

ВЛИЯНИЕ МАГНИЯ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ, ОСУЩЕСТВЛЯЮЩИЕСЯ В ХОДЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА 01420Т

В.П. Пойда², Д.Е. Милая¹, А.В. Пойда¹, В.В. Брюховецкий¹, Р.В. Сухов²
*¹Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины,
Харьков, Украина*

E-mail: ntcefo@yahoo.com;

*²Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина
E-mail: postmaster@univer.kharkov.ua*

Установлено, что концентрация магния на границах зерен образцов сплава 01420Т повышена в сравнении с его средней концентрацией в сплаве и средней части зерна. Повышенная концентрация магния в приповерхностных областях зерен приводит к их оплавлению при деформировании при высоких гомологических температурах. В результате на границах зерен появляется вязкая жидкая фаза, способствующая осуществлению зернограничного проскальзывания – основного механизма сверхпластической деформации. Показана определяющая роль магния в процессе зарождения и развития волокнистых образований.

ВВЕДЕНИЕ

Для конструкционных материалов, которые применяются в авиастроении, а также в атомном и транспортном машиностроении, важными характеристиками являются плотность и удельный модуль упругости. Поэтому многокомпонентные конструкционные алюминиевые сплавы, содержащие в качестве легирующих добавок литий, магний и другие элементы, находят все более широкое применение в данных отраслях машиностроения, поскольку они обладают пониженной плотностью и повышенным удельным модулем упругости по сравнению с другими алюминиевыми сплавами [1-5]. Одним из таких сплавов является сплав 01420Т системы Al-Mg-Li-Zr, который обладает высокой коррозионной стойкостью, хорошей свариваемостью, повышенным модулем упругости и достаточной статической прочностью [1-5].

Из него изготавливают стрингеры фюзеляжа сварных пассажирских и военных самолетов, а также сварные криогенные баки большого размера космического и авиационного назначения. Этот сплав, как и другие алюминиево-литиевые сплавы, может быть использован в качестве перспективного конструкционного материала ядерной техники [6].

В связи с этим исследования, направленные на изучение зависимости механических свойств сплава 01420Т и его модификаций от их фазового состава и структурного состояния и, в частности, их влияния на проявление эффекта структурной сверхпластичности (ССП), являются актуальными.

Высокотемпературная структурная сверхпластичность (ВССП) сплава 01420Т была изучена в [7]. Целью данного исследования было установление влияния магния на фазовые превращения и структурные изменения, осуществляющиеся в ходе сверхпластической деформации (СПД) сплава 01420Т в условиях ВССП.

1. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материала для исследований был выбран сплав 01420Т (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.%) [1-5].

Механические испытания образцов сплава 01420Т проведены на воздухе растяжением в режиме ползучести при постоянном напряжении течения в соответствии с методикой, подробно описанной в [8]. Зеренную структуру, морфологию пор и волокнистых образований в образцах исследовали, применяя световую микроскопию (микроскоп МИМ-6, оснащенный цифровой камерой Pro-MicroScan) и растровую электронную микроскопию (JEOL JSM-840), а также стандартные методы количественной металлографии [9].

Энергодисперсионный рентгеновский микроанализ локальных участков зерен и волокнистых структур выполнен с использованием растрового электронного микроскопа JEOL JSM-840, оснащенного приставкой для проведения энергодисперсионного рентгеновского микроанализа ЕДС-1.

Приготовление шлифов осуществляли следующим образом. После сошлифовывания образцов на 1/3 толщины их поверхность подвергалась механической полировке. Окончательную обработку поверхности шлифов проводили, используя алмазную пасту зернистостью 1/0.

Для выявления границ зерен 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 [9]. Расчеты среднего размера зерна \bar{d} , среднего продольного (по отношению к направлению оси растяжения) размера зерна \bar{d}_{\parallel} , среднего

перпендикулярного (по отношению к направлению оси растяжения) размера зерна d_{\perp} производили по данным, полученным из 100 измерений. Это обеспечило при доверительной вероятности 0,95 относительную погрешность в определении среднего размера зерна не более чем 20%. Величину среднего размера зерна \bar{d} рассчитывали по формуле

$$\bar{d} = \sqrt[3]{\bar{d}_{\parallel} \cdot \bar{d}_{\perp}^2}, \quad (1)$$

где \bar{d}_{\parallel} , d_{\perp} – средние размеры зерен в направлениях, параллельном и перпендикулярном оси растяжения образца соответственно.

Исследование кинетики фазовых превращений, происходящих в процессе нагревания в образцах сплава 01420Т, проведено с помощью прибора «Derivatograph Q-1500».

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Установлено, что исходная зеренная структура исследованного термически обработанного полуфабриката сплава 01420Т (рис. 1) является ультрамелкозернистой. Средний размер зерна составляет $\bar{d} = (5 \pm 1)$ мкм.

