

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ И КОМПОЗИТОВ

УДК 538.915

ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

© 2010 г.

В.Н. Перевезенцев^{1,2}

¹Нижегородский госуниверситет им. Н.И. Лобачевского

²Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

pevn@uic.nnov.ru

Поступила в редакцию 13.05.2010

Проанализировано влияние режимов интенсивной пластической деформации (равноканального углового прессования и кручения под высоким давлением) на параметры микроструктуры, фазовый состав и характеристики сверхпластичности промышленных алюминиевых сплавов 1421 и 1570. Показано, что создание в этих сплавах термостабильной субмикро- и нанокристаллической структуры обеспечивает реализацию высокоскоростной и низкотемпературной сверхпластичности. Установлены отличительные особенности высокоскоростной сверхпластичности и дана оценка вклада различных механизмов пластического течения в общую деформацию. Рассмотрена роль неравновесного состояния границ зерен в реализации эффектов высокоскоростной и низкотемпературной сверхпластичности.

Ключевые слова: нанокристаллические сплавы, сверхпластичность, границы зерен.

Введение

Сверхпластическая формовка (СПФ) является перспективной материалосберегающей технологией получения деталей и элементов конструкций сложной геометрии [1–4]. Однако у большинства используемых в настоящее время конструкционных сверхпластичных сплавов оптимальная скорость деформации невелика ($\dot{\epsilon} \sim 10^{-4} \div 10^{-3} \text{ с}^{-1}$) и время изготовления изделий достигает десятков минут. В силу этого СПФ используется в основном в мелкосерийном производстве. Применение технологии СПФ в массовом производстве требует разработки новых материалов, способных деформироваться в состоянии сверхпластичности при значительно более высоких скоростях деформации. В этой связи вызывает повышенный интерес обнаружение высокоскоростной сверхпластичности ($\dot{\epsilon} \leq 10^{-2} \text{ с}^{-1}$) в объемных субмикрокристаллических (СМК) и нанокристаллических (НК) сплавах, полученных методами интенсивной пластической деформации.

В настоящей работе рассмотрены результаты оригинальных исследований высокоскоростной сверхпластичности (ВССП) промышленных

алюминиевых сплавов 1421 (Al-5.5% Mg-2.2% Li-0.12% Zr-0.2% Sc) и 1570 (Al-5.6% Mg-0.4% Mn-0.32% Sc), проведенных коллективом кафедры физического материаловедения ННГУ им. Н.И. Лобачевского в сотрудничестве с НФ ИМАШ РАН и Уфимским государственным авиатехническим университетом.

1. Микроструктура сплавов после интенсивной пластической деформации

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) может быть успешно использована для получения объемных субмикрокристаллических металлов и сплавов, обеспечивая тем самым условия для достижения сверхпластических свойств при относительно низких температурах и высоких скоростях деформации [5, 6]. При этом одним из важных факторов является термическая стабильность зёрненной структуры при повышенных температурах сверхпластической деформации (СПД). Повышение стабильности зёрненной структуры достигается путем введения в сплав дисперсных частиц выделений второй фазы. В сплавах системы Al-Mg-Sc высокая

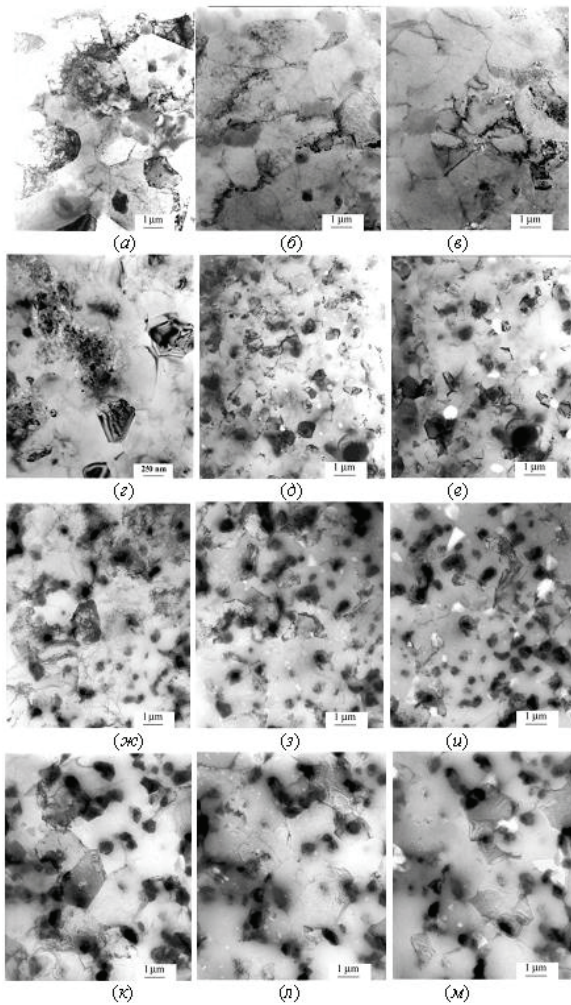


Рис. 1. Микроструктуры алюминиевого сплава 1421 после РКУ прессования при 340°C (маршрут 1, (а, б, в)), 370°C (маршрут 2, (з, д, е)), 390°C (маршрут 3, (жз, з, и)) и 410°C (маршрут 4, (к, л, м)), при этом, структуры после РКУ прессования (левый столбец); после *in situ* нагрева в ПЭМ при 270°C (в середине) и при 400°C (правый столбец)

термостабильность зёрненной структуры может быть достигнута вследствие формирования мелкодисперсных выделений типа Al_3Sc [7, 8].

Рассмотрим экспериментальные результаты по изучению микроструктуры промышленных сплавов 1421 и 1570, подвергнутых равнонаправленному угловому прессованию (РКУП) и кручению под высоким давлением (ИПДК). Отметим, что сплав 1421 по своему химическому составу близок к сплаву 1420. Однако введение в сплав 1421 дополнительно 0.2% Sc способствует более сильному измельчению структуры в процессе РКУП, а также более интенсивному подавлению роста зерен в процессе СПД, за счет образования дополнительных частиц Al_3Sc .

Для формирования СМК структуры в сплаве 1421 были использованы несколько режимов

РКУП при температурах 340°C, 370°C, 390°C и 410°C. Минимальный размер зерен 0.4 мкм был получен после РКУП при температуре 370°C. Наряду с ультрамелким зерном в данных образцах наблюдали множество частиц выделений вторых фаз, способствующих термической стабильности. Энергодисперсионный анализ показал, что эти частицы имеют сложный химический состав (рис. 1).

Измельчение структуры до нанометрических размеров достигалось методом ИПДК. После закалки в воду с температуры 500°C (выдержка 30 минут) образцы сплава 1421, были подвергнуты кручению (5 оборотов) под давлением $P = 6$ ГПа при температурах 20°C, 120°C, 300°C, 340°C и 370°C с целью поиска режимов, обеспечивающих как можно меньшие размеры зёрен, и условий стабилизации зёрненной структуры за счет динамического распада пересыщенного твердого раствора. В сплавах данной системы с добавками скандия основным стабилизатором являются частицы Al_3Sc фазы, которые оказывают антирекристаллизационное влияние на структуру деформированных и термообработанных образцов. Сильная склонность к коагуляции этих частиц при длительных выдержках в процессе высокотемпературного нагрева подавляется наличием Zr в результате образования дисперсоидов сложного соединения типа $Al(Mg,Sc,Zr)_x$. Известно, также, что выше температуры 250°C начинается выделение $AlLi$ фазы преимущественно по границам зерен и тройным стыкам растворяющейся лишь при температурах 425°C–500°C.

