



УДК 539.374

© 2011

А. В. Пойда

Структурные изменения в ходе сверхпластической деформации алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 01420Т при высоких гомологических температурах

(Представлено членом-корреспондентом НАН Украины В. Ф. Клепиковым)

Встановлено температурно-швидкісні умови прояву зразками сплавів 1420 і 01420Т ефекту високотемпературної структурної надпластичності. Показано, що феноменологічні показники надпластичного плину у зразків сплаву 01420Т з вихідною рівноважною ультрадрібнозернистою структурою вище, ніж у крупнозернистих зразків текстурованого сплаву 1420. У робочій частині зразків сплавів 1420 і 01420Т, надпластично продеформованих при високих гомологічних температурах, виявлені специфічні волокнисті утворення, які опосередковано підтверджують, що деформація здійснювалася за присутності невеликої кількості рідкої фази.

В настоящее время во многих исследовательских центрах продолжают исследования физико-механических свойств конструкционных алюминиево-литиевых сплавов, обладающих повышенным модулем упругости и малой плотностью. К сплавам этого класса относят сплавы системы Al–Mg–Li–Zr, разработанные под руководством акад. И. Н. Фридляндера [1].

В данной работе изложены данные о структурных изменениях, происходящих в ходе сверхпластической деформации (СПД) образцов, изготовленных из промышленных полуфабрикатов алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 01420Т, которые имеют одинаковый химический состав (5,0–6,0% Mg; 1,9–2,3% Li; 0,09–0,15% Zr; 0,1–0,3% Si; ≤ 0,3% Fe; 0,1% Ti; 0,3% Mn; 0,005 % Na; основа Al, % (мас.)) [1], но различное исходное структурное состояние.

Методика исследований. Механические испытания образцов сплавов 1420 и 01420Т растяжением проведены на воздухе в режиме ползучести при постоянном действующем напряжении течения в соответствии с методикой, применявшейся ранее и описанной в [2]. Образцы с размерами рабочей части $10 \times 3,0 \times 5,0$ мм² в течение 25 мин подогревали до температуры испытания со скоростью нагрева 0,5 К/с, отжигали в течение 10 мин, а затем деформировали в алундовой печи сопротивления, обеспечивающей равномерность температуры по всей длине рабочей части печи, равной 170 мм, с точностью до ±2 К.

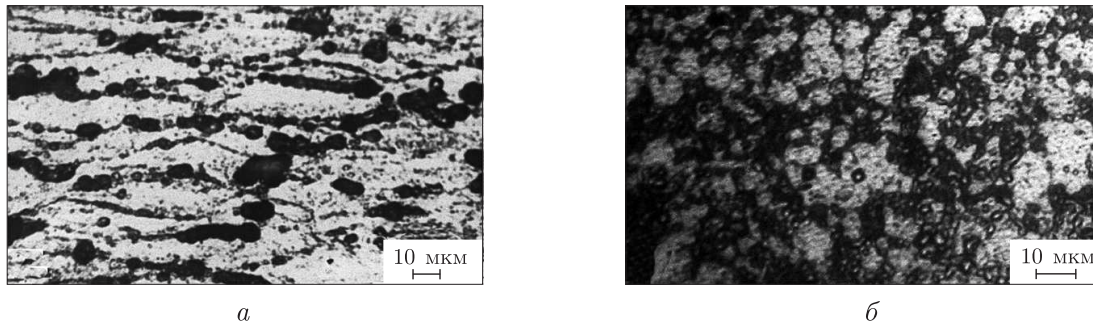


Рис. 1. Исходная микроструктура образца сплава 1420 в плоскости сечения, параллельного оси растяжения образца (а); исходная микроструктура образца сплава 01420Т в плоскости сечения, параллельного оси растяжения образца (б). Световая микроскопия

Скорость истинной деформации $\dot{\epsilon}$ определяли из кривых ползучести, записываемых автоматически. Показатель скоростной чувствительности напряжения течения m определяли в каждой точке кривой $\lg \sigma = f(\lg \dot{\epsilon})$. Зеренную структуру, характер распределения и морфологию пор и волокон, а также механизмы их развития исследовали, используя световую (МИМ-6) и растровую электронную (JSM-820) микроскопию. Средний размер зерна $\langle d \rangle$ определяли по микрофотографиям методом случайных секущих [3].

