

УДК 621.7; 539.4

## ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ СООТНОШЕНИЯ ДЛЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6008, ПОСТРОЕННЫЕ НА ОСНОВЕ ТЕОРИИ ДИСЛОКАЦИЙ

Ч. Фэн, Ч. Чжу, Ш. Сяо, Т. Чжу, Г. Чжан

Юго-Западный университет Цзяотун, 610031 Чэнду, Китай  
E-mails: 18980407371@163.com, zzw4455@163.com, snxiao@swjtu.cn,  
zhutao034@swjtu.cn, 523373262@qq.com

Экспериментально исследовано поведение алюминиевого сплава 6008 при ударном нагружении при различных скоростях деформации. Нагружение проводилось с использованием разрезного стержня Гопкинсона. С использованием испытательной машины RPL-100 получены квазистатические кривые напряжение — деформация при сжатии. Установлено, что предел текучести и временное сопротивление существенно увеличиваются при увеличении скорости деформации. С увеличением адиабатической температуры в процессе ударного нагружения материал разупрочняется, в случае пластического течения скорость увеличения напряжения уменьшается с увеличением скорости деформации. С использованием динамической теории дислокаций получены вязкопластические динамические определяющие соотношения для алюминиевого сплава 6008, достаточно точно описывающие его поведение при ударном нагружении при комнатной температуре.

Ключевые слова: алюминиевый сплав 6008, динамика дислокаций, адиабатическая температура, динамические определяющие соотношения.

DOI: 10.15372/PMTF20200615

**Введение.** Высокая усталостная и коррозионная стойкость, а также большая прочность алюминиевых сплавов обуславливают широкое использование их в авиастроении, при строительстве высокоскоростных железнодорожных магистралей, а также в кораблестроении [1]. Поскольку в процессе изготовления и эксплуатации эти сплавы подвергаются нагружению как при больших, так и при малых скоростях деформирования, необходимо исследовать свойства таких материалов в широком диапазоне скоростей деформации.

Обычно полагается, что поведение алюминиевых сплавов незначительно зависит от скорости деформации. Однако в ряде работ отмечено, что при комнатной температуре и скоростях деформации, превышающих  $10^3 \text{ с}^{-1}$ , прочностные свойства алюминия и его сплавов существенно зависят от скорости деформации. В работе [2] показано, что свойства алюминия умеренно зависят от скорости деформации. При скоростях деформации, превышающих  $10^3 \text{ с}^{-1}$ , напряжения текучести алюминия при комнатной температуре увеличиваются с увеличением скорости деформации по логарифмическому закону [3].

Работа выполнена в рамках Национальной основной программы исследований и разработок Китая (грант № 2016YFB1200505), Национального фонда естественных наук Китая (гранты № 11672253, 11972028) и Открытого фонда государственной лаборатории прочности и колебаний механических конструкций (грант № SV2019-KF-19).

© Фэн Ч., Чжу Ч., Сяо Ш., Чжу Т., Чжан Г., 2020

Установлено, что механизм пластического деформирования металлов и сплавов с градиентированной кубической (ГЦК) кристаллической решеткой можно рассматривать как процесс преодоления одной дислокацией барьера, создаваемого скоплениями дислокаций [4]. Были предложены различные определяющие соотношения, описывающие поведение материалов. Эти соотношения можно разделить на две группы: физические и эмпирические. Большинство физических соотношений построены с использованием механизма пластического деформирования на микроуровне. Поведение материалов при динамическом нагружении описывается с использованием механизма активации тепловой энергии и с учетом взаимодействия дислокаций и эволюции плотности дислокаций. При этом существует два типа напряжений, входящих в определяющие соотношения: напряжения, зависящие от температуры, и напряжения, не зависящие от нее. В определяющих соотношениях, описывающих поведение материалов с кристаллической ГЦК-решеткой, предел текучести в основном зависит от деформационного упрочнения, а начальный предел текучести практически не зависит от скорости деформации [5]. В работе [6] измерены напряжения при пластическом течении ряда сплавов с кристаллической ГЦК-решеткой при различных значениях скорости деформации и температуры. Установлено, что напряжения, вызывающие пластическое течение, зависят от тепловой энергии активации, необходимой для преодоления дислокациями ближних и дальних барьеров. На основе экспериментальных данных предложены определяющие соотношения, описывающие скольжение кристаллов в материалах с кристаллической ГЦК-решеткой, и с использованием численных методов выполнено моделирование поведения поликристаллической меди при ударном нагружении. Однако вследствие сложности механизма пластического деформирования на микроуровне описание поведения таких материалов с помощью простых определяющих соотношений существенно затруднено. Поэтому необходимо построить эмпирические определяющие соотношения, которые могут быть использованы в инженерной практике. Ранее эмпирические соотношения использовались для описания поведения материалов при одноосном деформировании с различными скоростями [7].

