



ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ НАУКИ
НАУЧНАЯ СТАНЦИЯ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК В Г. БИШКЕКЕ (НС РАН)

МЕЖДУНАРОДНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ЦЕНТР -
ГЕОДИНАМИЧЕСКИЙ ПОЛИГОН (МНИЦ - ГП)

IX МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ И СТУДЕНТОВ



СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНИКА И ТЕХНОЛОГИИ
В НАУЧНЫХ ИССЛЕДОВАНИЯХ

МАТЕРИАЛЫ ДОКЛАДОВ

27 - 28 марта 2017 года
г. Бишкек



УДК 001
ББК 30.6
C56

Ответственные редакторы: Забинякова О.Б., Матюков В.Е.

Редакционная коллегия: Имашев С.А., Лазарева Е.А., Саламатина Ю.М., Асеева А.Н.

C56 Современные техника и технологии в научных исследованиях: Сборник материалов IX Международной конференции молодых ученых и студентов. – Бишкек: НС РАН, 2017. – 426 с.

ISBN 978-9967-12-643-5

В данный сборник включены материалы IX Международной конференции молодых ученых и студентов «Современные техника и технологии в научных исследованиях», которая была проведена ФГБУН Научной станцией РАН и Международным научно-исследовательским центром – геодинамическим полигоном в г. Бишкеке. В сборнике представлены работы молодых ученых и студентов из Кыргызстана, Узбекистана, Казахстана, Таджикистана, России, Украины и других стран, охватывающие исследования в области мониторинга геосреды, физики и механики горных пород, оценки сейсмического и геологического риска, математического моделирования различных процессов и других научных направлений.

Сборник может быть полезен студентам, аспирантам и специалистам, занимающимся исследованиями в области наук о Земле, механики и математики.

Утверждено к печати Ученым советом
ФГБУН НС РАН в г. Бишкеке

УДК 001
ББК 30.6

C 1401030000-17
ISBN 978-9967-12-643-5

©ФГБУН Научная станция РАН в г. Бишкеке

©Международный научно-исследовательский
центр - геодинамический полигон в г. Бишкеке

© Коллектив авторов, 2017

Литература

1. Зарецкий-Феокистов Г.Г. Об экспериментальных кривых деформирования горных пород в сложном напряженном состоянии // Изв. АН СССР. Физика Земли. 1989. № 6. С. 43-49.
2. Леонов М.Я., Нисневич Е.Б., Рычков Б.А. Плоская теория пластичности, основанная на синтезе скольжений // Изв. АН СССР. МТТ. 1979. № 6. С. 39-43.
3. Леонов М.Я., Паняев В.А., Русинко К.Н. Зависимость между деформациями и напряжениями для полухрупких тел // Инж. ж. МТТ. 1967. № 6. С. 26-32.
4. Рычков Б.А., Комарцов Н.М., Кулагина М.А. Определение упругих констант диорита по экспериментальным данным трехосного сжатия цилиндрических образцов. // Современные техника и технологии в научных исследованиях. Бишкек. 2016. С. 213-216.
5. Mogi Kiyoo. Experimental rock mechanics AKLeiden, The Netherlands. 2007. 380 p.
6. Рычков Б.А. О деформационном упрочнении горных пород // Изв. РАН, МТТ. 1999. № 2. С. 115-124.
7. Новожилов В.В. О пластическом разрыхлении // ПММ. 1965. Т. 29. № 4. С. 75-83.
8. Ставрогин А.Н., Протосеня А.Г. Пластичность горных пород. М.: Недра. 1979. 305с.

УДК 539.4

О КИНЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРАХ МОДЕЛИ ДИНАМИЧЕСКОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

KINETIC PARAMETERS OF THE MODEL OF DYNAMIC SUPERPLASTICITY

Куприев Р.Н.

rama15@mail.ru

Кыргызско-Российский Славянский университет, г. Бишкек, Кыргызстан

Аннотация. В работе предлагается вариант эволюционных уравнений для внутренних альтернативных параметров состояния динамической модели, пригодной для математического описания закономерностей высокотемпературной деформации в широком скоростном диапазоне, включая сверхпластичность, алюминиевых сплавов.

Ключевые слова: сверхпластичность, динамическая рекристаллизация, фазовые переходы, зернограничное проскальзывание, эволюционные уравнения.

В данной работе рассматривается задача формулировки эволюционных соотношений, пригодных совместно с уравнением состояния для описания закономерностей деформации алюминиевых сплавов в широких температурно-скоростных диапазонах, включая сверхпластичность.

