УДК 519.95:681.3.03

В. П. ПОШИВАЛОВ, Д. Г. БОРЩЕВСКАЯ, В. Д. РЯБЧИЙ, И. И. ТЕЛЕГИНА

ВЛИЯНИЕ ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРОЧНОСТИ И МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА АМг6М

Исследовано влияние промежуточной термомеханической обработки в условиях ползучести на характеристики прочности и микроструктуру алюминиево-магниевого сплава АМг6М. Механические испытания осуществлялись в режиме ползучести при температуре 160 °С и напряжении 23,3 МПа. Образцы предварительно испытывались в режиме ползучести примерно до половины времени их разрушения, а потом подвергались промежуточной термомеханической обработке, которая включала действие сжимающих и растягивающих нагрузок в тепловом поле, а также ударное воздействие с ультразвуковой частотой. Ударное воздействие осуществлялось с помощью генератора путем сканирования бойком ударника по поверхности образца с частотой 20 кГц. Обработка проводилась на образцах по двум схемам. В соответствии с первой схемой, образцы первоначально выдерживались под растягивающей нагрузкой примерно до половины времени разрушения, после разгрузки и охлаждения они подвергались действию высокотемпературного сжимающего нагружения, а за тем осуществлялась ударная обработка с ультразвуковой частотой. После этого образцы снова нагружались исходной растягивающей нагрузкой и выводились на режим ползучести до разрушения. Согласно второй схеме, после обработки высокотемпературным сжимающим давлением проводился отжиг образцов при температуре T = 320 °С в течение двух часов с последующим ударным воздействием с ультразвуковой частотой. Анализ результатов испытаний образцов в исходном состоянии и после энергетической обработки показал, что проведение промежуточной пластической деформации в условиях ползучести повышает характеристики кратковременной прочности и время до разрушения сплава АМг6М. При обработке по первой схеме существенным образом повышается время до разрушения при ползучести, однако при этом резко снижается пластичность материала. Введение отжига позволяет повысить время до разрушения сплава при относительном сохранении предела текучести.

Досліджено вплив проміжної термомеханічної обробки в умовах повзучості на характеристики міцності і мікроструктуру алюмінієво-магнієвого сплаву АМг6М. Механічні випробування здійснювалися в режимі повзучості при температурі 160 °С и напрузі 23,3 МПа. Зразки попередньо випробовувалися в режимі повзучості приблизно до половини часу їхнього руйнування, а потім піддавалися проміжній термомеханічній обробці, що включала дію стискаючих і розтягувальних навантажень у тепловому полі, а також ударний вплив з ультразвуковою частотою. Ударний вплив здійснювався за допомогою генератора шляхом сканування бойком ударника по поверхні зразка із частотою 20 кгц. Обробка проводилася на зразках за двома схемами. Відповідно до першої схеми, зразки спочатку витримувалися під навантаженням, що розтягує, приблизно до половини часу руйнування, після розвантаження й охолодження вони піддавалися дії високотемпературного стискаючого навантаження, після чого здійснювалася ударна обробка з ультразвуковою частотою. Після цього зразки знову навантажувалися вихідним навантаженням, що розтягує, і виводилися на режим повзучості до руйнування. Відповідно до другої схеми, після обробки високотемпературним стискаючим тиском проводився відпал зразків при температурі T = 320 °С протягом двох годин з наступним ударним впливом з ультразвуковою частотою. Аналіз результатів випробувань зразків у вихідному стані і після енергетичної обробки показав, що проведення проміжної пластичної деформації в умовах повзучості підвищує характеристики короткочасної міцності і час до руйнування сплаву Амг6М. При обробці за першою схемою істотно підвищується час до руйнування при повзучості, однак при цьому різко знижується пластичність матеріалу. Введення відпалу дозволяє підвищити час до руйнування сплаву при відносному збереженні межі плинності.

