

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.71'74'721:539.52

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ И СКОРОСТИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ДЕЙСТВУЮЩИЕ МЕХАНИЗМЫ

© 2019 г. О. А. Яковцева^а *, А. В. Михайловская^а, А. Д. Котов^а,
О. И. Мамзурина^а, В. К. Портной^а

^аКафедра металловедения цветных металлов, НИТУ «МИСиС»,
119049 Россия, Москва, Ленинский проспект, 4

*e-mail: yakovtseva@mail.ru

Поступила в редакцию 21.03.2018 г.

После доработки 23.05.2018 г.

Изучены показатели сверхпластичности сплава Al–7.6% Mg–0.6% Mn–0.25% Cr в интервале 490–520°C, определена оптимальная температура деформации. Проанализированы изменения зеренной структуры в объеме и на поверхности образцов во время сверхпластической деформации при температуре 510°C. По результатам анализа изменений структуры поверхности с предварительно нанесенными маркерными царапинами оценен вклад зернограничного скольжения в скоростном интервале сверхпластической деформации. Вклад зернограничного скольжения составляет 20–30% от общей деформации, вклад диффузионной ползучести уменьшается с 40 до 20% при увеличении скорости деформации на порядок с 1×10^{-3} до 1×10^{-2} с⁻¹. Внутриверенная деформация локализуется в периферийных областях зерен и в области полосчатых зон.

Ключевые слова: сверхпластичность, алюминиевые сплавы, зернограничное скольжение, диффузионная ползучесть, дислокационная структура

DOI: 10.1134/S0015323018110220

ВВЕДЕНИЕ

Сверхпластичность – способность к значительной квазиравномерной деформации в определенном температурно-скоростном диапазоне, реализуемая благодаря высокой чувствительности напряжения течения к скорости деформации. Состояние сверхпластичности присуще сплавам со средним размером зерна менее 10 мкм [1, 2]. Относительное удлинение сплавов при сверхпластической деформации по оптимальному режиму может достигать сотни и даже тысячи процентов [3, 4]. Данный эффект используется при получении изделий сложных форм методом сверхпластической формовки. Возможность значительных деформаций позволяет получать детали сложной формы с тонким рельефом. Для обеспечения эффективности сверхпластической формовки алюминиевых сплавов необходимо обеспечить высокие удлинения при максимально возможной скорости деформации. Для используемых в промышленности алюминиевых сплавов типичны скорости в интервале 10^{-4} – 10^{-3} с⁻¹. Оптимальные условия формообразования наиболее широко применяемого в промышленности сплава AA5083, содержащего около 5.0 мас. % Mg, – температура 520–550°C и скорость деформации около $(1–2) \times 10^{-3}$ с⁻¹, при этом относительное удлинение до-

стигает 300–350% [5–9]. Увеличение скоростного диапазона проявления сверхпластичности на порядок обеспечит рост производительности метода, а, следовательно, и расширение областей его применения. Как показано в ряде работ [10–13] увеличение содержания магния до некоторого предела приводит к улучшению показателей сверхпластичности, в том числе к увеличению скоростного диапазона проявления эффекта. Так, сплав с 6.8 мас. % Mg [14] при малом вкладе зернограничного скольжения показывает близкое удлинение – 350–400%, при температуре деформации 520°C и при значительно большей оптимальной скорости деформации – 5×10^{-3} с⁻¹. При этом детально исследована сверхпластичность в сплавах, содержащих до 7 мас. % магния, более легированные магнием сплавы слабо изучены.

Отметим, что для формообразования в условиях сверхпластичности важно знать не только оптимальный режим деформации – температуру и скорость, величину напряжения течения, а также иметь представление о структурных изменениях – эволюции зеренной структуры и пористости при деформации. Эти параметры отвечают за изменение величины напряжения при формовке, а, кроме того, влияют на конечные свойства деталей. Структурные изменения при сверхпластическом

течении определяются химическим и фазовым составом сплавов и отчасти зависят от действующих механизмов деформации. Несмотря на большое число экспериментальных и теоретических исследований [3, 4, 15–17] единого мнения о доминирующем и аккомодационных механизмах, обеспечивающих высокую скоростную чувствительность напряжения течения и сверхпластичное состояние, в литературе нет. Основным механизмом считается зернограничное скольжение (ЗГС) [2, 4]. Большой вклад ЗГС до 50–80% подтвержден для алюминиевых сплавов, например, AA7075 и его аналога AA7475 [18–20], сплавов эвтектического типа [21, 22] и прочих двухфазных сплавов [16, 23, 24]. Отметим, что сплавы с развитым ЗГС показывают значительную остаточную пористость после деформации [25, 26]. Некоторые алюминиевые сплавы, наоборот, демонстрируют малый вклад зернограничного скольжения – 10–20% [3, 27] и низкую остаточную пористость [28, 29], например, сплавы системы Al–Mg. Как показано в ряде работ [3, 16], основным механизмом сверхпластической деформации сплавов типа AA5083 является диффузионная ползучесть. Оценка по ширине образующихся при деформации зон свободных от выделений, считающихся структурным признаком диффузионной ползучести [30], позволяет полагать, что вклад диффузионной ползучести в общее удлинение может достигать 50%. При этом действующие механизмы деформации в сплавах с большим содержанием магния практически не исследованы.

