

ЧАСТИЧНОЕ ПЛАВЛЕНИЕ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СТРУКТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА АМг2М

Д.Е. Педун, В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.В. Сухов**
Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины,

Харьков, Украина

E-mail: ntcefo@yahoo.com;

**Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина,*

Харьков, Украина

E-mail: postmaster@univer.kharkov.ua

Установлены оптимальные температурно-скоростные условия проявления эффекта высокотемпературной структурной сверхпластичности образцами сплава АМг2М. В приповерхностных порах и трещинах, которые образовывались и развивались в рабочей части образцов сплава АМг2М в ходе сверхпластической деформации, обнаружены волокнистые структуры. Изучены химический состав и морфология волокнистых структур. Исследована кинетика осуществления фазовых превращений в сплаве АМг2М в ходе нагревания его образцов до температуры испытаний и проанализированы вероятные причины частичного плавления сплава при высоких гомологических температурах.

ВВЕДЕНИЕ

Сплав АМг2М (1520) относится к термически неупрочняемым деформируемым алюминиевым сплавам, которые имеют малую плотность и высокий уровень механических свойств [1-4]. Поскольку сплав АМг2М имеет высокую технологическую пластичность, то из него изготавливают различные пресс-изделия, используя традиционные методы обработки металлов давлением [4]. Сплав АМг2М преимущественно используют для изготовления изделий, которые обладают высокой коррозионной стойкостью при эксплуатации в условиях высокой влажности: трубопроводов для воды, бензина и масла; сварных емкостей и топливных баков; различных деталей внутренних конструкций самолетов: для заклепок, переборок; корпусов и мачт судов; лифтов; узлов подъемных кранов; рам вагонов; кузовов автомобилей [1-4]. Имеются данные о применении сплава АМг2М в качестве конструкционного материала, используемого в атомном машиностроении, в частности, для изготовления трубопроводов атомных электростанций [5].

Известно, что одним из перспективных высокопроизводительных способов обработки материалов, который позволяет получать из пластичных, малопластичных и труднодеформируемых материалов детали особо сложной формы с минимальными припусками на их механическую обработку, является обработка материалов давлением в состоянии сверхпластичности [6-8]. Установлено, что алюминиевые сплавы проявляют структурную сверхпластичность (ССП) или высокотемпературную структурную сверхпластичность (ВССП) соответственно в твердом или в твердотекучем состоянии [6-8]. Для эффективного применения технологий газостатической сверхпластической формовки при изготовлении тонкостенных изделий сложной формы из

алюминиевого сплава АМг2М необходимо предварительно установить температурно-скоростные условия, при деформировании в которых этот сплав проявляет ССП или ВССП, а также изучить особенности структурных и фазовых изменений, происходящих в образцах сплава в ходе их сверхпластической деформации (СПД). Обсуждению научных результатов, полученных в ходе решения указанных выше задач, посвящена данная статья.

1. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материала для исследований был выбран сплав АМг2М (1,8...2,6% Mg; 0,1% Cu; 0,4% Mn; 0,4% Fe; 0,2% Si; 0,1 Zn; 0,1% Ti; 0,05% Cr; основа Al, мас.%) [1-3]. В качестве основного легирующего элемента в данном сплаве содержится магний, который играет основополагающую роль в осуществлении частичного плавления сверхпластичных алюминиевых сплавов, что приводит к образованию очагов вязкой жидкой фазы в локальных участках межзеренных границ.

Согласно диаграмме состояния системы Al-Mg [9-10], при температуре эвтектики (451 °С) в алюминии растворяются 15,35 мас.% Mg. При понижении температуры растворимость магния в алюминии уменьшается. Как указано в [1, 3], в закаленных и состаренных при низких температурах (70...200 °С) магниевых сплавах (с 5 мас. % Mg и выше) по границам зерен наблюдается сплошное (нитевидное) выделение β -фазы (Al_3Mg_2). Такое расположение β -фазы приводит к преимущественному (местному – по границам зерен) ее растравливанию в присутствии электролита, так как она более электроотрицательна, чем основной твердый раствор магния в алюминии (α_{Al}). Выше 240...250 °С одновременно с распадом твердого раствора происходит и частичное растворение β -

фазы (Al_3Mg_2). При температуре $\approx 350^\circ\text{C}$ и выше идёт преимущественное растворение β -фазы. Такой материал (с пересыщенным твёрдым раствором) становится склонным к старению.