В модели Джонсона — Кука [8, 9] введены эквивалентные напряжение и деформация и учитываются деформационное упрочнение, скорость деформации при упрочнении (разупрочнении), термическое разупрочнение. Соотношения этой модели широко используются в программах, созданных на основе метода конечных элементов. Модель Джонсона — Кука была модифицирована в работах [10, 11]. При построении эмпирических динамических определяющих соотношений необходимо учитывать зависимость между скоростью деформации и температурой. Кроме того, необходимо создать имеющие физический смысл определяющие соотношения, которые можно использовать в программных продуктах.

В данной работе на основе теории дислокаций строятся определяющие соотношения, описывающие поведение алюминиевого сплава 6008 при ударном нагружении.

**1. Описание экспериментов.** Ниже приводятся описание методики экспериментов и результаты экспериментальных исследований.

1.1. *Материалы.* В экспериментах исследовался алюминиевый сплав 6008 с кристаллической ГЦК-решеткой. Химические элементы, входящие в состав сплава, имели следующую массовую долю: Al —  $96,50 \div 97,35$  %, Si —  $0,5 \div 0,9$  %, Fe —  $0,35$  %, Cu —  $0,3$  %, Mn —  $0,3$  %, Mg —  $0,4 \div 0,7$  %, Cr —  $0,3$  %, Zn —  $0,2$  %, V —  $0,05 \div 0,20$  %, Ti —  $0,1$  %, другие элементы —  $0,15$  %. Все образцы были вырезаны из пластин одной партии в одном и том же направлении.

1.2. *Эксперименты на одноосное квазистатическое сжатие при различных скоростях деформации.* Сначала были проведены эксперименты на квазистатическое сжатие. Результаты этих экспериментов сравнивались с результатами экспериментов на динамическое нагружение образцов из алюминиевого сплава 6008. Эксперименты на квазиста-

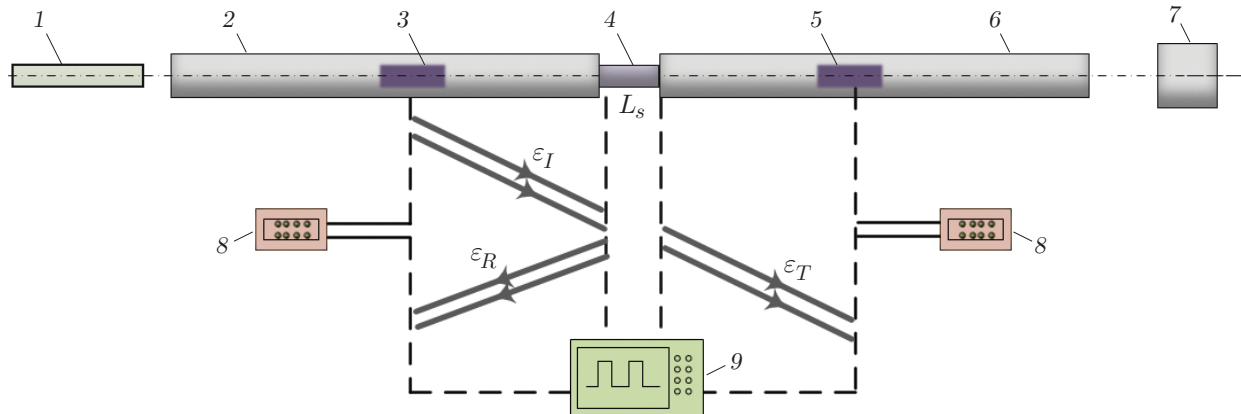


Рис. 1. Схема разрезного стержня Гопкинсона:

1 — ударник, 2 — ударяющий стержень, 3 — датчик 1, 4 — образец, 5 — датчик 2, 6 — передающий (опорный) стержень, 7 — амортизатор, 8 — мост Уитстона, 9 — тензодатчик

тическое сжатие были выполнены на испытательной машине RPL-100. В соответствии с национальным стандартом Китая GB/T7314-2005 “Металлические материалы: эксперименты на сжатие при комнатной температуре” эксперименты на квазистатическое сжатие были выполнены с цилиндрическими образцами диаметром 6 мм и толщиной 4 мм. Инженерные напряжения  $\sigma$  и деформации  $\epsilon$  определялись по формулам

$$\sigma = \frac{F_{qs}}{A_{qs}}, \quad \epsilon = \frac{d_{qs}}{L_{qs}},$$

где  $F_{qs}$  — сила, приложенная к образцу;  $A_{qs}$  — площадь поперечного сечения образца;  $d_{qs}$  — приращение длины образца;  $L_{qs}$  — начальная длина образца. Эксперименты проводились при комнатной температуре и значениях скорости деформации при нагружении, равных 0,0002; 0,0010; 0,0050  $\text{с}^{-1}$ .