Цель настоящей работы – изучить деформационное поведение в сверхпластичном состоянии, эволюцию структуры и вклады действующих механизмов деформации в сплаве с повышенным содержанием магния Al–7.6% Mg–0.6% Mn–0.25% Cr при разных скоростях сверхпластической деформации.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Исследуемый сплав имеет следующий состав: Al–7.6% Mg–0.6% Mn–0.25% Cr. Лист получали в лабораторных условиях. Для получения слитка использовали шихтовые материалы: алюминий марки A99, магний Mg95, лигатуры Al–10% Mn и Al–10% Cr. Слиток отливали в медную водоохлаждаемую изложницу размерами 100 × 40 × 20 мм. Гомогенизационный отжиг проводили в печи Nabertherm N 30/65 A в две ступени: 430°C, 4 ч и 460°C, 4 ч. Горячую прокатку с обжатием 70% проводили при температуре 420 ± 20°C. Далее следовала прокатка при комнатной температуре до конечной толщины листа 1 мм.

Образцы для анализа микроструктуры готовили при помощи механической шлифовки и полировки с последующей электрополировкой в хлор-

но-спиртовом электролите при напряжении 14 В в течение 5–7 секунд. Для выявления зеренной структуры дополнительно применяли оксидирование в 10%-ном водном растворе фторборводородистой кислоты при напряжении 25 В, 20–30 секунд.

Исследование микроструктуры проводили при помощи светового микроскопа Neophot-30. Размер зерен характеризовали величиной средней хорды вдоль и поперек направления прокатки, которую измеряли методом случайных секущих.

Показатели сверхпластичности определяли на разрывной машине Walter Bay LFM-100, используя образцы с длиной рабочей части 14 мм, шириной 6 мм и толщиной 1 мм [31]. Испытания со ступенчатым повышением скорости деформации проводили в интервале температур 490–520°C с шагом 10°C и в интервале скоростей $5 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ – $5 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ для определения показателя скоростной чувствительности m и скоростного диапазона сверхпластичности.

Дислокационную структуру изучали при помощи просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM-2100. Образцы для исследования электролитически утоняли на установке Tenipol в электролите A2 при напряжении 20 В.

Анализ структурных изменений поверхности образцов до и после деформации проводили при помощи электронного сканирующего микроскопа марки TESCAN Vega 3 LMN. Для определения вклада ЗГС на предварительно полированный образец сплава наносили маркерные царапины трехмикронной алмазной пастой перпендикулярно оси растяжения. Анализировали смещения царапин после последовательной деформации на 13, 35 и 70% [32]. Деформацию образцов с маркерными царапинами проводили в атмосфере аргона для уменьшения окисления поверхности.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В процессе нагрева и 20 мин выдержки в интервале температур 490–520°C в листах формируется рекристаллизованная зеренная структура (рис. 1). Размер рекристаллизованного зерна не меняется в пределах ошибки измерения в исследованном диапазоне температур отжига и составляет от 6.7 до 7.3 мкм, т.е. в среднем 7.0 ± 0.3 мкм, таким образом, перед началом деформации формируется одинаковая зеренная структура.

Для определения показателей сверхпластичности сплава по результатам испытаний со ступенчатым увеличением скорости деформации строили графики зависимости напряжения течения и показателя скоростной чувствительности m от скорости деформации (рис. 2а, 2б). Зависимость напряжения от скорости деформации име-