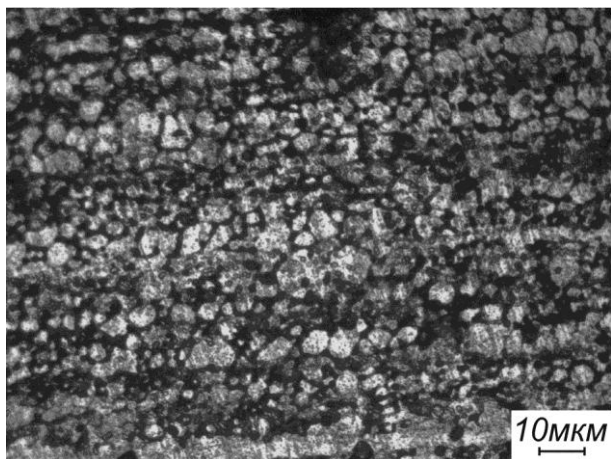


Рис. 1. Исходная структура образцов сплава 01420Т. Световая микроскопия

Как видно на рис. 1, на границах некоторых зерен присутствуют зоны повышенной травимости, что, как указано в [10], является косвенным свидетельством наличия на них сегрегаций атомов магния, которые растворены в твердом растворе на основе алюминия, а также входят в состав S_1 -фазы (Al_2LiMg).

На рис. 2,а показан характерный вид участка рабочей части образца сплава 01420Т, подготовленного к проведению механических испытаний. Цифрами 1 и 2 отмечены точки, в которых с использованием энергодисперсионного рентгеновского микроанализатора были определены концентрации алюминия и магния. На рис. 2,б и в представлены спектры энергий характеристического рентгеновского излучения, полученные при исследовании данного участка рабочей части образца.

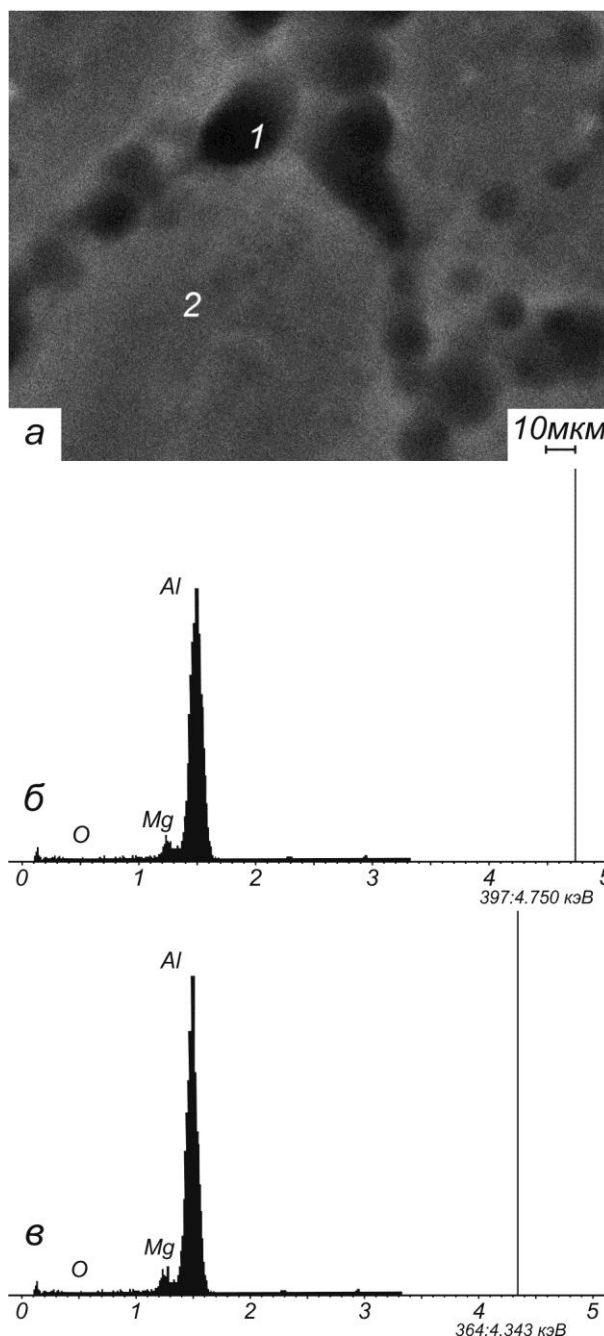


Рис. 2. Характерный вид участка рабочей части образца сплава 01420Т, подготовленного к проведению механических испытаний (РЭМ) (а); спектры энергий характеристического рентгеновского излучения: спектр, полученный от точки 1 на границе зерна (б); спектр, полученный от точки 2 в средней части зерна (в)

Установлено, что концентрация магния в точке 1, находящейся на границе зерна, составляет 8,64%, а в точке 2 его концентрация равна 4,36%. Как видно, концентрация магния на границе зерна повышена в сравнении с его средней концентрацией в сплаве и в средней части зерна.

Механические испытания образцов сплава 01420Т были проведены при $T = 520$ °С, напряжении течения $\sigma = 5,5$ МПа и скорости истинной деформации $\dot{\epsilon} = 5,8 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$, т. е. в условиях, которые, как было показано в [7],

являются оптимальными температурно-скоростными условиями проявления ВССП для данного сплава.