The effects of the intermediate thermo-mechanical treatment in creep on the strength characteristics and the microstructure of the AMg6M aluminium-magnesium alloy were studied. Mechanical tests were carried out at 160ºC and pressure of 23.3 mPa. Samples were preliminary tested in creep to about one-half the time of their failure, and then they were subjected to the intermediate thermal mechanical treatment considering compressive and tension loads in a thermal field as well as an ultra-sonic frequency impact. A generator was used as an impact by scanning the sample surface with a frequency of 20 kHz using the block head of the striker. The treatment was carried out using two schemes. In accordance with the first scheme, samples were initially endured at a tension load to about one-half the failure time. After unloading and cooling samples were subjected to high-temperature compressive loading and then samples were subjected to the impact treatment at an ultrasonic frequency. Thereafter samples were reloaded by an initial tension load and placed in creep to failure. In accordance with the second schemes, after treatment with high-temperature compressive pressure samples were annealed at T= 320º during 2 hours following by the ultrasonic frequency impact. The analysis of the test results of samples in an initial state and after the energy treatment presented that an intermediate plastic deformation in creep improves characteristics of a short-term strength and the time to failure of the AMg6M alloy. The first-scheme treatment raises significantly the time to failure in creep, however, reduces drastically the material plasticity. Annealing allows rise the time to failure of the alloy on a relative retention of yield limit.

Ключевые слова: *алюминиево-магниевый сплав, самоорганизационные процессы, долговечность, ползучесть, промежуточная пластическая деформация, высокотемпературная сжимающая нагрузка, ударные ультразвуковые колебания, отжиг, залечивание дефектов.*

Известно [1], что под воздействием возрастающей энергетической нагрузки в материале последовательно развиваются процессы упругой и пластической деформации, зарождения и распространения трещин и, наконец, разрушения. Нагружение материала в термодинамически открытой системе представляет собой типичный синергетический процесс. Здесь речь идет о том, что в экстремальных условиях влияния внешних возбуждений за счет непрерывного притока энергии в материале инициируются самоорганизационные процессы, которые способны существенным образом улучшить его механические характеристики [2, 3]. В общем случае, источниками возбуждения, приводящими систему в неравновесное состояние, могут быть энергетические поля различной физической природы: термомеханическое, электромагнитное и ультразвуковое воздействие, лазерное излучение, плазменная обработка и т. д.

В работе исследовалось влияние промежуточной термомеханической обработки в условиях ползучести на механические характеристики и микроструктуру алюминиево-магниевого сплава АМг6М.

Испытания проводились на образцах сплава АМг6М (Al – 92,65 %, Mg – 6,75 %). Образцы имели форму двойной лопатки с объемом рабочей части 32×3×3 мм^3.

Механические испытания осуществлялись в режиме ползучести при температуре 160 °С и напряжении 23,3 МПа. Кривая ползучести исходного (необработанного) образца сплава АМг6М приведена на рисунке 1 (здесь по оси абсцисс отложено время τ, а по оси ординат – деформация ползучести ε).

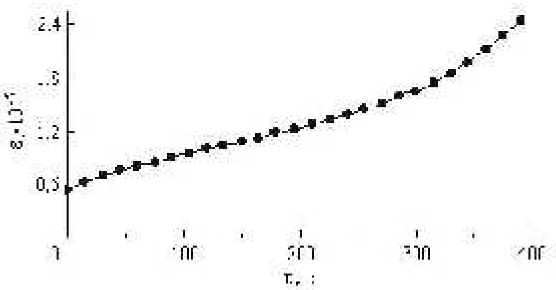


Рис. 1

Остальные образцы предварительно испытывались в режиме ползучести приблизительно до половины времени их разрушения, а потом подвергались промежуточной термомеханической обработке, которая включала действие сжимающих и растягивающих нагрузок в тепловом поле, а также ударных ультразвуковых колебаний.

Общая схема обработки образцов проводилась в следующей последовательности:

– электростимулированный нагрев образца электрическим током до температуры T = 160 °С;

– одноосное растяжение образца в режиме ползучести с последующей выдержкой приблизительно до половины времени разрушения;

– воздействие на образец сжимающей нагрузкой при температуре T = 300 °С;

– отжиг образца при T = 320 °С;

– воздействие на образец ударными ультразвуковыми колебаниями.

