

ПОВЫШЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СПЛАВА АМг6М ЗА СЧЕТ ВВЕДЕНИЯ ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Исследованы закономерности влияния различных видов промежуточной пластической деформации (ППД) на ползучесть сплава АМг6М. Показано, что ППД ведет к залечиванию микроскопических дефектов и повышению плотности дислокаций, что способствует упрочнению материала. Дана количественная оценка вклада каждого из приведенных факторов. Разработаны и запатентованы технологические способы комбинированной энергетической обработки сплава АМг6М, повышающие его долговечность (время до разрушения в режиме ползучести).

Досліджено закономірності впливу різних видів проміжної пластичної деформації (ППД) на повзучість сплаву АМг6М. Показано, що ППД веде до заліковування мікроскопічних дефектів і підвищення щільності дислокацій, що сприяє зміцненню матеріалу. Дано кількісну оцінку внеску кожного з наведених факторів. Розроблено й запатентовано технологічні способи комбінованої енергетичної обробки сплаву АМг6М, що підвищують його довговічність (час до руйнування в режимі повзучості).

Regularities of the effects of various intermediate plastic deformations (IPD) on the AMg6M alloy creep are studied. It is shown that IPD leads to healing the microscopic defects and increasing the dislocation density, which contributes to material hardening. A quantitative assessment of the contribution of each of the above factors is made. Technological ways of a combined energy processing of the AMg6M alloy that improves its life (time to failure in creep mode) are developed and patented.

При выборе конструкционного материала для некоторых ответственных узлов авиакосмических аппаратов предпочтение отдается алюминиевым сплавам, в частности алюминий-магний, которые наряду с достаточно высокой удельной прочностью и коррозионной стойкостью менее склонны к хрупкому разрушению, чем стали [1, 2]. Однако увеличение эксплуатационных нагрузок и гарантийных сроков использования указанных конструкций требует не только разработки новых, но и вынуждает вести постоянный поиск путей совершенствования существующих конструкционных материалов.

В последние годы делаются попытки интенсифицировать технологические процессы обработки материалов используя новую методологию, базирующуюся на применении принципов неравновесной термодинамики. При этом широкие возможности по управлению свойствами материала открываются с позиции синергетического подхода. Здесь речь идет о том, что в экстремальных условиях воздействия внешних возмущений за счет непрерывного притока энергии в материале инициируются самоорганизационные процессы, способные существенно улучшить его характеристики [3, 4, 5].

Таким образом, самоорганизующаяся система проявляет регенеративную способность, свойственную объектам с динамическим характером устойчивости. В ответ на разрушающее действие объект восстанавливает свое устойчивое состояние. Способность материала к самоорганизационным явлениям определяется степенью развития диссипативных процессов.

Целью настоящей работы являлось повышение долговечности алюминий-магний сплава АМг6М с позиции синергетического подхода за счет введения промежуточного комбинированного энергетического нагружения в условиях ползучести.

Прежде всего, следовало выбрать такие условия энергетического нагружения, которые инициировали бы в материале самоорганизационные явления.

В качестве действующих энергетических источников использовались:

– квазистатическое растяжение в зоне пластической деформации при электростимулированном нагреве с целью раскрытия дефектов, склонных к развитию;

– высокотемпературное сжатие при повышенных нагрузках с целью залечивания дефектов и повышения плотности дислокаций (деформационного упрочнения);

– ударное ультразвуковое воздействие с целью упрочнения поверхностного слоя;

– воздействие электромагнитного поля с целью достижения пластифицирующего эффекта, а также акустопластического резонанса.

Рассмотрим действие выбранных видов нагружения с позиции синергетической трактовки.

1. В условиях деформации при одноосном растяжении поле напряжения неоднородно, пластическая деформация тоже неоднородная и развивается локально в областях концентрации напряжения. При достижении критических уровней напряжения в локальных зонах происходит диссипация упругой энергии. Это позволяет использовать синергетический подход к описанию пластической деформации и рассматривать нагружаемый объект как далекую от равновесия диссипативную систему. Образование волн пластичности (известно, что пластическая деформация носит волновой характер) является результатом самоорганизации элементарных актов пластического течения в локальных зонах концентрации напряжения [6].

