

УДК 669.715:539.89:539.24'25

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421 ПОСЛЕ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ И ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ

© 2008 г. А. А. Могучева, Р. О. Кайбышев

*Белгородский государственный университет, 308015 Белгород, ул. Победы, 85*Поступила в редакцию 09.10.2007 г.;
в окончательном варианте – 15.01.2008 г.

Листы из алюминиевого сплава 1421 с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой и слабой кристаллографической текстурой были изготовлены методом равноканального углового (РКУ) прессования в штампе с прямоугольным сечением каналов и последующей изотермической прокаткой. Обе операции были проведены при температуре 325°C. Показано, что интенсивная пластическая деформация (ИПД) приводит к формированию в сплаве полностью рекристаллизованной однородной микроструктуры со средним размером зерна 1.6 мкм. При комнатной температуре сплав 1421 демонстрирует высокие показатели статической прочности ($\sigma_b = 545$ МПа, $\sigma_{0.2} = 370$ МПа) при отсутствии существенной анизотропии. При температурах горячей деформации сплав показал сверхвысокие удлинения в режиме сверхпластичности (СП). При температуре 450°C и начальной скорости деформации $1.4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ максимальное значение удлинения до разрушения составило ~2700%. При статическом отжиге при температуре СП-деформации УМЗ-структура, образовавшаяся в процессе ИПД, остается стабильной. СП-деформация сопровождается незначительным ростом зерен и порообразованием.

PACS: 2.20.Fe, 81.40.Lm

ВВЕДЕНИЕ

Свариваемые Al–Li–Mg сплавы являются перспективными для самолетных конструкций, так как обладают малой плотностью, приемлемой прочностью и высоким сопротивлением распространению трещины [1, 2]. Однако в крупнозернистом состоянии Al–Li–Mg сплавы демонстрируют ограниченную технологическую пластичность и низкие служебные свойства, связанные с локализацией деформации. Кроме того, имеет место ярко выраженная анизотропия механических свойств, которая делает невозможным получение целого ряда самолетных деталей требуемого качества. Формирование в этих сплавах рекристаллизованной УМЗ-структуры позволяет получить высокие прочностные и пластические характеристики, и, самое главное – изотропию механических свойств [1]. Другим следствием формирования УМЗ-структуры в полуфабрикатах Al–Li–Mg сплавов является экстраординарное повышение технологической пластичности, что позволяет прокатывать тонкие листы из этих материалов и производить из них различные детали методом пневмоформовки в состоянии СП [1, 3, 4]. По этим причинам разработка промышленной технологии производство тонких листов из Al–Li–Mg с УМЗ-структурой представляет большой практический интерес. Однако, работы, выполненные в последние 30 лет, наглядно показали, что данная задача не имеет удовлетворительного решения в рамках существующих технологических

процессов. Традиционная термомеханическая обработка (ТМО), состоящая из холодной или горячей прокатки и рекристаллизационного отжига, не применима к Al–Li–Mg сплавам из-за низкой технологической пластичности и склонности к образованию трещин при низких температурах. Следовательно, создание технологии получения листов Al–Li–Mg сплавов с полностью рекристаллизованной УМЗ-структурой возможно только на базе нетрадиционных технологических процессов.

В недавно опубликованных работах было показано, что УМЗ-структура в Al–Li–Mg сплавах формируется в процессе РКУ-прессования при повышенных температурах [3–5]. Это открывает возможность для создания технологии получения тонких листов из данных сплавов, состоящей из двух операций. Первой операцией является РКУ-прессование, цель которой – формирование УМЗ-структуры. Вторая операция это листовая прокатка, которая обеспечивает получение формы листа. При подборе оптимальных значений температуры, степени и скорости прокатки, ее использование возможно для повышения однородности микроструктуры и, даже, для уменьшения анизотропии. Однако до настоящего времени, технология РКУ-прессования позволяла получить только образцы в форме прутков с квадратным или круглым поперечным сечением [6, 7], прокатать которые в тонкий и широкий лист можно, лишь применяя специальные методы прокатки. Хорошо

известно, что классическая листовая прокатка позволяет изготавливать тонкие листы из плит, имеющих прямоугольное поперечное сечение, причём ширина плит и листов должна быть почти одинаковой. Поэтому для того, чтобы создать промышленную технологию изготовления листов из Al–Li–Mg сплавов с УМЗ-структурой необходимо разработать такую схему РКУ-прессования, которая позволяла бы получать заготовку в виде плит. Такие заготовки могут быть изготовлены с использованием РКУ-оснастки с прямоугольной формой каналов [6, 8, 9].

Для получения изотропной и однородной структуры в высоколегированных алюминиевых сплавах необходимо, чтобы РКУ-прессование и последующая прокатка выполнялись в изотермических условиях при близких температурах [3–5, 9]. Такая ТМО позволяет изготавливать тонкие листы из алюминиевых сплавов с УМЗ-структурой [12]. Стоит также отметить, что прокатка, называемая в дальнейшем изотермической прокаткой, проводится с использованием валков, нагретых до температуры заготовки. В литературе отсутствуют сведения о применимости такой двухстадийной ТМО для получения тонких листов из Al–Li–Mg сплавов. Поэтому целью данного исследования было проверить эту возможность.

В настоящей работе показано, что тонкие листы из сплава 1421 (Al–Li–Mg–Sc) с УМЗ-структурой могут быть изготовлены методом РКУ-прессования с прямоугольной формой каналов и последующей изотермической прокаткой. Кроме того, приводятся данные о влиянии ТМО на структуру и механические свойства листов сплава 1421 при различных температурах. Особое внимание уделено исследованию характеристик сверхпластичности этих листов, так как они имеют большое значение для изготовления деталей сложной формы методом пневмоформовки.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Используемый в работе алюминиевый сплав 1421, следующего химического состава: Al–5.1%Mg–2.1%Li–0.17%Sc–0.08%Zr был получен методом полунепрерывного литья и гомогенизирован при 425°C в течение 12 ч. После этого сплав подвергали обратному прессованию в интервале температур 360–390°C со степенью обжатия 60%.

Заготовка прямоугольной формы размером 125 × 125 × 25 мм была вырезана вдоль оси предыдущего прессования и деформировалась в изотермических условиях в оснастке с L-образной конфигурацией каналов, угол между которыми составлял 90°, а внешний угол пересечения каналов $\Psi = 0^\circ$ [8, 9]. Данная конфигурация обеспечивает

величину истинной степени деформации, близкой к 1 за один проход заготовки через канал [8]. Суммарная степень деформации определялась, как произведение количества проходов и степени деформации за один проход. Заготовка подвергалась РКУ-прессованию при температуре 325°C до истинной степени деформации ~8; после каждого прохода заготовка поворачивалась вокруг оси X на угол 180°, т.е. использовался маршрут C_x [8], при котором картина сдвига эквивалентна маршруту C в традиционном РКУ-прессовании [10]. Скорость прессования приблизительно составляла 3 мм/с.