Электронномикроскопические исследования микроструктур образцов сплава 1421, полученных при различных температурах ИПДК, показало их сильное отличие. Структуры образцов, полученных при комнатной температуре и 120°C, по фазовому составу (наличию дисперсных частиц размером 20–40 нм с общей долей ~ 5%) качественно не отличались друг от друга. Однако в первом случае наблюдали однородную структуру с минимальным размером зерен 80 нм, тогда как во втором случае структура была неоднородной и наряду с очень мелким размером зерен размером 40 нм имелись зерна со средним размером до 500 нм.

По последним трем режимам ИПДК была получена однородная нанокристаллическая структура, со средним размером зерен ~ 100 нм и, в отличие от двух предыдущих режимов, зерна имели равноосную форму. При этом образцы отличались по фазовому составу. Если после ИПДК при температуре 300°C в структуре на-

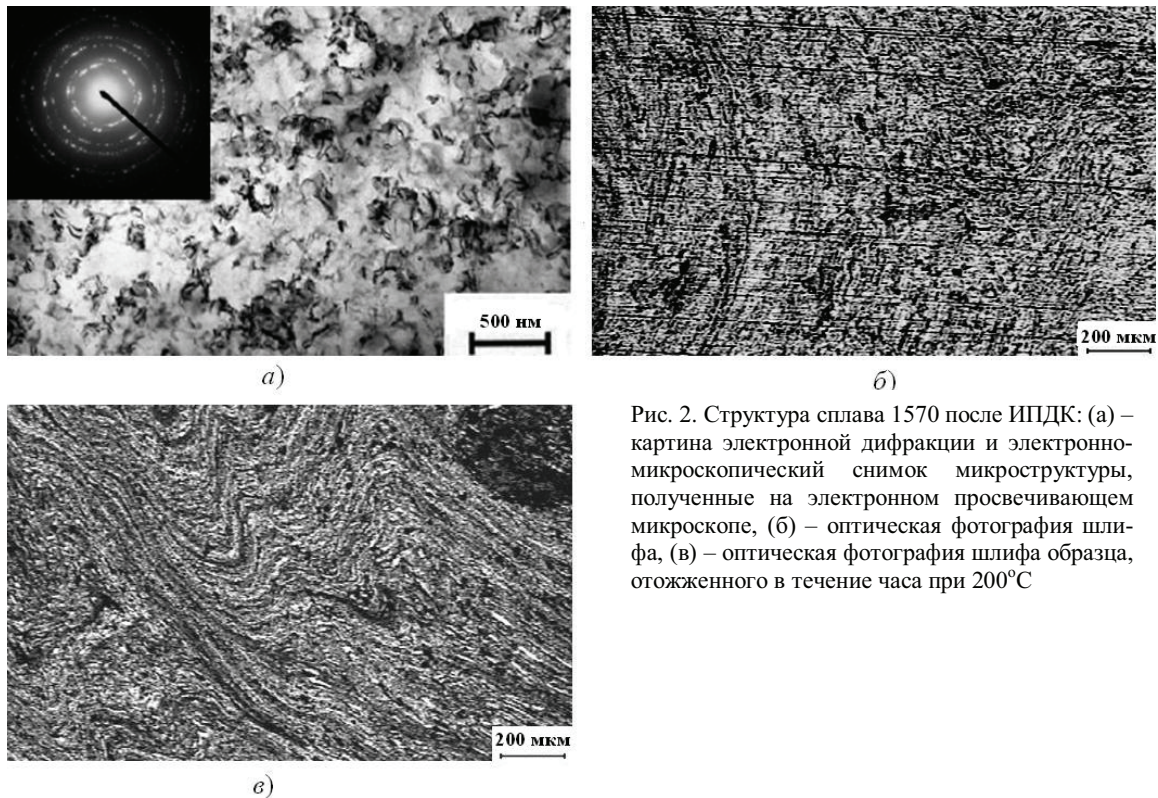


Рис. 2. Структура сплава 1570 после ИПДК: (а) – картина электронной дифракции и электронно-микроскопический снимок микроструктуры, полученные на электронном просвечивающем микроскопе, (б) – оптическая фотография шлифа, (в) – оптическая фотография шлифа образца, отожженного в течение часа при 200°С

блюдали частицы фазы $\text{Al}(\text{Mg}, \text{Sc}, \text{Zr})_x$ со средним размером 60–70 нм, то при остальных температурах они отсутствовали. Во всех трех партиях образцов, подвергнутых ИПДК в диапазоне температур 300°С ÷ 370°С, присутствовали частицы AlLi фазы.

Таким образом, экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что структурно-фазовое состояние алюминиевого сплава 1421 сильно зависит от режимов ИПД. При этом после РКУП по оптимальному режиму удалось сформировать средний размер зерен 400 нм, тогда как после ИПДК средний размер зерен матрицы составил около 100 нм.

НК структура сплава 1570 (с размером зерна ~ 80 нм) была получена методом ИПДК на установке СКРУДЖ–200 (температура комнатная; давление 6 ГПа; количество оборотов 5). Зерна исходного материала были вытянуты вдоль оси волочения и имели размеры 25–70 мкм.

Результаты электронно-микроскопических исследований позволяют охарактеризовать структуру после ИПДК как однородную на микроуровне (рис. 2а). Однако при оптическом увеличении на фоне однородной структуры становятся заметны длинные линии (следы пластического течения), указывающие на то, что на фоне ламинарного течения происходили сдвиги протяженных областей (слоев) материала относительно друг друга (рис. 2б). Расположение линий коррелирует с направлением

движения Пуансона при ИПДК. В отдельных областях материала видны следы завихрения пластического течения, которые становятся более заметными при низкотемпературном отжиге (рис. 2в).

2. Исследование высокоскоростной сверхпластичности

2.1. Сверхпластичность сплава 1421, полученного методом РКУП

Результаты испытаний сплава 1421 на растяжение показали, что при температуре 400°С и скорости деформации 10^{-2} с^{-1} наблюдается существенное различие в сверхпластическом поведении образцов, полученных по различным режимам ИПД (рис. 3). Пластичность сплава после РКУП при 340°С, когда не происходит образование выделений, способствующих уменьшению роста зерен, оказалась наименьшей среди исследованных образцов. Высокую пластичность при растяжении наблюдали на образцах, полученных методом РКУП при температурах от 370°С до 410°С. Сплав, полученный при температуре прессования 370°С (рис. 3), имел наименьший размер зерна и наибольшую пластичность при растяжении (относительное удлинение до разрушения ~ 1500% при испытаниях с начальной скоростью деформации 10^{-1} с^{-1} и порядка 1300% при начальной скорости деформации 10^{-2} с^{-1}).

