

05

## О пороговом напряжении при сверхпластичности

© Д.А. Китаева<sup>1</sup>, Я.И. Рудаев<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, 195251 Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Кыргызско-Российский славянский университет, 720000 Бишкек, Кыргызстан  
e-mail: dkitaeva@mail.ru

(Поступило в Редакцию 5 марта 2014 г.)

Задача о пороговом напряжении применительно к сверхпластичности рассмотрена с позиций реологического и динамического подходов. Показана необходимость введения порогового напряжения в реологические соотношения. В динамическом случае пороговое напряжение получается как следствие модельных построений и является эволюционным параметром.

Пороговое напряжение, следуя [1], будем рассматривать в качестве одного из макропараметров, привлекаемых для оценки склонности материалов к сверхпластической деформации. Такое утверждение является следствием различия понятий порогового напряжения в механике деформируемого твердого тела и механике сверхпластической деформации, хотя в обоих случаях имеет место обусловленность стремления к нулю скорости деформации.

Задача о пороговом напряжении в контексте сверхпластичности возникла [2] при разработке модели EVP-среды (упруговязкопластической среды), принятой для анализа процессов формоизменения для сплавов с исходной ультрамелкозернистой структурой (структурная или микрозернистая сверхпластичность). Указанная модель основана на гипотезе существования [3] для ультрамелкозернистых материалов так называемой сигмоидальной (рис. 1) зависимости между напряжением пластического течения ( $\sigma$ ) и скоростью деформации ( $\dot{\epsilon}$ ). С использованием модели EVP-среды поставлен и успешно решен ряд технологических задач обработки металлов давлением в режимах сверхпластичности. Существенной особенностью такой модели можно считать наличие на изотермах „напряжение–скорость деформации“ (в температурных условиях сверхпластичности) точек перегиба, в окрестности которых наблюдается эффект сверхпластичности. Кроме того, полагается, что сверхпластичность определяется как некоторое промежуточное состояние между высокотемпературной ползучестью и термопластичностью.

К сожалению, моделью EVP-среды не предусмотрены аналитически сформулированные условия перехода материала в сверхпластическое состояние. Понятно, что такое положение обусловлено отсутствием полноценного базового эксперимента, осуществляемого методами механики деформируемого твердого тела. Сразу же оказывается не вполне ясным способ определения материальных констант и функций, хотя принято логичное и принципиально новое решение - придать указанным параметрам статус независимых от скорости деформации характеристик.

Если учесть, что, следуя [2], пластическое течение поликристаллического агрегата при высоких гомологических температурах представляется взаимодействием в определенном порядке пластического и упруговязких элементов, то соответствующее ему уравнение состояния для одноосной ситуации принимается в виде

$$\sigma = \frac{\sigma_0 + k_v \dot{\epsilon}^{m_v}}{\sigma_s + k_v \dot{\epsilon}^{m_v}} \sigma_s. \quad (1)$$

Здесь  $k_v, m_v$  — параметры, характеризующие вязкость материала и считающиеся постоянными в широком диапазоне скоростей деформаций;  $\sigma_0$  — пороговое напряжение, ниже которого при постоянной температуре и неизменной структуре течение металла не происходит;  $\sigma_s$  — предел текучести материала при достаточно больших скоростях деформации.

Отметим (рис. 1), что

$$\lim_{\dot{\epsilon} \rightarrow 0} \sigma = \sigma_0; \quad \lim_{\dot{\epsilon} \rightarrow \infty} \sigma = \sigma_s. \quad (2)$$

Установленное в рамках модели (1) значение  $\sigma_0$  может быть найдено экстраполяцией опытных данных при их сравнении с теоретическими при скоростях деформации, близких к нулю.

С другой стороны, величина  $\sigma_0$  может рассматриваться как краевое условие при определении постоянных модели (1) и, следовательно, должны быть разработаны экспериментальные процедуры для его нахождения,

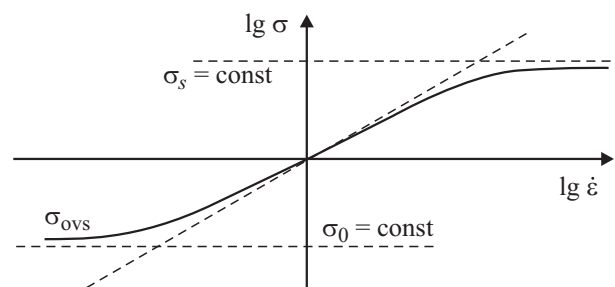


Рис. 1. Зависимость напряжения течения EVP-среды от скорости деформации [2].

