

УДК 621.7:620.178.73

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕЛАКСАЦИОННЫХ И ДИСЛОКАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛОВ ПО ДИАГРАММАМ УДАРНОГО СЖАТИЯ

В. М. Косенков

Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, 54018 Николаев, Украина  
E-mail: v.m.kosenkov@gmail.com

На основе реологической модели Максвелла и дислокационно-кинетических соотношений разработан метод определения времени релаксации касательных напряжений и характеристик дислокационных структур в процессе ударного сжатия поликристаллических металлов с использованием диаграмм деформирования, полученных методом Кольского с помощью разрезного стержня Гопкинсона. С использованием предложенного метода проведен анализ характеристик алюминиевых сплавов семи марок.

**Ключевые слова:** модель Максвелла, диаграммы ударного сжатия, метод Кольского, релаксация касательных напряжений, плотность дислокаций, скорость дислокаций, алюминиевые сплавы.

**Введение.** Высокоскоростное деформирование поликристаллических металлов импульсными методами в интервале скоростей деформации  $\dot{\varepsilon} = 10^2 \div 10^3 \text{ с}^{-1}$  имеет ряд преимуществ по сравнению с квазистатическими методами ( $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \div 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ ). В частности, высокоскоростное деформирование листовых материалов позволяет достичь предельных деформаций, в 2,5 раза превышающих предельные деформации при квазистатическом деформировании [1, 2]. Для дальнейшего совершенствования импульсных способов деформирования металлов необходимо исследовать происходящие при этом процессы.

Известно, что высокоскоростное деформирование приводит к увеличению напряжений в материалах в результате появления дополнительного вязкого сопротивления движению дислокаций и релаксации напряжений сдвига [3, 4]. Поэтому скоростное упрочнение материалов нужно учитывать при изучении влияния скорости деформации на изменение характеристик дислокационных структур и расхода энергии на осуществление процесса деформации. Такой подход к исследованию влияния скоростного упрочнения на деформирование материалов на феноменологическом уровне хорошо известен [3–5]. С его помощью выполнено моделирование поведения поликристаллических материалов при одно- и двухосном скоростном деформировании [6, 7]. При построении таких моделей одним из важнейших факторов является релаксация напряжений сдвига. В качестве физического соотношения, связывающего феноменологическую модель с реальными свойствами поликристаллических материалов, используется время релаксации касательных напряжений  $t_r = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, S)$  ( $\varepsilon$  — деформация;  $\dot{\varepsilon}$  — скорость деформации;  $S$  — энтропия). Параметры функции  $t_r = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, S)$  определяются из условия наилучшего согласования результатов моделирования с экспериментальными данными.

Время релаксации напряжений сдвига необходимо учитывать не только при использовании феноменологического подхода к моделированию высокоскоростного деформирования материалов. Оно связывает макроскопические характеристики поликристаллических материалов со свойствами дислокационных структур, определяющих их пластическое деформирование [8]. С помощью известных соотношений между макро-, мезо- и микроскопическими характеристиками кристаллических материалов (Орована, Тейлора, Холла — Петча, Конрада и др.) можно выразить некоторые из этих характеристик через другие.

В последние десятилетия в исследовании динамических свойств материалов достигнут значительный прогресс, что обусловлено применением метода Кольского и разрезного стержня Гопкинсона [9]. С помощью различных модификаций данного метода можно проводить высокоскоростные испытания материалов на растяжение, сжатие, сдвиг, кручение и комбинированное нагружение в интервале скоростей деформации  $10^2 \div 10^4 \text{ с}^{-1}$  и исследовать процессы преобразования энергии деформации во внутреннюю и тепловую энергии материала [10, 11]. Достоверная информация о макроскопических свойствах металлов может служить основой для определения характеристик дислокационных структур и процесса релаксации напряжений сдвига.

Целью данной работы является исследование влияния скоростного и деформационного упрочнения поликристаллических металлов на характеристики дислокационных структур и релаксацию напряжений сдвига на основе диаграмм высокоскоростного деформирования этих металлов.

**1. Постановка задачи и метод исследования.** В ряде работ для построения зависимости времени релаксации напряжений сдвига  $t_r$  от пластической деформации  $\varepsilon^p$  и скорости пластической деформации  $\dot{\varepsilon}^p$  использовалось предположение, что  $t_r$  обратно пропорционально  $\dot{\varepsilon}^p$  [6, 7]:

$$t_r = a/\dot{\varepsilon}^p \quad (1)$$

( $a$  — неизвестный коэффициент).

Коэффициент  $a$  можно определить на основе экспериментальных данных и модельных представлений о скоростном деформировании материалов. В работах [6, 7] использовались результаты одноосного деформирования материалов и математического моделирования этого процесса на основе реологической модели Максвелла.