На рис. 3,а показан общий вид образца сплава 01420Т, сверхпластично продеформированного до разрушения в оптимальных условиях, в сравнении с исходным образцом.

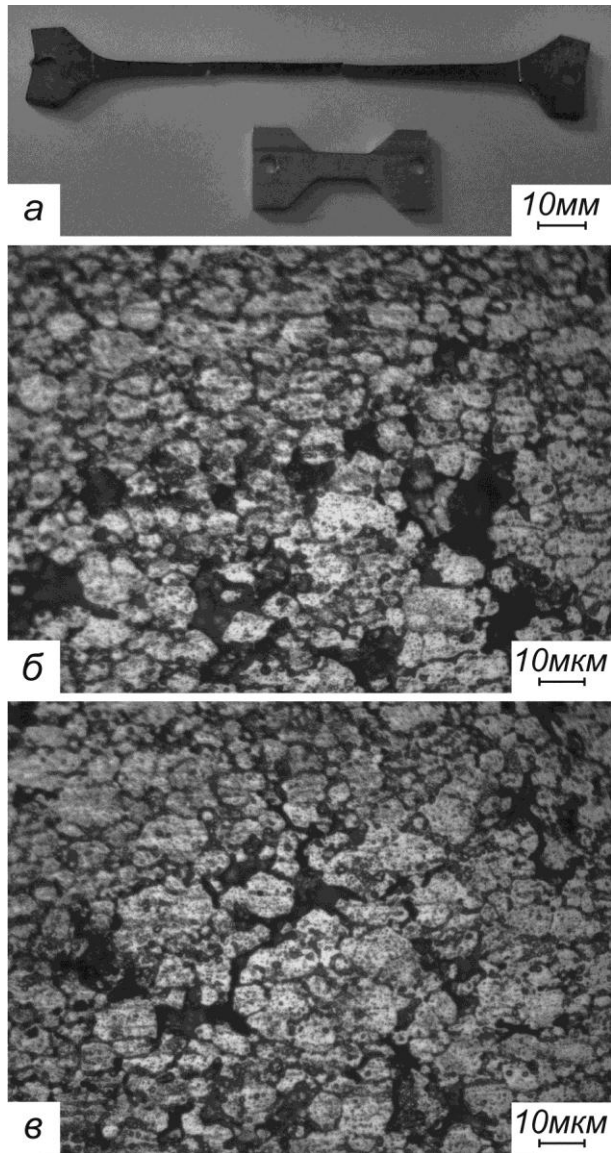


Рис. 3. Общий вид образца сплава 01420Т, сверхпластично продеформированного до разрушения в оптимальных условиях в сравнении с исходным образцом (а); виды микроструктуры рабочей части образца, продеформированного до разрушения в оптимальных условиях (б и в). Направление растяжения горизонтальное. Световая микроскопия

Видно, что СПД образца сплава 01420Т осуществлялась с высокой устойчивостью. Об этом свидетельствует отсутствие в разрушенном образце макроскопической шейки.

В результате проведения металлографических исследований установлено, что в структуре разрушенных образцов (см. рис. 3,б и в) присут-

ствуют изолированные друг от друга зерно-границные поры деформационного происхождения.