Для прокатки в изотермических условиях использовали образцы прямоугольной формы, вырезанные из заготовки, подвергнутой РКУ-прессованию. Их размеры составили 115 × 115 × 15 мм. Перед прокаткой эти заготовки нагревались в печи до температуры 325°C. Прокатка осуществлялась в изотермических условиях, с нагревом валков до 325°C, до толщины 1.8 мм, что позволило получить за 8 проходов прокатки полную степень обжатия, равную примерно 88%. Изотермическую прокатку осуществляли с использованием шестивалкового стана, с внутренними валками, диаметром 65 мм и длиной 250 мм, нагреваемыми до температуры 325°C.

Образцы для механических испытаний вырезали таким образом, чтобы направление растяжения совпадало с направлением прокатки. Испытания проводили на плоских образцах с длиной рабочей части, равной 6 мм и 10 мм, и площадью поперечного сечения 1.4 × 3 мм². Эти образцы деформировали по схеме равноосного растяжения в интервале температур (250–450°C) и скоростей (10^{-4} – 10^{-1} с⁻¹) деформации. При комнатной температуре образцы деформировали со скоростью деформации 5.6×10^{-3} с⁻¹. Механические испытания при комнатной и повышенных температурах проводили на универсальном динамометре “INSTRON-1185”. Дополнительно, для испытаний на растяжение при комнатной температуре вырезали образцы, рабочая часть которых располагалась под углом 45 и 90° к направлению прокатки. Перед испытаниями на растяжение при комнатной температуре образцы подвергали стандартной термической обработке, состоящей от закалки с температуры 460°C в масле и последующего старения при 120°C 6 ч. Другие подробности механических испытаний описаны в работах [3, 4, 9].

Исследования микроструктуры и порообразования проводили в плоскости, параллельной плоскости Z (рис. 1) на образцах, деформированных растяжением до разрушения. Поле измерений при исследовании порообразования в деформированных образцах располагали на расстоянии 5 мм от места разрушения образца. Методики оптической металлографии (ОМ), просвечивающей

электронной микроскопии (ПЭМ), изучение порообразования и использованный метод дифракции отраженных электронов (EBSD-анализ) описаны подробно в предыдущих работах [4, 5, 9]. Разориентировку (суб)зеренных границ определяли в растровом электронном микроскопе JEOL JSM-840 SEM, оснащенный EBSD-приставкой INCA Crystal. Толстые и тонкие линии на EBSD-картах указывают большеугловые границы БУГ ($\geq 15^\circ$) и малоугловые границы МУГ ($3-15^\circ$) соответственно. Электронно-микроскопические исследования структуры проводили на просвечивающем микроскопе JEOL-2000EX при ускоряющем напряжении 160 кВ.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Микроструктура перед РКУ-прессованием. Металлографические исследования показали, что исходная микроструктура деформированного прутка алюминиевого сплава 1421 характеризуется сильной неоднородностью. Структура состоит из крупных, вытянутых вдоль направления прессования, зерен, в приграничных областях которых расположены скопления мелких рекристаллизованных зерен. Средний размер мелких равноосных зерен приблизительно составляет 5 мкм (см. рис. 1). Размер крупных вытянутых зерен составляет 171 мкм в продольном и 21 мкм в поперечном направлениях (см. рис. 1).

Микроструктура после РКУ-прессования. После РКУ-прессования при температуре 325°C до истинной степени деформации ~ 8 формируется почти полностью рекристаллизованная структура (рис. 2). Большинство границ зерен показывают четкие контуры экстинкции (рис. 2а), что позволяет сделать вывод о формировании равновесной рекристаллизованной структуры. Средняя плотность дислокаций в теле зерен не велика ($\rho = 6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$). Объемная доля рекристаллизованных зерен, со средним размером зерна 1.7 мкм составляет $\sim 85\%$ (рис. 2б и 2в). Кристаллиты, окруженные как МУГ, так и БУГ преобладают (см. рис. 2в). Доля рекристаллизованных зерен, окруженных полностью БУГ, составляет $\sim 43\%$ (рис. 2г). Объемная доля высокоугловых границ равна $\sim 80\%$, что характерно для традиционных зеренных структур [11]. Размер зерна после РКУ-прессования с прямоугольной формой каналов практически равен размеру зерна после традиционного РКУ-прессования [3–5]. Средний угол разориентировки границ зерен, равный 33.5° , после РКУ-прессования с прямоугольной формой каналов почти такой же, как после традиционного РКУ-прессования [5]. Следует иметь в виду, что в работе [5] за МУГ принимали границы с разориентировкой больше 3° .

Микроструктура и сверхпластическое поведение сплава 1421 после РКУ-прессования с последующей изотермической прокаткой. Из рис. 3

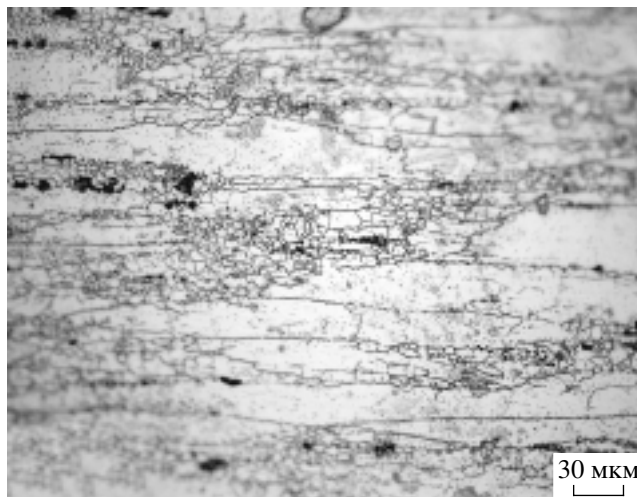


Рис. 1. Исходная микроструктура алюминиевого сплава 1421.

видно, что РКУ-прессование с последующей изотермической прокаткой приводит к увеличению однородности деформированной микроструктуры и увеличивает плотность решеточных дислокаций ($\rho = 6 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$). Средний размер зерен равен 1.6 мкм. Дифракционные картины (рис. 3а) представляют собой расположенные на концентрических окружностях рефлексы, что указывает на преимущественно высокоугловые разориентировки границ деформационного происхождения. Доля зерен, полностью окруженных высокоугловыми границами, достигает 51% (рис. 3в). Средний угол разориентировки границ зерен достигает 35.7° , объемная доля высокоугловых границ – 85% (рис. 3г). Стоит отметить, что доля БУГ в алюминиевом сплаве 1421, подвергнутом изотермической прокатке после РКУ-прессования до истинной степени деформации $e = 8$, такая же, как в сплаве, деформированном традиционным РКУ-прессованием до истинной степени деформации $e = 16$ при той же температуре [5]. В то же время, необходимо отметить, что в сплаве 1421, подвергнутом РКУ-прессованию с прямоугольной формой каналов и последующей изотермической прокатке, средний размер зерен больше размера зерен в сплаве 1421, подвергнутому классическому РКУ-прессованию [3, 4].