Механические испытания образцов сплава АМг2М проведены на воздухе растяжением в режиме ползучести при постоянном напряжении течения в соответствии с методикой, подробно описанной в [11]. Зеренную структуру, морфологию пор и волокнистых образований в образцах исследовали, применяя световую микроскопию (МИМ-6, оснащенный цифровой камерой Pro-MicroScan) и растровую электронную микроскопию (JEOL JSM-840), а также стандартные методы количественной металлографии [12].

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.

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 HNO_3 , 5 мл HF , 78 мл H_2O .

Наряду с химическим травлением для выявления межзеренных границ у образцов исследуемого сплава использовали их небольшую (3...5%) дополнительную деформацию в условиях ССП в режиме ползучести, которая приводила к образованию деформационного рельефа.

Об особенностях осуществления локальной деформации в различных участках рабочей части образцов за счет зернограницного проскальзывания (ЗГП) судили по анализу вида деформационного рельефа. На поверхность предварительно отполированной рабочей части образцов, перпендикулярно направлению их растяжения, а в ряде случаев и под углом 45° , при помощи алмазной пасты зернистостью 10/7 наносили маркерные риски. После нанесения рисок образцы сверхпластично деформировали до необходимой степени деформации или до разрушения.

Средний размер зерна \bar{d} определяли по микрофотографиям методом случайных секущих [12]. 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 \bar{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 10%. 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 , \bar{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 АМг2М проведено с использованием прибора «Derivatograph Q-1500».

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В соответствии с литературными данными [1-3, 9, 10] в сплаве АМг2М в условиях, близких к равновесным, в матрице – твёрдом растворе на основе алюминия (α_{Al}) – в виде выделений должны присутствовать характерная для системы Al-Mg интерметаллидная β -фаза Al_3Mg_2 , а также в небольшом количестве фазы: Mg_2Si , MnAl_6 , FeAl_3 .

Поскольку сплав АМг2М представляет собой промышленный полуфабрикат сплава АМг2, который в промышленных условиях прошел термообработку, обеспечивающую улучшение его пластичности за счет растворения β -фазы в твердом растворе на основе алюминия в процессе гомогенизирующего отжига, то границы зерен в исходных образцах данного сплава должны быть практически свободны от выделений β -фазы.

На рис. 1 показан деформационный рельеф рабочей части образца сплава АМг2М, продеформированного на 10% в оптимальных условиях ВССП.

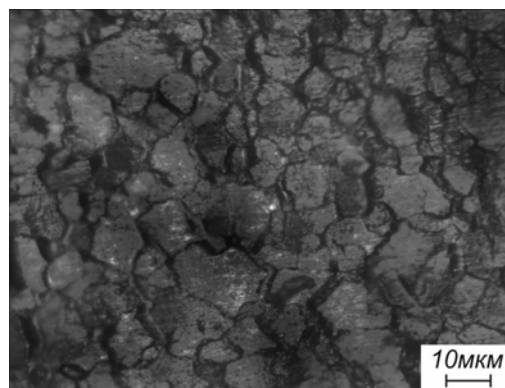


Рис. 1. Деформационный рельеф образца сплава АМг2М, продеформированного на 10% в оптимальных условиях ВССП

Как показали результаты структурных исследований, выявить границы зерен и так называемые зоны повышенной травимости путем химического травления поверхности полированных шлифов не удастся. Травитель растравливает не только границы зерен и приграничные участки (кромки зерен), но и другие участки зерен, удаленные от границ, в которых, по-видимому, повышена концентрация магния.

Зеренную структуру в образцах сплава АМг2М удалось выявить только методом образования деформационного рельефа (см. рис. 1).

Проведенные расчеты показали, что средний размер зерен в исходных образцах сплава АМг2М составляет $\bar{d} = (10 \pm 1)$ мкм.

