

Шарифуллина Э.Р., Швейкин А.И., Трусов П.В. Обзор экспериментальных исследований структурной сверхпластичности: эволюция микроструктуры материалов и механизмы деформирования // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2018. – № 3. – С. 103–127. DOI: 10.15593/perm.mech/2018.3.11

Sharifullina E.R., Shveykin A.I., Trusov P.V. Review of experimental studies on structural superplasticity: internal structure evolution of material and deformation mechanisms. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2018, no. 3, pp. 103-127. DOI: 10.15593/perm.mech/2018.3.11



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 3, 2018

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<http://vestnik.pstu.ru/mechanics/about/inf/>



DOI: 10.15593/perm.mech/2018.3.11

УДК 539.3

ОБЗОР ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ СТРУКТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ: ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Э.Р. Шарифуллина, А.И. Швейкин, П.В. Трусов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

О СТАТЬЕ

Получена: 27 июля 2018 г.
Принята: 03 сентября 2018 г.
Опубликована: 08 октября 2018 г.

Ключевые слова:

структурная сверхпластичность, обзор экспериментальных исследований, эволюция структуры материала, механизмы деформирования, стадийность кривых растяжения.

АННОТАЦИЯ

Широкий класс металлов и металлических сплавов может быть переведен в специфическое состояние, в котором эти материалы способны испытывать без разрушения весьма значительные (сотни и тысячи процентов) деформации при относительно низких (по сравнению с обычной пластичностью) напряжениях. Для этого материалы должны иметь мелкозернистую равноосную структуру (со средним размером зерна менее некоторого критического для данного класса сплавов размера, обычно – менее 10 мкм) и подвергаться деформированию в определенном диапазоне температур и скоростей деформаций. Свойство материалов испытывать аномально большие деформации при указанных условиях классифицируется как структурная сверхпластичность и используется в процессах изготовления методами обработки давлением различных (в первую очередь – крупногабаритных) изделий во многих отраслях промышленности (аэрокосмической, автомобильной и др.). Для разработки рациональных режимов технологических процессов наиболее эффективным «инструментом» является математическое моделирование, требующее, в свою очередь, создания конститутивных моделей (определяющих соотношений), способных с достаточной степенью адекватности описывать физику и механику процессов сверхпластического деформирования. К настоящему времени созданы многие десятки определяющих соотношений различных классов (макрофеноменологические, структурно-механические, термодинамические, физические). Идентификация и верификация определяющих соотношений любых классов осуществляется на основе экспериментальных данных, получаемых, как правило, на макрообразцах. К настоящему времени накоплен обширный экспериментальный материал об особенностях структурной сверхпластичности различных металлических сплавов. В большинстве случаев эксперименты проводятся на цилиндрических образцах, подвергаемых одноосному растяжению на машинах кинематического типа. В предлагаемом обзоре основное внимание уделено исследованиям стадийности зависимости напряжений от деформаций, наблюдаемой при таких испытаниях с выходом на режим сверхпластического деформирования. Предпринята попытка систематизировать данные экспериментальных исследований, которые позволяют сформировать более полную картину о физической природе явления структурной сверхпластичности для различных материалов и необходимых изменений структуры материала для перехода к деформированию в этом режиме. Рассмотрено влияние на вид кривых исходных температурно-скоростных условий, мезо- и микроструктуры мате-

© Шарифуллина Эльвира Ривгатовна – инж., e-mail: elvira16_90@mail.ru, ORCID: [0000-0002-6688-7148](https://orcid.org/0000-0002-6688-7148).

Швейкин Алексей Игоревич – к.ф.-м.н., доц., e-mail: shveykin@pstu.ru, ORCID: [0000-0002-2656-0781](https://orcid.org/0000-0002-2656-0781).

Трусов Петр Валентинович – д.ф.-м.н., проф., e-mail: tpv@matmod.pstu.ac.ru, ORCID: [0000-0001-8997-5493](https://orcid.org/0000-0001-8997-5493).

Elvira R. Sharifullina – Engineer, e-mail: elvira16_90@mail.ru, ORCID: [0000-0002-6688-7148](https://orcid.org/0000-0002-6688-7148).

Alexey I. Shveykin – CSc in Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor, e-mail: shveykin@pstu.ru, ORCID: [0000-0002-2656-0781](https://orcid.org/0000-0002-2656-0781).

Peter V. Trusov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, e-mail: tpv@matmod.pstu.ac.ru, ORCID: [0000-0001-8997-5493](https://orcid.org/0000-0001-8997-5493).



Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

риала. Анализ рассмотренных экспериментальных данных подтверждает, что преобладающим механизмом сверхпластического деформирования является зернограничное скольжение, однако важную роль играют и другие механизмы и процессы: внутризеренное дислокационное скольжение, зернограничная диффузия и ротации решеток кристаллитов; наряду с ними существенное значение может иметь динамическая рекристаллизация. Приведены и анализируются фактографические данные, содержащиеся в рассмотренных работах, в том числе – о возможном действии приведенных механизмов и процессов, их роли на каждой из стадий испытания с выходом на режим сверхпластического деформирования, влиянии на изменение напряженно-деформированного состояния и структуры материала.

© ПНИПУ

REVIEW OF EXPERIMENTAL STUDIES ON STRUCTURAL SUPERPLASTICITY: INTERNAL STRUCTURE EVOLUTION OF MATERIAL AND DEFORMATION MECHANISMS

E.R. Sharifullina, A.I. Shveykin, P.V. Trusov

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 27 July 2018
Accepted: 03 September 2018
Published: 08 October 2018

Keywords:

structural superplasticity, review of experimental research, evolution of material structure, deformation mechanisms, staging of tensile curves.

ABSTRACT

A wide variety of metals and metal alloys can be transferred to a specific state in which materials are capable of extremely large (hundreds and thousands of percents) strains without fracture at relatively low (compared with normal plasticity) stresses. For that materials should be fine-grained (with an average grain size less than some critical size for a given class of alloys, usually less than 10 microns) and subject to deformation in a certain range of temperatures and strain rates. The property of materials to test anomalously large deformations under the specified conditions is classified as structural superplasticity and is widely used in manufacturing processes by formation methods various (in the first place – large-sized) products in many industries (aerospace, automotive and etc.). Mathematical modelling is the most effective “tool” in developing rational regimes of technological processes, which, in turn, requires the creation of constitutive models (constitutive relations) allowing to adequately describe the physics and mechanics of superplastic deformation processes. To date many dozens of constitutive relations of various classes (macrophenomenological, structural-mechanical, thermodynamic, physical) have been created. Identification and verification of such models is carried out on the basis of the experimental data which are obtained on macro-samples, as a rule. The extensive experimental material about features of structural superplasticity has been currently accumulated for various materials. In most cases the experiments are carried out on cylindrical specimens by using uniaxial tension on kinematic type machines. The proposed review pays special attention to the issue of the staged nature of “longitudinal stress – strain” dependence which is observed in experimental tests with a transition to the superplasticity regime. This review attempts to systematize data from experimental studies which can be useful to form a more complete picture of physical nature of structural superplasticity phenomenon in various materials and necessary changes in material structure for transition to this deformation regime. It considers the effect of initial temperature-velocity conditions, meso- and microstructure of materials on the form of curves. The analysis of the considered experimental data confirms that the grain-boundary sliding is a predominant mechanism of superplastic deformation, but other mechanisms and processes play an important role: intragranular dislocation sliding, grain-boundary diffusion and rotation of crystallite lattice, along with the dynamic recrystallization. The paper performs and analyzes factographic data and their descriptions about a possible action of the above mechanisms and processes, their influence on each deformation stage and effect on the change in stress-strain state and material structure.

© ПНИПУ

Введение

Способность широкого класса материалов (в первую очередь – металлов) испытывать значительные необратимые деформации известна и эксплуатируется человечеством уже тысячи лет. Гораздо позднее началось целенаправленное экспериментальное изучение неупругого деформирования, значительные успехи в котором были достигнуты в XIX в. С конца XIX и особенно в XX в. возникло большое количество теорий, ориентированных на описание неупругого (необратимого) деформирования: теории пластичности, ползучести,

вязкоупругости, вязкопластичности и т.д. Многообразие различных теорий, отсутствие до настоящего времени «единой теории неупругости» обусловлено сложностью рассматриваемых процессов, наличием множества физических механизмов и их «носителей». В связи с этим исследователи пошли по пути построения теорий, ориентированных на описание относительно узких диапазонов изменения параметров термомеханических воздействий. Наиболее развитыми к настоящему времени являются конститутивные модели теории пластичности [1–3 и др.]. С позиций физики твердого тела пластическое деформирование осуществляется массопереносом

за счет движения дефектов со скоростями, превышающими скорости изменения внешних воздействий [4]. Неупругое деформирование происходит за счет реализации различных физических механизмов, в качестве которых могут выступать внутризеренное дислокационное скольжение (ВДС), межзеренное проскальзывание или, другими словами, зернограницное скольжение (ЗГС), диффузионные процессы, ротации кристаллитов и др. В классической теории пластичности основным (по существу – единственным) механизмом считается ВДС, при этом в определяющих соотношениях отсутствует явная зависимость от скорости деформации (а следовательно – от времени). Однако уже в экспериментах, проводимых в XVII–XIX вв., была обнаружена существенная зависимость поведения материалов от скорости нагружения (деформирования), особенно – при повышенных температурах [5]. В связи с этим в механике деформируемого твердого тела (МДТТ) возникли и начали интенсивно развиваться (реологические) теории, содержащие в качестве явных переменных физическое время: вязкоупругости [6], вязкопластичности [7], ползучести [8]. Особый интерес привлекли результаты экспериментальных исследований, в которых при определенных температурно-скоростных условиях для некоторых материалов удалось достичь аномально больших (сотни и тысячи процентов) деформаций, на порядки превосходящих предельные деформации при «обычной» пластичности. Данное явление как свойство материала было названо в МДТТ «сверхпластичностью»; следует отметить, что в силу существенной зависимости рассматриваемого процесса неупругого деформирования от скорости деформирования (времени) более правильным было бы, на наш взгляд, назвать это свойство «сверхползучестью». Тем не менее в дальнейшем будет использоваться термин, введенный первооткрывателями явления.

Интенсивное изучение явления сверхпластичности (СП) началось в XX в. В монографии [9] отмечается, что первые упоминания о СП можно встретить в работах Г.Д. Бенгаха [10]: «На образцах из латуни (сплав меди и цинка) при температуре 700 °С была достигнута относительная деформация 163 %». В [9] также отмечается, что чуть позже В. Розенгейн с коллегами «исследовал поведение сплава цинка, алюминия и меди, прокатанного при 250 °С», а К. Дженкинс рассматривал растяжение образцов, изготовленных из предварительно прокатанных сплавов кадмия с цинком и олова со свинцом; было установлено, что величина удлинения до разрыва таких образцов существенно зависит от скорости деформирования. Для сплава олова и свинца были достигнуты удлинения до 400 %. К. Пирсон проводил исследования механического поведения сплавов систем олово-свинец и олово-висмут [9, 11]. Было обнаружено, что образцы из таких сплавов после экструзии способны к удлинениям почти до 2000 %, при этом было показано, что величина удлинения до разрыва растет по мере снижения нагрузки и уменьшения времени выдержки

после экструзии. Кроме того, в ходе микроструктурных исследований было обнаружено отсутствие полос сдвига внутри зерен и неизменность среднего размера зерен в ходе деформации. Дальнейшие исследования в данном направлении проводились, в частности, А.А. Бочваром и З.А. Свидерской [9, 11]. Они получили большие относительные удлинения на сплавах алюминия с цинком (цинкаль) и впервые ввели термин «сверхпластичность» [12], ставший позже общепризнанным. Под ней понималась способность материала «деформироваться в процессе одноосного растяжения без образования шейки до больших относительных удлинений при относительно низких напряжениях течения» [9]. Поскольку в рассматриваемых экспериментах обнаружена существенная зависимость удлинений от структуры материала, то данный вид СП стали называть структурной СП. Альтернативный вид СП-деформирования – за счет фазовых превращений при деформировании полиморфных металлов и сплавов (например, железа, сталей, титана и некоторых сплавов на его основе и т.д.) [9], возможность реализации такого режима деформирования (трансформационной СП) слабо зависит от исходного размера зерна. В частности, в работе [11] в случае деформирования технически чистых железа, титана и его сплава показано, что при трансформационной СП во время фазового перехода более значимую роль «играют процессы, развивающиеся вблизи поверхности раздела фаз на границе «зародыш новой фазы – матрица», чем процессы, которые реализуются на границах кристаллитов матричной фазы. В [13] отмечается, что структурная СП с точки зрения использования в технологических процессах является более перспективной, чем трансформационная, поскольку может быть реализована почти во всех сплавах при соответствующей подготовке структуры и при определенных температурно-скоростных условиях испытания [9]. В связи с вышесказанным в предлагаемой статье рассмотрение ограничивается структурной СП (соответственно, далее под СП понимается именно структурная СП). Во второй половине XX в. началось более глубокое и детальное исследование природы и механизмов СП, а также способов подготовки структуры материала к деформированию в режиме СП. Кроме того, стали появляться работы, направленные на поиск путей практического использования СП.

К сегодняшнему дню накоплены обширные экспериментальные данные об особенностях структурной СП для различных материалов: феноменологии явления, условиях по внутренней структуре и физических механизмах. К числу таких особенностей относятся: аномально высокие показатели относительного удлинения, отсутствие ярко выраженной зоны локализации деформации – шейки (что позволяет использовать необходимое при экспериментальном исследовании напряженно-деформированного состояния предположение об однородности деформации образца [2, 14]), заметное снижение сопротивления неупругому деформированию (пониженное напряжение течения), высокая чувствитель-

ность напряжения течения к скорости деформации, стабильная мелкозернистая структура материала с преобладающей долей высокоугловых межзеренных границ, смена в процессе деформирования соседствующих кристаллитов. ЗГС в рамках всех рассмотренных исследований признано лидирующим механизмом при сверхпластическом деформировании (СПД) (здесь и далее под СПД понимается процесс деформирования в режиме структурной сверхпластичности), однако важную роль играют ВДС, ротации кристаллитов, зернограничная диффузия, может реализовываться динамическая рекристаллизация.

Способность материалов к неупругому деформированию позволяет изготавливать из них изделия сложной формы различными методами обработки давлением (например, штамповкой, вытяжкой, прессованием и т.д.). Очевидно, деформирование в режиме СП является перспективным методом в промышленных технологиях обработки металлов давлением, позволяющим существенно увеличить деформируемость материалов и снизить используемые материальные и энергетические ресурсы. Кроме того, как отмечается в [11, 15, 16], подготовленная к СП структура материалов также может обеспечивать улучшенные физико-механические свойства готовых изделий. Например, для некоторых подготовленных к СП двухфазных сплавов (системы Ni-Cr, Ni-Mo, Al-Si) при повышенных температурах наблюдаются высокие показатели пластичности, а при пониженных температурах – высокая прочность [11]. В [17] описан обнаруженный «эффект одновременного повышения прочности и пластичности в микрокристаллических (МК) силуминах при комнатной температуре». СПД используется при изготовлении различных изделий (панелей авиационных крыльев, обечаек ракет, деталей кузовов автомобилей, гильз и т.д.) глубокой вытяжкой, при которой сокращается число операций, достигается гладкая поверхность изделия с минимальными отклонениями от заданной геометрии, предотвращается проблема его разнотолщинности и уменьшается расход материала [15]. Другим примером являются широко используемые в производстве различные технологии штамповки, в результате которых получают детали разнообразной формы (диски колес, поршни двигателей внутреннего сгорания и т.д.) с высокоточным заполнением штампов даже очень сложной конфигурации [11, 16–19]. Все более широкое применение получают комплексные технологии, совмещающие сварку и СП-формовку, позволяющие получать многослойные пустотелые конструкции для авиастроения с повышенным качеством сварных соединений [19–22]. Даже из некоторых представленных примеров следует, что СП находит широкое применение в промышленности, в том числе в таких важных и быстро развивающихся отраслях, как авиа- и ракетостроение, поэтому практический интерес к ее использованию возрастает.

В подавляющем большинстве экспериментальных работ представлены результаты исследований СП

свойств материалов, полученные в ходе испытаний на одноосное растяжение образцов с различной исходной внутренней структурой (как правило, полученной методами равноканального углового прессования, экструзии или кручения под высоким давлением) и при различных температурно-скоростных условиях с постоянной скоростью движения захватов. Последнее означает, что истинная скорость деформации (скорость удлинения по отношению к текущей длине образца) постоянно снижается. Оценивается ресурс деформационной способности материала, приводятся зависимости истинных напряжений от истинных деформаций для разных скоростей деформации и температур, зависимости характерного напряжения течения, относительного удлинения, параметра скоростной чувствительности от скорости деформации и температуры. Анализируются данные по эволюции структуры материала: размеру и форме зерен, доле высокоугловых границ (или гистограмм распределения углов разориентации), текстуры – функции распределения ориентаций (ФРО) зерен (до, в процессе и после испытаний до разрушения). Приводятся также предположения авторов публикаций о возможных механизмах, действующих в процессе испытания, и оценке их вкладов в общую деформацию. Процессы СПД и подготовки к ним зависят от весьма значительного числа факторов; вероятно, этим обстоятельством объясняется то, что авторам настоящей статьи, к сожалению, не удалось найти ни одной работы, где представлена комплексно вся указанная выше информация о процессах испытаний, приводится лишь частичное описание с более детальным освещением отдельных аспектов, на которых акцентируют внимание авторы исследований. Аналитический обзор современных работ, направленных на исследование проявлений структурной СП в различных материалах, с консолидацией информации является важной задачей для формирования более полного представления о данном явлении, что, в свою очередь, позволит построить более адекватную реальному физическому процессу модель.

Детальный анализ результатов исследований СПД ряда сплавов, в том числе широко применяемых в промышленности, в определенных диапазонах температурно-скоростных воздействий показал наличие стадийности зависимости напряжения от деформации в ходе испытаний, в связи с чем возникают вопросы, связанные с сутью наблюдающихся этапов: какой участок кривой характеризует устоявшийся режим СП (с перечисленными выше особенностями), каким образом осуществляется вход в данный режим и что отражают остальные участки кривой, какие механизмы при этом действуют и как эволюционирует структура материала? Ответы на данные вопросы важны при формулировке корректных, физически обоснованных соотношений модели для описания поведения материала, которые можно было бы использовать для описания технологических процессов, ориентированных на использование СП, где также происходит смена режимов деформирования, ролей

различных механизмов деформирования и изменение структуры. Отметим, что для решения актуальной задачи построения моделей, позволяющих явно описывать эволюционирующую структуру материала (и определяемых ею свойств материала) и механизмы с учетом изменения их роли, а также деформирование в различных режимах и переходы между ними (к примеру, вход в режим СП и установившийся режим СП), наиболее перспективным при разработке моделей представляется многоуровневый подход на основе физических теорий пластичности [23].