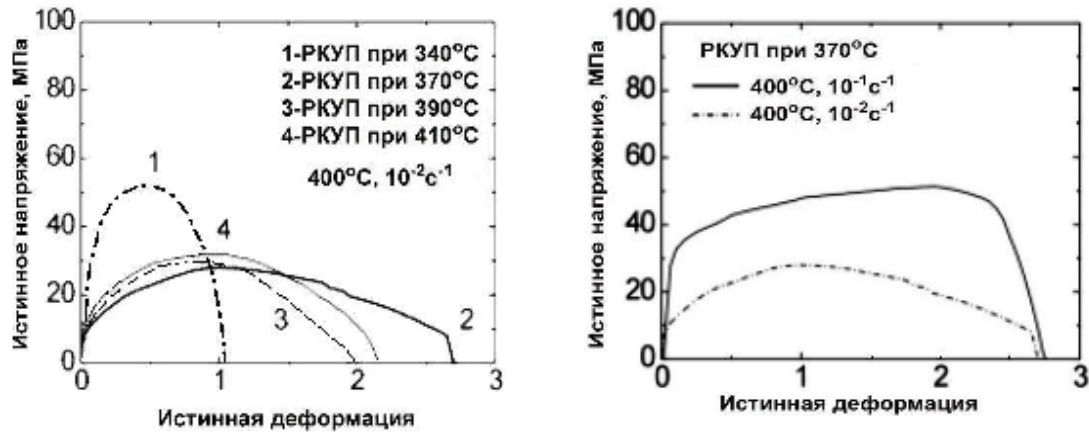


Рис. 3. Кривые «напряжение–истинная деформация» для сплава 1421: (а) после прессования при различных температурах и испытания при 400°C с начальной скоростью деформирования 10⁻² с⁻¹; (б) после прессования при 370°C и испытания при 400°C при различных скоростях деформации

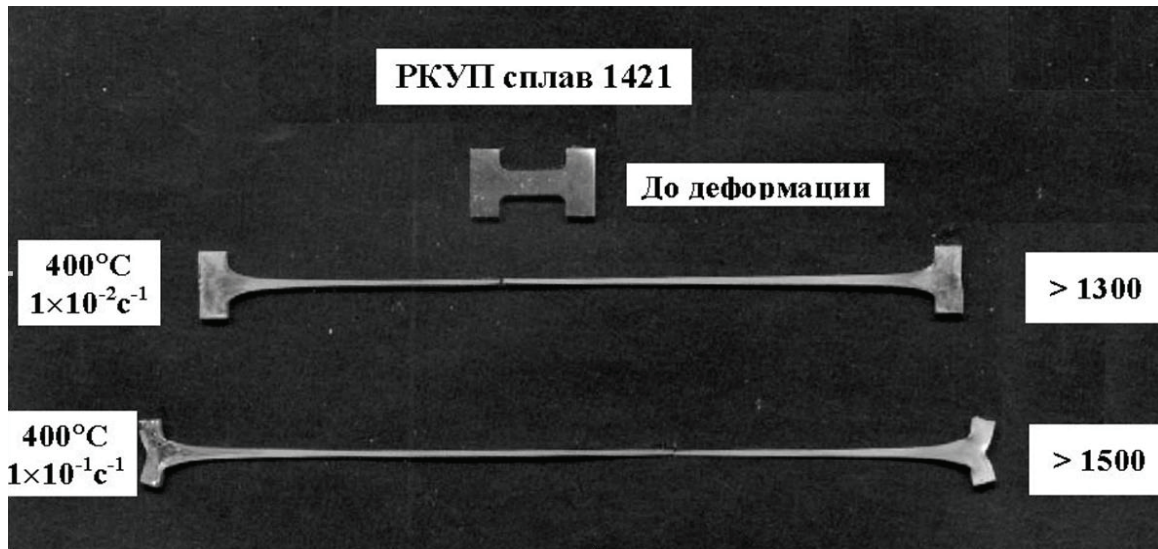


Рис. 4. Вид образцов, полученных РКУ прессованием при температуре 370°C, продемонстрировавших высокоскоростную сверхпластичность (сверху исходный образец)

Внешний вид этих образцов указывает на отсутствие визуально наблюдаемой шейки, что свидетельствует о характерном для СПД высоком сопротивлении локализации пластического течения (рис. 4). Коэффициенты скорости чувствительности напряжения течения m , для скоростей деформаций $\sim 10^{-1}$ с⁻¹ и $\sim 10^{-2}$ с⁻¹, определенные методом переключения скоростей, оказались равными 0.22 и 0.34, соответственно. Отметим, что эти значения заметно ниже, чем для обычной сверхпластичности, где $m \approx 0.5$.

2.2. Сверхпластичность сплава 1421, полученного методом ИПДК

Испытания на растяжение при различных температурах наноструктурного сплава 1421

продемонстрировали способность образцов деформироваться в режиме высокоскоростной сверхпластичности. Например, высокоскоростную сверхпластичность при скорости растяжения 10⁻² с⁻¹ с максимальным удлинением 590% наблюдали при температуре 375°C и напряжении течения 46 МПа (рис. 5).

При температуре 350°C и скорости растяжения 10⁻² с⁻¹ наибольшее удлинение до разрушения 1030% продемонстрировал образец, полученный по режиму ИПДК при 370°C. Внешний вид образца свидетельствовал об однородном удлинении без образования видимой шейки, что является типичным признаком сверхпластического течения. Отметим, что полученное в нанокристаллическом сплаве 1421 удлинение до разрушения 1030% заметно превосходит удли-

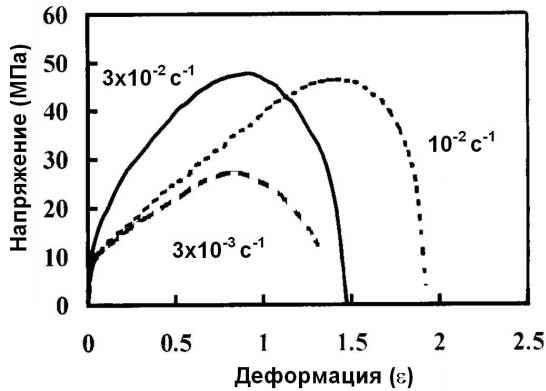


Рис. 5. Кривые напряжение–истинная деформация для сплава 1421 после интенсивной пластической деформации кручением при 375°C и при различных скоростях деформации

нение 770% нанокристаллического сплава 1420, полученного аналогичным методом ИПДК [7].

Исследование механических свойств при температуре 120°C показало, что нанокристаллические образцы сплава 1421 проявляют пластичность 120% при высоком напряжении течения 250 МПа (рис. 6б) и, следовательно, могут быть

подвергнуты формообразованию при данной температуре для получения изделий сложной формы. Эти результаты находятся в согласии с общей тенденцией к повышению механических свойств (сочетание высокой прочности и пластичности, низкотемпературная сверхпластичность), которая наблюдалась также на примере других наноструктурных алюминиевых сплавов, полученных методами ИПДК.

На рис. 7а представлены примеры определения параметра n , определяемого как $n = 1/m$, где m – коэффициент скоростной чувствительности напряжения течения для сплава, полученного методом ИПДК при 350°C и 375°C. Расчетное значение параметра n (при величине истинной деформации, равной 0.4) оказалось близко к 3.4. Нужно отметить, что данное значение существенно выше $n=2$, которое обычно ассоциируется со структурной сверхпластичностью, обусловленной развитием зернограничного проскальзывания.