В результате осуществления механических испытаний, проведенных в режиме ползучести при постоянном напряжении течения, установлено, что оптимальные условия проявления эффекта ВССП образцами сплава АМг2М такие: температура $t = 540$ °С, напряжение течения $\sigma = 4,5$ МПа.

На рис. 2 приведена зависимость относительного удлинения до разрушения δ от напряжения течения σ для образцов сплава АМг2М при температуре $t = 540$ °С. Установлено, что максимальное относительное удлинение образцов до разрушения δ , сверхпластично продеформированных при $t = 540$ °С, $\sigma = 4,5$ МПа при скорости истинной деформации $1,2 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, составило 200 %.

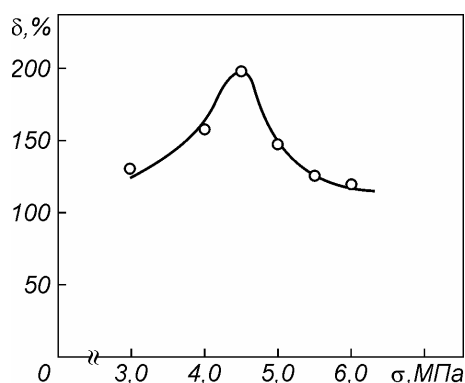


Рис. 2. Зависимость относительного удлинения до разрушения δ от напряжения течения σ для образцов сплава АМг2М при температуре $t = 540$ °С

На рис. 3 и 4 показаны характерный общий вид и детали деформационного рельефа, образовавшегося на поверхности рабочей части образца сплава АМг2М, продеформированного в оптимальных условиях ВССП до макроразрушения. Видно (см. рис. 3), что в ходе СПД в образцах интенсивно развивалось ЗГП. Об этом свидетельствует образование развитого деформационного рельефа на поверхности рабочей части образцов, образование смещений маркерных рисок на границах проскальзывающих зерен, а также образование зернограницных пор и трещин.

В результате проведения анализа структурного состояния поверхности рабочей части сверхпластично продеформированных образцов сплава АМг2М в порах и микротрещинах, образовавшихся в ходе ЗГП, обнаружены волокнистые структуры, ориентированные перпендикулярно оси растяжения образца (см. рис. 3,в; рис. 4 и 5), причиной образования которых является частичное плавление сплава АМг2М при высоких гомологических температурах испытаний.

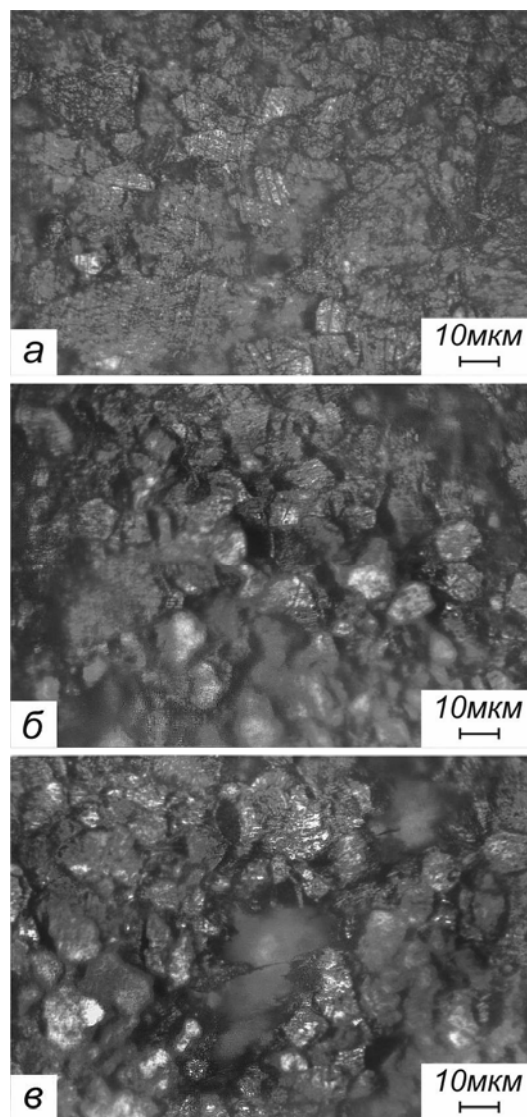


Рис. 3. Характерные виды деформационного рельефа, образовавшегося на поверхности рабочей части образцов сплава АМг2М, продеформированных до разрушения в оптимальных условиях ВССП. Направление растяжения образцов горизонтальное. Световая микроскопия

