

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЙ ГОМОЛОГИЧЕСКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРОЦЕССЫ ПОРООБРАЗОВАНИЯ В ХОДЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1420

В.П.Пойда, В.В.Брюховецкий, Р.И.Кузнецова*, А.В.Пойда*, В.Ф.Клепиков**
Харьковский национальный университет им. В.Н.Каразина

61077, г.Харьков, пл.Свободы, 4. Украина

**Научно-технический центр электрофизической обработки НАН Украины*
61002, г.Харьков, ул.Чернышевского, 28, а/я 8812. Украина

Досліджено процеси пороутворення в зразках промислового алюмінієво-літєвого сплаву 1420, деформованих в оптимальних умовах високотемпературної структурної надпластичності. Встановлено, що наявність на міжфазних і міжзеренних границях рідких включень приводить до утворення в зразках у ході надпластичної деформації макроскопічних несучільностей, витягнутих уздовж осі розтягування. Виконан енергодисперсійний аналіз хімічного складу волокон, що утворюються з рідкої фази в результаті її в'язкої течії в ході розкриття пор. Встановлено, що волокна у твердому стані збагачені магнієм у порівнянні з рівноважною концентрацією твердого розчину на основі алюмінію.

Исследованы процессы порообразования в образцах промышленного алюминиево-литиевого сплава 1420, деформированных в оптимальных условиях высокотемпературной структурной сверхпластичности. Установлено, что наличие на межфазных и межзеренных границах жидких включений приводит к образованию в образцах в ходе сверхпластической деформации макроскопических несплошностей, вытянутых вдоль оси растяжения. Выполнен энергодисперсионный анализ химического состава волокон, образующихся из жидкой фазы в результате ее вязкого течения в ходе раскрытия пор. Установлено, что волокна в твердом состоянии обогащены магнием по сравнению с равновесной концентрацией твердого раствора на основе алюминия.

The processes of cavity formation in specimens of commercial aluminum-lithium alloy 1420 deformed under the optimum conditions of high-temperature superplasticity are studied. It is determined that the presence of the liquid particles on the interphase and intergrain boundaries leads to the formation of macroscopic discontinuities elongated along the tensile axis cavity in specimens during the superplastic deformation. Energy dispersion analysis of the chemical composition of fibers, which are formed from the liquid phase as a result of its viscous flow during the cavity opening, is made. It is determined that the fibers in solid state are riched of magnesia in comparison with the middle-equald concentration of the aluminum based solid mixture.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время материаловеды и инженеры-конструкторы продолжают исследовать физико-механические свойства конструкционных алюминий-литиевых сплавов, которые обладают повышенным модулем упругости и малой плотностью. Использование таких сплавов при изготовлении аэрокосмической техники позволит существенно снизить ее массу. К сплавам этого класса относят и сплав 1420 (5,0...6,0 % Mg; 1,9...2,3 % Li; 0,09...0,15 % Zr; 0,1...0,3 % Si; $\leq 0,3$ % Fe; 0,1 % Ti; 0,3 % Mn; 0,005 % Na; основа Al, % массовые) [1] – самый лёгкий из алюминиево-литиевых (плотность 2,47 г/см³), разработанный под руководством академика И.Н.Фридляндера.

В работах [1-6] исследована структурная сверхпластичность (СП) этого сплава в его обычном состоянии (средний размер зерна $\bar{d} \sim 50$ мкм), а также с ультрамелким зерном ($\bar{d} = 6,0...8,0$ мкм и $\bar{d} = 3,0...4,5$ мкм). Установлено, что образцы с указанными выше структурными характеристиками проявили СП при их деформировании в режиме активного нагружения в интервале температур 593...653 К и скоростей деформации $10^{-3}...10^{-2}$ с⁻¹. В рабо-

тах [7,8] исследования механического поведения образцов сплава 1420 в условиях СП были проведены в режиме ползучести в интервале температур деформирования $T = 723...793$ К и напряжений $\sigma = 2,5...9,0$ МПа. Максимальную пластичность (удлинение до разрушения 500%) образцы сплава проявили при $T = 773$ К, $\sigma = 8,0$ МПа и средней скорости истинной деформации $4,6 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹. Было установлено, что в ходе сверхпластической деформации (СПД) образцов сплава 1420 в них осуществляется динамическая рекристаллизация, накапливается пористость, формируются и развиваются волокнистые образования, локализованные на поверхностях разрушения и в открытых порах и трещинах. Поскольку большинство авторов, обнаруживших и исследовавших такие же волокна в сверхпластически деформируемых образцах алюминиевого сплава 7475 [9-11], считает, что наиболее вероятной причиной образования волокон является появление на межфазных и межзеренных границах и, в частности, в тройных стыках зерен очагов жидкой фазы при высоких гомологических температурах деформирования, в данной работе было необходимо установить, как наличие жидких прослоек в образцах сплава 1420 влияет на процессы порообразования и как, в