Расчеты показали, что энергия активации пластической деформации на стадии устойчивого пластического течения в сплаве 1421 (при истинной деформации $\epsilon = 0.4$ и параметре $n = 3.4$) равна 69 кДж/моль (рис. 7б), что суще-

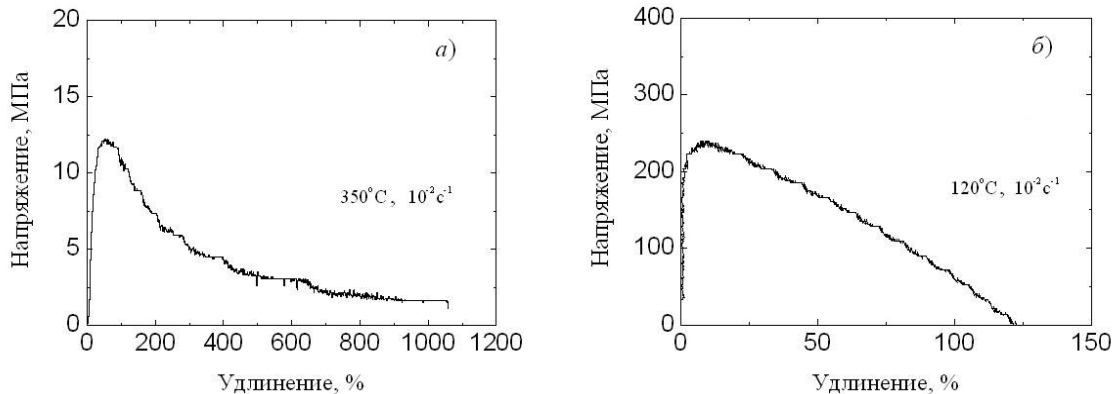


Рис. 6. Диаграммы напряжение–удлинение для нанокристаллических образцов иллюстрирующие низкотемпературную сверхпластичность в сплаве 1421: (а) образец, полученный по режиму «ИПДК при 370°C»; (б) образец, полученный по режиму «ИПДК при 300°C»

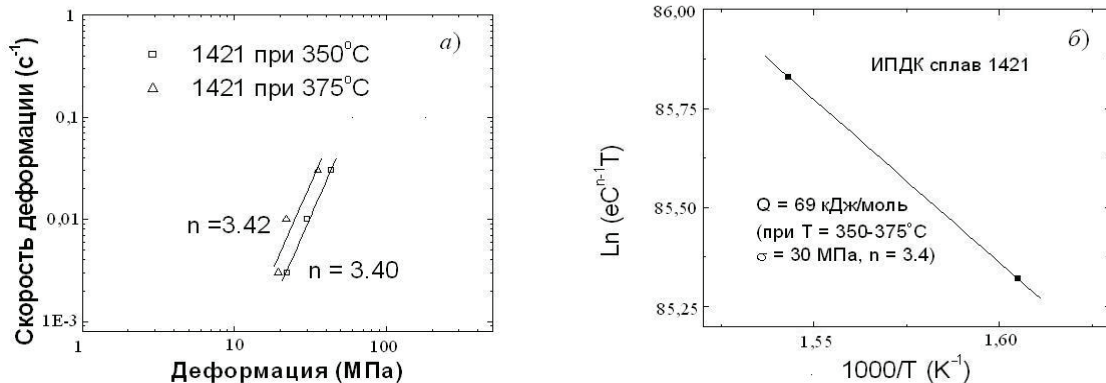


Рис. 7. Графики, иллюстрирующие определение: а) параметра n ; б) энергии активации

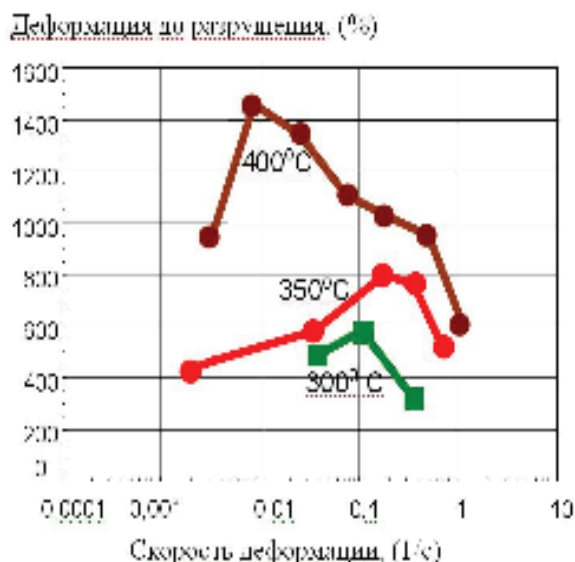


Рис. 8. Зависимость удлинения образцов от скорости деформации при различных температурах испытания

ственно ниже величины энергии активации зернограницной самодиффузии (84 кДж/моль) в алюминии.

Таким образом, экспериментальные результаты свидетельствуют о нескольких важных аспектах сверхпластичности в сплаве 1421, подвергнутом ИПДК. Во-первых, в них наблюдается высокоскоростная сверхпластичность при относительно низких температурах, например, максимальное значение относительного удлинения было получено при высокой начальной скорости деформации 10^{-1} с^{-1} и температуре 375°C. Во-вторых, на кривых напряжение – истинная деформация выявлена достаточно протяженная стадия деформационного упрочнения, предел прочности для всех случаев (рис. 5) не превышал 50 МПа. В-третьих, значение параметра скоростной чувствительности $m \approx 0.3$ оказалось значи-

тельно ниже, чем для обычной структурной сверхпластичности.

2.3. Низкотемпературная и высокоскоростная сверхпластичность сплава 1570

Испытание образцов на сверхпластичность проводилось при температурах 300°C, 350°C и 400°C при постоянной скорости движения захвата. Температура в печи контролировалась в ее верхней, средней и нижней зоне. Градиент температуры по объему печи не превышал $\pm 5^\circ\text{C}$.

В результате испытаний были получены зависимости предельного удлинения до разрушения от начальной скорости деформации (рис. 8). Все испытанные образцы продемонстрировали высокоскоростную сверхпластичность. При температуре 300°C максимальное удлинение составило 580% при скорости деформации $1.1 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$, а при температуре 350°C максимальное значение $\delta = 800\%$, было достигнуто при скорости деформации $1.8 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$. Увеличение температуры испытаний от 300°C до 350°C, как и ожидалось, привело к сдвигу максимума зависимости удлинения от скорости деформации в сторону больших скоростей деформации.

Весьма необычным оказалось поведение нанокристаллического сплава при дальнейшем увеличении температуры испытаний до 400°C. Максимум зависимости $\delta(\dot{\epsilon})$ сместился в сторону меньших скоростей деформации (1460% при $\delta(\dot{\epsilon}) = 8.9 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$), однако и в области более высоких скоростей деформации (вплоть до $\dot{\epsilon} \sim 2 \text{ с}^{-1}$) пластичность сплава возросла по сравнению с образцами, испытанными при 300°C и 350°C. Иными словами, при 400°C сплав 1570 продемонстрировал хорошие показатели высокоскоростной сверхпластичности в весьма широком диапазоне скоростей деформации (от 10^{-2} с^{-1} до 2 с^{-1}).