Полюсные фигуры после РКУ-прессования с последующей изотермической прокаткой, представлены на рис. 4. Видно, что РКУ-прессование с последующей изотермической прокаткой приводит к размытию текстуры (рис. 4).

Типичные кривые истинное напряжение – истинная деформация (σ – ϵ) сплава 1421, подвергнутого РКУ-прессованию с последующей изотермической прокаткой, представлены на рис. 5а. Сплав 1421 был деформирован растяжением с начальной

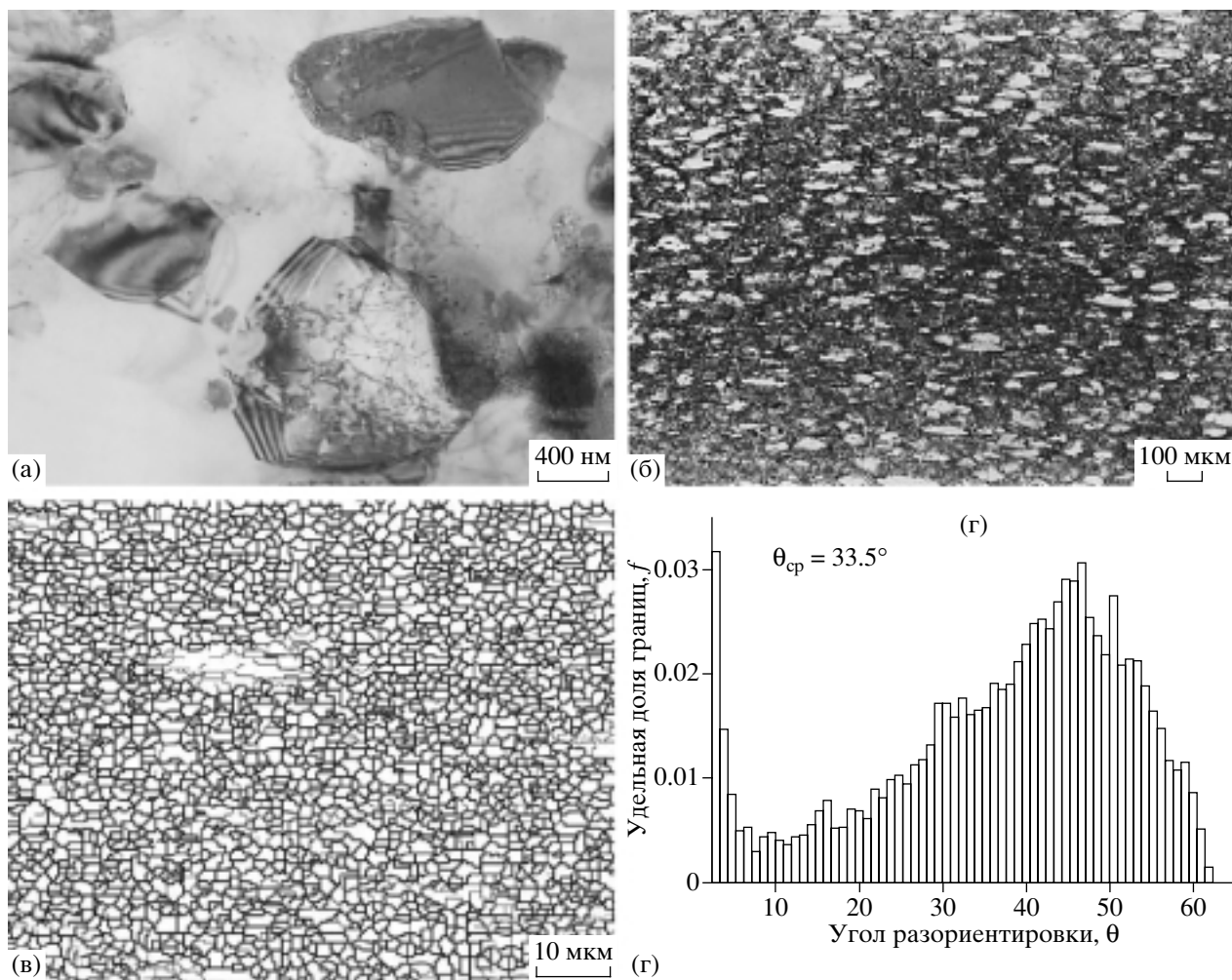


Рис. 2. Микроструктура сплава 1421 после РКУ-прессования при $t = 325^\circ\text{C}$ и $\varepsilon = 8$ (а–в), г – диаграмма распределения углов разориентировок границ в зависимости от их объемной доли.

скоростью деформации $1.4 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ в интервале температур $250\text{--}450^\circ\text{C}$. На рис. 5б и 5в представлены σ – ε -кривые сплава, деформированного в интервале скоростей деформации $1.4 \times 10^{-4} \text{--} 1.4 \times 10^{-1} \text{ c}^{-1}$ при температурах 300° и 400°C . При $T \geq 300^\circ\text{C}$ и $\dot{\varepsilon} \leq 1.4 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ (рис. 5б) деформация сопровождается установившемся пластическим течением, которое начинается при малых степенях деформации и тянется вплоть до разрушения, характер которого можно описать в терминах псевдо-хрупкого излома. Стоит отметить, что в сплаве, подвергнутом традиционному РКУ-прессованию [3, 4], и РКУ-прессованию с прямоугольной формой каналов (рис. 5г) стадии установившегося течения не наблюдалось. При низких температурах и высоких скоростях деформации, после достижения максимума, напряжение течения непрерывно уменьшается вплоть до момента разрушения. Разрушение этих образцов происходит из-за неустановившегося пластического течения. Увеличение темпера-

туры или уменьшение скорости деформации приводит к уменьшению стадии установившегося пластического течения. Стоит отметить, что напряжения течения на стадии установившейся деформации сплава 1421, подвергнутого РКУ-прессованию с последующей изотермической прокаткой, близки к максимальным напряжениям течения сплава 1421, подвергнутого традиционному РКУ-прессованию при $T = 325^\circ\text{C}$ [3, 4].