Воздействие сжатием проводилось на образцы в нагретом состоянии ($T = 300$ °С) нагрузкой $P = 0{,}5$ МН. При этом в среднем толщина образца уменьшалась на 35 %, ширина увеличивалась на 57 %, а длина – на 4 %.

Ударное воздействие с ультразвуковой частотой осуществлялось с помощью генератора путем сканирования бойком ударника по поверхности образца с частотой 20 кГц. При этом оптимальная амплитуда колебаний бойка, позволяющая упрочнить материал, составляла 19,8 мкм. В процессе ультразвуковой обработки происходит пластическое деформирование материала, что приводит к изменению его структурного состояния.

При испытаниях на ползучесть образцов, которые подверглись энергетической обработке, вносилась поправка на величину нагрузки с учетом изменения площади поперечного сечения.

Действие энергетических потоков на материал оценивалось по изменению характеристик кратковременной прочности (предел прочности σ_B и предел текучести $\sigma_{0,2}$), длительной прочности (время до разрушения при ползучести), удельной работе разрушения образца W, а также по микроструктурным изменениям.

В отличие от [4], промежуточная пластическая деформация при испытаниях на ползучесть достигалась двумя способами.

В соответствии с первой схемой, образцы первоначально выдерживались под растягивающей нагрузкой приблизительно до половины времени разрушения, после разгрузки и охлаждения они подвергались действию высокотемпературного сжимающего нагружения, а затем осуществлялась ударная ультразвуковая обработка. После этого образцы снова нагружались исходной растягивающей нагрузкой и выводились на режим ползучести до разрушения.

Согласно второй схеме, после обработки высокотемпературным сжимающим давлением проводился отжиг образцов при температуре $T = 320$ °С в течение двух часов с последующим воздействием на них высокочастотного ударного воздействия.

В табл. 1 и на рис. 2 приведены результаты испытаний образцов сплава АМг6М в исходном состоянии и после воздействия различных видов промежуточной пластической деформации в режиме ползучести.

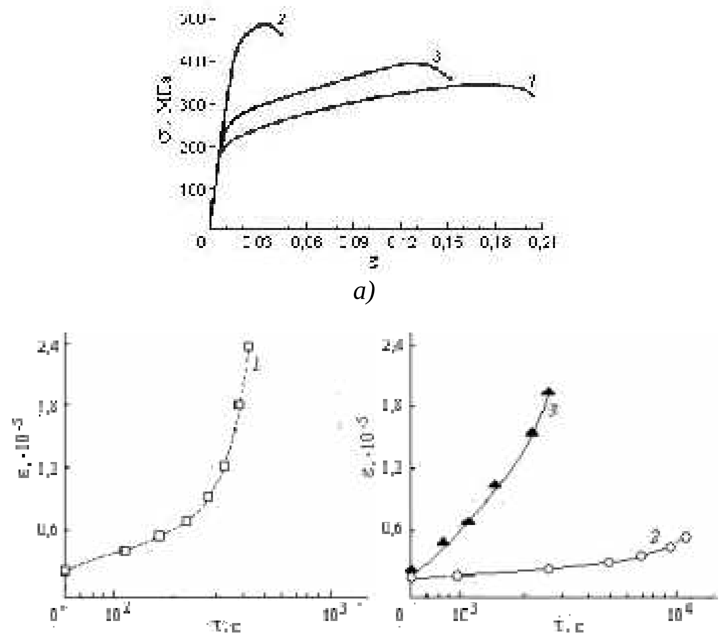
Таблица 1

Наименование материала	Режим обработки	Прелел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности, σ_B, МПа	Удельная работа разрушения, W, МДж/м^3	Относит. удлинение, δ, %	Время до разрушения, $\tau \cdot 60^{-1}$, с	$\frac{\tau_1}{\tau_0}$
АМг6М	Исх.	167,0	333,0	68,2	20	8	–
	I схема	440,0	483,0	17,2	4	240	30
	II схема	250,0	378,0	48,9	14	64	8

Здесь $\frac{\tau_1}{\tau_0}$ – отношение времени до разрушения образца, обработанного по первой и второй схеме, ко времени до разрушения необработанного образца.