Для поиска ответов на поставленные вопросы и был проведен приведенный в сжатой форме в настоящей статье аналитический обзор экспериментальных работ, посвященных исследованию действующих механизмов и эволюционирующей структуры материала в процессе деформирования в условиях СП. В разделах 1 и 2 представлена краткая информация о СП-материалах, исходных условиях по внутренней структуре, внешних воздействиях и характеристиках стадийности кривых, наблюдаемой при СПД-испытаниях многих материалов. Раздел 3 содержит подробную информацию о механизмах и эволюции структуры материала в процессе деформирования с учетом стадийности кривых растяжения (включая вход в режим структурной СП и сам режим СП).

1. Материалы и условия деформирования образцов в режиме структурной сверхпластичности

На сегодняшний день накоплено значительное количество экспериментальных данных по обнаружению СП и ее особенностях для большого спектра материалов, который постоянно расширяется. Структурная СП наблюдается преимущественно в многокомпонентных близких к однофазным и двухфазным сплавам с различной атомарной структурой фаз. Если раньше исследования сверхпластичности проводились преимущественно на обычных промышленных и модельных металлических сплавах [9, 11, 16, 18, 24, 25 и др.], то к настоящему времени перечень материалов существенным образом расширяется за счет создания новых материалов путем модификации их химического и фазового состава для достижения оптимальной (с точки зрения возможности СПД) внутренней структуры с использованием различных современных методов термомеханической обработки (ТМО). Это приводит к расширению границ температурно-скоростных интервалов деформирования в режиме СП [26].

СПД может осуществляться в диапазоне температур от 0,4 вплоть до 0,9 гомологической (например, [27–29]), при величине скоростей деформаций в пределах 10^{-5} – 10^{-1} с⁻¹ (иногда вплоть до 10^0 с⁻¹ [30]), при среднем размере зерна приблизительно от 0,2 и до 10 мкм, в редких случаях – и более (например, в [31] представлены результаты для размера зерна 17 мкм, в [32] – для размера зерна 20 мкм). В [33, 34] отмечается, что в подго-

товленном для структурной СП материале важно не только наличие сильно измельченных зерен, но и преобладание высокоугловых неравновесных границ (с высокоэнергетической дефектной структурой). При этом сильное измельчение зерен не всегда приводит к улучшению СП: например, для алюминиевого сплава 1420 значение критического размера зерна лежит приблизительно в диапазоне 0,1–0,3 мкм, ниже которого возможна смена деформационных механизмов и ухудшение СП-свойств [33]. Необходимо отметить, что все перечисленные характеристики структуры зависят от температурно-скоростных условий и количества реализаций конкретного метода ТМО.

Существует два основных способа подготовки образцов для СПД-испытаний [16]: 1) путем холодной или теплой деформации (приблизительно до 0,4 гомологических температур) и обычно осуществляемого последующего рекристаллизационного отжига ([35, 36] и др.); 2) с помощью деформирования при высоких температурах (более 0,5 гомологических, например, [37–41] и др.). В первом способе мелкозернистая структура образуется преимущественно за счет процессов фрагментации и дробления (финальной стадии фрагментации) [42] при деформировании, однако важным является и процесс статической рекристаллизации при последующем отжиге, способствующий переходу к мелкозернистой равноосной структуре, интенсивность этого процесса связана с интенсивностью процесса измельчения структуры [35]. К примеру, дробление зерен в результате двойниковых сдвигов активно происходит в титановых сплавах, что приводит к увеличению количества центров статической рекристаллизации при отжиге и способствует повышению СП при определенных температурно-скоростных условиях [43]. Во втором способе мелкозернистая структура образуется преимущественно за счет процесса динамической рекристаллизации [16, 38, 39, 44 и др.]. В [16] отмечается, что применение первой схемы для подготовки материала для технологических процессов ограничено, поскольку перед отжигом необходимо реализовать большие деформации, что осуществить при таких невысоких температурах технологически невыгодно ввиду больших энергозатрат и быстрого износа оборудования, поэтому подготовка структуры по второй схеме является более часто используемой (следует отметить, что при этом особого внимания требует выбор температуры для достижения оптимального фазового и структурного состояния в материале).

В последнее время в связи с развитием методов интенсивного пластического деформирования (ИПД) подготовка необходимой структуры, как правило, осуществляется с помощью равноканального углового прессования или экструзии (РКУП или РКУЭ), кручения под высоким давлением при повышенных температурах. Отметим, что важную роль в становлении методов ИПД сыграли работы отечественных ученых [45, 46 и др.]. В упомянутых процессах обработки происходит некоторая релаксация внутренних напряжений, зеренная

структура измельчается, а границы становятся более равновесными (по сравнению с границами, получаемыми при ИПД при комнатной температуре) [47]. Иначе говоря, границы «выглаживаются» – постепенно эволюционируют от неравновесной высокоэнергетической структуры к более равновесной низкоэнергетической [48, 49]. В [50–52] представлены результаты исследований по деформированию образцов, подготовленных с помощью ИПД при комнатной температуре, демонстрирующие достаточно высокие показатели СП. В работе [53] делается акцент на влиянии дополнительной (после нескольких проходов РКУП) холодной прокатки при подготовке образцов: отмечается, что полученная структура содержит удлиненные в направлении прокатки зерна с большим количеством решеточных дислокаций в них, однако деформация осуществляется однородно в пределах измерительной базы образца, и СП-свойства не теряются. В [54–56] приведены результаты исследования СП-поведения образцов, полученных с помощью ТМО, сочетающей отжиг и прокатку. Все перечисленные способы имеют свои преимущества, их использование позволяет изготавливать объемные и листовые СП-материалы.

Внутренняя структура близких к однофазным многокомпонентных сплавов после подготовки образцов обычно представляет собой ограниченный твердый раствор с матричной структурой из металла основной фазы с распределенными по объему и границам зерен частицами интерметаллидных фаз внедрения (объемная доля добавочных компонентов-металлов в таких сплавах не превышает 10 %, но частицы играют важную роль, в первую очередь – ограничивая рост зерен и обеспечивая стабилизацию зеренной структуры для реализации СПД). Например, в сплаве 5083 (Al-4,7%Mg-0,7%Mn) наиболее четко выявлены частицы Al_6Mn , которые распределены по всему объему материала [55]. В сплаве 1420 (Al-2,2%Li-5,5%Mg-0,12%Zr) в рамках различных исследований [36, 57–62] обнаружены частицы Al_2LiMg , Al_3Mg_2 , Al_3Li и Al_3Zr . Множество мелких частиц Al_2LiMg , имеющих разные размеры и форму [61], наблюдаются внутри зерен, на границах и в тройных стыках, где они располагаются колониями [59, 60, 62]. Частицы Al_3Li имеют близкую к сферической форму и малые размеры (порядка 70 нм [57]), однородно распределены внутри алюминиевой матрицы [57, 58]. В [36] отмечается, что частицы Al_2MgLi при температурах 763–773 К растворяются не полностью, частицы Al_3Zr существенно не растворяются даже при температурах порядка 863 К. В сплаве 1421 (Al-5,1%Mg-2,1%Li-0,17%Sc-0,08%Zr), по химическому составу близко к сплаву 1420, добавка Sc приводит к формированию более однородной рекристаллизованной структуры после подготовки материала к СПД [38, 63, 64]. В данных сплавах средняя плотность дислокаций в материале может варьироваться от 10^8 [44] до 10^{10} $см^{-2}$ [62, 64 и др.]. Для сплава Al-3%Mg-0,2%Sc [51] также указано, что добавление к алюминию 0,2%Sc достаточно для полу-

чения мелкозернистой структуры после РКУП, при этом добавка 3%Mg к сплаву Al-0,2%Sc является оптимальной, поскольку меньшая добавка Mg делает размер зерна более крупным после РКУП (ВДС становится более предпочтительным механизмом, чем ЗГС; для таких сплавов может наблюдаться только улучшенная пластичность), большая добавка Mg приводит к уменьшению температуры плавления сплава, и становится невозможным подобрать такое количество скандия в твердом растворе, чтобы образовалось достаточно частиц Al_3Sc , препятствующих росту зерен. Авторы работы [51] отмечают, что эксперименты для сплава Al-3%Mg-0,2%Sc показали важность выбора температуры обработки на твердый раствор в таких сплавах, поскольку возможно ограничить рост зерен путем увеличения количества скандия в твердом растворе – при последующем нагреве будет происходить интенсивное осаждение мелких частиц Al_3Sc , препятствующих росту зерен при высоких температурах испытания. Температура начала плавления в сплаве Al-3%Mg-0,2%Sc составляет чуть выше 883 К, поэтому оптимальной температурой обработки сплавов Al-Mg-Sc на твердый раствор в течение 1 часа считается температура 883 К.

Все перечисленные характеристики структуры зависят от температурно-скоростных условий реализации конкретного метода ИПД и количества проходов. Например, в сплаве 1420 (после 8–10 проходов РКУП и РКУЭ) помимо подготовленных зерен и большого количества высокоугловых границ встречаются укрупненные зерна с развитой субструктурой, характеризующейся наличием отдельных дислокаций, нагромождений (скоплений) дислокаций и дислокационных субграниц, плотность дислокаций составляет 10^9 $см^{-2}$ [59, 61, 62, 65, 66]. В [38] показано, что для сплава 1421 после 16 проходов РКУЭ получена практически рекристаллизованная структура, доля удлиненных нерекристаллизованных областей из субзерен очень мала [38]; в [44] для того же сплава отмечается, что уже после 12 проходов РКУЭ доля рекристаллизованных зерен составляет порядка 95 % и плотность дислокаций относительно низка $8 \cdot 10^8$ $см^{-2}$. В [50] для сплава Al-3%Mg-0,2%Sc авторы также отмечают, что в образце после 8 проходов присутствует значительная доля субзерен (около 10 % от общего объема) и, соответственно, субграниц; в образце после 12 проходов субзерен и субграниц практически нет. Во всех найденных источниках данные об СП-испытаниях алюминиевых сплавов приводятся для образцов, полученных с помощью 8 (максимум 10) проходов ИПД, т.е. содержащих некоторую долю нерекристаллизованного материала. Можно предположить, что при большем количестве проходов происходят дополнительные изменения в зеренной и граничной структуре, в частности, связанные с перераспределением или изменением количества частиц в объеме материала, что не приводит к улучшению СП-свойств.

В близком к однофазному магниевом сплаве Mg-9%Al структура экструдированного материала разнородна и содержит дискретные области из крупных

(средний размер порядка 12 мкм) и мелких зерен (со средним размером около 0,5 мкм); после нагружения кручением под высоким давлением при температурах 298 и 423 К структура становится более однородной, с малым размером зерна, составляющим приблизительно 0,15 и 0,37 мкм соответственно (последнее означает, что подготовка материала при более высоких температурах сопровождается ростом зерен) [67]. В испытаниях на растяжение образцов из прокатанных листов магниевого сплава Mg-3%Al-1%Zn (с размером зерна около 12 мкм) наблюдается измельчение структуры, которое при оптимальных условиях приводит к 85 % однородной структуры с равноосной формой зерен со средним размером порядка 6 мкм [39]. Зеренная структура сплава Mg-5,88%Al-0,74%, Zn равноосная, но не мелкозернистая (средний размер зерна составляет 17 мкм), при этом после деформирования структура практически не изменяется [31]. В сплаве Mg-1,0%Zn-0,26%Zr структура бимодальна – состоит из мелких и более крупных зерен (отмечается, что последнее довольно часто наблюдается в магниевых сплавах), с увеличением числа проходов РКУП данная тенденция сохраняется, при этом средний размер зерна уменьшается [68].

В двухфазных сплавах внутренняя структура материала после подготовки образцов представляет собой различным образом распределенные зерна каждой из фаз, при этом имеет место растворимость фаз друг в друге. Например, в [69–71] отмечается, что для сплава Zn-22%Al структура характеризуется приблизительно однородным распределением равноосных зерен фаз Zn и Al. В [72] указывается, что для сплава Zn-15%Al с уменьшением температуры экструзии объемная доля Zn-фазы возрастает; соотношение различных границ следующее: при температуре экструзии 350 °C доля границ типа Zn-Zn составляет 55 %, Zn-Al – 34 %, Al-Al – 11 %; при температуре экструзии 200 °C доля границ Zn-Zn – 91 %, Zn-Al – 7 %, Al-Al – 2 %. Микроструктура сплава Al-30%Zn состоит из мелких равноосных зерен алюминиевой фазы размером порядка 0,4 мкм и более мелких зерен цинковой фазы, расположенных в тройных стыках; наблюдается небольшое количество очень мелких (размером 5–15 нм) Zn-зерен, расположенных внутри Al-зерен [73]. В структуре сплава Pb-62%Sn содержатся две взаимопроникающие фазы на основе Pb и Sn [74, 75]; после одного прохода РКУП в структуре сохраняется часть эвтектики, остальная распадается – более мелкие зерна одной фазы распределяются в другой фазе, при увеличении числа проходов структура становится более однородной [76]. Сплав Cu-40%Zn – еще один классический пример двухфазных материалов, содержащий измельченные после РКУП зерна фаз Cu и Zn; в [77] исследуется поведение этого же сплава, но с различными добавками, в результате чего образуются твердые растворы на основе Cu и Zn, что приводит к изменению характеристик фаз (в частности, диффузионных) и может улучшить СП. Микроструктура подготовленных к СП двухфазных

титановых сплавов Ti-6Al-4V состоит из мелких равноосных зерен α и β фаз [78–80], доля которых увеличивается с увеличением числа проходов РКУП.

На основе представленных примеров сплавов можно заключить, что спектр материалов, для которых может наблюдаться структурная СП, весьма широк, существует множество модифицированных («улучшенных») для СП сплавов. В следующих разделах будут рассмотрены результаты экспериментальных исследований СПД некоторых материалов с описанием происходящего при деформировании изменения их структуры.

2. О стадийности кривых «напряжение–деформация»

Анализ результатов исследований по деформированию ряда сплавов с выходом в режим СП показал, что зависимости напряжения от деформации проявляют стадийность для различных материалов (близкие к однофазным алюминиевые [27, 34, 37, 51, 62, 64, 65, 81–86 и др.] и магниевые сплавы [68, 87 и др.]; двухфазные сплавы на основе цинка и меди [69, 77, 88 и др.], титановые сплавы [78, 89 и др.]). На рисунке в качестве примеров, иллюстрирующих указанную тенденцию, представлены кривые испытаний на растяжение для различных материалов (двухфазного сплава и твердого раствора) при различных температурах.

Акцент на стадийности кривых при СПД-испытаниях делается во многих работах. Например, в [90] отмечается, что кривые растяжения для мелкозернистых материалов в диапазонах температурно-скоростных воздействий, характерных для СП, демонстрируют достаточно протяженную стадию упрочнения, за которой следует не менее протяженный участок разупрочнения, «в результате чего кривые $\sigma(\epsilon)$ приобретают характерную колоколообразность». Во многих работах, например [33, 38, 65, 85, 91, 92], отмечается, что деформация протекает однородно и шеек в пределах измерительной базы образца не наблюдается, поэтому можно принять, что наличие ниспадающего участка кривой обусловлено именно свойствами материала, а не неточностями обработки результатов экспериментов. В [93] для алюминиевого сплава 1420 определены три стадии: упрочнения (сразу после участка упругости), короткая стадия с постоянным напряжением течения и стадия разупрочнения. Показано, что происходит непрерывное уменьшение истинной скорости деформации с увеличением степени истинной деформации, данная зависимость соотнесена с кривой растяжения и получено, что первой стадии деформирования соответствует истинная скорость деформации 10^{-2} c^{-1} , второй стадии – 10^{-3} c^{-1} . В работах [62, 93] для двух стадий упрочнения и разупрочнения была определена энергия активации пластической деформации с использованием стандартного метода – по углу наклона температурной зависимости истинной скорости деформации, полученной на основе экспериментальных данных и известного

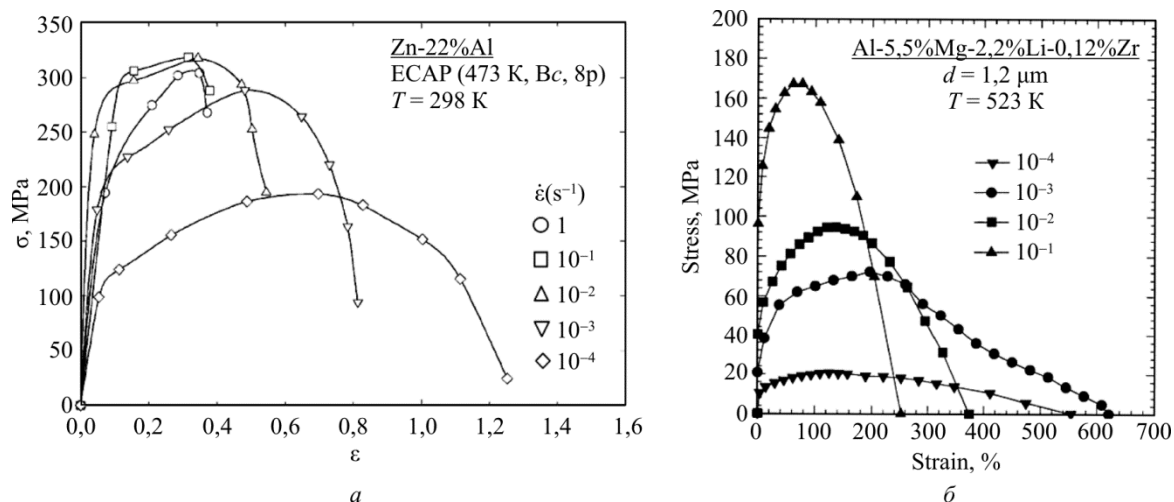


Рис. Зависимости интенсивности напряжений от интенсивности деформаций, полученные при испытаниях на растяжение: *a* – для сплава Zn-22%Al при гомологической температуре 0,4 (298 К), предварительно подготовленного с помощью 8 проходов РКУП при 473 К (по схеме Bc с поворотом образца на 90° между проходами) [69]; *b* – для сплава 1420 (Al-5,5%Mg-2,2%Li-0,12%Zr) при гомологической температуре 0,56 (523 К) [37]

Fig. Dependences of stress intensity versus strain intensity obtained during tensile tests: *a* – is for Zn-22%Al alloy at homologous temperature 0.4 (298 K), previously prepared by 8 passes of ECAP at 473 K (according to scheme Bc with the specimen rotation 90° between the passes) [69]; *b* – is for 1420 (Al-5.5%Mg-2.2%Li-0.12%Zr) alloy at homologous temperature 0.56 (523 K) [37]

феноменологического соотношения, связывающего скорость деформации, напряжение и температуру. Для стадии упрочнения получено значение 1,4 эВ, соответствующее энергии самодиффузии в объеме зерна, для стадии разупрочнения – приблизительно 1 эВ, характерное для энергии самодиффузии в границах. На основании полученных значений авторы делают вывод, что на первой стадии деформация контролируется ВДС, на второй стадии – ЗГС.

