

УДК 519.95:681.3.03

## ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ СПЛАВУ АМг6М ЕНЕРГЕТИЧНОЮ ОБРОБКОЮ В УМОВАХ ПОВЗУЧОСТІ

*В. П. ПОШИВАЛОВ, Д. Г. БОРЩЕВСЬКА, В. Д. РЯБЧІЙ, І. І. ТЕЛЕГІНА*

*Інститут технічної механіки НАН України і НКА України, Дніпропетровськ*

Досліджено вплив проміжної енергетичної обробки в умовах повзучості зразків сплаву АМг6М на механічні характеристики і мікроструктуру матеріалу. Виявлено, що комбінована енергетична обробка, яка включає дію полів різної фізичної природи, збільшує час до руйнування зразків сплаву АМг6М за повзучості та показники короткочасної міцності матеріалу. Показано, що поліпшення характеристик міцності досягається за рахунок заліковування дефектів і підвищення щільності дислокацій.

**Ключові слова:** *алюмінієво-магнієвий сплав, самоорганізаційні процеси, довговічність, повзучість, проміжна пластична деформація, ударні ультразвукові коливання, відпал, заліковування дефектів.*

Під час вибору конструкційного матеріалу для певних відповідальних вузлів авіакосмічних апаратів перевагу надають алюмінієвим сплавам, зокрема, алюмінієво-магнієвим, які мають високу питому міцність і корозійну тривкість та менш схильні до крихкого руйнування, ніж сталі [1, 2]. Однак через збільшення експлуатаційних навантажень і гарантійних термінів використання зазначених конструкцій необхідно не тільки розробляти нові, але й постійно шукати шляхи удосконалення існуючих конструкційних матеріалів.

В останні роки зроблені спроби інтенсифікувати технологічні процеси обробки матеріалів, використовуючи нову методологію, яка базується на застосуванні принципів нерівноважної термодинаміки. При цьому широкі можливості щодо керування властивостями матеріалу відкриваються з позиції синергетичного підходу. Тут мова йде про те, що в екстремальних умовах впливу зовнішніх збуджень за рахунок безперервного припливу енергії в матеріалі ініціюються самоорганізаційні процеси, які здатні істотно поліпшити його характеристики [3, 4].

Мета роботи – підвищити довговічність алюмінієво-магнієвого сплаву АМг6М з позиції синергетичного підходу за рахунок проміжної комбінованої енергетичної обробки під час випробувань на повзучість. Хімічний склад сплаву АМг6М, відповідно до ГОСТ 4784-97, такий (в %): до 0,4 Fe; до 0,4 Si; 0,5...0,8 Mn; 0,02...0,1 Ti; 91,1...93,68 Al; до 0,1 Cu; 0,0002...0,005 Be; 5,8...6,8 Mg; до 0,2 Zn; 0,1 інших домішок (0,05 кожної).

Закордонні аналоги сплаву АМг6М – марки 5456 у США та D54S у Великій Британії.

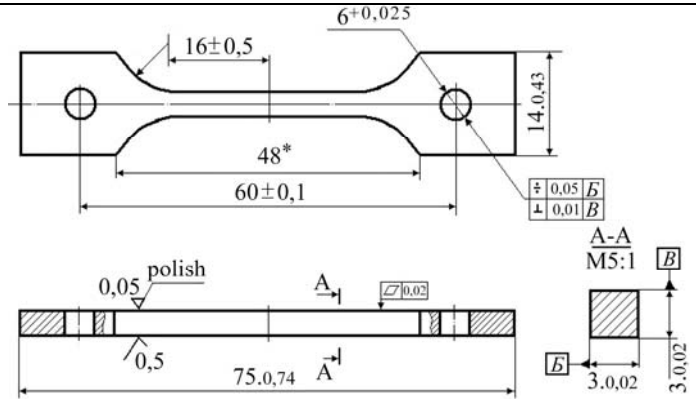
**Методи дослідження.** Об'єктом дослідження були зразки деформівного алюмінієво-магнієвого сплаву АМг6М (рис. 1), піддані попередній енергетичній обробці. Випробовували на установці для термомеханічних випробувань ИМАШ-20-78 зі системою приладів, що забезпечують контроль і автоматичну підтримку режимів навантаження та нагріву.