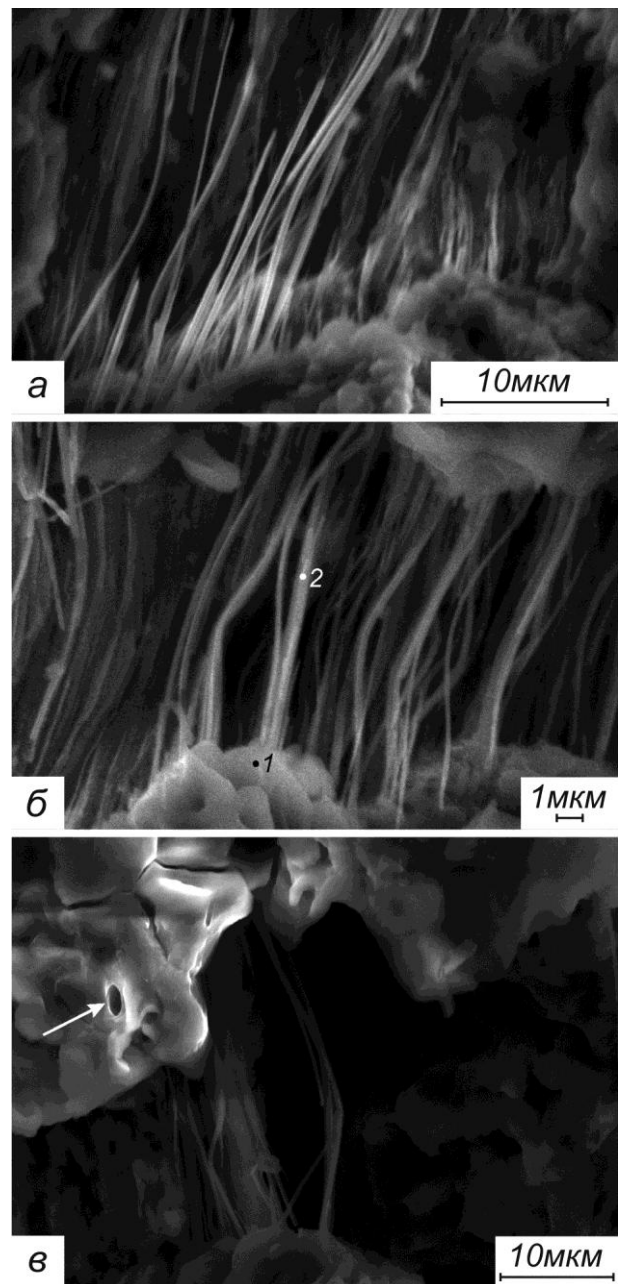


Рис. 4. Виды волокнистых структур в рабочей части образцов сплава 01420Т, продеформированных до разрушения в оптимальных условиях ВССП (а и б). Цифрами 1 и 2 обозначены точки, в которых определялся химический состав волокна; вид окисленной поверхности зерен, трубчатой поры и окисленных волокнистых структур в рабочей части образца (в). Стрелкой отмечена трубчатая пора

Также присутствуют трещины, перпендикулярные направлению растяжения образца, которые образовались в результате объединения зернограницных пор.

Средний размер зерна в рабочей части образцов сплава 01420Т в ходе СПД возрастает и к моменту их разрушения составляет $\bar{d} = (10 \pm 1)$ мкм.

О том, что образцы сплава 01420Т проявляют эффект ВССП, находясь в твердожидком состоянии в результате частичного плавления сплава, в частности, косвенно свидетельствуют следующие факты. В приповерхностных порах и трещинах, которые образовывались и развивались в рабочей части образцов в ходе СПД, присутствуют специфические волокнистые образования (рис. 4,а и б). Также для микроструктуры деформированных образцов характерным является присутствие так называемых «трубчатых» пор (см. рис. 4,в), которые образуются в результате протекания (перколяции) подвижной жидкой фазы в тройных стыках зерен.

Данные о температурных условиях проявления ВССП образцами сплава 01420Т, а также факт образования волокнистых структур в ходе сверхпластичного течения образцов убедительно свидетельствуют о том, что СПД образцов этого сплава при температуре $T = 520\text{ }^{\circ}\text{C}$ развивается при наличии на границах зерен участков, занятых жидкой фазой, образовавшейся в результате частичного плавления сплава.

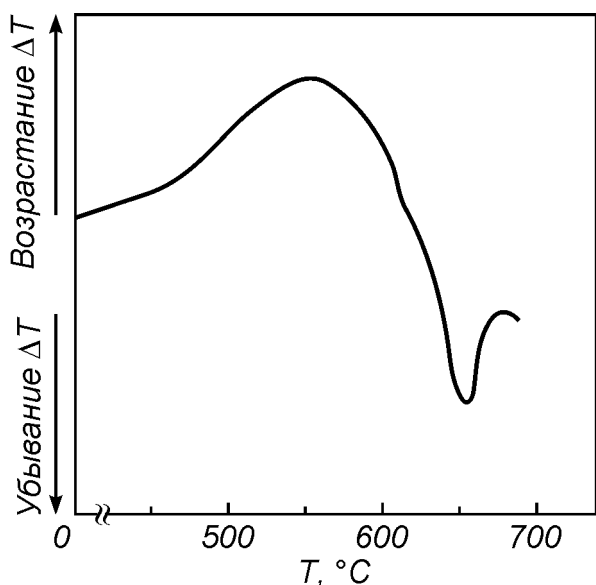


Рис. 5. Фрагмент кривой дифференциального термического анализа образца сплава 01420Т в интервале температур 450...680 °С.

Оптимальная температура ВССП сплава 01420Т
 $T = 520\text{ }^{\circ}\text{C}$

Проанализируем вероятные причины частичного плавления сплава 01420Т при высоких гомологических температурах. На рис. 5 представлен фрагмент кривой дифференциального термического анализа, которая была получена при нагревании образца сплава 01420Т от комнатной температуры до $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью нагревания $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$. Видно, что в температурном интервале $450\text{...}500\text{ }^{\circ}\text{C}$, близком к температуре проведения механических испытаний образцов сплава 01420Т ($T = 520\text{ }^{\circ}\text{C}$), в образце происходят фазовые превращения, в результате которых поглощается тепло, т. е. осуществляется частичное плавление сплава.

