

ОПТИМАЛЬНОЕ КОЛИЧЕСТВО ЖИДКОЙ ФАЗЫ И МОДЕЛЬ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, В.П. Пойда, В.Ф. Клепиков, Ю.В. Коломак
Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины,*

Харьков, Украина

E-mail: ntcefo@yahoo.com;

**Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина*

Выполнена оценка толщины жидкой фазы на межфазных границах в условиях проявления высокотемпературной сверхпластичности для ряда матричных алюминиевых сплавов. Выдвинуто предположение о том, что зернограничная фаза должна быть распределена дискретно. Введены новые понятия состояния на мезоскопическом уровне границ зерен материалов, проявляющих высокотемпературную сверхпластичность: твердожидкое и жидкотвердое. Обсуждается модель осуществления зернограничного проскальзывания в условиях высокотемпературной сверхпластичности, согласно которой элементарным актом зернограничного проскальзывания в присутствии включений жидкой фазы рассматривается сдвиг, происходящий в плоскости жидкотвердой границы одновременно по всему закристаллизованному участку.

ВВЕДЕНИЕ

В последнее время большое количество публикаций по сверхпластичности посвящено систематическому изучению влияния жидкой фазы на процессы осуществления сверхпластической деформации. При этом жидкая фаза рассматривается не только как дополнительный фактор, способствующий эффективности аккомодации зернограничного проскальзывания, но и как фактор, определяющий вязкий характер сверхпластического течения на макро- и на микроуровнях. Малоисследованным до настоящего времени является вопрос об оптимальном количестве зернограничной жидкой фазы в условиях высокотемпературной сверхпластичности, а вопрос о модели осуществления зернограничного проскальзывания в этих условиях остается дискуссионным.

Что касается модели осуществления высокотемпературной сверхпластической деформации при наличии в деформируемом объекте жидкой фазы, то до сих пор продолжается дискуссия о том, каким должно быть распределение жидкой фазы по границам зерен – сплошным или в виде дискретных включений. Согласно модели, предложенной в [1, 2], в оптимальных условиях высокотемпературной сверхпластичности жидкая фаза на границах зерен должна быть сосредоточена в виде очень тонкой сплошной прослойки жидкости. При этом прослойка должна быть такой, что атомы соседних зерен все еще испытывают силу сцепления друг с другом. Рост толщины жидкой фазы при повышении температуры, по мнению [1, 2], будет вести к жидкометаллическому охрупчиванию. Эта точка зрения поддерживается в работе [3], где также представлен свой взгляд на распределение зернограничной жидкой фазы в условиях проявления материалом сверхпластичности. Согласно [3] жидкая фаза либо локализована в

тройных стыках зерен, либо же равномерно распределена вдоль границ зерен, но при этом толщина жидкой фазы должна быть такой, чтобы атомы соседних зерен все еще испытывали силу сцепления друг с другом. В работе [4] речь идет о том, что в условиях проявления высокотемпературной сверхпластичности, когда интенсивно развиваются процессы зернограничного проскальзывания, жидкая фаза может изменять свое место расположения путем перетекания под действием сжимающих напряжений с наклонных и параллельных к оси растяжения границ на границы, перпендикулярные к оси растяжения. Если жидкость успевает перетекать от сжатых участков границ к растянутым участкам, в образцах будут развиваться зернограничные трещины, открывающиеся на перпендикулярных к направлению растяжения границах зерен. Наклонные границы при этом согласно [4] уже не будут содержать включений жидкой фазы и, таким образом, на них будут потеряны условия для эффективного осуществления релаксации напряжений. В работах [5, 6] обосновывается модель осуществления высокотемпературной сверхпластической деформации, согласно которой основным деформационным механизмом является зернограничное проскальзывание по границам зерен, имеющим жидкие прослойки, разделенные твердыми перемычками, которые необходимы для поддержания когезии соседних зерен в процессе сверхпластического течения. Авторы предполагают, что скорость зернограничного проскальзывания может быть лимитирована скоростью прохождения зернограничного сдвига через твердые участки границы. Они считают, что в ходе зернограничного проскальзывания осуществляется процесс термоактивированного плавления твердых перемычек. По мнению авторов [5, 6], предложенный ими механизм зернограничного

проскальзывания позволяет объяснить наблюдаемые в опытах высокие скорости сверхпластической деформации, наличие порогового напряжения, а также характерную для сверхпластической деформации величину коэффициента скоростной чувствительности напряжения течения $m = 0,5$.