Попередньо зразки витримували в умовах повзучості впродовж приблизно половини часу до руйнування, а потім виконували проміжну енергетичну оброб-

ку, яка включала стискувальне і розтягувальне навантаження у тепловому полі та ударні ультразвукові коливання. Загальна схема обробки зразків така: електростимульований нагрів до температури  $T = 160^{\circ}\text{C}$  за рахунок проходження крізь них електричного струму; одновісний розтяг у режимі повзучості з подальшою їх витримкою впродовж приблизно половини часу до руйнування; стискувальне навантаження за температури  $T = 300^{\circ}\text{C}$ ; відпал при  $T = 320^{\circ}\text{C}$ ; вплив ударними ультразвуковими коливаннями.

Рис. 1. Ескіз зразка сплаву АМг6М.

Fig. 1. The AMg6M alloy sample (schematically).



Одновісний статичний розтяг здійснювали зі швидкістю руху захоплювачів від 2 до 4 mm/min.

Випробовували на стиск за навантаження  $P = 0,5 \text{ MN}$  нагріті зразки ( $T = 300^{\circ}\text{C}$ ). При цьому, у середньому, товщина зразка зменшувалася на 35%, ширина збільшувалася на 57%, а довжина – на 4%.

Ударні ультразвукові коливання здійснювали за допомогою генератора ударного ультразвуку УЗГ 250 шляхом сканування бойком ударника по поверхні зразка з частотою 20 kHz (рис. 2). При цьому оптимальна амплітуда коливань випромінювача становила 19,8  $\mu\text{m}$ . Ударну ультразвукову обробку виконували в пружній зоні деформування за одновісного розтягу.



Рис. 2. Кріплення на зразок ультразвукового ударника.

Fig. 2. Fastening of the ultrasonic striker on a sample.

Випробовували на повзучість за прискореним режимом: витримка під навантаженням  $P = 2100 \text{ N}$  за одноосьового розтягу за температури  $T = 160^{\circ}\text{C}$ . Під час випробувань вносили поправку у навантаження з урахуванням зміненого перерізу зразка.

Вплив енергетичних потоків на матеріал оцінювали за зміною характеристик короточасної міцності (границі міцності  $\sigma_B$  і границі текучості  $\sigma_{0,2}$ ), довготривалої міцності (час до руйнування за повзучості  $\tau$ ), питомої роботи руйнування зразка  $W$ , яку визначає площа під кривою деформації, а також мікроструктурними змінами.

Мікроструктурні дослідження виконували з використанням оптичних мікроскопів МИМ-8М и Neophot-2, а електронно-мікроскопічні – з використанням електронного мікроскопа BS 540 (“Tesla”) з напругою 125 kV.

**Результати досліджень та їх обговорення.** Проміжну пластичну деформацію під час випробувань на повзучість забезпечували за двома схемами.

Відповідно до першої схеми, на зразки, які витримували впродовж приблизно половини часу до руйнування, після розвантаження і охолодження впливали високотемпературним стискальним навантаженням, а потім здійснювали ударну ультразвукову обробку. Після чого зразки знову виводили на режим повзучості до руйнування [5, 6].

Відповідно до другої схеми, після високотемпературного стискального навантаження зразки відпалювали за температури  $T = 320^{\circ}\text{C}$  впродовж 2 h, далі впливали ударними високочастотними коливаннями, а потім доводили до руйнування за повзучості.

Аналіз результатів випробувань зразків у вихідному стані та після енергетичної обробки показав, що проміжна пластична деформація за умов повзучості підвищує характеристики короткочасної міцності і час до руйнування сплаву АМг6М (див. таблицю та рис. 3). Під час випробувань за першою схемою істотно збільшується час до руйнування за повзучості, однак при цьому різко знижується пластичність матеріалу. Відпал зразків (схема II) дає змогу підвищити час до руйнування сплаву за відносного збереження пластичності.