1.3. *Эксперименты на динамическое сжатие при различных скоростях деформации.* Для динамического нагружения образцов из алюминиевого сплава 6008 использовался разрезной стержень Гопкинсона (рис. 1). Основными составляющими стержня Гопкинсона являются ударник, передающий стержень, опорный стержень, демпфирующий упор, тензодатчик динамических деформаций. Ударник, передающий и опорный стержни изготовлены из мартенситной нержавеющей стали марки 18Ni. Эксперименты проводились при комнатной температуре, для динамического нагружения использовался сжатый воздух, давление которого изменялось в диапазоне 0,0075 ÷ 0,1250 МПа, соответствующая скорость деформации сжатия изменялась в диапазоне 800 ÷ 3000  $\text{с}^{-1}$ .

При использовании двухволнового метода выражения для средних инженерных напряжения  $\sigma$ , деформации  $\epsilon$  и скорости деформации  $\dot{\epsilon}$ , возникающих при ударном нагружении материала, записываются в виде [12]

$$\dot{\epsilon} = -2 \frac{C_b}{L_s} \epsilon_I, \quad \epsilon = -2 \frac{C_b}{L_s} \int_0^t \epsilon_R dt, \quad \sigma = \frac{A_b}{A_s} E_b \epsilon_T,$$

где  $\epsilon_I$ ,  $\epsilon_R$ ,  $\epsilon_T$  — деформации в падающей волне, отраженной волне и волне в опорном стержне (прошедшей волне) соответственно;  $C_b$  — скорость волны в упругом стержне;  $L_s$  — начальная длина образца;  $A_b$ ,  $A_s$  — площади поперечных сечений стержня и образца соответственно;  $E_b$  — модуль упругости стержня.

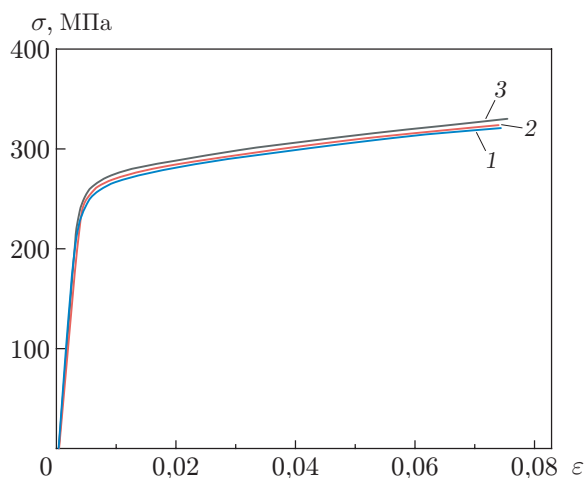


Рис. 2

Рис. 2. Кривые напряжение — деформация при квазистатическом сжатии образцов из сплава алюминия при различных значениях скорости деформации: 1 —  $\dot{\epsilon} = 0,0002 \text{ с}^{-1}$ , 2 —  $\dot{\epsilon} = 0,0010 \text{ с}^{-1}$ , 3 —  $\dot{\epsilon} = 0,0050 \text{ с}^{-1}$

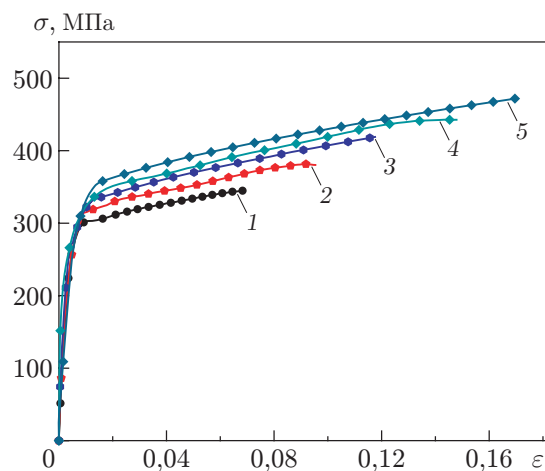


Рис. 3

Рис. 3. Кривые напряжение — деформация при ударном сжатии образцов из сплава алюминия при различных значениях скорости деформации: 1 —  $\dot{\epsilon} = 800 \text{ с}^{-1}$ , 2 —  $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ с}^{-1}$ , 3 —  $\dot{\epsilon} = 1500 \text{ с}^{-1}$ , 4 —  $\dot{\epsilon} = 2500 \text{ с}^{-1}$ , 5 —  $\dot{\epsilon} = 3000 \text{ с}^{-1}$