В настоящем исследовании сделаны оценки толщины жидкой фазы на межфазных и межзеренных границах в условиях проявления высокотемпературной сверхпластичности для ряда матричных алюминиевых сплавов: АМг6, АК4-1ч, 6111, 1421 и «Авиаль». На основании этих оценок и анализа имеющихся литературных данных предложена модель строения границ зерен в условиях проявления высокотемпературной сверхпластичности.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Исследования выполнены на ряде матричных сплавов на основе алюминия, которые проявили сверхпластичность при высоких гомологических температурах (0,85...0,96 $T_{пл}$). Механические испытания растяжением образцов исследуемых

сплавов, выполненные ранее в работах [7-11], были проведены на воздухе в режиме ползучести при постоянно действующем напряжении течения. Такие условия испытаний позволяют получать физические параметры сверхпластического течения (скорость деформации $\dot{\epsilon}$, показатель скоростной чувствительности напряжения течения m , удлинение к моменту разрушения δ) в чистом виде, что очень важно для изучения физической природы сверхпластичности. Оптимальные условия проявления сверхпластичности исследуемыми сплавами приведены в таблице.

Структурные и топографические исследования проведены с применением оптического микроскопа МИМ-6 и растрового электронного микроскопа JEOL JSM-820. Химическое травление шлифов, предварительно отполированных алмазной пастой, осуществляли универсальным травителем и травителем Келлера. Средний размер зерна определяли методом секущих по 100 измерениям, что обеспечило при доверительной вероятности 0,95 относительную погрешность в определении среднего размера зерна не больше, чем 10 %.

Оптимальные условия проявления сверхпластичности исследуемыми сплавами (данные взяты из работ [7-11]) и полученные в работе значения толщины зернограницной жидкой фазы ψ

Сплав	Q , кДж/моль	\bar{d} , мкм	$T_{опт}$, К	$\sigma_{опт}$, МПа	$\dot{\epsilon}_{опт}$, с ⁻¹	m	ψ , нм
6111	178	32	813	4,5	$5,2 \cdot 10^{-4}$	0,60	141
«Авиаль»	322	37	833	4,0	$1,4 \cdot 10^{-4}$	0,55	147
1421	152	5	773	4,0	$6,1 \cdot 10^{-4}$	0,65	150
АМг6	440	7	813	4,5	$1,3 \cdot 10^{-3}$	0,73	252
АК4-1ч	287	8	793	5,0	$6,7 \cdot 10^{-4}$	0,90	334

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Оценка объемной доли и толщины зернограницной жидкой фазы в образцах алюминиевых сплавов, проявляющих высокотемпературную сверхпластичность, была уже выполнена в ряде работ. Как правило, при проведении такой оценки принимали во внимание такие факторы, как виды поверхностей разрушения и виды микроструктуры образцов, продеформированных в условиях высокотемпературной сверхпластичности; проводился анализ химического состава сплавов и оптимально приложенного напряжения течения, термический анализ. В работе [12] была сделана оценка толщины зернограницной жидкой фазы исходя из оптимально приложенного напряжения течения и были выполнены расчеты на примере проявления сверхпластичности матричным алюминиевым сплавом 7475. Для этого в работе [12] была смоделирована ситуация вязкого течения ньютоновской жидкости между двумя зернами исходя из предположения, что напряжения течения на ранних стадиях определяются только поведением жидкой фазы, так как твердая фаза является достаточно жесткой. В результате получили, что толщина зернограницной жидкой фазы в алюминиевом сплаве 7475 должна составлять 39 нм.

При этом замечено, ввиду того, что деформация твердых фаз и зерен не учитывается и в реальной ситуации структура жидкой фазы может иметь локализации, эту оценку нужно воспринимать как минимальную толщину зернограницной жидкой фазы.

Причины возникновения локальных включений жидкой фазы в ходе высокотемпературной сверхпластической деформации матричных алюминиевых сплавов ранее изучались и анализировались в работах [1-7, 9, 13-15]. Среди таких причин основными можно считать: плавление неравновесных эвтектических составляющих; перитектические реакции; плавление интерметаллидных фаз с низкой температурой плавления либо частей таких фаз; локальное плавление твердого раствора на основе алюминия, содержащего повышенную концентрацию легирующих элементов; контактное плавление на межфазных границах матрица-включение. В то же время о наличии в структуре сверхпластично деформируемых алюминиевых сплавов локальных включений жидкой фазы косвенно свидетельствуют характерный вид деформационного рельефа, фрактограммы изломов образцов и волокнистые образования, наблюдаемые в приповерхностных деформационных порах и трещинах и на

фрактограммах изломов. Химический состав волокнистых образований показывает, что при температуре сверхпластической деформации они находились в жидком состоянии. Наличие таких волокон в сверхпластично продеформированных образцах алюминиевых сплавов принимается как убедительное доказательство присутствия в их структуре включений жидкой фазы, из которой они и сформировались в ходе сверхпластической деформации [4, 9-12]. Наиболее убедительно об этом свидетельствуют результаты работы [4], где на примере алюминиевого сплава 7475 показано, что ни диффузионная ползучесть, ни дислокационные механизмы течения не могут обеспечить скорость развития волокнистых образований в ходе сверхпластической деформации.