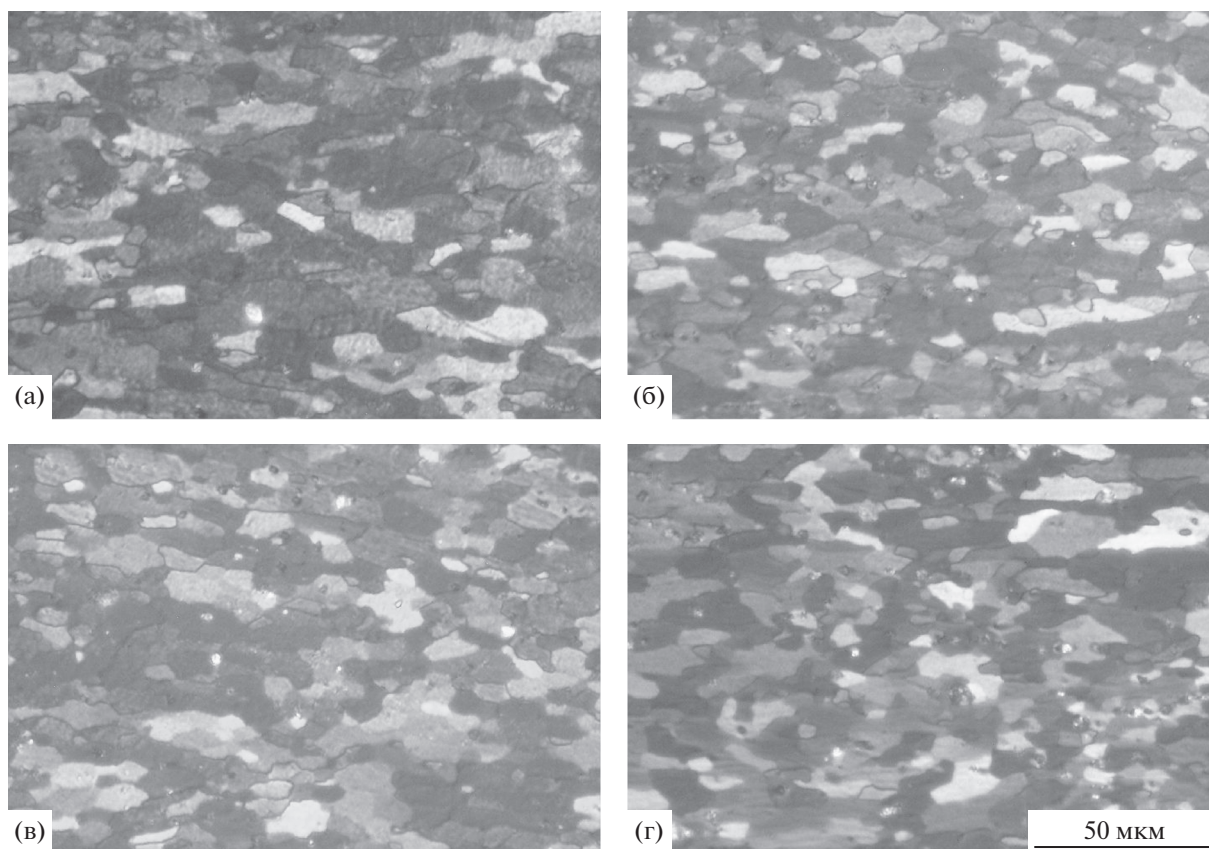


Рис. 1. Зеренная структура после 20 мин отжига при температурах 490 (а), 500 (б), 510 (в) и 520°C (г).

ет типичную для сверхпластичных сплавов сигмоидальную форму. Величина напряжения закономерно уменьшается с увеличением температуры испытания с 490 до 520°C (рис. 2а). Скорость деформации, соответствующая максимальным значениям m , составляет $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при температурах 490–500°C и увеличивается до $5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при температурах 510–520°C (рис. 2б). При температуре 510°C сплав демонстрирует более высокую скоростную чувствительность и показатель $m \geq 0.5$ в наиболее широком интервале скоростей, от 8×10^{-4} до $2 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Таким образом, температура 510°C, соответствующая $0.97T_{\text{пл}}$ по гомологической шкале, и скорости деформации 1×10^{-3} , 5×10^{-3} и $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ в пределах линейного участка зависимости σ - $\dot{\epsilon}$ были выбраны для изучения структурных изменений и анализа вкладов действующих механизмов деформации. Относительное удлинение составило $600 \pm 10\%$, $450 \pm 10\%$ и $290 \pm 10\%$ при температуре 510°C и скоростях деформации 1×10^{-3} , 5×10^{-3} и $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, соответственно (рис. 2в). Зависимость напряжения от деформации при исследованных скоростях (1×10^{-3} , 5×10^{-3} и $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$) представлена на рис. 2в. Максимальные значения напряжения закономерно увеличи-

ваются с 8 до 16 МПа при увеличении скорости деформации на порядок.

На кривых деформации при скоростях 1×10^{-3} и $5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ можно выделить две стадии: участок деформационного упрочнения и стадия устойчивого течения, где напряжение слабо зависит от деформации. При скорости деформации $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ – стадии устойчивого течения нет, вместо нее наблюдается существенное разупрочнение при отсутствии выраженной шейки в образце. Форма кривых деформации определяется в значительной степени структурными изменениями при деформации, в том числе эволюцией зеренной структуры и пористостью. Устойчивое течение может быть связано как со стабильным размером зерна при доминировании зернограничного скольжения, так и с развитием процессов динамической рекристаллизации или с развитием пористости уменьшающей “живое” сечение образца.

Продольный средний размер зерна увеличивается в 1.5–1.6 раза, с 6.8 до 10–11 мкм, при деформации до разрушения при всех исследованных скоростях (рис. 3). Зерна вытягиваются на начальной стадии деформации: коэффициент формы (отношение поперечного размера зерна к продольному) уменьшается с 0.64 до 0.54 за первые 100% дефор-