Диаграммы деформирования (*а*) и кривые ползучести (*б*) образцов сплава АМг6М представлены на рис. 2, где: 1 – контрольный образец; 2 – после обработки по I-й схеме; 3 – после обработки по II-й схеме.

На рис. 2 (*а*) σ – приложенное напряжение в образце, ε – относительное удлинение.



а)

б) в)

Рис. 2

Анализ результатов испытаний образцов в исходном состоянии и после энергетической обработки показал, что проведение промежуточной пластической деформации в условиях ползучести повышает характеристики кратковременной прочности и время до разрушения сплава АМг6М (см. таблицу 1 и рис. 2). При испытаниях по первой схеме существенным образом повышается время до разрушения при ползучести, однако при этом резко снижается пластичность материала. Введение отжига позволяет повысить время до разрушения сплава при относительном сохранении предела текучести.

Согласно общей схеме деформирования исследуемого сплава АМг6М, промежуточная энергетическая обработка включала действие высокотемпературного сжимающего нагружения. Упрочнение материала вследствие такой обработки обусловлено как залечиванием микронесплошностей, так и повышением плотности дислокаций [5]. Для определения вклада указанных эффектов образцы подвергались отжигу в течение часа при разных значениях температуры.

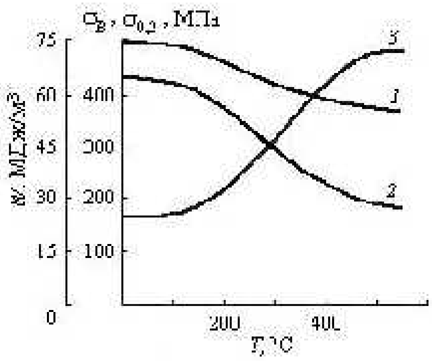


Рис. 3

На рис. 3. показана зависимость предела прочности (*1*), предела текучести (*2*) и работы разрушения (*3*) от температуры отжига образцов сплава АМг6М, подвергнутых высокотемпературному сжимающему нагружению.

Как видно из рис. 3, в интервале температур от 20 до 100 °С предел прочности (кривая *1*) составляет около 490 МПа. Начиная с $T = 100$ °С происходит заметное уменьшение его значения. При температуре отжига

T = 400 ºС и выше кривая прочности, как и кривые текучести (кривая *2*) и удельной работы разрушения (кривая *3*), выходит на горизонтальную асимптоту.

Последнее свидетельствует о том, что при указанных условиях происходят, очевидно, аннигиляции дислокаций, которые возникли вследствие обработки сжимающим давлением. Однако в интервале температур от 400ºС до 450ºС прочность образцов не восстанавливается к своему исходному уровню, который составляет 333 МПа, а остается на границе 363 МПа (рис. 3, кривая *1*). Итак, повышение предела прочности, обусловленное залечиванием дефектов, и составляет 30 МПа, а изменение σ_B, связанное с деформационным упрочнением – 130 МПа. В пользу того, что повышение предела прочности после воздействия сжимающего нагружения определяется, в основном, деформационным упрочнением, свидетельствует уже отмеченное выше снижение пластичности материала образцов при испытаниях по первой схеме введения промежуточной пластической деформации. Таким образом, упрочнение сплава АМг6М при обработке сжимающим нагружением на 81,25 % обусловлено изменением плотности дислокаций и лишь на 18,75 % залечиванием дефектов.

Ударное ультразвуковое воздействие вызывает дробление блоков мозаичной структуры, которая повышает плотность дислокаций и порождает упругие искажения кристаллической решетки, создавая тем самым препятствия для двигающихся дислокаций [6].

Результаты микроструктурных исследований и эволюция дислокационной картины качественно совпадают с полученными данными по оценке механических характеристик сплава АМг6М.

На рис. 4, *а* приведена структура сплава в исходном состоянии, которая определяется зернистым строением материала с многочисленными включениями второй фазы как по границам, так и равномерно распределенными в матрице зерна. Дислокационная картина в виде ямок травления, которые идентифицируются как выходы дислокаций на поверхность, довольно однородная (рис. 4, *б*). Электронно-микроскопические исследования иллюстрируют практически прямые линии скольжения и части второй фазы (рис. 4, *в*).