Кинетика развития волокнистых образований непосредственно связана с кинетикой развития зернограничной пористости. В порах и трещинах они расположены преимущественно параллельно направлению оси растяжения образцов и обоими концами закреплены за их внутренние поверхности, образовавшиеся в ходе зернограничного проскальзывания при разделении зерен по границам, приблизительно перпендикулярным направлению растяжения. Характерный вид таких волокон для ряда исследованных в этой работе сплавов приведен на рис. 1.

Принимая же во внимание тот факт, что образование нитевидных волокон в алюминиевых сплавах является специфическим явлением, присущим именно высокотемпературной сверхпластичности, данные о размерах нитевидных волокон нами были использованы как один из вариантов расчета количества жидкой фазы на границах зерен исследуемых сплавов. Суть такого расчета заключается в предположении, что объем нитевидных волокон, расположенных на некоторой площади S , будет соответствовать объему жидкой фазы, существовавшей в данном месте до образования волокон. Следует заметить, что вряд ли такой расчет может претендовать на некие абсолютные значения толщины зернограничной жидкой фазы. Скорее, он будет являться её верхней оценкой. Однако полученные таким образом данные о толщине зернограничной жидкой фазы вполне можно будет применить для анализа деформационного поведения подобных материалов. Если произвести расчет из указанных выше предположений, выделив некую площадь в виде квадрата, то для значения толщины зернограничной жидкой фазы ψ можно получить следующее выражение:

$$\psi = \frac{\pi}{4S} \sum_{i=1}^n l_i d_i^2, \quad (1)$$

где l_i – длина волокна; d_i – диаметр волокна; n – число волокон в поре; S – площадь открытой границы в поре ($S = b^2$, где b – ширина поры).

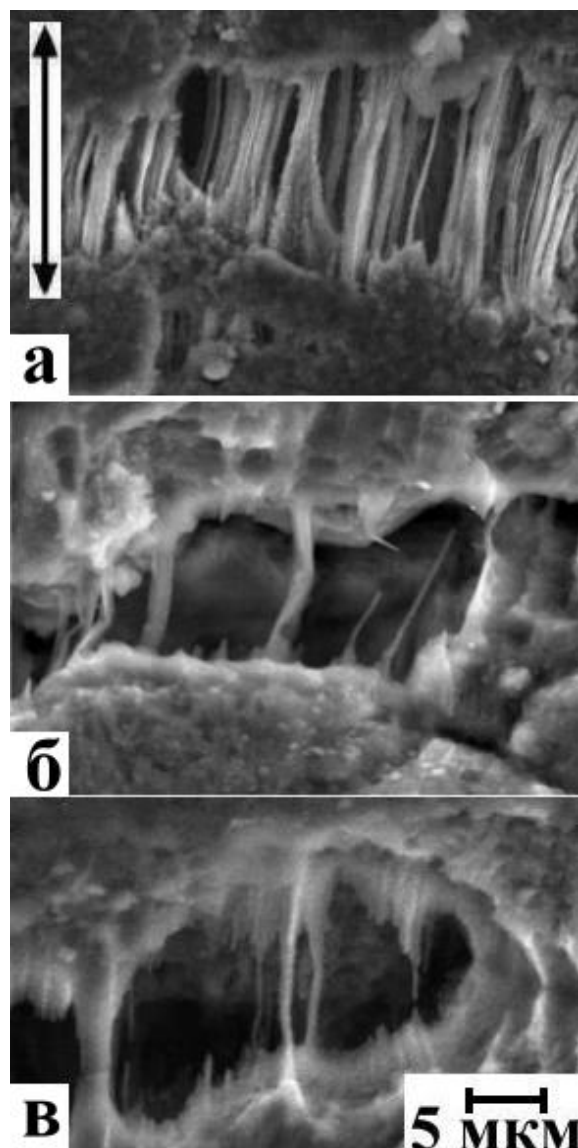


Рис. 1. Вид волокнистых образований в рабочей части образцов сплавов, продеформированных до разрушения в оптимальных условиях сверхпластичности:

а – АК4-1ч; б – АМгб; в – 6111

Объем волокон и их число были оценены для каждого из сплавов, как минимум по 25 фотографиям микроструктуры. Полученные данные значений ψ приведены в таблице. Наблюдается некоторый разброс в значениях величины ψ для разных сплавов. Выполненные в настоящей работе оценки толщины жидкой фазы по объему волокон в открывшихся порах дают величины на порядок больше аналогичных значений, полученных из других предположений. Это может свидетельствовать о локализациях в распределении жидкой фазы вдоль границ зерен.