В работе [94] также рассматривается стадийность деформации материалов при СПД-испытаниях: отмечается, что в общем случае можно выделить три основных стадии – упрочнения, стабильного течения и разупрочнения (для удобства стадию упрочнения можно разделить на подстадии – интенсивного упрочнения и слабого упрочнения). Протяженность каждой стадии зависит от температурно-скоростных условий; авторы указывают, что «при малых скоростях деформации обычно наблюдается только стадия упрочнения», «при оптимальных скоростях сверхпластичности стадия упрочнения сменяется стадией стабильного течения», «при высоких скоростях деформации сразу после первой стадии следует третья – стадия разупрочнения» [94]. Отмечается, что стадийность для некоторых материалов можно обнаружить не при любых условиях (температурных, скоростных, по состоянию структуры). Действительно, представленные в [37, 39, 73, 95–102] зависимости истинных напряжений от деформаций для разных материалов (Al-33%Cu, Al-17%Cu, Al-30%Zn, Al-5,5%Mg-2,2%Li-0,12%Zr, Al-3%Mg-0,2%Sc, Al-0,2%Zr, Mg-9%Al-1%Zn-0,2%Mn, Mg-3%Al-1%Zn, Al-11,3%Si-1%Cu-1,13%Mg-1,10%Ni-0,277%Fe, Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V) при некоторых условиях демонстрируют либо только стадию непрерывного упрочнения, либо разупрочнения,

либо стабильное течение. Возможность реализации этих сценариев деформирования предопределяется состоянием структуры материала, которое приобретает при предшествующей истории воздействий. Например, если процесс СП-испытания прервать на стадии СП-режима (стадия стабильного течения или разупрочнения на кривой $\sigma(\epsilon)$), при повторном испытании практически сразу произойдет выход на соответствующий режим без прохождении стадии упрочнения (в крайнем случае, он будет незначительным в случае необходимости некоторого повышения энергии границ для активации ЗГС).

В следующем разделе будет представлено подробное описание механизмов деформирования и эволюционирующей структуры различных материалов в случае проведения СП-испытания после подготовки ИПД (без предварительных нагружений) с учетом наблюдаемой для них стадийности кривых растяжения (см. ссылки на литературу в начале раздела), проиллюстрированной на рисунке. На основе этого будет определен режим стабильной структурной СП, а также вход в него.

3. Механизмы и эволюция внутренней структуры в процессе СПД-испытаний, включая вход в режим структурной СП и сам режим СП

Для построения корректных математических моделей материала, применимых для описания СПД-испытаний и технологических процессов, для которых тоже характерны переходы между режимами деформирования, важно понимание механизмов деформирования как на заключительной стадии, на которой реализуется собственно СП-режим, так и на предварительных подготовительных стадиях. Далее рассматриваются основные механизмы деформирования с указанием их

роли на разных стадиях СПД-испытания согласно различным источникам; завершает раздел сводное описание сценария СПД-испытания, построенное на основе проанализированной информации.

На основе многочисленных экспериментальных данных и базирующихся на них теоретических исследованиях полагается, что различные сдвиговые механизмы являются основными для реализации процессов неупругого деформирования [2, 3, 7]. В ходе исследований СПД (начиная с работ А.А. Бочвара и его коллег) показано, что ЗГС является лидирующим (но не единственным) механизмом, наблюдающимся в металлах и сплавах при СПД: как правило, рассматриваются закономерности его взаимодействия с ВДС и диффузионными процессами – преимущественно с зернограничной диффузией, энергия активации которой значительно ниже и скорость на несколько порядков выше по сравнению с диффузией в кристаллической решетке [25].

С точки зрения кинематики ЗГС представляет собой смещение одного кристаллита относительно другого вдоль общей границы. Как отмечается в [25, 103, 104 и др.], ЗГС является весьма важным механизмом деформирования металлов при температурах выше $0,4T_{пл}$; на ЗГС оказывают влияние температурно-скоростные условия, напряжения, химический и фазовый состав материала, внутренняя структура – форма и размер зерен, структура границ, а также относительные разориентировки зерен. Наблюдается тесная взаимосвязь ЗГС с развитием скольжения в зернах: границы зерен выступают в качестве активных источников и стоков для решеточных (внутризеренных) дислокаций [46, 103]. Зарождение дислокаций может происходить на различных неровностях границ – уступах, в тройных стыках, а также на элементах субструктуры самих границ – особого расположения атомов на поверхности границы [25, 105]. В случае действия границ зерен как стоков решеточных дислокаций последние при попадании в границу не могут просто оборваться на ней, решеточные дислокации должны продолжаться в границе зернограничными дислокациями, скольжение и переползание которых могут приводить к ЗГС и оказывать большое влияние на величину зернограничного проскальзывания [46].

Следует отметить, что роль границ может значительным образом меняться в зависимости от температуры. При пониженных температурах (менее $0,3T_m$, где T_m – температура плавления (К)) действие границ зерен носит упрочняющий характер и связано с барьерным эффектом [106–108]: происходит накопление дислокаций у границ, что приводит к возникновению концентрации напряжений в приграничных зонах и их упрочнению (тем более сильному, чем меньше размер зерна в соответствии с известным эффектом Холла-Петча [109, 110]). При этом концентрация напряжений с одной стороны от границы может вызвать действие источников дислокаций по другую сторону от границы, особенно это проявляется в металлах с ГЦК- и ОЦК-решетками, поэтому в них барьерное упрочнение второстепенно.

Данное упрочнение необходимо учитывать при высоких напряжениях и значительных скоростях деформации. При повышенных температурах границы зерен уже не выступают в качестве непреодолимых (сдерживающих) барьеров [106, 107]. Активизируются диффузионные процессы [25, 63, 104–106 и др.], что приносит дополнительные степени свободы в процесс деформирования материала: процессы поглощения и испускания решеточных дислокаций и вакансий развиваются более активно, что приводит к разупрочнению граничных областей (увеличению скорости возврата и ЗГС), тем более интенсивному, чем больше при высоких температурах доля зернограничных областей (т.е. с уменьшением размера зерен). С позиции внутренней энергии границ можно сказать, что при низких температурах энергия границы может изменяться преимущественно за счет притока решеточных дислокаций, а при высоких температурах – в меньшей степени за счет притока решеточных дислокаций и в значительной степени за счет притока тепла от температурного воздействия (при этом часть тепла генерируется в ходе неупругого деформирования).

Существенное значение при анализе процессов ЗГС имеют скорости деформирования [25, 63, 104–106 и др.]. При очень малых скоростях деформирования ВДС и ЗГС слабо развиты, существенную роль играют диффузионные процессы (особенно при повышенных температурах), с уменьшением размера зерна возрастает действие зернограничной диффузии. При высоких скоростях деформации велика роль ВДС, ЗГС – мало (границы не успевают подготовиться), влияние диффузионных процессов тем менее значимо, чем меньше температура испытания. При умеренных скоростях деформирования (из СП-диапазона) ЗГС может быть значительным в зависимости от действия аккомодационных механизмов – ВДС и зернограничной диффузии.

При деформировании в режиме структурной СП соотношение скоростей генерации решеточных дислокаций и их поглощения границами становится ключевым фактором [94, 111]. Как уже отмечалось выше, если при обычном пластическом деформировании поликристаллических металлов и сплавов дислокации накапливаются в границах отдельных зерен, наиболее благоприятно ориентированных для скольжения, создают необходимую концентрацию напряжений для передачи деформации в соседнее зерно, то при структурной СП существенную роль играют зернограничные процессы за счет того, что в границах при повышенных температурах резко активизируется зернограничная диффузия, способствующая выглаживанию границ, переползанию (решеточные дислокации трансформируются в зернограничные) и аннигиляции дислокаций, что способствует активации ЗГС.

При оптимальных для СП температурно-скоростных условиях и размере зерна ЗГС выступает лидирующим механизмом, что отмечается во многих современных работах как для сплавов, близких к однофазным, так и для

двухфазных сплавов. К примеру, в работе [112] для сплава Zn-0,3%Al с использованием нанесенных маркерных линий на поверхность образца установлено, что активно действует ЗГС, роль которого снижается с увеличением скорости деформации. Для других близких к однофазным алюминиевых и магниевых сплавах Al-0,2%Zr [101], 1420 (Al-2,1%Li-5,5%Mg-0,1%Zr) [65], 1421 (Al-5,1%Mg-2,1%Li-0,17%Sc-0,08%Zr) [38], 5083 (Al-4,7%Mg-0,7%Mn) [55, 56], 6061 (Al-1,1%Mg-0,45%Si) и его модификаций [113], 7055 [82], 8090 (Al-2,4%Li-1,15%Cu-0,67%Mg-0,11%Zr) [114], AZ31 (Mg-3%Al-1%Zn) [39], AZ61 (Mg-5,88%Al-0,74%Zn) [31], AZ91 (Mg-9%Al-1%Zn-0,2%Mn) [98], ZK60 (Mg-6%Zn-0,5%Zr) [87] также указывается, что ЗГС является преобладающим механизмом. Для двухфазного сплава Zn-15%Al [72] отмечается, что с уменьшением температуры экструзии при подготовке структуры материала объемная доля Zn-фазы возрастает, количество межзеренных границ становится больше и, соответственно, ЗГС существеннее. При деформировании сплава Zn-22%Al [69, 70] ЗГС также является лидирующим механизмом, при этом с увеличением скорости деформирования и понижением температуры его роль уменьшается. В [115] для того же сплава отмечается, что ЗГС является значимым механизмом, реализующимся за счет аккомодационных механизмов ВДС и зернограничной диффузии. При СПД другого двухфазного сплава Pb-62%Sn [116] ЗГС является ключевым механизмом и наиболее легко осуществляется по высокоугловым границам одинаковых фаз (Pb-Pb, Sn-Sn). Значимость ЗГС отмечается и для сплава Cu-40%Zn и его модификаций с различными добавками Al, Fe, Mn, Sn [77]. Исследования деформирования двухфазных титановых сплавов разных классов [43, 79, 89, 117 и др.] при определенных условиях также демонстрируют важную роль механизма ЗГС, однако, например, в сплаве Ti-6Al-4V в отличие от Pb-62%Sn скольжение более легко осуществляется по межфазным границам [118].

Анализ имеющихся в литературе результатов исследований приводит к выводу, что в СП-режиме ЗГС является ведущим механизмом, однако для его активации и реализации необходимо действие аккомодационных механизмов, чтобы обеспечить необходимое состояние структуры материала (зерен и границ).

Остановимся на анализе экспериментальных работ, описывающих действие механизма ВДС и его взаимосвязь с другими механизмами и процессами на различных стадиях СПД-испытаний.

В статье [119] приведены ссылки на ряд работ, в которых отмечается, что при СПД ВДС почти не наблюдается и, соответственно, аккомодация ЗГС за счет ВДС незначительна (о несущественности ВДС при СП упоминается и в [120]). Однако в самой работе [119] представлен ряд аргументов, опровергающих предположение, что в качестве аккомодации для ЗГС достаточно учитывать только диффузию. Во-первых, исследования с помощью внутренних маркеров в сплаве Al-Zn-Mg показывают, что ВДС происходит при СПД, что под-

тверждают и электронно-микроскопические исследования, в которых также обнаружено скольжение решеточных дислокаций. Во-вторых, модели, в которых в качестве аккомодации выступают только диффузионные процессы, не способны количественно предсказать скорости деформирования, которые в реальности наблюдаются при деформировании образцов из материалов с мелкозернистой структурой.

Исследования микроструктуры двухфазного сплава Zn-22%Al [69] показывают, что границы становятся более отчетливыми с уменьшением скорости деформирования, следов скольжения внутри зерен не обнаружено (возможно, последнее означает, что внутривитеренные дислокации быстро «поглощаются» границами), что свидетельствует о доминировании ЗГС при скорости деформирования 10^{-4} с^{-1} (наблюдается СП-режим, максимальное относительное удлинение составляет 250 %). При более высоких скоростях деформирования наблюдаются следы скольжения внутри зерен, границы почти неопределимы, из чего следует преобладание ВДС и незначительная роль ЗГС.

В [77] для сплава системы Cu-Zn отмечается значимая роль ВДС, действие которого наблюдается на поверхности деформированных образцов в виде широких складчатых зон, расположенных в приграничных областях.

В классическом СП-сплаве Pb-62%Sn не обнаружено линий скольжения внутри зерен, вклад ВДС в общую деформацию мал, однако его роль как аккомодационного механизма ЗГС велика (приток решеточных дислокаций в границу способствует ЗГС за счет постоянного образования в границе внешних подвижных зернограничных дислокаций) [32]. Приведена оценка количества решеточных дислокаций, способных пересечь зерно за единицу времени, в предположении, что они достаточно быстро поглощаются границей. При скорости деформирования $1,33 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и относительном удлинении 50 % через зерно проходит приблизительно 1060 дислокаций, т.е. приблизительно 3 дислокации в секунду. Каждая дислокация проходит через зерно достаточно быстро (за $1,7 \cdot 10^{-4} \text{ с}$), из чего следует, что вероятность взаимодействия дислокаций в зерне мала. С использованием уравнения Орована была оценена плотность решеточных дислокаций, поглощаемых границей, которая приблизительно составляет $5 \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$.

В ходе исследования микроструктуры СП-образца из сплава Zn-0,3%Al [112] обнаружена значительная активность дислокаций вблизи границ зерен, из чего делается вывод, что ВДС является главным аккомодационным механизмом ЗГС при СП (приток РД в границы). Исследования микроструктуры образца из сплава 1420, растянутого на 60 % при температуре $350 \text{ }^\circ\text{C}$ ($0,66T_m$) со скоростью деформации 10^{-2} с^{-1} , демонстрируют зоны ЗГС и отсутствие видимых систем скольжения (СС) внутри зерен [33]. Для сплава Al-3%Mg-0,2%Sc также отмечается, что ВДС – аккомодационный механизм ЗГС. Можно привести еще много примеров, описывающих подобное действие механизма ВДС при

СПД различных сплавов. Необходимо отметить главное различие для классов материалов [50]: в классических двухфазных СП-сплавах, некоторые примеры которых приведены выше, решеточные дислокации быстро и беспрепятственно проходят через зерно в границу (так как отсутствуют частицы, выступающие в роли барьеров); в сплавах – твердых растворах, близких к однофазным, – движение решеточных дислокаций может быть заторможено из-за наличия твердых частиц-барьеров: процессы переползания дислокаций затруднены, однако если активно протекает ЗГС, то дислокации перед границей не скапливаются и можно добиться хороших показателей СП, как и в обычных двухфазных сплавах.

Приведенная выше информация относится к завершающей стадии СПД-испытания – деформированию в СП-режиме. Важно отметить, что на первых стадиях испытаний для множества материалов ВДС работает существенно активней (на начальной – является лидирующим механизмом), играя значительную роль в активации процесса динамической рекристаллизации. Более подробная информация о полном сценарии СПД-испытания с учетом взаимодействия всех механизмов приведена в конце подраздела. Далее рассмотрим имеющиеся в литературе данные об оценке вкладов механизмов ВДС и ЗГС в общую деформацию при СПД-испытаниях.

В [121] приведены результаты исследования СПД-сплавов системы Zn-Al. Микроструктура анализировалась после 100 % деформации. В образце из сплава Zn-40%Al после его подготовки с помощью экструзии наблюдаются приблизительно равноосные зерна обеих фаз, зерна алюминиевой фазы содержат множество мелких частиц цинка, которые, вероятно, образуются после выдержки материала после экструзии при комнатной температуре. Дислокации обнаружены внутри зерен алюминиевой фазы, что подтверждает действие ВДС; внутри зерен цинковой фазы дислокаций не обнаружено. Наблюдается повышенная плотность дислокаций вблизи мелких частиц цинка, которые выступают в качестве барьеров для них. Авторами отмечается, что в процессе СПД совместность деформации между соседними зернами может быть достигнута за счет ЗГС, аккомодацией которого выступает зернограничная диффузия, в связи с чем делается вывод, что скольжение может не происходить по 5 независимым СС, как при обычных режимах пластического деформирования, демонстрирующей множественность скольжения, а осуществляться в любой момент времени по одной СС. Последнее находит подтверждение в проведенном исследовании, показывающем, что в пяти различных зернах все активированные дислокации имеют одинаковый вектор Бюргерса, параллельный направлению $\langle 110 \rangle$. Авторы также акцентируют внимание на том, что, поскольку многие СП материалы не содержат частиц-барьеров, то дислокации могут беспрепятственно пересекать все зерно, поэтому в некоторых других ра-

ботах, например [122], сообщается о более низком значении плотности дислокаций, чем в рассматриваемой. Однако при очень высоких скоростях деформирования осуществляется множественное скольжение, в ходе которого образуются барьеры, препятствующие движению дислокаций, и формируется ячеистая структура. Отмечается, что ВДС может быть как основным механизмом, реализующимся параллельно с ЗГС, так и аккомодационным механизмом для ЗГС, при этом в объеме материала в одних зернах ВДС может действовать как основной механизм, в других – как аккомодационный. Приводятся в пример другие работы с результатами исследований СПД-сплавов системы Zn-Al; зерна алюминиевой фазы также содержат множество частиц цинковой фазы, однако вокруг этих частиц дислокаций не обнаружено, что интерпретируется как отсутствие значимого вклада ВДС в СПД. Тем не менее в другой работе [123], посвященной исследованию деформирования монокристаллов из сплава Al-15%Zn, содержащих осажденные частицы, отмечается, что их деформационные характеристики зависят от природы самих частиц: вокруг недеформируемых «твердых» частиц могут образовываться скопления дислокаций, через «мягкие» частицы дислокации могут беспрепятственно проходить, т.е. последние не выступают в качестве барьеров движению дислокаций. Поэтому отсутствие дислокаций вблизи частиц не может однозначно означать их неактивность в процессе деформирования [121].