После приложения растягивающего нагружения в тепловом поле и последующей выдержки образца примерно до половины времени разрушения в режиме ползучести наблюдается текстурованная зернистая структура (рис. 5, *а*). При этом очень интенсивно накапливаются дефекты. Рис. 5, *б* иллюстрирует наличие линий скольжения, образование которых связано, очевидно, с ростом плотности дислокаций. Следует отметить, что в соседних зернах линии скольжения имеют разное направление. Это свидетельствует о том, что каждое зерно деформируется по-разному, смещаясь относительно друг друга. При нарушении связи между ними появляются междузеренные трещины (показано стрелками на рис. 5, *в*). Электронно-микроскопические исследования выявили при деформации растрескивание включений в направлении, перпендикулярном действию нагрузки (рис. 5, *г*).

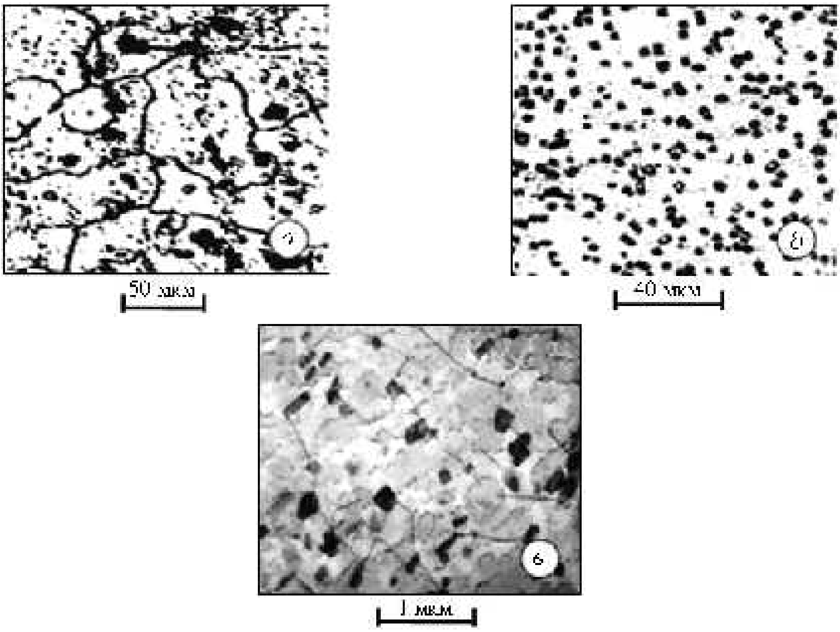


Рис. 4

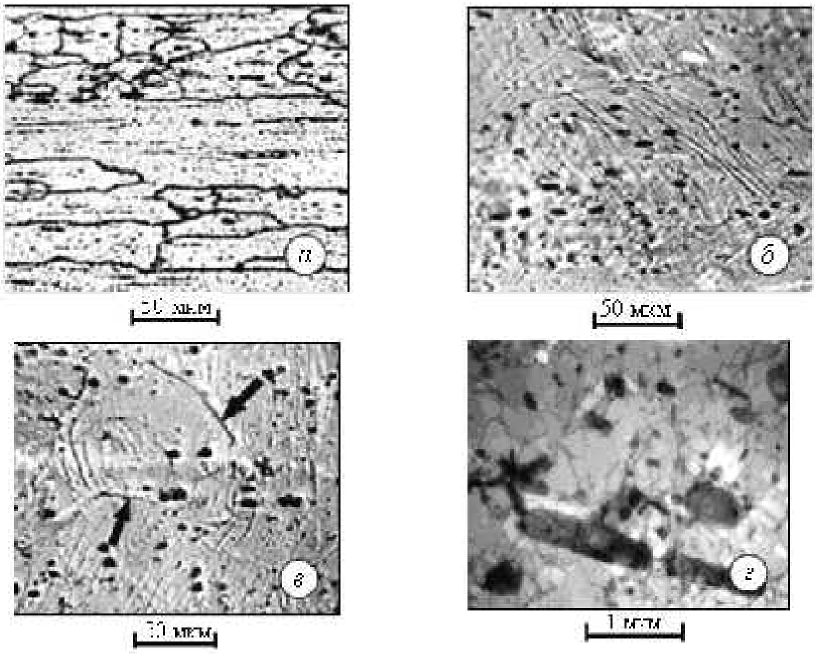


Рис. 5

Дислокационная картина деформированного растяжением сплава АМг6М неоднородна с явными максимумами и минимумами по плотности ямок травления (рис. 6, *а*). Появляются довольно длинные дислокационные линии, которые в ряде случаев закреплены мелкими частицами включений (рис. 6, *б*). Иногда наблюдаются мелкие микротрещины по границам зерен (отмечены стрелками на рис. 6, *в*). Как можно наблюдать на рис. 6, *г*, границы зерен могут стать источником зарождения дислокаций.

