

О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ФИЗИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ПРИ ПОСТРОЕНИИ ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ СООТНОШЕНИЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

А.И. Пшеничнюк, О.А. Кайбышев, В.В. Астанин (Уфа)

Abstract

On the base of brief review of the known physical models of the superplastic deformation (SPD) it's shown, that those models do not allow to define an interval of SPD in the space of loading parameters and consist of poor set of material constants. For the those reasons it's difficult to use the known physical models for construction of the constitutive relations for SPD. On the basis of the new facts about large scale flow during SPD experimental basis of new model is formulated.

Введение

Задача построения определяющих соотношений для режима сверхпластичности (СП) далека от завершения и остается актуальной. Требования к определяющим соотношениям и возникающие при этом вопросы сформулированы в работе [1]. Из поставленных вопросов два, безусловно, прерогатива физического исследования: 1) область существования СП в пространстве параметров нагружения; 2) набор материальных констант, определяющих СП поведение материала. С позиции физического исследования эти два вопроса тесно связаны: так, если мы декларируем определенный набор материальных констант, который является неполным, то мы не можем правильно задать и область существования СП, т.к. в этом случае неконтролируемый набор скрытых параметров может в различных экспериментах приводить к различным интервалам СП, даже если контролируемые параметры одинаковы. Именно такая ситуация и существует в настоящее время. Это даже позволило Пуарье предположить [2], что сверхпластичности как самостоятельного физического явления, реализующегося при строго определенных параметрах материала и условиях нагружения, не существует; следует говорить лишь о СП *поведении* материала, реализующемся при некоторых нечетко контролируемых условиях, которые меняются от эксперимента к эксперименту. Отсюда, в частности, следует, что, высказанное в работе [1] положение о ясности физических аспектов СП является излишне оптимистическим. В настоящей работе мы хотим очертить физическую проблематику, связанную с изучением СП, продемонстрировать неадекватность известных физических моделей и, на основе установленных в последние годы представлений о природе СП течения, выделить экспериментальный базис для построения новой физической модели СП, позволяющей ответить на оба вышепоставленных вопроса.

Требования к физической модели сверхпластичности

Источником физической информации о СП является семейство кривых нагружения, полученных в условиях, как правило, простого нагружения и дополненных структурными исследованиями (той или иной степени детальности, в зависимости от конкретно поставленного вопроса), позволяющими контролировать процессы, сопровождающие СП течение на уровне таких элементов структуры поликристалла, как отдельные зерна и их конгломераты, границы зерен (ГЗ) и их тройные стыки. Построение физической модели СП сводится к идентификации микромеханизмов, проявляющихся на уровне вышеперечисленных элементов структуры поликристалла, выделению механизмов, ответственных за формирование особенностей СП течения, и воспроизведению на этой основе первичного экспериментального материала, т.е. семейства кривых нагружения. Успех в построении модели определяется тем, насколько удачно (хотелось бы сказать - "аргументированно", однако в условиях многофакторности, характерной для пластической деформации вообще и СП в частности, приходится уповать главным образом на удачу) выделены существенные микромеханизмы, и тем, насколько корректно их действие "перенесено" на макроуровень, т.е. на уровень образца в целом. Критерием успеха является полнота воспроизведения семейства кривых нагружения.

"Идеальная" модель должна объяснить и количественно описать по крайней мере: 1) стадию выхода на режим стабильного течения $-\epsilon_1(\epsilon)$; 2) характеристики стадии стабильного течения или, на сложившемся жаргоне, S-образную кривую $\sigma(\epsilon)$; 3) продолжительность стадии стабильного течения, или ресурс СП - $\epsilon_f(\epsilon)$ либо $\epsilon_f(\sigma)$. Нам не известны модели, направленные на решение первого из этих вопросов. По двум причинам основное количество работ посвящено второму вопросу: во-первых, стадия стабильного течения - это и есть собственно режим СП; и, во-вторых, на этой стадии исчезает зависимость σ от деформации и требуется восстановить лишь зависимость $\sigma(\epsilon)$, что проще.