С помощью формулы (1) можно вычислить коэффициент  $a$ :

$$a = t_r \dot{\varepsilon}^p, \quad (2)$$

если известно значение  $t_r$ , соответствующее скорости деформации  $\dot{\varepsilon}^p$ . Зависимость  $t_r$  от  $\dot{\varepsilon}^p$  можно определить с использованием реологических моделей, не выполняя математическое моделирование процесса скоростного деформирования.

Анализ результатов проведенных ранее исследований динамического деформирования материалов [3–7] позволил сделать вывод, что модель Максвелла наиболее адекватно описывает процессы высокоскоростного деформирования тел. Поэтому реологическое уравнение Максвелла служит основой феноменологического метода определения времени релаксации напряжений сдвига. При многоосном нагружении это уравнение, записанное с использованием тензора напряжений  $\sigma_{ij}$ , позволяет получить систему уравнений [3, 4]

$$\frac{d\sigma_{ij}}{dt} = 2G \left( \frac{d\varepsilon_{ij}}{dt} - \frac{1}{3} \frac{d\varepsilon}{dt} \delta_{ij} \right) - \frac{\sigma_{ij} - \sigma'_0}{t_r} + \frac{d\sigma}{dt} \delta_{ij}, \quad (3)$$

где  $t_r$  — время релаксации касательных напряжений, с;  $t$  — время, с;  $\varepsilon_{ij}$  — компоненты тензора деформации;  $\varepsilon = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33}$  — объемная деформация;  $\delta_{ij}$  — символ Кронекера;  $\sigma'_0$  — тензор напряжений, соответствующий пределу текучести материала при квазистатическом нагружении с учетом деформационного упрочнения, Па;  $G$  — модуль сдвига, Па;  $\sigma$  — шаровая составляющая тензора напряжений, Па.

Уравнение (3) преобразовано аналогично тому, как это сделано в работе [11]:

$$\frac{d\sigma_{ij}}{dt} = 2G \left( \frac{d\varepsilon_{ij}}{dt} + \frac{\nu}{1-2\nu} \frac{d\varepsilon}{dt} \delta_{ij} \right) - \frac{\sigma_{ij} - \sigma'_0}{t_r}, \quad (4)$$

где  $\nu$  — коэффициент Пуассона.

В данной работе, в отличие от [11], объемная деформация материала представлена в виде суммы упругой  $\varepsilon^e$  и пластической  $\varepsilon^p$  деформаций. Объемная пластическая деформация равна нулю, поскольку в материале отсутствуют поры. При одноосном нагружении образцов поперечные  $\varepsilon_{22}^e$ ,  $\varepsilon_{33}^e$  и продольные  $\varepsilon_{11}^e$  упругие деформации связаны известным соотношением

$$\varepsilon_{22}^e = \varepsilon_{33}^e = -\nu \varepsilon_{11}^e. \quad (5)$$

Тогда объемная деформация равна

$$\varepsilon = (1 - 2\nu) \varepsilon_{11}^e. \quad (6)$$

С учетом (6) преобразуем уравнение (4) к виду

$$\frac{d\sigma_{11}}{dt} = 2G \left( \frac{d\varepsilon_{11}}{dt} + \nu \frac{d\varepsilon_{11}^e}{dt} \right) - \frac{\sigma_{11} - \sigma'_0}{t_r}. \quad (7)$$

При одноосном нагружении материала в области упругих деформаций

$$\sigma_{11} = E \varepsilon_{11}^e \quad (8)$$

( $E$  — модуль Юнга, Па). С помощью (8) определяем скорость упругой деформации

$$\frac{d\varepsilon_{11}^e}{dt} = \frac{1}{E} \frac{d\sigma_{11}}{dt}. \quad (9)$$

Преобразовав (7) с помощью (9):

$$\frac{d\sigma_{11}}{dt} = 2G \left( \frac{d\varepsilon_{11}}{dt} + \frac{\nu}{E} \frac{d\sigma_{11}}{dt} \right) - \frac{\sigma_{11} - \sigma'_0}{t_r}, \quad (10)$$

получаем выражение

$$t_r = (\sigma_{11} - \sigma'_0) / \left( 2G \frac{d\varepsilon_{11}}{dt} - \frac{1}{1+\nu} \frac{d\sigma_{11}}{dt} \right). \quad (11)$$

Скорость изменения напряжений выражается через упрочнение  $d\sigma_{11}/d\varepsilon_{11}$  и скорость деформации материала:

$$\frac{d\sigma_{11}}{dt} = \frac{d\sigma_{11}}{d\varepsilon_{11}} \frac{d\varepsilon_{11}}{dt}, \quad (12)$$

при этом (11) преобразуется к виду

$$t_r = (\sigma_{11} - \sigma'_0) / \left[ \left( 2G - \frac{1}{1+\nu} \frac{d\sigma_{11}}{d\varepsilon_{11}} \right) \frac{d\varepsilon_{11}}{dt} \right]. \quad (13)$$

При необратимых деформациях, больших 0,02, скорость упругих деформаций на один-два порядка меньше скорости пластических деформаций, поэтому можно считать, что скорость полной деформации практически равна скорости пластической деформации. Тогда, подставляя (13) в (2), получаем

$$a = (\sigma_{11} - \sigma'_0) / \left( 2G - \frac{1}{1+\nu} \frac{d\sigma_{11}}{d\varepsilon_{11}} \right). \quad (14)$$

Из (14) следует, что коэффициент  $a$  является функцией разности динамических и квазистатических напряжений. Упрочнение материала в процессе пластической деформации

оказывает незначительное влияние на коэффициент  $a$ , так как второе слагаемое в знаменателе выражения (14) на один-два порядка меньше первого.

