

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Яковцева Ольга Анатольевна

МЕХАНИЗМЫ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ С РАЗНЫМ
ТИПОМ МИКРОСТРУКТУРЫ

Специальность 05.16.01

Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Автореферат диссертации

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: кандидат технических наук

Михайловская Анастасия Владимировна

Научный консультант: доктор технических наук,

профессор Портной Владимир Кимович

Москва, 2018

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Применение сверхпластической формовки в промышленности повышенных объемов сдерживается тем, что легкодоступные в настоящее время сверхпластичные сплавы обладают невысокими скоростями деформации, из-за чего детали средней сложности требуют значительного времени формовки. Еще одно из условий ограничивающее применение формовки некоторых материалов, например, сплавов систем Cu-Zn и Al-Zn-Mg-Cu, является сильное развитие пористости в процессе деформации. Пористость снижает и формуемость, и механические свойства готовых изделий. В тоже время в некоторых сплавах, например, многокомпонентных латунях или в сплавах на основе системы Al-Mg остаточная после деформации остаточная пористость относительно низкая. При этом причины пониженной пористости в этих сплавах не однозначны: пористость может возникать у крупных включений, что часто наблюдается в промышленных сплавах, а может быть следствием развитого зернограницного скольжения (ЗГС), так как появление пор является неизбежным результатом перемещения зерен.

Скоростной интервал проявления сверхпластичности и остаточная пористость определяются структурными параметрами материала и вкладами действующих при сверхпластической деформации механизмов. Известны из литературы три действующих механизма сверхпластической деформации – зернограницное скольжение, дислокационная и диффузионная ползучесть. Зернограницное скольжение считается основным механизмом, вклад которого по некоторым данным может достигать 70-90%, а остальные два механизма считают аккомодационными. При этом исследования некоторых сплавов показывают, что те механизмы, которые принято считать аккомодационными, могут играть ведущую роль, а зернограницное скольжение может быть подавлено. Механизмы, их вклад и роль в процессе сверхпластической деформации могут меняться, и этот вопрос слабо изучен. По имеющимся в литературе данным не представляется возможным однозначно ответить на вопрос, какие факторы определяют вклады разных механизмов в общее удлинение и отвечают за развитие пористости.

Изучение вкладов механизмов сверхпластической деформации, используя анализ поверхности, сопряжено с рядом трудностей, включая выбор способа нанесения маркеров, методов расчета, появления оксида на поверхности при деформации. Недавно опубликованные работы показали эффективность использования метода ионного травления Ga^+ для получения сеток с регламентированными линиями (шаг, глубина, ширина) для исследования особенностей сверхпластической деформации алюминиевого сплава AA5083. Однако влияние ионов Ga^+ на результаты анализа до конца не изучено. Таким образом,

стоит задача оптимизации методики нанесения маркеров на поверхность образцов и комплексного анализа эволюции структуры и действующих при сверхпластической деформации механизмов в сплавах разного состава с разным структурным типом.

Цель работы

Целью работы является установление зависимости эволюции структуры, порообразования и вкладов действующих механизмов при сверхпластической деформации сплавов с разным структурным типом.

Для достижения поставленной цели в рамках данного исследования необходимо решить **следующие задачи:**

1. Выбрать составы и получить листовые заготовки из сплавов с разными структурными параметрами, отвечающими цели исследования.
2. В выбранных сплавах определить условия реализации сверхпластической деформации через анализ деформационно-скоростных и температурных зависимостей напряжения течения.
3. Изучить эволюцию зеренной, дислокационной структуры и пористости сплавов с разным структурным типом в процессе сверхпластического течения методами световой, электронной сканирующей и просвечивающей микроскопии.
4. Провести анализ эволюции структуры поверхности с нанесенными маркерами (механическими царапинами и сетками, полученными ионным травлением) в процессе сверхпластического течения в выбранных температурно-скоростных условиях при разных степенях деформации для определения вкладов действующих механизмов.

Актуальность работы подтверждается участием автора в качестве исполнителя в поддержанных проектах, реализуемых по теме исследования:

1. Грант РФФИ № 12-03-31164 мол_а «Исследование процессов формирования ультрамелкого зерна и механизмов сверхпластической деформации алюминиевых сплавов с матричным типом структуры».
2. Договор с Министерством образования и науки РФ, задание № 11.1855.2014/К от 17.07.2014 на выполнение научно-исследовательской работы в рамках проектной части государственного задания в сфере научной деятельности: «Создание научных основ получения полуфабрикатов и изделий из сплавов цветных металлов с ультрамелкозернистой структурой и улучшенным комплексом свойств».
3. Проект Российского научного фонда № 17-79-20426 на тему: "Ультрамелкозернистые «магналии» со структурой композиционного типа, обладающие повышенной прочностью и высокоскоростной сверхпластичностью".

4. Грант президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых МК-2301.2017.8 на тему «Изучение механизмов сверхпластической деформации в высокопрочном алюминиевом сплаве с целью определения их влияния на микроструктуру и конечные свойства изделий, полученных методом сверхпластической формовки».

Научная новизна

1. Выявлено, что при сверхпластической деформации двухфазных латуней Л59 и ЛА61-1 в β -фазе образуются двойники деформации и происходит динамическая рекристаллизация, приводящая к формированию в процессе деформации ультрамелкозернистой структуры с размером зерен менее 1 мкм. При введении в двойную латунь 1 масс.% Al замедляются диффузионные процессы, уменьшается размер зерен β -фазы в среднем с 400 до 200 нм, уменьшается вклад зернограничного скольжения с 60 до 30%, что, в результате, заметно улучшает показатели сверхпластичности, увеличивая относительное удлинение с 300 до 500% и уменьшая остаточную пористость с 4.5 до 1%.

2. Показано, что в сплаве системы Al-Zn-Mg-Cu-Cr (AA7475) основной вклад в общее удлинение на установившейся стадии сверхпластической деформации вносит зернограничное скольжение, вклад которого увеличивается с 30% на начальной стадии деформации до 60%, при практическом отсутствии внутризеренной деформации, при этом, остаточная пористость в сплаве составляет 4.5%.

3. Установлено, что в сплавах типа «магналии» Al-(4.9-7.6)%Mg-0.6%Mn-0.2%Cr, на начальной стадии деформации основным механизмом сверхпластической деформации является диффузионная ползучесть с вкладом 60-70%. С увеличением степени деформации доля диффузионной ползучести уменьшается до 20-40%, тогда как вклад дислокационной ползучести возрастает с 10-20% до 20-35%. При этом, увеличение степени деформации слабо влияет на вклад зернограничного скольжения, который увеличивается с 10 до 20-30% при увеличении концентрации магния в сплавах, что связано с формированием более мелкозернистой структуры, при этом, сплавы демонстрируют низкую остаточную пористость перед разрушением 2.2-2.5%.

4. Выявлено, что наличие частиц дисперсоидов $Al_6(Mn,Cr)$ средним размером 38 нм в структуре сплава Al-4.9%Mg-0.6%Mn-0.2%Cr приводит к уменьшению вклада зернограничного скольжения в 4 раза по сравнению с действием частиц Al_6Mn средним размером 85 нм в сплаве Al-4.9%Mg-0.6%Mn, также как и присутствие частиц Al_3Zr размером до 18 нм в сплаве Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr обеспечивает в два раза меньший вклад зернограничного скольжения в сравнении со сплавом системы Al-Zn-Mg-Cu-Cr с дисперсоидами, имеющими средний размер 42 нм в близких температурно-скоростных условиях сверхпластической деформации на установившейся стадии.

Теоретическая и практическая значимость

1. Разработана методика анализа вкладов механизмов сверхпластической деформации с использованием маркерных сеток, полученных методом ионного травления (зарегистрированы НОУ-ХАУ №50-013-2014, №29-013-2015 и №18-013-2017).

2. Установлено, что значения вкладов действующих механизмов, определенных с использованием маркерных царапин и сеток, полученных ионным травлением, совпадают, что подтверждает отсутствие существенного влияния ионов Ga^+ на структуру и механизмы сверхпластической деформации.

3. Добавка от 0.5 до 2.2% алюминия в латунь улучшает показатели сверхпластичности, позволяет увеличить относительное удлинение с 300 до 500% при температуре деформации 550 °С и скорости $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и уменьшает объемную долю пор с 4.5% до 1.0-1.5% (зарегистрирована заявка №2018117656 на патент РФ). Снижение пористости проявляется в том, что после 100% сверхпластической деформации предел текучести и предел прочности при комнатной температуре в сплаве с 1%Al снижаются менее чем на 10%, тогда как у сплава Л59 предел текучести снижается на 25%, а предел прочности на 20%.

4. Разработана технология получения листа сплава АА5083, позволяющая благодаря уменьшению среднего размера зерна с 7.7 до 5.5 мкм повысить скорость сверхпластической деформации в два раза (зарегистрировано НОУ-ХАУ №67-013-2016 от 26 декабря 2016).

Методология и методы исследования

В работе использовали современные методы микроструктурного анализа с использованием просвечивающей, сканирующей электронной и ионной микроскопии, энерго-дисперсионного анализа и метода дифракции обратно-рассеянных электронов, а также исследований деформационного поведения сплавов в условиях сверхпластичности при поддержании постоянных скоростей деформации. Современные методы исследований, реализованные в диссертационной работе, позволили установить вклады различных механизмов деформации в зависимости от внутренних структурных и внешних технологических факторов.

Положения, выносимые на защиту:

1. Закономерности влияния легирования алюминием на показатели сверхпластичности, порообразование и вклады действующих механизмов деформации латуней со структурой дуплексного типа.

2. Закономерности эволюции зеренной и дислокационной структуры при сверхпластической деформации в сплавах на основе алюминия с исходной рекристаллизованной и нерекристаллизованной структурой матричного типа.

3. Закономерности влияния структурных параметров и температурно-скоростных условий и степени деформации на вклады действующих механизмов сверхпластической деформации в алюминиевых сплавах (систем Al-Mg и Al-Zn-Mg).

