Оморов Н.Л.

О ПАРАМЕТРАХ СОСТОЯНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

N.A. Omorov

THE PARAMETERS OF THE STATE IN THE DYNAMIC SUPERPLASTICITY

УДК:597-27

Рассматривается задача формулировки соотношений, устанавливающих связь между управляющим параметром и внутренними альтернативными параметрами состояния. Введен обобщенный термический параметр, эволюция которого описывается соответствующим дифференциальным уравнением.

The problem of the formulation of the equations establishing connection between managing parameter and internal alternative parameters of state is considered. We entered the generalized thermal parameter, which evolution is described the corresponding differential equation.

В [1,2] на основании серии реализованных экспериментов на растяжение и сжатие образцов промышленных алюминиевых сплавов, структура которых специально не готовится, потверждается принципиальная возможность перевода этих сплавов в сверхпластическое состояние. Сверхпластичность указанных сплавов объясняется [3] возникновением и развитием структурного фазового перехода – динамической рекристализации. При этом в процессе нагрева и деформации исходная литая или деформированная структура в определенных температурно-скоростных условиях [1,2] превращается в равноосную ультрамелкозернистую. Так создается структурная ситуация, обеспечивающая эффект преимущественного влияния механизма зернограничного проскользывания со сменой соседей зерен, характерного для сверхпластичности [4,5].

При изучении сверхпластичности и формализации полученных данных важное значение придается маталловедческим и феноменологическим подходам. Если в металловедческом аспекте, как ясно из вышесказанного, установлен главенствующий механизм реализации эффекта, то с точки зрения феноменологии вопрос во многом остается открытым.

Следует отметить, что в исследованиях материалов при динамической сверхпластичности, главенствующая роль отводится проведению и анализу данных механических экспериментов.

В рамках синергетического подхода к описанию экспериментальных данных по высокотемпературному (9,К) деформированию промышленных алюминиевых сплавов был привлечен аппарат математической теории катастроф [1,2], в частности потенциал катастрофы сборки [6]. Равновесному положению при растяжении и сжатии соответствует уравнение состояния в форме

$$Q = m_0\eta^2 + \beta\eta. \qquad (1)$$

$$q = \frac{\sigma}{\text{[illegible]}} - 1;\ \eta = \frac{\varepsilon}{\text{[illegible]}} - 1;\ \xi = \frac{\sigma - \sigma_c}{\text{[illegible]}} \qquad (2)$$

причем σ, ε - соответственно напрежение и скорость деформации; σ, ε - альтернативные внутренние параметры состояния; - нормированная температура ($\theta^{н}_{с}$, $\theta^{в}_{с}$ - нижняя и верхняя критическая температуры), P - управляющий параметр (β < O при сверхпластичности).

Отметим, что стандартная редукция (2) позволила связать описание процесса деформации с теорией катастроф, причем β=β(ξ), как уже отмечено определяет семейство управляющих параметров, а величине ц принадлежит роль параметра порядка [6].

Естественно, что в процессе моделирования установлена возможность описания поведения алюминиевых сплавов в форме зависимости нормированного напряжения *q* от параметра порядка η (нормированной скорости деформации) не только для сверхпластичности, когда β<0, но для пограничных областей высокотемпературной ползучести и термопластичности.

Установлено [1,2], что управляющией параметр β=β(ξ), подчиняется эволюционному уравнению

$$\frac{\text{[illegible]}}{\text{[illegible]}} = \xi f(\beta, q) \qquad (3),$$

где ξ - скорость возрастания нормированной температуры, а *f*(β,q) называется функцией чувствительности среди к структурным привращением.

Для функции *f*(β,q) получено выражение, наглядно деманстрирующее влияние происходящего структурного фазового перехода. Имеем

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

причем α, μ – постоянные материала, а функция $\Gamma(\xi)$ рассматривается как степень полноты фазового перехода, для которой имеется явное выражение

$$\Gamma(\xi)=(1-\beta)^{-\alpha}\frac{1+\mu}{2}\cdot\frac{2\xi-1}{1+\mu(2\xi-1)^2}+\frac{1}{2},\qquad(5)$$

где, как и выше, ξ – нормированная температура.

Остановимся теперь на анализе кинетики альтернативных внутренних параметров состояния $\sigma^*,\dot{\varepsilon}^*$.

Следуя [1,2], полагаем, что существует некоторое начальное значение $\beta=\beta_0$, при котором внутренний параметр состояния $\sigma^*=\sigma^*(\beta_0)$. Допустим, что на изменение β на величину $d\beta$ параметр σ^* откликается изменением на величину, пропорциональную σ^*. Поэтому можно положить следующее

$$d\sigma^*=\sigma^*K(\beta-\beta_0)d\beta,\qquad(6)$$

где $K(\beta-\beta_0)$ – ядро, возрастающее с увеличением разности $(\beta-\beta_0)$, а $\beta_0=\beta\big|_{\xi=\frac{1}{2}}=min\,\beta$ –минимальное значение параметра β, отвечающее середине термического диапазона процесса динамической рекристаллизации.

Решение дифференциального уравнения (6) представимо в форме

$$\sigma^*(\beta)=\sigma^*(\beta_0)Q(\beta,\beta_0),\qquad(7)$$

причем

$$Q(\beta,\beta_0)=exp\int_{\beta_0}^{\beta}K(\beta-\beta_0)d\beta\ .\qquad(8)$$

Ядро оператора (8) запишем в виде

$$K(\beta-\beta_0)=\frac{A_0(1-n)}{(\beta-\beta_0)^n}.\qquad(9)$$

Здесь A_0, n – безразмерные постоянные материала.