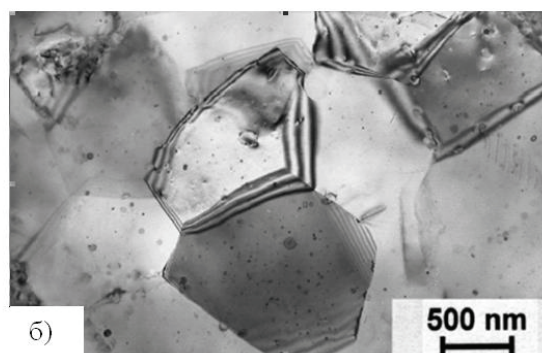
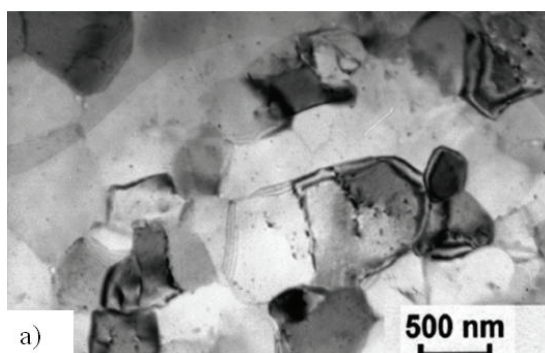


Рис. 9. Структура сплава, деформированного в оптимальных условиях сверхпластичности при (а) – 350°C, (б) – 400°C

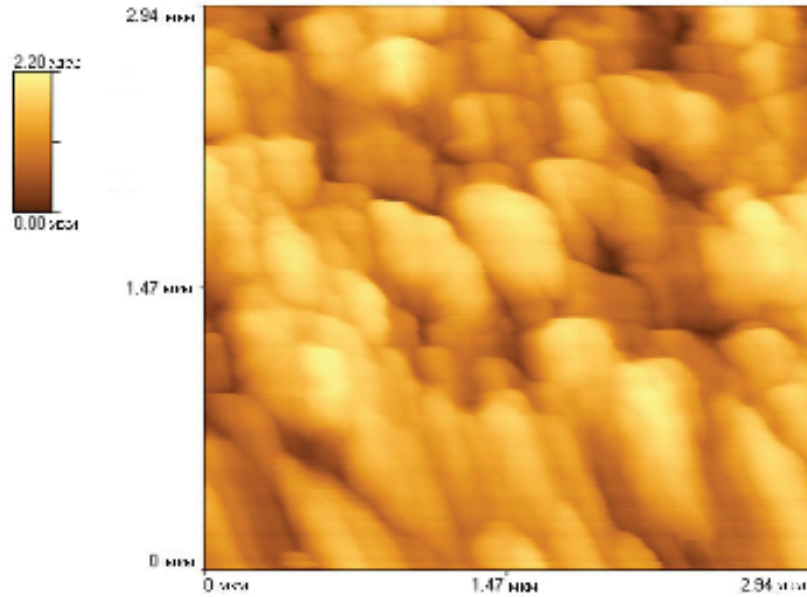


Рис. 10. Изображение поверхности образца, прошедшего ИПДК (6 ГПа, 10 об.) при 200°C

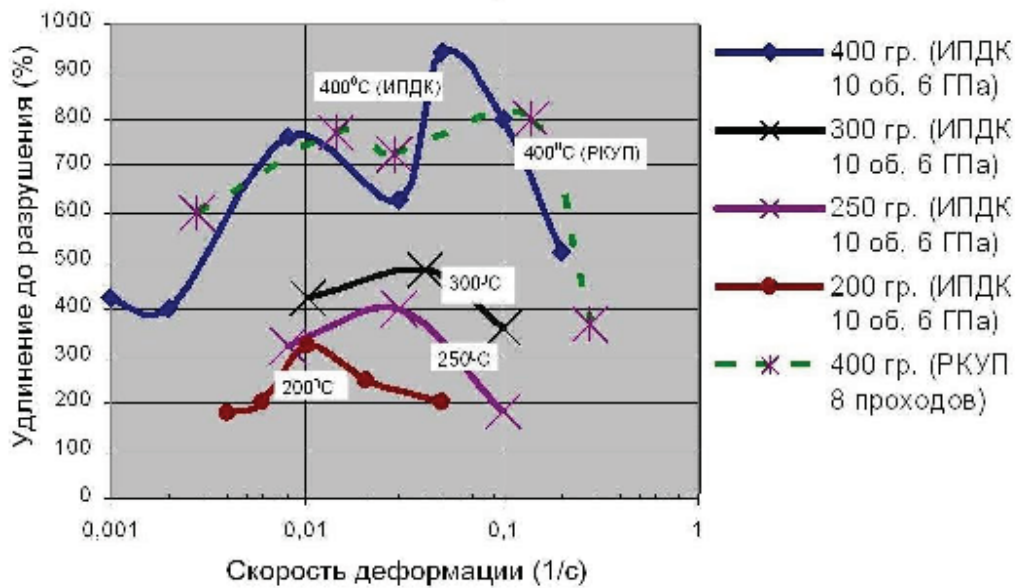
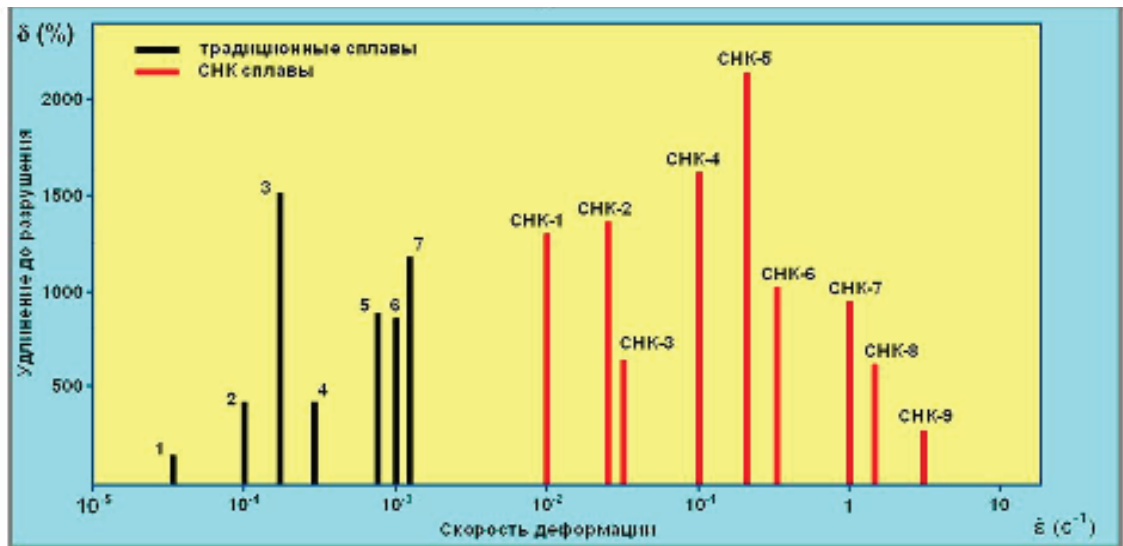


Рис. 11. Зависимости удлинения до разрушения δ от скорости деформации $\dot{\epsilon}$ для сплава Al1570, подвергнутого ИПДК или РКУП при 200°C

В качестве объяснения такого необычного поведения сплава, можно предположить, что одна из причин может быть связана с быстрым ростом зерен в процессе СПД при 400°C. Средний размер зерна в ходе СПД увеличивается до микронных размеров (рис. 9) [3]. С одной стороны, как известно, увеличение размера зёрен приводит к увеличению характерных путей диффузии и, как следствие, к сдвигу максимума кривой $\delta(\dot{\epsilon})$ в сторону меньших $\dot{\epsilon}$, с другой стороны, рост зёрен сопровождается процессом генерации в мигрирующих границах зёрен не-