Личный вклад автора

Основные результаты диссертации получены лично автором. Автор принимал участие непосредственно в постановке задач, проведении экспериментов и анализе результатов, в обобщении и интерпретации экспериментальных данных, в формулировании основных выводов и написании статей.

Степень достоверности полученных результатов обеспечена комплексным исследованием и решением поставленных задач с использованием актуальных методов и современного оборудования, статистической обработкой экспериментальных данных.

Апробация работы:

Работа была представлена на международных и всероссийских конференциях: 12th International Conference on Superplasticity in Advanced Materials (ICSAM) (2015, Tokyo, Japan), 12th International conference on Superplastic Forming EuroSPF 2017 (2017, Coventry, UK), ежегодная международная научная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Ломоносов» (2014-2017, Москва, РФ), евразийская научно-практическая конференция Прочность Неоднородных Структур (2014, 2016, Москва, РФ), открытая школа-конференция стран СНГ «Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы» (2014, 2016, Уфа, РФ), XIII Курчатовская молодежная научная школа (2015, Москва, РФ), XVI Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металловедов-молодых ученых, (2015, г. Екатеринбург, РФ), XXIII Уральская школа металловедов-термистов, посвященная 100-летию со дня рождения профессора А.А. Попова, (2016, Тольятти, РФ).

Получены следующие награды:

1. Премия «Молодые ученые» 22-й Международной промышленной выставки «МЕТАЛЛ-ЭКСПО 2016».
2. Победитель конкурса УМНИК 16-12, Финал программы "УМНИК" - МФТИ №11315ГУ/2017 от 14.04.2017.
3. Диплом за лучший доклад среди молодых учёных (Olga Yakovtseva, Deformation mechanisms of aluminium containing brasses) на 12th International conference on Superplastic Forming, Coventry, UK, 13-15 September, 2017.

Публикации:

Основные результаты диссертации представлены в 8 статьях в высокорейтинговых научных журналах, входящих в список ВАК, 22 тезисах докладов российских и международных научных конференций, также по материалам работы зарегистрированы четыре ноу-хау, подана заявка на патент.

Структура и объем диссертации состоит из введения, пяти разделов, выводов по разделам, списка использованной литературы, включающего 136 источников. Диссертация изложена на 140 страницах и включает 100 рисунков и 16 таблиц.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении показана актуальность исследуемой проблемы, представлены цель и задачи работы, ее научная новизна и практическая значимость. Обозначен личный вклад в работу, наличие публикаций по тематике и апробация работы.

В первом разделе проведен аналитический обзор литературы и современное состояние проблемы. Описаны механизмы сверхпластической деформации в известных сплавах, деформированных в разных температурно-скоростных условиях, проведен анализ способов изучения механизмов деформации через изучение эволюции поверхности образцов при деформации.

Во втором разделе описана методика получения исследуемых материалов, и их состав (таблица 2.1).

Таблица 2.1 – Химический состав исследуемых сплавов

№	Сплав	Массовая доля компонентов, %									
		Zn	Mg	Cr	Fe	Ni	Sc	Zr	Mn	Cu	Al
сплавы с дууплексной структурой											
1	Л59	40	–	–	–	–	–	–	–	60	–
2	ЛЖМц59-1-1	37.5	–	–	1.1	–	–	–	0.5	60	0.4
3	ЛАЖ60-1-1	36.8	–	–	0.8	–	–	–	0.4	61	1.0
4	ЛА59-0.5	40.5	–	–	–	–	–	–	–	59.1	0.4
5	ЛА61-1	37.8	–	–	–	–	–	–	–	61.2	1.0
6	ЛА65-2	33.3	–	–	–	–	–	–	–	64.5	2.2
сплавы матричного типа с исходной рекристаллизованной структурой											
7	Al5Mg	–	4.9	–	–	–	–	–	0.6	–	ост.
8	Al5MgCr (AA5083), Al5MgCr*	–	4.9	0.2	–	–	–	–	0.6	–	ост.
9	Al6MgCr	–	6.8	0.2	–	–	–	–	0.6	–	ост.
10	Al8MgCr	–	7.6	0.2	–	–	–	–	0.6	–	ост.
11	AA7475	5.9	2.2	0.2	–	–	–	–	–	1.7	ост.
сплавы матричного типа с исходной нерекристаллизованной/частично рекристаллизованной структурой											
12	Al7ZnFeNi	6.9	2.7	–	0.7	1.0	0.1	0.2	–	–	ост.
13	Al7Zn	7.0	2.8	–	–	–	0.1	0.2	–	–	ост.
14	Al4ZnNi	3.8	4.2	–	–	3.0	–	0.3	–	0.7	ост.

Для анализа структуры использовали световые микроскопы “*Neophot – 30*” или *Axiovert 200MMAT* фирмы “*Carl Zeiss*”, сканирующий электронный микроскоп “*TESCAN*”

Vega 3 LMH” с энергодисперсионным детектором *X-Max 80* и приставкой для анализа дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD) *HKL NordlysMax*, просвечивающий электронный микроскоп *JEOL JEM – 2100* (ПЭМ). Для анализа дислокационной структуры латуни образцы готовили с использованием установки *Gatan Precision Ion Polishing System (PIPS)*, а образцы алюминиевых сплавов получали электролитическим утонением на установке *Struers TenuPol-5* с использованием электролита *Struers Electrolyte AII*. Для нанесения маркерных сеток и изучения приповерхностных слоев деформированных образцов использовали микроскоп *STRATA FIB – 205* фирмы *FEI*. Определение показателей сверхпластичности проводили на разрывной машине *Walter Bay LFM-100* с программным управлением *Dion-Pro*.

Значение объемной доли пор определяли по микроструктуре, рассчитывая долю площади, занятой на шлифе элементом структуры при помощи программы *AxioVision*.

Вклад зернограницного скольжения определяли по смещениям маркерных царапин или линий сетки с учетом угла разворота зерен по формуле (И.И. Новиков, В.К. Портной. Особенности сверхпластической деформации некоторых алюминиевых сплавов. // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 2001. – № 4):

$$e_{згс} = \ln \left(1 + \frac{\sum (U_i \cdot \operatorname{tg} \theta_i) \cdot (1 - \varepsilon_n)}{l_k} \right),$$

где $e_{згс}$ – поперечная деформация; U_i – продольное смещение поперечной царапины на i -й границе зерна, мкм; θ_i – угол между i -й границей и осью растяжения, °С; l_k – конечная длина царапины, мкм; ε_n – общая инженерная поперечная деформация образца.

Деформацию за счет внутризеренного дислокационного скольжения определяли по изменению расстояний линий микросеток в пределах одного зерна:

$$e_{вдс} = \ln \left(\frac{l_2}{l_1} \right),$$

где l_1 и l_2 – расстояние между параллельными линиями сетки в теле зерна расположенными поперек оси деформации до и после деформации, соответственно, мкм.

Диффузионную ползучесть исследовали, рассматривая зоны свободные от выделений на поперечных границах зерен.

Эффективную энергию активации оценивали по степенному, экспоненциальному и гиперболического синуса уравнениям, используя параметр Зинера-Холомона:

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp \left(\frac{Q}{R \cdot T} \right)$$

В третьем разделе проанализированы изменение зеренной структуры и механизмы сверхпластической деформации в сплавах с дулексной структурой: двойной и

многокомпонентных латунях. В холоднодеформированном состоянии во всех сплавах наблюдали вытянутые в направлении прокатки зерна средней шириной 2.3 ± 0.2 мкм. Объемная доля α и β -фаз близка к 50/50 при температуре 550 °С после 20 минут отжига для всех сплавов, в двойной латуни размер зерен 6-8 мкм, тогда как в легированных сплавах – 4-6 мкм, при этом размер зерна обеих фаз одинаков в пределах ошибки измерения в каждом сплаве.

Зависимости напряжения течения от скорости деформации, построенные по результатам испытаний со ступенчатым понижением/повышением скорости, имеют типичный для сверхпластичных материалов сигмоидальный вид. Максимальная скоростная чувствительность m , соответствующая линейному участку кривой напряжение-скорость деформации, наблюдается при скоростях $5 \times 10^{-4} - 5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Данные линейного участка кривой использованы для анализа эффективной энергии активации сверхпластической деформации: у сплавов Л59, ЛЖМц59-1-1 и ЛАЖ60-1-1 значения составили 149 ± 8 , 166 ± 7 , 158 ± 8 кДж/моль, соответственно, тогда как с увеличением содержания алюминия с 0.5 до 2.2 % значения уменьшаются со 107 ± 6 до 74 ± 4 кДж/моль. Учитывая, что в чистой меди энергия активации самодиффузии по телу зерен и диффузии меченых атомов цинка в меди 197.8 и 190.9 кДж/моль (Brandes E.A., Brook G.B. *Smithells Metals Reference Book*.// Butterworth-Heinemann. 1992. P. 1794), соответственно, а самодиффузии по границам зерен 120 кДж/моль, можно заключить, что зернограницная самодиффузия контролирует процесс

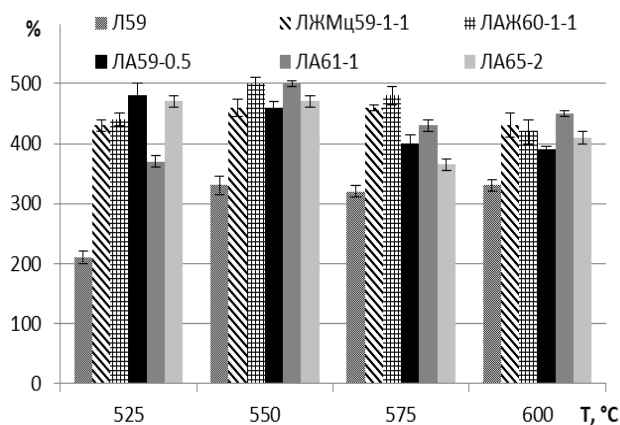


Рис. 3.1 – Гистограмма зависимости удлинения в сплавах от температуры

Изменения механических свойств при комнатной температуре в сплаве ЛА61-1 после 100% СПД менее 10 %, тогда как в двойной латуни предел текучести уменьшается на 25%, а предел прочности на 20%.