В работах, посвященных исследованиям механизмов СПД с позиции их вклада в общую деформацию, можно встретить весьма различающиеся оценки. Действие основных механизмов ВДС, ЗГС и диффузии в процессе деформирования, а также их вклады ϵ_g , ϵ_{gbs} и ϵ_{dc} в общую деформацию можно оценить разными способами: 1) напрямую путем определения величины ϵ_g (либо путем измерения плотности дислокаций, либо с помощью внутризеренных нанометровых дисперсионных частиц или маркерных линий для количественной оценки скольжения), величины ϵ_{gbs} (с помощью определения смещений в границах по маркерным линиям, нанесенным на поверхность образца) и величины ϵ_{dc} (вычитанием из полной деформации составляющих ϵ_g и ϵ_{gbs}); 2) путем измерения изменений формы зерен (по изменению формы зерен определяется вся внутризеренная деформация как дислокационного, так и диффузионного характера $\epsilon_g + \epsilon_{dc}$), затем по полной деформации определяется ϵ_{gbs} (по мнению авторов настоящей статьи, этот способ можно использовать только при очень малых шагах измерения); 3) с использованием текстурного анализа. Первый способ более предпочтителен [124, 125], поскольку дает более точные оценки, однако в работах экспериментальной направленности отмечается ряд проблем при использовании этого способа, которые связаны со значительными погрешностями при

оценке вклада зернограницной деформации. При использовании второго способа [124] возможна заниженная оценка ($\varepsilon_g + \varepsilon_{dc}$) (вклад в общую деформацию близок к 0, поскольку форма зерен сохраняется практически равноосной) и, соответственно, сильное завышение ε_{gbs} (величина вклада ЗГС стремится к 100 %). Третий способ [55, 119, 126–128] направлен на определение характеристик внутренней структуры, по которым можно устанавливать действующие механизмы и изменение их вкладов в процессе деформирования.

Оценка вклада ЗГС в общую деформацию, как правило, производится напрямую (первым способом) путем измерения смещений по одному или нескольким направлениям. Как отмечается в [125], ЗГС по любой границе в силу ее произвольной пространственной ориентации можно представить геометрической суммой смещений по трем взаимно перпендикулярным направлениям: величину смещения в продольном и поперечном по отношению к оси растяжения направлениях (лежащих в плоскости оси) можно установить с помощью нанесения соответствующих маркеров на отполированную поверхность образца (вклад ЗГС по смещениям определяется за счет величины среднего смещения вдоль рассматриваемого направления, умноженной на количество зерен, приходящееся на единицу длины вдоль соответствующего направления); величину вертикального смещения, перпендикулярного поверхности образца, можно измерить с использованием интерферометрии.

Зачастую определение вкладов различных механизмов устанавливается с помощью экспериментов на растяжение или сжатие образцов из различных сплавов при небольших относительных удлинениях порядка 20–50 %. Например, в [129] установлено, что максимальный вклад ЗГС в общую деформацию для эвтектического сплава Mg-Al составляет около 65 % при оптимальных для СП температурно-скоростных условиях (с наибольшим значением параметра скоростной чувствительности). В [124] представлены результаты по определению вклада при СПД-механизмов ЗГС, ВДС и диффузии в общую деформацию на примере двух сплавов Al-6,3%Mg-0,5%Mn и Mg-1,5%Mn-0,3%Se. Авторам представляются наиболее надежными полученные значения вкладов ВДС и диффузии, которые при оптимальных для СП условиях составляют порядка 20–30 % и несколько процентов соответственно (в данном случае вклад в деформацию от диффузии пренебрежимо мал). Вклад ЗГС оценивался с использованием: 1) результатов измерений изменений формы зерен; 2) смещений маркерных линий внутри зерен (при первом и втором способах путем вычитания величины их вклада из общей деформации); 3) напрямую с помощью измерения смещений маркерных линий, нанесенных по соседним зернам. Третий способ дает оценку доли ЗГС около 50 % от общего вклада всех механизмов в деформацию, которая является значительно более низкой по

сравнению с полученными при первых двух способах (как уже отмечалось выше, при втором способе вклад ВДС составляет около 20–30 %, а доля ЗГС – 70–80 % соответственно; при первом способе измерения вклад ЗГС в общую деформацию близок к 100 % ввиду отсутствия существенного изменения формы зерен (сохраняется приблизительно равноосной)). Авторы статьи [124] приходят к следующему выводу: поскольку при рассматриваемых условиях рост зерен отсутствует, а значит, процессы миграции границ слабо развиты, то использование третьего способа приводит к заниженной оценке вклада ЗГС и требуются другие методы для его определения. Возможно, заниженная оценка получается вследствие того, что для поддержания равноосной формы при СП зерна могут мигрировать (менять «соседей») и вращаться.

В работе [130] приводится оценка для сплава Zn-22%Al при достаточно больших относительных удлинениях в 100 %: вклад ЗГС оказался значительно ниже по сравнению с перечисленными выше работами, что связано не с уменьшением значимости ЗГС при увеличении относительных удлинений, а с ограничениями экспериментальных процедур – увеличением площади поверхности (не содержащей маркерных линий) и ограничениями на максимально возможное смещение нанесенных на поверхность маркерных линий. В [124] и [130] приведены также таблицы с результатами оценки вклада ЗГС при СПД, полученными в других работах, для разных сплавов, которая составляет не более 70 %. Отмечается, что большой вклад ЗГС в общую деформацию имеет место в двухфазных сплавах (Al-33%Cu, Mg-33%Al, Pb-62%Sn, Zn-22%Al), которые показывают значительные относительные удлинения; наименьший вклад имеет место в близких к однофазным сплавам на основе меди (Cu-2,8%Al-1,8%Si-0,4%Co) [131] и магния (Mg-1,5%Mn) [132], которые демонстрируют невысокие удлинения при СП (380 и 310 % соответственно).

В работе [120] приведена сводная таблица по данным из различных работ, показывающая оценки вклада ЗГС при СПД для сплава Zn-22%Al, которые находятся в диапазоне от 44 до 80 %. В работе также представлены результаты собственных экспериментов по измерению вклада ЗГС в общую деформацию для сплава Zn-22%Al при малых (35 %) и больших (235 %) относительных удлинениях после повторной полировки поверхности образца и нанесении новых маркерных линий при удлинении около 200 %. Показано, что не наблюдается уменьшения роли ЗГС при увеличении удлинений (т.е. величина вклада ЗГС в общую деформацию практически не изменяется и составляет приблизительно 50–60 %), распределение величин зернограницных смещений по разным границам подобно для рассматриваемых случаев, что позволяет сделать вывод о том, что данные измерения на ранней стадии деформирования дают значимую информацию обо всем процессе, включая более высокие удлинения.

В работе [133] для сплава Pb-Sn авторы даже не предприняли попытку рассчитать вклад ЗГС в общую деформацию по смещениям меток, поскольку у каждого зерна было несколько соседей в ходе испытания. Вместо этого авторы установили, что зерна в среднем перемещаются друг относительно друга со скоростью, сопоставимой с налагаемой скоростью деформации, при этом форма зерен практически не изменяется, а значит, ЗГС осуществляет практически полный вклад в общую деформацию.

В обзоре [125] по результатам исследований ЗГС, проведенных в течение последних четырех десятилетий, представлены значения полученных данных, оцениваемые в 50–70 %, характерные для широкого спектра материалов при СПД.

В ряде работ приводятся и теоретические оценки по вкладу ЗГС: например, по результатам, приведенным в [105], он составляет 50 % и рассчитывается как теоретический верхний предел оценки (для простоты рассматривается двумерный случай скольжения); в [134] для модельного материала, состоящего из одинаковых мелких равноосных зерен, рассчитанная оценка составляет 60–65 %.

В [32] представлены результаты по вкладу ВДС в деформацию самих зерен (на примере трех разных зерен из объема материала) для классического двухфазного СП-сплава Pb-62%Sn, демонстрирующего максимальное относительное удлинение 800 %. Приведены зависимости деформации за счет ВДС в каждом рассматриваемом зерне, которые рассчитывались по смещению внутри них меток, от степени относительного удлинения; также определен вклад ВДС в общую деформацию путем отнесения полученных измерений на направление, параллельное оси растяжения. Полученные результаты показывают следующие основные закономерности: ВДС существенно неоднородно, корреляция между его измерениями в разных зернах отсутствует; вклад ВДС может быть и положительным, и отрицательным: в рассматриваемом зерне при различных степенях относительных удлинений направление ВДС не обязательно соответствует оси растяжения, вклад ВДС зерна в общую деформацию также может быть как положительным, так и отрицательным, поэтому общий вклад от всех зерен в макродеформацию очень мал и составляет лишь несколько процентов. При этом могут происходить существенные повороты, о которых для данного сплава упоминается в работе [133]: значения лежат в интервале $\pm 30^\circ$, различны в разных зернах, зависят от окружения, на основе чего предполагается, что повороты являются аккомодационным процессом для ЗГС и выполняют функцию «стыковки» зерен.

Таким образом, на основании результатов, приведенных в рассмотренных работах, можно заключить, что существует некоторая неоднозначность оценок вкладов механизмов: с одной стороны, доля ЗГС составляет порядка 50–70 %, тогда остальной вклад 30–50 % должен осуществляться за счет ВДС (с учетом пренебрежимо малого вклада в деформацию от диффузии); с другой стороны,

прямые измерения ВДС приводят к значениям его вклада лишь в несколько процентов, из чего следует, что преобладающая часть деформации реализуется за счет ЗГС.

Авторы настоящей статьи полагают, что при определении долей ВДС и ЗГС надо оговаривать, что имеется в виду: соотношение в текущий момент времени или суммарная оценка всего процесса деформирования. Если процесс действительно идет без существенного изменения формы зерен, что характерно для стадии СПД, то деформирования зерен относительно начальной конфигурации в итоге процесса практически нет, поэтому и (значимого) вклада в итоговую макродеформацию от ВДС быть не должно. В ходе же процесса в каждый момент времени ВДС в зернах может быть существенным, как и ротация зерен, однако вследствие одновременной реализации этих механизмов суммарная деформация зерна на стадии реализации СП-режима близка к нулю (зерно постоянно «подворачивается», что не дает ему приобретать в результате ВДС вытянутую форму).

Различия в оценках вклада механизмов также связаны с наличием стадийности кривых растяжения. Наличие в исходной структуре подготовленного материала укрупненных нерекристаллизованных зерен и неподготовленных границ приводит к доминированию на начальном этапе ВДС, ЗГС развито слабо и анизотропно [55] – наблюдается существенное различие интенсивности скольжения по разным границам в зависимости от их ориентации по отношению к характерным осям нагружения. В режиме стабильной структурной СП, когда внутренняя структура полностью подготовлена, ЗГС осуществляется практически по всем границам [116] совместно с аккомодационными механизмами ВДС, зернограничной диффузии и сопровождается активной сменой соседних зерен и ротациями их решеток, деформация становится близкой к изотропной [55] с преобладанием вклада ЗГС в неупругое деформирование. При этом с уменьшением размера зерна деформация протекает более равномерно, что способствует стабилизации и сохранению зеренной структуры (размера зерен и равноосной формы). Однако следует отметить, что существует критический размер зерна, меньше которого не происходит улучшения СП-свойств; например, для сплава 1420 значение критического размера зерна лежит приблизительно в диапазоне 0,1–0,3 мкм, ниже которого возможна смена деформационных механизмов и ухудшение СП-свойств [33].

За подавление формоизменения зерен (возвращение их формы обратно к приблизительно равноосной) может отвечать динамическая рекристаллизация: повышенные температуры, характерные для СПД, постоянное понижение истинной скорости деформации, обусловленное особенностью проведения самого эксперимента на растяжение, способствуют развитию рекристаллизации, в результате которой общая плотность дислокаций в материале снижается, форма зерен сохраняется приблизительно равноосной, но при этом средний размер зерна увеличивается.

Динамическая рекристаллизация приводит к изменениям в структуре и свойствах материала, характер которых зависит от его исходного фазового, химического состава, от степени подготовленности структуры после термомеханической обработки (ТМО) и температурно-скоростных условий самого испытания. При рекристаллизации происходит уменьшение плотности дислокаций, в результате которого происходит разупрочнение (снижение предела текучести), меняется форма и размер зерен (форма рекристаллизованных зерен приблизительно равноосная), что может для некоторых материалов давать возможность перехода к режиму стабильной структурной СП. О материалах и условиях, при которых СПД может сопровождаться динамической рекристаллизацией, более подробно речь пойдет далее.

В ряде работ по исследованию СПД отмечается, что рекристаллизации не происходит, например, для двухфазного сплава Pb-62%Sn [133]; в других работах [74–76, 116], где приведены данные для того же сплава, про рост зерен не упоминается; для сплава Zn-22%Al в рассмотренных работах [69–71, 115] об изменении размеров зерен также ничего не говорится. В другой экспериментальной работе [135] для Zn-22%Al указано, что рост зерен происходит при очень высоких температурах испытания (порядка 493K ($0,75T_m$)), при этом является незначительным. Для сплава Cu-40%Zn и его модификаций при температуре около $0,6T_m$ и скорости деформирования 10^{-3} c^{-1} обнаружен некоторый рост зерен [77]. В сплаве Al-33%Cu при высоких температурах и различных скоростях деформирования наблюдается рост зерен [95, 97].

В сплавах, близких к однофазным, зачастую в той или иной степени на начальных стадиях СПД-испытаний реализуется динамическая рекристаллизация. Более детально было проанализировано изменение структуры в близких к однофазным алюминиевых сплавах. Для алюминиевого сплава 8090 (Al-2,4%Li-1,15%Cu-0,67%Mg-0,11%Zr) [114] отмечается, что практически не происходит роста зерен при температуре испытания 350 °C, однако при температурах более 500 °C высоких СП-показателей в этом сплаве достичь не удастся, поскольку частицы $\text{Al}_6\text{Li}_3\text{Cu}$ полностью растворяются и не могут препятствовать росту зерен. Данные по исследованию термической стабильности (при статическом отжиге) зеренной структуры в сплаве 1420 (Al-5,5%Mg-2,2%Li-0,12%Zr) [37] показывают, что размер зерна стабилен вплоть до температуры 650 K. В ходе испытания на растяжение при температуре 623 K ($0,66T_m$) и скорости деформирования 10^{-2} c^{-1} происходит незначительное увеличение размера зерна в сплаве 1420 с 1,2 до 2 мкм [37]. Для другой серии испытаний для этого же сплава [59] при температуре 643 K ($0,68T_m$) со скоростью деформирования $1,7 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ наблюдался рост размера зерна с 1,5 до 2 мкм; при температурах ниже 623 K маловероятен значительный рост, при температуре 673 K имеет место существенный рост. В [65] указано, что на первой стадии (упрочнения) кривой растяжения, полученной при

температуре 668 K и начальной скорости деформации $1,7 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, доминирует ВДС и действует динамическая рекристаллизация «на месте» (т.е. происходящая только на уровне субзерен с уменьшением плотности дислокаций в них без изменения размеров и формы зерен). Для близкого сплава 1421 (Al-5,1%Mg-2,1%Li-0,17%Sc-0,08%Zr) [38] также отмечается, что динамическая рекристаллизация проявляется в измельчении зерен в пределах удлиненных нерекристаллизованных областей, которые существуют в исходной структуре материала; в данном случае размер зерна увеличивается чуть более чем в два раза (соотношение размеров зерен приблизительно равно 1,2, т.е. структура приблизительно равноосная, что характерно для традиционных СП-сплавов, в которых ЗГС вносит наибольший вклад в общую деформацию).

В работе [60] приведены результаты по растяжению образцов сплава 1420 при температурах порядка $0,7T_m$ и чуть выше. Электронно-микроскопические исследования показывают следующие изменения во внутренней структуре (авторы выделяют три стадии – упрочнения, стабильного напряжения течения (малопротяженная) и разупрочнения): на первой стадии происходит полная непрерывная перестройка структуры с активным ВДС, при этом упрочнение доминирует над динамическим возвратом, в результате чего зерна становятся удлиненными в направлении оси растяжения, удлинения уменьшаются на третьей стадии и к ее концу зерна становятся близкими к равноосным; отмечается, что на всей третьей стадии плотность дислокаций очень низка во многих зернах и наблюдаются мелкие частицы Al_2LiMg в зернах и на границах, которые образуют цепочки в зернах. Всё это указывает на непрерывную динамическую рекристаллизацию, действующую совместно с ЗГС. В работе [36] приведены результаты исследований для сплава 1420 при высоких температурах $0,77T_m-0,9T_m$, при которых динамическая рекристаллизация значительна. Для полученных на образцах из данного сплава деформациях порядка 2–2,3 отмечается, что при разных степенях деформации наблюдается разное изменение зерен: при деформации менее 1,5 рост размеров зерен в направлении оси растяжения происходит быстрее, чем в нормальном направлении (видимо, совместно – удлинение за счет ВДС и рост); при деформации более 1,5 наблюдается обратная тенденция, в результате чего форма зерен становится близкой к равноосной. Обратную тенденцию более быстрого роста зерен вдоль нормального направления авторы связывают с динамической рекристаллизацией, которая в данных испытаниях для исследуемого сплава проявляется в уменьшении соотношения размеров зерен, т.е. в стремлении к более равноосной форме, а не в измельчении зерен.

Данные по статическому отжигу в сплавах Al-3%Mg, Al-3%Mg-0,2%Sc показывают, что структура более или менее стабильна приблизительно до 450 K [50]. Для сплава Al-3%Mg-0,2%Sc при температуре 673 K и скорости деформирования $3,3 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ наблюдается довольно существенный рост зерен с 0,2 до 4 мкм.

Для того же сплава, но продеформированного при температуре 403 К ($0,43T_m$) [49], реализуется динамический возврат и рекристаллизация, приводящие к перегруппировке дислокаций, ограниченному росту зерен и образованию высокоэнергетических неравновесных границ, которые затем постепенно преобразуются в более равновесные. Также отмечается, что в отличие от обычной динамической рекристаллизации, происходящей, к примеру, при горячей обработке металлов и заключающейся в постоянном формировании по всему объему материала множественных локализованных центров рекристаллизации (зародышей), которые прорастают в более дефектные зерна (поглощают последние), в рассматриваемом мелкозернистом сплаве рекристаллизация осуществляется без зародышеобразования за один цикл и управляется запасенной энергией материала, накопленной при его подготовке методами ИПД (и на начальной стадии СПД-испытания). По мнению авторов настоящей статьи, последнее означает, что формирующиеся после подготовки материала рекристаллизованные зерна (равноосные с малой плотностью дислокаций) целиком можно рассматривать в качестве «зародышей», которые будут расти за счет материала оставшихся нерекристаллизованными после ИПД зерен. Поскольку в процессе деформирования происходят ротации зерен, при действии ЗГС происходит смена соседних зерен, т.е. регулярное обновление контакта с нерекристаллизованным материалом; вероятность (в среднем) роста зерна по тому или иному направлению пропорциональна площади границы в этом направлении. Поэтому для удлинённых на начальной стадии за счет ВДС зерен рост более вероятен в перпендикулярном по отношению к оси растяжения направлению, что обуславливает возврат формы зерен к равноосной на переходной стадии.