Результаты и их обсуждение. В литературе имеются данные о проявлении сплавом 1420 эффекта структурной сверхпластичности. Авторами работ [4, 5] исследована микрозеренная структурная сверхпластичность (ССП) образцов сплава 1420, которые находились при температуре испытаний в твердом состоянии. В работах [6–9] изучены различные аспекты высокотемпературной структурной сверхпластичности (ВССП) образцов этого сплава. В частности, в работах [6–9] установлено, что при температуре испытаний образцы сплава 1420, проявившие эффект ВССП, находились в твердо-жидком состоянии.

В результате проведения металлографических исследований установлено, что исходная зеренная структура образцов сплава 1420, подготовленных к механическим испытаниям, отличается значительной анизотропией (см. рис. 1, а). Зерна вытянуты в направлении прокатки. Их средний размер в этом направлении составляет 50 мкм, а в направлении, перпендикулярном к направлению прокатки, 20 мкм. На границах зерен сосредоточены скопления частиц избыточных первичных интерметаллидных выделений, которые, по-видимому, являются S_1 -фазой (Al_2LiMg) [1]. Эти выделения образуют почти сплошной каркас преимущественно на границах зерен, которые параллельны направлению прокатки промышленного полуфабриката сплава. В теле зерен видны мелкодисперсные выделения, которые, очевидно, являются скоплениями частиц δ' -фазы (Al_3Li) или β' -фазы (Al_3Zr) [1]. Таким образом, можно утверждать, что микроструктура образцов исходного деформированного полуфабриката сплава 1420 имеет волокнистую (фибровую) текстуру, которая характеризуется плоскостно-линейной ориентацией и наличием строчечного распределения избыточных фаз.

Исходная зеренная структура образцов, которые были изготовлены из промышленного полуфабриката сплава 01420Т, прошедшего в заводских условиях специальную термомеханическую обработку, является равноосной и ультрамелкозернистой (рис. 1, б). Средний размер зерна $\langle d \rangle$ составляет 5 мкм.

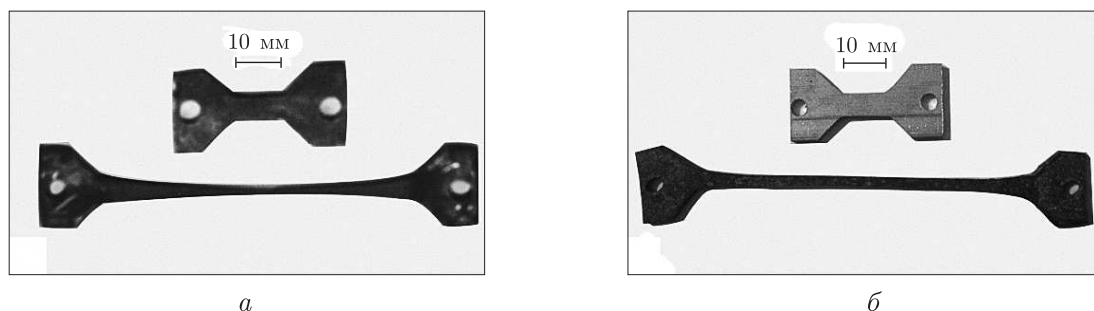


Рис. 2. Общие виды образцов сплавов 1420 (а) и 01420Т (б), сверхпластично продеформированных до разрушения в оптимальных условиях, в сравнении с исходными образцами

Механические испытания образцов сплавов 1420 и 01420Т были проведены при высоких гомологических температурах. Установлено, что они проявили эффект ВССП в интервале температур 723–793 К, при которых, как будет показано ниже, может осуществляться частичное плавление сплавов и образование очагов жидкой фазы.

В табл. 1 приведены данные о температурно-скоростных условиях проявления эффекта ВССП и феноменологических показателях СПД образцов сплавов 1420 и 01420Т.

Видно, что скорость истинной деформации, показатель скоростной чувствительности и относительное удлинение до разрушения у образцов сплава 01420Т с исходным равноосным ультрамелким зерном выше, а напряжение течения ниже, чем у образцов сплава 1420, которые имели исходную крупнозернистую волокнистую зеренную структуру.

На рис. 2 представлены общие виды исходных образцов сплавов 1420 и 01420Т, а также образцов этих сплавов, которые были продеформированы до макроразрушения в оптимальных условиях ВССП. Видно, что СПД образцов обоих сплавов, вплоть до их макроразрушения, осуществлялась с высокой устойчивостью, стабильно и однородно по всему объему их рабочей части. Об этом убедительно свидетельствует отсутствие у разрушенных образцов макроскопической шейки.