1.4. *Результаты экспериментов и их обсуждение.* На рис. 2 приведены кривые напряжение — деформация при одноосном квазистатическом сжатии при различных скоростях деформации.

На стадии упругого деформирования соотношения напряжение — деформация линейны, модуль упругости материала равен 69,5 ГПа. Кривые напряжение — деформация не имеют четко выраженной площадки текучести. При увеличении степени сжатия материал непрерывно упрочняется, скорость упрочнения постепенно уменьшается. Алюминиевый сплав не разрушается вследствие деформации сдвига при всех исследованных значениях скорости нагружения, степень деформирования достаточно высокая (приблизительно 8 %) и сплав имеет высокую прочность.

Кривые напряжение — деформация, полученные при комнатной температуре при ударном одноосном нагружении, приведены на рис. 3. С увеличением скорости деформации предел текучести, максимальное напряжение и конечная деформация алюминиевого сплава 6008 постепенно увеличиваются.

Согласно динамической теории дислокации если скорость деформации  $\dot{\epsilon} \approx 10^4 \text{ с}^{-1}$ , то при ее увеличении плотность дислокаций должна резко увеличиваться, что должно приводить к уменьшению расстояния между скоплениями дислокаций и площади области тепловой активации, а также к увеличению тепловой активации напряжений (напряжения течения должны возрастать). Из результатов анализа следует, что с увеличением скорости деформации скорость роста напряжений текучести постепенно уменьшается и материал разупрочняется, поскольку при максимальной деформации при большой скорости деформации выделяется большое количество тепла.

**2. Динамические определяющие соотношения.** Для металлов с кристаллической ГЦК-решеткой пластическую деформацию на микроуровне можно рассматривать как движение и накопление пластических деформаций, зависящих от скорости деформации. При скорости деформации  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  пластическая деформация в основном определяется

механизмом тепловой активации, а именно: для того чтобы начать движение, дислокации должны преодолеть барьер, создаваемый дислокацией леса.

Согласно теории движения дислокаций предел текучести характеризует способность материала препятствовать движению дислокаций. Поэтому напряжение скольжения дислокаций можно разложить на две составляющие: не зависящее от количества теплоты напряжение  $\sigma_a$  и зависящее от тепловой активации напряжение  $\sigma_{th}$ :

$$\sigma_{slip} = \sigma_a + \sigma_{th}.$$

2.1. *Напряжения, не зависящие от количества теплоты.* Для металлов с кристаллической ГЦК-решеткой напряжения, не зависящие от количества теплоты, не зависят от скорости деформации и температуры окружающей среды. В соответствии с моделью Джонсона — Кука

$$\sigma_a = \sigma_0(1 + \alpha \varepsilon_p^n),$$

где  $\varepsilon_p$  — эквивалентная пластическая деформация;  $\sigma_0$  — предел текучести;  $\alpha$ ,  $n$  — коэффициенты упрочнения материала.

2.2. *Напряжения, зависящие от тепловой активации.* Согласно принципу тепловой активации движение дислокаций представляет собой процесс преодоления дислокациями множества барьеров. При увеличении температуры увеличивается тепловая энергия, способствующая движению дислокаций. Когда температура достигает порогового значения, энергия, необходимая дислокации для преодоления барьеров, поступает только за счет температуры окружающей среды.