При пластической деформации в условиях одноосного растяжения интенсивно накапливаются точечные и линейные дефекты материала, которые, постепенно объединяясь, образуют микроочаги разрушения в виде пор и микротрещин, локализующихся преимущественно по границам зерен. Вакансии, оседая по границам пор и на вершинах трещин, способствуют их росту, что позволяет на ранних этапах нагружения выявлять дефекты, склонные к развитию.

При электростимулированном нагреве за счет пропускания тока через образец имеет место как интегральный джоулевый разогрев материала, так и электронно-дислокационное взаимодействие, что интенсифицирует процесс пластической деформации [7].

2. Высокотемпературное сжатие при повышенных нагрузках активизирует деформационные процессы, частично трансформируя механическую энергию в тепловую, что способствует повышению кинетических параметров материала, которые ускоряют диффузионные процессы массопереноса и порождают сдвиги пластического течения. Под влиянием деформирующей силы исходные зерна дробятся на фрагменты, происходит повышение плотности дислокаций и залечивание дефектов по диффузионно-дислокационному механизму (диффузионный – при высокой температуре за счет переноса вакансий, дислокационный – при высоких нагрузках за счет эмиссии дислокационных петель), что способствует повышению упругих и прочностных характеристик, а также уменьшению скорости ползучести [8, 9].

Известно, что действие сжимающих нагрузок на материал, нагретый до температуры отжига (эффект динамической рекристаллизации), вызывает миграцию границ зерен, в результате чего пограничные поры оказываются в теле зерна, что понижает напряжение на границах, затрудняя тем самым переход к ускоренной стадии ползучести и, как следствие, повышая долговечность материала.

3. Известно, что кинетика пластического течения на начальной стадии деформации связана с поверхностными слоями материала. Поверхностный слой играет немаловажную роль в вопросах упрочнения материала. Именно поверхностные явления во многом определяют механические свойства и долговечность конструкционных материалов.

Разрушение материала, как известно, начинается с поверхности, так как этот слой является ослабленной зоной из-за наличия лишних свободных связей и разрушается легче, чем объем.

Одним из способов упрочнения поверхностного слоя является ударная ультразвуковая обработка, т.е. импульсное механическое воздействие с ультразвуковой частотой [10]. При этом энергия удара выделяется в небольшом поверхностном объеме, измельчая структуру и перераспределяя напряжения. Поверхностный слой становится наноструктурированным.

4. Наложение электромагнитного поля изменяет состояние электронной подсистемы, что позволяет активно влиять на условия движения дислокаций, пластифицируя зону деформации [11]. Известно, что пластическая деформация является диссипативным процессом и имеет волновую природу. Воздействуя на материал электромагнитными колебаниями в диапазоне частотной синхронизации с частотой релаксационных актов деформируемого материала, можно вызвать акустопластический резонанс, что является эффективным средством интенсификации процесса пластического деформирования, способным вызвать самоорганизационные явления.

Таким образом, с позиции синергетической трактовки используемые в настоящей работе энергетические потоки (воздействие растягивающих нагрузок при электростимулированном нагреве и высокотемпературных сжимающих нагрузок, а также электромагнитных и ударных ультразвуковых колебаний) способны инициировать самоорганизационные процессы с образованием диссипативных структур за счет пластической деформации, электропластических и акустопластических эффектов.

Объектом проводимых исследований были образцы, изготовленные в соответствии с требованием инструкции к установке ИМАШ-20-78, предназначенной для термомеханических испытаний и включающей в себя систему приборов, которые обеспечивают контроль и автоматическое поддержание режимов нагрузки и нагрева.

При испытаниях на ползучесть вводилась промежуточная пластическая деформация, которая включала действие высоких сжимающих нагрузок, повышенных температур и высокочастотных колебаний.