равновесного свободного объема (неравновесных вакансий). Это обусловлено тем обстоятельством, что мигрирующие в процессе роста зёрен границы «заметают» примыкающие к ним участки границ соседних зёрен. При этом принадлежащие последним зернограничные атомы встраиваются в кристаллическую решетку растущего зерна, а их избыточный («свободный») объем выделяется в виде вакансий (или неравновесного избыточного объема) в границах растущих зерен. При быстром росте зерен указанный процесс, как показано в [9, 10], может при-



Традиционные сплавы:

- 1 – Al 5456
- 2 – AMr6
- 3 – Al-10%Zn-0,9%Mg
- 4 – BA708
- 5 – Al-5,8%Mg-0,4%Zr
- 6 – B96Ц
- 7 – Супрал

СНК сплавы:

- 1 – Al 1421
- 2,6,8 – Al 1570
- 3 – Al-4,5%Zn-1,5%Mg-0,2%Sc
- 4,9 – Al-1,5%Mg-0,2%Sc-0,15%Zr
- 5,7 – Al-4,5%Mg-0,2%Sc-0,15%Zr

Рис. 12. Сводные данные по величине предельного удлинения до разрушения исследованных СНК и НК промышленных и модельных сплавов в сравнении с традиционными сверхпластичными сплавами

водить к существенному росту скорости диффузионных процессов в границах и, как следствие, к увеличению пластичности материала. Сочетанием этих двух факторов, возможно, и определяется необычное поведение сплава при 400°C.

Субмикроструктурная структура сплава 1570 со средним размером зерна $d \sim 200$ нм формировалась методом ИПДК при давлении 6 ГПа при температуре 200°C (10 оборотов). Исследовалась также структура и механические свойства СНК сплава 1570, полученного методом РКУП ($N=8, T=200^\circ C$). Результаты исследований зёрненной структуры образцов после ИПДК на сканирующем зондовом микроскопе позволяют охарактеризовать ее как однородную (рис. 10).

Зависимости удлинения до разрушения δ от скорости деформации $\dot{\epsilon}$ для СНК сплава 1570 приведены на рис. 11. Сплав демонстрирует высокую пластичность в широком интервале температур (200–400°C) и скоростей деформации ($5 \cdot 10^{-3}$ – 2) s^{-1} . Интересно отметить более высокую пластичность СНК сплавов (300%)

при температуре 200°C по сравнению с НК сплавом. По всей видимости это связано с тем, что зеренная структура СНК сплава была сформирована в ходе ИПДК при той же температуре 200°C и поэтому имеет большую термостабильность, чем структура НК сплава.

Увеличение температуры деформирования в диапазоне 250°C–300°C приводит к ожидаемому сдвигу максимума пластичности в сторону больших скоростей деформации, однако, при 400°C наблюдается не характерное для обычной структурной сверхпластичности поведение зависимости предельного удлинения δ от скорости деформации $\dot{\epsilon}$. В случае СНК сплава на кривой $\delta(\dot{\epsilon})$ при этой температуре появляются два четких максимума, первый ($\delta \sim 940\%$) при $\dot{\epsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ и второй ($\delta \sim 760\%$) при $\dot{\epsilon} = 4 \cdot 10^{-2} s^{-1}$. Появление двух максимумов на кривой $\delta(\dot{\epsilon})$ при $T = 400^\circ C$ наблюдалось также и для СНК сплава, полученного методом равноканального углового прессования (рис. 11). Дополнительные исследования показали, что такое необычное поведение зависимости $\delta(\dot{\epsilon})$ связано с фазовыми

изменениями, происходящими при этой температуре в процессе испытаний на сверхпластичность. СМК сплав, полученный ИПДК при 200°C, имеет лучшие показатели низкотемпературной сверхпластичности, чем НК сплав, полученный ИПДК при 20°C. В то же время НК сплав в отличие от СМК сплава способен деформироваться в состоянии сверхпластичности при весьма высоких скоростях деформации.

Сводные данные по величине предельного удлинения до разрушения исследованных СМК и НК промышленных [1, 11, 12] и модельных [13–16] сплавов в сравнении с традиционными сверхпластичными сплавами представлены на рис. 12.

2.4. Вклад различных механизмов деформации в ВСП

Для изучения природы высокоскоростной сверхпластичности были проведены исследова-

ния по определению вкладов различных механизмов (зернограничное скольжение, диффузионный массоперенос и внутризёрненное дислокационное скольжение) в общую деформацию на примере алюминиевых сплавов 1420 и 1421.

Изучение деформационного рельефа в растворовом электронном микроскопе для РКУП образцов сплавов 1420 и 1421, растянутых на 200% и дополнительно на 20% при температуре 400°C с начальной скоростью деформации 10^{-2} с^{-1} , показало, что многие маркеры (риски) смещены в местах, где они пересекают границы зерен, свидетельствуя о прохождении зернограничного проскальзывания (рис. 13).

Вместе с тем, детальное изучение показало, что зернограничное проскальзывание (ЗПП) происходит неоднородно. При этом наблюдается смещение рисок, как на границах индивидуальных зерен, так и на границах между группами зерен. Была обнаружена также зависимость величины ЗПП от размера группы зерен, на гра-