Волокнистые структуры (см. рис. 5) по своему виду похожи на застывшие струи жидкости, покрытые оксидными плёнками. В порах и в микротрещинах волокна ориентированы преимущественно параллельно направлению оси растяжения образцов. Своими обоими концами волокна соединены с внутренними поверхностями зернограницных несплошностей, образовавшихся в ходе ЗГП при отделении зерен друг от друга по границам, приблизительно перпендикулярным направлению растяжения. Количество волокон в порах различно. По-видимому, оно зависит от объема включений жидкой фазы, локализованной на границах зерен, которые окружают поры. Наблюдаются как единичные волокна, так и пучки волокон. Некоторые волокна имеют изгибы.

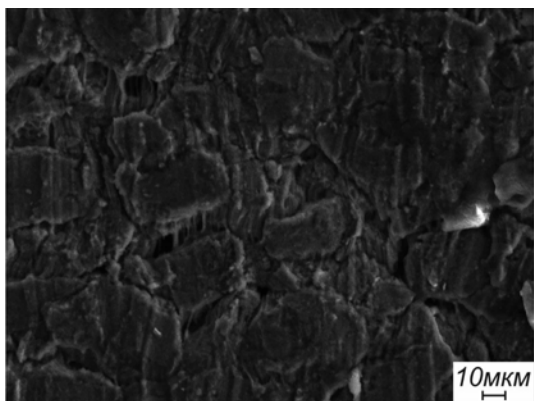


Рис. 4. Характерный вид деформационного рельефа, образовавшегося на поверхности рабочей части образца сплава АМg2М, продеформированного до разрушения в оптимальных условиях ВССП. Направление растяжения образца вертикальное. Растровая электронная микроскопия

Наряду с тонкими цилиндрическими волокнами (см. рис. 5, а), которые покрыты рыхлыми оксидными плёнками, в доведенных до разрушения образцах присутствуют также волокна, которые имеют множественные каплевидные образования (см. рис. 5, б), соединенные тонкими волокнами-перемычками, а также волокна, которые имеют лентовидный вид (см. рис. 5, в).

Средний диаметр цилиндрических волокон составляет около 0,3 мкм. Длина волокнистых структур приблизительно равна линейному размеру трещин и пор в направлении оси растяжения образца и достигает в разрушенных образцах от одного до нескольких десятков микрометров.

Установлено, что цилиндрические и лентовидные волокна, соединённые с оплавленными кромками зерен, бывают как сплошными, так и разорванными, состоящими из двух частей.

Подводя итог рассмотрению морфологических особенностей нитевидных образований, обнаруженных в образцах исследованного нами сплава АМg2М, можно условно разделить их на три типа: 1 – цилиндрические волокна, покрытые рыхлыми оксидными плёнками; 2 – цилиндрические волокна, имеющие как отдельные, так и множественные каплевидные образования, покрытые оксидными плёнками; 3 – волокна, имеющие лентовидный вид.

Можно предположить, что наблюдаемая в образцах сплава АМg2М морфология волокнистых образований определяется величиной сдвиговой вязкости жидкого расплава материала, находящегося в виде включений на некоторых границах зерен. Установлено, что этот расплав в образцах алюминиевых сплавов, проявивших ВССП в твердожидком состоянии, представляет собой разбавленную суспензию [8], в которой присутствуют мелкодисперсные частицы оксидов, а также образующиеся и растущие мелкодисперсные кристаллиты. Кроме того, наблюдаемая морфология волокнистых образований также может быть связана с характеристиками поверхностного

натяжения расплава, вязко деформирующегося в процессе кристаллизации в условиях динамического окисления.