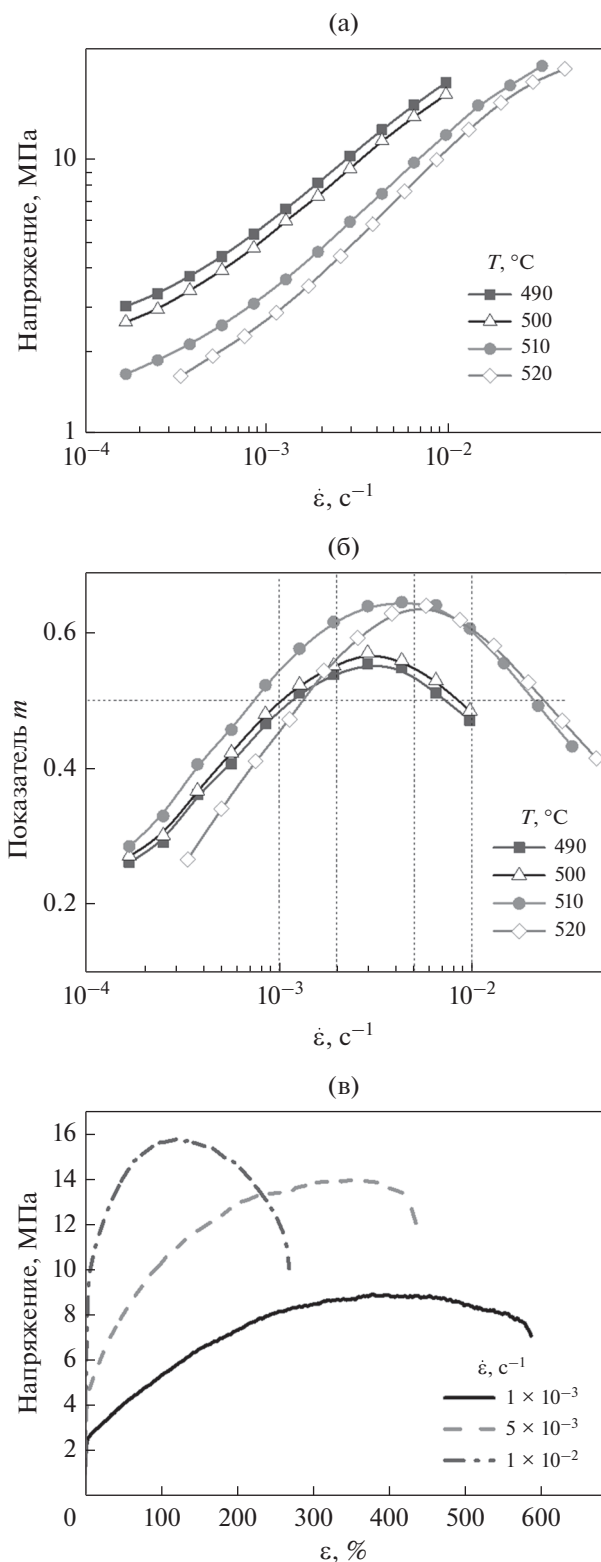


Рис. 2. Зависимость напряжения (а) и показателя m (б) от скорости деформации в интервале температур 490–520°C и зависимость напряжение–деформация при температуре 510°C и разных постоянных скоростях деформации (в).

магии и далее практически не меняется. При скорости деформации 1×10^{-3} и 5×10^{-3} c^{-1} рост зерен происходит примерно до деформации 300%, затем размер зерна не меняется до разрушения при 600 и 450% соответственно (рис. 3). При увеличении скорости деформации до 1×10^{-2} c^{-1} динамический рост зерна происходит интенсивнее и наблюдается до разрушения. Скорость динамического роста зерна составила 0,2, 0,7 и 2 мкм/мин при скоростях деформации 1×10^{-3} , 5×10^{-3} и 1×10^{-2} c^{-1} , соответственно, т.е. при повышении скорости деформации на порядок, скорость роста зерна увеличивается также на порядок.

Уже при деформации 100% в структуре образца, растянутого со скоростью 1×10^{-2} c^{-1} , была выявлена пористость, в то время как при остальных скоростях деформация до 100% не приводит к порообразованию. Пористость при скоростях (1 и 5) $\times 10^{-3}$ c^{-1} развивается только после деформации 350–400%.

Таким образом, деформационное упрочнение на начальной стадии при скоростях (1 и 5) $\times 10^{-3}$ c^{-1} можно связать с динамическим ростом зерен, а на стадии устойчивого течения, где напряжение постоянно, размер зерна также не меняется. Разупрочнение при деформации более 100% со скоростью 1×10^{-2} c^{-1} , вероятно, связано с интенсивным развитием пористости, в результате, увеличение значений напряжения течения, которое должно происходить за счет роста зерен, перекрывается снижением напряжения течения из-за уменьшения “живого” сечения образца за счет порообразования.

Рост зерен может иметь дислокационную или диффузионную природу, а также может быть вызван миграцией границ зерен. В структуре деформированных с разными скоростями образцов выявляются зоны свободные от выделений (ЗСВ), образующиеся около тройных стыков зерен и у поперечных границ (штриховые стрелки на рис. 4). Такие зоны считаются основным признаком диффузионной ползучести. Сравнительный количественный анализ объемной доли ЗСВ при разных скоростях деформации, т.е. по сути вклада диффузионной ползучести в общую деформацию, проведен после 100% деформации. С увеличением скорости деформации вклад диффузионной ползучести уменьшается с 40% при скорости 1×10^{-3} c^{-1} до 30% при 5×10^{-3} c^{-1} и до 20% при 1×10^{-2} c^{-1} .

Можно предположить, что в начале деформации увеличение размера зерен происходит в основном за счет диффузионного массопереноса.