На графиках зависимостей напряжения течения, относительного удлинения и коэффициента скоростной чувствительности от скорости деформации (рис. 6) хорошо различимы три характерные для сверхпластичных материалов области деформации [12, 13]. σ – ε -кривые имеют сигмоидальную форму при всех температурах (рис. 6а). Увеличение температуры приводит к смещению оптимального скоростного интервала СП [12, 13] в сторону больших скоростей деформации и увеличению значений m от 0.32 при 300°C до 0.57 при 450°C (рис. 6б и 6в). В температурном интервале

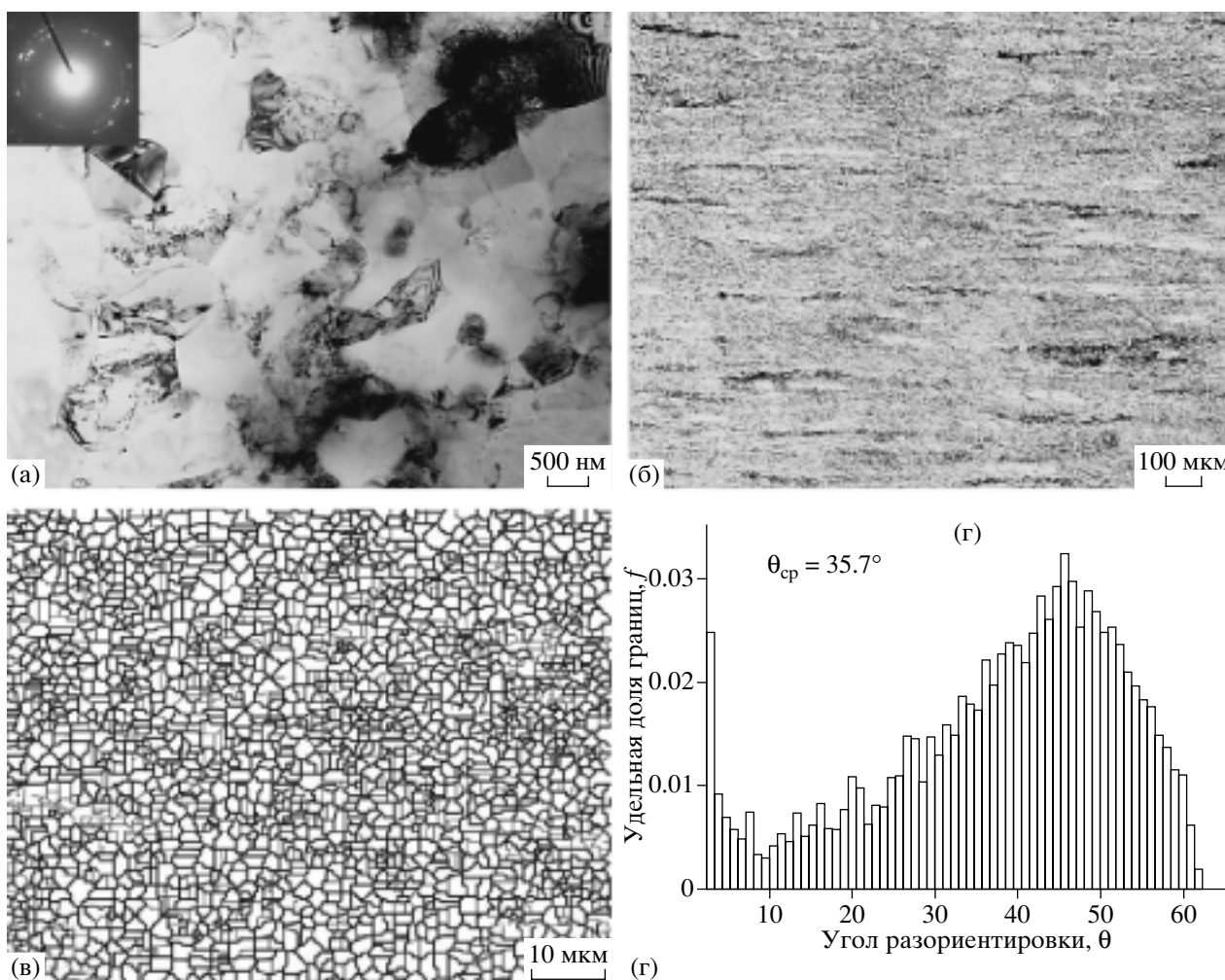


Рис. 3. Микроструктура сплава 1421 после РКУ-прессования и последующей изотермической прокатки (а–в), г – углов разориентировок границ в зависимости от их объемной доли.

400–450°C относительное удлинение $\geq 1000\%$ наблюдается в широком диапазоне скоростей деформации. Очевидно, что сплав 1421, подвергнутый после РКУ-прессования изотермической прокатке, показывает высокоскоростную сверхпластичность. Максимальное удлинение до разрушения 2700% наблюдалось при температуре 450°C и скорости деформации $\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Относительное удлинение 1000% наблюдается при этой же температуре и скорости деформации в сплаве 1421, подвергнутому РКУ-прессованию. Следовательно, изотермическая прокатка существенно увеличивает пластичность сплава 1421, подвергнутого РКУ-прессованию с прямоугольной формой каналов. На рис. 6г представлена зависимость истинной деформации от коэффициента скоростной чувствительности при постоянной скорости деформации $\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. В температурном интервале 400–450°C до степени деформации $\epsilon \sim 2$ значения m увеличиваются. При более высоких степенях де-

формации, при переходе от стадии установившегося течения к стадии разупрочнения наблюдается уменьшение m . Высокий коэффициент скоростной чувствительности обеспечивает высокую устойчивость материала против образования шейки, и, тем самым, достигаются экстраординарные относительные удлинения.

При $\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ увеличение температуры обеспечивает повышение δ и m (рис. 7). При 250°C материал показывает среднюю пластичность 310%, несмотря на низкий $m = 0.2$. Следует отметить, что имеет место необычное соотношение между коэффициентом скоростной чувствительности и относительным удлинением. Существует жесткая зависимость между m и δ [12] при $m < 0.4$. Величине $m = 0.2$ должно соответствовать относительное удлинение, не превышающее 150%. Более высокая пластичность ($\geq 1000\%$) наблюдается и при $m \geq 0.4$.

