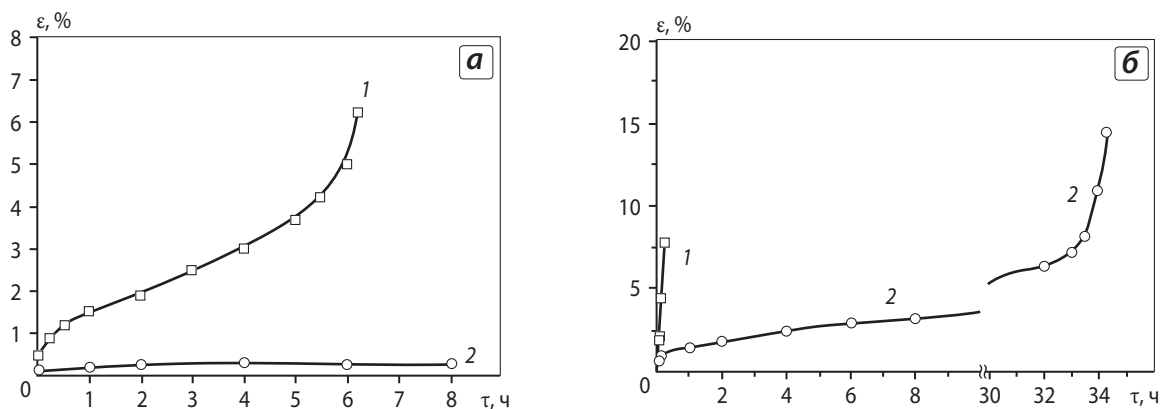
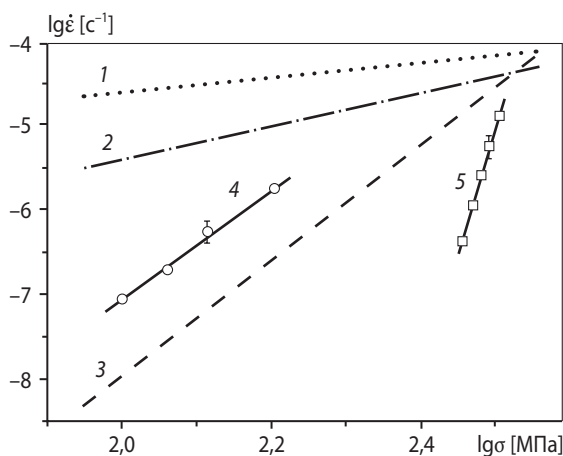


Рис. 1. Кривые ползучести субмикроструктурных меди (1) и композита  $\text{Cu}-1,1\text{об.}\%\text{Al}_2\text{O}_3$  (2) при  $T = 423$  К,  $\sigma = 150$  (а) и 285 (б) МПа

вившейся ползучести ( $\dot{\epsilon}$ ) субмикроструктурных меди и композита, однако она проявляется у них по-разному. Так, после предварительного отжига при  $T = 423 \text{ K}$ ,  $\tau = 1 \text{ ч}$  величина  $\dot{\epsilon}$  СМК-меди при  $T = 423 \text{ K}$  и  $\sigma = 150 \text{ МПа}$  растет с  $1,4 \cdot 10^{-6}$  до  $6,3 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ , а СМК-композита при той же температуре и  $\sigma = 285 \text{ МПа}$  — с  $4,3 \cdot 10^{-7}$  до  $8,3 \cdot 10^{-7} \text{ с}^{-1}$ .

Результаты экспериментальных исследований зависимости скорости установившейся ползучести СМК-меди от напряжения в двойных логарифмических координатах  $\lg \dot{\epsilon} - \lg \sigma$  представлены на рис. 2, на котором для сравнения приведены аналогичные зависимости, рассчитанные по моделям Кобла [10], зернограничного проскальзывания (ЗГП) [11] и дислокационной ползучести [12]. Из его данных следует, что экспериментальная зависимость величины  $\dot{\epsilon}$  от  $\sigma$  для СМК-меди описывается степенным законом с показателем чувствительности к напряжению  $n \sim 6,5$ , что близко к значению  $n \sim 7$ , характерному для крупнозернистой меди в условиях, при которых ползучесть осуществляется движением дислокаций и контролируется диффузией по дислокационным трубкам [12]. Однако наблюдаемые опытным путем скорости установившейся ползучести СМК-меди выше значений, предсказанных теорией дислокационной ползучести, но ниже значений согласно теориям диффузионной ползучести Кобла и ЗГП.