Математическая модель однородной осевой высокотемпературной деформации, включая сверхпластичность, основана на следующих положениях [1]:

1. Сверхпластичность имеет место в определенных термомеханических условиях, в которых возможна и превалирует реализация механизма зернограничного проскальзывания. При этом происходит формирование мелкозернистой структуры в процессе нагрева и деформации, связываемой со структурной превращением-динамической рекристаллизацией. В процессе динамической рекристаллизации возникает ревностная микроструктура с очень мелким зерном, примерно совпадающим по размерам с субзернами. Так создается структурная ситуация, способствующая осуществлению зернограничного проскальзывания и, следовательно,

проявлению сверхпластических свойств. Указанная ситуация является промежуточным состоянием между деформированным и крупнозернистым рекристаллизованным.

2. Сверхпластичность может быть интерпретирована как явление, происходящее в условиях неравновесной(возбужденной) динамической структуры с возникновением аморфного состояния границ, стимулирующего зернограницное проскальзывание. Макропроявление структурной неравновесности заключается в возникновении неоднозначности напряжения по отношению к скорости деформации и температуре и, естественно, в появлении "особых" точек, соответствующих границам устойчивости. Подобное характерно для размытых структурных и фазовых переходов[2,3].
3. Структурные изменения в процессе динамической рекристаллизации носят необратимый характер.

Считается целесообразным для моделирования динамической сверхпластичности применять методы математической теории катастроф.

Из условия качественной идентичности для экспериментальных данных была подобрана "потенциальная" функция в форме катастрофы сборки с учетом влияния внешнего поля

$$\Phi(\eta, \beta, q) = \frac{1}{4}m_0\eta^4 + \frac{1}{2}\beta(\xi)\eta^2 - q\eta. \quad (1)$$

Здесь полагается, что:

$$q = \frac{\sigma}{\sigma^*} - 1; \quad \eta = \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}^*} - 1; \quad \xi = \frac{\theta - \theta_c^m}{\theta_c^v - \theta_c^m}; \quad (2)$$

причем $\sigma, \dot{\epsilon}$ - соответственно напряжение пластического течения и скорость деформации;

$\sigma^* = \sigma^*(\xi); \dot{\epsilon}^* = \dot{\epsilon}^*(\xi)$ - альтернативные внутренние параметры состояния; ξ - приведенная температура, θ - абсолютная температура, $\theta \in (\theta_c^m, \theta_c^v)$ - термический диапазон сверхпластичности; $\beta = \beta(\xi)$ - управляющий параметр; m_0 - материальная константа.

Укажем, что сверхпластичность имеет место при $\beta(\xi) < 0$. Параметр порядка $\eta(\dot{\epsilon}, \theta)$ рассматривается как коллективная мода.

Уравнение состояния получаем минимизацией функции (1) по параметру порядка. Имеем:

$$q = m_0\eta^3 + \beta\eta. \quad (3)$$

Отметим, что уравнение состояния (3) отвечает условиям перехода материала в сверхпластическое состояние, сформулированное в [4].

Поскольку управляющий параметр β введен независимым от времени, то для описания его эволюции можно привлечь кинетическое уравнение вида (4):

$$\frac{d\beta}{dt} = \dot{\xi}f(\beta), \quad (4)$$

где $\dot{\xi}$ - скорость изменения нормированной температуры. Функцию $f(\beta)$ будем считать функцией, характеризующей чувствительность материала к структурным превращениям. Для нее предложено следующее выражение:

$$f(\beta) = \frac{4(\mu-1)}{\alpha(\mu+1)} \left[\Gamma(\xi) - \frac{1}{2} \right], \quad (5)$$

причем α, μ - материальные константы, а функция $\Gamma(\xi)$ рассматривается как степень полноты фазового перехода

$$I'(\xi) = (1 - \beta)^{-\alpha} \frac{1 + \mu}{2} \frac{2\xi - 1}{1 + \mu(2\xi - 1)^2} + \frac{1}{2}. \quad (6)$$

Подстановка выражения из (6) в равенство (5) с последующим интегрированием по ξ позволяет для $\beta = \beta(\xi)$ записать следующее уравнение:

$$(1 - \beta)^{1+\alpha} = 1 - \frac{1 + \alpha}{2\alpha} \frac{\mu - 1}{\mu} \ln \frac{1 + \mu(2\xi - 1)^2}{1 + \mu}. \quad (7)$$

На основании (6) несложно установить скорость развития фазового перехода по температуре, которая будет равна

$$\Gamma(\xi) = \frac{(1 + \mu)(1 - \beta)^{-\alpha}}{[1 + \mu(2\xi - 1)^2]^2} [1 - \mu(2\xi - 1)^2 + (1 - \beta)^{-\alpha-1}(\mu - 1)(2\xi - 1)^2] \quad (8)$$