Для другого алюминиевого сплава 7055 [82] при растяжении при 723 К и скорости деформирования $1,7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ происходит трансформация исходных субзерен в зерна, сопровождающаяся их ростом. В ходе динамической рекристаллизации структура становится более однородной с равноосной формой зерен, что способствует ЗГС. При испытаниях образцов из сплава 5083 (Al-4,7%Mg-0,7%Mn) [54–56] при температурах 230–270 °С ($0,4–0,47T_m$) и скоростях деформирования из диапазона $2 \cdot 10^{-4}–1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ рост зерен ограничен и характеризуется увеличением с 0,5 до 2,5 мкм.

В [136] отмечается, что в алюминиево-магниевого сплавах рекристаллизация проходит достаточно быстро, если температура выше температуры растворения избыточных фаз, т.е. когда все частицы фаз растворяются, сплав по составу становится близким к чистому алюминию и более склонным к рекристаллизации. Например, для сплава 1420 наличие большого количества дисперсных частиц фазы Al_3Zr и интерметаллидных частиц Al_2MgLi на границах зерен затрудняет рекристаллизационный процесс в результате барьерного эффекта, заключающегося в блокировке выделениями второй фазы

зародышей рекристаллизации и препятствии их росту [137]. В [58, 138] показано, что при температурах отжига ниже 673 К лишь некоторая доля частиц растворяется, при этом с увеличением температуры в рассматриваемом диапазоне их объемная доля постепенно уменьшается, величина микротвердости также постепенно снижается, а размер зерна практически не изменяется. При температурах выше 700 К происходит существенное растворение частиц фазы Al_2MgLi на границах зерен, что приводит к интенсификации «классической» рекристаллизации (с перестройкой всей зеренной структуры) и к заметному росту зерен.

В [139] приведены результаты исследования поведения сплава 1420 при высоких гомологических температурах 0,78–0,85 и скорости деформирования 10^{-4} с^{-1} . Наблюдается чувствительность относительного предельного удлинения образца к изменению температуры: происходит его уменьшение с увеличением температуры (с 650 % при $0,78T_m$ до 130 % при $0,85T_m$), что связано с более быстрым ростом зерен при высоких температурах. Исследования микроструктуры сплава показывают, что исходная равноосная структура сохраняется и при больших степенях деформации, однако происходит рост зерен, который вызван происходящей непрерывной динамической рекристаллизацией. В то же время динамическая рекристаллизация участвует и в процессах разупрочнения, поскольку приводит к снижению плотности дислокаций в зернах. Были обнаружены частицы Al_3Li , которые играют важную роль в закреплении границ, что способствует ограничению роста зерен и повышению пластичности. Укрупненные частицы также могут препятствовать движению дислокаций внутри зерен, в результате чего образуются их скопления вокруг частиц и накапливается достаточная величина энергии для зародышеобразования в процессе рекристаллизации.

На основе вышеизложенного можно заключить, что динамическая рекристаллизация при СПД-испытаниях может осуществляться преимущественно в сплавах, близких к однофазным, реже – в двухфазных сплавах; вероятно, межфазные границы в большей степени сдерживают рост зерен, нежели фазовые частицы в твердых растворах (при этом всегда важную роль играет исходная структура материала и температурно-скоростные условия испытания).

При умеренных температурах (порядка 0,4–0,5 гомологической) и низких скоростях деформирования ($10^{-5}–10^{-4} \text{ с}^{-1}$) или при повышенных гомологических температурах (до 0,5–0,7; верхнее значение температуры может варьироваться в зависимости от степени растворения частиц, сдерживающих рост) и высоких скоростях деформирования ($10^{-3}–10^{-2} \text{ с}^{-1}$) может осуществляться «ограниченная» динамическая рекристаллизация в областях материала, содержащих нерекристаллизованные зерна, заключающаяся в поглощении зернами с более низкой плотностью дислокаций зерен с более высокой плотностью дислокаций (рекристаллизованные

зерна поглощают нерекристаллизованные), при этом зародышеобразование подавлено и рост зерен ограничен. Описанный процесс идет на первых стадиях СП-испытания, после чего структура становится полностью подходящей для реализации СП-режима.

При высоких температурах порядка 0,8 гомологической и чуть выше (в зависимости от материала и скорости деформирования) протекает «классическая» динамическая рекристаллизация с зародышеобразованием и полной и непрерывной перестройкой структуры на протяжении всего процесса деформирования; при этом возможны две ситуации: 1) когда происходит значительный рост зерна, однако мелкозернистая структура сохраняется и возможна СП; 2) когда рост зерна аномально большой, структура становится крупнозернистой и происходит либо быстрый выход из режима СП, либо режим СП не реализуется. Роль динамической рекристаллизации при СПД-испытании важна и заключается в сохранении равноосной формы зерен, а также снижении дефектности структуры, накопленной при подготовке методами ИПД.

На основе приведенных данных из различных работ о стадийности кривых, эволюционирующей структуре и механизмах можно предположить следующий возможный «сценарий» процессов, происходящих при СПД-испытаниях.

На ранних этапах деформирования наблюдается упрочнение и преобладающее действие механизма ВДС, ЗГС мало (восходящая ветвь на кривой растяжения). В зависимости от исходной внутренней структуры материала и температурно-скоростных условий испытания может начаться динамическая рекристаллизация, либо она подключается чуть позже (кривая растяжения постепенно изгибается и может демонстрировать стадию либо со стабильным напряжением течения, либо с его постепенным снижением); предполагается, что при не очень высоких температурах основная роль рекристаллизации заключается в завершении подготовки внутренней структуры материала к режиму структурной СП (при этом происходит рост зерен) – снижении плотности дислокаций в зернах, накопленных после подготовки образцов методами ИПД, приближении к практически полностью рекристаллизованной малодефектной зеренной структуре с равноосной формой (исходно удлиненные или изменившие форму в результате действия ВДС зерна возвращают обратно равноосную форму).

Режим структурной СП (стадия на кривой со стабильным напряжением течения или с его постепенным снижением) можно охарактеризовать следующими признаками: преобладание механизма ЗГС, сопровождающееся аккомодационными механизмами ВДС и зернограницной диффузии, ротациями и активной сменой соседних зерен; имеет место стабильность структуры (она сохраняется равноосной мелкозернистой). Стабильность структуры можно понимать по-разному: либо все зерна остаются практически неизменными (за счет одновременной реализации аккомодационного ВДС и

ротаций зерен, когда формаизменение зерен в каждый момент времени происходит, но за счет постоянных поворотов результирующая деформация зерна близка к нулевой), либо продолжает действовать непрерывная динамическая рекристаллизация (как отмечалось выше, например, при высоких температурах испытания) с полной перестройкой структуры, но при этом последняя остается мелкозернистой равноосной.

Выход из режима структурной СП осуществляется, когда ЗГС перестает быть лидирующим механизмом. Последнее может происходить по геометрическим причинам (сильное утонение образца, в результате чего в объеме материала не остается возможности реализации межзеренного скольжения) вследствие большого роста зерен при непрерывной динамической рекристаллизации (структура из мелкозернистой преобразуется в крупнозернистую), а также при выведении температурно-скоростных условий из требуемых для СП-режима диапазонов.

Режим структурной СП может быть достаточно длительным, поэтому в итоге можно получить хорошие показатели СП (большие относительные удлинения); если режим СП реализуется непродолжительное время, то высоких показателей удлинений можно не достичь, однако и в этом случае материал можно охарактеризовать как обладающий свойством СП.

Данные по текстурному анализу при СПД подтверждают действие перечисленных выше механизмов и процессов. Внутриверенное скольжение по определенным кристаллографическим плоскостям приводит к развитию кристаллографической текстуры; скольжение по границам зерен не связано с образованием кристаллографической текстуры и приводит к ослаблению или рассеиванию текстуры, изначально существовавшей в материале [55, 119, 126–128]. Ослабление или рассеивание текстуры оценивается при помощи прямых и обратных полюсных фигур по количеству и интенсивности пиков: число пиков возрастает, а их интенсивность падает; о рассеивании, как правило, говорят тогда, когда распределение ориентаций становится более близким к равномерному [56]. Наблюдается следующая тенденция: в изначально бестекстурном материале текстура не образуется, а в материале с исходной текстурой последняя ослабляется или рассеивается, чему способствует действие ЗГС, динамической рекристаллизации и ротаций. При этом необходимо отметить, что если при СПД на начальном этапе наблюдается стадия упрочнения с преобладанием действия механизма ВДС, то образуется текстура растяжения, которая на последующих стадиях при более высоких степенях деформирования постепенно исчезает [126, 127], что указывает на действие других, отличных от ВДС, механизмов деформирования.

Приведенная информация свидетельствует о сложности сценариев реализации СП-испытания: действуют и оказывают взаимное влияние множество механизмов, существенным образом меняется структура материала. Аналогичная ситуация характерна и для технологий,

основанных на СП – также происходит смена режимов деформирования, ролей механизмов деформирования и эволюция структуры. Поэтому крайне актуально создание математических моделей материалов, позволяющих это учитывать. По мнению авторов, наиболее перспективным для решения этой задачи представляется многоуровневый подход на основе физических теорий пластичности [23], позволяющий явно описывать структуру материала и механизмы деформирования.

Заключение

Представлен обзор экспериментальных работ, посвященных результатам исследований сверхпластического деформирования для различных металлических сплавов. Анализ результатов экспериментов, полученных в течение двух последних десятилетий, а также более ранних данных показывает, что при соответствующей предварительной подготовке структуры материала (равноосной мелкозернистой) с помощью термомеханической обработки (в частности, наиболее широко используемыми в последние десятилетия методами интенсивного пластического деформирования) и при определенных условиях испытания (по температуре и скорости деформирования) свойство сверхпластичности проявляется у большого числа сплавов; это, как правило, близкие к однофазным и двухфазные сплавы.

Аномально большие необратимые деформации (или относительные удлинения), аномально низкие сопротивления сдвигу (низкие значения напряжения течения) наряду с высоким значением параметра скоростной чувствительности можно назвать основными макрофеноменологическими признаками сверхпластичности. Однако физическая природа такого ее макропроявления может быть различной, поэтому ключевым аспектом является понимание и описание действующих механизмов и изменяющейся структуры. Зернограничное скольжение признано лидирующим механизмом при сверхпластическом деформировании, важную роль играют внутризеренное дислокационное скольжение, зернограничная диффузия, динамическая рекристаллизация, ротации решеток зерен.

При рассмотрении и анализе результатов исследований особое внимание уделяется вопросам стадийности процесса деформирования при испытаниях на растяжение с выходом на режим сверхпластического деформирования, наблюдаемой в экспериментах на одноосное нагружение: в большинстве случаев режим структурной сверхпластичности реализуется не сразу, а только после некоторой степени деформации. Описание перехода к этому режиму, самого режима сверхпластичности с учетом изменения структуры и различной роли физических механизмов на разных этапах деформирования представляет важную задачу на пути создания адекватных моделей для описания поведения материалов и исследования технологических процессов,

являющихся многостадийными. В статье предпринята попытка решения этой задачи путем анализа экспериментальных данных.

На кривых растяжения многих материалов на ранних этапах наблюдается упрочнение, которое можно объяснить преобладающим действием механизма внутризеренного дислокационного скольжения, при этом зернограничное скольжение малозначимо. В зависимости от исходной внутренней структуры материала и температурно-скоростных условий испытания может сразу или после небольшой деформации начаться динамическая рекристаллизация, основная роль которой при не очень высоких температурах заключается в формировании практически полностью рекристаллизованной зеренной структуры с равноосной формой и ее поддержании. При достижении определенной степени деформации, когда зернограничное скольжение становится лидирующим механизмом и реализуется практически по всем границам (при этом структура остается стабильной), можно говорить о режиме структурной сверхпластичности, при этом важна роль аккомодационных механизмов – внутризеренного дислокационного скольжения, ротаций зерен и зернограничной диффузии. При повышенных температурах (от 0,8 гомологической) в режиме сверхпластичности происходит непрерывная динамическая рекристаллизация. Протяженность каждой стадии зависит от исходного фазового и химического состава материала, степени подготовленности структуры и температурно-скоростных условий испытания.

Для создания адекватных моделей материалов, способных описывать разные режимы процесса деформирования и применимых для исследования многостадийных технологических процессов, перспективным представляется использование многоуровневого подхода, который предоставляет возможности явного описания структуры материала и ее эволюции, различных физических механизмов деформирования и их взаимодействия.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (базовая часть государственного задания ПНИПУ, проект № 9.7434.2017/8.9), РФФИ (проекты №17-01-00379-а, 17-41-590694-р_а).

Acknowledgements

The work was carried out with the financial support of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (the basic part of the State Assignment of the Institute for Advanced Studies, project No. 9.7434.2017 / 8.9), Russian Foundation for Basic Research (projects No. 17-01-00379-a, 17-41-590694-p_a).

Библиографический список

1. Ильюшин А.А. Пластичность. Ч.1. Упругопластические деформации. – М.: Логос, 2004. – 388 с.
2. Ильюшин А.А. Труды (1946–1966). Т.2. Пластичность. – М.: Физматлит, 2004. – 480 с.
3. Качанов Л.М. Основы теории пластичности. – М.: Наука, 1969. – 420 с.
4. Трусов П.В. Механика сплошной среды. Ч. 3. Классические среды; Перм. гос. техн. ун-т. – Пермь, 1996. – 142 с.
5. Белл Дж. Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. Ч.1. Малые деформации (600 с.); Ч. 2. Конечные деформации (432 с.). – М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1984.
6. Ильюшин А.А. Труды. Т. 3. Теория термовязкоупругости. – М.: Физматлит, 2007. – 288 с.
7. Коларов Д., Балтов А., Бончева Н. Механика пластических сред. – М.: Мир, 1979. – 302 с.
8. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела. – М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат.лит., 1988. – 712 с.
9. Васин Р.А., Еникеев Ф.У. Введение в механику сверхпластичности: в 2 ч. – Уфа: Гилем, 1998. – Ч.1. – 280 с.
10. Bengough G.D. A study of the properties of alloys at high temperatures // *J. Inst. Metals.* – 1912. – Vol. 7. – P. 123–174.
11. Сверхпластичность металлических материалов / М.Х. Шоршоров, А.С. Тихонов, С.И. Булат, К.П. Гуров, Н.И. Надирашвили, В.И. Антипов. – М.: Наука, 1973. – 220 с.
12. Бочвар А.А., Свидерская З.А. Явление сверхпластичности в сплавах цинка с алюминием // *Изв. АН СССР. ОТН.* – 1945. – № 9. – С. 821–824.
13. Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение: учебник для высших технических учебных заведений. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
14. Трусделл К. Первоначальный курс рациональной механики сплошных сред. – М.: Мир, 1975. – 592 с.
15. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. – М.: Металлургия, 1982 – 584 с.
16. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. – М.: Металлургия, 1984. – 264 с.
17. Сверхпластичность микрокристаллических сплавов системы Al-Si / В.Н. Чувильдеев [и др.] // *Вестн. Нижегород. ун-та им. Н.И. Лобачевского.* – 2010. – № 4 (1). – С. 42–48.
18. Грабский М.В. Структурная сверхпластичность металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 272 с.
19. Фридляндер И.Н. Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные материалы на их основе // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2002. – №7. – С. 24–29.
20. Лутфуллин Р.Я. Сверхпластичность и твердофазное соединение наноструктурированных материалов. Ч. I. Влияние размера зерна на твердофазную свариваемость сверхпластичных сплавов // *Письма о материалах.* – 2011. – Т.1. – С. 59–64.
21. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технологии / Р.Р. Мулюков [и др.]. – М.: Наука, 2014. – 284 с.
22. Сверхпластичность сталей и сплавов и ресурсосберегающие технологии процессов обработки металлов давлением / М.Х. Шоршоров [и др.]. – Тула: Изд-во Тул. гос. ун-та, 2018. – 158 с.
23. Трусов П.В., Швейкин А.И. Теория пластичности: учеб. пособие. – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2011. – 425 с.
24. Бочвар А.А. Металловедение. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургиздат, 1945. – 404 с.
25. Кайбышев О.А. Пластичность и сверхпластичность металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 280 с.
26. Высокотемпературная структурная сверхпластичность алюминиевых сплавов и композитных материалов на их основе / В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, А.В. Пойда // *Вісник Сумського державного університету. Серія Фізика, математика, механіка.* – 2005. – № 4(76). – С. 5–44.
27. Kotov A.D., Mikhaylovskaya A.V., Portnoy V.K. Effect of the solid solution composition on the superplasticity characteristics of Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr alloys // *The Physics of Metals and Metallography.* – 2014. – Vol. 115 (7). – P. 730–735. DOI: 10.1134/S0031918X14070047
28. Сверхпластичность сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr с разным содержанием Zn и Mg / А.Д. Котов [и др.] // *Тенденции развития науки и образования,* 2017. – С. 49–54. DOI: 10.18411/ij-30-11-2017-55
29. Chokshi A.H. High temperature deformation in fine grained high entropy alloys // *Materials Chemistry and Physics.* – 2017. – P. S0254–0584. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2017.07.079
30. Автократова Е.В., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В. Сверхпластичность Al-Mg-Sc(Zr) сплавов, подвергнутых интенсивной пластической деформации // *Физика и механика материалов.* – 2017. – № 33. – С. 19–28. DOI: 10.18720/MPM.3312017_3
31. Superplastic deformation behaviour in commercial magnesium alloy AZ61 / H. Tsutsui [et al.] // *Materials Transactions, JIM.* – 1999. – Vol. 40 (9). – P. 931–934.
32. Valiev R.Z., Langdon T.G. An investigation of the role of intragranular dislocation strain in the superplastic Pb-62%Sn eutectic alloy // *Acta Metall. Mater.* – 1993. – Vol. 41. – No. 3. – P. 949–954. DOI: 10.1016/0956-7151(93)90029-R
33. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Yunusova N.F. Grain refinement and enhanced superplasticity in metallic materials // *Materials Science Forum.* – 2001. – Vol. 357–359. – P. 449–458. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.357-359.449
34. Сверхпластичность алюминиевых сплавов системы Al-Li-Mg, полученных методом равноканального углового прессования / М.Ю. Грязнов [и др.] // *Вестн. Нижегород. ун-та им. Н.И. Лобачевского.* – 2011. – № 6 (1). – С. 49–57.
35. Rabinovich M.Kh., Markushev M.V., Murashkin M.Yu. Effect of initial structure on grain refinement to submicron size in Al-Mg-Li alloy processed by severe plastic deformation // *Materials Science Forum.* – 1997. – Vol. 243–245. – P. 591–596. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.243-245.591
36. Superplastic behavior of an Al-Mg-Li alloy / L. Ye [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2009. – No. 487. – P. 109–115. DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.07.148
37. Fabrication of bulk ultrafine-grained materials through intense plastic straining / P. Berbon [et al.] // *Metallurgical and materials transactions A.* – 1998. – Vol. 29A. – P. 2237–2243.
38. High strain rate superplasticity in an Al-Li-Mg alloy subjected to equal-channel angular extrusion / F. Musin [et al.] // *Materials Transactions.* – 2002. – Vol. 43. – No. 10. – P. 2370–2377. DOI: 10.2320/matertrans.43.2370
39. Tan J.C., Tan M.J. Superplasticity and grain boundary sliding characteristics in two stage deformation of Mg-3Al-1Zn alloy sheet // *Materials Science and Engineering A339.* – 2003. – P. 81–89. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00097-7
40. Grain refinement and superplastic flow in an aluminum alloy processed by high-pressure torsion / S.V. Dobatkin [et al.] //

Materials Science and Engineering A. – 2005. – No. 408. – P. 141–146. DOI: 10.1016/j.msea.2005.07.023

41. A high-strength aluminium-based alloy with advanced superplasticity / A.V. Mikhaylovskaya [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – Vol. 599. – P. 139–144. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.02.061

42. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.