сверхпластической деформации исследуемых сплавов.

По результатам испытаний с постоянными скоростями деформации в интервале температур 525-600 °С легированные латуни демонстрируют большие значения удлинений, чем двойная латунь (рис. 3.1). Размер зерна увеличивается во время деформации, при этом во всех сплавах не превышает 10 мкм при деформации до разрушения.

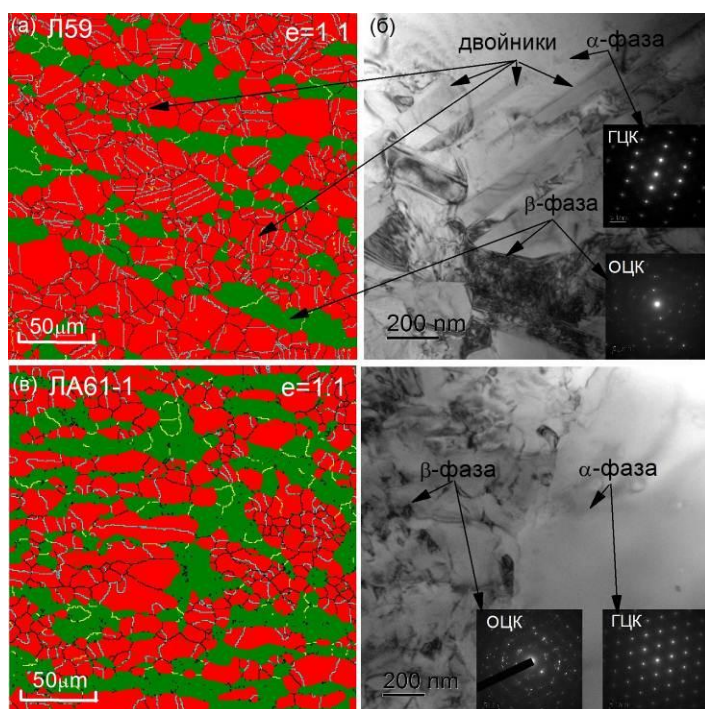


Рис. 3.2 – EBSD-карты (а, в) и дислокационная структура (б, г) сплавов Л59 (а-б) и ЛА61-1 (в-г)

говорят изменения в дифракционной картине. При этом, размер зерен β -фазы в ЛА61-1 варьируется от 100 до 300 нм, при этом наблюдается отчетливый тип кольцевой дифракции (рис. 3.2 г), в Л59 размер зерен несколько больше от 300 до 600 нм, рефлексы более разрежены (рис. 3.2 б). Разница в размере зерен в β -фазе в двух сплавах объясняет разницу в поведении при сверхпластической деформации.

В двойной латуни пористость достигает 4.5-5.0%, при добавлении алюминия объемная доля пор снижается до 1.0-1.5%, как после 1.1 (200%) деформации, так и после деформации до разрушения. Поры имеют типичную для образованных в результате зернограницного скольжения разветвленную форму.

Во время сверхпластической деформации на поверхности латуней появляется характерный для ЗГС рельеф, наблюдаются следы межзеренных сдвигов. В многокомпонентных латунях более выражены широкие складчатые зоны вдоль оси деформации, расположенные в приграничных областях зерен, смену соседей зерен не наблюдали, при этом в процессе деформации происходит вращение зерен. Угол разворота увеличивается с $2-5^\circ$ при деформации 0.2 до $25-45^\circ$ при деформации более 0.7. С увеличением степени деформации зерна α -фазы создают значительный рельеф на поверхности при сохранении формы зерен и поверхностных маркеров (рис. 3.3). Все эти изменения легко прослеживаются по маркерной сетке, пример которой показан на рис. 3.3, пунктирными линиями обозначена отдельно взятая линия сетки, расположенная поперек оси деформации.

Структурные изменения образцов при сверхпластической деформации анализировали при скорости $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и температуре 550°C . EBSD-анализ выявил увеличение доли двойниковых границ в деформированной α -фазе по сравнению с отожженной, при этом в β -фазе наблюдали малоугловые границы (рис. 3.2 а,в). Зерна β -фазы вытягивались вдоль направления деформации, а зерна менее пластичной α -фазы сохраняли равноосность. По результатам ПЭМ исследований размер зерна β -фазы уменьшается при деформации до ультрамелкозернистого состояния, о чем

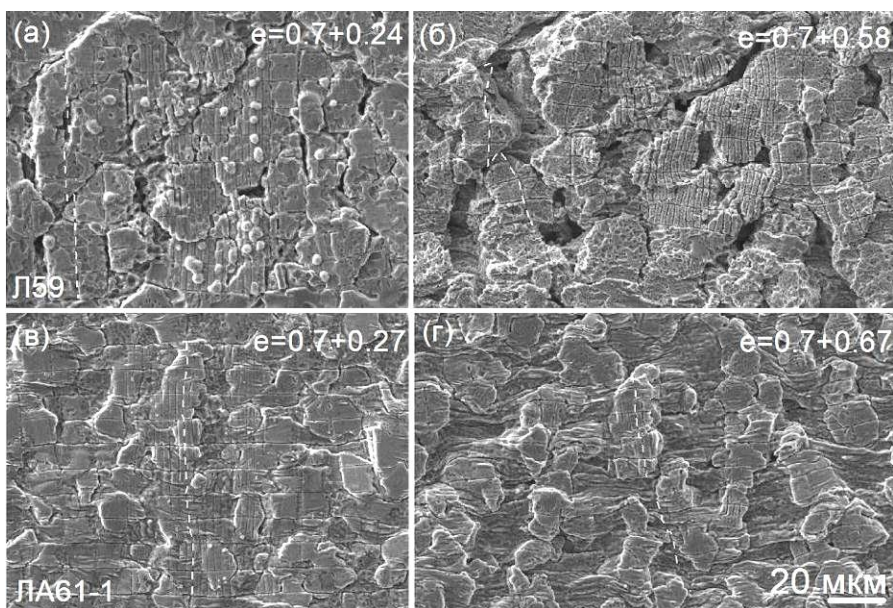


Рис. 3.3 – Изменение поверхности с сетками на устойчивой стадии течения в Л59 (а-б) и ЛА61-1 (в-г)

Вклад ЗГС, рассчитанный по сеткам и по царапинам на установившейся стадии деформации, составил 60-80% в двойной латуни и 20-40% в латуни с 1%Al, при этом, внутризеренная деформация в α -фазе составила 20-30% в обоих сплавах. Определить вклад внутризеренной, как и зернограницной деформации в зернах β -фазы не удалось в

виду значительного размытия поверхностных маркеров.

Сравнение диффузионных характеристик фаз в присутствии дополнительных легирующих элементов проводили на образцах с электролитически осажденной на поверхности медью. Ширина формирующегося в процессе отжига α -слоя на поверхности раздела медь/латунь уменьшается с при добавлении алюминия, т.е. введение алюминия замедляет скорость диффузии Zn. Замедление диффузии, вероятно, является причиной уменьшения вклада ЗГС, и замедления динамического роста β -зерен, что в свою очередь приводит к снижению остаточной пористости.

В четвертом разделе описаны особенности сверхпластической деформации сплавов матричного типа на основе алюминия с исходной перед деформацией рекристаллизованной структурой систем Al-Zn-Mg-Cu и Al-Mg-Mn.

Сплав AA7475. Листы сплава AA7475 (система Al-Zn-Mg-Cu) со средним размером зерна 4.5 ± 0.1 мкм, полученные по стандартной для этого сплава технологии Rockwell, демонстрируют максимальную скоростную чувствительность $m = 0.7$ при скоростях $(1-3) \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ в диапазоне температур 475 - 530 °С. При этом наибольшее относительное удлинение 400% достигнуто при постоянной скорости деформации $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и температуре 500 °С. Эффективная энергия активации сверхпластической деформации составила ~ 112 кДж/моль, что предполагает зернограницное скольжение как основной механизм деформации.

В образцах AA7475 с маркерными царапинами и сетками наблюдали смещения царапин по границам зерен уже на первых ступенях деформации, а при увеличении степени деформации смещения происходят на большую величину, происходит деление некоторых зерен, появление новых зерен и исчезновение зерен с поверхности. На рисунке 4.1 показана эволюция зерен с мелкой сеткой при деформации и схемы, иллюстрирующие изменения положения и формы зерен. Исходная часть зерен с линиями сетки отмечена серым цветом, а вновь образовавшиеся «полосчатые» участки или зоны обозначены белым на схемах на рис. 4.1. Во время деформации прослеживается разворот ($\leq 45^\circ$) и смена соседей зерен, что говорит об активном зернограницном

скольжении. Посчитанный по двум типам маркеров вклад ЗГС увеличивается примерно с 30% при деформации 0.15 до 60% при деформации ≥ 0.7 на установившейся стадии. С увеличением степени деформации у поперечных границ зерен появляются широкие складчатые зоны, ассоциированные с диффузионной ползучестью. Объемная доля складчатых областей оставляет $\approx 50-60\%$ и $30-40\%$ на начальной и устойчивой стадиях деформации, соответственно. При этом деформация тела зерна незначительна практически до разрушения. Вклад внутризеренной деформации достигает только 14% при деформации 1.59, перед разрушением.