Могут ли вызвать растягивающие напряжения декогезию в исследуемом образце при наличии в нем зернограничной жидкой фазы? Для ответа на этот вопрос необходимо оценить такое критическое растягивающее напряжение, при котором произошло бы разделение двух твердых тел тонким слоем жидкости. Согласно [16] критическое

растягивающее напряжение $\sigma_{кр}$, которое вызовет декогезию у жидкой фазы, должно быть таким, чтобы превозмочь притяжение, обусловленное поверхностным натяжением:

$$\sigma_{кр} = \frac{2\chi_{ж}}{\psi}, \quad (2)$$

где $\chi_{ж}$ – поверхностная энергия жидкой фазы.

Проводя оценку критического напряжения для материалов на основе алюминия как функции толщины жидкой фазы, примем к сведению, что поверхностная энергия расплавленного алюминия составляет 0,923 Н/м. Поскольку толщина зернограничной жидкой фазы в условиях проявления высокотемпературной сверхпластичности может составлять величину от нескольких десятков до ста и более нанометров, то критическим уже может оказаться напряжение течения около 10 МПа. Экспериментальное напряжение течения для оптимальных условий сверхпластичности обычно составляет величину 5...15 МПа. Исходя из этого можно предположить, что жидкая фаза в условиях сверхпластической деформации в виде сплошной прослойки по границам зерен может являться местом декогезии. Следовательно, по-видимому, зернограничная жидкая фаза должна быть распределена дискретно.

Существенным для понимания процесса зернограничного проскальзывания в условиях высокотемпературной сверхпластичности также является вопрос об энергии активации сверхпластической деформации. В условиях проявления материалами структурной сверхпластичности в твердом состоянии энергия активации сверхпластической деформации, отражающая природу термоактивируемых процессов, контролирующих скорость деформации, совпадает либо с энергией активации зернограничной диффузии, либо с энергией активации объемной диффузии [17, 18]. Следует отметить, что энергия активации сверхпластической деформации в условиях проявления материалами структурной сверхпластичности, как правило, сохраняет свое значение в довольно широком температурном интервале (десятки градусов). При повышении температуры испытаний наблюдали смену энергии активации зернограничной диффузии на энергию активации объемной диффузии. По крайней мере численные значения энергии активации, получаемые из экспериментов, соответствовали этим процессам [19, 20].

В то же время известно [2, 21-23], что в условиях проявления материалами высокотемпературной сверхпластичности, включая и высокотемпературную высокоскоростную сверхпластичность ($\dot{\epsilon} \geq 10^{-2} \text{ с}^{-1}$), энергия активации сверхпластической деформации материалов может в несколько раз превышать значения энергии активации диффузионных процессов в них. При этом, как показано на примере ряда алюминиевых сплавов [22, 23], значения энергии активации независимо от системы сплава, размера зерна, достигаемых к моменту разрушения удлинений и

превалирующего механизма деформации, начиная с некоторой температуры T_i , резко возрастают и могут лежать в интервале 200...1000 кДж/моль, а иногда и превышать 1000 кДж/моль.

Таким образом, независимо от величины получаемых значений энергии активации можно сделать вывод о том, что в области высоких гомологических температур, выше некоторой температуры T_i , при которой начинают проявляться признаки локального плавления материала, не диффузия, а какой-то иной термоактивационный процесс является ответственным за сверхпластическое деформационное поведение материала. Имеющиеся к настоящему времени работы, посвященные изучению этого вопроса, не дают этому однозначного объяснения, в основном ссылаясь [21] на то, что это видимый или кажущийся эффект, связанный с тем, что выше температуры T_i рост скорости деформации с ростом температуры происходит более быстро. Схематически процесс смены значения энергии активации с увеличением температуры испытаний представлен на рис. 2 [2]. Область температур, в которой наблюдаются высокие значения энергии активации сверхпластической деформации согласно [2], является переходной от сверхпластического течения материала в твердом состоянии, не содержащем жидкой фазы, к вязкому течению жидкости с очень низкой энергией активации, которая, как известно, составляет величину $\sim 3RT_s$ (например, для алюминия 16,5 кДж/моль).