43. Сверхпластичность различных типов титановых сплавов / А.А. Бабареко [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1995. – № 6. – С. 30–35.

44. Continuous dynamic recrystallization in an Al-Li-Mg-Sc alloy during equal-channel angular extrusion / R. Kaibyshev [et al.] // Materials Science and Engineering A. – 2005. – Vol. 396. – P. 341–351. DOI: 10.1016/j.msea.2005.01.053

45. Пластическая обработка металлов простым сдвигом / В. М. Сегал [и др.] // Изв. АН СССР. Металлы. – 1981. – № 1. – С. 115–123.

46. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.

47. Factors in influencing the flow and hardness of materials with ultrafine grain sizes / M. Furukawa [et al.] // Philosophical magazine A. – 1998. – Vol. 78. – No. 1. – P. 203–215.

48. An investigation of the properties of an Al-Mg-Li-Zr alloy after equal-channel angular pressing / P. Berbon [et al.] // Materials Science Forum. – 1996. – Vol. 217–222. – P. 1013–1018. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.217-222.1013

49. An investigation of ductility and microstructural evolution in an Al-3%Mg alloy with submicron grain size / J. Wang [et al.] // J. Mater. Res. – 1993. – Vol. 8. – No. 11. – P. 2810–2818. DOI: 10.1557/JMR.1993.2810

50. An evaluation of superplasticity in aluminum-scandium alloys processed by equal-channel angular pressing / P. Berbon [et al.] // Materials Transactions, JIM. – 1999. – Vol. 40. – No. 8. – P. 772–778. DOI: 10.2320/matertrans1989.40.772

51. Influence of magnesium on grain refinement and ductility in a dilute Al-Sc alloy / M. Furukawa [et al.] // Acta Mater. – 2001. – Vol. 49. – P. 3829–3838. DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00262-2

52. Pereira P.H.R., Huang Y., Langdon T.G. Examining the mechanical properties and superplastic behaviour in an Al-Mg-Sc alloy after processing by HPT // Letters on Materials. – 2015. – Vol. 5 (3). – P. 294–300. DOI: 10.22226/2410-3535-2015-3-294-300

53. Influence of rolling on the superplastic behavior of an Al-Mg-Sc alloy after ECAP / H. Akamatsu [et al.] // Scripta Mater. – 2001. – Vol. 44. – P. 759–764. DOI: 10.1016/S1359-6462(00)00666-7

54. Hsiao I.C., Huang J.C. Microstructure evolution in 5083 Al-Mg alloy exhibiting low temperature superplasticity at 250 °C // Materials Science Forum. – 1999. – Vol. 304–306. – P. 639–644. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.304-306.639

55. Hsiao I.C., Huang J.C., Su S.W. Grain structure, texture evolution and deformation mechanism during low temperature superplasticity in 5083 Al-Mg alloy // Materials Transactions, JIM. – 1999. – Vol. 40. – No. 8. – P. 744–753. DOI: 10.2320/matertrans1989.40.744

56. Hsiao I.C., Huang J.C. Deformation mechanisms during low- and high-temperature superplasticity in 5083 Al-Mg alloy // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2002. – Vol. 33A. – P. 1373–1384. DOI: 10.1007/s11661-002-0062-0

57. Grain refinement and superplasticity in a lithium-containing Al-Mg alloy by thermomechanical processing / S.J. Hales [et al.] // Le Journal de Physique Colloques. – 1987. – Vol. 48. – P. 285–291. DOI: 10.1051/jphyscol:1987332

58. Age hardening and the potential for superplasticity in a fine-grained Al-Mg-Li-Zr alloy / M. Furukawa [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1998. – Vol. 29A. – P. 169–177. DOI: 10.1007/s11661-998-0170-6

59. Мазилкин А.А., Камалов М.М., Мышляев М.М. Структура и фазовый состав сплава Al-Mg-Li-Zr в условиях высокоскоростной сверхпластичности // Физика твердого тела. – 2004. – Т. 46, № 8. – С. 1416–1421.

60. Myshlyayev M.M., Kamalov M.M., Myshlyayeva M.M. High strain rate superplasticity in an micrometer-grained Al-Li alloy produced by equal-channel angular extrusion // Nanomaterials by Severe Plastic Deformation. – 2005. – P. 717–721. DOI: 10.1002/3527602461.ch13c

61. Structural state and superplasticity of an aluminum–lithium alloy subjected to equal-channel-angular pressing / M.M. Myshlyayev [et al.] // The Physics of Metals and Metallography. – 2006. – Vol. 102. – No. 3. – P. 328–332. DOI: 10.1134/S0031918X06090146

62. Mazilkin A.A., Myshlyayev M.M. Microstructure and thermal stability of superplastic aluminium-lithium alloy after severe plastic deformation // J Mater. Sci. – 2006. – Vol. 41. – P. 3767–3772. DOI: 10.1007/s10853-006-2637-4

63. Перевезенцев В.Н. Высокоскоростная сверхпластичность алюминиевых сплавов с субмикронной и нанокристаллической структурой // Вестн. Нижегород. ун-та им. Н.И. Лобачевского. – 2010. – № 5 (2). – С. 58–69.

64. Могучева А.А., Кайбышев Р.О. Структура и свойства алюминиевого сплава 1421 после РКУ-прессования и изотермической прокатки // Физика металлов и металлостроение. – 2008. – Т. 106, № 4. – С. 439–449.

65. Мышляев М.М., Шпейзман В.В., Камалов М.М. Стадийность деформации микрокристаллического алюминий-литиевого сплава в условиях сверхпластичности // Физика твердого тела. – 2001. – Т. 43, № 11. – С. 2015–2020.

66. Myshlyayev M.M., Mazilkin A.A., Kamalov M.M. Features of microstructure and phase state in an Al-Li alloy after ECA pressing and high strain rate superplastic flow // Nanomaterials by Severe Plastic Deformation, 2005. – P. 734–739. DOI: 10.1002/3527602461.ch13f

67. Kai M., Horita Z., Langdon T.G. Developing grain refinement and superplasticity in a magnesium alloy processed by high-pressure torsion // Materials Science and Engineering A. – 2008. – Vol. 488. – P. 117–124. DOI: 10.1016/j.msea.2007.12.046

68. Figueiredo R.B., Langdon T.G. Achieving superplastic properties in a ZK10 magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing // J Mater. Res Technol. – 2017. – Vol. 6 (2). – P. 129–135. DOI: 10.1016/j.jmrt.2016.05.005

69. Huang Y., Langdon T.G. Characterization of deformation processes in a Zn-22% Al alloy using atomic force microscopy // Journal of Materials Science. – 2002. – Vol. 37. – P. 4993–4998.

70. Room temperature deformation behavior of Zn-22 mass%Al alloy with nanocrystalline structure / T. Tanaka [et al.] // Materials Transactions. – 2002. – Vol. 43 (10). – P. 2449–2454. DOI: 10.2320/matertrans.43.2449

71. Improvement of high strain rate and room temperature superplasticity in Zn-22Al alloy by two-step equal-channel angular pressing / M. Demirtas, G. Purcek, H. Yanar, Z.J. Zhang, Z.F. Zhang // Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Vol. 620. – P. 233–240. DOI: 10.1016/j.msea.2014.09.114

72. Room temperature quasi-superplasticity behavior of backward extruded Zn-15Al alloys / S. Sun [et al.] // Materials Science & Engineering A676. – 2016. – P. 336–341. DOI: 10.1016/j.msea.2016.09.013

73. Valiev R.Z., Murashkin M.Yu., Straumal B.B. Enhanced ductility in ultrafine-grained Al alloys produced by SPD tech-

niques // *Materials Science Forum.* – 2010. – Vol. 633–634. – P. 321–332. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.633-634.321

74. Achieving superplastic properties in a Pb–Sn eutectic alloy processed by equal-channel angular pressing / M. Kawasaki [et al.] // *J Mater Sci.* – 2011. – Vol. 46. – P. 155–160. DOI: 10.1007/s10853-010-4889-2

75. Lugon L.P., Figueiredo R.B., Cetlin P.R. Tensile behavior of an eutectic Pb–Sn alloy processed by ECAP and rolling // *J Mater. Res Technol.* – 2014. – Vol. 3(4). – P. 327–330. DOI: 10.1016/j.jmrt.2014.09.003

76. El-Danaf E.A., Khalil K.A., Soliman M.S. Effect of equal-channel angular pressing on superplastic behavior of eutectic Pb–Sn alloy // *Materials and Design.* – 2012. – Vol. 314. – P. 235–241. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.08.004

77. Effect of alloying on superplasticity of two-phase brasses / O.A. Yakovtseva [et al.] // *The Physics of Metals and Metallography.* – 2016. – Vol. 117 (7). – P. 765–772. DOI: 10.1134/S0031918X16070188

78. Low-temperature superplasticity of ultra-fine-grained Ti-6Al-4V processed by equal-channel angular pressing / Y.G. Ko [et al.] // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2006. – Vol. 37A. – P. 381–391.

79. Microstructure evolution and mechanical behavior of ultrafine Ti-6Al-4V during low-temperature superplastic deformation / S.V. Zherebtsov [et al.] // *Acta Materialia.* – 2016. – Vol. 121. – P. 152–163. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.09.003

80. Rheological law and constitutive model for superplastic deformation of Ti-6Al-4V / F.Gao [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2017. – Vol. 701. – P. 177–185. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.01.096

81. High strain rate superplasticity in a continuously recrystallized Al-6%Mg-0.3%Sc alloy / T.G. Nieh [et al.] // *Acta Mater.* – 1998. – Vol. 46 (8). – P. 2789–2800. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00452-7

82. The role of grain boundary sliding in microstructural evolution during superplastic deformation of a 7055 aluminium alloy / R. Kaibyshev [et al.] // *Materials Transactions.* – 2002. – Vol. 43. – No. 10. – P. 2408–2414. DOI: 10.2320/matertrans.43.2408

83. Sakai G., Horita Z., Langdon T.G. Grain refinement and superplasticity in an aluminum alloy processed by high-pressure torsion // *Materials Science and Engineering A.* – 2005. – Vol. 393. – P. 344–351. DOI: 10.1016/j.msea.2005.07.023

84. Abo-Elkhier M., Soliman M.S. Superplastic characteristics of fine-grained 7475 aluminum alloy // *Journal of Materials Engineering and Performance.* – 2005. – Vol. 15 (1). – P. 76–80. DOI: 10.1361/105994906X83394

85. Islamgaliev R.K., Yunusova N.F., Valiev R.Z. The influence of the SPD temperature on superplasticity of aluminium alloys // *Materials Science Forum.* – 2006. – Vol. 503–504. – P. 585–590. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.585

86. Liu F.C., Ma Z.Y., Zhang F.C. High strain rate superplasticity in a micro-grained Al–Mg–Sc alloy with predominant high angle grain boundaries // *J. Mater. Sci. Technol.* – 2012. – Vol. 28 (11). – P. 1025–1030. DOI: 10.1016/S1005-0302(12)60168-6

87. Watanabe H., Mukai T. Superplasticity in a ZK60 magnesium alloy at low temperatures // *Scripta Materialia.* – 1999. – Vol. 40 (4). – P. 477–484. DOI: 10.1016/S1359-6462(98)00469-2

88. Neishi K., Horita Z., Langdon T.G. Achieving superplasticity in a Cu-40% Zn alloy through severe plastic deformation // *Scripta Materialia.* – 2001. – Vol. 45 (8). – P. 965–970. DOI: 10.1016/S1359-6462(01)01119-8

89. Superplastic behaviour of ultrafine-grained Ti-6Al-4V alloys / A.V. Sergueeva [et al.] // *Materials Science and Engineering A323.* – 2002. – P. 318–325. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01384-3

90. Мальгин Г.А. Пластичность и прочность микро- и нанокристаллических материалов // *Физика твердого тела.* – 2007. – Т. 49, № 6. – С. 961–982.

91. Developing superplastic properties in an aluminum alloy through severe plastic deformation / S. Lee [et al.] // *Materials Science and Engineering A272.* – 1999. – P. 63–72. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00470-0

92. High-strain-rate superplasticity from nanocrystalline Al alloy 1420 at low temperatures / R.S. Mishra [et al.] // *Philosophical Magazine A.* – 2001. – Vol. 81:1. – P. 37–48. DOI: 10.1080/01418610108216616

93. Мышляев М.М., Прокунин М.А., Шпейзман В.В. Механическое поведение микрокристаллического алюминий-литиевого сплава в условиях сверхпластичности // *Физика твердого тела.* – 2001. – Т. 43, № 5. – С. 833–838.

94. Деформационное упрочнение в условиях структурной сверхпластичности / В.Н. Чувильдеев [и др.] // *Физика твердого тела.* – 2007. – Т. 49, № 4. – С. 650–656.

95. Watts B.M., Stowell M.D. The Variation in flow stress and microstructure during superplastic deformation of the Al–Cu eutectic // *Journal of Materials Science.* – 1971. – No. 6. – P. 228–237.

96. Cahoon J.R. Superplasticity in Al-17wt.%Cu alloy // *Metal. Science.* – 1975. – Vol. 9. – P. 346–352. DOI: 10.1179/030634575790444829

97. Chokshi A.H., Langdon T.G. Superplasticity in Al-33Cu eutectic alloy in as extruded condition // *Materials Science and Technology.* – 1989. – No. 5:5. – P. 435–442. DOI: 10.1179/mst.1989.5.5.435

98. Low temperature superplasticity of AZ91 magnesium alloy with non-equilibrium grain boundaries / M. Mabuchi [et al.] // *Acta Mater.* – 1999. – Vol. 47 (7). – P. 2047–2057. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00094-4

99. Optimizing the procedure of equal-channel angular pressing for maximum superplasticity / S. Komura [et al.] // *Materials Science and Engineering A297.* – 2001. – P. 111–118. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01255-7

100. Ma Z.Y., Mishra R.S. Development of ultrafine-grained microstructure and low temperature (0.48T_m) superplasticity in friction stir processed Al–Mg–Zr // *Scripta Materialia.* – 2005. – Vol. 53. – P. 75–80. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.03.018

101. Solouki H., Borhani E., Nezhad M.T. The effect of temperature and strain rate on elongation to failure in nanostructured Al-0.2wt% Zr alloy fabricated by ARB process // *Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials.* – 2015. – Vol. 48. – No. 2. – P. 125–132. DOI: 10.7508/jufgns.2015.02.007

102. Mechanism-based constitutive equations for superplastic forming of TA15 with equiaxed fine grain structure / L. Zhao [et al.] // *Procedia Engineering.* – 2017. – Vol. 207. – P. 1874–1879. DOI: 10.1016/j.proeng.2017.10.954

103. Глейтер Г., Чалмерс Б. Большеугловые границы зерен. – М.: Мир, 1975. – 375 с.

104. Орлов А.Н., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах. – М.: Металлургия, 1980. – 156 с.

105. Маклин Д. Границы зерен в металлах. – М.: Гос. науч.-техн. изд-во лит. по черн. и цвет. металлургии, 1960. – 322 с.

106. Розенберг В.М. Ползучесть металлов. – М.: Металлургия, 1967. – 276 с.