которые не вполне надежны. Поэтому напряжение  $\sigma_0$  и, естественно,  $\sigma_s$  можно трактовать как параметры подгонки. При этом следует учесть, что величина  $\sigma_0$  зависит от температуры [3]. Иными словами, пороговое напряжение не является константой материала и носит эволюционный характер.

Иногда считается [1], что значение порогового напряжения определяется состоянием межфазных и межзеренных границ. Другая концепция природы порогового напряжения [3] связана с допущением существования „подпирающего“ напряжения, обеспечивающего равновесность в материале, чувствительном к скорости деформации.

Не останавливаясь подробно на анализе подходов к объяснению возникновения порогового напряжения, укажем лишь, что на его величину влияют не только температура испытаний и размер исходного зерна, но и химический состав сплавов [3]. В [3,4] приводятся таблицы значений пороговых напряжений для группы мелкозернистых сплавов при одной температуре, принадлежащей термическому диапазону сверхпластичности. Отметим, что самим понятием порогового напряжения утверждается, что материал находится вне скоростного интервала сверхпластичности.

Структурная (микроструктурная) сверхпластичность реализуется [2,3] в определенных температурно-скоростных условиях в сплавах с исходным ультрамелким зерном 1–10 мкм, причем аномальные деформации при растяжении объясняются превалированием механизма зернограницного проскальзывания со сменой соседей зерен над другими формами массопереноса. Аналогичный механизм развивается и при динамической сверхпластичности, причем ультрамелкое зерно формируется при нагреве и деформации в процессах динамической рекристаллизации, полиморфных и мартенситных превращений [5]. Так, например, эффект сверхпластичности промышленных алюминиевых сплавов обусловлен структурным переходом - динамической рекристаллизацией [6]. Происходящие при этом структурные изменения заключаются [6–8] в возникновении равноосной микроструктуры с очень мелким зерном, примерно совпадающим по размерам с субзернами. Так создается структурная ситуация, способствующая реализации механизма зернограницного проскальзывания и, естественно, проявлению сверхпластических свойств. Указанная ситуация является промежуточным структурным состоянием между исходным деформированным и крупнозернистым рекристаллизованным. Следовательно, наличие нагрева и деформации в определенном сочетании при неизменном химическом составе меняет структурное состояние большой группы исследованных алюминиевых сплавов [8]. По существу в меняющихся термических и кинематических условиях в деформированных алюминиевых сплавах наблюдается иерархия структурных состояний, характерная для систем, находящихся вдали от термодинамического равновесия. Указанные сплавы

при этом можно отождествлять с открытыми неравновесными системами [9–11]. В рамках такого подхода к описанию экспериментальных данных [7,8] по высокотемпературному деформированию промышленных алюминиевых сплавов привлечен математический аппарат теории катастроф, в частности, потенциал катастрофы сборки [12]. Условию равновесия канонической формы потенциала катастрофы сборки отвечает уравнение состояния следующего вида [7,8]:

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

Здесь  $m_0 = \text{const}$ ;  $\eta = \eta(\dot{\epsilon}, \xi)$  — параметр порядка;  $\beta = \beta(\xi)$  — управляющий параметр ( $\beta < 0$  при сверхпластичности), причем

$$q = \frac{\sigma}{\sigma^*} - 1; \quad \eta = \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}^*} - 1; \quad \xi = \frac{\theta - \theta_c^m}{\theta_c^v - \theta_c^m}, \quad (4)$$

где  $\sigma$  — напряжение пластического течения;  $\dot{\epsilon}$  — скорость деформации;  $\sigma^* = \sigma^*(\xi)$ ,  $\dot{\epsilon}^* = \dot{\epsilon}^*(\xi)$  — альтернативные внутренние параметры состояния, зависящие от приведенной температуры  $\xi$ ;  $\theta_c^v$ ,  $\theta_c^m$  — верхняя и нижняя критические температуры (К), ограничивающие термический диапазон сверхпластичности.

Уравнение состояния (3), (4) записано из условия количественной идентичности экспериментальным данным по растяжению и сжатию алюминиевых сплавов, полученных в широком диапазоне температур и скоростей деформаций, и удовлетворяет аналитическим условиям перехода материала в сверхпластическое состояние [13]. Иными словами, уравнение (3), (4) пригодно и для описания пограничных сверхпластичности областей термопластичности и высокотемпературной ползучести.