свою очередь, рост пор влияет на формирование и развитие волокон в ходе СПД.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Механические испытания образцов растяжением проведены на воздухе, в режиме ползучести при постоянном действующем напряжении течения в соответствии с методикой, использовавшейся ранее и описанной в [7,8].

Образцы с размерами рабочей части $10 \times 3,0 \times 5,0$ мм³ в течение 25 мин подогрели до температуры испытания со скоростью нагрева 0,5 К/с, отжидали 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.

Зеренную структуру, характер распределения и морфологию пор и волокон, а также динамику их развития исследовали, используя световую (МИМ-6) и растровую электронную (JSM-820) микроскопию и стандартные методы металлографии [12].

Для выявления межзеренных границ использовали универсальный травитель такого состава: 17 мл HNO₃, 5 мл HF, 78 мл H₂O.

Средний размер зерна \bar{d} определяли по микрофотографиям методом случайных секущих. Подсчет среднего размера зерна \bar{d} производили по 100 измерениям, что обеспечивало при доверительной вероятности 0,95 относительную погрешность в определении среднего размера зерна не более 10%.

Величину среднего размера зерна \bar{d} рассчитывали по формуле:

$$\bar{d} = \sqrt[3]{\bar{d}_1 d_1^2} \quad (1)$$

Химический анализ нитевидных образований в образцах сплава 1420 проведен с использованием растрового электронного микроскопа JSM-820 с приставкой для энергодисперсионного микроанализа Link Analytical 10 000.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис.1 показаны виды зеренной структуры в двух взаимно-перпендикулярных плоскостях сечений рабочей части образца. Установлено, что в каждой из плоскостей сечения микроструктура имеет плоскостно-линейную ориентацию. Средний размер зерна в направлении оси ориентации для сечения, параллельного оси растяжения образца, составляет 80 мкм, а в направлении, перпендикулярном оси ориентации, он равен 14 мкм. В сечении, перпендикулярном оси растяжения образца, \bar{d} в направлении плоскости ориентации равен 88 мкм, а в перпендикулярном к нему – 16 мкм. Все это свидетельствует о наличии в каждой из плоскостей сечения рабочей части образцов 1420 волокнистой (фибровой) структуры.

Известно [1], что в процессе литья, гомогенизации и термомеханической обработки в промышленных полуфабрикатах сплава 1420 формируются

скопления частиц S_1 -фазы (Al₂LiMg), локализованные на границах дендритных ячеек, колоний субзерен и зерен, вытянутых в направлении прокатки.

Это приводит к строчечному распределению интерметаллидных фаз, которое, как видно из рис.1, характерно и для исходных образцов сплава 1420, исследованных в данной работе.

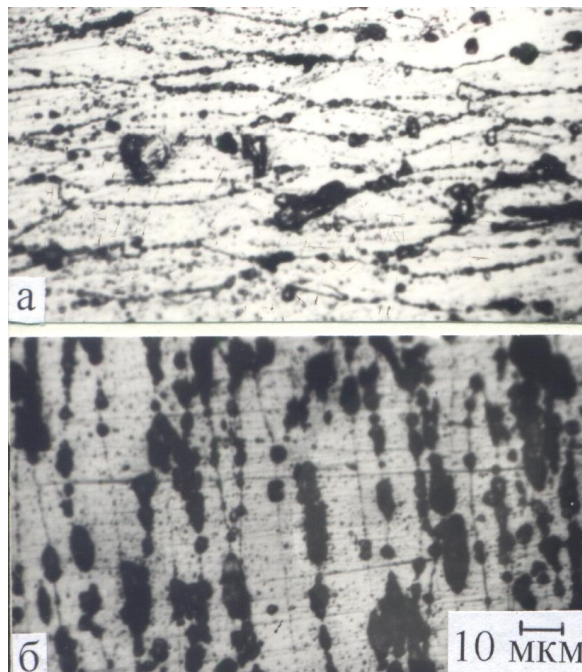


Рис.1. Исходная микроструктура образца сплава 1420: а – в плоскости сечения, параллельного оси растяжения образца; б – в плоскости сечения, перпендикулярного оси растяжения образца

Грубые выделения, которые, по-видимому, являются S_1 -фазой или содержащими её приграничными цепочками или прослойками, состоящими из кристаллов перетектического происхождения или неравновесной эвтектики, которые не были полностью устранены при высокотемпературной гомогенизации слитков и изготовлении промышленных полуфабрикатов сплава, образуют почти сплошной каркас преимущественно на границах зерен, параллельных оси растяжения.