Параметром, указывающим на механизм деформации, определяющий величину  $\dot{\epsilon}$ , является энергия активации ползучести. Далее приведены значения кажущейся энергии активации ползучести



**Рис. 2.** Теоретические (1–3) и экспериментальные (4, 5) зависимости скорости установившейся ползучести от напряжения субмикроструктурных меди (1–4,  $T = 398 \text{ K}$ ) и композита  $\text{Cu}-1,1 \text{ об.}\% \text{ Al}_2\text{O}_3$  (5,  $T = 423 \text{ K}$ )  
 1 – модель Кобла; 2 – модель зернограничного проскальзывания;  
 3 – модель дислокационной ползучести

( $Q_c$  и  $Q_c^*$ ), энергий активации объемной диффузии ( $Q_v$ ), диффузии по дислокационным трубкам ( $Q_d$ ) и по границам зерен ( $Q_b$  и  $Q_b^*$ ) крупнозернистой (КЗ), нанокристаллической (НК) и субмикроструктурной (СМК) меди при  $T = 373 \div 423 \text{ K}$ , выраженные в кДж/моль:

$Q_c^*$ (СМК) [эксп. данные] .....	71–75
$Q_c$ (КЗ) [10–12] .....	117–186
$Q_v$ (КЗ) [10] .....	196
$Q_d$ (КЗ) [10] .....	117
$Q_b$ (КЗ) [10] .....	104
$Q_b^*$ (НК) [14] .....	61,8

Видно, что измеренные значения  $Q_c^*$  в 1,5–2,5 раза меньше  $Q_c$ , что свидетельствует об изменении либо основного механизма деформации при ползучести, либо процесса диффузии, его контролирующего, при переходе от крупнозернистой к СМК-структуре.

В рассматриваемом температурном интервале деформация меди в КЗ-состоянии при ползучести осуществляется движением дислокаций и контролируется, по разным данным [9, 12–14], объемной диффузией или диффузией по дислокационным трубкам. Величина  $Q_c$  в этом случае близка соответственно к энергии активации, либо объемной самодиффузии меди ( $Q_v$ ), либо диффузии по дислокационным трубкам ( $Q_d$ ). Сопоставление измеренных значений  $Q_c^*$  с известными  $Q_v$  и  $Q_d$  показывает, что  $Q_c^*$  меньше  $Q_v$  и  $Q_d$ , следовательно, снижение  $Q_c^*$  не может быть связано лишь с изменением механизма диффузии, контролирующего движение дислокаций, от объемной диффузии к диффузии по дислокационным трубкам.

Известно [15], что в материалах в неравновесном состоянии (к ним относятся и субмикроструктурные, полученные методами ИПД) движение дислокаций затруднено, поэтому существенный вклад в их общую деформацию должны вносить мезоскопические механизмы пластического течения — зернограничное проскальзывание и развитие полос локализованной деформации, по границам которых возможно кооперативное ЗГП. Как известно, ЗГП контролируется диффузией по границам зерен, энергия активации ( $Q_b$ ) которой для крупнозернистых поликристаллов в 1,2–1,3 раза меньше соответствующих значений для диффузии по дислокационным трубкам ( $Q_d$ ). Для меди в СМК-состоянии разница между величинами  $Q_b^*$  и  $Q_d$ , по-видимому, выше, чем для крупнозернистой. Так, значение  $Q_b^*$  НК-меди составляет примерно половину от  $Q_d$  [16]. По этой причине увеличение вклада ЗГП в общую деформацию СМК-меди при

ползучести должно приводить к уменьшению  $Q_c^*$  до значения, близкого к величине энергии активации зернограницной диффузии, что подтверждается вышеприведенными данными:  $Q_c^* \sim Q_b^*$  (71–75 и 61,8 кДж/моль). Это дает основание предполагать, что ЗГП вносит существенный вклад в общую деформацию при ползучести СМК-меди в интервале температур  $(0,2 \div 0,35)T_{пл\ Cu}$ .