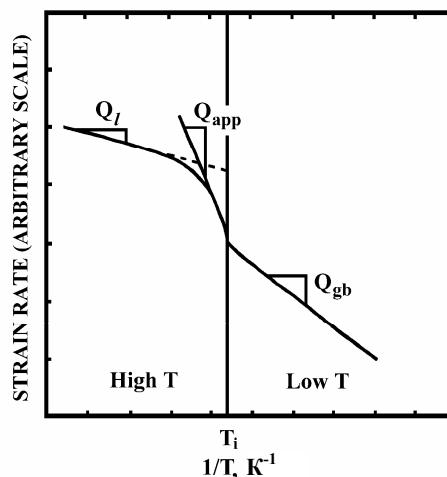


Рис. 2. Схематическое представление изменения термически активируемых процессов, соответствующих различным значениям энергии активации [2]

Значения энергии активации сверхпластической деформации изучаемых в данной работе сплавов приведены в таблице. Эти величины превышают даже значение энергии активации объемной самодиффузии в алюминии (142 кДж/моль [24]). Заметим, что энергия активации характеризует скорость протекания термоактивируемого процесса при заданной температуре, а также её чувствительность к изменению температуры. При более низких температурах большинство

препятствий межзеренным смещениям является эффективным. При повышении температуры малые препятствия становятся прозрачными, и главную роль начинают играть большие, чем, видимо, и объясняется увеличение энергии активации сверхпластической деформации с ростом температуры.

Поэтому следует отдать предпочтение островковой модели строения границ зерен. Нужно заметить, что модель островковой границы зерен не нова. Она применительно к сверхпластичности была предложена еще в [25] для объяснения деформационного механизма в керамических

материалах. Сам же механизм базируется на той концепции, что граница между двумя зернами содержит твердые островки сцепления двух соседних кристаллитов, а оставшееся зернограницное пространство заполнено стеклообразной жидкоподобной массой. При этом надежное сцепление соседних зерен поддерживается твердыми островками, а стеклообразная масса обеспечивает пути для быстрой диффузии молекул [25]. Такое строение границ зерен предполагает чередование аморфных участков и кристаллических, необходимых для предотвращения масштабной декогезии образца.

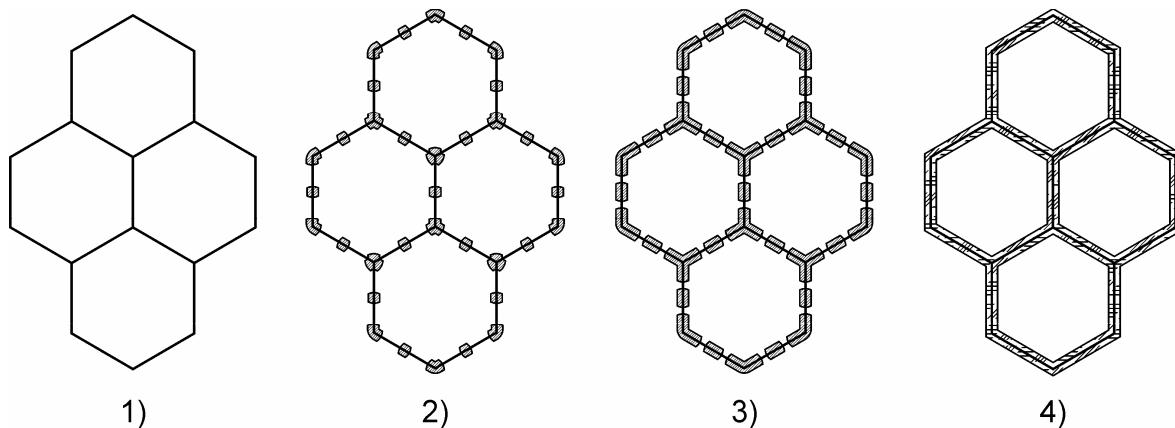


Рис. 3. Схематическое изображение границ зерен, содержащих участки твердого и жидкого сопряжения зерен

На рис. 3 дано схематическое изображение границ зерен, содержащих участки твердого и жидкого сопряжения зерен, при относительно различном их количестве. Позиция 1 отвечает полностью твердой границе, а позиция 4 – полностью жидкой границе. На мезоскопическом уровне структура границы, содержащей жидкость, принимается островковой. При малом количестве жидкости (позиция 2) островками является жидкость, а основная часть границы находится в твердом состоянии и характеризуется непрерывной протяженностью по всему поликристаллическому объему. При большом количестве жидкости (позиция 3) островками является твердое сопряжение зерен, а жидкость может перемещаться в плоскости границ зерен по всему образцу. Первая из них может быть определена как твердожидкая, вторая – как жидкотвердая. В таком определении первая из указанных фаз является ведущей.