Примеры FIB-разрезов образца деформированного до 1.59 на участке между зернами Z и W (1-1) и зернами P и R (2-2) показаны на рис.4.1 (д, е). Из-за эффекта каналирования можно различить границы между зернами Z, N, T, S и W. В S-зерне полосчатая зона является

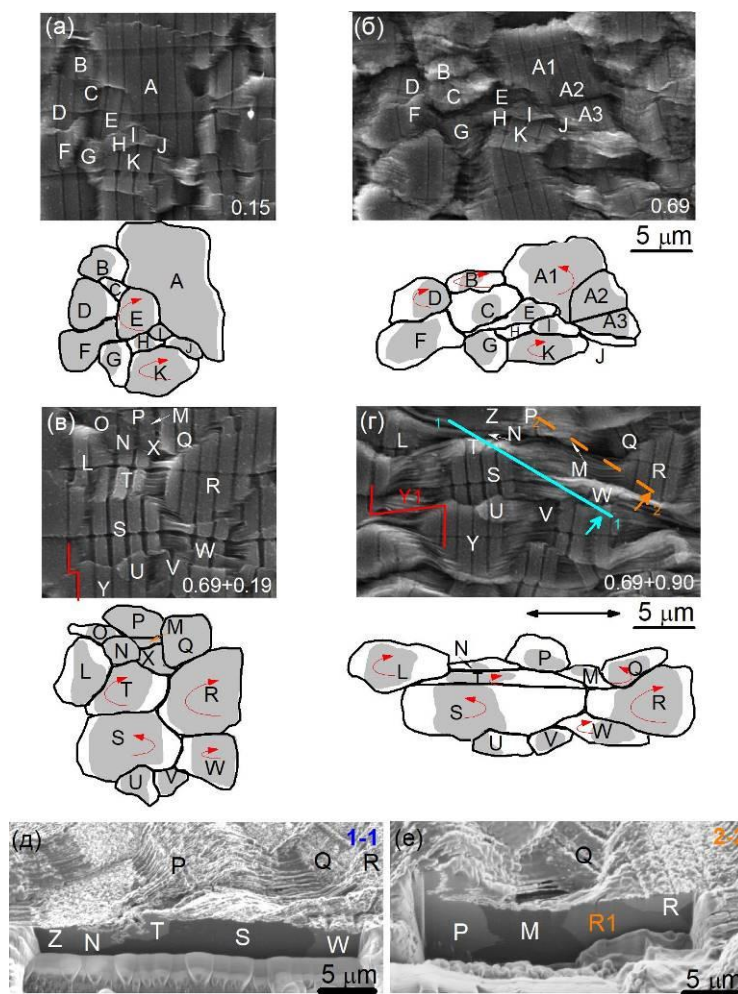


Рис. 4.1 – Изменение поверхности с маркерными сетками во время деформации сплава AA7575 (а-г) на начальной (а-б) и устойчивой стадиях (в-г) со схемами изменения формы зерен; поверхность после 1.59 до FIB-разрезов (г) и изображения FIB-разрезов 1-1 (д) и 2-2 (е)

частью зерна - границы между недеформированной частью и широкой полосчатой зоной не наблюдали. Напротив, такая зона вблизи зерна R принадлежит отдельному зерну R1. Зерно R1 образовывалось на поверхности во время деформации от 1.36 до деформации 1.59, когда и появилась дополнительная зона.

ПЭМ-исследования указывают на повышенную дислокационную активность в приграничных участках зерен при деформации более 0.7, кроме того наблюдали процессы динамической полигонизации при сверхпластической деформации. В структуре присутствуют дисперсоиды хромосодержащей фазы средним размером 42 ± 3 нм. Уже на ранней стадии деформации наблюдали зоны свободные от выделений, что так же свидетельствует о действии диффузионной ползучести. Во время деформации объемная доля пор непрерывно растет, перед разрушением составляет примерно 4.5 %.

Таким образом, диффузионная ползучесть является причиной удлинения зерна, и этот механизм доминирует на начальной стадии деформации при пониженном вкладе ЗГС, роль которого увеличивается с увеличением степени деформации, несмотря на динамический рост зерна. Аккомодация зернограничного скольжения происходит за счет механизмов диффузионной ползучести и дислокационного скольжения на устойчивой стадии деформации, при этом предположено, что дислокационное скольжение локализуется в зонах свободных от выделений, а не теле зерна.

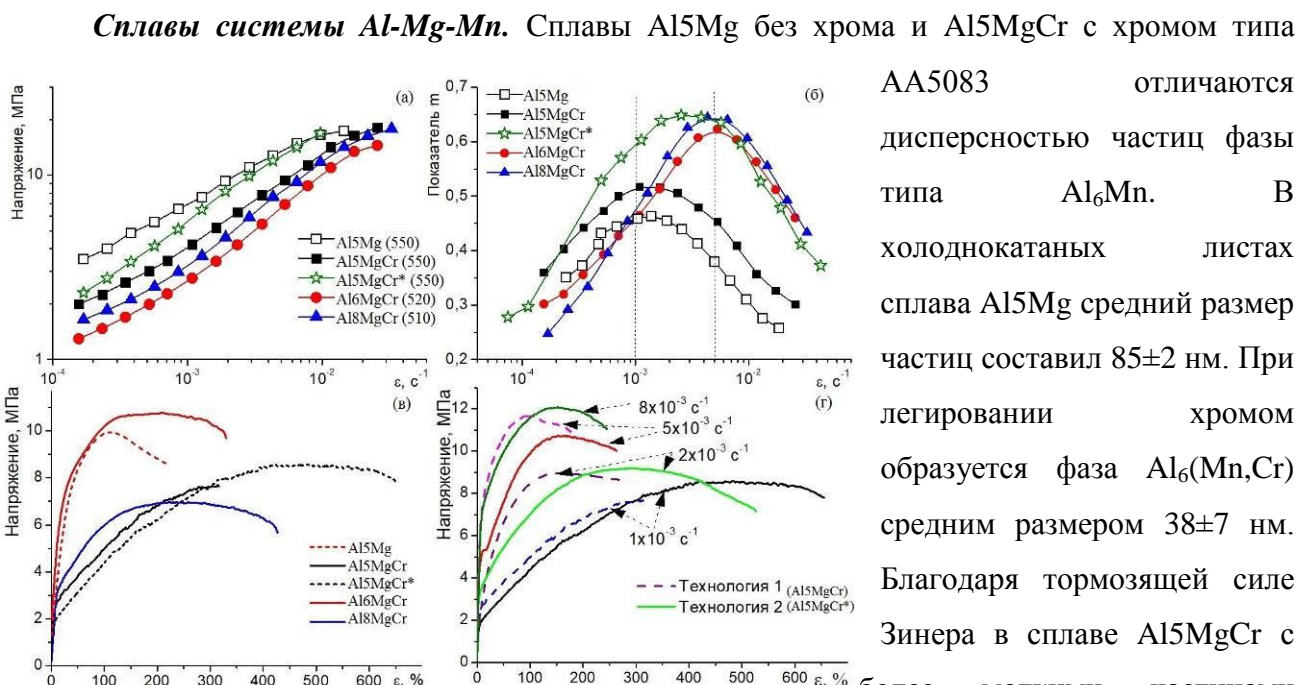


Рис. 4.2 – Зависимость напряжения (а) и показателя скоростной чувствительности m (б) от скорости деформации; зависимость напряжения (в) от степени деформации при скорости $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (г) и кривые деформации сплавов Al5MgCr и Al5MgCr *

Al5Mg – 10.3 ± 0.5 мкм. В результате скоростной диапазон сверхпластичности в сплаве с хромом смещен в сторону несколько больших скоростей деформации (рис. 4.2 а, б). Скоростная чувствительность практически одинакова и приближена к максимальным значениям при скорости $1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, которая была выбрана для исследования структурных изменений. При температуре 550 °С и постоянной скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ напряжение течения для обоих сплавов не превышает 10 МПа, при этом в сплаве с хромом удлинение составило около 310%, а в сплаве без хрома только 210% (рис. 4.2 в).

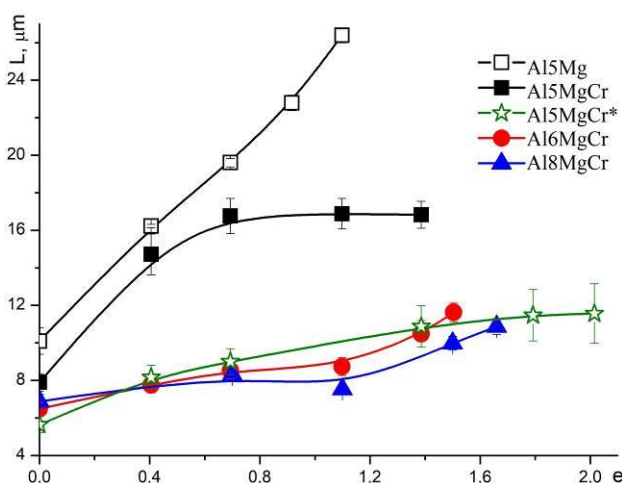


Рис. 4.3 – Изменение среднего размера зерна L с увеличением степени деформации в сплавах с 4.9%Mg (Al5Mg без Cr, Al5MgCr, Al5MgCr*), 6.8%Mg (Al6MgCr) и 7.6%Mg (Al8MgCr)

относительного удлинения с 310% до 650% при скорости $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (рис. 4.2 г). Образцы, полученные по разработанной технологии, сохраняют мелкое зерно вплоть до разрушения (9 мкм против 11 мкм, рис. 4.3), что также приводит к малой остаточной пористости менее 0.6 % при деформации 500 %, по сравнению с 1.1 % (после 300 % деформации) в сплаве с исходной более крупнозернистой структурой.

С увеличением концентрации магния с 4.9 до 7.6 % в сплавах системы Al-Mg-Mn-Cr происходит уменьшение размера рекристаллизованного зерна с 7.7 до 6.5-6.9 мкм (рис. 4.3) при одинаковых условиях обработки, что обеспечивает увеличение и оптимальных значений скорости сверхпластической деформации (с $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при 4.9 % Mg до $5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при 6.8-7.6%Mg) и коэффициента скоростной чувствительности с 0.50 до 0.65 (рис. 4.2 б) при постоянной гомологической температуре $0.97T_{пл}$, обеспечивающей наибольшие удлинения 320-450 % при сверхпластическом течении (рис. 4.2 в). Напряжение течения при оптимальных условиях деформации сплавов не превышает 11 МПа. Объемная доля пор с увеличением содержания магния увеличивается до 2.2-2.5 % перед разрушением, при этом нужно учесть большие значения конечной деформации, при которых проведен анализ.