Одноосное статическое растяжение осуществлялось со скоростью движения захватов от 2 до 4 мм/мин. Погрешность измерения деформации образца в рабочей зоне составляла не более $\pm 0,01$ мм, нагрузки $\pm 1,5\%$, температуры – $\pm 1,5^{\circ}\text{C}$.

Испытание на сжатие проводилось при нагрузке $P=5\cdot 10^5$ Н на образцы, находящиеся в нагретом состоянии ($T=300^{\circ}\text{C}$). При этом, в среднем, толщина образца уменьшалась на 35 %, ширина увеличивалась на 57 %, длина – на 4 %.

Нагрев образцов проводился двумя способами: путем теплового воздействия электрического тока, пропускаемого через образец, и за счет теплопередачи от печи сопротивления.

Ударные ультразвуковые колебания с частотой 20 кГц создавались с помощью генератора ударного ультразвука УЗГ 250 и передавались образцу посредством сканирования бойком ударника по его поверхности. При этом оптимальная амплитуда колебаний излучателя составляла 19,8 мкм.

Возбуждение электромагнитного поля в образце осуществлялось контактным способом. Предварительно экспериментальным путем был установлен оптимальный по частоте режим обработки ($f = 250$ кГц).

Испытания на ползучесть проводились по ускоренному режиму: выдержка под нагрузкой $P = 2100$ Н в условиях одноосного растяжения при температуре $T = 160^{\circ}\text{C}$. В случае испытаний образцов, подвергнутых энергетической обработке, вносилась поправка в величину нагрузки с учетом изменившегося сечения образца.

Действие энергетических потоков на материал оценивалась по изменению характеристик кратковременной (предела прочности σ_B , предела текучести $\sigma_{0,2}$) и длительной (времени τ до разрушения при ползучести) прочности, а также работы разрушения W образца, которая измерялась площадью под кривой деформации.

Промежуточная пластическая деформация при испытаниях на ползучесть проводилась по двум схемам. Согласно первой, образцы, которые выработали приблизительно половину своего ресурса в условиях ползучести, после разгрузки и охлаждения подвергались высокотемпературному сжатию, а также действию ударных ультразвуковых и электромагнитных колебаний в упругой зоне деформации при одноосном растяжении. Затем образцы вновь выводились на режим ползучести с целью определения времени до разрушения.

Согласно второй схеме, после высокотемпературной сжимающей нагрузки проводился отжиг образцов с последующим воздействием высокочастотных колебаний.

Путем варьирования параметрами воздействующих энергетических потоков, а также схемами их совмещения был разработан и запатентован [12] способ комбинированной энергетической обработки сплава АМг6М, повышающий прочностные характеристики и долговечность материала.

Общая схема нагружения (схема I) следующая:

- электростимулированная растягивающая нагрузка в зоне пластической деформации ($P = 2100$ Н, $T = 160^{\circ}\text{C}$) до выработки примерно половины ресурса;
- высокотемпературная сжимающая нагрузка ($P = 5 \cdot 10^5$ Н, $T = 300^{\circ}\text{C}$);
- ударное ультразвуковое (с частотой 20 кГц) и электромагнитное (с частотой 250 кГц) воздействия в упругой зоне деформации ($P = 1300$ Н).

Результаты механических испытаний, проведенных согласно выбранной схеме, представлены в таблице 1.

Из таблицы 1 следует, что показатель долговечности сплава АМг6М существенно увеличивается (время до разрушения при ползучести повышается, в среднем, в 30 раз) при одновременном повышении, в среднем, предела прочности в 1,5 раза и предела текучести в 2,6 раза. Однако при этом заметно уменьшается (примерно в 3 раза) характеристика пластичности материала.