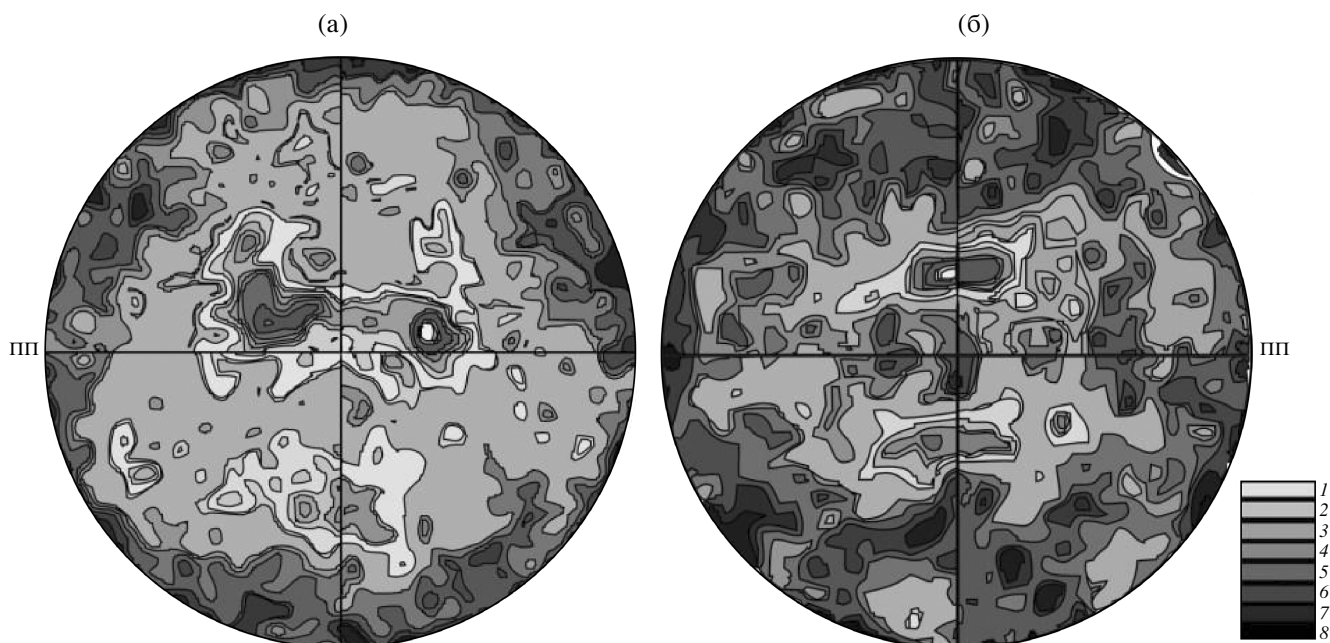


Рис. 4. {111} полюсные фигуры сплава 1421 после:
а – РКУ-прессования; б – изотермической прокатки.

Структурные изменения при сверхпластической деформации

Микроструктурные изменения сплава 1421, деформированного при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ в интервале температур 350–450°C, были изучены в условиях статического отжига в головке образцов и в условиях сверхпластической деформации (динамического отжига) в рабочих частях образцов. Средний размер зерен в рабочей части L_D и в области захватов L_S , а также нерекристаллизованный объем $V_{\text{нерекр}}$ представлены в табл. 1. Видно, что при статическом отжиге в температурном интервале 350–450°C ультрамелкие зерна достаточно стабильны. Рост рекри-

Таблица 1. Средний размер зерен после статического отжига в области захватов, L_S и СП-деформации в рабочей части, L_D , объемная доля нерекристаллизованных областей $V_{\text{нерекр}}$ и удельный объем пор $V_{\text{пор}}$ в рабочей части образцов, деформированных до разрушения при скорости деформации $1.4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ при различных температурах

$T, ^\circ\text{C}$	350	400	450
$L_D, \text{ мкм}^*$	3.5/2.7	4.9/3.6	7.2/5.3
$V_{\text{пор}}, \%$	1.0	1.3	10.1
$L_S, \text{ мкм}$	1.7	2.3	2.8
$V_{\text{нерекр}}, \%$	15	12.4	9.3

* Числитель и знаменатель – размер зерен, измеренный в продольном и поперечном направлениях, соответственно.

сталлизованных зерен начинается только при температуре 450°C, что соответствует данным работы [4]. В отличие от алюминиевого сплава 1421, подвергнутого классическому РКУ-прессованию [4], рост нерекристаллизованных зерен не наблюдается. Кроме того, с увеличением температуры статического отжига происходит уменьшение нерекристаллизованной доли. В условиях СП-деформации наблюдается рост зерен. В температурном интервале 350–450°C размеры зерен после сверхпластической деформации сплава 1421 (см. табл. 1) и после сверхпластической деформации образцов, подвергнутых традиционно РКУ-прессованию [4], подобны. Следовательно, изотермическая прокатка после РКУ-прессования подавляет рост нерекристаллизованных зерен при статическом отжиге, что обеспечивает увеличение стабильности мелких зерен при СП-деформации.

В температурном интервале 350–450°C разрушение происходит вследствие распространения трещины под углом $\sim 45^\circ$ к оси растяжения. При $T \leq 400^\circ\text{C}$, порообразование играет незначительную роль в разрушении (см. табл. 1). Объем пор составляет $\sim 1\%$, большинство из них имеют равноосную форму. Следовательно, образование и рост пор контролируется диффузией [12]. При температуре 450°C формируются поры зубчатой формы, что свидетельствует о контролируемом деформацией механизме роста пор (рис. 8) [12]. Распространение трещины между такими крупными порами приводит к разрушению. Очевидно,