С целью анализа влияния размера зерна на вклады действующих механизмов при одинаковом химическом и фазовом составе, для сплава с 4.9%Mg (AA5083) была разработана технология получения листа, включающая гетерогенизационный отжиг для выделения β -фазы и обеспечившая перед началом деформации при температуре 550 °С структуру с размером зерна 5.5 ± 0.4 мкм. Технология 2 (Al5MgCr*) обеспечила повышение скоростного диапазона сверхпластичности более чем в пять раз до $8 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ с удлинением до 250 % и рост

Эффективная энергия активации сплава с 4.9 % Mg без добавки хрома составила 174 кДж/моль, в сплаве с хромом 207 кДж/моль, с увеличением количества магния – увеличивается до 250 кДж/моль. Значения для всех «магналиев» существенно выше, чем энергия активации зернограницной самодиффузии алюминия ($Q_{GB} = 84$ кДж/моль) и самодиффузии по телу зерен (142 кДж/моль), т.е. деформация в сплавах этой группы контролируется диффузией по телу зерен, а не по границам, как в сплаве AA7475.

Во всех сплавах можно выделить несколько стадий дислокационной активности: дислокации практически отсутствуют при малых степенях деформации (рис. 4.4 а), а с увеличением деформации выстраиваются в «стенки» (рис. 4.4 б), т.е. обнаружены признаки динамической полигонизации. Плотность дислокаций увеличивается при больших деформациях, наблюдаются скопления дислокаций (рис. 4.4 в).

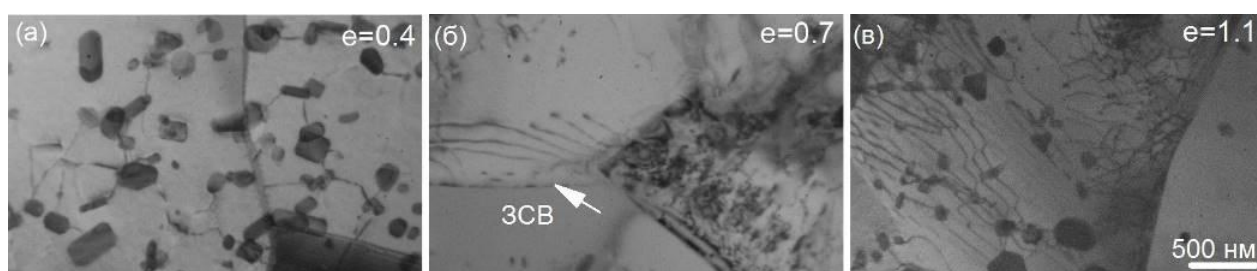


Рис. 4.4 –Изменение дислокационной структуры на примере Al-6.8%Mg-0.6%Mn-0.2%Cr

EBSD-анализ (рис. 4.5) выявил формирование при деформации субграниц, направленных под углом $45^\circ - 90^\circ$ к оси деформации. В сплаве без хрома доля малоугловых границ сохраняется на уровне 15%, а в сплавах с хромом увеличивается с 10-17 % до 34-42 %, что подтверждает протекание динамической полигонизации.

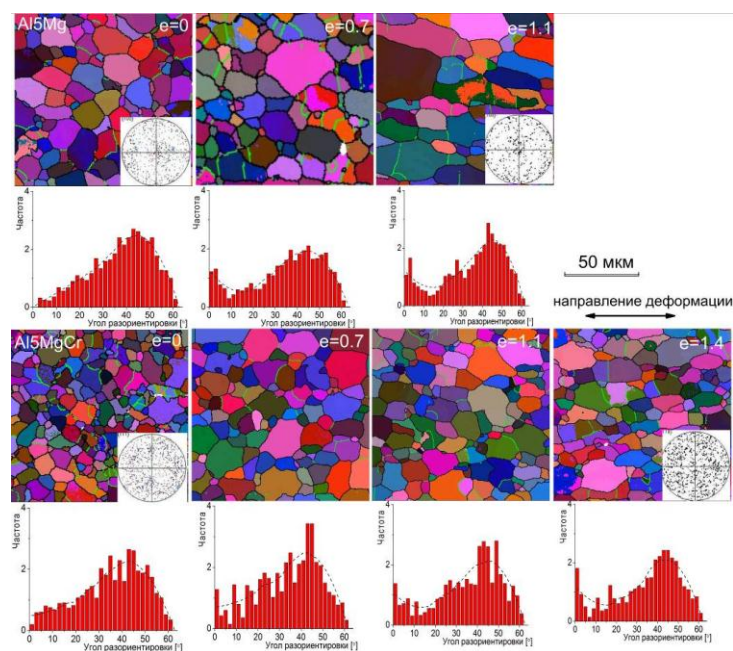


Рисунок 4.5 – EBSD-карты зеренной структуры образцов до и после СПД

Анализом смещений маркерных царапин или линий сетки (рис. 4.6, пример смещений выделен пунктирными линиями) на поверхности сплавов при последовательной деформации образцов, определены вклады зернограницного скольжения и внутризеренной деформации. Конечные значения не зависят от вида маркеров и от скорости деформации в скоростном диапазоне проявления сверхпластичности. Качественные

изменения структуры поверхности в сплавах одинаковы: наблюдали смещение зерен, появление новых границ на поверхности (зерна А и В на рис. 4.6), разворот зерен на угол до 25-30°, появление полосчатых зон (стрелки на рис. 4.6) и рельефа вдоль границ зерен. Характерной для сверхпластической деформации других сплавов смены соседей зерен на деформированной поверхности не наблюдали.

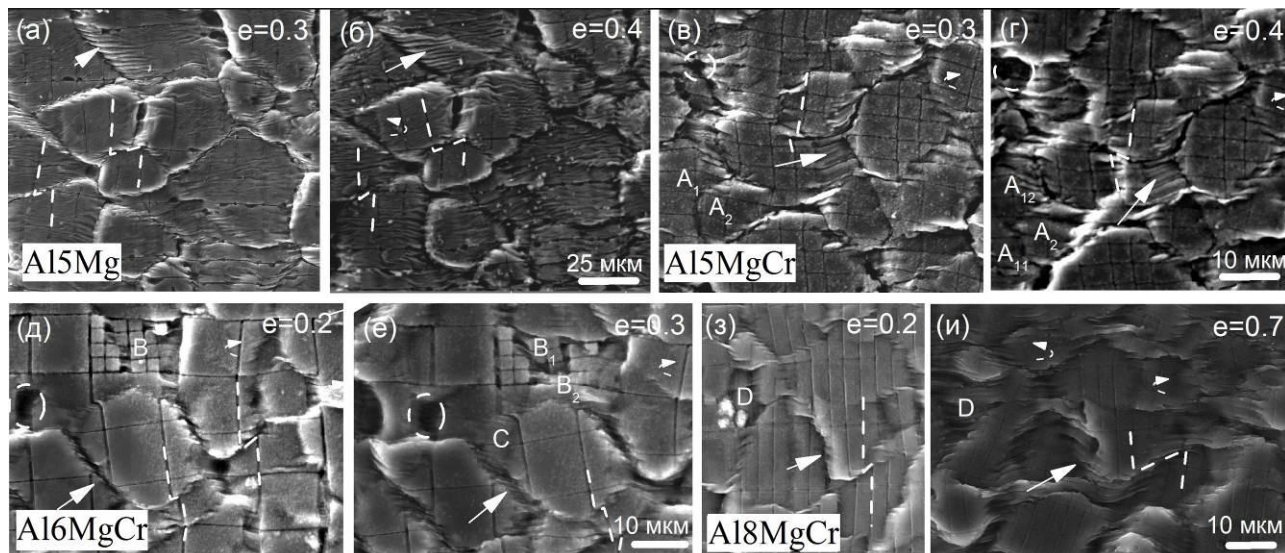


Рис. 4.6 – Изменение поверхности Al-4.9%Mg (а-б), Al-4.9%Mg-0.2%Cr (в-г), Al-6.8%Mg-0.2%Cr (д-е), Al-7.6%Mg-0.2%Cr (з-и) с маркерной сеткой (ось растяжения горизонтальна)

В сплаве Al5Mg без добавки хрома (рис. 4.6 а, б) наблюдается существенная деформация тела зерен – царапины и линии сетки размываются с увеличением степени деформации, а складки оксида наблюдаются по всей поверхности зерен, чего не наблюдали в образцах более мелкозернистых сплавов с хромом. В Al5Mg вклад ЗГС наиболее существенный – 40 % при деформации 0.1 и резко уменьшается до 10-20% с увеличением степени деформации до 0.4, вероятно, из-за динамического роста зерна в процессе деформации, при этом вклад внутризеренной деформации сохраняется на уровне 40%.

В сплавах с хромосодержащими дисперсными частицами, с увеличением концентрации магния, а соответственно с уменьшением размера зерна и повышением его стабильности, вклад ЗГС увеличивается с 10% в сплаве Al5MgCr до 20-30% в сплавах Al6MgCr и Al8MgCr (рис. 4.7), также как в сплаве Al5MgCr *с мелким зерном вклад ЗГС – около 20%.