По-видимому, одной из наиболее вероятных причин образования жидкой фазы при СПД образцов исследованного сплава 01420Т при высоких гомологических температурах может быть локальное плавление тех участков зерен и межзеренных границ, которые содержат повышенную концентрацию легирующих элементов (лития и магния), снижающих температуру плавления сплава. Частичное плавление данного сплава может осуществляться из-за неоднородности в распределении легирующих элементов в тех микрообъемах, где их концентрация из-за наличия сегрегаций на границах зерен или же из-за внутриверенной ликвации повышена по сравнению с их средней концентрацией в сплаве [10, 11]. Поскольку температура испытаний образцов для этих микрообъемов может оказаться равной температуре солидус для этих концентраций и даже больше нее, то при нагревании образцов, или же непосредственно в ходе их СПД, может осуществиться плавление этих участков. Анализ равновесной диаграммы состояния системы Al-Mg-Li [1-4, 12, 13] дает возможность предположить, что в образцах сплава 01420Т могут осуществляться также и три обратимые перитектические превращения: при $488\text{ }^{\circ}\text{C}$: $(\text{Ж} + \text{LiAl}) \leftrightarrow (\alpha_{\text{Al}} + \text{MgLiAl}_2)$; при $472\text{ }^{\circ}\text{C}$: $(\text{Ж} + \text{MgLiAl}_2) \leftrightarrow (\alpha_{\text{Al}} + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$; при $456\text{ }^{\circ}\text{C}$: $(\text{Ж} + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}) \leftrightarrow (\alpha_{\text{Al}} + \text{Mg}_2\text{Al}_3)$. Эти превращения также могут быть одной из вероятных причин появления жидкой фазы при температуре испытаний.

Установлено, что волокнистые структуры присутствуют только в рабочей части образцов. Они обнаруживаются в приповерхностных зернограничных порах и трещинах, открывшихся в ходе осуществления зернограничного проскальзывания в ходе СПД уже при степени деформации образцов $20\text{...}100\%$. Изучение вида волокнистых структур позволило сделать такие обобщения относительно их основных морфологических характеристик. В порах и трещинах волокна ориентированы преимущественно параллельно направлению оси растяжения образцов и обоими концами закреплены за их внутренние поверхности, образовавшиеся в ходе зернограничного проскальзывания при отделении зерен друг от друга по границам, приблизительно перпендикулярным направлению растяжения. Количество волокон в порах различно. Наблюдаются как одиночные волокна, так и пучки волокон. Установлено, что соседние волокна в пучках имеют изгибы на одних и тех же участках. Волокна, обнаруженные в разрушенных образцах сплава 01420Т, которые были сверхпластично деформированы на несколько сотен процентов, имеют цилиндрический вид. В основном они однородны по толщине, однако их основания имеют утолщения. Как правило, средний диаметр этих волокон составляет $1\text{...}2\text{ }\mu\text{м}$, а длина большинства из них сравнима с линейным размером трещин и пор в направлении оси растяжения образца и достигает в

разрушенных образцах 100 мкм, а иногда и превышает эту величину.

На рис. 6 в качестве примера приведены спектры энергий характеристического рентгеновского излучения, свидетельствующие о наличии атомов Mg, O и Al в волокнах, которые образовались в ходе СПД образца сплава 01420Т.

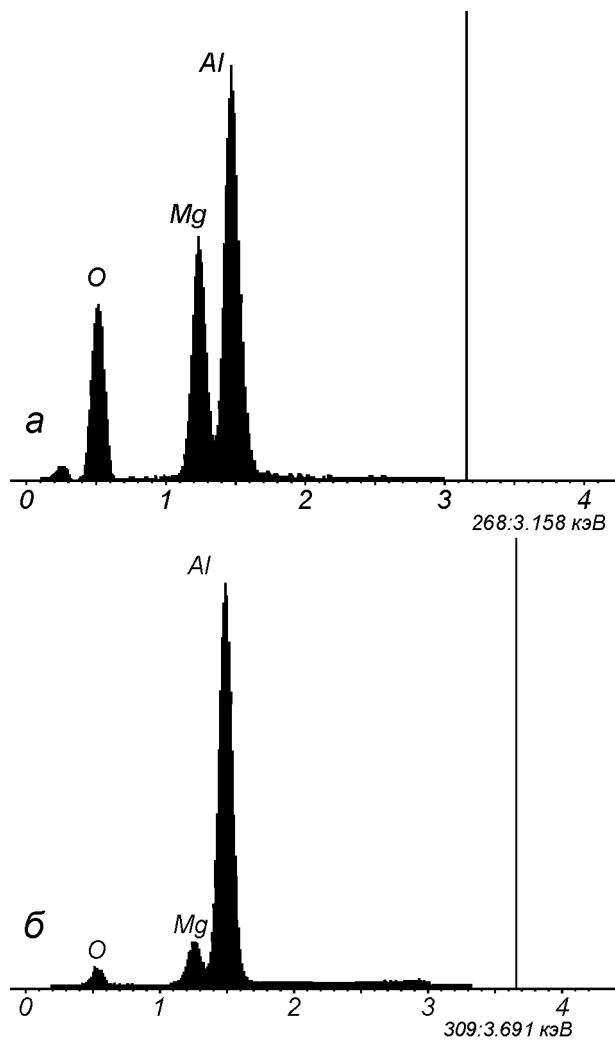


Рис. 6. Спектры энергий характеристического рентгеновского излучения, которые получены от участков волокна, образовавшегося в ходе СПД образца сплава 01420Т: а – от участка волокна образца сплава 01420Т, который расположен вблизи места закрепления волокна к стенке поры (у основания волокна (см. рис. 4,б, точка 1); б – от участка волокна, который расположен в его средней части (см. рис. 4,б, точка 2)