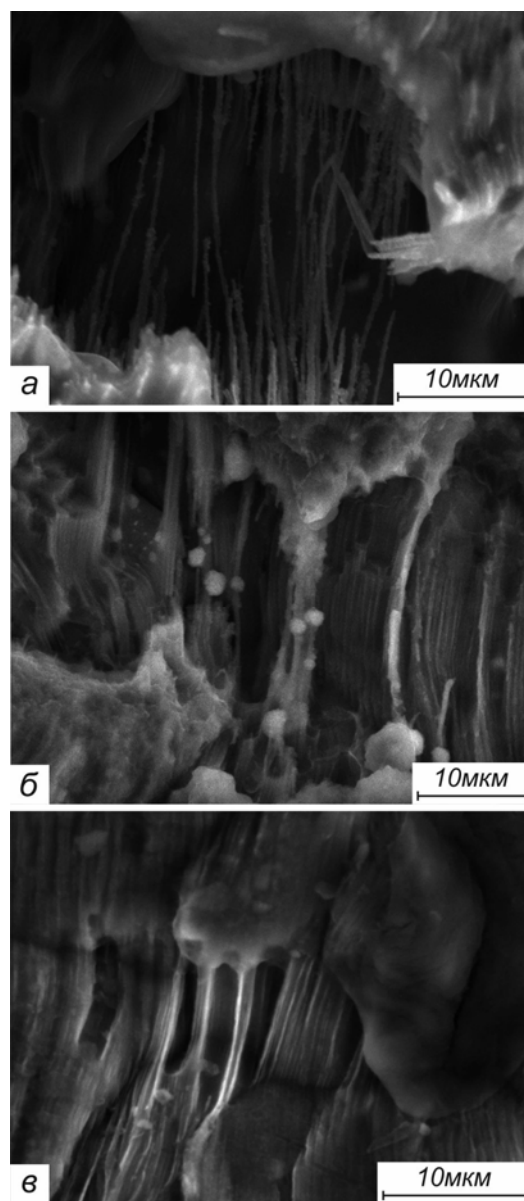


Рис. 5. Характерные виды волокнистых структур, образовавшихся в образцах сплава АМg2М, деформированных в оптимальных условиях ВССП. Направление растяжения образца вертикальное. Растровая электронная микроскопия

На рис. 6,а и б приведены экспериментальные данные о содержании Al, Mg и O в одном из волокон, которое образовалось в ходе СПД образца сплава АМg2М, вблизи места прикрепления волокна к стенке поры (возле основания волокна) и в его средней (однородной) части соответственно. Они были получены в результате проведения энергодисперсионного рентгеновского микроанализа химического состава материала, из которого состоит это волокно. Установлено, что концентрация Mg в этих участках повышена в сравнении с их средней концентрацией в сплаве и равна соответственно 3,62 и 2,7 мас. %.

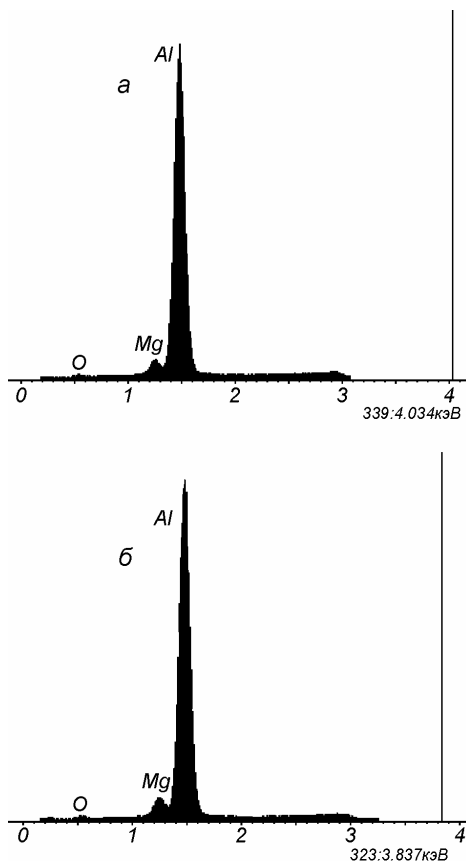


Рис. 6. Энергетические спектры O, Mg и Al, полученные при исследовании различных участков волокна, образовавшегося в ходе СПД образца сплава АМг2М: а – спектр, полученный от основания волокна; б – спектр, полученный от средней части волокна

Этот результат согласуется с данными о химическом составе волокон, полученными нами [13–15] и другими авторами [16–22] при исследовании структурного состояния образцов алюминиевых сплавов, легированных магнием, которые проявили ВССП в твердожидком состоянии.