На начальной стадии деформации в сплавах с хромом значительную роль играет диффузионная ползучесть. В структуре деформированных образцов наблюдали широкие зоны свободные от выделений (ЗСВ), как на поперечных границах зерен, так и в тройных стыках зерен. На поверхности, в местах ЗСВ, образуются полосчатые зоны. Вклад диффузионной ползучести, определенный как по зонам свободным от выделения в объеме образцов, так и по полосчатым зонам на поверхности, составил 60-80% на начальной стадии

деформации. С увеличением степени деформации до 0.7-0.8 и более роль диффузионной ползучести снижается – вклад уменьшается до 20-40% (рис. 4.7 в). При этом, усиливается деформация тела зерна, т.е. вклад дислокационного скольжения возрастает с 10-15% до 20-35%, что так же согласуется с повышением дислокационной активности в объеме образцов. Наибольшая деформация зерен около 35% выявлена в сплаве с Al6MgCr на стадии устойчивого течения, в сплаве Al5MgCr внутризеренная деформация не превышает 25%, а в сплаве Al8MgCr - 20%.

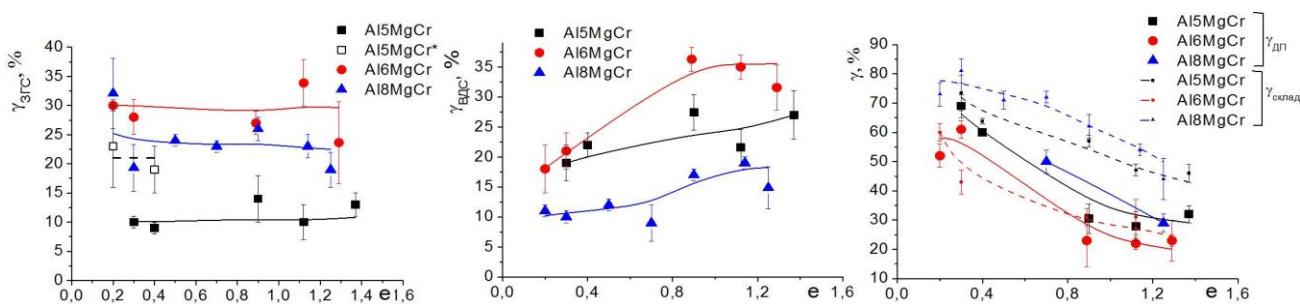


Рис. 4.7 – Вклад механизмов сверхпластической деформации в сплавах

В пятом разделе описаны особенности сверхпластической деформации сплавов с добавками эвтектикообразующих и дисперсоидообразующих элементов, с исходной перед началом деформации частично или полностью нерекристаллизованной структурой, способных к сверхпластичности при повышенных скоростях.

Сплавы Al7Zn и Al7ZnFeNi содержат частицы дисперсоидов $Al_3(Sc,Zr)$ и отличаются только отсутствием или наличием эвтектических частиц Al_9FeNi фазы со средним размером от 0.4 мкм до 2.1 мкм и объемной долей 0.085 ± 0.005 . Сплав Al4Zn содержит в структуре около 10% частиц фазы Al_3Ni со средним размером 1 мкм и дисперсоиды метастабильной фазы Al_3Zr с $L1_2$ структурой.

Сплавы Al7ZnFeNi и Al4ZnNi с крупными частицами обладают сверхпластичностью при скоростях до $8 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ с удлинением более 340 % в интервале температур 400-500 °C (рис. 5.1а). Относительное удлинение до разрушения значительно меньше в сплаве без частиц Al_9FeNi , и сверхпластичность не наблюдается при скоростях деформации выше $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ (пунктирные линии на рис. 5.1а). Максимальные значения удлинения 915 % в сплаве Al7ZnFeNi и только 310 % в сплаве без них достигаются при температуре 480 °C и постоянной скорости деформации $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ (рис. 5.1). Сплавы с крупными эвтектическими частицами обеспечивают более продолжительное устойчивое течение и в 3-4 раза меньшие значения напряжения при одинаковых скоростях и температурах деформации (рис. 5.1 б).

В трех исследованных сплавах значения энергии активации в пределах ошибки одинаковы 80-100 кДж/моль и слабо зависят от степени деформации на установившейся стадии, численное значение близко к значениям энергии активации зернограницной

самодиффузии чистого Al и существенно ниже энергии активации самодиффузии по телу зерен.

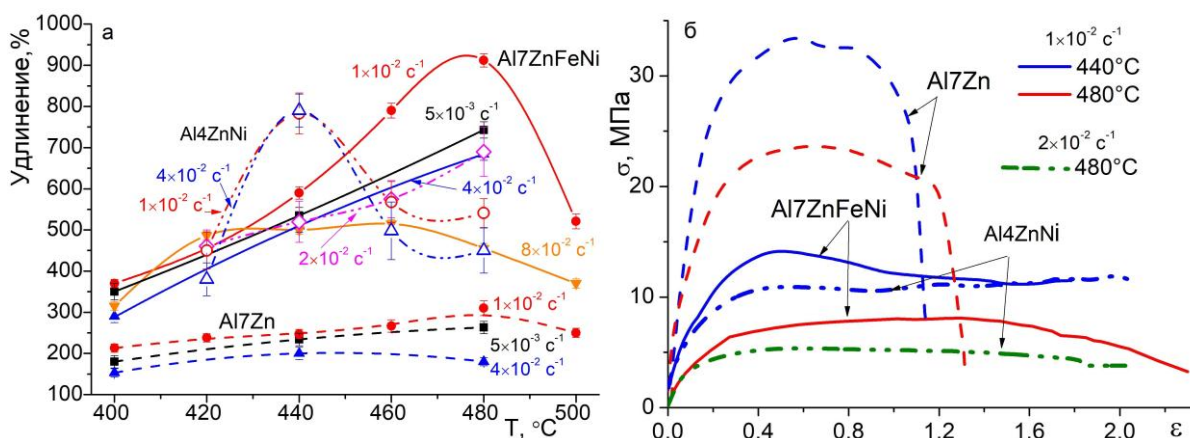


Рис. 5.1 – Кривые удлинение-температура (а) и напряжение-деформация (б)

Анализ зеренной структуры (световая микроскопия и EBSD-анализ, $\epsilon = 0$, рис. 5.2 а, д) показывает, что изученные сплавы перед началом сверхпластической деформации состоят из вытянутых вдоль направления прокатки зерен, характеризующихся высокой долей малоугловых границ (рис. 5.2 а, д) и ярко выраженной текстурой (вставки на рис. 5.2 а, д). Объемная доля рекристаллизованных зерен составляет приблизительно 20 % в сплаве Al7Zn и примерно 35 % в Al7ZnFeNi и 15% - в Al4ZnNi. При этом в сплаве Al7Zn структура сохраняется частично рекристаллизованной до разрыва, а в сплавах с частицами рекристаллизация происходит полнее и на ранних стадиях деформации. Доля субзеренных границ (около 40-50 %) перед началом деформации, во время деформации доля субзерен заметно уменьшается и не превышает 15% перед разрывом.

Размер рекристаллизованного зерна близок во всех сплавах, зерно вырастает с 2.5-3.5 мкм при деформации 0-1.4 до 4.0-4.5 мкм при деформации со скоростью $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ до степеней близких к разрушению. Во время деформации сплава Al4ZnNi со скоростью $2 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ при температуре 440 °C динамического роста зерна не происходит, размер сохраняется на уровне 3.0-3.5 мкм на протяжении всей деформации.

ПЭМ-анализом сплавов с Ni и Fe обнаружены типичные для проявления диффузионной ползучести зоны свободные от выделений при деформации ≥ 1.25 (рис.5.3 е, ж). Зоны свободные от выделений не выявлены в сплаве Al7Zn без крупных эвтектических частиц. Дислокации выстраиваются в стенки, выявлены скопления дислокаций в образцах при всех исследованных степенях деформации (от 0.4 до 1.4). В структуре сплавов наблюдаем метастабильные $L1_2$ -дисперсоиды, которые сохраняют структурный тип во время деформации, при этом размер частиц увеличивается с 6 до 18 нм.