Наличие волокнистой текстуры и неоднородности в распределении интерметаллидных частиц на границах зерен в образцах сплава 1420 существенно влияет на прохождение динамической рекристаллизации, СПД и порообразование.

Можно предположить, что в ходе подогрева образцов сплава 1420 до температуры испытаний в интервале температур 703...773 К в них будет происходить растворение крупных и мелких частиц S_1 -фазы в матрице.

Такой процесс наблюдали при $T > 703$ К авторы работы [1] при исследовании механизмов старения сплава 1420. Известно [1,13], что в системе Al-Mg-Li при $T = 771$ К происходит неинвариантное превращение $Al + Liq \rightarrow Al_2MgLi + \alpha$.

Поэтому можно ожидать, что при температуре испытаний $T = 773 \text{ K}$ в образцах может происходить не только растворение частиц S_1 -фазы, но и оплавление зернограницных прослоек, содержащих эту фазу.

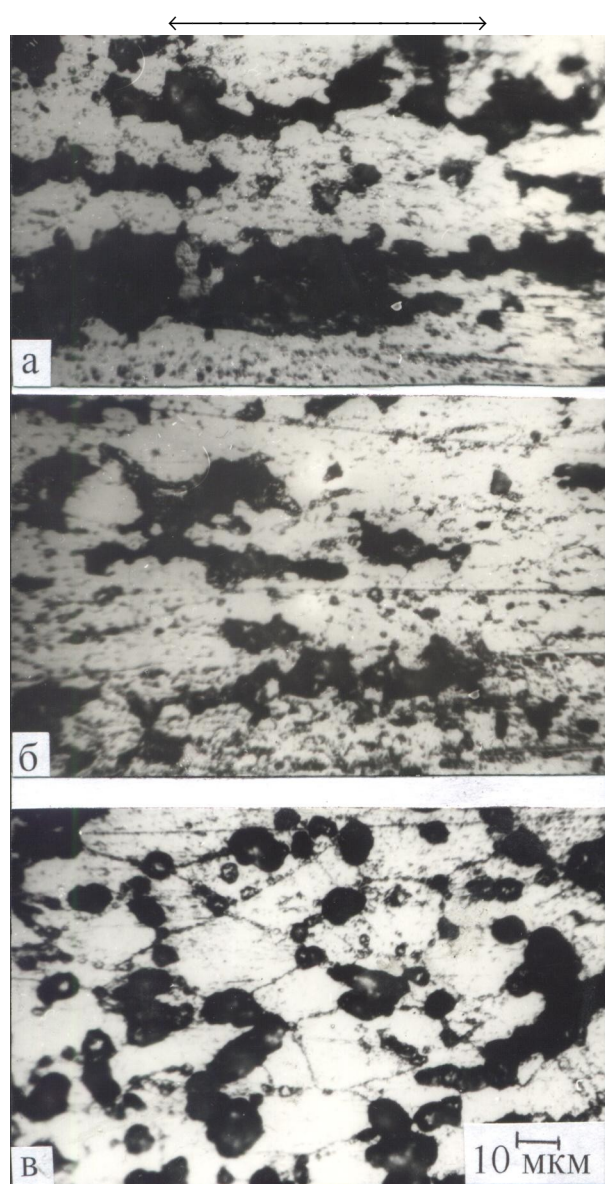


Рис.2. Структура образцов сплава 1420: а,б – деформированных до разрушения в оптимальных условиях ССП; в – отожженного при $T = 773 \text{ K}$ в течение времени, равного времени деформирования образца в оптимальных условиях ССП. Направление растяжения здесь и далее указано стрелкой

В ходе механических испытаний анизотропное распределение частиц в образцах сплава 1420 будет способствовать образованию на начальных этапах деформирования очагов жидкой фазы преимущественно на межфазных границах, параллельных оси растяжения. Развитие проскальзывания по локально оплавленным (жидким или размягченным) межфазным границам и по остающимся твердыми участкам межфазных границ, параллельным оси растяжения, способствует разрыву межзатомных