Каждая из приведенных структур может реализоваться в условиях высокотемпературной сверхпластичности или близких к таковым. Структура, изображенная позицией 4, по-видимому, будет отвечать высокотемпературной хрупкости. Структура в позиции 1 по принятому в этой работе определению еще не соответствует высокотемпературной сверхпластичности. Какая островковая структура реализуется в том или другом сплаве будет зависеть от ряда факторов, таких как концентрация легирующих элементов и, тем самым, количество и объем интерметаллидных

фаз, размер зерна, способность растекания жидкой фазы по границам из источников ее образования и ее размазывание по ним самим процессом зернограницного проскальзывания, температура. К тому же она будет изменяться в каждом конкретном сплаве в ходе самой сверхпластической деформации. Если объем жидкой фазы в ходе деформации будет нарастать до критического уровня и структура границы будет стремиться к позиции 4, наступит высокотемпературная хрупкость. Если же объем жидкой фазы в ходе сверхпластической деформации не достигнет критического уровня, а с какого-то момента времени начнет убывать в результате растворения в матричной фазе, тогда структура границы будет изменяться, например, от развитой жидкотвердой к твердожидкой, и, в конце концов, перейдет в полностью твердую, когда вся жидкость будет исчерпана. При этом деформируемый объект выйдет из состояния сверхпластичности. Выбор такой модели границ зерен в условиях высокотемпературной сверхпластичности не противоречит экспериментальным данным о структурном состоянии исследованных сплавов и кинетике развития жидкой фазы в ходе сверхпластической деформации. Он оказался весьма полезным и плодотворным для решения проблемы интерпретации экспериментально наблюдаемых значений энергии активации сверхпластической деформации, которые очень отличаются для разных сплавов.

При достижении некоторого значения температуры появляются первые зародыши жидкой фазы, локализованные у интерметаллидных частиц на межфазных границах частица-матрица. Но ее будет достаточно только для смачивания незначительной части границ зерен. Твердые участки сцепления зерен еще будут значительно превышать жидкие. При такой ситуации деформация, как и в случае твердофазной границы, будет контролироваться диффузионными процессами. Такая ситуация могла реализоваться в изученных в этой работе сплавах 1421 и 6111, энергия активации сверхпластической деформации которых близка к значениям энергии активации объемной диффузии в алюминии. Это может означать, что в сверхпластичном состоянии этих сплавов структура границ зерен является твердожидкой.

Следует отметить, что в работе [26] было показано, что скорость деформации резко возрастает тогда, когда более чем 70 % границ зерен смочены жидкой фазой. Таким образом, можно утверждать, что при достижении некоторой температуры T_i , когда более чем 70 % границ зерен будут смочены жидкой фазой, а твердые участки сцепления зерен будут изолированными друг от друга, стопорами проскальзыванию могут быть кристаллические участки границ зерен как целое. Поэтому естественно предположить, что наиболее эффективно зернограничное проскальзывание будет осуществляться тогда, когда элементарным актом проскальзывания будет сдвиг, происходящий одномерно в плоскости границы по всему её закристаллизованному участку. То есть в качестве стопора зернограничному проскальзыванию нужно рассматривать твердые участки границ как целое.

ВЫВОДЫ

1. Выполнена оценка толщины жидкой фазы на межфазных границах в условиях проявления высокотемпературной сверхпластичности для ряда матричных алюминиевых сплавов. Используя различные методы, получена минимальная толщина зернограничной жидкой фазы, а также осуществлен расчет количества жидкой фазы по данным о размерах нитевидных волокон, который является её верхней оценкой. Выдвинуто предположение о том, что зернограничная фаза должна быть распределена дискретно, исходя из того, что жидкая фаза в условиях сверхпластической деформации в виде сплошной прослойки по границам зерен может являться местом декогезии (так как критическое растягивающее напряжение превосходит притяжение, обусловленное поверхностным натяжением).

2. Исходя из того, что в условиях проявления материалами высокотемпературной сверхпластичности энергия активации сверхпластической деформации может в несколько раз превышать значения энергии активации диффузионных процессов в них, выдвинуто предположение о наличии иного, отличного от диффузии, термоактивационного процесса, который является

ответственным за сверхпластическое деформационное поведение материала (независимо от величины получаемых значений энергий активации), в области высоких гомологических температур, выше некоторой температуры, при которой начинают проявляться признаки локального плавления металла.