Подставляя (9) в (8) и вычисляя интеграл, можем получить

$$Q(\beta,\beta_0)=exp\left[A_0(\beta-\beta_0)^{1-n}\right].\qquad(10)$$

С учетом (10) решение (7) уравнения (6) будет определятся выражением

$$\frac{\sigma^*(\beta)}{\sigma^*(\beta_0)}=exp\left[A_0(\beta-\beta_0)^{1-n}\right]\qquad(11)$$

или

$$ln\frac{\sigma^*(\beta)}{\sigma^*(\beta_0)}=A_0(\beta-\beta_0)^{1-n}.\qquad(12)$$

Полагаем далее, что зависимость параметра состояния $\dot{\varepsilon}^*(\beta)$, альтернативного $\sigma^*(\beta)$, от управления β дается соотнашением, аналагичным (12). Имеем

$$ln\frac{\dot{\varepsilon}^*(\beta)}{\dot{\varepsilon}^*(\beta_0)}=B_0(\beta-\beta_0)^{1-l},\qquad(13)$$

где B_0, l – постоянные материала.

Продифференцируем зависимости (12), (13) по нормированной температуре ξ. В результате получим

$$\frac{d\,ln\sigma^*}{d\xi}=A_0(1-n)(\beta-\beta_0)^{-n}\frac{d\beta}{d\xi};\qquad(14)$$

$$\frac{d\,ln\dot{\varepsilon}^*}{d\xi}=B_0(1-l)(\beta-\beta_0)^{-l}\frac{d\beta}{d\xi}.$$

Разделив первое равенство (14) на второе, устанавливаем связь между параметрами $\sigma^*,\dot{\varepsilon}^*$ в виде

$$\frac{d\,ln\sigma^*}{d\,ln\dot{\varepsilon}^*}=\lambda^*(\xi)=C_0(\beta-\beta_0)^r,\qquad(15)$$

где

$$C_0 = \frac{A_0}{B_0} \cdot \frac{1-l}{1-n}; \quad r = n - l \tag{16}$$

Укажем, что $\lambda^*(\xi)$ может расматриваться как обобщенный внутренний параметр состояния.

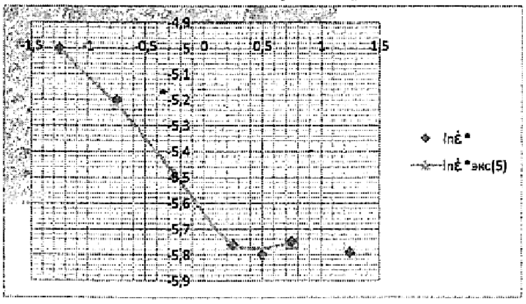


Рис. 1.

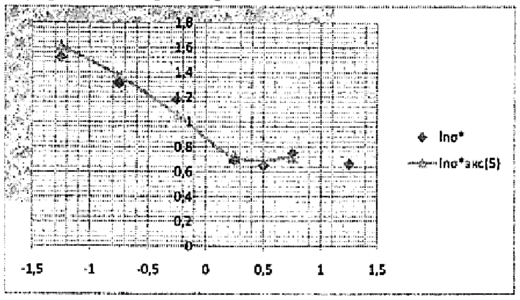
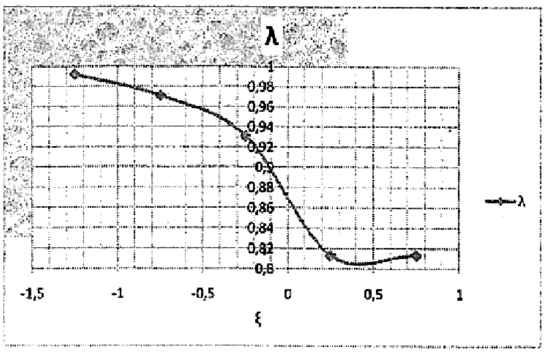


Рис. 2.

На рис. 1,2 приводится сопоставление теоретических (сплошные линии) и опытных ( ) данных при растяжении образцов сплава АМг5 при следующих значениях постоянных: $m_0 = 0{,}3333$; $\alpha = 0{,}54$; $\mu = 1{,}8$; $A_0 = 6{,}022$; $n = -0{,}093$; $B_0 = 5{,}693$; $l = -0{,}174$; $C_0 = 1{,}1362$; $r = 0{,}081$.

Отметим, что экспериментальные результаты получены путем анализа конкретных опытов в форме изотерм «напряжение – скорость деформации», представленных нам к.ф.-м.н., доцентом Ш.Т. Пазыловым и обобщенных в [1, 2].



На рис. 3 показана зависимость обобщенного внутреннего термического параметра состояния "' от нормированной температуры

Таким образом, предложенное уравнение состояния (1) с выбранной функцией чувствительности среды к структурным превращениям (4), (5) позваляет вполне удовлетварительно описать закономерности высокотемпературной деформации сплава АМг 5 в широком скоростном диапазоне, включая режимы сверхпластичности.

Литература:

1. Рудской А.И., РудаевЯ.И. Механика динамической сверхпластичности алюминиевых сплавов. -СПБ: Наука, 2009.-218с.
2. Рудаев Я.И. Введение в механику динамической сверхпластичности.-Бишкек: КРСУ, 2003.-134с.
3. Вайнблат Ю.М., Шаршагин Н.А. Динамическая рекристализация > алюминиевых сплавов // цветные металлы .-1984. №2 - с.67-70.
4. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. - М: Металлургия, !984.-264с.
5. Чумаченко Е.Н., Смирнов О.М., Цепин М.А. Сверхпластичность: материалы, теория, технология.-М.: Ком Книга, 2005.-320с.
6. Гилмор Р. Прикладная теория катастроф. 4.1.- М.: Мир, !984.-285с.

Рецензент: д.ф.-м.н., профессор Рудаев Я.И.