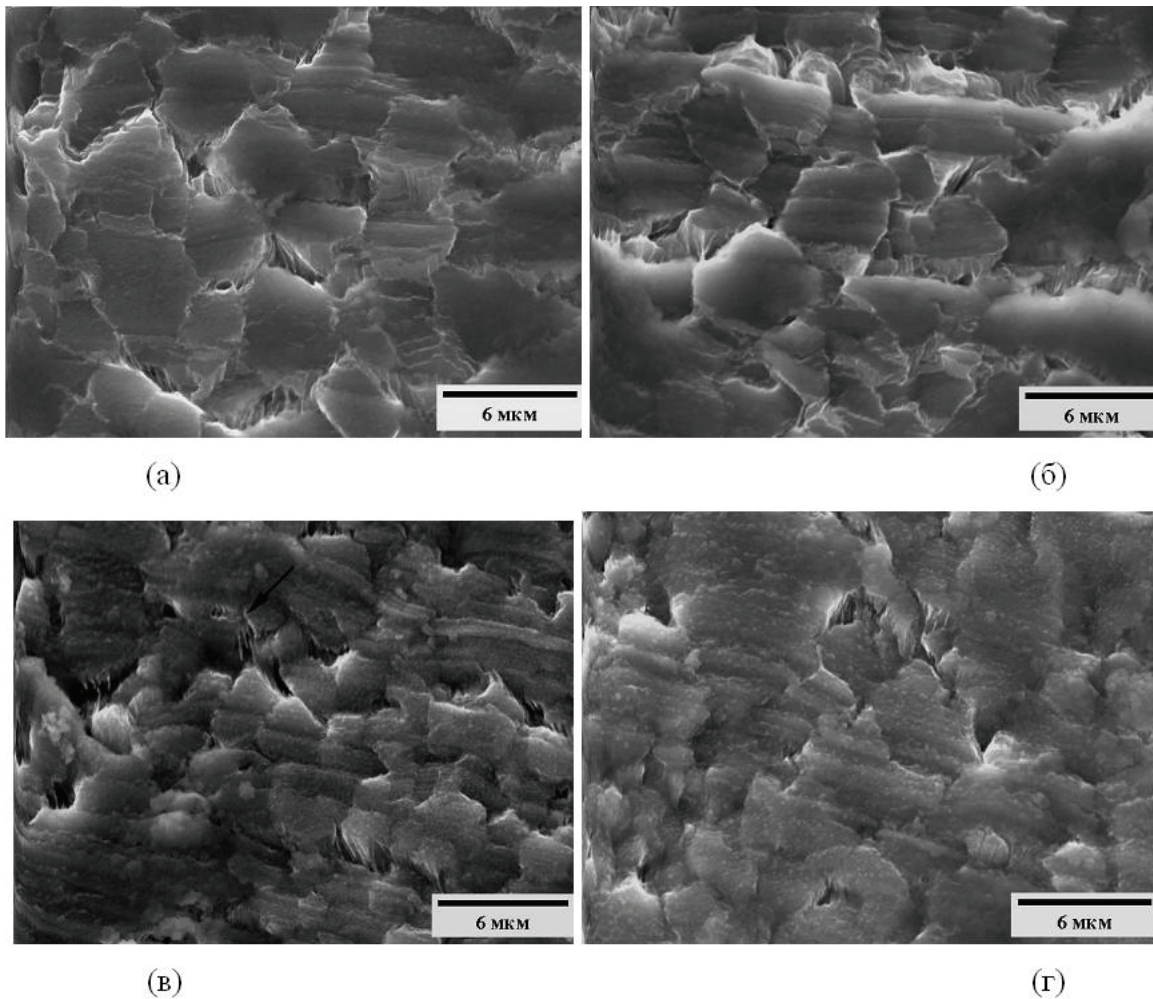


Рис. 13. Микрофотографии (полученные в РЭМ), наглядно демонстрирующие развитие зернограничного проскальзывания в РКУ-прессованных образцах сплавов 1420 (а, б) и 1421 (в, г) во время испытаний на растяжение при температуре 400°C и начальной скорости деформации 10^{-2} с^{-1} . Здесь оси растяжения совпадают с вертикалью

нице которых происходит смещение рисок. Так, экспериментальные результаты свидетельствуют, что для размеров ансамбля ~ 1 мкм, вклад в общую деформацию достигает примерно 80% и 85%, соответственно, для сплавов 1420 и 1421. При этом вклад ЗГП, вносимый скольжением ансамблей зерен со средним размером 4–5 мкм снижается до 25–30 %. Тем самым, полученные результаты подтверждают, что ЗГП играет очень важную роль при деформации УМЗ сплавов 1420 и 1421 в условиях высокоскоростной сверхпластичности.

3. О физической природе высокоскоростной сверхпластичности

Для традиционной структурной сверхпластичности характерно существование определенного интервала скоростей деформации и температур, в котором реализуются высокие значения коэффициента скоростной чувствительности m и предельной деформации материала до разрушения. С позиций физической теории сверхпластичности существование верхней границы скоростного интервала СПД связано с накоплением при больших скоростях деформации в границах зерен высокой плотности дислокаций ориентационного несоответствия и продуктов их делокализации, создающих в приграничных слоях зерен поля внутренних напряжений σ_i , препятствующие движению решеточных дислокаций, и как следствие, к быстрому увеличению их плотности в объеме зерен, деформационному упрочнению и подавлению деформационно-стимулированного зернограничного проскальзывания. Выражение для σ_i имеет вид: $\sigma_i \approx \frac{ch(2\pi)}{\pi} G(\rho_b \Delta b_t + \omega_t)$, где: ρ_b

и ω_t – плотности дислокаций ориентационного несоответствия и продуктов их делокализации соответственно; Δb_t – тангенциальная компонента вектора Бюргера дислокаций; G – модуль сдвига. В стационарных условиях деформирования (на установившейся стадии пластического течения) величина $(\rho_b \Delta b_t + \omega_t)$ определяется скоростью возникновения этих дефектов в процессе внутризеренной деформации и их ухода с границы путем неконсервативного движения к стокам (стыкам зерен) $\rho_b \Delta b_t + \omega_t = \psi \dot{\epsilon} t_R$, где t_R – характерное время релаксации:

$$t_R = \left(\frac{1}{C} \frac{kT}{G\Omega} \frac{d^2}{\dot{\epsilon} D_b \psi} \right)^{1/2} \quad (d - \text{размер зерна; } D_b -$$

коэффициент зернограничной диффузии; T – температура; Ω – атомный объем; C и ψ – константы). Для осуществления СПД необходимо, чтобы величина σ_i не превышала величину внешнего напряжения σ . Приравнявая $\sigma = \sigma_i$, легко найти выражение для верхней границы скоростного интервала СП деформации:

$$\dot{\epsilon}^{\max} = C' \frac{G\Omega}{kT} \left(\frac{\sigma}{G} \right)^2 \frac{D_b}{d^2}. \quad \text{Как видно из этого вы-$$

ражения, сдвиг скоростного интервала сверхпластичности в сторону больших скоростей деформации может быть осуществлен за счет уменьшения размера зерна и увеличения коэффициента зернограничной диффузии при переходе границ зерен в неравновесное состояние.

Таким образом, одним из принципиальных моментов теории ВССП являются ответы на вопросы, какие физические процессы ответственны за снижение энергии активации зернограничной диффузии в процессе деформации и каким образом эта величина зависит от режимов деформации (скорости деформации, температуры, напряжения) и от параметров структуры и фазового состава материала.

Как было показано в [17], зернограничная диффузия в межкуристаллитных границах с неупорядоченной атомной структурой осуществляется путем образования метастабильных вакансий при флуктуации плотности материала границы и перескоков атомов в вакансии. Выражение для коэффициента зернограничной диффузии по неравновесной границе зерна с хорошей точностью можно записать в виде:

$$D_b = D_b^* \exp\left(\frac{K_b \Delta v_b}{2kT}\right), \quad \text{где } D_b^* - \text{коэффициент}$$

диффузии по равновесной границе, Δv_b – неравновесный избыточный объем атомов границы, K_b – коэффициент всестороннего сжатия материала границы. Как видно из приведенного выражения, коэффициент зернограничной самодиффузии экспоненциально зависит от неравновесного избыточного объема Δv_b . В свою очередь, возникновение неравновесного избыточного объема Δv_b связано с генерацией неравновесных вакансий в границе (с их последующей делокализацией) в процессе пластической деформации или возврата структуры границы, содержащей внесенные дислокации. Возможные механизмы ускорения зернограничной диффузии при пластической деформации рассмотрены в [18, 19]. В частности анализ, проведенный для алюминия для случая совме-

стного протекания внутризеренного дислокационного скольжения и зернограничного проскальзывания (вклады этих процессов в общую деформацию $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_v + \dot{\epsilon}_b$ составляли 20% и 80% соответственно), показал, что при скоростях деформации 0.01 с^{-1} и 0.1 с^{-1} коэффициент диффузии по неравновесной границе превышает D_b^* приблизительно на 1–2 порядка соответственно [18].