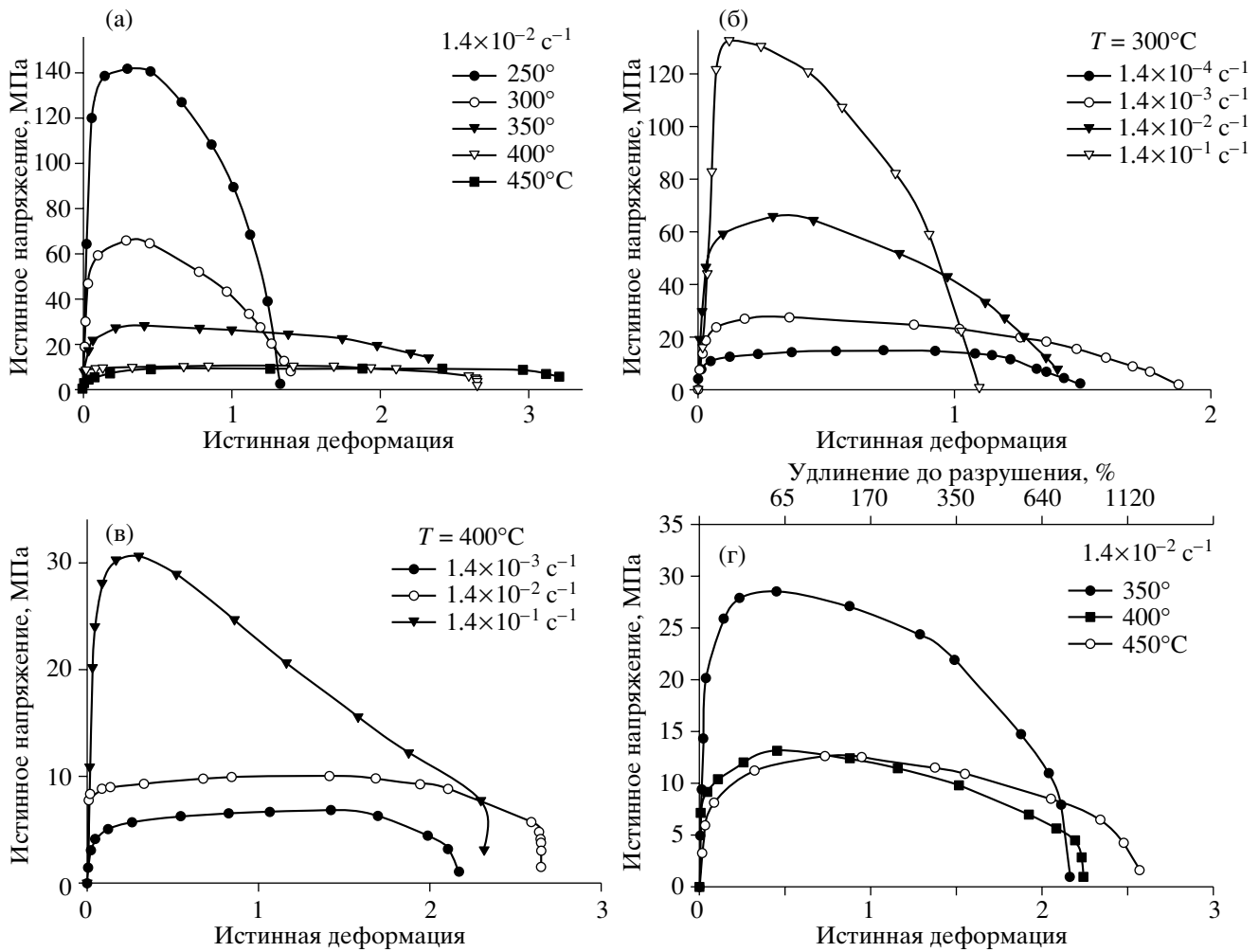


Рис. 5. Зависимости истинных напряжений от истинной деформации сплава 1421, полученные при постоянной скорости деформации (а) и при постоянной температуре деформации:

б – $t = 300^\circ\text{C}$; в – $t = 400^\circ\text{C}$; г – влияние температуры на кривую истинное напряжение – истинная деформация.

что при температуре 450°C поры играют роль мест образования трещины.

Механические свойства при комнатной температуре. Типичные σ – ε -кривые сплава 1421 после испытаний на растяжение при комнатной температуре представлены на рис. 9. Видно, что деформационное упрочнение обеспечивает однородную пластическую деформацию до момента разрушения. Предел текучести, предел прочности и пластичность приведены в табл. 2. Механические свойства почти изотропны. Для каждого направления испытывали не менее 5 образцов, и разница предела текучести и предела прочности составляла менее 2%, что свидетельствует о высокой воспроизводимости результатов. Сравнение полученных данных с данными работы [14], в которой исследовались механические свойства алюминиевого сплава 1420 с субмикроструктурной структурой, показывает, что сплав 1421, подвергнутый ИПД и последующей упрочняющей термообработке, об-

ладает более высокими значениями предела текучести и предела прочности. В то же время, ресурс пластичности этого материала ниже ресурса пластичности сплава 1421, подвергнутого классическому прессованию (17.5%). Такие механические свойства дают возможность для промышленного использования листов из сплава 1421 с УМЗ-структурой.

Таблица 2. Влияние ориентации образцов к оси растяжения на предел прочности, предел текучести и удлинение до разрушения

Угол к оси растяжения, град	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
0	517	380	14.7
45	538	360	22.2
90	545	370	12.5

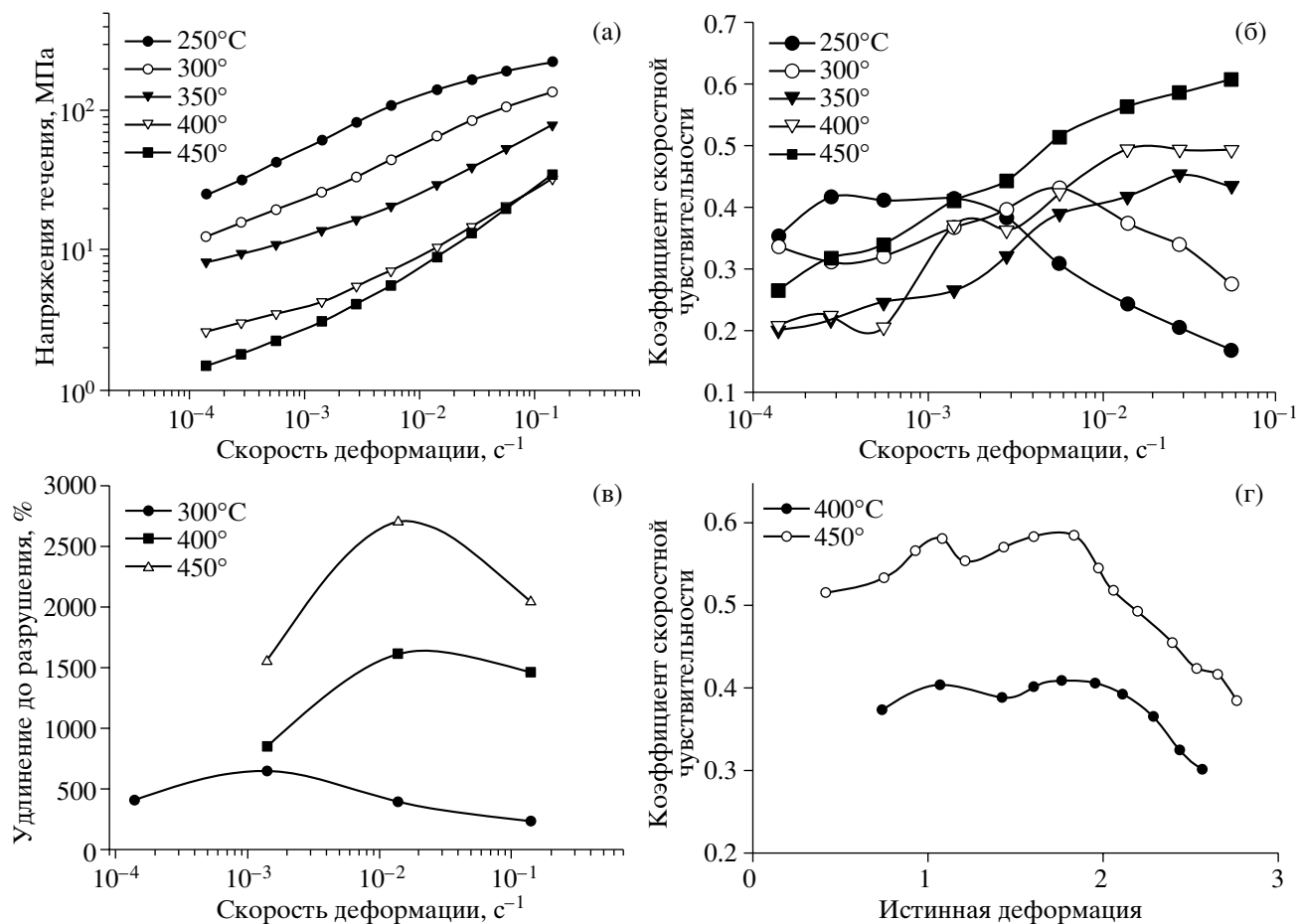


Рис. 6. Влияние скорости деформации на напряжения течения (а); коэффициент скоростной чувствительности (б); удлинение до разрушения (в); влияние степени деформации на коэффициент скоростной чувствительности (г).