Согласно динамической теории дислокаций между микродвижением дислокаций и скоростью макродеформации алюминиевого сплава существует связь, выражаемая классическим уравнением Орована [13]

$$\dot{\varepsilon} = m' b \rho v.$$

Здесь  $m'$  — коэффициент Шмидта;  $b$  — коэффициент Бюргерса;  $\rho$  — плотность дислокаций;  $v$  — средняя скорость движения дислокаций. На основе экспериментальных и теоретических результатов А. Гилман предложил аппроксимацию

$$v = v_0 e^{-\Delta G/(kT)}, \quad (1)$$

где  $v_0$  — отсчетная скорость движения дислокаций;  $k$  — константа Больцмана;  $T$  — абсолютная температура;  $\Delta G$  — тепловая энергия (свободная энергия Гиббса). Тепловая энергия выражается через напряжения, зависящие от количества теплоты, по формуле [14]

$$G = G_0 - \int_0^{\sigma_{th}} A^* b d\sigma_{th}, \quad (2)$$

где  $G_0 = g_0 \mu b^3$  — отсчетная энергия активации;  $g_0$  — номинальная энергия активации;  $\mu$  — модуль сдвига материала;  $A^*$  — площадь области активации. Среднее значение величины  $A^* b$  можно использовать для оценки процесса тепловой активации:

$$Ab = \bar{A}^* b = \frac{1}{\sigma_{th}} \int_0^{\sigma_{th}} A^* b d\sigma'_{th}. \quad (3)$$

Из формул (1)–(3) получаем

$$\sigma_{th} = \hat{\sigma} e^{-\lambda T}, \quad \hat{\sigma} = \frac{mG_0}{A_0 b}; \quad (4)$$

$$\lambda = \frac{1}{T} \ln \left( \frac{A}{A_0} \right) - \frac{1}{T} \ln \left( 1 + \frac{kT}{G_0} \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right), \quad (5)$$

где  $m$  — вектор, определяющий направление;  $A_0$  — площадь области активации энергии ( $T = 0$ );  $\dot{\varepsilon}_0$  — отсчетная скорость деформации.

С использованием аппроксимации  $\ln(1+x) \sim x$  из (5) получаем

$$\lambda = \lambda_0 - \lambda_1 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right), \quad \lambda_0 = \frac{1}{T} \ln\left(\frac{A}{A_0}\right), \quad \lambda_1 = \frac{k}{G_0}. \quad (6)$$

Из формул (4)–(6) следует

$$\sigma_{th} = \frac{mG_0}{A_0b} \exp\left(-\left(\frac{1}{T} \ln\left(\frac{A}{A_0}\right) + \frac{k}{G_0} \ln \dot{\varepsilon}_0\right)T + \frac{k}{G_0} \ln \dot{\varepsilon}\right). \quad (7)$$

Для металлов с кристаллической ГЦК-решеткой площадь области активации тепловой энергии существенно зависит от деформации. Площадь области активации тепловой энергии  $A^*$  и вектор Бюргерса  $b$  связаны зависимостью

$$A^* \approx db/2, \quad (8)$$

где  $d$  — расстояние до точки пересечения дислокаций, зависящее от плотности дислокаций  $\rho$ :

$$\rho = N/d^2, \quad (9)$$

$N$  — число дислокаций.

Напряжение пластического течения  $\sigma_0$  поликристаллов при произвольной деформации определяется соотношением между  $\rho$  и  $\varepsilon$  [15]:

$$\sigma_0 \approx \sigma'_0 b/d \approx \sigma''_0 \varepsilon^{1/2}. \quad (10)$$

В предположении, что величины, содержащиеся в формулах (8)–(10), зависят от величины  $A_0$  (площади области активации при  $T = 0$ ), имеем

$$A_0 \approx A'_0 \varepsilon^{-1/2}, \quad (11)$$

где  $A'_0$  — константа, выражаемая через  $\sigma'_0$  и  $\sigma''_0$ .

Выражение для напряжения  $\sigma_{th}$ , зависящего от тепловой энергии, можно получить из формул (7), (11):

$$\sigma_{th} = \frac{mG_0}{A'_0 b} \varepsilon^{1/2} \exp\left(-\left(\frac{1}{T} \ln\left(\frac{A}{A_0}\right) + \frac{k}{G_0} \ln \dot{\varepsilon}_0\right)T + \frac{k}{G_0} \ln \dot{\varepsilon}\right).$$

При динамическом нагружении работа, затраченная на пластическое деформирование, переходит в тепло. Однако теплота не успевает рассеяться в окружающее пространство, в результате вследствие повышения адиабатической температуры происходит разупрочнение металла. В работе [16] предложены следующие формулы для вычисления приращения температуры вследствие перехода работы пластической деформации в тепло:

$$\eta \Delta W \approx \Delta Q, \quad \eta \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon = \rho_1 c_V \Delta T, \quad \Delta T = \frac{\eta}{\rho_1 c_V} \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon.$$

Здесь  $\eta$  — коэффициент перехода работы в тепло;  $\Delta W$  — работа пластического деформирования;  $\Delta Q$  — количество теплоты;  $\rho_1$  — плотность материала;  $c_V$  — удельная теплоемкость материала;  $\Delta T$  — приращение температуры.