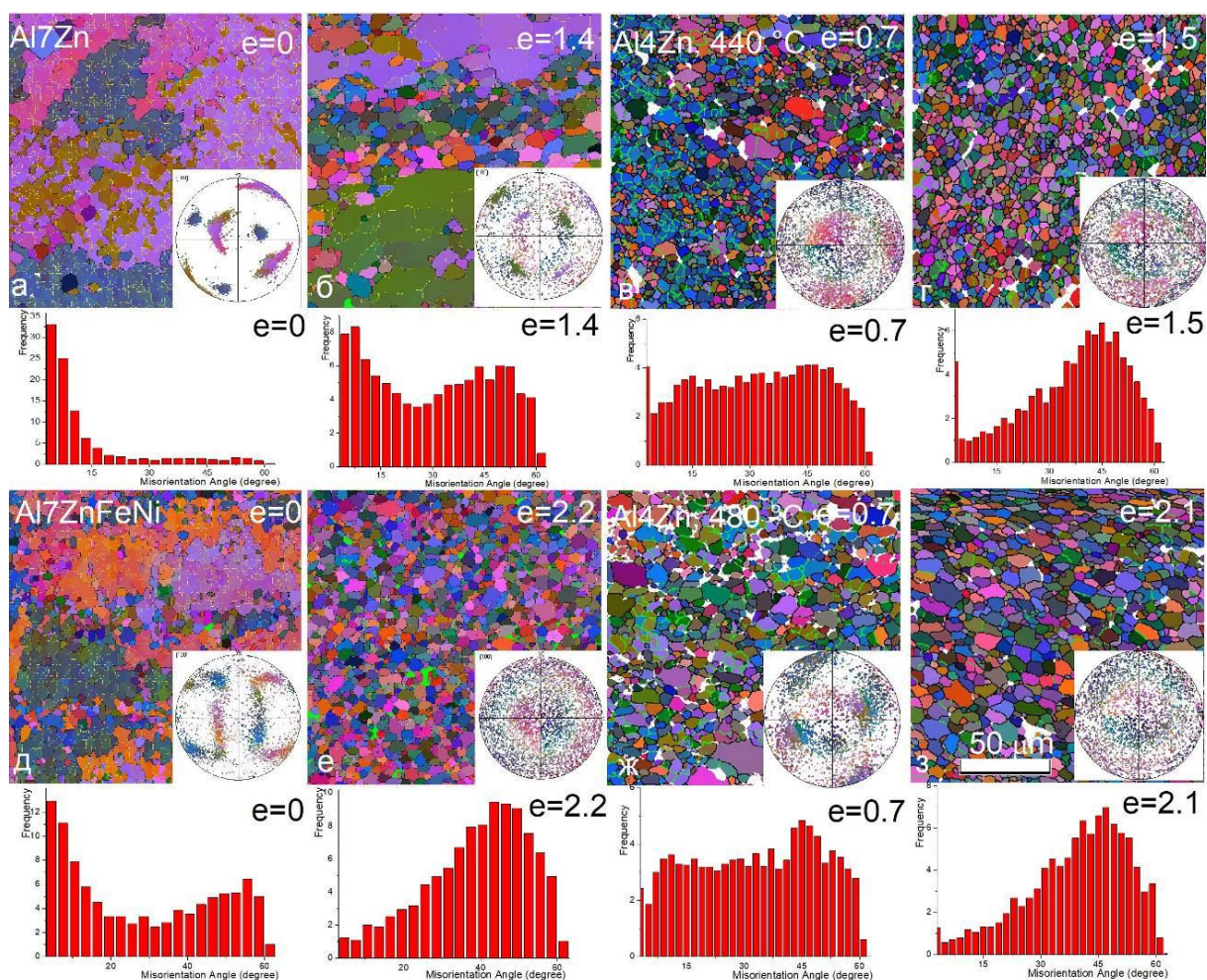


Рис. 5.2 – Ebsd-карты, текстура и разориентировка зерен сплавов после деформации при 480 °C со скоростью $1 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ для сплавов Al7Zn (а-б) и Al7ZnFeNi (д-е), и для Al4ZnNi при 440 °C (в-г) со скоростью $2 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, 480 °C (ж-з) со скоростью $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$

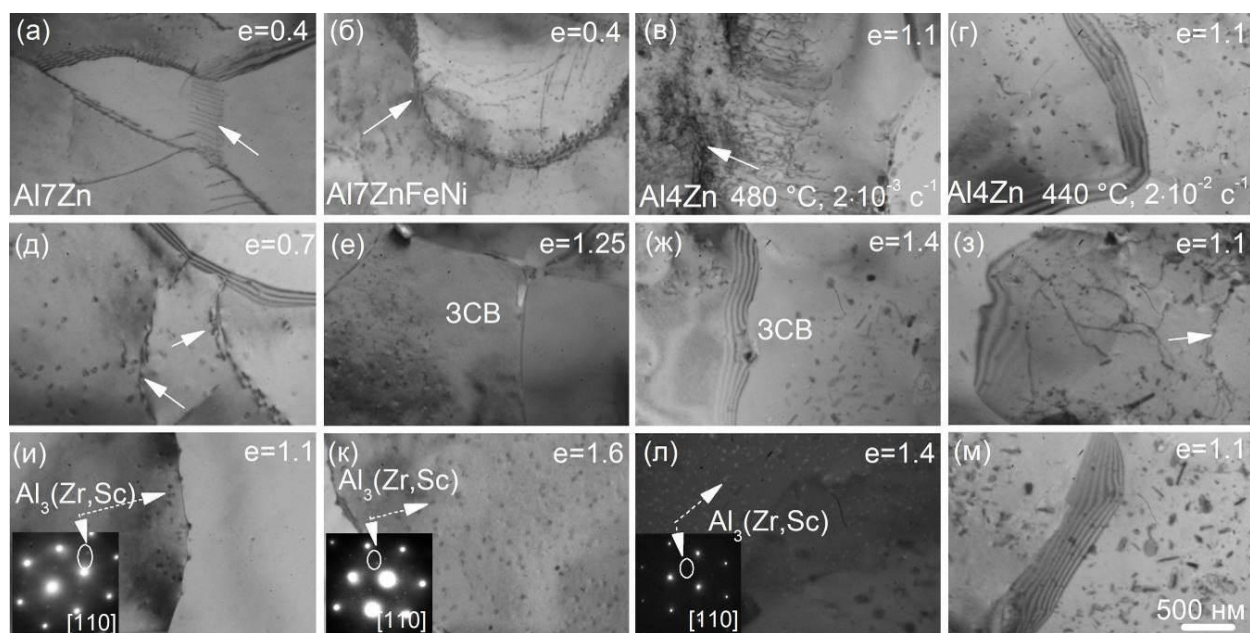


Рис. 5.3 – Дислокационная структура сплавов Al7Zn (а, д, и), Al7ZnFeNi (б, е, к), Al4ZnNi при 480 °C (в, ж, л) со скоростью $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ и при 440 °C (г, з, м) со скоростью $2 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$

Поверхность образцов сравнивали после деформации 0.9 при температуре 480 °С и скорости $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (рис. 5.4). В сплаве без крупных частиц, содержащем только дисперсоиды, сохранились значительные нерекристаллизованные участки на поверхности образца, в то время как в сплаве с частицами структура более однородна. При этом тело зерна сохраняет гладкую поверхность, а около высокоугловых границ наблюдаются характерные складки, развиваются полосчатые зоны.

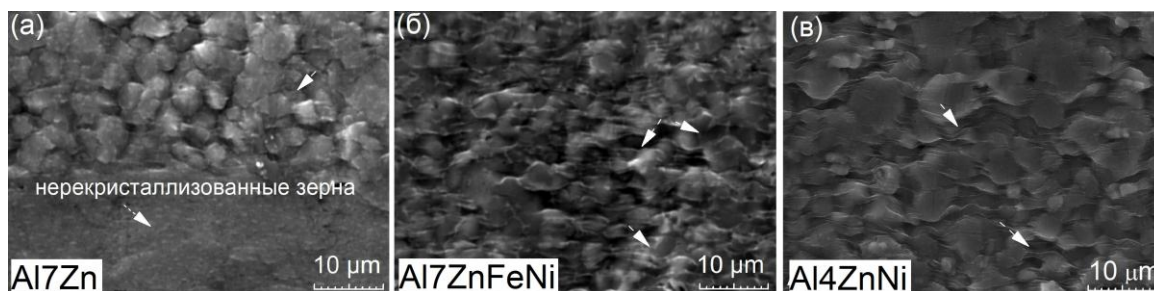


Рис. 5.4 – Сравнение поверхности сплавов после деформации 0.9 (150%) при температуре 480 °С со скоростью $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$

Количественный анализ вкладов действующих механизмов сверхпластической деформации по режимам 480 °С, $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и 440 °С, $2 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ проведен для образцов сплава Al4ZnNi с использованием маркерных сеток. Пример эволюции участка поверхности после деформации представлен на рисунке 5.5, а численные значения полученных вкладов в таблице 5.1.

Таблица 5.1 – Значения вкладов механизмов сверхпластической деформации сплава Al4ZnNi

Режим деформации	Деформация e	ЗГС		“Полосчатые” зоны		ВДС			Макс. угол разворота, °
		ЗГС, $\epsilon_{\text{ЗГС}}$	Вклад ЗГС, γ_{GBS} , %	Зоны, e	Вклад зон, %	Расстояние между маркерами, мкм	ВДС, e	Вклад ВДС, %	
480 °С, $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$	0,69+0,25	0.067±0.02	27±2	0.07±0.03	28±3	1.0±0.01	0,021±0,001	2	3
	0,69+0,40	0.084±0.03	21±3	0.16±0.02	41±2				10
	0,69+0,64	0.189±0.08	30±8	0.23±0.07	35±7				30
440 °С, $2 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$	0.69+0.21	0.026±0.01	12±1	0.07±0.02	32±2	1.1±0.01	0,085±0,001	8	5
	0.69+0.41	0.088±0.06	22±6	0.15±0.03	37±3				15
	0.69+0.61	0.121±0.05	20±5	0.16±0.05	26±5				45

Уже при первой деформации 0.21-0.25 происходят смещения линий маркерной сетки и развороты зерен: при скорости $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ смещения большей величины, однако при высокоскоростной деформации разворот зерен происходит на больший угол. С увеличением степени деформации развиваются полосчатые зоны, что говорит о действии диффузионной

ползучести. Вклад внутризеренного дислокационного скольжения незначительный при скорости деформации $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и достигает 8 % с увеличением скорости на порядок. С увеличением степени деформации до 0.61-0.64 дополнительной деформации тела зерен не происходит.

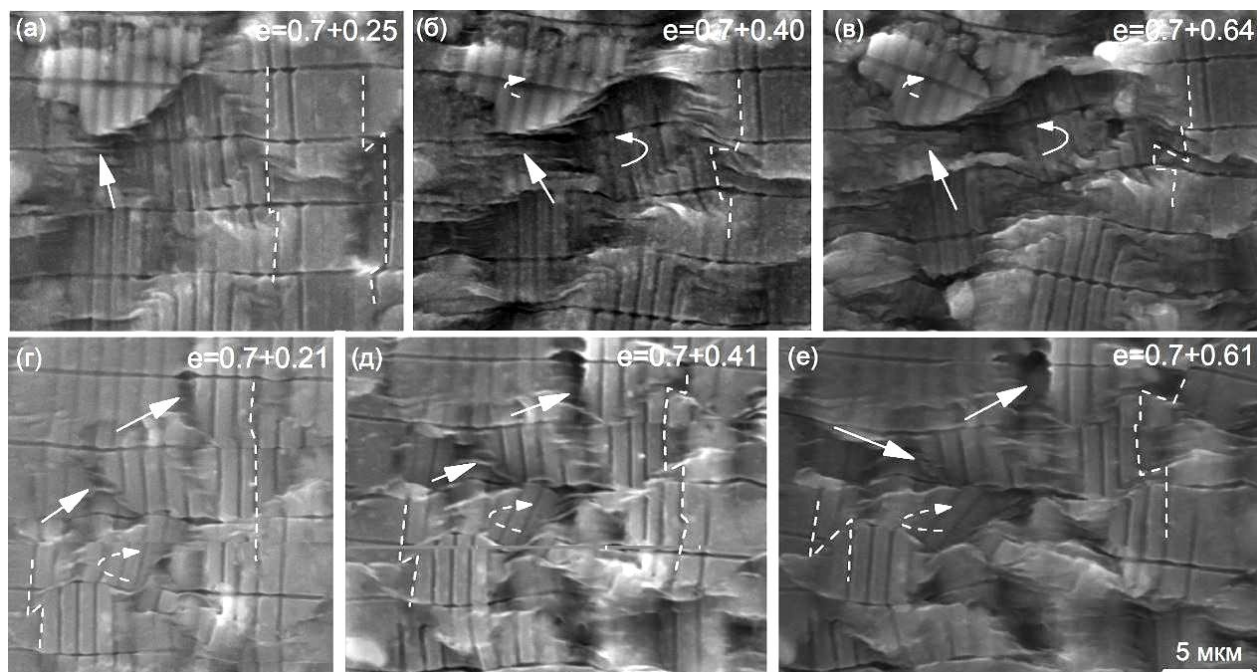


Рис. 5.5 – Изменение поверхности образцов Al4ZnNi с маркерной сеткой при температуре 480 °C и скорости $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (а-в) и при 440 °C, $2 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ (г-е)