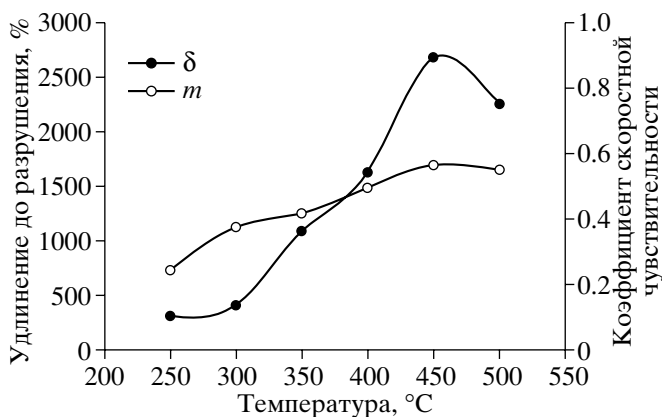


Рис. 7. Зависимость удлинения до разрушения и коэффициента скоростной чувствительности от температуры деформации.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Результаты данной работы показывают, что использование обработки состоящей из РКУ-прес-

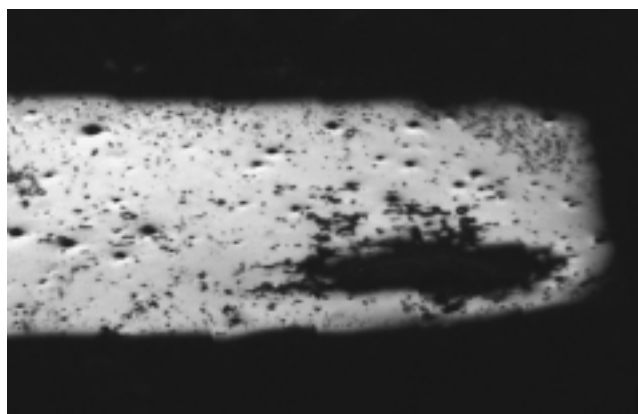


Рис. 8. Порообразование в образце после РКУ-прессования с последующей изотермической прокаткой при испытаниях на растяжение при температуре 450°C и скорости деформации $1.4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

сования и последующей изотермической прокатки позволяет изготавливать из алюминиевого сплава 1421 тонкие листы с УМЗ-структурой. После РКУ-прессования сплав приобретает высокую

обрабатываемость, и может подвергаться сверхвысоким деформациям без разрушения заготовки. Не маловажным является то, что по сравнению с традиционным РКУ-прессованием ($e \sim 16$) [3, 4], примененная в данной работе комплексная обработка сокращает число циклов РКУ-прессования, так как полностью рекристаллизованная структура формируется при более низкой общей степени деформации ($e \sim 8$).

В предыдущих работах [15–17] для получения листов Al–Mg сплавов применялось РКУ-прессование с холодной прокаткой. В работе [16] традиционное РКУ-прессование проводили при комнатной температуре, в работах [15, 17] при 200°C. Последняя температура является температурой холодной деформации для этих материалов [18]. В работе [19] было показано, что существенного различия в доле БУГ, образующихся при равной степени деформации между РКУ-прессованием, выполненным при комнатной температуре, и холодной прокаткой не существует. Последующая за РКУ-прессованием холодная прокатка приводит к постепенному образованию дополнительных БУГ [19]. Формирование относительно равноосной мелкозернистой структуры в этих материалах происходит в условиях сверхпластической деформации в результате развития процесса рекристаллизации [15, 17].

Увеличенная доля БУГ, которые образуются во время холодной деформации, обеспечивает формированию более однородной рекристаллизованной структуре при дальнейшем статическом отжиге [20]. В результате последующая прокатка алюминиевых сплавов приводит к повышению сверхпластических свойств сплавов, обработанных РКУ-прессованием [15, 17], или сверхпластические свойства остаются фактически неизменными [16]. В данном сплаве 1421 при температуре 325°C УМЗ-структура с размытой кристаллографической текстурой (см. рис. 4) развивается непосредственно во время ИПД. Изотермическая прокатка после РКУ-прессования при повышенных температурах ускоряет формирование новых БУГ. Кроме того, размытие кристаллографической текстуры в процессе изотермической прокатки, обеспечивает изотропные механические свойства при комнатной температуре. Особенно важным является подавление вторичной рекристаллизации за счет роста вытянутых нерекристаллизованных областей. В однородной структуре со слабой текстурой возможен только нормальный статический рост зерен [21, 22]. Очень высокая доля БУГ предотвращает аномальный рост зерен [21, 22]. В результате, сплав 1421 с такой структурой может быть подвергнут стандартной термической обработке, включающая закалку от температуры 460°C и последующее старение без значительного роста зерен. Следовательно, листы из сплава 1421 могут использоваться в промышленности

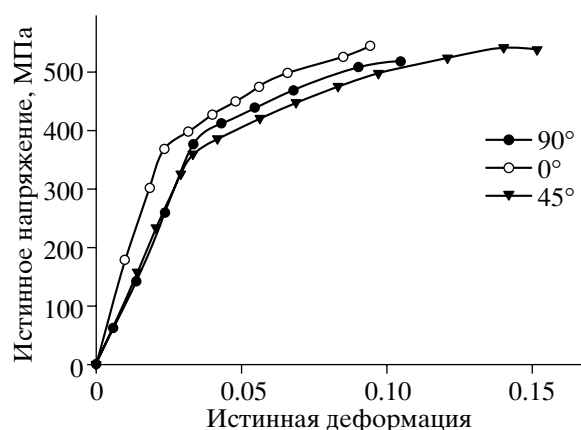


Рис. 9. Зависимости истинного напряжения от истинной деформации при комнатной температуре.

для СП-формовки, а изготовленные из них детали могут подвергаться упрочняющей термической обработке.