Легко увидеть, что $I''(0) = I''(1) = 0$, а при $\xi = 1/2$ функция принимает максимум

$$\max I'' = I''(1/2) = (\mu + 1)(1 - \beta_0)^{-\alpha}, \quad (9)$$

причем для определения β_0 имеем уравнение

$$(1 - \beta_0)^{-\alpha} = 1 - \frac{1 + \alpha}{2\alpha} \frac{\mu - 1}{\mu} \ln \frac{1}{1 + \mu}. \quad (10)$$

Пусть $\sigma^* = \sigma^*(\beta_0)$ при некотором значении $\beta = \beta_0$. Допустим, что с ростом температуры управление β снижается на величину $d\beta$, а параметр σ^* откликается изменением на величину, пропорциональную σ^* . Поэтому положим, что:

$$d\sigma^* = \sigma^* K(\beta - \beta_0) d\beta, \quad (11)$$

где $K(\beta - \beta_0)$ – ядро, убывающее с уменьшением разности $(\beta - \beta_0)$, причем $\beta_0 = \beta|_{\xi=1/2}$ – фиксированное минимальное значение, отвечающее середине термического диапазона сверхпластичности.

Решение уравнения (11) имеет вид

$$\sigma^* = \sigma^*(\beta_0) Q(\beta), \quad (12)$$

где

$$Q(\beta) = \exp \left(\int_{\beta_0}^{\beta} K(\beta - \beta_0) d\beta \right). \quad (13)$$

Уравнение (12) с учетом (13) легко приводится к следующей форме:

$$\ln \frac{\sigma^*}{\sigma^*(\beta_0)} = \int_{\beta_0}^{\beta} K(\beta - \beta_0) d\beta. \quad (14)$$

В соответствии с экспериментальными данными ядро оператора (14) принимаем в виде системы функции

$$K(\beta - \beta_0) = A(\beta - \beta_0)^n, \quad (15)$$

где A, n – постоянная материала.

Интегрируя выражение (14) с учетом (15), получаем:

$$\ln \frac{\sigma^*}{\sigma^*(\beta_0)} = \frac{A}{1+n} (\beta - \beta_0)^{n+1}, \quad (16)$$

где для β и β_0 соответственно выполняются условия (7) и (10).

Для определения параметров A и n при известных значениях $\ln \frac{\sigma^*}{\sigma^*(\beta_0)}$ и $(\beta - \beta_0)$ использовался метод наименьших квадратов. Для этого линеаризуем уравнение (16), приводя его к виду

$$y = kx + b \quad (17)$$

где

$$y = \log\left(\ln \frac{\sigma^*}{\sigma^*(\beta_0)}\right); \quad x = \log(\beta - \beta_0); \quad k = n + 1; \quad b = \log \frac{A}{1+n}. \quad (18)$$

Конкретные расчеты были произведены для алюминиевых сплавов АМг5 и Д18Т. Материальные константы m_0, α и μ для этих сплавов приведены в [1]. Полученные графики зависимости отношения $\frac{\sigma^*}{\sigma^*(\beta_0)}$ от разности $(\beta - \beta_0)$ для выбранных объектов представлены на рисунках 1 и 2.

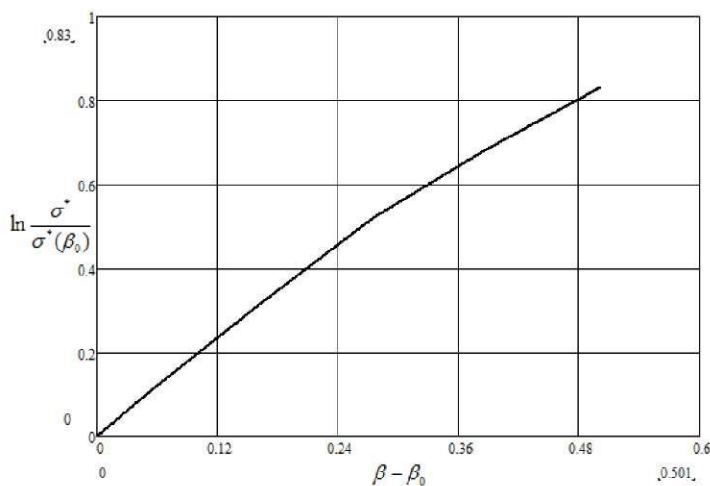


Рисунок 1 – График зависимости отношения $\frac{\sigma^*}{\sigma^*(\beta_0)}$ от разности $(\beta - \beta_0)$ для сплава АМг5.