Теоретически возможность заметного вклада ЗГП в общую деформацию НК- и СМК-материалов при низких гомологических температурах ( $T < 0,3T_{пл}$ ) была показана авторами [17]. Экспериментально развитие ЗГП в процессе деформации при комнатной температуре СМК-меди, полученной ИПД, было установлено в работе [18], где вклад ЗГП составил  $\sim 20\%$ .

На рис. 3, а представлен типичный вид деформационного рельефа поверхности СМК-меди после ползучести на установившейся стадии при  $T = 423\text{ К}$ . Хорошо видно формирование полос локализованной деформации, на границах которых имеются ступеньки (показаны стрелками), свидетельствующие о развитии кооперативного ЗГП. После дорекристаллизационных отжигов, приводящих к снижению степени неравновесности границ зерен, качественно эволюция деформационного рельефа поверхности СМК-меди сохраняется, однако плотность и степень рельефности полос локализованной деформации уменьшаются. После рекристаллизации СМК-структуры образование деформационных полос в процессе ползучести на поверхности меди не наблюдается (см. рис. 3, б), а значение кажущейся энергии активации ползучести увеличивается до 102 кДж/моль.

В условиях тормозящего влияния частиц упрочняющей фазы на развитие ЗГП, т. е. при ползучести СМК-композиата  $\text{Cu}-1,1\text{об.}\% \text{Al}_2\text{O}_3$ , полосы локализованной деформации на поверхности образцов

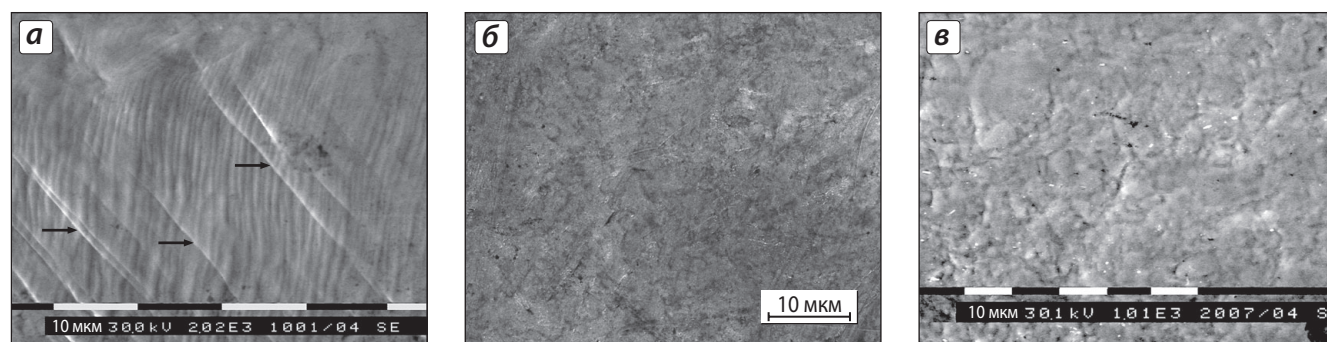
также не возникают (см. рис. 3, в). В этом случае и значение  $Q_c^*$  составляет 127 кДж/моль, что в  $\sim 1,7$  раза больше, чем для СМК-меди (71 кДж/моль).

Зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения для СМК-композиата  $\text{Cu}-1,1\text{об.}\% \text{Al}_2\text{O}_3$ , как и для СМК-меди, описывается степенным законом ползучести, но показатель чувствительности  $n \sim 30$ , что в 4,5 раза выше, чем для СМК-меди. Для объяснения аномально высоких значений  $n$  для дисперсно-упрочненных КМ в работе [19] была предложена модель ползучести, согласно которой их пластическая деформация осуществляется движением решеточных дислокаций. При этом зависимость  $\dot{\epsilon}$  от  $\sigma$  представлена степенным законом ползучести и определяется локальным переползанием и последующим термически активируемым отрывом дислокаций от частиц упрочняющей фазы. Исходя из модели [19] авторами [20] было предложено следующее уравнение для описания скорости установившейся ползучести ультрамелкозернистых дисперсно-упрочненных КМ:

$$\dot{\epsilon} = \frac{6D_v \rho_d}{b} \times \exp\left\{-\frac{Gb^2 r}{kT} [(1-k_b)(1-\sigma/\sigma_d)]^{3/2}\right\}, \quad (2)$$

где  $D_v$  — коэффициент объемной диффузии;  $\rho_d$  — плотность подвижных дислокаций;  $b$  — вектор Бюргерса;  $G$  — модуль сдвига;  $r$  — радиус частиц упрочняющей фазы;  $k_b$  — параметр, описывающий релаксацию напряжения вблизи поверхности частица-матрица;  $\sigma$  — приложенное нормальное напряжение;  $2l$  — расстояние между дисперсными частицами;  $\sigma_d = \sigma_0 \sqrt{1 - k_b^2}$  — напряжение отрыва дислокации от частицы;  $\sigma_0$  — предел текучести композиционного материала по Оровану.

В работе [21] в рассматриваемой зависимости  $\dot{\epsilon}(\sigma)$  для ультрамелкозернистых дисперсно-упрочненных



**Рис. 3.** Деформационный рельеф поверхности образцов субмикроструктурной (а) и рекристаллизованной (б) меди, а также СМК-композиата  $\text{Cu}-1,1\text{об.}\% \text{Al}_2\text{O}_3$  (в) на установившейся стадии ползучести при  $T = 423\text{ К}$   
 $\epsilon = 4\%$ ,  $\sigma = 130$ (а), 80 (б) и 285 (в) МПа

композиатов было предложено кроме напряжения Орована учитывать дальнедействующую атермическую составляющую напряжения ( $\sigma_a$ ), препятствующую движению дислокаций. Для этого случая уравнение (2) было записано в следующем виде:

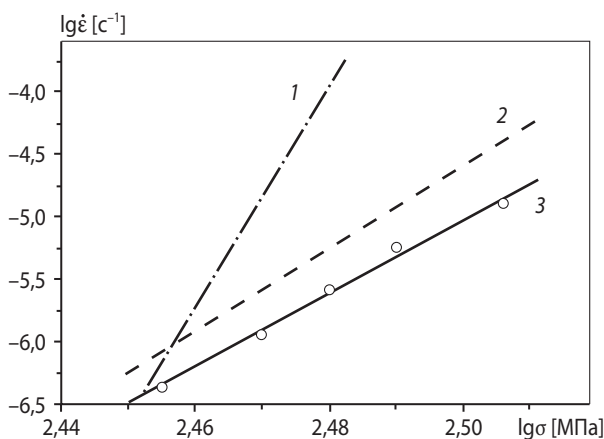
$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp \left\{ -2T_r \left[ \left( 1 - k_b \right) \left( 1 - \frac{\sigma - \sigma_a}{\sigma_d} \right) \right]^{3/2} / (kT) \right\}, \quad (3)$$

где  $\dot{\epsilon}_0 = 3D_v l / (Mb)$ ,  $M = 3$  — фактор Тейлора;  $T_r$  — линейное натяжение дислокации;  $\sigma_a = aGbM\rho_d^{1/2}$ ,  $a = 0,2$  — коэффициент упругого взаимодействия.