Предполагается [7,8], что управляющий параметр  $\beta = \beta(\xi)$  подчиняется эволюционному уравнению вида

$$\frac{d\beta}{dt} = \dot{\xi} f(\beta), \quad (5)$$

где  $\dot{\xi}$  — скорость возрастания нормированной температуры, а  $f = f(\beta)$  названо [7,8] функцией чувствительности материала к структурным превращениям.

Для функции  $f(\beta)$  предложено [7,8] явное выражение, учитывающее реализацию в процессе нагрева и деформации структурного перехода — динамической рекристаллизации — и представляемое в форме

$$f(\xi) = \frac{4(\mu - 1)}{\alpha(\mu + 1)} \left[ \Gamma(\xi) - \frac{1}{2} \right], \quad (6)$$

причем  $\alpha$ ,  $\mu$  — постоянные материала, а функция  $\Gamma(\xi)$  рассматривается как степень полноты фазового перехода

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

Значения материальных констант модели [8]

Марка сплава	Состояние	Вид деформации	Значение констант				
			$m_0$	$\alpha$	$\mu$	$A_0$	$n$
AMg5	Деформированное	Растяжение	0.3333	0.54	1.08	-0.8434	1.0
		Сжатие	0.3333	0.54	1.08	-0.8434	1.0
Д18Т	Деформированное	Растяжение	0.3965	0.5	1.2	-1.0987	1.0
		Сжатие	0.3965	0.5	1.2	-1.0987	1.0

Для альтернативных внутренних параметров состояния предложены эволюционные уравнения вида

$$\frac{d \ln \sigma^*}{dt} = A_0 \exp[n(\beta - \beta_0)] \frac{d\beta}{dt}; \quad (8)$$

$$\frac{d \ln \dot{\epsilon}^*}{dt} = B_0 \exp[k(\beta - \beta_0)] \frac{d\beta}{dt}, \quad (9)$$

где  $A_0, n, B_0, k$  — постоянные величины,  $\beta_0$  — наименьшее значение управляющего параметра, отвечающее середине термического диапазона сверхпластичности ( $\xi = 0.5$ ).

Укажем, что модель (3)–(9) позволила путем обобщения на пространственный случай с привлечением уравнений теории упругопластических процессов малой кривизны поставить и решить класс задач объемного формоизменения с использованием сверхпластичности.

Обратимся теперь к уравнению состояния (3), (4). Полагая  $\dot{\epsilon} \rightarrow 0$ , получаем следующее выражение для определения порогового напряжения:

$$\sigma_0 = \sigma^*(1 - m_0 - \beta). \quad (10)$$

Входящие в (10) величины  $\beta = \beta(\xi)$ ,  $\sigma^* = \sigma^*(\xi)$  являются параметрами, зависящими от температуры и удовлетворяющими эволюционным уравнениям (5) и (8) соответственно.

Конкретные расчеты по определению величины порогового напряжения были осуществлены для двух сплавов — AMg5 и Д18Т. Необходимые материальные константы приведены в таблице.

Численные результаты представлены на рис. 2 в форме графических зависимостей порогового напряжения  $\sigma_0$  от температуры, причем кривые 1, 2 отвечают соответственно сплавам AMg5 и Д18Т, а осуществленные опытные данные ограничены значением приведенной температуры  $\xi = -4.25$ .

Из рис. 2 видно, что пороговое напряжение обнаруживает устойчивую тенденцию к снижению с уменьшением температуры. Очевидно и существование температур, ниже которых при математическом моделировании деформационных процессов можно не принимать во внимание наличие порогового напряжения. Такие напряжения удовлетворяют условию

$$\beta = 1 - m_0. \quad (11)$$

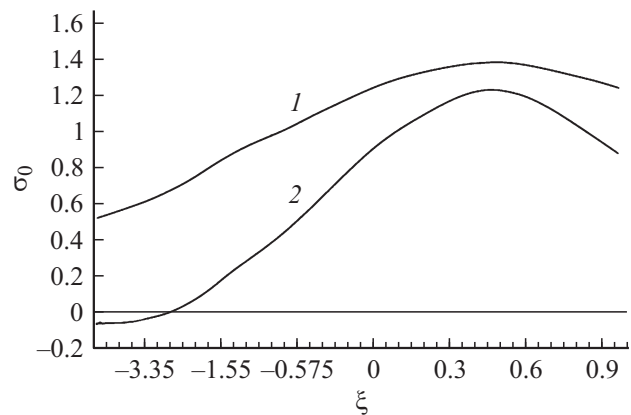


Рис. 2. Зависимости порогового напряжения  $\sigma_0$  от приведенной температуры  $\xi$  для сплавов AMg5 (кривая 1) и Д18Т (кривая 2).