Процесс пластического деформирования поликристаллического материала определяется плотностью  $N$  и скоростью  $V$  дислокаций. Эти характеристики связаны со скоростью пластических деформаций известным соотношением Орована

$$\frac{d\varepsilon_{11}}{dt} = bVN, \quad (15)$$

где  $b$  — модуль вектора Бюргерса, м.

С помощью соотношения (1) можно определить связь  $N$  и  $V$  с временем релаксации касательных напряжений.

Плотность подвижных дислокаций связана с деформационным упрочнением поликристаллических материалов соотношением Тейлора [8]

$$\sigma_{11} - \sigma_{0,2} = \alpha M G b \sqrt{N}, \quad (16)$$

где  $\alpha$  — постоянная взаимодействия дислокаций;  $M$  — ориентационный фактор Тейлора;  $\sigma_{0,2}$  — предел текучести материала при квазистатическом деформировании без учета скоростного упрочнения, Па. Для алюминиевых сплавов в условиях одноосного нагружения можно принять следующие значения параметров:  $\alpha \approx 0,6$ ,  $M = 3,06$ ,  $G = 2,7 \cdot 10^{10}$  Па,  $b = 2,83 \cdot 10^{-10}$  м [8].

Из (16) получаем зависимость

$$N = \left( \frac{\sigma_{11} - \sigma_{0,2}}{\alpha M G b} \right)^2, \quad (17)$$

подставляя которую в (15) можно определить скорость дислокаций  $V$ :

$$V = \frac{1}{bN} \frac{d\varepsilon_{11}}{dt}. \quad (18)$$

Зная время релаксации  $t_r$ , можно вычислить коэффициент сдвиговой вязкости пластического течения материала [12]:

$$\mu = G t_r. \quad (19)$$

Преобразуем (18) с учетом (19) и (1):

$$V = \frac{aG}{bN\mu}. \quad (20)$$

С использованием соотношений (17)–(20) можно определить особенности изменения  $N$  и  $V$  в процессе деформационного и скоростного упрочнения материала. Плотность подвижных дислокаций увеличивается пропорционально квадрату деформационно-скоростного упрочнения материала. В процессе пластического течения материала его вязкость увеличивается, при этом скорость дислокаций уменьшается.

**2. Результаты исследования.** Формулы (13), (17)–(20) позволяют определить характеристики дислокационных структур  $N$  и  $V$ , время релаксации касательных напряжений  $t_r$  и коэффициент сдвиговой вязкости пластического течения материала  $\mu$ . Для этого в экспериментах по одноосному нагружению материала необходимо получить зависимости напряжения  $\sigma_{11}$ , деформации  $\varepsilon_{11}$  и скорости деформации  $d\varepsilon_{11}/dt$  от времени. Кроме того, требуется использовать зависимость напряжения  $\sigma'_0$  от деформации в условиях квазистатического деформирования. Указанные зависимости можно определить с помощью метода Кольского [9] и квазистатического деформирования образцов.

С использованием предлагаемого метода определения реологических и структурных характеристик материалов проведено исследование алюминиевых сплавов семи марок

(АМг5М, АМг6БМ, Д16АМ, АМцМ, 5754 Т2, 5182 О, 6111 Т4) в процессе их ударного сжатия. Образцы сплава АМг5М, изготовленные из прутков, имели цилиндрическую форму и нагружались в направлении прокатки. Образцы из листового проката изготавливались в виде параллелепипедов, составленных из нескольких пластин, при этом длина образца в направлении сжатия была не меньше его поперечного размера. Пластины шлифовывались друг к другу, плотно прижимались и склеивались по боковым поверхностям эластичным клеем. Деформирование образцов проводилось при температуре от 288 до 293 К.

Для уменьшения погрешности измерений проводились испытания 3–6 образцов сплава при одном и том же режиме нагружения. Для исключения влияния высокочастотных помех зависимость напряжения от времени предварительно сглаживалась, при этом значения в каждой точке вычислялись как среднее арифметическое напряжений в соседних точках. Количество точек осреднения выбиралось таким образом, чтобы они соответствовали нескольким периодам колебаний высокочастотных помех. Диаграммы деформирования определялись в результате осреднения экспериментальных зависимостей.

Для проверки влияния составной конструкции образца на результаты измерения динамических характеристик материала проведено сравнение полученных диаграмм с диаграммами, определенными для сплошных цилиндрических образцов из сплава АМг5М. Сравнение результатов показывает, что различие данных, полученных с помощью сплошного и составного образцов, находится в пределах статистической погрешности измерения.