Дислокационная структура проанализирована перед началом деформации и также после 50 и 100% деформации при всех скоростях. В образцах перед началом деформации (после 20 мин вы-

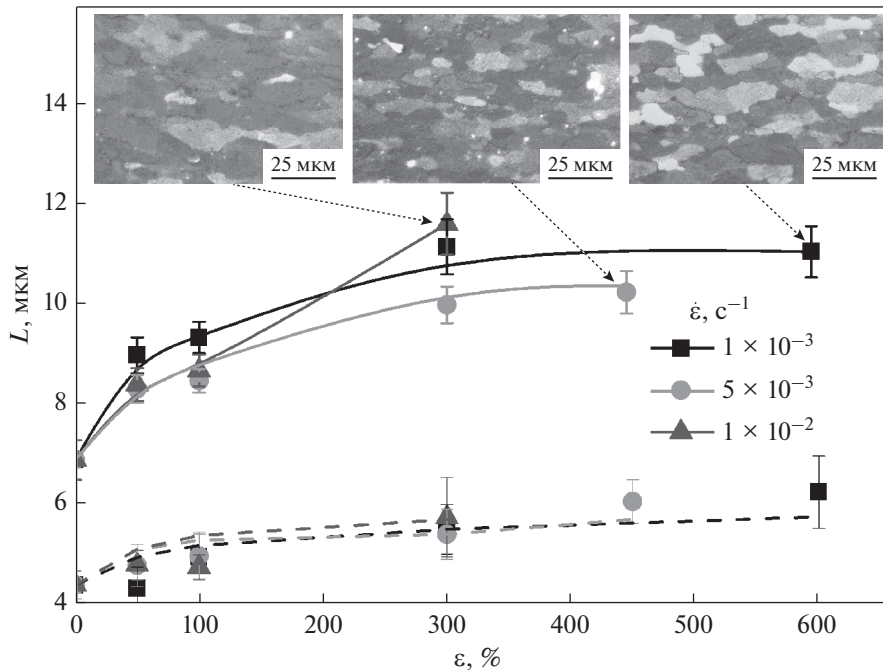


Рис. 3. Зависимость размера зерна от степени деформации при температуре 510°C (сплошные линии – продольный размер зерна, штриховые – поперечный).

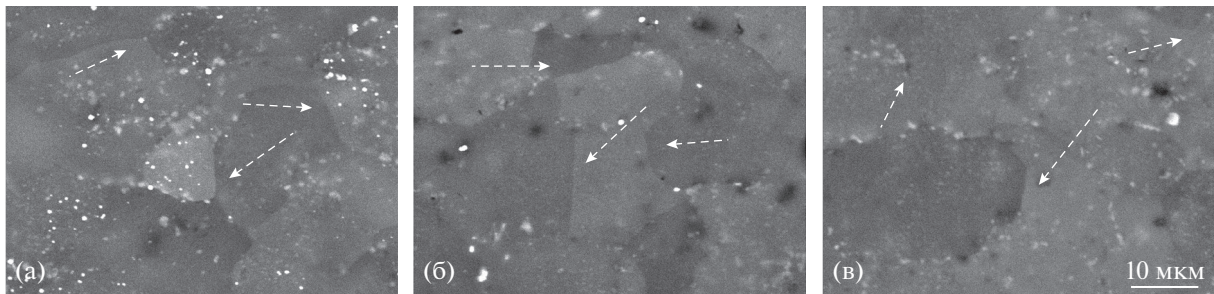


Рис. 4. Микроструктура образца после 100% деформации при скоростях 1×10^{-3} (а), 5×10^{-3} (б) и $1 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ (в), штриховые стрелки – зоны свободные от выделений.

держки при температуре 510°C) (рис. 5а) дислокаций в теле зерен практически нет.

После сверхпластической деформации наблюдаются следы дислокационной активности, происходит выстраивание дислокаций в стенки (рис. 5б–5г) т.е. динамическая полигонизация. Существенных различий в дислокационной структуре сплава в зависимости от скорости сверхпластической деформации до 50 и 100% не выявлено. Повышенная дислокационная активность позволяет предполагать действие внутризеренной дислокационной ползучести как одного из механизмов сверхпластической деформации, возможно аккомодационного, в исследуемом интервале скоростей.

Анализ эволюции структуры поверхности при сверхпластической деформации – основной ме-

тод, позволяющий анализировать действующие механизмы. Изменения поверхности образцов с маркерными царапинами изучены при температуре 510°C и скоростях деформации 1×10^{-3} , 5×10^{-3} , $1 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$. На рис. 6 представлена эволюция структуры фрагментов поверхности образцов с маркерными царапинами после последовательной деформации до 13, 35 и 70%. Уже после 13% деформации на поверхности образцов появляется рельеф (рис. 6а, 6б, 6ж) и происходят смещения царапин вдоль границ зерен (обозначено штриховыми линиями), т.е. наблюдаются характерные признаки ЗГС. С увеличением деформации величина и количество смещений маркерных царапин возрастают, происходит разворот зерен (X) и уход зерен вглубь образца (E).