Они были получены в результате осуществления энергодисперсионного рентгеновского микроанализа химического состава материала, из которого состоит волокно, вблизи места закрепления волокна к стенке поры (у основания волокна) и в его средней (однородной) части соответственно. Так, для волокна, которое представлено на рис. 4,б, установлено, что концентрация Mg в этих участках повышена в сравнении с его средней концентрацией в сплаве и равна в точке, обозначенной цифрой 1 (см. рис. 4,б) у основания волокна, 10,66 мас.%, а в

точке, обозначенной цифрой 2 в средней части волокна, 6,0 мас.%. Этот результат согласуется с данными о химическом составе волокон, полученными в [14-18] при исследовании структурного состояния образцов других алюминиевых сплавов, легированных магнием, которые проявили ВССП в твердожидком состоянии.

Известно [19], что влияние наличия металлического расплава на механические свойства твердого металла может проявляться по-разному. В одних случаях наблюдается катастрофическая хрупкость и резкое снижение прочности, а в других – эффект пластификации материала. Решающую роль в этих процессах играют растекание, проникновение (перколяция) и миграция расплавленного материала по поверхности границ зерен, зернограничных пор и трещин. Можно предположить, что существенное влияние на кинетику этих процессов, в случае ВССП образцов сплава 01420Т, оказывают следующие факторы: вязкость жидкотвердой фазы на основе расплава твердого раствора на основе алюминия; наличие оксидных пленок на поверхности расплава, на поверхности зерен, пор и микротрещин, а также наличие в самом расплаве дисперсных частиц, которые представляют собой фрагменты оксидных плён. Можно предположить, что для образцов сплава 01420Т, который проявил ВССП, характерна повышенная вязкость жидкотвердой фазы, образовавшейся в результате частичного плавления сплава. Это, прежде всего, связано с тем, что окисление лития и магния, которые находятся на его поверхности, приводит к формированию хрупких оксидных плён, которые попадают в расплав. Кроме оксидов в кристаллизующемся расплаве могут также присутствовать кристаллы α -твердого раствора на основе алюминия, не полностью растворившиеся при нагревании, в том числе и оплавленные интерметаллидные частицы, которые содержат магний и (или) литий, а также не растворённые при температуре исследований дисперсоиды Al_3Zr .

В ходе СПД образцов сплава 01420Т, которая осуществляется главным образом путем развития зернограничного проскальзывания под влиянием локальных нормальных напряжений и напряжений сдвига, трудно предсказать, какую форму будут иметь включения жидкой фазы, локализованные на границах зерен.

По-видимому, подплавленный зернограничный материал в образцах исследуемого сплава 01420Т в небольшом количестве находится в виде изолированных жидких включений в некоторых тройных стыках зерен, а также в виде тонкого слоя жидкости на некоторых границах зерен. В пользу этого свидетельствует анализ распределения в порах и вида волокнистых структур, а также наличие оксидных пленок на поверхности зерен. Оксидные пленки, как указано в [20], не способствуют быстрому растеканию жидкотвердой фазы из расплава твердого раствора на основе алюминия по поверхности зерен, пор и трещин. Можно

предположить, что СПД образцов сплава 01420Т будет осуществляться за счет кооперированного развития деформационных и аккомодационных процессов, происходящих одновременно в твердой и в жидкой фазах. Самосогласованное действие этих деформационных и аккомодационных процессов обеспечивает проявление образцами сплава 01420Т эффекта ВССП, стабильное на макроскопическом уровне течение образцов и достижения ими значительных относительных удлинений до разрушения.

Установлено [21], что, если в алюминиевом сплаве в небольшом количестве присутствуют такие элементы, как Cu, Si, Zn, Mn, Fe, то оксидная пленка, образующаяся на поверхности сплавов алюминия с этими элементами при их окислении на воздухе в жидком состоянии, аналогична по составу и структуре оксидной пленке, которая образуется на расплавленном чистом алюминии. Как известно [21], она является сплошной, прочной и состоит из кристаллов окиси алюминия Al_2O_3 . В то же время при содержании в алюминиевом сплаве Mg свыше 1,5 мас.%, как было показано в [21], оксидная пленка состоит из смеси оксидов: магнезита MgO и магнезиальной шпинели $MgAl_2O_4$ или же только из магнезита MgO. Эта пленка является рыхлой [22, 23]. Можно предположить, что присутствие атомов магния в расплаве на основе алюминия является основной причиной того, что в ходе СПД из рыхлой оксидной пленки в локальных участках рабочей части образца не происходит формирование сплошного «сосуда», в котором находится образовавшаяся в результате частичного плавления жидкая фаза. Поскольку оксидная плёна на поверхности жидкофазного включения является непрочной, то ее наличие не будет препятствовать формоизменению жидкотвердого включения, осуществляющегося при его растяжении по механизму вязкого течения в ходе раскрытия зернограничной поры в процессе зернограничного проскальзывания. Мелкодисперсные фрагменты, которые образуются в результате разрушения оксидной пленки в ходе СПД, будут попадать в расплав, что приведет к его превращению в суспензию.