107. Poulat S., Decamps B., Priester L. In-situ transmission electron microscopy study of the dislocation accommodation in [101] tilt grain boundaries in nickel bicrystals // *Philosophical magazine A.* – 1999. – Vol. 79. – No. 11. – P. 2655–2680. DOI: 10.1080/01418619908212016

108. Dewald M.P., Curtin W.A. Multiscale modelling of dislocation/grain-boundary interactions: I. Edge dislocations impinging on $\Sigma 11$ (113) tilt boundary in Al // *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* – 2007. – Vol. 15. – P. 193–215.
109. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results // *Proc. Phys. Soc. Lond.* – 1951. – Vol. 64 (9). – P. 747–753. DOI:10.1088/0370-1301/64/9/303
110. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals // *J. Iron Steel Inst. London.* – 1953. – Vol. 173. – P. 25–28.
111. Жиляев А.П., Пшеничнюк А.И. Сверхпластичность и границы зерен в ультрамелкозернистых материалах. – М.: Физматлит, 2008. – 320 с.
112. Superplastic deformation of a fine-grained Zn-0.3wt.%Al alloy at room temperature / T.K. Ha [et al.] // *Materials Science and Engineering A307.* – 2001. – P. 98–106. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01952-3
113. Effect of Cu and Zr additions on the superplastic behavior of 6061 aluminium alloy / R. Kaibyshev [et al.] // *Materials Transactions.* – 2002. – Vol. 43. – No. 10. – P. 2392–2399.
114. Pu H.P., Liu F.C., Huang J.C. Characterization and analysis of low-temperature superplasticity in 8090 Al-Li alloys // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 1995. – Vol. 26A. – P. 1153–1167.
115. Achieving room-temperature superplasticity in an ultrafine-grained Zn-22 % Al alloy / T. Uesugi [et al.] // *Letters on Materials.* – 2015. – № 5 (3). – P. 269–275. DOI: 10.22226/2410-3535-2015-3-269-275
116. Effect of grain boundary characters on grain boundary sliding during superplastic deformation / T. Haruna [et al.] // *Materials Transactions, JIM.* – 1992. – Vol. 33 (4). – P. 374–379. DOI: 10.2320/matertrans1989.33.374
117. On the mechanisms of superplasticity in Ti-6Al-4V / E. Alabort [et al.] // *Acta Materialia.* – 2016. – Vol. 105. – P. 449–463. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.12.003
118. Low temperature superplasticity of Ti-6Al-4V processed by warm multidirectional forging / G.A. Salishchev [et al.] // *Materials Science Forum.* – 2013. – Vol. 735. – P. 253–258. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.735.253
119. Accommodation mechanisms for grain boundary sliding as inferred from texture evolution during superplastic deformation / H. Watanabe [et al.] // *Philosophical Magazine.* – 2013. – 93:22. – P. 2913–2931. DOI: 10.1080/14786435.2013.793460
120. Lin Z.R., Chokshi A.H., Langdon T.G. An investigation of grain boundary sliding in superplasticity at high elongations // *Journal of Materials Science.* – 1988. – No. 23. – P. 2712–2722.
121. Melton K.N., Edington J.W. Superplasticity in extruded Zn-40wt.-%Al and Zn-50wt.-%Al alloys // *Metal. Science Journal.* – 1973. – 7:1. – P. 172–175. DOI: 10.1179/030634573790445424
122. Ball A., Hutchison M.M. Superplasticity in the aluminium-zinc eutectoid // *Metal. Science Journal.* – 1969. – Vol. 3. – No. 1. – P. 1–7. DOI:10.1179/msc.1969.3.1.1
123. Price R.J., Kelly A. Deformation of age-hardened aluminium alloy crystals – I Plastic flow // *Acta Metallurgica.* – 1964. – Vol. 12. – P. 159–169. DOI: 10.1016/0001-6160(64)90184-1
124. Valiev R.Z., Kaibyshev O.A. On the quantitative evaluation of superplastic flow mechanisms // *Acta Metall.* – 1983. – Vol. 31. – No. 12. – P. 2121–2128. DOI: 10.1016/0001-6160(83)90031-7
125. Langdon T.G. Grain boundary sliding revisited: developments in sliding over four decades // *J. Mater. Sci.* 41. – 2006. – P. 597–609. DOI: 10.1007/s10853-006-6476-0
126. Bricknell R.H., Edington J.W. Textures in a superplastic Al-6Cu-0.3Zr alloy // *Acta Metallurgica.* – 1979. – Vol. 27. – P. 1303–1311. DOI: 10.1016/0001-6160(79)90199-8
127. Perez-Prado M.T., Gonzalez-Doncel G. Texture changes during deformation of a 7475 superplastic aluminum sheet alloy // *Textures and Microstructures.* – 2000. – Vol. 34. – P. 33–42. DOI: 10.1155/TSM.34.33
128. Analysis of mechanisms of plastic deformation of aluminum based alloys for different temperature-velocity modes / M. Myshlyayev [et al.] // *Doklady Physics.* – 2010. – Vol. 55. – No. 2. – P. 64–67.
129. Lee D. The nature of superplastic deformation in the Mg-Al eutectic // *Scripta Metallurgica.* – 1969. – No. 3(8). – P. 1057–1069. DOI: 10.1016/0001-6160(69)90051-0
130. Shariat P., Vastava R.B., Langdon T.G. An evaluation of the roles of intercrystalline and interphase boundary sliding in two-phase superplastic alloys // *Acta Metallurgica.* – 1982. – Vol. 30. – P. 285–296. DOI: 10.1016/0001-6160(82)90068-2
131. Shei S.A., Langdon T.G. A microstructural examination of the flow behaviour of a superplastic copper alloy // *Journal of Materials Science* 16. – 1981. – P. 2988–2996. DOI: 10.1007/BF00540303
132. Valiev R.Z., Kaibyshev O.A. Mechanism of superplastic deformation in a magnesium alloy. II. The Role of grain boundaries // *Phys. Stat. Sol. (a).* – 1977. – No. 44. – P. 477–484. DOI: 10.1002/pssa.2210440209
133. Geckinli A.E., Barrett C.R. Superplastic deformation of the Pb-Sn eutectic // *Journal of Materials Science.* – 1976. – No. 11. – P. 510–521. DOI: 10.1007/BF00540932
134. Stevens R.N. Grain-boundary sliding and diffusion creep in polycrystalline solids // *Philosophical Magazine.* – 1971. – 23:182. – P. 265–283. DOI: 10.1080/14786437108216383
135. Chaudhury P. Deformation behavior of superplastic Zn-Al alloy // *Acta Metallurgica.* – 1967. – Vol. 15. – P. 1777–1786. DOI: 10.1016/0001-6160(67)90041-7
136. Hales S.J., McNelley T.R., Munro I.G. Superplasticity in an Al-Mg-Li-Zr alloy at intermediate temperatures // *Scripta Metallurgica.* – 1989. – Vol. 23. – P. 967–972. DOI: 10.1016/0036-9748(89)90279-2
137. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. – Elsevier, 2004. – 574 p.
138. Structural evolution and the Hall-Petch relationship in an Al-Mg-Li-Zr alloy with ultra-fine grain size / M. Furukawa [et al.] // *Acta Mater.* – 1997. – Vol. 45. – No. 11. – P. 4751–4757. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00120-1
139. Superplastic deformation behavior and mechanism of 1420 Al-Li alloy sheets with elongated grains / X. Zhang [et al.] // *J. Cent. South Univ. Technol.* – 2010. – No. 17. – P. 659–665. DOI: 10.1007/s11771-010-0537-x

References

1. Iliushin A.A. *Plastichnost. Ch.1. Uprugo-plasticheskie deformatsii* [Plasticity. Part 1. Elasto-plastic deformations]. *Moscow, Logos*, 2004, 388 p.
2. Iliushin A.A. *Trudy (1946–1966). T.2. Plastichnost* [Proceedings (1946–1966). V.2. Plasticity]. *Moscow, Fizmatlit*, 2004, 480 p.
3. Kachanov L.M. *Osnovy teorii plastichnosti* [Fundamentals of plasticity theory]. *Moscow, Nauka*, 1969, 420 p.
4. Trusov P.V. *Mekhanika sploshnoi sredy. Chast 3. Klassicheskie sredy* [Continuum mechanics. Part 3. Classical mediums]. *Perm, PSTU*, 1996, 142 p.
5. Bell Dzh. F. *Eksperimentalnye osnovy mekhaniki deformiruemykh tverdykh tel. Ch.1. Malye deformatsii (600 s.); Ch.2. Konechnye deformatsii (432 s.)* [Experimental foundations of mechanics of deformable solids. Part 1. Small deformations

(600 p.); Part 2. Finite deformations (432 p.)). *Moscow, Nauka. Gl. red. fiz.-mat.-lit.*, 1984.

6. Iliushin A.A. Trudy. T.3. Teoriia termoviazkoprugosti [Proceedings. V.3. Theory of thermoviscoelasticity]. *Moscow, Fizmatlit*, 2007, 288 p.

7. Kolarov D., Baltov A., Boncheva N. Mekhanika plasticheskikh sred [Mechanics of plastic mediums]. *Moscow, Mir*, 1979, 302 p.

8. Rabotnov U.N. Mekhanika deformiruемого tverdogo tela [Mechanics of deformable solid]. *Moscow, Nauka. Gl. red. fiz.-mat.-lit.*, 1988, 712 p.

9. Vasin R.A., Enikeev F.U. Vvedenie v mekhaniku sverkhplastichnosti. V dvukh chastiakh [Introduction to superplasticity mechanics. In two parts]. *Ufa, Gilem*, 1998, part.1, 280 p.

10. Bengough G.D. A study of the properties of alloys at high temperatures. *J. Inst. Metals*, 1912, vol.7, pp. 123-174.

11. Sverkhplastichnost metallicheskikh materialov [Superplasticity of metallic materials] / M.Kh. Shorshorov [et al.]. *Moscow, Nauka*, 1973, 220 p.

12. Bochvar A.A., Sviderskaia Z.A. Iavlenie sverkhplastichnosti v splavakh tsinka s aliuminiem [The phenomenon of superplasticity in alloys of zinc with aluminum]. *Izv. AN SSSR. OTN.*, 1945, no.9, pp. 821-824.

13. Lakhtin U.M., Leonteva V.P. Materialovedenie: uchebnik dlia vysshikh tekhnicheskikh uchebnykh zavedenii [Textbook for high technical educational institutions]. 3-e izd., pererab. i dop. *Moscow, Mashinostroenie*, 1990, 528 p.

14. Trusdell K. Pervonachalniy kurs ratsionalnoi mekhaniki sploshnykh sred [The initial course of rational mechanics of continuous mediums]. *Moscow, Mir*, 1975, 592 p.

15. Polukhin P.I., Gorelik S.S., Vorontsov V.K. Fizicheskie osnovy plasticheskoi deformatsii [Physical basis of plastic deformation]. *Moscow, Metallurgiya*, 1982, 584 p.

16. Kaibyshev O.A. Sverkhplastichnost promyshlennykh splavov [Superplasticity of industrial alloys]. *Moscow, Metallurgiya*, 1984, 264 p.

17. Chuvildeev V.N. Sverkhplastichnost mikrokrystallicheskikh splavov sistemy Al-Si [Superplasticity of microcrystalline alloys of Al-Si system]. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo*, 2010, no.4 (1), pp. 42-48.

18. Grabskii M.V. Strukturnaia sverkhplastichnost metallov [Structural superplasticity of metals]. *Moscow, Metallurgiya*, 1975, 272 p.

19. Fridlyander I.N. Sovremennye aliuminievye, magnievye splavy i kompozitsionnye materialy na ikh osnove [Modern aluminum, magnesium alloys and composites, developed on their base]. *Metal Science and Heat Treatment*, 2002, no.7, pp. 24-29.

20. Lutfullin R.Ya. Sverkhplastichnost i tverdogaznoe soedinenie nanostrukturirovannykh materialov. Chast I. Vliianie razmera zerna na tverdogaznuiu svarivaemost sverkhplastichnykh splavov [Superplasticity and solid-phase connection of nanostructured materials. Part I. Effect of grain size on the solid phase weldability of superplastic alloys]. *Pisma o materialakh*, 2011, vol.1, pp. 59-64.

21. Muliukov R.R. Sverkhplastichnost ultramelkozernistykh splavov: eksperiment, teoriia, tekhnologii [Superplasticity of ultrafine-grained alloys: experiment, theory, technology]. *Moscow, Nauka*, 2014, 284 p.

22. Shorshorov M.Kh. Sverkhplastichnost stali i splavov i resursosberegaiushchie tekhnologii protsessov obrabotki metallov davleniem [Superplasticity of steels and alloys and resource-saving technologies of metal forming processes]. *Tula, Izd. TGU*, 2018, 158 p.

23. Trusov P.V., Shveykin A.I., Nechaeva E.S., Volegov P.S. Multilevel models of inelastic deformation of materials and their application for description of internal structure evolution. *Physical Mesomechanics*, 2012, vol. 15, no. 3-4, pp. 155-175.

24. Bochvar A.A. Metallovedenie [Metal science]. *Moscow, Metallurgizdat*, 1945, 404 p.

25. Kaibyshev O.A. Plastichnost i sverkhplastichnost metallov [Plasticity and superplasticity of metals]. *Moscow, Metallurgiya*, 1975, 280 p.

26. Poida V.P. Vysokotemperaturnaia strukturnaia sverkhplastichnost aliuminievykh splavov i kompozitnykh materialov na ikh osnove [High-temperature structural superplasticity of aluminum alloys and based on them composite materials]. *Visnik sumskogo derzhavnogo universitetu. Seriya fizika, matematika, mekhanika*, 2005, no. 4(76), pp. 5-44.

27. Kotov A.D., Mikhaylovskaya A.V., Portnoy V.K. Effect of the solid solution composition on the superplasticity characteristics of Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr alloys // The Physics of Metals and Metallography, 2014, vol. 115 (7), pp. 730-735. DOI: 10.1134/S0031918X14070047

28. Kotov A.D. Sverkhplastichnost splavov sistemy Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr s raznym soderzhaniem Zn i Mg [Superplasticity of the alloys of Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr system with different contents of Zn and Mg]. *Tendentsii razvitiia nauki i obrazovaniia*, 2017, pp. 49-54. DOI: 10.18411/lj-30-11-2017-55

29. Chokshi A.H. High temperature deformation in fine grained high entropy alloys. *Materials Chemistry and Physics*, 2017, pp. S0254-0584. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2017.07.079

30. Avtokratova E.V., Sitdikov O.Sh., Markushev M.V. Superplasticity of Al-Mg-Sc(Zr) alloys, subjected to intense plastic deformation. *Materials physics and mechanics*, 2017, no. 33, pp. 19-28. DOI: 10.18720/MPM.3312017_3

31. Tsutsui H. Superplastic deformation behaviour in commercial magnesium alloy AZ61. *Materials Transactions, JIM*, 1999, vol. 40 (9), pp. 931-934.

32. Valiev R.Z., Langdon T.G. An investigation of the role of intragranular dislocation strain in the superplastic Pb-62%Sn eutectic alloy. *Acta metall. Mater*, 1993, vol. 41, no. 3, pp. 949-954. DOI: 10.1016/0956-7151(93)90029-R

33. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Yunusova N.F. Grain refinement and enhanced superplasticity in metallic materials. *Materials Science Forum*, 2001, vol. 357-359, pp. 449-458. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.357-359.449

34. Griaznov M.Iu. Sverkhplastichnost aliuminievykh splavov sistemy Al-Li-Mg, poluchennykh metodom ravnokanalnogo uglovogo pressovaniia [Superplasticity of aluminum alloys of the Al-Li-Mg system obtained by the method of equal-channel angular pressing]. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo*, 2011, no. 6 (1), pp. 49-57.

35. Rabinovich M.Kh., Markushev M.V., Murashkin M.Yu. Effect of initial structure on grain refinement to submicron size in Al-Mg-Li alloy processed by severe plastic deformation. *Materials Science Forum*, 1997, vols.243-245, pp. 591-596. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.243-245.591

36. Ye L. Superplastic behavior of an Al-Mg-Li alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 487, pp. 109-115. DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.07.148

37. Berbon P. Fabrication of bulk ultrafine-grained materials through intense plastic straining. *Metallurgical and materials transactions A*, 1998, vol. 29A, pp. 2237-2243.

38. Musin F. High strain rate superplasticity in an Al-Li-Mg alloy subjected to equal-channel angular extrusion. *Materials Transactions*, 2002, vol. 43, no. 10, pp. 2370-2377. DOI: 10.2320/matertrans.43.2370