Как уже отмечалось на поверхности волокон и зерен, с которыми они соединены, наблюдаются рыхлые оксидные плёнки. Это дает основание предположить, что в ходе СПД образцов сплава АМг2М при температуре испытания $t = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$ в его рабочей части интенсивно осуществлялось динамическое окисление включений жидкого материала, который в небольшом количестве присутствовал на межзеренных границах и на поверхности проскальзывающих зерен.

На рис. 7 представлен фрагмент кривой дифференциального термического анализа (в интервале температур, близких к температурам, при которых были проведены механические испытания образцов сплава АМг2М на ВССП) образца, нагретого от комнатной температуры до температуры $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью нагревания $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$, с применением прибора «Derivatograph Q-1500».

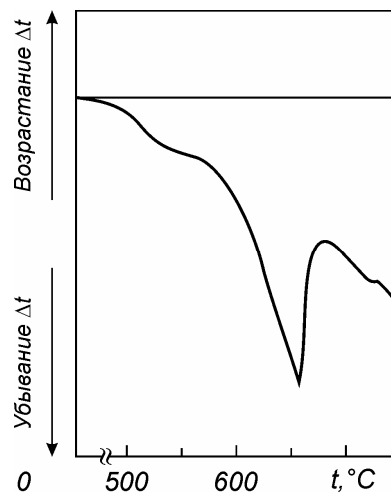


Рис. 7. Фрагмент кривой дифференциального термического анализа образца сплава АМг2М

Видно, что в том температурном интервале, который был использован для исследований сверхпластичных свойств сплава АМг2М, 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 АМг2М может быть локальное плавление тех участков зерен и межзеренных границ, которые состоят из твердого раствора на основе алюминия и содержат повышенную концентрацию магния, снижающую температуру плавления сплава. Частичное плавление данного сплава, вероятнее всего, может осуществляться из-за неоднородности в распределении легирующих элементов в тех микрообъемах, где их концентрация в связи с наличием сегрегаций на границах зерен или же из-за внутриверной ликвации повышена по сравнению с их средней концентрацией в сплаве. Поскольку температура испытаний образцов $t = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$ для этих микрообъемов может оказаться равной температуре солидус для этих концентраций и даже выше ее, то при нагревании образцов до температуры испытаний, или же непосредственно в ходе их СПД, может осуществиться плавление этих участков.

Анализ равновесной диаграммы состояния системы Al-Mg [9-10] дает основание сделать предположение о том, что в образцах сплава АМг2М частичное плавление может происходить также в результате плавления неравновесной двойной эвтектики при $450\text{ }^{\circ}\text{C}$: $Ж \leftrightarrow \alpha_{Al} + \beta(Al_3Mg_2)$.

Выполненные в соответствии с методикой, описанной в [23], оценочные расчеты вероятной толщины слоя жидкой фазы по данным о размерах волокнистых структур, локализованных в зернограницных порах, которые образовались в ходе СПД на границах зерен, перпендикулярных к направлению растяжения образцов в результате осуществления зернограницного проскальзывания,

дают величину, приблизительно равную 154 нм. Принимая во внимание данные о среднем размере зерна в образцах исследуемого сплава можно предположить, что жидкая фаза локализована на границах зерен преимущественно в виде дискретных включений.