Краткая история построения физических моделей и их возможности

С началом целенаправленного исследования СП экспериментаторы быстро установили, что: 1) для реализации режима СП материал должен иметь достаточно малый размер зерна; 2) зерна в процессе деформации не повторяют деформацию образца в целом, так при растяжении их вытянутость вдоль оси растяжения ничтожна по сравнению с удлинением образца. Осмысление этих фактов в их совокупности позволило со временем понять, что в сравнении с классической пластичностью в условиях сверхпластичности сценарий основных событий перенесен из тела зерна (в зернах как бы мало что происходит) на его периферию - границу и система внутренних поверхностей раздела (границ зерен или межфазных границ) должна обеспечить сцену для реализации этого сценария, чего и позволяет добиться малый размер зерна. Настало время интенсивного исследования процесса зернограницного проскальзывания (ЗГП). Исследования, выполненные на модельных объектах - бикристаллах, убедительно показали, что ЗГП является результатом движения зернограницных дислокаций (ЗГД) в поле сдвиговых напряжений, действующих в

плоскости границы. Были введены представления о ЗГП собственном (источник ЗГД локализован в границе зерна, причем источник обязателен, т.к. движение только структурных ЗГД не позволяло описать динамику развития ЗГП) и стимулированном (часть ЗГД появляется в результате сприндинга (диссоциации) решеточных дислокаций, вышедших в плоскость ГЗ) [3]. Формализация этих представлений позволила в полном объеме описать эксперименты по исследованию ЗГП в кадмии и цинке.

Однако в условиях поликристалла развитие ЗГП осложнено неотъемлемым элементом структуры - тройными стыками, в которых плоскости соседних ГЗ составляют двугранный угол, близкий к $2\pi/3$. Способами, с помощью которых осуществляется совместность сдвига по двум границам, встречающимся в тройном стыке (на жаргоне - преодолением тройного стыка), и отличаются практически все известные модели СП. Точнее говоря, речь должна идти о "наиболее медленном" способе из всех возможных, его и называют механизмом, контролирующим скорость деформации. Мы не будем описывать всю коллекцию этих способов: во-первых, уже существуют достаточно полные обзоры [3,4], и, во-вторых, что самое удивительное, результатом всех этих, разных по исходным посылкам моделей, является по сути одно и то же выражение для скорости деформации (хотя удивляться может быть и не стоит, если вспомнить, что это выражение существовало как феноменологический результат и до начала работы над физическими моделями СП):

$$\dot{\varepsilon} = C \left(\frac{b}{d}\right)^n \left(\frac{\sigma - \sigma_{th}}{\mu}\right)^m \frac{D_0 \mu b}{kT} \exp(-E/kT). \quad (1)$$

Здесь b - модуль вектора Бюргерса, d - средний размер зерен, σ - внешнее напряжение, σ_{th} - пороговое напряжение, μ - модуль сдвига, k - постоянная Больцмана, T - температура испытаний, D_0 - предэкспонента коэффициента диффузии, E - энергия активации СП, в качестве которой в общем случае выступает средневзвешенное энергий активации зернограницной и решеточной диффузии, n и m - параметры, наследованные от феноменологической формы и определяющие зависимость от размера зерен и напряжения, C - константа, единственно значением которой и отличаются известные модели СП. Так, практически для всех моделей $n=m=1/2$. Пороговые напряжения отличны от нуля в модели Гиттуса [5] и Кайбышева [6], остальные модели приводят к нулевому пороговому напряжению. Больше разнообразие наблюдается в оценке величины константы C . В модели Болла-Хатчисона [7] $C=200$, в модели Мукерджи 1971 года [8] $C=2$, в улучшенной им же модели 1975 года [9] для величины C задается интервал от 75 до 150, в модели Джифкинса [10] $C=64$, в модели [5] $C=53,4$ и в модели [6] $C=0,8$.

Недостатки этих моделей очевидны. 1. Выражение (1) не описывает S-образную кривую, в лучшем случае - это касательная к ней в точке перегиба (в соответствующих координатах), да и то только при условии, что максимальное значение параметра скоростной чувствительности (т.е. значение логарифмической производной σ по $\dot{\varepsilon}$ в точке перегиба) равно точно $1/2$. Введение пороговых напряжений не спасает ситуацию, т.к. в интервале СП действующее σ значительно превышает σ_{th} . 2. Экспериментаторам давно известно, что СП наблюдается лишь в некотором интервале скоростей деформации (можно говорить и о соответствующем интервале напряжений, поскольку скорость деформации и напряжение на стадии стабильного течения взаимно однозначно связаны S-образной кривой). Модели типа (1) не позволяют определить искомый интервал, пороговые напряжения в выражении (1) не связаны с нижней границей интервала напряжений и намного меньше этой границы. 3. Набор