связей, декогезии между S_1 -фазой и матрицей и образованию цепочек микропор, ориентированных вдоль оси растяжения. Действие растягивающих и сжимающих напряжений приводит к тому, что на более поздних этапах течения образцов эти микропоры вытягиваются и объединяются в протяженные несплошности (рис.2,а,б). Можно предположить, что в общих чертах это происходит подобно тому, как изменяется в ходе СПД сечение круглых сквозных отверстий – своеобразных модельных «пор», которые были предварительно высверлены в рабочей части образца сплава 1420. Из рис.3 видно, что в ходе СПД в результате анизотропии зеренной структуры под действием сжимающих и растягивающих напряжений сечение сквозного отверстия изменило свой вид от кругового к эллипсовидному.

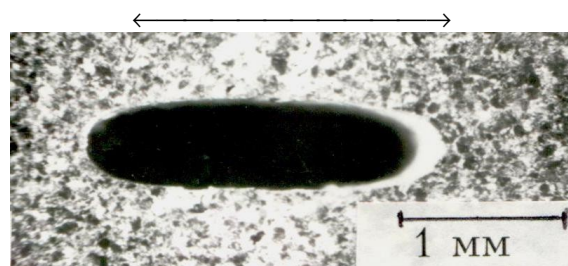


Рис.3. Вид сечения сквозного отверстия в рабочей части образца сплава 1420, деформированного от 100 до 140% в оптимальных условиях ССП

Можно предположить, что некоторое количество жидкой фазы «выдавливается» на последующих этапах течения из несплошностей и распространяется вдоль соседствующих с ними границ зерен, перпендикулярных направлению растяжения. Это приводит к образованию у отдельных вытянутых несплошностей небольших отростков, ветвящихся по обе стороны от них.

На рис.2,в показан вид пористой структуры в рабочей части образца, которая не подвергалась деформированию, а была лишь только отожжена при $T = 773 \text{ K}$ в течение времени, равного времени деформирования образца в оптимальных условиях ССП. Видно, что отжиг привел к образованию на границах зерен цепочек микропор, напоминающих по своей морфологии вид межзеренных выделений, и прослоек в исходных образцах.

В результате осуществления динамической рекристаллизации при степени деформации образцов, равной 100%, в тех микрообъемах их рабочей части, которые разделены протяженными микронесплошностями, формируется равноосная ультрамелкозернистая структура с $\bar{d} = 6 \text{ мкм}$. Это дает возможность образцу в дальнейшем деформироваться сверхпластично до больших степеней деформации. Смещение зерен после сформирования в рабочей части образцов равноосной ультрамелкозернистой структуры будет осуществляться уже не по отдельным межзеренным и межфазным границам, а по всем тем, где созданы должный уровень напряжений и неравновесное состояние, необходимое для осуществления интенсивного зернограницного про-

скальзывания. Наличие небольших включений жидкой фазы, как указано в [14-16], способствует осуществлению зернограничного проскальзывания и развитию процессов его аккомодации.

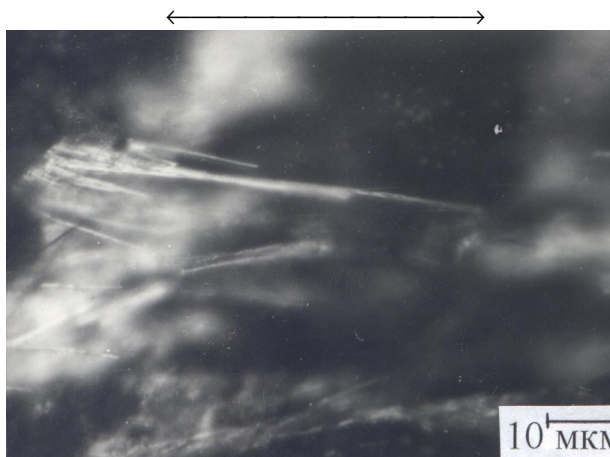


Рис. 4. Вид нитевидных образований в приповерхностных порах образца сплава 1420, деформированного в оптимальных условиях ССП