Известно, что высокие прочностные характеристики не являются достаточными показателями качества материала. Эффективность методов упроч-

нения следует оценивать не только по приросту характеристик прочности и ползучести, но и по показателям пластичности и вязкости. Поэтому был проведен комплекс исследований с целью поиска способа упрочняющей обработки сплава АМг6М, позволяющего, наряду с характеристиками прочности и ползучести, повысить пластичность материала. Это позволило разработать вторую схему комбинированного энергетического нагружения (схема II), на которую был получен патент [13]. Пластичность сплава была увеличена (см. таблицу 1) за счет введения в условиях промежуточной пластической деформации отжига при температуре $T=320^{\circ}\text{C}$ в течение 2-х часов после действия сжимающей нагрузки для снятия напряжения в зоне залечиваемых пор и миграции границ с целью перемещения дефектов в тело зерна. Характеристики прочности сплавов АМг6М и 01570 представлены в таблице 1.

Таблица 1

Сплав	Ре-жим	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	W см ²	δ , %	$\frac{\sigma_{обр}}{\sigma_{исх.}}$	$\frac{\sigma_{обр}}{\sigma_{исх.}}$	$\frac{W_{обр}}{W_{исх.}}$	τ , МИН	$\frac{\tau_{обр.}}{\tau_{исх.}}$
АМг6М	Исх.	167,0	333,0	119,5	20	–	–	–	5	–
	Схема I	440,0	483,0	40,0	4	ув. в 1,5	ув. в 2,6	ум. в 3,0	150	30
	Схема II	270,0	380,0	98,5	14	ув. в 1,1	ув. в 1,6	ум. в 1,2	40	8
01570	Контр.	310,0	410,0	122,8	16	ув. в 1,2	ув. в 1,8	без изм.	–	–

На рис. 1 показан ход кривых разрушения сплава АМг6М в исходном состоянии (кривая 1), а также после обработки по схемам 1 (кривая 2) и 2 (кривая 3). Нетрудно убедиться в том, что обработка по схеме 2 существенно повышает пластичность материала по сравнению с обработкой по схеме 1.

Для сравнения в таблице 1 и на рис. 1 приведены характеристики сплава 01570 на основе той же системы Al – Mg но легированного скандием [1]. Этот сплав, как и сплав АМг6М, содержит около 6 % Mg и близок к нему по технологическим свойствам в металлургическом производстве.

В настоящее время сплав 01570 является самым прочным из числа термически неупрочняемых свариваемых алюминиевых сплавов. Однако он относится к разряду дорогостоящих сплавов, что ограничивает его широкое применение.

Обработка сплава АМг6М по схеме II позволила приблизить его по прочностным характеристикам к сплаву 01570, что, в перспективе, открывает возможность замены последнего на более дешевый сплав АМг6М.

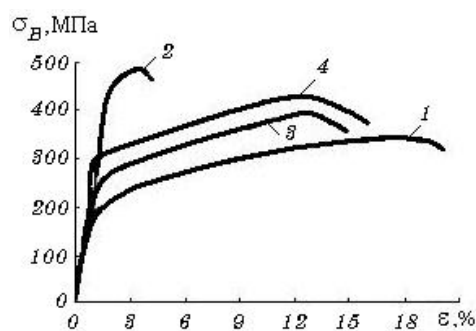


Рис. 1

Сравнительный анализ результатов испытаний образцов в исходном состоянии и после энергетической обработки показал, что введение промежуточной пластической деформации в условиях ползучести существенно повышает ресурс долговечности сплава АМгбМ (см. таблицу 1). Рис. 2 иллюстрирует кривые ползучести сплава АМгбМ в исходном состоянии (кривая 1) и после обработки по схемам 1 (кривая 2) и 2 (кривая 3).