Экспериментальные данные получены в диапазонах значений деформации  $\varepsilon = 0,02 \div 0,25$  и скорости деформации  $d\varepsilon_{11}/dt = 300 \div 1700 \text{ с}^{-1}$ . Квазистатические диаграммы деформирования определены при скорости деформации  $d\varepsilon_{11}/dt = 10^{-3} \div 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ .

На рис. 1, 2 показаны диаграммы деформирования образцов из сплава АМг5М при переменной скорости деформации. Величины погрешностей, показанные вертикальными отрезками, определены по наибольшим величинам отклонений экспериментальных значений от средневзвешенного. Полученные результаты свидетельствуют о том, что при увеличении скорости деформации наблюдается существенное отличие напряжений при динамическом нагружении от напряжений при квазистатическом нагружении  $\sigma'_0$  (кривая 1 на рис. 1). В пределах погрешности экспериментальных данных динамические и квазистатические диаграммы аппроксимированы степенной функцией

$$\sigma_{11} = a_1(\varepsilon_{11})^{a_2} \left[ 1 + \left( \frac{1}{a_3} \frac{d\varepsilon_{11}}{dt} \right)^{a_4} \right], \quad (21)$$

где  $a_1, a_2, a_3, a_4$  — параметры аппроксимации, определяемые по условию наилучшего соответствия функции  $\sigma_{11}(\varepsilon_{11})$  экспериментальным данным (параметр  $a_1$  измеряется в паскалях,  $a_3$  — в секундах в минус первой степени). Результаты расчетов по формуле (21) при максимальной скорости деформации для каждого режима показаны на рис. 1 штриховыми линиями. В процессе деформирования образцов скорость деформации уменьшалась, поэтому при больших деформациях штриховые линии расположены выше сплошных, что также подтверждает соответствие формулы (21) экспериментальным данным.

Аналогично аппроксимировались диаграммы деформирования для остальных исследованных сплавов. Значения коэффициентов аппроксимации диаграмм для каждого сплава приведены в таблице. Коэффициенты аппроксимации в формуле (21) связаны приближенными соотношениями. Коэффициент  $a_1 \approx a'_1 = a_4 M \sigma_{0,2}$ , причем отличие  $a_1$  от  $a'_1$  составляет от +14 до –9 % и находится в пределах погрешности определения коэффициента  $a_4$  и условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  (см. таблицу). Коэффициент  $a_3$  равен скорости деформации, при которой скоростное упрочнение равно деформационному. Коэффициент  $a_2 \approx a'_2 = \alpha a_4 / M$ . Отклонение от этой зависимости находится в пределах от +10 до –24 %.

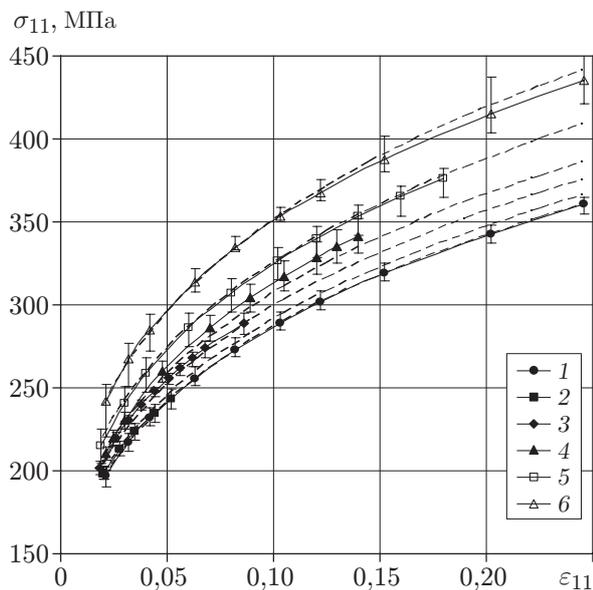


Рис. 1

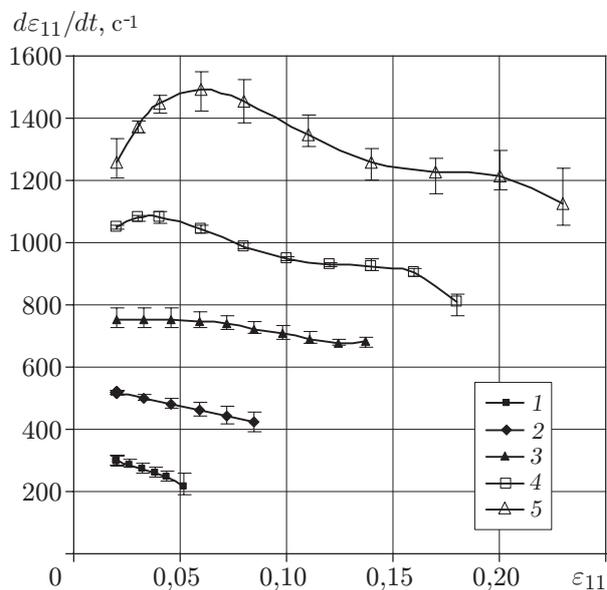


Рис. 2

Рис. 1. Зависимость напряжений в образце из сплава АМг5М от деформации при различных значениях максимальной скорости деформации:

1 —  $(d\varepsilon_{11}/dt)_{\max} = 0$ , 2 —  $(d\varepsilon_{11}/dt)_{\max} = 300 \text{ c}^{-1}$ , 3 —  $(d\varepsilon_{11}/dt)_{\max} = 550 \text{ c}^{-1}$ , 4 —  $(d\varepsilon_{11}/dt)_{\max} = 750 \text{ c}^{-1}$ , 5 —  $(d\varepsilon_{11}/dt)_{\max} = 1100 \text{ c}^{-1}$ , 6 —  $(d\varepsilon_{11}/dt)_{\max} = 1500 \text{ c}^{-1}$ ; сплошные линии — экспериментальные данные, штриховые — результаты расчетов по формуле (21)

Рис. 2. Зависимость скорости деформации образца из сплава АМг5М от деформации с различными значениями максимальной скорости деформации:

1 —  $(d\varepsilon_{11}/dt)_{\max} = 300 \text{ c}^{-1}$ , 2 —  $(d\varepsilon_{11}/dt)_{\max} = 550 \text{ c}^{-1}$ , 3 —  $(d\varepsilon_{11}/dt)_{\max} = 750 \text{ c}^{-1}$ , 4 —  $(d\varepsilon_{11}/dt)_{\max} = 1100 \text{ c}^{-1}$ , 5 —  $(d\varepsilon_{11}/dt)_{\max} = 1500 \text{ c}^{-1}$

#### Параметры аппроксимации диаграмм деформирования сплавов

№ п/п	Марка сплава	$a_1$ , МПа	$a_2$	$a_3$ , $\text{c}^{-1}$	$a_4$	$a'_1$ , МПа	$a_1/a'_1$	$a'_2$	$a_2/a'_2$
1	5182 О	745	0,295	4000	1,65	656	1,14	0,32	0,91
2	5754 Т2	440	0,250	3571	1,25	383	1,15	0,25	1,02
3	6111 Т4	610	0,270	2564	1,25	631	0,97	0,25	1,10
4	АМг5М: пластинчатые образцы	507	0,246	3774	1,65	530	0,96	0,32	0,76
5	сплошные цилиндрические образцы	507	0,246	3636	1,65	530	0,96	0,32	0,76
6	АМг6БМ	715	0,275	2326	1,65	783	0,91	0,32	0,85
7	АМцМ	150	0,150	2410	1,25	153	0,98	0,25	0,61
8	Д16АМ	430	0,230	1818	1,45	444	0,97	0,28	0,81