3. Введены новые понятия состояния на мезоскопическом уровне границ зерен материалов, проявляющих высокотемпературную сверхпластичность: твердожидкое и жидкотвердое. При малом количестве жидкости, когда островками является жидкость, а основная часть границы находится в твердом состоянии и характеризуется непрерывной протяженностью по всему поликристаллическому объему, граница будет твердожидкой. При большом количестве жидкости, когда островками является твердое сопряжение зерен, а жидкость может перемещаться в плоскости границ зерен по всему образцу, граница будет являться жидкотвердой.

4. Предложена модель осуществления зернограничного проскальзывания в условиях высокотемпературной сверхпластичности, согласно которой элементарным актом зернограничного проскальзывания в присутствии включений жидкой фазы рассматривается сдвиг, происходящий в плоскости жидкотвердой границы одновременно по всему закристаллизованному участку.

ЛИТЕРАТУРА

1. K. Higashi, T.G. Nieh, M. Mabuchi, J. Wadsworth. Effect of liquid-phases on the tensile elongation of superplastic aluminum-alloys and composites // *Scripta Met. et Mater.* 1995, v. 32, N 7, p. 1079-1084.
2. K. Higashi, T.G. Nieh, J. Wadsworth. Effect of temperature on the mechanical properties of mechanically-alloyed materials at high-strain-rates // *Acta Metall. et Mater.* 1995, v. 43, N 9, p. 3275-3282.
3. T. Mukai, K. Higashi. High strain rate superplasticity in aluminum alloys and review of its current commercial applications // *Hot Deformation of Aluminum Alloys III*. 2003. TSM, Annual Meeting, San Diego, California, March 2-6, 2003, p. 199-210.
4. C.L. Chen, M.J. Tan. Cavity growth and filament formation of superplastically deformed Al 7475 alloy // *Mater. Sci. and Eng. A*. 2001, v. 298, N 1-2, p. 235-244.
5. В.Н. Перевезенцев, Ю.В. Свирина. Высоко-скоростная сверхпластичность микрокристаллических сплавов в условиях локального плавления границ зерен // *ЖТФ*. 1998, т. 68, № 12, с. 38-42.
6. V.N. Perevezentsev, K. Higashi, J.V. Svirina. Theoretical investigation of high strain rate superplasticity // *Mat. Sci. Forum*. 1999, v. 304, p. 217-224.
7. В.В. Брюховецкий. О причинах высокотемпературной сверхпластичности крупно-зернистого алюминиевого сплава типа «авиаль» // *ФММ*. 2001, т. 92, №1, с. 107-111.