На деформационном рельефе, образовавшемся на поверхности продеформированных рабочих частей образцов сплавов 1420 и 01420Т, а именно в приповерхностных порах и в трещинах, обнаружены волокнистые образования (рис. 3, а, б). Как было показано в [8–12], наличие волокнистых образований в образцах многокомпонентных алюминиевых сплавов является одним из подтверждений того, что в ходе СПД в условиях ВССП они находились в твердо-жидком состоянии.

Таблица 1. Данные о температурно-скоростных условиях проявления эффекта высокотемпературной сверхпластичности и феноменологических показателях СПД образцов сплавов 1420 и 01420Т

Сплав	1420	01420Т
Интервал Т, К	723–793	773–813
Интервал σ , МПа	2,5–9,0	2,5–9,0
$T_{\text{опт}}$, К	773	793
$\sigma_{\text{опт}}$, МПа	8,0	3,5
δ_{max} , %	500	630
Оптимальная скорость истинной деформации $\dot{\epsilon}_{\text{опт}}$, с ⁻¹	$4,6 \cdot 10^{-4}$	$1,3 \cdot 10^{-3}$
m	0,67	0,73

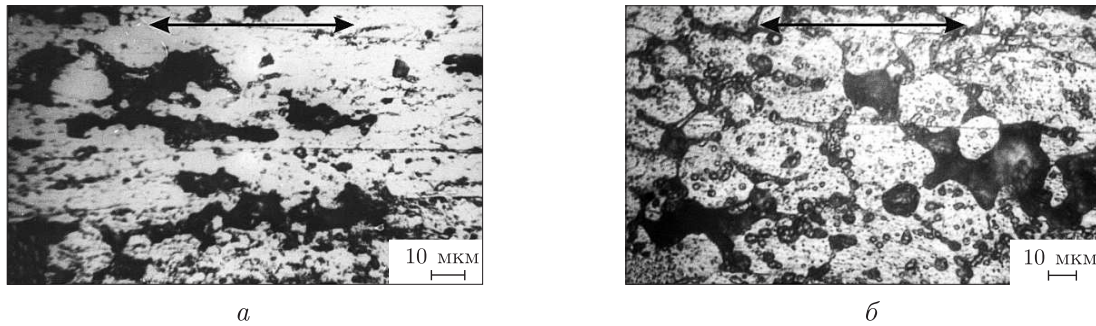


Рис. 3. Вид пористой структуры образцов, деформированных в оптимальных условиях высокотемпературной структурной сверхпластичности: *a* — сплав 1420; *б* — сплав 01420Т. Световая микроскопия

Установлено, что в порах и в трещинах волокна расположены преимущественно параллельно направлению оси растяжения образцов. Волокна имеют вид “отвердевших” струек вязкой жидкости. Своими обоими концами они закреплены за кромки тех зерен, которые являются “противоположными стенками” пор, образовавшихся при разделении зерен в ходе осуществления зернограничного проскальзывания (см. рис. 3, *a, б*). Общий вид волокон аналогичен общему виду тех волокон, которые наблюдали ранее авторы работ [8–10], исследовавшие ВССП различных алюминиевых сплавов.

Наиболее вероятные причины образования жидкой фазы в сплавах системы Al–Mg–Li–Zr при высоких гомологических температурах детально проанализированы в [8]. Показано, что жидкая фаза в сплаве 1420 может образоваться в результате осуществления трех перитектических превращений: при 498 °C — Ж + LiAl \Leftrightarrow α_{Al} + MgLiAl₂; при 472 °C — Ж + MgLiAl₂ \Leftrightarrow α_{Al} + Mg₁₇Al₁₂; при 456 °C — Ж + Mg₁₇Al₁₂ \Leftrightarrow α_{Al} + Mg₂Al₃ [1, 11].

Кроме того, частичное плавление многокомпонентных алюминий-литиевых сплавов 1420 и 01420Т при температуре испытаний, по-видимому, может происходить также и из-за локальной неоднородности в распределении легирующих элементов (магния и лития), снижающих температуру плавления сплавов в тех микрообъемах, где их концентрация вследствие наличия сегрегаций на границах зерен или же из-за внутрикристаллитной ликвации повышена по сравнению с их средней концентрацией в сплаве [1]. Поскольку температура испытания для этих микрообъемов может оказаться равной и даже превосходящей температуру солидус для этих концентраций, при нагревании образцов до температуры испытаний или же в ходе их СПД может произойти оплавление поверхностных слоев зерен или их границ и образование очагов жидкой фазы.