Листы из сплава 1421 показывают высокие механические свойства при комнатной температуре, самой важной особенностью которых являются изотропность прочности и достаточно высокая пластичность. Прочность данного сплава 1421 выше прочности сплава AA2524 [23], который является традиционным сплавом для гражданских самолетов. Пластичность данного сплава 1421 почти такая же, что и у сплава AA2524 [23]. Поэтому, учитывая высокое сопротивление распространению трещины в рекристаллизованном состоянии в сплавах Al–Li–Mg [1], листы из сплава 1421 с УМЗ-структурой являются перспективными для применений в авиакосмической промышленности.

Таким образом, двухступенчатая обработка, состоящая из РКУ-прессования и последующей изотермической прокатки, пригодна для промышленного изготовления листов сплава 1421 с высокими сверхпластическими свойствами, которые характеризуются прекрасной комбинацией прочности и пластичности при комнатной температуре. Это связано с формированием в результате такой обработки рекристаллизованной однородной структуры со слабой кристаллографической текстурой.

ВЫВОДЫ

1. Двухступенчатая деформация, состоящая из РКУ-прессования с прямоугольной формой каналов и последующей изотермической прокатки, обеспечивает формирование однородной ультрамелкозернистой структуры в тонких листах Al–Li–Mg сплава.
2. Изотермическая прокатка после РКУ-прессования увеличивает долю БУГ и долю зерен, окруженных со всех сторон большеугловыми границами. Доля БУГ в ~85% и высокодисперс-

ные частицы $Al_3(Sc, Zr)$ обеспечивают устойчивость УМЗ-структуры при статическом отжиге при температурах СПД.

3. Сплав 1421, подвергнутый двухступенчатой деформации, показывает высокие сверхпластические свойства с максимальным удлинением до разрушения ~2700% при температуре 450°C и начальной скорости деформации $1.4 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ с соответствующим коэффициентом скоростной чувствительности ~0.57. Такие экстраординарные свойства связаны с высокой устойчивостью структуры в процессе сверхпластической деформации.

4. В зависимости от ориентации образцов к оси растяжения предел текучести, предел прочности и удлинение до разрушения после стандартной термической обработки сплава 1421 изменяются от 370 до 380 МПа, от 517 до 545 МПа и от 12.5 до 22% соответственно.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Фридляндер И.Н., Чуистов К.В., Березина А.Л., Колобнев Н.И. Алюминий-литиевые сплавы / Структура и свойства. Киев: Наукова думка, 1992. 192 с.
2. Фридляндер И.Н., Хохлатова Л.Б., Колобнев Н.И. и др. Развитие стабильного алюминиевого сплава 1424 для применения в сварном фюзеляже // МИТОМ. 2002. № 1. С. 1–9.
3. Musin F., Kaibyshev R., Motohashi Y. et al. High strain rate superplasticity in an Al–Li–Mg alloy subjected to equal – channel angular extrusion // Mater. Trans. 2002. V. 43. № 10. P. 2370–2377.
4. Kaibyshev R., Shipilova K., Musin F., Motohashi Y. Achieving high strain rate superplasticity in an Al–Li–Mg–Sc alloy through equal – channel angular extrusion // Mater. Sci. Tech. 2005. V. 21. № 4. P. 408–418.
5. Kaibyshev R., Shipilova K., Musin F., Motohashi Y. Continuous dynamic recrystallization in an Al–Li–Mg–Sc alloy during equal – channel angular extrusion // Mater. Sci. Eng. 2005. V. 396. P. 341–351.
6. Segal V.M. Engineering and commercialization of equal channel angular extrusion // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 386. P. 269–276.
7. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // Progr. Mater. Sci. 2000. V. 45. P. 103–189.
8. Kamachi M., Furukawa M., Horita Z., Langdon T.G. Equal-channel angular pressing using plate samples // Mater. Sci. Eng. A. 2003. V. 361. P. 258–266.
9. Nikulin I., Kaibyshev R., Sakai T. Superplasticity in a 7055 aluminum alloy processed by ECAP and subsequent isothermal rolling // Mater. Sci. Eng. A. 2005. V. 407. P. 62–70.
10. Horita Z., Furukawa M., Nemoto M., Langdon T.G. Development of fine grained structures using severe plastic deformation // Mater. Sci. Techn. 2000. V. 16. P. 1239–1245.
11. Humphreys F.J., Prangnell P.B., Bowen J.R. et al. Developing stable fine-grain microstructures by large strain deformation // Phil. Trans. R. Soc. Lond. A. 1999. V. 357. P. 1663–1681.
12. Pilling J. and Ridley N. Superplasticity in crystalline solids. London. The Institute of Metals. 1989. P. 214.
13. Kaibyshev O.A. Superplasticity of Alloys, Intermetallics, and Ceramics. Berlin: Springer-Verlag, 1992. P. 316.
14. Furukawa M., Horita Z., Nemoto M. et al. Factors influencing the flow and hardness of materials with ultrafine grain sizes // Philos. Mag. 1998. V. 78. № 1. P. 203–215.
15. Park K.T., Lee H.J., Lee C.S. et al. Enhancement of high strain rate superplastic elongation of a modified 5154 Al by subsequent rolling after equal channel angular pressing // Scr. Mater. 2004. V. 51. P. 479–483.
16. Akamatsu H., Fujinami T., Horita Z., Langdon T.G. Influence of rolling on the superplastic behavior of an Al–Mg–Sc alloy after ECAP // Scr. Mater. 2001. V. 44. P. 759–764.
17. Park K.T., Lee H.J., Lee Ch.S., Shin D.H. Effect of post-rolling after ECAP on deformation behavior of ECAPed commercial Al–Mg alloy at 723 K // Mater. Sci. Eng. A. 2005. V. 393. P. 118–124.
18. Kaibyshev R., Musin F., Avtokratova E., Motohashi Y. Deformation behavior of a modified 5083 aluminum alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2005. V. 392. P. 373–379.
19. Mishin O.V., Juul Jensen D., Hansen N. Microstructures and boundary populations in materials produced by equal channel angular extrusion // Mater. Sci. Eng. A. 2003. V. 342. P. 320–328.
20. Jazaeri H., Humphreys F.J. The transition from discontinuous to continuous recrystallization in some aluminum alloys I – the deformed state // Acta Mater. 2004. V. 52. P. 3239–3250.
21. Jazaeri H., Humphreys F.J. The transition from discontinuous to continuous recrystallization in some aluminum alloys II – annealing behaviour // Acta Mater. 2004. V. 52. P. 3251–3262.
22. Ferry M., Hamilton N.E., Humphreys F.J. Continuous and discontinuous grain coarsening in a fine – grained particle – containing Al–Sc alloy // Acta Mater. 2005. V. 53. P. 1079–1109.
23. Елагин В.И. Состояние и пути повышения трещиностойкости высокопрочных алюминиевых сплавов // МИТОМ. 2002. № 9. P. 10–17.