Можно предположить, что образование и развитие волокнистых структур в ходе СПД образцов сплава АМг2М осуществлялось в соответствии с топологической моделью [14] и по такому же механизму, как и у образцов других алюминиевых сплавов, исследованных нами в [13–15, 23]. В рабочей части сверхпластично деформируемого образца в результате осуществления интенсивного ЗПП по твердым участкам границ зерен и по тем их участкам, которые содержали включения жидкой фазы, образовались изолированные зернограницные поры и магистральные трещины. Их раскрытие под действием касательных и нормальных напряжений привело к образованию и росту волокнистых структур за счет вязкого течения жидкой фазы. Можно предположить, что вязкость материала, из которого образуются волокнистые структуры в ходе СПД образцов сплава АМг2М, напрямую связана с наличием в расплаве твердого раствора на основе алюминия значительного количества твердых включений: оксидов магния и алюминия, а также растущих мелкодисперсных кристаллитов. В [24, 25] показано, что с увеличением степени загрязненности расплава оксидами происходит снижение его жидкотекучести, т. е., фактически, увеличивается его вязкость. Поскольку магний, растворенный в жидком алюминии, также повышает вязкость расплава [24, 25], то его присутствие в поверхностном слое волокон, а также наличие в нем частиц оксидов приводит к образованию жидкой или же жидкотвердой субстанции, отличающейся от их внутренней части более высокой вязкостью. Можно предположить, что присутствие в расплаве твердого раствора на основе алюминия атомов магния, наличие которого не позволяет сформироваться плотной оксидной пленке, стягивающей жидкую фазу, образовавшуюся в результате частичного плавления сплава, а также повышающих вязкость расплава дисперсных частиц оксидов и растущих мелкодисперсных кристаллитов, обеспечивает образование и развитие волокнистых образований из жидкофазных включений, локализованных на границах зерен, в процессе осуществления ЗПП с участием зернограницных пор.

ВЫВОДЫ

1. Установлены оптимальные температурно-скоростные условия проявления эффекта высокотемпературной структурной сверхпластичности образцами сплава АМг2М.

2. Изучены структурное состояние и особенности деформационного рельефа рабочей части образцов исследованного сплава. В приповерхностных порах и в трещинах, которые

образовывались и развивались в рабочей части образцов сплава АМг2М в ходе сверхпластической деформации, обнаружены волокнистые структуры.

3. Исследован химический состав материала, из которого состоят волокна. Установлено, что концентрация магния в твердом растворе на основе алюминия в различных участках волокон превышает среднюю его концентрацию в сплаве.

4. Изучена морфология волокнистых структур. Установлено, что в зависимости от внешнего вида волокнистые структуры, обнаруженные в образцах сплава АМг2М, можно условно разделить на три типа: 1 – цилиндрические волокна, покрытые рыхлыми оксидными пленками; 2 – цилиндрические волокна, имеющие как отдельные, так и множественные каплевидные образования, покрытые оксидными пленками; 3 – волокна, имеющие лентовидный вид.

5. Исследована кинетика осуществления фазовых превращений в сплаве АМг2М в ходе нагревания его образцов до температуры испытаний и проанализированы вероятные причины частичного плавления сплава АМг2М при высоких гомологических температурах.

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 общ. ред. акад. РАН И.Н. Фридляндера. К.: «Коминтех», 2005, 315 с.
3. А.М. Захаров. *Промышленные сплавы цветных металлов*. М.: «Металлургия», 1980, 256 с.
4. В.Н. Щерба. Прессование алюминиевых сплавов // *Интернет инжиниринг*. 2001, 768 с.
5. 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 общ. ред. Б.А. Калинина. М.: МИФИ, 2008, 672 с.
6. О.А. Кайбышев. *Сверхпластичность промышленных сплавов*. М.: «Металлургия», 1984, 264 с.
7. *Сверхпластическая формовка конструкционных сплавов* / Под ред. Н. Пейтона, К. Гамильтона / Пер. с англ. М.: «Металлургия», 1985, 218 с.
8. Е.Н. Чумаченко, О.М. Смирнов, М.А. Цепин. *Сверхпластичность: материалы, теория, технологии*. М.: «КомКнига», 2005, 320 с.
9. А.Е. Вол. *Строение и свойства двойных металлических систем*. М.: «Физматгиз», 1959, 755 с.
10. Л.Ф. Мондольфо. *Структура и свойства алюминиевых сплавов* / Пер. с англ. М.: «Металлургия», 1979, 640 с.
11. В.П. Пойда, Р.И. Кузнецова, Т.Ф. Сухова, Н.К. Ценев, А.И. Письменная. Эволюция пористости и разрушение сплава Al-4,1%мас.Сu-0,5%мас.Zr в условиях сверхпластического течения // *Металлофизика*. 1990, т. 12, №1, с. 44-48.