39. Tan J.C., Tan M.J. Superplasticity and grain boundary sliding characteristics in two stage deformation of Mg-3Al-1Zn alloy sheet. *Materials Science and Engineering A339*, 2003, pp. 81-89. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00097-7
40. Dobatkin S.V. Grain refinement and superplastic flow in an aluminum alloy processed by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 408, pp. 141-146. DOI: 10.1016/j.msea.2005.07.023
41. A high-strength aluminium-based alloy with advanced superplasticity / A.V. Mikhaylovskaya [et al.]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 599, pp. 139-144. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.02.061
42. Rybin V.V. Bolshie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov [Large plastic deformation and fracture of metals]. *Moscow, Metallurgiya*, 1986, 224 p.
43. Babareko A.A. Superplasticity of titanium alloys of different classes. *Metal science and heat treatment*, 1995, vol. 37, no.6, pp. 251-256.
44. Kaibyshev R. Continuous dynamic recrystallization in an Al-Li-Mg-Sc alloy during equal-channel angular extrusion. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 396, pp. 341-351. DOI: 10.1016/j.msea.2005.01.053
45. Segal V.M. Plastic working of metals by simple shear. *Russian metallurgy (Metally)*, 1981, no.1, pp. 99-105.
46. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. Nanostrukturnye materialy, poluchennye intensivnoi plasticheskoi deformatsiei [Nanostructured materials, obtained by severe plastic deformation]. *Moscow, Logos*, 2000, 272 p.
47. Furukawa M. Factors in influencing the flow and hardness of materials with ultrafine grain sizes. *Philosophical magazine A*, 1998, vol. 78, no.1, pp. 203-215.
48. Berbon P. An investigation of the properties of an Al-Mg-Li-Zr alloy after equal-channel angular pressing. *Materials Science Forum*, 1996, vol. 217-222, pp. 1013-1018. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.217-222.1013
49. Wang J. An investigation of ductility and microstructural evolution in an Al-3%Mg alloy with submicron grain size. *J. Mater. Res*, 1993, vol. 8, no. 11, pp. 2810-2818. DOI: 10.1557/JMR.1993.2810
50. Berbon P. An evaluation of superplasticity in aluminum-scandium alloys processed by equal-channel angular pressing / [et al.]. *Materials Transactions, JIM*, 1999, vol.40, no.8, pp. 772-778. DOI: 10.2320/matertrans1989.40.772
51. Furukawa M. Influence of magnesium on grain refinement and ductility in a dilute Al-Sc alloy. *Acta mater*, 2001, 49, pp. 3829-3838. DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00262-2
52. Pereira P.H.R., Huang Y., Langdon T.G. Examining the mechanical properties and superplastic behaviour in an Al-Mg-Sc alloy after processing by HPT. *Letters on materials*, 2015, 5 (3), pp. 294-300. DOI: 10.22226/2410-3535-2015-3-294-300
53. Akamatsu H. Influence of rolling on the superplastic behavior of an Al-Mg-Sc alloy after ECAP. *Scripta mater*, 2001, 44, pp. 759-764. DOI: 10.1016/S1359-6462(00)00666-7
54. Hsiao I.C., Huang J.C. Microstructure evolution in 5083 Al-Mg alloy exhibiting low temperature superplasticity at 250 °C. *Materials Science Forum*, 1999, vol. 304-306, pp 639-644. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.304-306.639
55. Hsiao I.C., Huang J.C., Su S.W. Grain structure, texture evolution and deformation mechanism during low temperature superplasticity in 5083 Al-Mg alloy. *Materials Transactions, JIM*, 1999, vol.40, no.8, pp. 744-753. DOI: 10.2320/matertrans1989.40.744
56. Hsiao I.C., Huang J.C. Deformation mechanisms during low- and high-temperature superplasticity in 5083 Al-Mg alloy. *Metallurgical and materials transactions A*, 2002, vol. 33A, pp. 1373-1384. DOI: 10.1007/s11661-002-0062-0
57. Hales S.J. Grain refinement and superplasticity in a lithium-containing Al-Mg alloy by thermomechanical processing. *Le Journal de Physique Colloques*, 1987, vol.48, pp. 285-291. DOI: 10.1051/jphyscol:1987332
58. Furukawa M. Age hardening and the potential for superplasticity in a fine-grained Al-Mg-Li-Zr alloy. *Metallurgical and materials transactions A*, 1998, vol. 29A, pp. 169-177. DOI: 10.1007/s11661-998-0170-6
59. Mazilkin A.A., Kamalov M.M., Myshlyaev M.M. Structure and phase composition of an Al-Mg-Li-Zr alloy under high-rate superplasticity conditions. *Physics of the Solid State*, 2004, vol. 46, no. 8, pp. 1456-1461. DOI: 10.1134/1.1788778
60. Myshlyaev M.M., Kamalov M.M., Myshlyaeva M.M. High strain rate superplasticity in an micrometer-grained Al-Li alloy produced by equal-channel angular extrusion. *Nanomaterials by Severe Plastic Deformation*, 2005, pp. 717-721. DOI: 10.1002/3527602461.ch13c
61. Myshlyaev M.M. Structural state and superplasticity of an aluminum-lithium alloy subjected to equal-channel-angular pressing. *The Physics of Metals and Metallography*, 2006, vol. 102, no. 3, pp. 328-332. DOI: 10.1134/S0031918X06090146
62. Mazilkin A.A., Myshlyaev M.M. Microstructure and thermal stability of superplastic aluminium-lithium alloy after severe plastic deformation. *J Mater Sci*, 2006, 41, pp. 3767-3772. DOI: 10.1007/s10853-006-2637-4
63. Perevezentsev V.N. Vysokoskorostnaia sverkhplastichnost aliuminievykh splavov s submikro- i nanokristallicheskoj strukturoi [High-speed superplasticity of aluminum alloys with submicro- and nanocrystalline structure]. *Vestnik nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo*, 2010, no.5 (2), pp. 58-69.
64. Mogucheva A.A., Kaibyshev R.O. Structure and properties of aluminum alloy 1421 after equal-channel angular pressing and isothermal rolling. *The Physics of Metals and Metallography*, 2008, v.106, no.4, pp. 424-433.
65. Myshlyaev M.M., Kamalov M.M., Shpeizman V.V. On the multistage nature of deformation of the microcrystalline aluminum-lithium alloy 1420 under superplasticity conditions. *Physics of the solid state*, 2001, vol.43, no.11, pp. 2099-2104. DOI: 10.1134/1.1417187
66. Myshlyaev M.M., Mazilkin A.A., Kamalov M.M. Features of microstructure and phase state in an Al-Li alloy after ECA pressing and high strain rate superplastic flow. *Nanomaterials by Severe Plastic Deformation*, 2005, pp. 734-739. DOI: 10.1002/3527602461.ch13f
67. Kai M., Horita Z., Langdon T.G. Developing grain refinement and superplasticity in a magnesium alloy processed by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 488, pp. 117-124. DOI: 10.1016/j.msea.2007.12.046
68. Figueiredo R.B., Langdon T.G. Achieving superplastic properties in a ZK10 magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing. *J mater res technol*, 2017, 6 (2), pp. 129-135. DOI: 10.1016/j.jmrt.2016.05.005
69. Huang Y., Langdon T.G. Characterization of deformation processes in a Zn-22% Al alloy using atomic force microscopy. *Journal of materials science*, 2002, 37, pp. 4993-4998.
70. Tanaka T. Room temperature deformation behavior of Zn-22 mass% Al alloy with nanocrystalline structure. *Materials transactions*, 2002, vol. 43 (10), pp.2449-2454. DOI: 10.2320/matertrans.43.2449
71. Demirtas M. Improvement of high strain rate and room temperature superplasticity in Zn-22Al alloy by two-step equal-

- channel angular pressing. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 620, pp. 233-240. DOI: 10.1016/j.msea.2014.09.114
72. Sun S. Room temperature quasi-superplasticity behavior of backward extruded Zn-15Al alloys. *Materials Science & Engineering A676*, 2016, pp. 336-341. DOI: 10.1016/j.msea.2016.09.013
73. Valiev R.Z., Murashkin M.Yu., Straumal B.B. Enhanced ductility in ultrafine-grained Al alloys produced by SPD techniques. *Materials Science Forum*, 2010, vol. 633-634, pp. 321-332. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.633-634.321
74. Kawasaki M. Achieving superplastic properties in a Pb-Sn eutectic alloy processed by equal-channel angular pressing. *J Mater Sci*, 2011, 46, pp. 155-160. DOI: 10.1007/s10853-010-4889-2
75. Lugon L.P., Figueiredo R.B., Cetlin P.R. Tensile behavior of an eutectic Pb-Sn alloy processed by ECAP and rolling. *J mater res technol*, 2014, 3(4), pp. 327-330. DOI: 10.1016/j.jmrt.2014.09.003
76. El-Danaf E.A., Khalil K.A., Soliman M.S. Effect of equal-channel angular pressing on superplastic behavior of eutectic Pb-Sn alloy. *Materials and Design*, 2012, 314, pp. 235-241. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.08.004
77. Effect of alloying on superplasticity of two-phase brasses / O.A. Yakovtseva [et al.]. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117 (7), pp. 765-772. DOI: 10.1134/S0031918X16070188
78. Ko Y.G. Low-temperature superplasticity of ultra-fine-grained Ti-6Al-4V processed by equal-channel angular pressing. *Metallurgical and materials transactions A*, 2006, vol. 37A, pp. 381-391.
79. Zhrebtsov S.V. Microstructure evolution and mechanical behavior of ultrafine Ti-6Al-4V during low-temperature superplastic deformation. *Acta Materialia*, 2016, 121, pp. 152-163. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.09.003
80. Gao F. Rheological law and constitutive model for superplastic deformation of Ti-6Al-4V. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 701, pp. 177-185. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.01.096
81. Nieh T.G. High strain rate superplasticity in a continuously recrystallized Al-6%Mg-0.3%Sc alloy. *Acta mater*, 1998, vol. 46 (8), pp. 2789-2800. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00452-7
82. Kaibyshev R. The role of grain boundary sliding in microstructural evolution during superplastic deformation of a 7055 aluminium alloy. *Materials Transactions*, 2002, vol. 43, no. 10, pp. 2408-2414. DOI: 10.2320/matertrans.43.2408
83. Sakai G., Horita Z., Langdon T.G. Grain refinement and superplasticity in an aluminum alloy processed by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 393, pp. 344-351. DOI: 10.1016/j.msea.2005.07.023
84. Abo-Elkhier M., Soliman M.S. Superplastic characteristics of fine-grained 7475 aluminum alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2005, vol.15 (1), pp. 76-80. DOI: 10.1361/105994906X83394
85. Islamgaliev R.K., Yunusova N.F., Valiev R.Z. The influence of the SPD temperature on superplasticity of aluminium alloys. *Materials Science Forum*, 2006, vol.503-504, pp 585-590. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.585
86. Liu F.C., Ma Z.Y., Zhang F.C. High strain rate superplasticity in a micro-grained Al-Mg-Sc alloy with predominant high angle grain boundaries. *J. Mater. Sci. Technol*, 2012, 28 (11), pp.1025-1030. DOI: 10.1016/S1005-0302(12)60168-6
87. Watanabe H., Mukai T. Superplasticity in a ZK60 magnesium alloy at low temperatures. *Scripta Materialia*, 1999, vol. 40 (4), pp. 477-484. DOI: 10.1016/S1359-6462(98)00469-2
88. Neishi K., Horita Z., Langdon T.G. Achieving superplasticity in a Cu-40% Zn alloy through severe plastic deformation. *Scripta Materialia*, 2001, 45 (8), pp. 965-970. DOI: 10.1016/S1359-6462(01)01119-8
89. Sergueeva A.V. Superplastic behaviour of ultrafine-grained Ti-6Al-4V alloys. *Materials Science and Engineering A323*, 2002, pp. 318-325. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01384-3
90. Malygin G.A. Plasticity and strength of micro- and nanocrystalline materials. *Physics of the Solid State*, 2007, vol. 49, no.6, pp. 1013-1033. DOI: 10.1134/S1063783407060017
91. Lee S. Developing superplastic properties in an aluminum alloy through severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering A272*, 1999, pp. 63-72. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00470-0
92. Mishra R.S. High-strain-rate superplasticity from nanocrystalline Al alloy 1420 at low temperatures. *Philosophical Magazine A*, 2001, 81:1, pp. 37-48. DOI: 10.1080/01418610108216616
93. Myshlyayev M.M., Prokunin M.A., Shpeizman V.V. Mechanical behavior of microcrystalline aluminum-lithium alloy under superplasticity conditions. *Physics of the Solid State*, 2001, vol. 43, no. 5, pp. 865-870. DOI: 10.1134/1.1371367
94. Strain hardening under structural superplasticity conditions / V.N. Chuvil'deev [et al.]. *Physics of the Solid State*, 2007, vol.49, no.4, pp. 684-690. DOI: 10.1134/S1063783407040142
95. Watts B.M., Stowell M.D. The Variation in flow stress and microstructure during superplastic deformation of the Al-Cu eutectic. *Journal of materials science*, 1971, 6, pp. 228-237.
96. Cahoon J.R. Superplasticity in Al-17wt.%Cu alloy. *Metal Science*, 1975, vol. 9, pp. 346-352. DOI: 10.1179/030634575790444829
97. Chokshi A.H., Langdon T.G. Superplasticity in Al-33Cu eutectic alloy in as extruded condition. *Materials Science and Technology*, 1989, 5:5, pp. 435-442. DOI: 10.1179/mst.1989.5.5.435
98. Mabuchi M. Low temperature superplasticity of AZ91 magnesium alloy with non-equilibrium grain boundaries. *Acta mater*, 1999, vol. 47 (7), pp. 2047-2057. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00094-4
99. Komura S. Optimizing the procedure of equal-channel angular pressing for maximum superplasticity. *Materials Science and Engineering A297*, 2001, pp. 111-118. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01255-7
100. Ma Z.Y., Mishra R.S. Development of ultrafine-grained microstructure and low temperature (0.48T_m) superplasticity in friction stir processed Al-Mg-Zr. *Scripta Materialia*, 2005, 53, pp. 75-80. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.03.018
101. Solouki H., Borhani E., Nezhad M.T. The effect of temperature and strain rate on elongation to failure in nanostructured Al-0.2wt% Zr alloy fabricated by ARB process. *Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials*, 2015, vol. 48, no.2, pp. 125-132. DOI: 10.7508/jufgnsm.2015.02.007
102. Zhao L. Mechanism-based constitutive equations for superplastic forming of TA15 with equiaxed fine grain structure. *Procedia Engineering*, 2017, 207, pp. 1874-1879. DOI: 10.1016/j.proeng.2017.10.954
103. Gleiter H., Chalmers B. High-angle grain boundaries. *Oxford etc., Pergamon press*, 1972, 303 p.
104. Orlov A.N., Perevezentsev V.N., Rybin V.V. Granitsy zeren v metallakh [Grain boundaries in metals]. *Moscow, Metallurgiya*, 1980, 156 p.
105. Mclean D. Grain boundaries in metals. *Clarendon Press*, 1957, 346 p.
106. Rozenberg V.M. Polzuchest metallov [Metal creep]. *Moscow, Metallurgiya*, 1967, 276 p.
107. Poulat S., Decamps B., Priester L. In-situ transmission electron microscopy study of the dislocation accommodation in

- [101] tilt grain boundaries in nickel bicrystals. *Philosophical magazine A*, 1999, vol. 79, no. 11, pp. 2655-2680. DOI: 10.1080/01418619908212016
108. Dewald M.P., Curtin W.A. Multiscale modelling of dislocation/grain-boundary interactions: I. Edge dislocations impinging on $\Sigma 11$ (113) tilt boundary in Al. *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.*, 2007, 15, pp. 193-215.
109. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results. *Proc. Phys. Soc. Lond*, 1951, vol. 64 (9), pp. 747-753. DOI:10.1088/0370-1301/64/9/303
110. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals. *J. Iron Steel Inst. London*, 1953, vol.173, pp.25-28.
111. Zhiliaev A.P., Pshenichniuk A.I. Sverkhplastichnost i granitsy zeren v ultramelkozernistykh materialakh [Superplasticity and grain boundaries in ultrafine-grained materials]. Moscow, Fizmatlit, 2008, 320 p.
112. Superplastic deformation of a fine-grained Zn-0.3wt.%Al alloy at room temperature / T.K. Ha [et al.]. *Materials Science and Engineering A307*, 2001, pp. 98-106. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01952-3
113. Kaibyshev R. Effect of Cu and Zr additions on the superplastic behavior of 6061 aluminium alloy. *Materials Transactions*, 2002, vol.43, no. 10, pp. 2392-2399.
114. Pu H.P., Liu F.C., Huang J.C. Characterization and analysis of low-temperature superplasticity in 8090 Al-Li alloys. *Metallurgical and materials transactions A*, 1995, vol. 26A, pp. 1153-1167.
115. Uesugi T. Achieving room-temperature superplasticity in an ultrafine-grained Zn-22 % Al alloy. *Letters on materials*, 2015, 5 (3), pp. 269-275. DOI: 10.22226/2410-3535-2015-3-269-275
116. Haruna T. Effect of grain boundary characters on grain boundary sliding during superplastic deformation. *Materials Transactions, JIM*, 1992, vol. 33 (4), pp. 374-379. DOI: 10.2320/matertrans1989.33.374
117. Alabort E. On the mechanisms of superplasticity in Ti-6Al-4V. *Acta Materialia*, 2016, 105, pp. 449-463. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.12.003
118. Salishchev G.A. Low temperature superplasticity of Ti-6Al-4V processed by warm multidirectional forging. *Materials Science Forum*, 2013, vol. 735, pp 253-258. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.735.253
119. Watanabe H. Accommodation mechanisms for grain boundary sliding as inferred from texture evolution during superplastic deformation. *Philosophical Magazine*, 2013, 93:22, pp. 2913-2931. DOI: 10.1080/14786435.2013.793460
120. Lin Z.R., Chokshi A.H., Langdon T.G. An investigation of grain boundary sliding in superplasticity at high elongations. *Journal of materials science*, 1988, 23, pp. 2712-2722.
121. Melton K.N., Edington J.W. Superplasticity in extruded Zn-40wt.-%Al and Zn-50wt.-%Al alloys. *Metal Science Journal*, 1973, 7:1, pp. 172-175. DOI: 10.1179/030634573790445424
122. Ball A., Hutchison M.M. Superplasticity in the aluminium-zinc eutectoid. *Metal Science Journal*, 1969, vol. 3, no. 1, pp. 1-7. DOI:10.1179/msc.1969.3.1.1
123. Price R.J., Kelly A. Deformation of age-hardened aluminium alloy crystals – I Plastic flow. *Acta metallurgica*, 1964, vol. 12, pp. 159-169. DOI: 10.1016/0001-6160(64)90184-1
124. Valiev R.Z., Kaibyshev O.A. On the quantitative evaluation of superplastic flow mechanisms. *Acta metal*, 1983, vol. 31, no. 12, pp. 2121-2128. DOI: 10.1016/0001-6160(83)90031-7
125. Langdon T.G. Grain boundary sliding revisited: developments in sliding over four decades. *J Mater Sci* 41, 2006, pp.597-609. DOI:10.1007/s10853-006-6476-0
126. Bricknell R.H., Edington J.W. Textures in a superplastic Al-6Cu-0.3Zr alloy. *Acta Metallurgica*, 1979, vol. 27, pp. 1303-1311. DOI: 10.1016/0001-6160(79)90199-8
127. Perez-Prado M.T., Gonzalez-Doncel G. Texture changes during deformation of a 7475 superplastic aluminum sheet alloy. *Textures and Microstructures*, 2000, vol. 34, pp. 33-42. DOI: 10.1155/TSM.34.33
128. Myshlyayev M. Analysis of mechanisms of plastic deformation of aluminum based alloys for different temperature-velocity modes. *Doklady Physics*, 2010, vol. 55, no. 2, pp. 64-67.
129. Lee D. The nature of superplastic deformation in the Mg-Al eutectic. *Scripta Metallurgica*, 1969, 3(8), pp. 1057-1069. DOI: 10.1016/0001-6160(69)90051-0
130. Shariat P., Vastava R.B., Langdon T.G. An evaluation of the roles of intercrystalline and interphase boundary sliding in two-phase superplastic alloys. *Acta Metallurgica*, 1982, vol. 30, pp. 285-296. DOI: 10.1016/0001-6160(82)90068-2
131. Shei S.A., Langdon T.G. A microstructural examination of the flow behaviour of a superplastic copper alloy. *Journal of materials science* 16, 1981, pp. 2988-2996. DOI: 10.1007/BF00540303
132. Valiev R.Z., Kaibyshev O.A. Mechanism of superplastic deformation in a magnesium alloy. II. The Role of grain boundaries. *Phys. stat. sol. (a)*, 1977, 44, pp. 477-484. DOI: 10.1002/pssa.2210440209
133. Geckinli A.E., Barrett C.R. Superplastic deformation of the Pb-Sn eutectic. *Journal of materials science*, 1976, 11, pp. 510-521. DOI: 10.1007/BF00540932
134. Stevens R.N. Grain-boundary sliding and diffusion creep in polycrystalline solids. *Philosophical Magazine*, 1971, 23:182, pp. 265-283. DOI: 10.1080/14786437108216383
135. Chaudhury P. Deformation behavior of superplastic Zn-Al alloy. *Acta metallurgica*, 1967, vol.15, pp.1777-1786. DOI: 10.1016/0001-6160(67)90041-7
136. Hales S.J., McNelley T.R., Munro I.G. Superplasticity in an Al-Mg-Li-Zr alloy at intermediate temperatures. *Scripta Metallurgica*, 1989, vol.23, pp. 967-972. DOI: 10.1016/0036-9748(89)90279-2
137. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. *Elsevier*, 2004, 574 p.
138. Furukawa M. Structural evolution and the Hall-Petch relationship in an Al-Mg-Li-Zr alloy with ultra-fine grain size. *Acta mater*, 1997, vol.45, no.11, pp. 4751-4757. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00120-1
139. Zhang X. Superplastic deformation behavior and mechanism of 1420 Al-Li alloy sheets with elongated grains. *J. Cent. South Univ. Technol.*, 2010, 17, pp. 659-665. DOI: 10.1007/s11771-010-0537-x