параметров, характеризующих материал: средний размер зерна, обезразмеренный на модуль вектора Бюргерса, модуль сдвига и энергия активации зернограницной диффузии (пусть даже некоторой эффективной, как в модели Гиттуса [5]) определенно неполный, т.к. многие принципиально разные материалы этим набором определяются как одинаковые. Пополнение набора параметром m , отличающемся от $1/2$ (т.е. того значения, которое определяется моделями) не только превращает модель в феноменологическую и никак не аргументировано, но и прямо противоречит характеристикам микромеханизмов, положенных в основу моделей.

Строго говоря, существует модель, воспроизводящая характер, точнее, наличие точки перегиба, S-образной кривой - это модель Эшби-Веррала [11], в основе которой лежит искусственно сконструированный процесс перестановки зерен в ансамбле из четырех зерен. В этой модели параметр m в точке перегиба равен практически 1 (чистая вязкость), что не соответствует реальности. Но главным возражением против этой модели является то, что искусственно сконструированный процесс перестановки зерен основан на принципиально двумерной картине диффузионных потоков в некотором сечении. Попытки развернуть картину на третье измерение, т.е. рассмотреть другие параллельные сечения, сразу же приводят к выводу о несогласованности потоков и невозможности процесса в целом.

Мы не будем рассматривать модели, посвященные исследованию ресурса СП: в строгом смысле таких моделей пока нет. Хотя и есть общие рассуждения, связывающие деформацию до разрушения ϵ_f с накоплением "поврежденности" материала на стадии стабильного течения: при низких скоростях деформации - это поры, сформированные диффузионными потоками вакансий, при высоких скоростях - микротрещины, возникающие при слиянии головных дислокаций скоплений ЗГД, не успевающих релаксировать известными способами при столь высоких скоростях. В некоторых работах сделана попытка связать деформацию до разрушения с параметром скоростной чувствительности m , т.е. величиной, которая не может быть рассчитана на основе физических моделей. Корреляция между ϵ_f и m несомненно существует. Однако эксперимент показывает, что двум одинаковым значениям m , лежащим слева и справа от m_{\max} , соответствуют разные значения ϵ_f , тогда как любая зависимость $\epsilon_f = f(m)$ будет приводить к одинаковым значениям. Т.е. как минимум эту зависимость следует искать в классе функций $\epsilon_f = f(m, (m - m_{\max}) / (m - m_{\max} I))$, но и в этом случае, имеющем больше шансов на успех, это лишь аппроксимация, но не физическая модель.

Таким образом, следует признать, что рассмотренные физические модели не воспроизводят даже минимальный набор характеристик кривых нагружения; не определяют интервал скоростей (или напряжений) для заданного материала, в котором реализуется режим СП; содержат явно бедный набор материальных параметров и не могут обеспечить потребностей механики при построении определяющих соотношений для режима СП.

Казалось бы, нужды механики могут быть удовлетворены обработкой первичного экспериментального материала. Так, в металловедении уже давно предложено выделять в области определения S-образной кривой $\sigma(\epsilon)$ три интервала, средний из которых считается интервалом СП и определяется условием $m(\epsilon) = d \ln \sigma / d \ln \epsilon > 0,3$. Однако, как показывают исследования последних лет, правая часть этого неравенства задана, мягко говоря, несколько произвольно. Установлено, что для высокоскоростной СП значение m даже в максимуме может не достигать величины 0,3, что вовсе не препятствует реализации режима СП в определенном

интервале скоростей. Т.е., если рассчитывать на экспериментальный материал при определении интервала СП, придется для каждого материала при заданном наборе температур снимать все семейство кривых нагружения. Ограничиться только зависимостью $m(\epsilon)$ (для регистрации которой существуют специальные методики) не удастся. Еще хуже обстоит дело с набором материальных параметров, поскольку аттестовать материал по всем возможным параметрам невозможно принципиально - это континуальный набор. Так, например, сразу возникает вопрос: сколько моментов функции распределения зерен по размерам следует использовать для аттестации, достаточно ли только первого, как это обычно и делается. Что уж говорить о такой характеристике материала, как спектр разориентировок границ зерен (СРГЗ) - распределение, определяющее количество ГЗ с данной разориентировкой, - который, безусловно, должен играть роль, поскольку основные процессы при СП локализованы именно в ГЗ. В минимальном представлении СРГЗ является функцией одной дискретной переменной - так называемой обратной плотности совпадающих узлов. Следует ли в каждом случае снимать все распределение или достаточно определить лишь некоторый (и какой?) функционал на этом распределении. Ответ можно получить только при наличии адекватной физической модели.