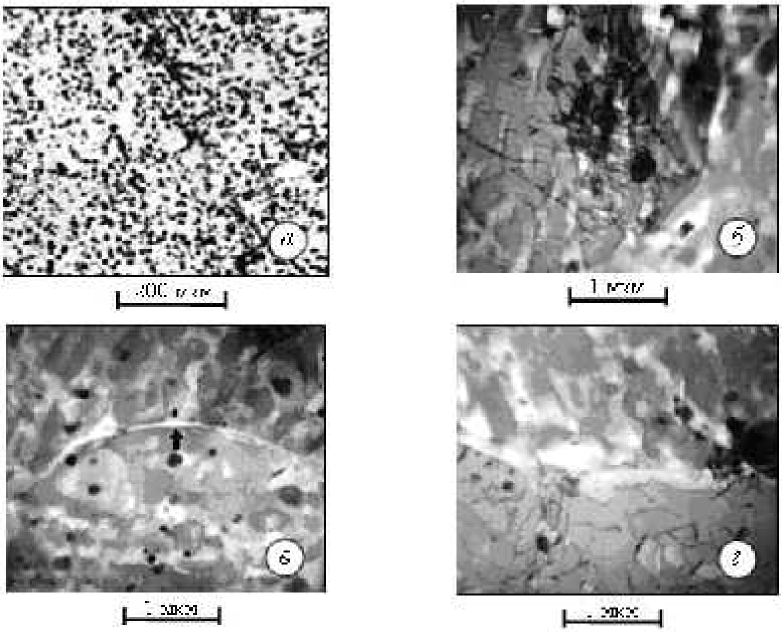

а
200 мкм
б
1 мкм
в
1 мкм
г
1 мкм

Рис. 6

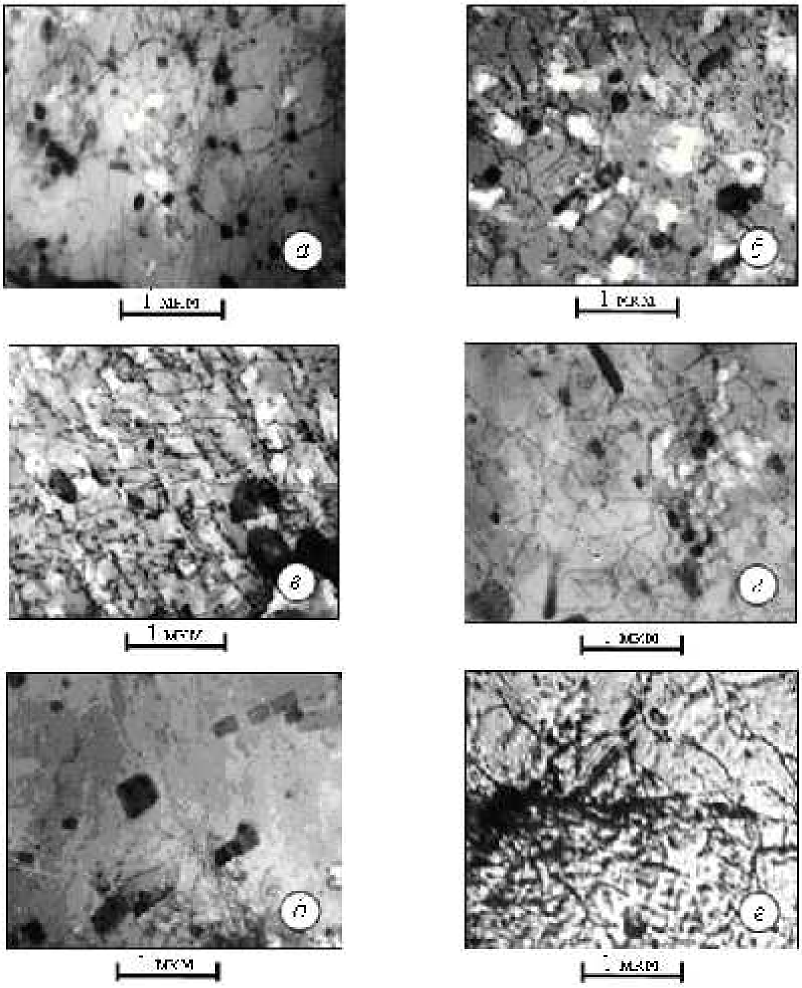

а
1 мкм
б
1 мкм
в
1 мкм
г
1 мкм
д
1 мкм
е
1 мкм

Рис. 7

Действие интенсивных сжимающих нагрузок повышает плотность дислокаций. При этом наблюдаются ломанные дислокационные линии (рис. 7, *а*). Электронно-микроскопические исследования показали наличие многочисленных дислокационных петель (рис. 7, *б*). Мелкие частицы включений не являются эффективными барьерами для дислокаций, что хорошо видно на рис. 7, *в*. Возле крупных частиц плотность дислокаций немного выше (рис. 7, *г*).

Залечивание микропор и микротрещин сопровождается появлением вокруг них интенсивных следов пластической деформации (рис. 7, *д*; рис. 7, *е*). Их образование связано, очевидно, с эмиссией порами дислокационных петель.

Таким образом, проведенные исследования показали, что рост и залечивание дефектов под нагрузкой в сплаве АМг6М определяются дислокационными механизмами. Дефекты или залечиваются под сжимающей нагрузкой, распадаясь на дислокационные петли, или возрастают при растягивающей нагрузке, выпуская межузловые петли. Отжиг образцов после действия сжимающей нагрузки повышает пластичность материала.

Введение промежуточной термомеханической обработки сплава АМг6М увеличивает его характеристики кратковременной и длительной прочности при испытаниях на ползучесть. Эффект упрочнения в этом случае обусловливается как залечиванием дефектов, так и повышением плотности дислокаций.