Таким образом, теория предсказывает существенное (на порядок величины и более) увеличение коэффициента зернограничной диффузии при увеличении на порядок скорости деформации в области высоких скоростей деформации $\dot{\epsilon} > 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, характерных для высокоскоростной сверхпластичности. В свою очередь, это приводит к уменьшению характерного времени делокализации дислокаций в границах зерен и времени релаксации внутренних напряжений, связанных с накоплением дислокаций ориентационного несоответствия с увеличением скорости деформации (при постоянном размере зерна), а также уменьшению эффективной вязкости границы и увеличению скорости зернограничного проскальзывания. Все это и обуславливает возможность протекания высокоскоростной сверхпластичности в СМК материалах.

Кроме того, увеличение коэффициента D_b в процессе деформации (при постоянной скорости деформации) приводит к тому, что время релаксации внутренних напряжений постоянно снижается по мере деформации, в результате чего стадия деформационного упрочнения в условиях высокоскоростной сверхпластичности имеет необычайно большую протяженность по сравнению с обычной (традиционной) сверхпластичностью.

Выводы

- Разработаны способы оптимизации микроструктуры и фазового состава алюминиевых сплавов путем термообработки и выбора режимов интенсивной пластической деформации (РКУП и ИПДК), позволяющие получать СМК и НК сплавы с высокими характеристиками ВССП. Так, в промышленных сплавах 1421 и 1570 достигнуто предельное удлинение до разрушения 1500% и 1100% соответственно при скорости деформации $0,1 \text{ с}^{-1}$ (температура испытания 400°C). Эти результаты представляют большой интерес для практического использования эффекта ВССП в технологиях формообразования в условиях массового производства.

- Изучены закономерности деформационного поведения (реология пластического течения, эволюция структуры и фазового состава) СМК и НК промышленных сплавов 1420, 1421, 1570 в условиях высокоскоростной сверхпластичности. Установлены важные отличительные особенности деформационного поведения этих сплавов по сравнению с поведением традиционных сверхпластических алюминиевых сплавов (отсутствие порообразования, протяженная стадия деформационного упрочнения, слабая зависимость коэффициента скоростной чувствительности от скорости деформации и др.). Показано, что основной вклад в деформацию образца дает кооперативное зернограничное проскальзывание по границам фрагментов, охватывающих группы зерен. Показано, что для понимания природы и особенностей ВССП необходимо учитывать неравновесное состояние границ зерен.

- Показано, что интенсивная пластическая деформация позволяет значительно расширить температурный интервал проявления высокоскоростной сверхпластичности в область более низких температур (вплоть до $T = 200^\circ\text{C}$). Это представляет значительный интерес для получения высокопрочных конструкций по технологии сверхпластической формовки. Более низкая температура формовки позволяет избежать роста зерен и тем самым получить улучшенные механические характеристики изделий.

Авторы выражают признательность фонду РФФИ и Нижегородской области (проекты № 08-02-97041_р, № 09-02-97032_р) за оказанную поддержку.

Список литературы

1. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия, 1984, 254 с.
2. Barnes A.J. Superplastic aluminum forming – expanding its techno-economic niche // Mater. Sci. Forum, 1999. V. 304-306. P. 785–796.
3. Barnes A.J. Industrial applications of superplastic forming: trends and prospects // Mater. Sci. Forum, 1999. V. 357-359. P. 3–16.
4. Sanders D.G. The current state-of-the-art and the future in the airframe manufacturing using superplastic forming technologies // Mater. Sci. Forum, 2001. V. 357–359. P. 17–22.
5. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
6. Перевезенцев В.Н. Высокоскоростная сверхпластичность и перспективы ее промышленного применения // Сб. научных трудов «Достижения и

задачи материаловедения». М.: Изд-во «Знание». 2006. С. 154–166.

7. Юнусова Н.Ф., Исламгалиев Р.К., Валиев Р.З. Высокоскоростная сверхпластичность в алюминиевых сплавах 1420 и 1421 подвергнутых равноканальному угловому прессованию // *Металлы*. 2004. 2. С. 21–27.

8. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Yunusova N.F. Microstructural aspects in superplasticity of ultrafine-grained SPD alloys // *Materials Science Forum*. 2004. V. 447–448. P. 411–416.

9. Перевезенцев В.Н., Пупынин А.С. Теория аномального роста зерен в субмикрокристаллических материалах, полученных методом интенсивной пластической деформации // *ФММ*. 2006. Т. 102, № 1. С. 33–37.

10. Перевезенцев В.Н., Пупынин А.С. Анализ закономерностей аномального роста зерен в субмикрокристаллических металлах и сплавах, содержащих частицы второй фазы // *Вопросы материаловедения*. 2006. Т. 48, № 4. С. 5–12.

11. Islamgaliev R.K., Yunusova N.F., Valiev R.Z. et al. Characteristics of Superplasticity in an Ultrafine-Grained Aluminum Alloy Processed by ECA Pressing // *Scripta Mater*. 2003. V. 49. P. 467–472.

12. Перевезенцев В.Н., Щербань М.Ю., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З. Высокоскоростная сверхпластичность нанокристаллического алюминиевого сплава 1570 // *Письма в ЖТФ*. 2007. Т. 33. С. 40–46.

13. Перевезенцев В.Н., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И. и др. Закономерности механического поведения Al-Mg-Sc сплавов в условиях высокоскоростной сверхпластичности // *Вопросы материаловедения*. 2003. № 1(33). С. 400–410.

14. Перевезенцев В.Н., Чувильдеев В.Н., Сысов А.Н. и др. Высокоскоростная сверхпластичность Al-Mg-Sc-Zr сплавов // *Металлы*. 2004. № 1. С. 36–43.

15. Perevezentsev V.N., Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I. et al. Developing high strain rate superplasticity in Al-Mg-Sc-Zr alloys using equal-channel angular pressing // *Ann. Chim. Sci. Mat*. 2002. V. 27(3). P. 99–109.

16. Perevezentsev V.N., Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I. et al. Regularities in mechanical behavior of Al-Mg-Sc microcrystalline alloys at high strain rate superplasticity // *Problems of material science*. 2003. № 1(33). P. 400–410.

17. Перевезенцев В.Н. Единый подход к описанию диффузии в равновесных и неравновесных границах зерен // *ФММ*. 2002. Т. 93. Вып. 3. С. 1–4.

18. Перевезенцев В.Н., Пупынин А.С., Свирина Ю.В. Анализ влияния пластической деформации на диффузионные свойства границ зерен // 2005. Т. 100. № 1. С. 1–7.

19. Perevezentsev V.N., Pupinin A.S., Svirina Yu.V. Analysis of Intragranular Deformation Influence on the Grain Boundary Diffusive Properties // *Mater. Sci. Engineer*. 2005. V. 410–411. P. 273–276.

HIGH STRAIN RATE SUPERPLASTICITY OF ALUMINUM ALLOYS WITH SUBMICRO- AND NANOCRYSTALLINE STRUCTURE

V.N. Perevezentsev

The influence of severe plastic deformation regimes (the equal channel angular pressing and torsion under high pressure) on microstructure parameters, phase content and characteristics of superplasticity of industrial aluminum alloys 1421 and 1570 is analyzed. It is shown that the creation of thermostable submicro- and nanocrystalline structure provides high strain rate and low temperature superplasticity in these alloys. The distinctive features of high strain rate superplasticity are determined and the estimation of different mechanisms of plastic flow contribution into the total deformation is made. The role of nonequilibrium state of grain boundaries into the effects of high strain rate and low temperature superplasticity is considered.

Keywords: nanocrystalline alloys, superplasticity, microstructure, grain boundaries.