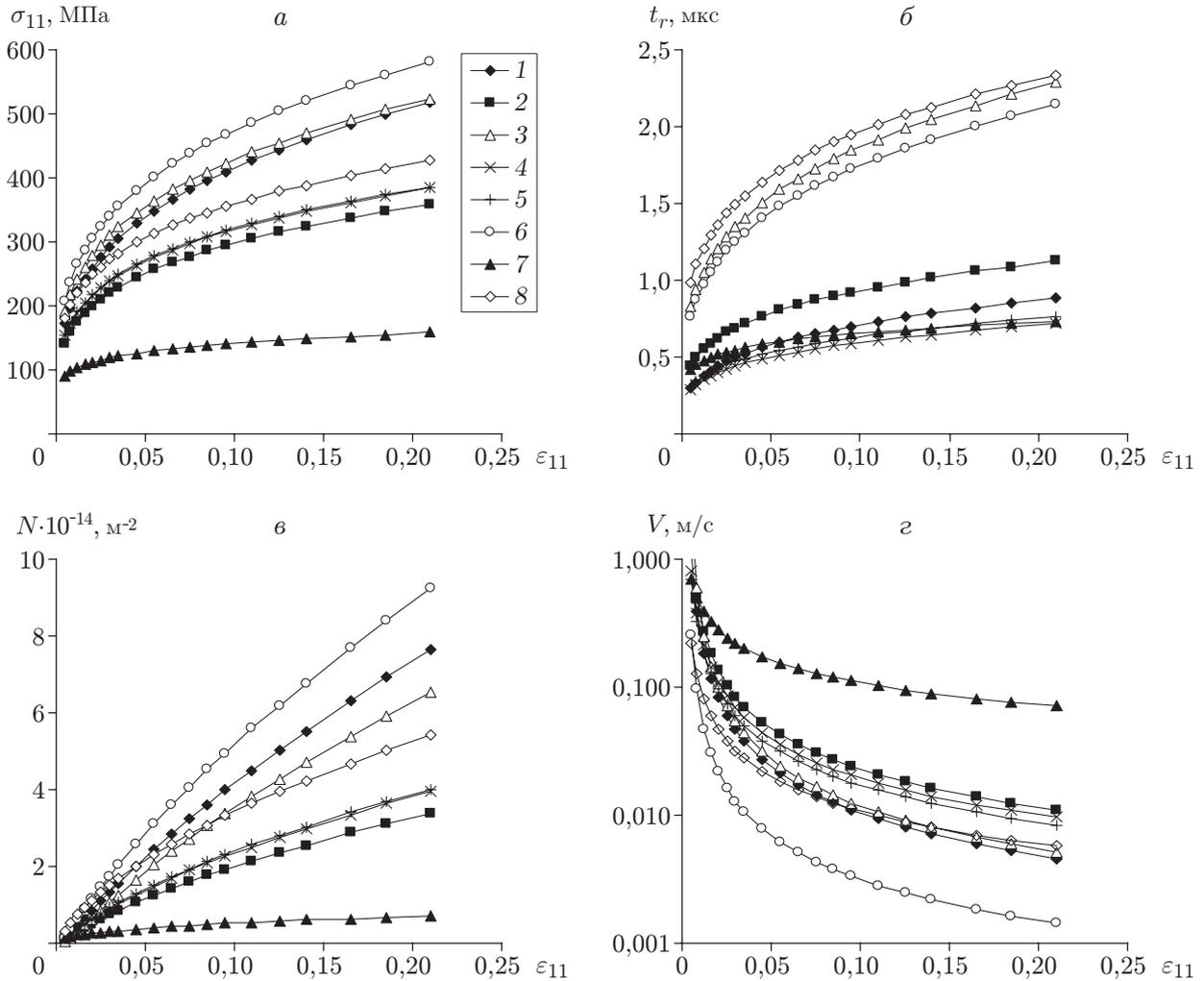


Рис. 3. Характеристики поликристаллических алюминиевых сплавов при  $d\varepsilon_{11}/dt = 10^3 \text{ с}^{-1}$ :

*a* — напряжение, *б* — время релаксации, *в* — плотность дислокаций, *г* — скорость дислокаций; 1–8 — номера сплавов в таблице

Только для сплава АМцМ указанное отклонение составляет  $-39\%$ . В приведенной формуле величина  $\alpha$  задана приближенно по ее эквивалентному значению [8], поэтому можно считать, что по порядку величин соотношения для этих коэффициентов выполняются. Таким образом, все коэффициенты соотношения (21) связаны физическими характеристиками поликристаллического материала.

На рис. 3, *a* приведены диаграммы деформирования сплавов, рассчитанные по формуле (21) при скорости деформации  $d\varepsilon_{11}/dt = 1000 \text{ с}^{-1}$ . Зависимости напряжения от скорости деформации, рассчитанные при  $\varepsilon = 0,1$ , представлены на рис. 4, *a*. Номера кривых на рис. 3, 4 соответствуют номерам сплавов в таблице.

Подставляя (21) в (13), можно определить время релаксации касательных напряжений как функцию деформации и скорости деформации:

$$t_r = a_1(\varepsilon_{11})^{a_2} \left(\frac{1}{a_3}\right)^{a_4} \left(\frac{d\varepsilon_{11}}{dt}\right)^{a_4-1} / \left\{ 2G - \frac{a_1 a_2}{1 + \nu} (\varepsilon_{11})^{a_2-1} \left[ 1 + \left(\frac{1}{a_3} \frac{d\varepsilon_{11}}{dt}\right)^{a_4} \right] \right\}. \quad (22)$$

Второе слагаемое в знаменателе выражения (22) существенно меньше первого, если де-