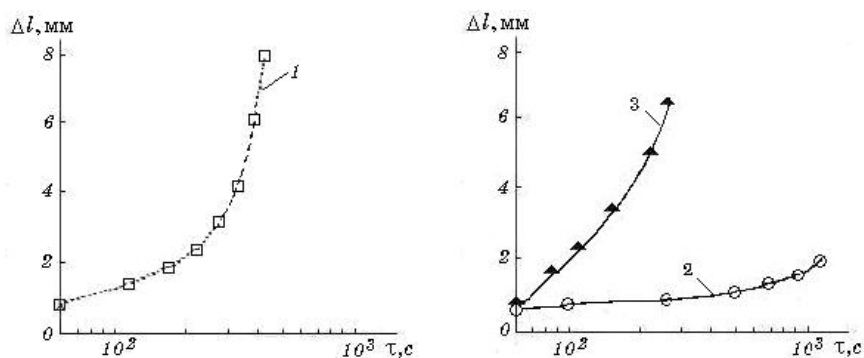


Рис. 2

Согласно разработанным технологическим схемам, промежуточная пластическая деформация включала действие высокотемпературной сжимающей нагрузки. Как упоминалось выше, упрочнение материала вследствие такой обработки обусловлено как залечиванием дефектов, так и ростом плотности дислокаций. Для разделения вклада каждого из указанных факторов был проведен следующий эксперимент. Образцы, подвергнутые сжимающей нагрузке, отжигались в течение 1 часа при разных значениях температуры с последующим измерением характеристик кратковременной прочности. На рис. 3. приведены кривые зависимости предела текучести $\sigma_{0,2}$ (1), предела прочности σ_B (2) и работы разрушения W (3) сплава АМгбМ от температуры отжига образцов, подвергнутых высокотемпературной сжимающей нагрузке.

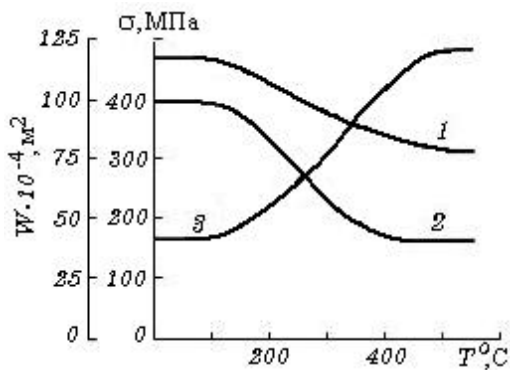


Рис. 3

Исследования показали, что с повышением температуры не происходит полный отжиг материала, т.е. прочность материала не восстанавливается до первоначального уровня. Поскольку прочность определяется двумя процессами, а именно, залечиванием дефектов и повышением плотности дислокаций, то отмеченную разницу между показателями прочности в исходном и отожженном состояниях следует отнести за счет залечивающего действия, поскольку избыточные дислокации должны полностью отжигаться при повышении температуры отжига.

Как следует из рис. 3, в интервале температур от 20 до 100°С предел прочности составляет приблизительно 493 МПа. Начиная с $T = 100^{\circ}\text{C}$, происходит заметное уменьшение величины σ_B . При температуре отжига

400⁰С и выше кривая прочности, как и кривые текучести и работы разрушения, выходят на горизонталь. Последнее свидетельствует о том, что при указанных условиях происходит, очевидно, полный отжиг дислокаций, которые появились в результате обработки давлением. Однако в интервале температур от 400⁰С до 450⁰С прочность образцов не восстанавливается до своего первоначального уровня, равного 333 МПа, а остается на уровне 363 МПа. Итак, повышение предела прочности, которое обусловлено залечиванием дефектов, составляет 30 МПа, а изменение σ_B , связанное с деформационным упрочнением – 130 МПа. Другими словами, упрочнение сплава АМг6М при воздействии сжимающей нагрузки на 81,25 % обусловлено изменением плотности дислокаций и лишь на 18,75 % – залечивающим эффектом. В пользу того, что рост прочности в условиях сжимающего нагружения определяется, в основном, деформационным упрочнением, свидетельствует уже отмеченное выше снижение пластичности образцов при испытаниях по первой схеме промежуточной деформации.

Аналогичным образом была проведена количественная оценка вклада указанных выше факторов в упрочнение образцов сплава АМг6М, обработанных по схемам 1 и 2. По результатам экспериментальных исследований были построены кривые зависимости предела прочности от температуры отжига образцов, обработанных по схемам 1 и 2 (рис. 4). При энергетическом нагружении по схеме 1 упрочнение сплава на 84,3 % обусловлено ростом плотности дислокаций и на 15,7 % – залечиванием дефектов; по схеме 2 – на 73,2 % и 26,8 % соответственно.