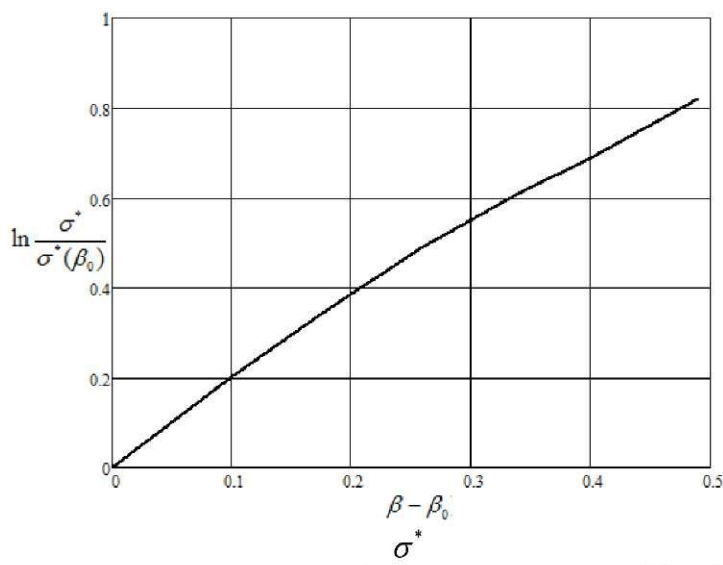


Рисунок 2 – График зависимости отношения $\frac{\sigma^*}{\sigma^*(\beta_0)}$ от разности $(\beta - \beta_0)$ для сплава Д18Т.

Константы A и n принимают следующие значения: $A=1,772$, $n=0,673$ для сплава АМг5 и $A=1,786$, $n=0,665$, для сплава Д18Т.

Аналогичная операция была проделана и для отношения $\frac{\dot{\varepsilon}^*}{\dot{\varepsilon}^*(\beta_0)}$ (результатирующие графики представлены на рисунках 3 и 4).

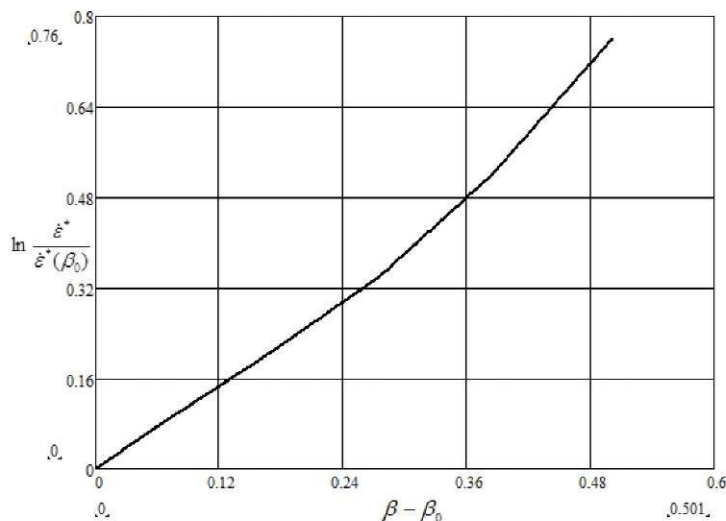


Рисунок 3 – График зависимости отношения $\frac{\dot{\varepsilon}^*}{\dot{\varepsilon}^*(\beta_0)}$ от разности $(\beta - \beta_0)$ для сплава АМг5.

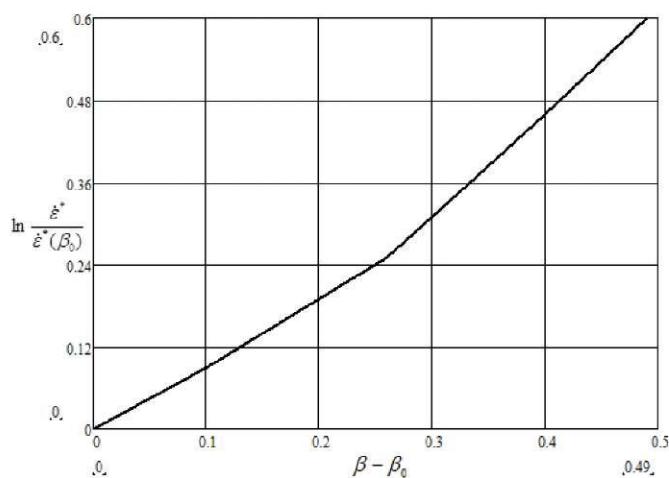


Рисунок 4 – График зависимости отношения $\frac{\dot{\varepsilon}^*}{\dot{\varepsilon}^*(\beta_0)}$ от разности $(\beta - \beta_0)$ для сплава Д18Т.

Константы A и n принимают следующие значения: $A=1,394$, $n=0,476$ для сплава АМг5 и $A=1,136$, $n=0,223$, для сплава Д18Т

В заключение укажем, что установленные материалы константы позволяют определить альтернативные внутренние параметры состояния, сделав предложенную модель пригодной для исследования структурно-фазовых переходов при деформации алюминиевых сплавов.

Литература

1. Рудской А.И., Рудаев Я.И. Механика динамической сверхпластичности алюминиевых сплавов. СПб.: Наука. 2009. 217 с.