Для алюминиевого сплава 6008 экспериментально определена зависимость увеличения адиабатической температуры от скорости деформации при различных значениях скорости деформации. При этом адиабатическая температура увеличивалась в диапазоне  $28,0 \div 87,5$  °С. Для того чтобы исследовать разупрочнение материала вследствие увеличения адиабатической температуры, в выражение для напряжений, зависящих от тепловой

активации, следует добавить слагаемое, учитывающее повышение адиабатической температуры.

С учетом сказанного выше определяющие динамические соотношения для алюминиевого сплава 6008 запишем в виде

$$\begin{aligned}\sigma_{slip} &= \sigma_a + \sigma_{th}, & \sigma_a &= \sigma_0(1 + \alpha \varepsilon_p^n), \\ \sigma_{th} &= \frac{mG_0}{A_0' b} \varepsilon^{1/2} \exp\left(-\left(\frac{1}{T^*} \ln\left(\frac{A}{A_0}\right) + \frac{k}{G_0} \ln \dot{\varepsilon}_0\right) T^* + \frac{k}{G_0} \ln \dot{\varepsilon}\right), \\ T^* &= T + \Delta T = T + \frac{\eta}{\rho_1 c_V} \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon,\end{aligned}$$

где  $T^*$  — температура с учетом повышения адиабатической температуры.

**2.3. Определение параметров модели.** В модели использовались следующие значения параметров материала:  $\sigma_0 = 290$  МПа,  $\alpha = 1,517$ ,  $\rho_1 = 2702$  кг/м<sup>3</sup>,  $\lambda_1 = 0,0076$  К/Дж,  $mG_0/(A_0' b) = 467,8$  Дж/м,  $G_0 = 0,1 \cdot 10^{-18}$ ,  $k = 1,38 \cdot 10^{-23}$  Дж/К,  $c_V = 880$  Дж/(кг · К),  $\dot{\varepsilon}_0 = 0,001$  с<sup>-1</sup>,  $n = 0,52$ ,  $m = 3,1$ ,  $\gamma = 0,182$ ,  $\eta = 0,9$ . Значения  $\sigma_0$ ,  $\alpha$ ,  $n$  были определены с использованием аппроксимации квазистатической кривой напряжение — деформация, полученной при сжатии. При выбранном значении отсчетной скорости деформации  $\dot{\varepsilon}_0 = 0,001$  с<sup>-1</sup> получены экспериментальные кривые напряжение — деформация. Значения параметра  $\gamma = (1/T^*) \ln(A/A_0) + (k/G_0) \ln \dot{\varepsilon}_0$  определены путем аппроксимации экспериментальных кривых. Параметр  $mG_0/(A_0' b)$  является коэффициентом упрочнения алюминиевого сплава 6008, в работе [17] этот параметр определен для алюминиевого сплава 5083.

**2.4. Верификация модели.** С использованием значений параметров, приведенных выше, построены динамические определяющие соотношения для алюминиевого сплава при ударном нагружении. На рис. 4 приведены экспериментальные и полученные при численном моделировании динамические кривые напряжение — деформация.

Из приведенных результатов следует, что предложенная модель адекватно описывает пластическое деформирование алюминиевого сплава 6008 при ударном сжатии.

**Заключение.** В широком диапазоне значений скорости деформации экспериментально исследовано квазистатическое и динамическое поведение алюминиевого сплава 6008. Предложены динамические определяющие соотношения, описывающие поведение алюминиевого сплава 6008 при ударном нагружении, и способы определения параметров, входящих в эти соотношения. В работе получены следующие результаты.

Поведение алюминиевого сплава 6008 при квазистатическом сжатии не зависит от скорости деформирования. При сжатии упрочнение сплава уменьшается с увеличением деформации. При скоростях деформации, при которых проводились эксперименты, материал не разрушается вследствие сдвиговых деформаций, степень деформирования материала большая, что свидетельствует о его прочности.

С увеличением скорости деформации при ударном нагружении предел текучести, временное сопротивление и величина конечной деформации алюминиевого сплава 6008 существенно увеличиваются. С увеличением адиабатической температуры в процессе ударного нагружения материал разупрочняется, скорость увеличения напряжений при текучести материала уменьшается с увеличением скорости деформации.