8. В.В. Брюховецкий, В.П. Пойда, Р.И. Кузнецова, В.Ф. Клепиков, А.В. Пойда. Сверхпластичные свойства алюминий-литиевого сплава 1421 в области высоких гомологических температур // *ФММ*. 2002, т. 94, № 5, с. 116-123.
9. А.В. Пойда, В.В. Брюховецкий, Д.Л. Воронов, Р.И. Кузнецова, В.Ф. Клепиков. Сверхпластичное поведение сплава АМг6 при высоких гомологических температурах // *Металлофиз. новейшие технол.* 2005, т. 27, № 3, с. 319-333.
10. В.В. Брюховецкий, В.П. Пойда, А.В. Пойда, Д.Р. Аврамец, Р.И. Кузнецова, А.П. Крышталь, А.Л. Самсонник, А.М. Каафарани. Механические свойства и структурные изменения в ходе сверхпластической деформации алюминиевого сплава 6111 // *Металлофиз. новейшие технол.* 2009, т. 31, № 9, с. 1289-1302.
11. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.И. Кузнецова, А.П. Крышталь, Ю.Ю. Порташ. Проявление сверхпластичности сплавом АК4-1ч при высоких гомологических температурах // *Металлофиз. новейшие технол.* 2009, т. 31, № 10, с. 1385-1398.
12. Y. Takayama, T. Tozawa, H. Kato. Superplasticity and thickness of liquid phase in the vicinity of solidus temperature in a 7475 aluminum alloy // *Acta Mater.* 1999, v. 47, N 4, p. 1263-1270.
13. M. Mabuchi, H.G. Jeong, K. Hiraga, K. Higashi. Partial melting at interfaces and grain boundaries for high-strain-rate superplastic materials // *Interface Sci.* 1996, v. 4, N 3-4, p. 357-368.
14. T.G. Nieh, J. Wadsworth. The role of liquid phase on superplasticity in metals and ceramics // *Mater. Sci. Forum.* 1997, v. 233-234, p. 383-398.
15. J. Koike, K. Miki, K. Maruyama, H. Oikawa. Effect of the liquid phase on the high-temperature tensile ductility: from embrittlement to superplasticity // *Phil. Mag. A.* 1998, v. 78, N 3, p. 599-614.
16. W.A. Miller, O.A. Chadwick. On the magnitude of the solid / liquid interfacial energy of pure metals and its relation to grain boundary melting // *Acta Met.* 1967, v. 15, p. 607-614.
17. М.В. Грабский. *Структурная сверхпластичность металлов*. М.: «Металлургия», 1975, 270 с.
18. O.D. Sherby, J. Wadsworth. Superplasticity: recent advances and future directions // *Progress in Mater. Sci.* 1989, v. 33, N 3, p. 169-221.
19. B.P. Kashyap. Towards an integration of flow behavior and microstructural evolution during superplastic deformation of microduplex alloys // *Mater. Sci. Forum.* 1997, v. 243-245, p. 453-462.
20. P.K. Bakshi, B.P. Kashyap. Stress-strain rate relations for high-temperature deformation of two-phase Al-Cu alloys // *J. Mater. Sci.* 1995, v. 30, p. 5065-5072.
21. M. Mabuchi, K. Higashi. Activation energy for superplastic flow in aluminum matrix composites exhibiting high-strain-rate superplasticity // *Scr. Mater.* 1996, v. 34, N 12, p. 1893-1897.
22. B.Y. Lou, T.D. Wang, J.C. Huang, T.G. Langdon. On the activation energies observed in Al-based materials deformed at ultrahigh temperatures // *Mater. Sci. Forum.* 2001, v. 357-359, p. 545-550.
23. B.Y. Lou, J.C. Huang, T.D. Wang, T.G. Langdon. Flow behavior of aluminium-based materials at ultrahigh temperatures in the presence of a liquid phase // *Mater. Transact.* 2002, v. 43, N 3, p. 501-509.
24. *Физические величины: Справочник* / Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: «Энергоатомиздат», 1991, 1232 с.
25. R. Raj, C.K. Chyung. Solution-precipitation creep in glass ceramics // *Acta Metall.* 1981, v. 29, p. 159-166.
26. G.M. Pharr. *Ashby Symposium: The modeling of material behavior and its relation to design* / J.D. Embury and A.W. Thompson eds., a publication of TSM. 1990, p.89.

Статья поступила в редакцию 25.05.2011 г.

ОПТИМАЛЬНА КІЛЬКІСТЬ РІДКОЇ ФАЗИ ТА МОДЕЛЬ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО ПРОКОВЗУВАННЯ В УМОВАХ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ НАДПЛАСТИЧНОСТІ

В.В. Брюховецький, А.В. Пойда, В.П. Пойда, В.Ф. Клепиков, Ю.В. Коломак

Виконано оцінку товщини рідкої фази на міжфазних границях в умовах проявлення високотемпературної надпластичності для ряду матричних алюмінієвих сплавів. Висунуто припущення, що зерногранична фаза повинна бути розподілена дискретно. Введено нові поняття стану на мезоскопічному рівні границь зерен матеріалів, що проявляють високотемпературну надпластичність: твердорідкий і рідкотвердий. Обговорюється модель здійснення зернограничного проковзування в умовах високотемпературної надпластичності, згідно якої елементарним актом зернограничного проковзування за наявності включень рідкої фази розглядається зсув, який відбувається в площині рідкотвердої границі одночасно по всій закристалізованій ділянці.

THE OPTIMUM AMOUNT OF LIQUID PHASE AND THE MODEL OF GRAIN BOUNDARY SLIDING IN CONDITIONS OF HIGH-TEMPERATURE SUPERPLASTICITY

V.V. Bryukhovetskiy, A.V. Poyda, V.P. Poyda, V.F. Klepikov, Yu.V. Kolomack

The estimation of the thickness of a liquid phase on interphase boundaries in conditions of high-temperature superplasticity occurrence for a number of matrix aluminum alloys is executed. The assumption that the grain boundary phase should be distributed discretely is put forward. New concepts of a condition of grain boundaries of the materials showing high-temperature superplasticity on mesoscopic level are entered: they are solid-liquid and liquid-solid state. The realization of grain boundary sliding model in the conditions of high-temperature superplasticity according to which the elementary act of grain boundary sliding in the presence of inclusions of a liquid phase considers the shift occurring in a plane of liquid-solid boundary simultaneously on all crystallized site is discussed.