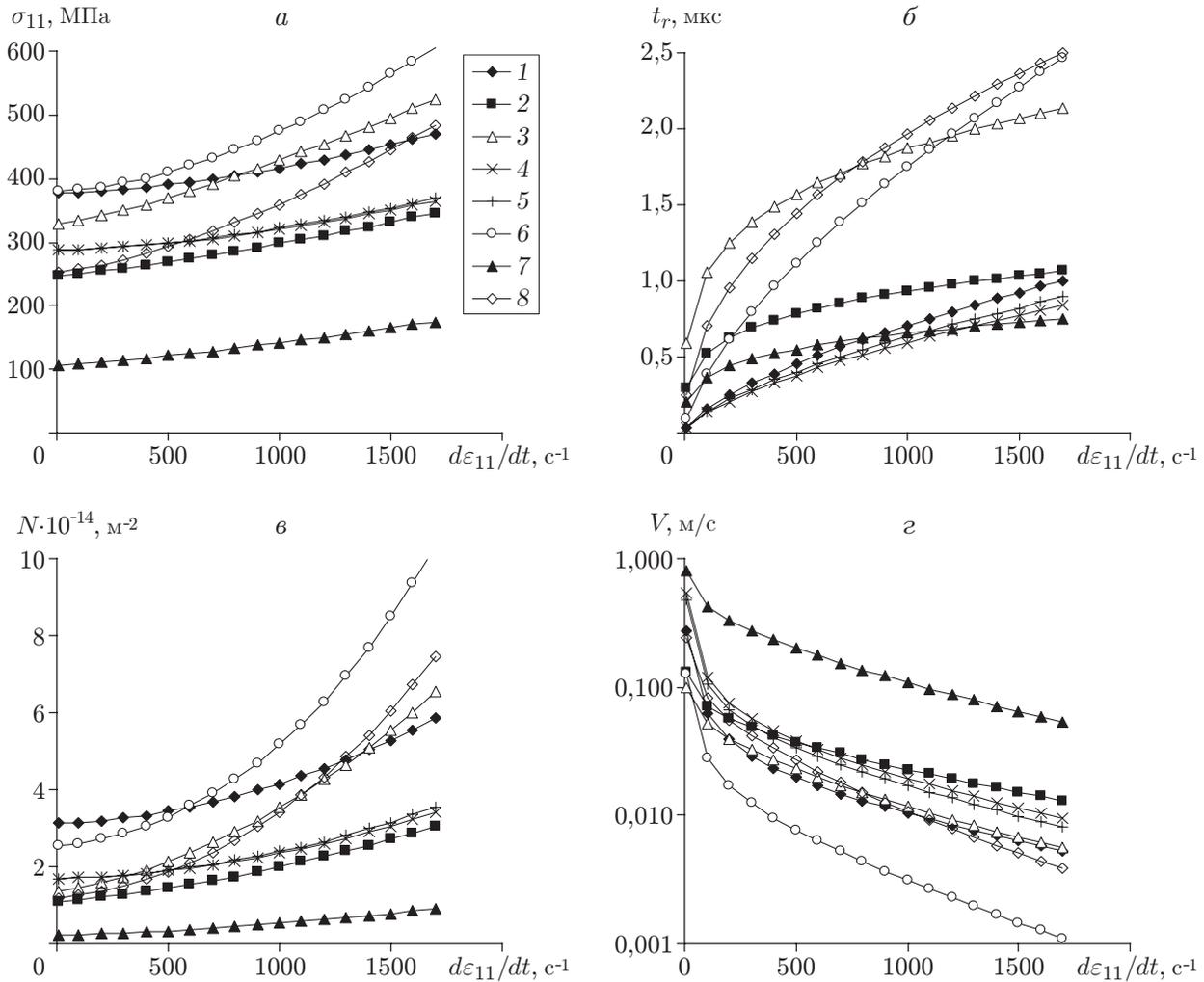


Рис. 4. Характеристики поликристаллических алюминиевых сплавов при  $\varepsilon = 0,1$  (обозначения те же, что на рис. 3)

формация больше 0,02. Тогда формулу (22) можно упростить:

$$t_r \approx \frac{a_1}{2G} (\varepsilon_{11})^{a_2} \left(\frac{1}{a_3}\right)^{a_4} \left(\frac{d\varepsilon_{11}}{dt}\right)^{a_4-1}. \quad (23)$$

Коэффициенты  $a_2$  и  $a_4$  положительные, коэффициент  $a_4$  больше единицы (см. таблицу), поэтому при увеличении деформации и скорости деформации сплавов время релаксации увеличивается. Из формулы (19) следует, что при этом увеличивается и коэффициент сдвиговой вязкости сплавов, значение которого в указанных интервалах изменения деформации и скорости деформации изменяется в диапазоне  $\mu = 6 \cdot 10^3 \div 8 \cdot 10^4$  Па·с. На рис. 3, б, 4, б показаны зависимости времени релаксации исследованных сплавов от их деформации при  $d\varepsilon_{11}/dt = 10^3$  с<sup>-1</sup> и от скорости деформации при  $\varepsilon = 0,1$  соответственно.

Подставляя (21) в (17), получаем зависимость плотности подвижных дислокаций от деформации и скорости деформации

$$N = \left\{ \frac{a_1(\varepsilon_{11})^{a_2}}{\alpha M G b} \left[ 1 + \left(\frac{1}{a_3} \frac{d\varepsilon_{11}}{dt}\right)^{a_4} \right] - \sigma_{0,2} \right\}^2. \quad (24)$$

Подставляя (24) в (18), определяем аналогичную зависимость для скорости дислокаций:

$$V = \frac{1}{b} \left\{ \frac{a_1(\varepsilon_{11})^{a_2}}{\alpha M G b} \left[ 1 + \left( \frac{1}{a_3} \frac{d\varepsilon_{11}}{dt} \right)^{a_4} \right] - \sigma_{0,2} \right\}^{-2} \frac{d\varepsilon}{dt}. \quad (25)$$