Новые представления о крупномасштабной картине СП течения

Параллельно с построением физических моделей в исследовании сверхпластичности протекал гораздо более успешный процесс расширения спектра материалов и условий, в которых реализуется режим СП. В керамиках и композитах сверхпластичность была обнаружена при скоростях (в обратных секундах) приблизительно на три-четыре порядка выше, чем скорости, характерные для классических эвтектоидов. Для сверхмелкокристаллических материалов удалось заметно уменьшить температуру - низкотемпературная СП. Начато изучение нанокристаллических материалов. Надежды на существование общего для всех материалов и условий микромеханизма, ответственного за реализацию режима СП, не оправдались. Появились работы, в которых было показано, что механизмы, контролирующие скорость, могут быть разными при низких и высоких температурах даже для одного и того же материала [12].

Так что же объединяет столь разные материалы, испытываемые при столь разных условиях, таким образом, что они проявляют единое поведение - СП. Ответ, в общем-то, ясен: их объединяет отсутствие условий для разрушения. Казалось бы - бессодержательная тавтология и, тем не менее, она приводит к новым экспериментам и формированию новых взглядов на СП в целом.

Отсутствие условий для разрушения сводится к отсутствию условий для локализации деформации (приводящей к вязкому разрушению) и концентрации напряжений (приводящей, при соответствующих скоростях нагружения, к развитию трещин и хрупкому разрушению) или, иначе, к требованию однородности течения в пределах всего образца (заметим, что речь не идет об однородности деформации на мезоуровне, масштаб которого задается средним размером зерен) и в течение достаточного промежутка времени. Требуемая однородность может быть достигнута только специфической организацией крупномасштабной картины течения: она должна выглядеть не как суперпозиция независимых процессов, происходящих в различных частях деформируемого образца, а представлять собой единый когерентный на

макроуровне процесс. Именно изучение организации крупномасштабной картины течения и привело к формированию новых представлений о СП.

Кооперативное ЗГП и экспериментальный базис модели

Структурные исследования показывают [13-15], что на стадии выхода кривых нагружения на режим стабильного течения в материале формируются отдельные и независимые участки течения, представляющие собой либо неоднородные сдвиги вдоль благоприятно ориентированных границ зерен, либо проявления дислокационной активности в достаточно крупных зернах. При достижении стадии стабильного течения, что уже является признаком выхода на режим СП [4], происходит объединение отдельных участков течения и деформация осуществляется посредством согласованного сдвига вдоль поверхностей, проходящих через все поперечное сечение образца и предельно близких к плоскостям с максимальными сдвиговыми напряжениями [13-19]. Эти поверхности были названы полосами кооперативного зернограницного проскальзывания (КЗГП) [16]. Сформированная действием полос КЗГП картина течения, позволяет обеспечить максимальную однородность деформации в пределах всего образца.

Как происходит объединение независимых участков течения в когерентно действующую сдвиговую полосу? Было проведено экспериментальное изучение распределения величины двугранных углов в тройных стыках, принадлежащих полосе и расположенных вне её [15]. Оказалось, что вне полосы двугранные углы равны приблизительно $2\pi/3$, т.е. близки к равновесной конфигурации. Тройные стыки, принадлежащие полосе, оказались "выпрямленными", т.е. их двугранные углы обнаружили отчетливую тенденцию стремления к развернутым (равным π). При исследовании ЗГП в три-кристаллах [20] обнаружили, что "выпрямление" тройного стыка происходит в результате локальной миграции (выпучивания) одной из границ (в плоскости которой действуют максимальные сдвиговые напряжения) до такой перестройки конфигурации тройного стыка, которая обеспечивает совместность сдвига по двум из трех границ, составляющих данный стык. И, наконец, в некоторых, особо неблагоприятных конфигурациях (достаточно редких), полоса была вынуждена пересекать тело зерна.