С использованием динамической теории дислокаций предложены динамические определяющие соотношения вязкопластического деформирования алюминиевого сплава 6008, учитывающие увеличение адиабатической температуры при ударном нагружении. Проведено сравнение кривых напряжение — деформация, полученных с использованием предложенных определяющих соотношений, с экспериментальными кривыми. Предложенные

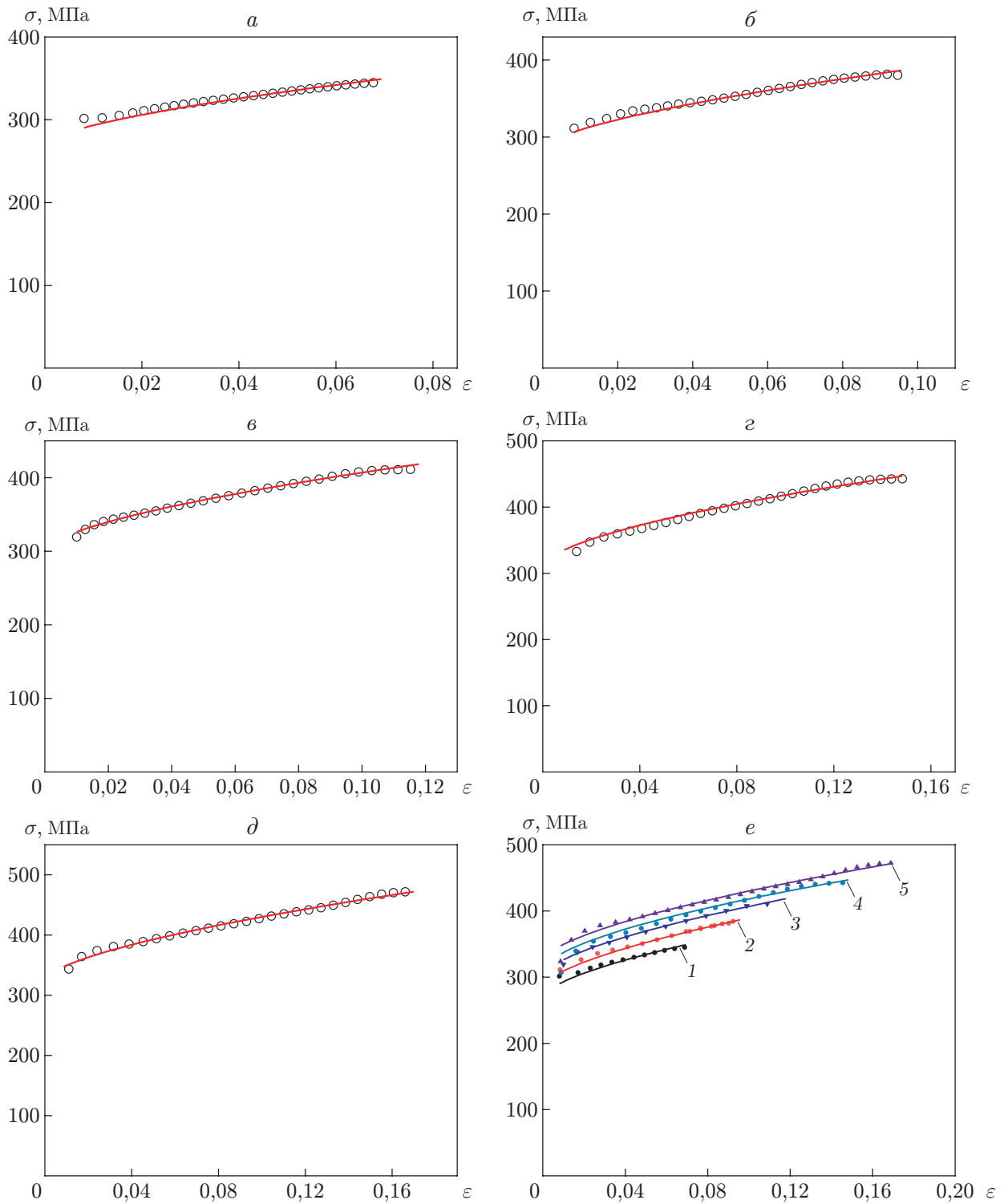


Рис. 4. Построенные с использованием модели (линии) и экспериментальные (точки) зависимости напряжение — деформация:  
*a* —  $\dot{\epsilon} = 800 \text{ c}^{-1}$ , *б* —  $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ c}^{-1}$ , *в* —  $\dot{\epsilon} = 1500 \text{ c}^{-1}$ , *г* —  $\dot{\epsilon} = 2500 \text{ c}^{-1}$ , *д* —  $\dot{\epsilon} = 3000 \text{ c}^{-1}$ ,  
*e* —  $\dot{\epsilon} = 800 \div 3000 \text{ c}^{-1}$  (1 —  $\dot{\epsilon} = 800 \text{ c}^{-1}$ , 2 —  $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ c}^{-1}$ , 3 —  $\dot{\epsilon} = 1500 \text{ c}^{-1}$ , 4 —  
 $\dot{\epsilon} = 2500 \text{ c}^{-1}$ , 5 —  $\dot{\epsilon} = 3000 \text{ c}^{-1}$ )