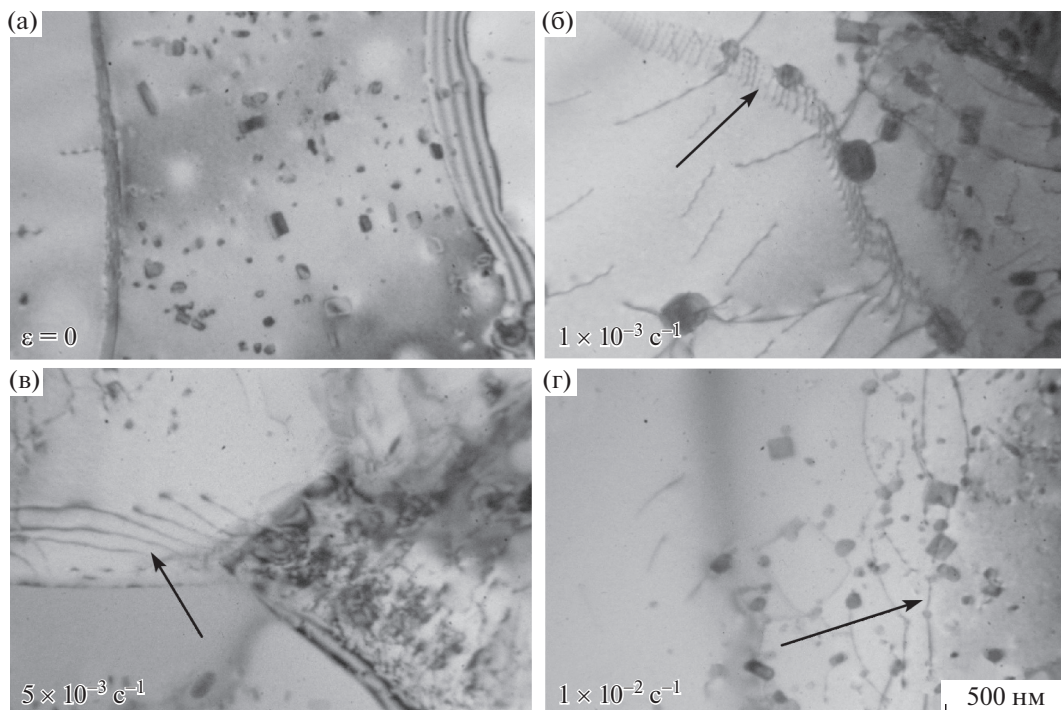


Рис. 5. Дислокационная структура после отжига в течение 20 мин при температуре 510°C (а) и после деформации до 100% при скоростях 1×10^{-3} (б), 5×10^{-3} (в), $1 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ (г).

Вклад ЗГС в общую деформацию посчитан по смещению маркерных царапин для сравниваемых скоростей деформации. С увеличением скорости деформации на порядок вклад ЗГС уменьшается с 30 до 20% (рис. 6) при общей деформации 13%. При увеличении деформации до 70% вклад ЗГС составляет 20% при всех исследованных скоростях. Отметим, что смена соседей в исследуемом сплаве даже при малой скорости деформации выражена значительно слабее, чем, например, в сплаве AA7475 [20]. Так, зерна А, В, С, Д на рис. 6 не успевают значительно сместиться относительно исходных положений за 70% общей деформации. Это относится и к остальным соседствующим зернам. Авторы [3] отмечали, что в сплаве AA5083 не выявлена смена соседей зерен, при этом авторы [17] считают, что смена соседей происходит, но она завуалирована складками оксида на поверхности образца. Возможно, деформации 70% недостаточно для проявления такой перестановки зерен в исследуемом сплаве.

Внутризеренную деформацию, вызванную действием диффузионной и дислокационной ползучести, можно оценить по изменениям геометрии царапин в пределах одного зерна. Как можно видеть из рис. 6, размытия царапин или изменения расстояния между царапинами в теле зерен не происходит. Маркерные царапины размываются только в областях полосчатых (складчатых) зон (рис. 6а–6в, стрелки), где локализуется

деформация. Эти зоны в основном ориентированы вдоль оси растяжения и расположены у поперечных границ зерен. Такие зоны появляются уже после 13% и становятся более выраженными и широкими с увеличением деформации до 70%. Природа появления полосчатых зон в сплаве той же системы легирования AA5083 обсуждена авторами [17], заключившими, что полосчатые зоны являются следствием диффузионного массопереноса и роста оксида на свежесформированной поверхности образца. Ступенчатый рост характерный для оксида алюминия по данным [17] может создавать эффект складчатости на поверхности. Анализ материала под складчатой зоной выявляет наличие зон свободных от выделений, считающихся признаком диффузионной ползучести. Такие же выводы о природе появления полосчатых зон при сверхпластической деформации были сделаны ранее по результатам анализа реплик авторами работы [22] для сплавов других систем.

В связи с тем, что на поверхности образцов признаков деформации тела зерен не выявлено, можно предположить, что дислокационная ползучесть, как и диффузионный массоперенос могут локализоваться только в периферии зерен, в полосчатых зонах, или в мантии зерна по Джиффкинсу.

Таким образом, интенсивный рост зерен на начальной стадии деформации при скоростях