Выводы

1. Разработана методика изучения вкладов механизмов сверхпластической деформации (зернограницного скольжения и внутризеренной деформации) в сплавах с использованием маркерных сеток, полученных методом ионного травления. Установлено, что ионное травление не оказывает существенного влияния на структуру и действующие механизмы сверхпластической деформации, так как вклады зернограницного скольжения, определенные по образцам с нанесенной маркерной сеткой и маркерными царапинами совпадают в пределах статистической ошибки определения.

2. Показано, что при сверхпластической деформации двухфазных латуней в β -фазе образуются двойники деформации и происходит динамическая рекристаллизация, приводящая к формированию в процессе деформации ультрамелкозернистой структуры с размером зерен β -фазы от 300 до 600 нм в двойной латуни против от 100 до 300 нм в латуни с добавкой 1 масс.% Al.

3. Установлено, что добавление 0.5-2.2 % алюминия в двухфазную двойную латунь с дуплексной структурой приводит к увеличению относительного удлинения с 300 до

500 % при оптимальной скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и температуре 550 °С, обеспечивающей соотношение фаз α/β близкое к 50/50, благодаря уменьшению пористости с 4-5 до 1.0-1.5 % за счет формирования ультрамелкозернистой структуры в β -фазе, уменьшения вклада зернограницного скольжения с 60-80% в двойной латуни до 20-40% в латуни с алюминием за счет замедления диффузионных процессов при сверхпластической деформации.

4. В сплаве AA7475 системы Al-Zn-Mg-Cu-Cr с исходным средним размером зерен 4.5 мкм выявлены признаки зернограницного скольжения, сопровождаемого скольжением смежных зерен вдоль границ зерен, сменой соседних зерен, вращением зерен с сохранением исходной формы тела зерен, появлением и исчезновением зерен на поверхности образца. Аналогичные эффекты за исключением смены соседей зерен, появления и исчезновения зерен с поверхности образца обнаружены в сплавах системы Al-Mg-Mn-Cr с размером исходных зерен от 5.5 до 7.7 мкм. При этом, в AA7475 угол разворота достигает 45°, а в сплавах системы Al-Mg-Mn-Cr не превышает 30°.

5. В сплавах системы Al-Mg-Mn-Cr и сплаве AA7475 системы Al-Zn-Mg-Cu-Cr при деформации появляются широкие «полосчатые» зоны. Анализ приповерхностной структуры в области таких зон обнаруживает их принадлежность телу соседних зерен и формирование под ними зон свободных от выделений. Последнее позволяет полагать, что появление «полосчатых» зон вызвано, в основном, действием диффузионной ползучести.

6. Показано, что в сплаве AA7475 при оптимальных температурно-скоростных условиях сверхпластической деформации соотношение вкладов действующих механизмов изменяется при переходе от начальной ($\epsilon=0.15-0.69$) до установившейся ($\epsilon=0.69-1.59$) стадии деформации. При этом, вклад зернограницного скольжения увеличивается с 30% до 60%, деформация тела зерна незначительна, наблюдается только перед разрушением, и обеспечивает вклад общую деформацию около 14%, а вклад диффузионной ползучести, оцененный по «полосчатым» зонам на поверхности образца, уменьшается с 60 до 30-40 %.

7. Наибольший вклад зернограницного скольжения в 40% среди исследованных «магналиев» выявлен на начальной стадии деформации в сплаве Al-Mg-Mn без хрома. В сплавах системы Al-Mg-Mn-Cr вклад зернограницного скольжения не зависит от степени деформации и увеличивается в среднем с 10% при 4.9%Mg до 30% при 6.8%Mg. Уменьшение вклада зернограницного скольжения из-за легирования хромом можно объяснить сдерживанием перемещения границ зерен частицами дисперсоидов, а увеличение вклада зернограницного скольжения при увеличении концентрации магния с 4.9 до 7.6 % объяснено уменьшением размера зерна.

8. По результатам анализа эволюции зон свободных от выделений, образующихся при сверхпластической деформации, установлено, что в сплавах системы Al-Mg-Mn-Cr при сверхпластическом течении доминирует диффузионная ползучесть. Вклад диффузионной ползучести уменьшается с 60-70% на начальной до 20-40% на устойчивой стадии деформации, при этом деформация тела зерна, ассоциированная с действием дислокационной ползучести, увеличивается с 10-20% на начальной до 20-35% на устойчивой стадии деформации, что подтверждается ростом дислокационной активности в объеме образцов.

9. Разработана технология получения листа сплава с Al-4.9% Mg-0.6% Mn-0.2% Cr (AA5083), включающая гетерогенизационный отжиг, позволяющая благодаря уменьшению среднего размера зерна до 5.5 мкм повысить скорость сверхпластической деформации в два раза с 1 до $5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Показано, что при одинаковых условиях сверхпластической деформации уменьшение размера зерна в сплаве приводит к увеличению вклада зернограничного скольжения с 10 до 20%.

10. Показано, что в процессе сверхпластической деформации при температурах 440-480 °C и скоростях деформации $2 \cdot 10^{-3} - 2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ сплавов Al-Zn-Mg-Zr/Sc с крупными частицами (Al_3Ni , Al_9FeNi) проходит динамическая рекристаллизация, обеспечивающая формирование мелкозернистой структуры с размером зерна менее 4 мкм. В сплавах обнаружены зоны свободные от выделений и отмечен рост частиц L_{12} -фазы с 6 до 12-18 нм, при этом в процессе деформации частицы сохраняют L_{12} -структуру и когерентность матрице, а дислокационная активность увеличивается с увеличением степени деформации.

11. Анализ эволюции структуры поверхности образцов сплава системы Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr с бимодальным распределением частиц эвтектических Al_3Ni и нанометрических дисперсоидов Al_3Zr и со средним размером зерна 3.5 мкм показал, что вклад зернограничного скольжения составляет 21-33%, а внутризеренной деформации <10% при режиме деформации 480 °C и $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, при этом зернограничное скольжение несколько менее развито – 12-22%, а внутризеренная деформация более существенна до 40% при 440 °C и $2 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, при доле полосчатых (диффузионных) зон 30-40% при деформации по обоим режимам. Пониженный вклад зернограничного скольжения в сплаве по сравнению со сплавом AA7475 аналогичной системы легирования Al-Zn-Mg-Cu-Cr можно объяснить закреплением границ зерен дисперсоидами нанометрических размеров.

Список основных публикаций автора по теме диссертации:

1. Яковцева О.А., Михайловская А.В., Левченко В.С., Иржак А.В., Портной В.К., Исследование действующих механизмов сверхпластической деформации в сплаве системы Al-Mg-Mn. ФММ Т.116 в. 9, 2015. с. 957–965.
2. Mikhaylovskaya A.V., Yakovtseva O.A., Golovin I.S., Pozdniakov A.V., Portnoy V.K., Superplastic deformation mechanisms in fine-grained Al–Mg based alloys, Materials Science & Engineering A 627, 2015, p. 31–41.
3. Yakovtseva O.A., Mikhaylovskaya A.V., Mochugovskiy A.G., Cheverikin V.V., Portnoy V.K., Superplastic deformation mechanism in high magnesium contenting aluminum alloy, Material Science Forum, Vols 835-839, 2016, p. 66-71.
4. Яковцева О.А., Михайловская А.В., Котов А.Д., Портной В.К., Влияние легирования на сверхпластичность двухфазных латуней, ФММ, 2016, том 117, № 7, с. 765–772.
5. Mikhaylovskaya A.V., Yakovtseva O.A., Cheverikin V.V., Kotov A.D., Portnoy V.K., Superplastic behaviour of Al-Mg-Zn-Zr-Sc-based alloys at high strain rates, Materials Science&EngineeringA, 659,2016, p. 225–233.
6. Yakovtseva O.A., Mikhaylovskaya A.V., Pozdniakov A.V., Kotov A.D., Portnoy V.K., Superplastic deformation behaviour of aluminium containing brasses, Materials Science & Engineering A 674, 2016, p. 135–143.
7. Портной В.К., Яковцева О.А., Кищик А.А., Медведева С.В., Михайловская А.В., Использование гетерогенизации для улучшения показателей сверхпластичности сплава AA5083, Металлург, 2018, №5, с. 45-49.
8. Mikhaylovskaya A.V., Yakovtseva O.A., Sitkina M.N., Kotov A.D., Irzhak A.V., Krymskiy S.V., Portnoy V.K., Comparison between superplastic deformation mechanisms at primary and steady stages of the fine grain AA7475 aluminium alloy, Materials Science and Engineering: A, Volume 718, 7 March 2018, P. 277-286.