соотношения достаточно точно описывают поведение алюминиевого сплава 6008 при ударном нагружении при комнатной температуре.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. **Mokhtar M., Talib M. Z. M., Majlan E. H.** Recent developments in materials for aluminum-air batteries: A review // J. Industr. Engng Chem. 2015. V. 32. P. 1–20.
2. **Holt D. L., Babcock S. G., Green S. J., Maiden C. J.** The strain-rate dependence of the flow stress in some aluminum alloys // Trans. ASME. 1967. V. 60. P. 152–159.
3. **Tanaka K., Nojima T.** Strain rate change tests of aluminium alloys under high strain rate // Proc. of the 19th Japan congress materials research, Tokyo (Japan). S. 1., 1975. P. 48–51.
4. **Dave M. J., Pandya T. S.** Dynamic characterization of bio-composites under high strain rate compression loading with split Hopkinson pressure bar and digital image correlation technique // Intern. Wood Products J. 2018. V. 9. P. 115–121.
5. **Zerilli F. J., Armstrong R. W.** Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations // J. Appl. Phys. 1987. V. 61. P. 1816–1825.
6. **Nemat-Nasser S., Li Y.** Flow stress of FCC polycrystals with application to OFHC Cu // Acta Materialia. 1998. V. 46. P. 565–577.
7. **Zhou Z. W., Ma W., Zhang S. J.** Experimental investigation of the path-dependent strength and deformation behaviours of frozen loess // Engng Geology. 2020. V. 265, iss. 105. P. 4–9.
8. **Johnson G. R., Cook W. H.** A constitutive model and data for metals subjected to large strains. High rates and high temperatures // Proc. of the 7th Intern. symp. on ballistics, Hague (Netherlands), 19–21 Apr. 1983. Hague: Roy. Inst. of Engrs in the Netherlands, 1983. P. 541–547.
9. **Johnson G. R., Cook W. H.** Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures, and pressures // Engng Fract. Mech. 1985. V. 21, N 1. P. 31–48.
10. **Zhang D. N., Shanguan Q. Q., Xie C. J.** A modified Johnson — Cook model of dynamic tensile behaviors for 7075-T6 aluminum alloy // J. Alloys Compounds. 2015. V. 619. P. 186–194.
11. **Burley M., Campbell J. E., Dean J.** Johnson — Cook parameter evaluation from ballistic impact data via iterative FEM modelling // Intern. J. Impact Engng. 2018. V. 112. P. 180–192.
12. **Xie Q., Zhu Z., Kang G.** Thermal activation based constitutive model for high-temperature dynamic deformation of AZ31B magnesium alloy // Materials Sci. Engng. A. 2019. V. 743. P. 24–31.
13. **Buzyurkin A. E., Gladky I. L., Kraus E. I.** Determination of parameters of the Johnson — Cook model for the description of deformation and fracture of titanium alloys // J. Appl. Mech. Tech. Phys. 2015. V. 56, N 2. P. 330–336.
14. **Galindo-Nava E. I., Rae C. M. F.** Microstructure-sensitive modelling of dislocation creep in polycrystalline FCC alloys: Orowan’s theory revisited // Materials Sci. Engng. A. 2016. V. 651. P. 116–126.
15. **Rao S. I., Woodward C., Parthasarathy T. A., Senkov O.** Atomistic simulations of dislocation behavior in a model FCC multicomponent concentrated solid solution alloy // Acta Materialia. 2017. V. 134. P. 188–194.
16. **Kapoor R., Nemat-Nasser S.** Determination of temperature rise during high strain rate deformation // Mech. Materials. 1998. V. 27. P. 1–12.
17. **Guo W. G., Nemat-Nasser S.** Flow stress of Nitronic-50 stainless steel over a wide range of strain rates and temperatures // Mech. Materials. 2006. V. 38. P. 1090–1103.

*Поступила в редакцию 9/І 2020 г.,  
после доработки — 4/ІІІ 2020 г.  
Принята к публикации 30/ІІІ 2020 г.*