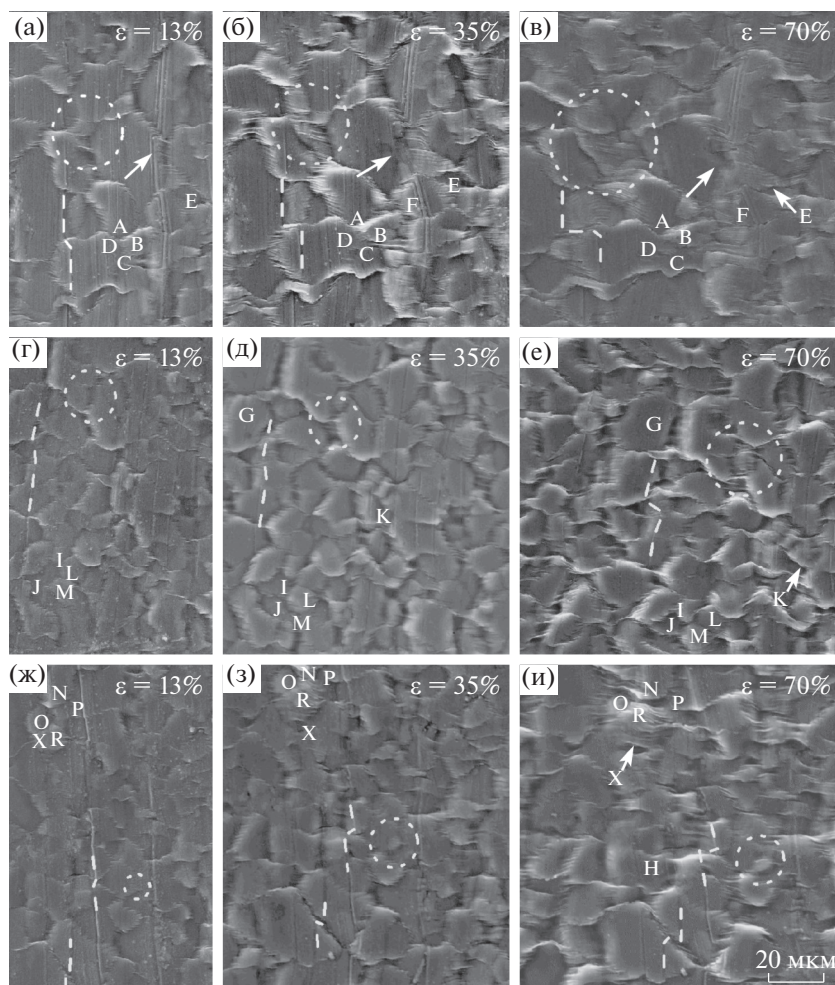


Рис. 6. Эволюция поверхности образцов с маркерными царапинами после деформации при температуре 510°C и скоростях 1×10^{-3} (а–в), 5×10^{-3} (г–е), 1×10^{-2} с⁻¹ (ж–и), степень деформации указана на рисунке

$(1-5) \times 10^{-3}$ с⁻¹ можно объяснить действием диффузионной ползучести. Динамический рост зерен, наблюдаемый при скорости 10^{-2} с⁻¹, значительно более существен, и, вероятно, вызван не только действием диффузионной и дислокационной ползучести, но и миграцией границ зерен происходящей в продольном направлении под действием растягивающих напряжений.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследованы показатели сверхпластичности и эволюция зеренной структуры сплава Al–7.6% Mg–0.6% Mn–0.25% Cr в процессе сверхпластической деформации. Сплав демонстрирует относительные удлинения $600 \pm 10\%$, $450 \pm 10\%$ и $290 \pm 10\%$ при температуре 510°C и скоростях деформации 1×10^{-3} , 5×10^{-3} и 1×10^{-2} с⁻¹ соответственно. Динамический рост зерен наблюдается до 300% деформации, а далее до разрушения при

скоростях 1×10^{-3} и 5×10^{-3} с⁻¹ размер зерна не меняется.

В структуре образцов после 100% деформации выявлены зоны свободные от выделений, которые являются результатом диффузионной ползучести. При увеличении скорости деформации на порядок с 1×10^{-3} до 1×10^{-2} с⁻¹ вклад диффузионной ползучести в общую деформацию уменьшается с 40 до 20%.