Можно предположить, что вязкость материала, из которого образуются волокнистые структуры в ходе СПД образцов исследованных сплавов, тесно связана с наличием в расплаве значительного количества твердых включений: мелкодисперсных фрагментов рыхлых плёнок оксидов магния и алюминия (магнезита MgO и магнезиальной шпинели $MgAl_2O_4$) [22, 23], а также образующихся и растущих кристаллов твердого раствора на основе алюминия. Поскольку магний, растворенный в жидком алюминии, также повышает вязкость расплава [20, 24, 25], то его присутствие в поверхностном слое волокон, а также наличие в нем частиц оксидов приводят к образованию жидкой или же жидкотвердой суспензии, отличающейся от их внутренней части более высокой вязкостью.

Таким образом, можно утверждать, что наличие вязкого жидкотвердого материала в виде твердого раствора на основе алюминия, обогащенного атомами магния и насыщенного его оксидами, является благоприятным условием для развития волокнистых структур, осуществляющегося при раскрытии зернограничных пор в ходе зернограничного проскальзывания.

ВЫВОДЫ

1. Исследованы микроструктура и химический состав различных участков зерен в рабочей части образцов сплава 01420Т, подготовленных к проведению механических испытаний. Установлено, что концентрация магния на границах зерен повышена в сравнении с его средней концентрацией в сплаве и в средней части зерна.

2. В приповерхностных порах и трещинах, которые образовывались и развивались в рабочей части образцов сплава 01420Т в ходе сверхпластической деформации, обнаружены волокнистые структуры, косвенно свидетельствующие о том, что во время деформирования образцы сплава находились в твердожидком состоянии.

3. Исследованы фазовые превращения, осуществляющиеся в сплаве 01420Т в ходе нагревания его образцов до температуры испытаний, и проанализированы вероятные причины частичного плавления сплава 01420Т при высоких гомологических температурах, которое приводит к образованию жидкой фазы.

4. Установлен химический состав материала, из которого состоят волокна. Высказано предположение, что образование и развитие волокнистых структур в ходе сверхпластического течения образцов сплава 01420Т происходят по механизму вязкого течения смеси жидкотвердых фаз, находящейся на границах зерен. Оно связано с раскрытием зернограничных пор в ходе интенсивного развития зернограничного проскальзывания.

5. Проанализировано влияние магния, а также оксидов магния и алюминия, образующихся в результате окисления образцов сплава 01420Т при высоких гомологических температурах, на характер вязкого течения жидкотвердой фазы на основе расплава твердого раствора на основе алюминия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. С.Т. Алиева, М.Б. Альтман, С.М. Амбарцумян и др. *Промышленные алюминиевые сплавы*: Справ. изд. М.: «Металлургия», 1984, 528 с.
2. В.М. Белецкий, Г.А. Кривов. *Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение)*: Справочник / Под общей ред. академика РАН И.Н. Фридляндера. К.: «Коминтех», 2005, 315 с.
3. И.Н. Фридляндер, К.В. Чуистов, А.Л. Березина, Н.И. Колобнев. *Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства*. К.: «Наукова думка», 1992, 192 с.