Анализ видов изолированных зернограничных пор и трещин, образовавшихся в рабочих частях образцов сплавов 1420 и 01420Т (см. рис. 3), дает основание высказать предположение об особенностях структурных изменений, осуществлявшихся в образцах этих сплавов в ходе СПД.

Анизотропное распределение частиц S_1 -фазы, которое имеет место в образцах сплава 1420, будет способствовать образованию очагов жидкой фазы на начальном этапе их СПД преимущественно на межфазных границах, параллельных оси растяжения. Поэтому развитие зернограничного проскальзывания будет происходить по локально оплавленным (жидким или размягченным) участкам межфазных и межзеренных границ, а также по границам твердых зерен.

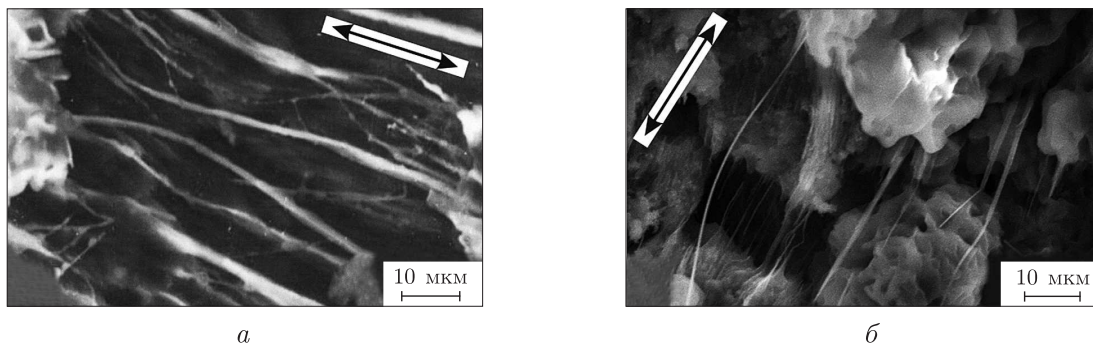


Рис. 4. Вид волокнистых образований в образцах сплавов 1420 (*a*) и 01420Т (*б*), продеформированных в оптимальных условиях высокотемпературной структурной сверхпластичности. Сканирующий электронный микроскоп

В результате осуществления динамической рекристаллизации при степени деформации образцов сплава 1420, равной около 100%, в тех микрообъемах их рабочей части, которые разделены протяженными микронесплошностями (рис. 3, *a*), формируется равноосная ультрамелкозернистая структура с $\langle d \rangle = 10$ мкм. Смещения зерен после формирования в рабочей части образцов сплава 1420 участков с равноосной ультрамелкозернистой структурой будут проходить уже не по отдельным межзеренным и межфазным границам, а по всем тем межкристаллитным границам, где созданы должный уровень напряжений и неравновесное состояние, необходимое для осуществления интенсивного зернограницного проскальзывания [4, 12].

Установлено, что в рабочей части образцов сплава 01420Т уже на ранних этапах их СПД образуются изолированные одна от другой зернограницные поры, средний размер которых сравним со средним размером зерна (рис. 3, *б*), чего не наблюдается в образцах сплава 1420. Именно это и является основной причиной того, что зернограницное проскальзывание в образцах сплава 01420Т происходит более интенсивно. Это приводит к тому, что оптимальная скорость истинной деформации, показатель скоростной чувствительности и относительное удлинение до разрушения у образцов сплава 01420Т с исходным равноосным ультрамелким зерном выше, а напряжение течения ниже, чем у образцов сплава 1420, которые имеют исходную крупнозернистую волокнистую зеренную структуру.

Общий вид морфологии волокнистых образований (рис. 4) дает основание предположить, что в образцах сплавов 1420 и 01420Т подплавленный твердый раствор на основе алюминия в небольшом количестве был локализован в виде изолированных жидких включений в тройных стыках зерен и (или) в виде тонких несплошных прослоек (плен) на отдельных межкристаллитных границах. Однако, несмотря на это, образцы в ходе их СПД в полной мере сохраняли свойства, которые присущи твердому состоянию. Поэтому СПД образцов исследованных сплавов, по-видимому, осуществлялась за счет кооперированного развития деформационных и аккомодационных, в том числе диффузионных, процессов в твердой и в жидкой фазах [4, 12]. Согласованное действие различных деформационных и аккомодационных процессов обеспечивало проявление образцами сплавов 1420 и 1420Т эффекта ВССП, стабильное на макроуровне течение образцов и достижение ими значительных относительных удлинений до разрушения.