Результаты расчетов зависимости скорости установившейся ползучести от напряжения для СМК-композиата Cu-1,1об.%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> по уравнениям (2) и (3) при  $T = 423$  К представлены на рис. 4 в двойных логарифмических координатах. (Расчеты были проведены в предположении, что ползучесть исследуемого СМК-композиата контролируется диффузией по дислокационным трубкам, так как, применяя коэффициент объемной самодиффузии меди, уравнения (2) и (3) не имеют решения для КМ данного состава в рассматриваемом температурном интервале.) Для вычислений использовали уравнение

$$\sigma_0 = \sigma_{0,2(m)} + [45Gb/(2r)]f, \quad (4)$$

где  $f \sim 0,84\%$  — объемная доля частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в материале без учета крупных выделений этого оксида, не вносящих вклада в упрочнение [7];  $\sigma_{0,2(m)} = 352$  МПа — предел текучести СМК-матрицы без частиц при  $T = 423$  К;  $b = 2,56 \cdot 10^{-10}$  м — вектор Бюргера дислокации в меди [12];  $r = 20$  нм — ра-



**Рис. 4.** Сопоставление моделей ползучести дисперсно-упрочненных КМ с экспериментальной зависимостью скорости установившейся ползучести от напряжения СМК-композиата Cu-1,1об.%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

1 — расчет по ур. (2) при  $k_b = 0,75$ , 2 — расчет по ур. (3) при  $k_b = 0,95$ , 3 — эксперимент при  $T = 423$  К

диус частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>;  $G = 4,0 \cdot 10^4$  МПа — модуль сдвига при  $T = 423$  К.

Плотность подвижных дислокаций определяли следующим образом [22]:

$$\rho_d^{-1/2} = 0,6Gb/\sigma \quad (5)$$

при приложенных напряжениях  $\sigma = 270 \div 320$  МПа.

Значения  $l$  находили в предположении идеального расположения частиц по углам квадрата по формуле [13]

$$f = [r/(2l)]^2. \quad (6)$$

Из рис. 4 видно, что рассчитанная по уравнению (2) зависимость  $\lg \dot{\epsilon} - \lg \sigma$  для КМ Cu-1,1об.%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (пр. 1) не согласуется с экспериментальной (пр. 3). Величина показателя  $n$ , определенная по наклону пр. 1 при  $k_b = 0,75$ , почти в 3 раза превосходит его измеренное значение ( $\sim 98$  против  $\sim 30$ ). (При изменении  $k_b$  разница между ними еще выше.) Зависимость  $\lg \dot{\epsilon} - \lg \sigma$ , рассчитанная по уравнению (3) при  $k_b = 0,95$  (см. рис. 4, пр. 2), удовлетворительно согласуется с экспериментальной, и значения показателя  $n$  в обоих случаях схожи: соответственно  $\sim 35$  и  $\sim 30$ .

## Заключение

Установлено, что существенной особенностью механизма деформации субмикроструктурной меди с неравновесными границами зерен на установившейся стадии ползучести в интервале температур  $(0,2 \div 0,35)T_{пл Cu}$  по сравнению с деформацией меди с равновесными границами является развитие зернограницного проскальзывания и полос локализованной деформации. Присутствие на неравновесных границах зерен упрочняющих наноразмерных частиц оксидов в процессе ползучести препятствует не только развитию ЗГП, но и локализации пластической деформации в дисперсно-упрочненной СМК-меди, что приводит к увеличению сопротивления ползучести и деформации до разрушения. В условиях тормозящего влияния наноразмерных частиц оксидов на развитие ЗГП наиболее вероятный механизм деформации дисперсно-упрочненной СМК-меди с неравновесными границами зерен в интервале  $T = (0,2 \div 0,35)T_{пл Cu}$  — это дислокационная ползучесть, контролируемая диффузией по дислокационным трубкам. При этом механизмом, определяющим зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения, являются локальное переползание и последующий термически активируемый отрыв дислокаций от упрочняющих частиц.

Работа выполнена при финансовой поддержке СО РАН  
(проект СО РАН № 3.6.2.2)  
и гранта ФЦП 02.513.11.3198.

Авторы благодарят проф. Р.З. Валиева  
за предоставление материалов для исследования.