12. С.А. Салтыков. *Стереометрическая металлография*. М.: «Металлургия», 1976, 272 с.
13. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, А.В. Пойда и др. Формирование и развитие волокнистых образований в ходе сверхпластической деформации матричных алюминиевых сплавов // *Металлофиз. новейшие технол.* 2003, т. 25, №1, с. 117-132.
14. 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.
15. В.В. Брюховецкий, В.П. Пойда, А.В. Пойда, Р.И. Кузнецова. Фазовые превращения и структурные изменения в ходе высокотемпературной сверхпластической деформации алюминиевых сплавов // *ФММ.* 2010, т. 110, №6, с. 614-623.
16. 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, N 4, p. 1263-1270.
17. H. Iwasaki, M. Mabuchi, K. Higashi. Plastic cavity growth during superplastic flow in AA 7475 Al alloy containing a small amount of liquid // *Acta Mater.* 2001, v. 49, N 12, p. 2269-2275.
18. 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, N 1-2, p. 235-244.
19. M.G. Zelin, S. Guilard, P.K. Chaudhury. Superplastic Behavior of AA7475 Aluminum Alloy // *Mater. Sci. Forum.* 1997, v. 243-245, p. 137-142.
20. M.G. Zelin. On micro-superplasticity // *Acta mater.* 1997, v. 45, N 9, p. 3533-3542.
21. J. Xinggang, C. Jiazhong, M.A. Longxiar. Study of cavity nucleation during superplastic deformation of high strength aluminum alloy 7475 // *Mater. Sci. Eng. A.* 1992, v. 157, N 1, p. 37-41.
22. 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.
23. В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, В.П. Пойда, Ю.В. Коломак. Толщина зернограничной жидкой фазы и ее влияние на механизм сверхпластической деформации // *ФММ.* 2011, т. 112, №5, с. 552-560.
24. А.М. Корольков. *Литейные свойства металлов и сплавов*. М.: «Наука», 1967, 199 с.
25. О.И. Островский, В.А. Григорян, А.Ф. Вишкарёв. *Свойства металлических расплавов*. М.: «Металлургия», 1988, 304 с.

Статья поступила в редакцию 27.05.2013 г.

ЧАСТКОВЕ ПЛАВЛЕННЯ І ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНА СТРУКТУРНА НАДПЛАСТИЧНІСТЬ СПЛАВУ АМg2М

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

Встановлено оптимальні температурно-швидкісні умови прояву ефекту високотемпературної структурної надпластичності зразками сплаву АМg2М. У приповерхневих порах і тріщинах, які утворювалися та розвивалися в робочій частині зразків сплаву АМg2М під час надпластичної деформації, виявлені волокнисті структури. Вивчено хімічний склад і морфологію волокнистих структур. Досліджено кінетику здійснення фазових перетворень у сплаві АМg2М під час нагрівання його зразків до температури випробувань і проаналізовано вірогідні причини часткового плавлення сплаву при високих гомологічних температурах.

PARTIAL MELTING AND HIGH-TEMPERATURE STRUCTURAL SUPERPLASTICITY OF ALLOY AMg2M

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

The optimum temperature – strain rate conditions of the effect of high-temperature structural superplasticity occurrence by specimens of alloy AMg2M are determined. In the near-surface cavities and cracks which formed and developed in the working part of the specimens of alloy AMg2M during superplastic deformation, the fibrous structures are detected. The chemical composition and morphology of fibrous structures are investigated. The kinetics of the phase transformation in the alloy AMg2M during heating it's specimens to a test temperature is investigated. The possible reasons of partial melting of alloy at high homologous temperatures are analyzed.