Таким образом, можно сделать следующие выводы.

1. Установлены температурно-скоростные условия проявления эффекта ВССП образцами алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 01420Т.

2. Показано, что оптимальная скорость истинной деформации, показатель скоростной чувствительности и относительное удлинение до разрушения у образцов сплава 01420Т с исходным равноосным ультрамелким зерном выше, а напряжение течения ниже, чем у образцов сплава 1420, которые имеют исходную крупнозернистую волокнистую зеренную структуру.

3. В приповерхностных порах и трещинах, образовавшихся в рабочих частях образцов сплавов 1420 и 01420Т в ходе их СПД, обнаружены волокнистые образования, которые являются косвенным подтверждением того, что в ходе течения образцы данных сплавов находились в твердо-жидком состоянии.

4. Рассмотрены вероятные причины частичного плавления сплавов 1420 и 01420Т и особенности структурных изменений, происходящих в ходе СПД их образцов при высоких гомологических температурах.

Работа выполнена в рамках Гранта НАН Украины для молодых ученых (2009–2010 гг.).

1. Фридляндер И. Н., Чуистов К. В., Березина А. Л., Колобнев Н. И. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства. – Киев: Наук. думка, 1992. – 192 с.
2. Пойда В. П., Кузнецова Р. И., Сухова Т. Ф. и др. Эволюция пористости и разрушение сплава Al – 4,1%мас. Cu – 0,5% мас. Zr в условиях сверхпластического течения // Металлофизика. – 1990. – **12**, № 1. – С. 44–48.
3. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. – Москва: Металлургия, 1976. – 272 с.
4. Кайбышев О. А. Сверхпластичность промышленных сплавов. – Москва: Металлургия, 1984. – 264 с.
5. Фридляндер И. Н., Эхина Е. В., Куньявская Т. М., Ликин В. Л. Проявление эффекта сверхпластичности в алюминиевых сплавах с литием // Металловедение и термич. обработка металлов. – 1985. – № 2. – С. 62–63.
6. Пойда В. П., Брюховецкий В. В., Кузнецова Р. И. Влияние исходной волокнистой структуры на структурную сверхпластичность сплава 1420 // Вестн. ХГУ. Сер. Физика. – 1999. – № 440, вып. 3. – С. 80–84.
7. Пойда В. П., Брюховецкий В. В., Кузнецова Р. И. и др. Влияние высокой гомологической температуры на процессы порообразования в ходе сверхпластического течения алюминий-литиевого сплава 1420 // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 2002. – № 6 (82). – С. 65–68.
8. Пойда В. П., Брюховецкий В. В., Пойда А. В. и др. Морфология и механизмы формирования волокнистых образований в условиях высокотемпературной сверхпластической деформации алюминиевых сплавов // Физика металлов и металловедение. – 2007. – **103**, № 4. – С. 433–444.
9. Cao W. D., Lu X. P., Conrad H. Whisker formation and the mechanism of superplastic deformation // Acta Mater. – 1996. – **44**, No 2. – P. 697–706.
10. Chen C. L., Tan M. J. Cavity growth and filament formation of superplastically deformed Al 7475 Alloy // Mater. Sci. and Eng. A. – 2001. – **298**, No 1–2. – P. 235–244.
11. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Пер. с англ. – Москва: Металлургия, 1979. – 640 с.
12. Nieh T. G., Wadsworth J. The role of liquid phase on superplasticity in metals and ceramics // Mat. Sci. Forum. – 1997. – **233–234**. – P. 383–398.

A. V. Poyda

Structural changes during a superplastic deformation of aluminum-lithium alloys 1420 and 01420T at high homological temperatures

The temperature-strain rate conditions for a display of the high-temperature structural superplasticity effect by specimens of alloys 1420 and 01420T are determined. It is shown that the phenomenological indicators of a superplastic flow of the specimens of alloy 01420T with initial equal-axial ultrafine-grained structure are higher, than that of coarse-grained specimens of textured alloy 1420. In a working part of specimens of alloys 1420 and 01420T superplastically deformed at high homological temperatures, specific fibrous formations which indirectly confirm that a deformation occurred in the presence of a small amount of the liquid phase are found.