Изложенных фактов о способе организации крупномасштабной картины течения оказалось достаточно для формулировки новой модели структурной СП, но это тема уже следующей статьи.

Библиографический список

1. Vasin. R.A. Constitutive models in superplasticity // *Materials Science Forum*. Edit. by A. Chokshi, Trans Tech Publication, Switzerland. 1997. Vol. 243-245. P.173-178.
2. Пуарье Ж.-П. Ползучесть кристаллов. Механизмы деформации металлов, керамик и минералов при высоких температурах. М.: Мир, 1988. - 287с.
3. Kaibyshev O.A. Superplasticity of Alloys, Intermetallics and Ceramics.-Springer. Berlin, 1992. 317p.
4. Edington J.W., Melton K.N., and Cutler C.P. Superplasticity // *Progress in Mater.Sci.*, 21. 1976. P.61-170.
5. Gittus J.H. High-temperature deformation of two phase structures // *Phil. Trans. R. Soc. Lond.* A. 288. 1978. P.121-146.
6. Кайбышев О.А., Валиев Р.З., Емалетдинов А.К. Зернограницные процессы и теория структурной сверхпластичности // *Докл. АН СССР*. 1984. Т.279. С.369-372.

7. Ball A., Hutchison M.M. Superplasticity in the aluminium-zinc eutectoid // *Met.Sci.J.* Vol.3, 1. 1969. P.1-7.
8. Mukherjee A.K.. The rate controlling mechanism in superplasticity // *Mater.Sci.Eng.* 1971. Vol.8. P.83-89.
9. Mukherjee A.K./In "Grain boundaries in engineering materials" //Baton Rouge.LA.1975.P.93.
- 10.Gifkins R.C. Grain boundary sliding and its accomodation during creep and superplasticity // *Metall.Trans.A.* 1976. Vol.7A. P.153-155.
- 11.Ashby M.F., Verrall R.A. Diffusion-accomodated flow and superplasticity // *Acta Met.* 1973.Vol.21. P.149-163.
- 12.Hayden H.W., Floreen S., Goodell P.D. The deformation mechanisms of superplasticity // *Metall.Trans.* 1972. Vol.3. P.833-842.
- 13.Kaibyshev O.A., Astanin V.V., Faizova S.N. Observation of the cooperative grain boundary sliding during superplastic deformation in Zn-22%Al alloy // *Advanced Materials '93, III/B: Composites, Grain Boundaries and Nanophase Materials*, ed. M. Sakai. *Trans. Mat. Res. Soc. Jpn.* 1994. P.1473-1476.
- 14.Astanin V.V., Faizova S.N., Padmanabhan K.A. Model for grain boundary sliding and its relevance to optimal structural superplasticity-II // *Mat.Sci Technol.* 1996. Vol.12.P.489-494.
- 15.Astanin V.V., Kaibyshev O.A. Cooperative grain boundary sliding and superplastic flow nature// *Materials Science Forum*, ed. T. Langdon. *Trans Tech Publication, Switzerland.* 1994. Vol.170-172. P.23-28.
- 16.Astanin V.V., Kaibyshev O.A., Faizova S.N. Cooperative grain boundary sliding under superplastic flow // *Scripta Met. et Mater.* 1991. Vol.25. № 12. P.2663-2668.
- 17.Astanin V.V., Kaibyshev O.A., Faizova S.N. The role of deformation localization at superplastic flow // *Acta Met.et Mater.* 1994. Vol.42. № 8. P.2617-2622.
- 18.Zelin M.G. et al. On the Microstructural Aspects of the Nonhomogeneity of Superplastic Deformation at the Level of Grain Groups // *Acta metall. mater.* 1994. Vol.42. № 1. P.119-126.
- 19.Zelin M.G., Mukherjee A.K Cooperative phenomena at grain boundaries during superplastic flow // *Acta metall. mater.* 1995. Vol.43. № 6. P.2359-2372.
- 20.Astanin V.V., Sisanbaev A.V., Pshenichnyuk A.I., Kaibyshev O.A. Self-organization of cooperative grain boundary sliding in aluminium tricrystals. // *Scripta Met. et Mater.* 1997. Vol.36. № 1. P.117-122.