Таким образом, полученные данные однозначно свидетельствуют о том, что введение промежуточной пластической деформации при выдержке сплава АМг6М в условиях ползучести является эффективным способом повышения его ресурса долговечности. Установленные экспериментальным путем корреляционные зависимости свидетельствуют о том, что упрочнение материала обеспечивается преимущественно за счет повышения плотности дислокаций.

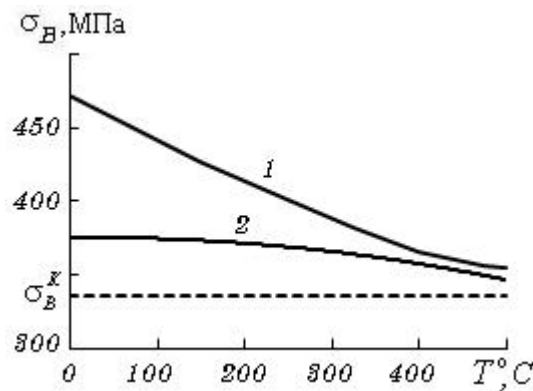


Рис. 4

1. Колачев Б. А. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов* / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. – М.: МИСИС, 2001. – 413 с.
2. Фридляндер И. Н. *Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы* / И. Н. Фридляндер. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
3. Иванова В. С. *Синергетика и фракталы в материаловедении* / В. С. Иванова, А. С. Баланкин, И. М. Буши, А. А. Оксогов. – М.: Наука, 1994. – 383 с.

4. Иванова В. С. Синергизм механических свойств и экстремальных технологий управления структурой материала / В. С. Иванова, А. С. Баланкин, О. А. Банных // *Металлы*. – 1992. – № 2. – С. 11 – 27.
5. Куликов В. Д. *Физическая природа разрушения* / В. Д. Куликов, Н. В. Мекалова, М. М. Закриничная. – Уфа: Изд-во УГНТУ, 1999. – 421 с.
6. Фролов К. В. *Релаксационные волны при пластической деформации* / К. В. Фролов, В. Е. Панин, Л. Б. Зуев и др. // *Известия высших учебных заведений*. – 1990. – №2. – С. 19
7. Спицин В. И. *Электропластическая деформация металлов* / В. И. Спицин, О. А. Троицкий. – М.: Наука, 1985. – 160 с.

8. *Петров В. А.* Физические основы прогнозирования долговечности конструкционных материалов / *В. А. Петров, А. Я. Башкарев, В. И. Веттегрень.* – С.-Петербург : Политехника, 1993. – 475 с.
9. *Гегузин Я. Е.* Диффузионно-дислокационный механизм залечивания изолированных пор / *Я. Е. Гегузин, В. Г. Кононенко* // Физика и химия обработки материалов. – 1982. – № 2. – С. 60–74.
10. *Горюшин В. В.* Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и свойства поверхностных слоёв железа и некоторых сталей / *В. В. Горюшин, В. П. Кривих, Г. И. Прокопенко, В. Л. Свечников* // Прочность материалов и элементов конструкций при звуковых и ультразвуковых частотах нагружения. – К. : Наукова думка, 1980. – С. 137–140.
11. *Баранов Ю. В.* Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы / *Ю. В. Баранов, О. А. Троицкий, Ю. С. Авраамов.* – М. : МГПИУ, 2001. – 844 с.
12. *Переверзев Є. С.* Спосіб зміцнення металевих матеріалів / *Є. С. Переверзев, Д. Г. Борщевська, В. Д. Рябчій, В. Ф. Бутенко.* – Патент № 46841. – Бюл. № 1 від 11.01.2010.
13. *Борщевська Д. Г.* Спосіб підвищення довговічності металевих матеріалів / *Д. Г. Борщевська, В. Д. Рябчій, В. Ф. Бутенко, А. В. Ханнанов.* – Патент № 56740 від 25.01.2011.

Институт технической механики
НАН Украины и НКА Украины,
Днепропетровск

Получено 21.02.2011,
в окончательном варианте 21.02.2011