1. *Макклинток Ф.* Деформация и разрушение материалов / *Ф. Макклинток, А. Аргон*. – М. : Мир, 1970. – 443 с.
2. Синергетика и фракталы в материаловедении / *В. С. Иванова, А. С. Баланкин, И. М. Буши, А. А. Оксогаев*. – М. : Наука, 1994. – 383 с.
3. *Иванова В. С.* Синергетизм механических свойств и экстремальных технологий управления структурой материала / *В. С. Иванова, А. С. Баланкин, О. А. Банных* // Металлы. – 1992. – № 2. – С. 11 – 27.
4. *Петров А. И.* Влияние промежуточной пластической деформации на высокотемпературную ползучесть и долговечность алюминия / *В. А. Петров, М. В. Разуваева* // Журнал технической физики. – 2008. – Т. 78, вып. 5. – С. 55 – 58.
5. *Петров В. А.* Физические основы прогнозирования долговечности конструкционных материалов / *В. А. Петров, А. Я. Башкарев, В. И. Веттегрень*. – С. -Петербург : Политехника, 1993. – 475 с.
6. Прочность материалов и элементов конструкций при звуковых и ультразвуковых частотах нагружения / *В. В. Горюшин, В. П. Кривых, Г. И. Прокопенко, В. Л. Свечников* // Прочность материалов и элементов конструкций при звуковых и ультразвуковых частотах нагружения. – К. : Наукова думка, 1980. – С. 137 – 140.

Институт технической. механики
Национальной академии наук Украины и
Государственного космического агентства Украины,
Днепропетровск

Получено 23.10.14,
в окончательном варианте 06.11.14