4. А.М. Захаров *Промышленные сплавы цветных металлов*. М.: «Металлургия», 1980, 256 с.
5. И.Н. Фридляндер. *Воспоминания о создании авиакосмической и атомной техники из алюминиевых сплавов*. 2-е изд., доп. М.: «Наука», 2006, 287 с.
6. Б.А. Калинин, П.А. Платонов, И.И. Чернов, Я.И. Штромбах. *Физическое материаловедение: Т. 6. Часть 1. Конструкционные материалы ядерной техники: Учебник для вузов*. В 6 т. / Под общей ред. Б.А. Калинина. М.: МИФИ, 2008, 672 с.
7. В.П. Пойда, А.В. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, О.П. Кришталь, О.Л. Самсоник, Д.С. Педун, А.М. Кафарани. Високотемпературна структурна надпластичність алюміній-літійового сплаву 01420Т // *Вісник ХНУ. Серія «Фізика»*. 2010, №914, в. 13, с. 86-91.
8. В.П. Пойда, Р.И. Кузнецова, Т.Ф. Сухова, Н.К. Ценев, А.И. Письменная. Эволюция пористости и разрушение сплава Al-4,1 мас.%Cu-0,5 мас.%Zr в условиях сверхпластического течения // *Металлофизика*. 1990, т. 12, №1, с. 44-48.
9. С.А. Салтыков. *Стереометрическая металлография*. М.: «Металлургия», 1976, 272 с.
10. И.И. Новиков, В.С. Золотаревский. *Дендритная ликвация в сплавах*. М.: «Наука», 1966, 155 с.
11. И.И. Новиков. *Горячеломкость цветных металлов и сплавов*. М.: «Наука», 1966, 299 с.
12. М.Е. Дриц, Н.Р. Бочвар, Э.С. Кандер и др. *Диаграммы состояния систем на основе алюминия и магния: Справочник / Под ред. Н.А. Абрикосова*. М.: «Наука», 1977, 226 с.
13. Л.Ф. Мондольфо. *Структура и свойства алюминиевых сплавов / Пер. с англ.* М.: «Металлургия», 1979, 640 с.
14. С.Л. Chen, М.Т. Tan. Cavity growth and filament formation of superplastically deformed Al 7475 alloy // *Mater. Sci. and Eng. A*. 2001, v. 298, N 1-2, p. 235-244.
15. W.D. Cao, X.P. Lu, H. Conrad. Whisker formation and the mechanism of superplastic deformation // *Acta Mater.* 1996, v. 44, N 2, p. 97-706.
16. В.П. Пойда, Д.Е. Педун, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.В. Сухов, А.Л. Самсоник, В.В. Литвиненко. Структурные изменения в ходе сверхпластической деформации высокопрочного сплава 1933 системы Al-Mg-Zn-Cu-Zr // *ФММ*. 2013, т. 114, №9, с. 848-858.
17. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.И. Кузнецова. Морфология и механизмы формирования волокнистых образований в условиях высокотемпературной сверхпластической деформации алюминиевых сплавов // *ФММ*. 2007, т. 103, №4, с. 433-444.
18. Д.Е. Педун, В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.В. Сухов. Частичное плавление и высокотемпературная структурная сверхпластичность сплава АМг2М // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2013, №5(87), с. 147-153.
19. В.И. Лихтман, Е.Д. Щукин, П.А. Ребиндер. *Физико-химическая механика металлов*. М.: Изд. АН СССР, 1962, 303 с.
20. А.М. Корольков. *Литейные свойства металлов и сплавов*. М.: «Наука», 1967, 199 с.
21. В.И. Добаткин, Р.М. Габидуллин, Б.А. Колачев, Г.С. Макаров. *Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах*. М.: «Металлургия», 1976, 264 с.
22. М.В. Мальцев, Ю.Д. Чистяков, М.И. Цыпин. К вопросу о структуре окисных пленок на жидком алюминии и его сплавах // *ДАН СССР*. 1954, т. 49, №5, с. 813-823.
23. Jung-Kuei Chang, Eric M. Taleff, Paul E. Krajewskib, and James R. Ciulika. Effects of atmosphere in filament formation on a superplastically deformed aluminum-magnesium alloy // *Scripta Mater.* 2009, v. 60, p. 459-462.
24. П.П. Арсентьев, Л.А. Колецов. *Металлические расплавы и их свойства*. М.: «Металлургия», 1976, 376 с.
25. А.М. Корольков. Поверхностное натяжение алюминия и его сплавов // *Изв. АН СССР. ОТН*. 1956, №2, с. 35-42.

Статья поступила в редакцию 23.05.2014 г.

ВПЛИВ МАГНІЮ НА ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ І СТРУКТУРНІ ЗМІНИ, ЩО ЗДІЙСНЮЮТЬСЯ ПРИ НАДПЛАСТИЧНІЙ ДЕФОРМАЦІЇ СПЛАВУ 01420T

В.П. Пойда, Д.Є. Мілая, А.В. Пойда, В.В. Брюховецький, Р.В. Сухов

Встановлено, що концентрація магнію на межах зерен зразків сплаву 01420T підвищена в порівнянні з його середньою концентрацією в сплаві і середній частині зерна. Підвищена концентрація магнію в приповерхневих областях зерен призводить до їх оплавлення при деформуванні при високих гомологічних температурах. Як наслідок, на границях зерен з'являється в'язка рідка фаза, що сприяє здійсненню зернограничного проковзування – основного механізму надпластичної деформації. Показана визначальна роль магнію в процесі зародження і розвитку волокнистих утворень.

INFLUENCE OF MAGNESIUM ON PHASE TRANSFORMATIONS AND STRUCTURAL CHANGES CARRIED OUT DURING SUPERPLASTIC DEFORMATION OF THE ALLOY 01420T

V.P. Poyda, D.E. Milaya, A.V. Poyda, V.V. Bryukhovetsky, R.V. Sukhov

It is found out that the concentration of magnesium in the grain boundaries of specimens of alloy 01420T is increased compared to its average concentration in the alloy and the concentration in the middle of the grain. Increased concentration of magnesium in the surface regions of grains leads to their melting during deformation at high homologous temperatures. As a result, viscous liquid phase, which promotes grain boundary sliding implementation - the primary mechanism of superplastic deformation appears on the grain boundaries. The important role of magnesium in the formation and development of fibrous structures is shown.