## Литература

1. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. Новосибирск: Наука, 2001.
2. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН, 2003.
3. Бокштейн Б.С., Копецкий И.В., Швиндлерман Л.С. Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах. М.: Металлургия, 1986.
4. Чувильдиев В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложение. М.: Физматлит, 2004.
5. Колобов Ю.Р. Диффузионно-контролируемые процессы на границах зерен и пластичность металлических полукристаллов. Новосибирск: Наука, 1998.
6. Schilling W.F., Grant N.J. // Metal. Intern. 1973. № 5. P. 117.
7. Колобов Ю.Р., Грабовецкая Г.П., Иванов К.В., Иванов М.Б. // Химия в интересах устойчивого развития. 2002. Т. 10. С. 111.
8. Islamgaliev R.K., Buchgraber W., Kolobov Yu.R. et al. // Mater. Sci. Eng. 2001. Vol. A 319–321. P. 874.
9. Гарофало Ф. Законы ползучести и длительной прочности металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1968.
10. Cobl R.L. // J. Appl. Phys. 1963. Vol. 34, № 7. P. 1679.
11. Грабский М.В. Структурная сверхпластичность металлов. М.: Металлургия, 1975.
12. Фрост Г. Дж., Эшби М.Ф. Карты механизмов деформации. Челябинск: Металлургия, 1989.
13. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972.
14. Raj S.V., Langdon T.G. // Acta. Metal. 1989. Vol. 37, № 3. P. 843.
15. Панин В.Е. // Физ. мезомеханика. 2000. Т. 1, № 6. С. 5.
16. Ларииков Л.Н. // Металлофизика и новейшие технологии. 1995. Т. 17, № 1. С. 3.
17. Поздняков В.А., Глезер А.М. // ФТТ. 2002. Т. 44, вып. 4. С. 705.
18. Valiev R.Z., Kozlov E.V., Ivanov Yu.F. et al. // Acta Metal. Mater. 1994. Vol. 42, № 7. P. 2467.
19. Rösler J., Joos R., Arzt E. // Ibid. 1990. Vol. 38, № 4. P. 671.
20. Sauer C., Weisgraber T., Dehm G. et al. // Z. Metallk. 1998. Bd. 89, № 2. S. 119.
21. Grundmann U., Gerner M., Heilmaier M. et al. // Mater. Sci. Eng. 1997. Vol. A 234–236. P. 505.
22. Harrison L.G. // Trans. Faraday Soc. 1961. Vol. 57, № 7. P. 1191.

УДК 621.762; 661.78.018.45

# ПОЛУЧЕНИЕ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ МЕТАЛЛООРГАНИЧЕСКИХ СМЕСЕЙ

## Сообщение 2

© 2009 г. **В.Ю. Лопатин, В.С. Левченко, А.Г. Ермилов, Е.В. Богатырева, И.А. Маилянц**

Государственный технологический университет «Московский институт стали и сплавов» (МИСиС)

**В.Ю. Лопатин** – канд. техн. наук, доцент кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий МИСиС (119049, г. Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4). Тел.: (495) 638-44-09. E-mail: lopatin63@mail.ru.

**В.С. Левченко** – канд. техн. наук, вед. науч. сотр. кафедры металловедения цветных металлов МИСиС. Тел.: (495) 638-45-48. E-mail: levchenko47@mail.ru.

**А.Г. Ермилов** – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. кафедры металлургии цветных, редких и благородных металлов (МЦР и БМ) МИСиС. Тел.: (495) 638-46-24.

**Е.В. Богатырева** – канд. техн. наук, доцент кафедры МЦР и БМ МИСиС. Тел.: (495) 638-46-90. E-mail: helen\_bogatureva@mail.ru.

**И.А. Маилянц** – студентка МИСиС.

В сообщении 1 [1] показана возможность создания высокопористых материалов из тугоплавких металлов и сплавов (Mo, Mo–Ni, Ti–Mo) при совмещении приемов порошковой металлургии с химико-металлургическими процессами. Установлено, что на поверхности частиц порошка могут образовываться металлические наноструктуры непосредственно в процессе спекания формовок. Эти

наноструктуры способны активировать процесс спекания композиций на основе Mo, Mo–Ni (50/50), Ti–Mo (85/15) и позволяют получить при нагреве до 1000 °С в инертной атмосфере высокопористые ( $P = 70 \div 80 \%$ ) материалы.

Рассмотрено влияние на процесс создания указанных материалов таких факторов, как состав исходных металлоорганических смесей (МОС), доля