В ходе СПД, которая осуществляется при твердо-жидком состоянии сплава, в этих рекристаллизованных микрообъемах будет развиваться деформационная пористость. Одновременно с раскрытием путем зернограничного проскальзывания клиновидных трещин и изолированных зернограничных пор на локальных участках границ, перпендикулярных оси растяжения, в результате вязкого течения микроскопических объемов, занятых жидкой фазой, образуются и развиваются волокна (рис. 4). Скорость их развития равна скорости раскрытия зернограничных пор при разделении зерен в ходе зернограничного проскальзывания. Важную роль в образовании волокон и их стабильности может играть такой легирующий элемент как Mg, присутствие которого в количестве 5...6 мас.% согласно [11] уменьшает поверхностное натяжение расплава по сравнению с алюминием более чем на 30% и повышает вязкость жидкого алюминия. Поэтому, видимо, образование волокон чаще всего и наблюдается при высокотемпературной СПД алюминиевых сплавов, содержащих Mg. Как показали результаты энергодисперсионного анализа химического состава волокон, они в твердом состоянии обогащены магнием по сравнению с равновесной концентрацией твердого раствора на основе алюминия. Концентрация магния по длине волокна изменяется от 10,0 до 14,5 мас.%, что в 2...3 раза выше, чем её среднее значение для состава образца и, видимо, является следствием растворения частиц S_1 -фазы или оплавления тонкого периферийного слоя зерен матрицы и частиц S_1 -фазы в ходе СПД.

ЛИТЕРАТУРА

- И.Н.Фридляндер, К.В.Чуистов, А.Л.Березина, Н.И.Колобнев. *Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства*. Киев: «Наукова думка», 1992. 192 с.
- О.А.Кайбышев. *Сверхпластичность промышленных сплавов*. М.: «Металлургия», 1984. 264 с.
- И.Н.Фридляндер, Е.В.Эхина, Т.М. Кунявская, В.Л.Ликин. Проявление эффекта сверхпластичности в алюминиевых сплавах с литием // *Миротом*. 1985, №2, с.62–63.
- И.И.Новиков, В.К.Портной, И.Л.Константинов, Н.И.Колобнев. *Деформируемость сплава 1420*. /В кн. *Металловедение алюминиевых сплавов*. М.: «Наука», 1985, с.84–89.
- I.N.Fridlyander, N.I.Kolobnev, L.V.Khokh-latova, E.Yu.Semyonova. Peculiarities of structural formation in 1420 alloy sheets // *Aluminium*. 1990, v.5, N11, p.21–23.
- М.М.Мышляев, М.А.Прокунин, В.В. Шпейсман. Механическое поведение микрокристаллического алюминий литиевого сплава в условиях сверхпластичности // *ФТТ*. 2001, т.43, вып.5, с.833–838.
- В.П.Пойда. Структурная сверхпластичность в режиме ползучести и структурные характеристики промышленных сложнoleгированных алюминий-литиевых сплавов 1420, 1421, 1423, 1450, 1460 // *Вестник ХГУ, серия "Физика"*, 1998, № 417. вып.1, с. 90–95.
- В.П.Пойда, В.В.Брюховецкий, Р.И.Кузнецова. Влияние исходной волокнистой структуры на структурную сверхпластичность сплава 1420 // *Вестник ХГУ, серия «Физика»*, 1999, №440, вып.3, с.80–84.
- W.D.Cao, X.P.Lu, H.Conrad. Whisker formation and the mechanism of superplastic deformation // *Acta Mater*. 1996, v.44, N2, p.697–706.
- Y.Takayama, T.Tozawa, H.Kato. Superplasticity and thickness of liquid phase in the vicinity of solidus temperature in a 7475 aluminum alloy // *Acta Mater*. 1999, v.47, N4. p.1263–1270.
- C.L.Chen, M.J.Tan. Cavity growth and filament formation of superplastically deformed Al 7475 Alloy // *Mater. Sci. and Eng. A*. 2001, v.298, N1-2, p.235–244.
- С.А.Салтыков. *Стереометрическая металлография*. М.: «Металлургия», 1976, 272с.
- Л.Ф.Мондольфо. *Структура и свойства алюминиевых сплавов*. Пер. с англ. М.: «Металлургия», 1979, 640 с.
- В.Бауделет, М.С.Данг, Ф.Бордеау. Mechanical behavior of an aluminum alloy with fusible grain boundaries // *Scr. met. et mater*. 1992, v26, N4, p.573–578.
- В.Н.Перевезенцев, Ю.В.Свирина. Высокоскоростная сверхпластичность микрокристаллических сплавов в условиях локального плавления границ зерен // *ЖТФ*. 1998, т.68, №12, с.38–42.
- И.И.Новиков. *Горячеломкость цветных металлов и сплавов*. М.: «Наука», 1966. 299 с.