Из (24), (25) следует, что увеличение деформации и скорости деформации сплавов в исследованном диапазоне всегда приводит к увеличению плотности подвижных дислокаций и уменьшению их скорости (см. рис. 3, в, г, 4, в, г). При постоянной скорости деформации указанные характеристики стремятся к насыщению в случае увеличения деформации. Следует отметить, что менее прочные сплавы (5182 О, 5754 Т2, АМг5М, АМцМ) имеют существенно меньшее время релаксации касательных напряжений, а следовательно, меньшую вязкость. Плотность подвижных дислокаций также существенно меньше, а их скорость больше. Полученные результаты соответствуют физическим представлениям об определяющей роли дислокаций в процессах пластического деформирования поликристаллических металлов [8]. В исследованном интервале деформаций и скоростей деформации время релаксации рассмотренных сплавов меняется в диапазоне  $t_r = 0,2 \div 3,0$  мкс, а коэффициент сдвиговой вязкости сплавов —  $\mu = 6 \cdot 10^3 \div 8 \cdot 10^4$  Па·с. При этом плотность подвижных дислокаций меняется в диапазоне  $N = 1,4 \cdot 10^{13} \div 1,8 \cdot 10^{15}$  м<sup>-2</sup>, а их скорость уменьшается с  $6,5 \cdot 10^{-1}$  до  $5,3 \cdot 10^{-4}$  м/с.

**Заключение.** В работе предложен метод определения характеристик дислокационных структур поликристаллических сплавов и их реологических свойств, в котором используются диаграммы статического деформирования и результаты динамических испытаний методом Кольского. С помощью этого метода проведен анализ характеристик алюминиевых сплавов семи марок.

Определена степенная зависимость между напряжениями, деформациями и скоростью деформации, аппроксимирующая диаграммы высокоскоростного деформирования поликристаллических алюминиевых сплавов семи марок в диапазоне значений деформации  $\varepsilon = 0,02 \div 0,25$  и скорости деформации  $d\varepsilon_{11}/dt = 300 \div 1700$  с<sup>-1</sup>. Коэффициенты этой зависимости коррелируют между собой и с физическими параметрами поликристаллических алюминиевых сплавов.

Получены зависимости времени релаксации напряжений сдвига, плотности и скорости дислокаций от деформации и скорости деформации поликристаллических материалов, упрочняющихся по степенному закону.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Косенков В. М., Старков Н. В., Аврамец Д. Р. Подобие процессов релаксации напряжений в конструкционных материалах при импульсно-статическом нагружении // Тр. 9-й Междунар. конф. "Харитоновские тематические научные чтения", Саров, 12–16 марта 2007 г. Саров: Всерос. науч.-исслед. ин-т эксперим. физики, 2007. С. 409–413.
2. Косенков В. М. Влияние длины канала высоковольтного разряда в воде на эффективность пластического деформирования цилиндрической оболочки // Журн. техн. физики. 2011. Т. 81, № 10. С. 133–139.
3. Батьков Ю. В. Сопrotивление материалов пластической деформации при высокоскоростном деформировании в ударных волнах / Ю. В. Батьков, Б. Л. Глушак, С. А. Новиков. М.: ЦНИИАтоминформ, 1990.
4. Глушак Б. Л. Исследование прочности материалов при динамических нагрузках / Б. Л. Глушак, В. Ф. Куропатенко, С. А. Новиков. Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1992.
5. Годунов С. К. Элементы механики сплошных сред и законы сохранения / С. К. Годунов, Е. И. Роменский. Новосибирск: Науч. кн., 1998.

6. Мержиевский Л. А., Шамонин С. А. Построение зависимости времени релаксации касательных напряжений от параметров состояния среды // ПМТФ. 1980. № 5. С. 170–179.
7. Мержиевский Л. А., Палецкий А. В. Расчет диаграмм динамического деформирования металлов и сплавов // Физ. мезомеханика. 2001. Т. 4, № 3. С. 85–96.
8. Малыгин Г. А., Огарков С. Л., Андрияш А. В. Дислокационно-кинетическая модель формирования и распространения интенсивных ударных волн в кристаллах // Физика твердого тела. 2013. Т. 55, № 4. С. 721–728.
9. Брагов А. М., Ломунов А. К. Использование метода Кольского для динамических испытаний конструкционных материалов // Прикладные проблемы прочности и пластичности: Всесоюз. межвуз. сб. Н. Новгород: Нижегород. гос. ун-т, 1995. № 51. С. 127–137.
10. Rosakis P., Rosakis A. J., Ravichandran G., Hodowany J. A thermodynamic internal variable model for the partition of plastic work into heat and stored energy in metals // J. Mech. Phys. Solids. 2000. V. 48, N 3. P. 581–607.
11. Косенков В. М., Бычков В. М. Метод определения реологических и энергетических характеристик ударного сжатия металлов // ПМТФ. 2012. Т. 53, № 6. С. 134–143.
12. Коваленко К. В., Кривохижа С. В., Фабелинский И. Л. Измерение времени релаксации анизотропии в жидкостях в широком интервале изменения вязкости // Письма в ЖЭТФ. 1994. Т. 60, вып. 12. С. 854–856.

*Поступила в редакцию 30/VII 2013 г.*

---