При деформации образцов от 13 до 70% вклад зернограницного скольжения, оцененный по эволюции маркерных царапин на поверхности образцов, слабо зависит от скорости деформации и составляет 20–30%. В объеме образцов после 50–100% деформации наблюдали следы дислокационной активности, появление дислокационных стенок, что свидетельствует о важной роли дислокационной аккомодации, которая, вероятно, также локализуется на периферии зерен в областях полосчатых зон.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках и государственного задания № 11.7172.2017/8.9 на 2017–2020 гг.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Kalpakjian S.* Manufacturing engineering and technology. 3rd ed. Massachusetts: Addison-Wesley Publishing Company, 1995. 1271 p.
2. *Nieh T.G., Wadsworth J., Sherby O.D.* Superplasticity in Metals and Ceramics. New York: Cambridge University Press, 2005. 287 p.
3. *Sotoudeh K., Bate P.S.* Diffusion Creep and Superplasticity in Aluminium Alloys // *Acta Mater.* 2010. V. 58. P. 1909–1920.
4. *Новиков И.И., Портной В.К.* Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном // М.: Металлургия, 1981. 168 с.
5. *Masuda H., Kanazawa T., Tobe H., Sato E.* Dynamic anisotropic grain growth during superplasticity in Al–Mg–Mn alloy // *Scripta Mater.* 2018. V. 149. P. 84–87.
6. *Cahn R.W., Haasen P., Kramer E.J.* Mater. Sci. Technology. New York: VCH. 1993. V. 6. P. 404.
7. *Cleveland R.M., Ghosh A.K., Bradley J.R.* Comparison of superplastic behavior in two 5083 aluminum alloys // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2003. V. 351. № 1–2. P. 228–236.
8. *Zhang K., Yan H.* Deformation behavior of fine-grained 5083 Al alloy at elevated temperature // *Trans. of Nonferrous Metals Society of China.* 2009. V. 19. P. 307–311.
9. *Verma R., Ghosh A. K., Kim S., Kim C.* Grain refinement and superplasticity in 5083 Al // *Mater. Sci. Eng. A.* 1995. V. 191. P. 143–150.
10. *Woo S.S., Kim Y.R., Shin D.H., Kim W.J.* Effects of Mg concentration on the quasi-superplasticity of coarse-grained Al–Mg alloys // *Scripta Mater.* 1997. V. 37. P. 1351–1358.
11. *Кищик А.А., Михайловская А.В., Левченко В.С., Портной В.К.* Формирование микроструктуры и сверхпластичность магналиев // *ФММ.* 2017. Т.118. С. 101–108.
12. *Maeng D.Y., Lee J.H., Hong S.I., Chun B.S.* Microstructure and mechanical properties of rapidly solidified Al–7 wt % Mg–X (X = Cr, Zr or Mn) alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* 2001. V. 311. P. 128–134.
13. *Котов А.Д., Михайловская А.В., Портной В.К.* Влияние состава твердого раствора на показатели сверхпластичности сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu–Ni–Zr // *ФММ.* 2014. Т. 115. № 7. С. 778–784.
14. *Portnoy V.K., Rylov D.S., Levchenko V.S., Mikhaylovskaya A.V.* The influence of chromium on the structure and superplasticity of Al–Mg–Mn alloys // *J. Alloys Compounds.* 2013. V. 581. P. 313–317.
15. *Langdon G.T.* Grain boundary sliding revisited: Developments in sliding over four decades // *J. Mater. Sci.* 2006. V. 41. P. 597–609.
16. *Alabort E., Kontis P., Barba D., Dragnevski K., Reed R.C.* On the mechanisms of superplasticity in Ti–6Al–4V // *Acta Mater.* 2016. V.105. P. 449–463.
17. *Rust M.A., Todd R.I.* Surface studies of Region II superplasticity of AA5083 in shear: Confirmation of diffusion creep, grain neighbor switching and absence of dislocation activity // *Acta Mater.* 2011. V. 59. P. 5159–5170.
18. *Cepeda-Jiménez C.M., García-Infanta J.M., Ruano O.A., Carreno F.* High strain rate superplasticity at intermediate temperatures of the Al7075 alloy severely processed by equal channel angular pressing // *J. Alloys Compounds.* 2011. V. 509. P. 9589–9597.
19. *Adabbo H.E., Gonzalez-Doncel G., Ruano O.A., Belzunce J.M., Sherby O.D.* Strain hardening during superplastic deformation of Al-7475 alloy // *Mater. Research Soc.* 1989. V. 3. P. 587–594.
20. *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 // *Mater. Sci. Eng. A.* 2018. V. 718. P. 277–286.
21. *Spingarn J.R., Nix W.D.* Diffusion creep and diffusionally accommodated grain rearrangement // *Acta Metal.* 1978. V. 26. P. 1389–1398.
22. *Novikov I.I., Portnoy V.K., Levchenko V.S.* Investigation of structural changes during superplastic deformation of Zn – 22% Al alloy by replica locating technique // *Acta Metallurgica.* 1981. V. 29. P. 1077–1090.
23. *Yakovtseva O.A., Mikhaylovskaya A.V., Pozdniakov A.V., Kotov A.D., Portnoy V.K.* Superplastic deformation behaviour of aluminium containing brasses // *Mater. Sci. Eng. A.* 2016. V. 674. P. 135–143.
24. *Wang W., Yang M., Yan D., Jiang P., Yuan F., Wu X.* Deformation mechanisms for superplastic behaviors in a dual-phase high specific strength steel with ultrafine grains // *Mater. Sci. Eng. A.* 2017. V. 702. P. 133–141.
25. *Яковцева О.А., Михайловская А.В., Котов А.Д., Портной В.К.* Влияние легирования на сверхпластичность двухфазных латуней // *ФММ.* 2016. Т. 117. № 7. С. 765–772.
26. *Humpries C.W., Ridley N.* Cavitation during the superplastic deformation of an α/β brasses // *J. Mater. Sci.* 1978. V. 13. № 11. P. 2477–2482.
27. *Yakovtseva O.A., Mikhaylovskaya A.V., Mochugovskiy A.G., Cheverikin V.V., Portnoy V.K.* Superplastic Deformation Mechanisms in High Magnesium Contenting Aluminium Alloy // *Mater. Sci. Forum.* 2016. V. 838–839. P. 66–71.
28. *Bae D.H., Ghosh A.K.* Cavity growth during superplastic flow in an Al–Mg alloy: I. Experimental study. // *Acta Materialia.* 2002. V. 50. P. 993–1009.
29. *Verma R., Friedman P.A., Ghosh A.K., Kim S., Kim C.* Characterization of superplastic deformation behavior of a fine grain 5083 Al alloy sheet // *Metal. Mater. Trans. A* 1996. V. 27. P. 1889–1898.
30. *Blandin J.J., Hong B., Varloteaux A., Suery M., Lesperance G.* Effect of the nature of grain boundary regions on cavitation of a superplastically deformed aluminium // *Acta Mater.* 1996. V. 44. P. 2317–2326.
31. Определение показателей сверхпластичности: Методическая рекомендация МР 252-31-86. М.: ВИЛС 1986. 22 с.
32. *Portnoy V.K., Novikov I.I.* Evaluation of grain boundary sliding contribution to the total strain during superplastic deformation // *Scripta Mater.* 1999. V. 40. № 1. P. 39–43.