В частности, для сплава Д18Т имеем  $\beta = 0.6035$ , которому отвечает  $\xi = -2.42$  или  $\theta = 670$  К.

Можно предположить, что значения  $\sigma_0$  чувствительны к размерам исходного зерна. Так, для обоих сплавов в температурно-скоростных условиях сверхпластичности размер зерна по данным [7,8] составил 4–7  $\mu\text{m}$ , в исходном деформированном состоянии для сплава AMg5 зерно не превышает 45  $\mu\text{m}$ , а в сплаве Д18Т достигает 130  $\mu\text{m}$ . Следовательно, в сплаве Д18Т происходит более резкое измельчение зерна, чем в сплаве AMg5. Это, по-видимому, сказывается на экстремальных значениях  $\sigma_0$  (1.22 МПа — для сплава Д18Т, 1.37 МПа — для сплава AMg5), соответствующих середине температурного интервала сверхпластичности.

Представляется интересным сопоставить результаты, полученные с использованием соотношения (10), с данными по величине порогового напряжения, установленными для сходных по химическому составу алюминиевых композиций. Эти сведения собраны, как отмечено выше, в [3] и имеются для одной температуры, названной температурой сверхпластичности. Значения  $\sigma_0$  здесь определены для исходно мелкозернистых материалов с размером зерна 1.3–12.3  $\mu\text{m}$  и колеблются в пределах 0.15–4.8 МПа. Несложно заметить непротиворечивость этих результатов полученным для сплавов AMg5 и Д18Т.

В заключение отметим следующее. В модель реологического типа (1) необходимо вводить гипотетически существование порогового напряжения  $\sigma_0$  и предела текучести  $\sigma_s$ , поскольку диаграммы  $\sigma - \dot{\epsilon}$  (рис. 1) аппроксимируются дробно-рациональными функциями, для которых должны выполняться условия (2). При динамическом подходе (3)–(9) величина порогового напряжения (10) устанавливается как следствие модельных представлений, учитывающих иерархическую концепцию деформационных процессов и адекватно отражающих накопленные экспериментальные данные как в режимах сверхпластичности, так и в пограничных областях.

В связи со сказанным можно считать, что модель, игнорирующая наличие порогового напряжения, не может быть приемлемой для описания закономерностей высокотемпературных процессов в широком спектре скоростей деформации, включающих сверхпластичность.

Обсужденные модельные построения привлекательны тем, что относятся к рабочим. Это означает, что они задействованы [2,3,7,8] при обобщении на пространственный случай для постановки и решения задач управления процессами листового и объемного формоизменения с целью получения изделий с качественными структурными показателями.

## Список литературы

- [1] *Васин Р.А., Еникеев Ф.У.* Введение в механику сверхпластичности. Ч. 1. Уфа: Гилем, 1998. 280 с.
- [2] *Смирнов О.М.* Обработка металлов давлением в состоянии сверхпластичности. М.: Машиностроение, 1979. 168 с.
- [3] *Чумаченко Е.Н., Смирнов О.М., Цепин М.А.* Сверхпластичность: материалы, теория, технологии. М.: КомКнига, 2005. 320 с.
- [4] *Самойлова А.Ю., Ганиева В.Р., Еникеев Ф.У., Круглов А.А.* // Письма о материалах. 2012. Т. 2. № 4(8). С. 240–244.
- [5] *Гуляев А.П.* Сверхпластичность стали. М.: Металлургия, 1982. 56 с.
- [6] *Вайнблат Ю.М., Шаршагин Н.А.* // Цветные металлы. 1984. № 2. С. 67–70.
- [7] *Рудаев Я.И.* Введение в механику динамической сверхпластичности. Бишкек: КРСУ, 2003. 134 с.
- [8] *Рудской А.И., Рудаев Я.И.* Механика динамической сверхпластичности алюминиевых сплавов. СПб.: Наука, 2009. 217 с.
- [9] *Хакен Г.* Синергетика: иерархия неустойчивостей в самоорганизующихся системах и устройствах. М.: Мир, 1985. 423 с.
- [10] *Китаева Д.А., Рудаев Я.И.* Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2013. № 4–1(183). С. 274–283.
- [11] *Малинецкий Г.Г.* Математические основы синергетики. М.: КомКнига, 2005. 312 с.
- [12] *Гилмор Р.* Прикладная теория катастроф. Ч. 1. М.: Мир, 1984. 285 с.
- [13] *Рудаев Я.И.* Проблемы прочности. 1990. № 10. С. 50–54.