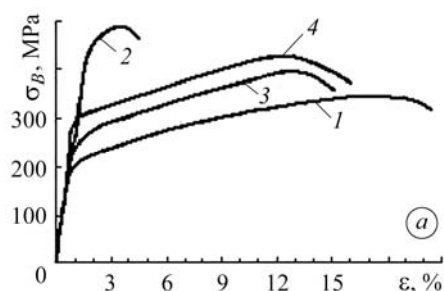
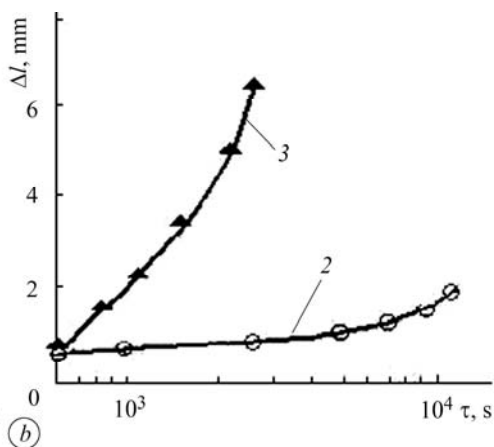
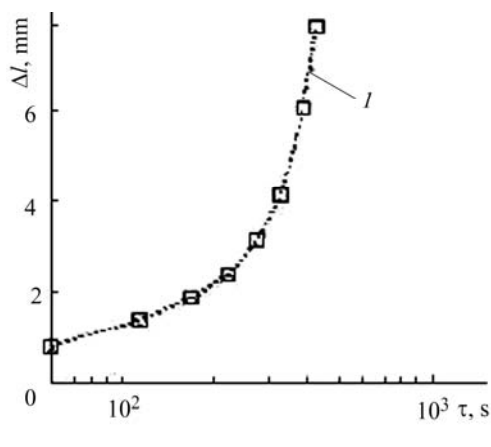


Рис. 3. Діаграми руйнування (а) та криві повзучості (б) зразків сплаву АМг6М: 1 – у вихідному стані; 2 – після випробувань за схемою I; 3 – за схемою II; 4 – контрольний зразок зі сплаву 01570 у вихідному стані.

Fig. 3. Fracture (a) and creep curves (b) of AMg6M alloy specimens: 1 – initial state; 2 – after tests by chart I; 3 – by chart II; 4 – controlled 01570 alloy specimen in the initial state.



Для порівняння в таблиці наведені характеристики міцності алюмінієвого сплаву 01570 на основі системи Al–Mg, легованого скандієм. Цей сплав містить ~6% Mg та близький до сплаву АМг6М за технологічними властивостями у металургійному виробництві. На сьогодні сплав 01570 є найміцнішим зварювальним сплавом серед алюмінієвих сплавів, що термічно не зміцнюються. Однак він належить до дорогих сплавів, що обмежує його широке застосування.

### Характеристики міцності сплавів АМг6М та 01570

Матеріал	Режим обробки	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$W$ , MJ/m <sup>3</sup>	Відносне видовження $\delta$ , %	$\tau$ , 60 <sup>-1</sup> s	$\tau_1/\tau_0$ *
АМг6М	Контрольний зразок без обробки	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
01570	Контрольний зразок без обробки	310,0	410,0	57,3	16	–	–

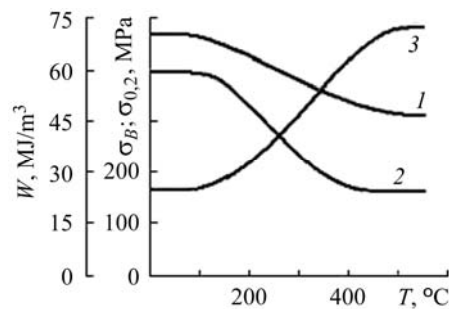
\*  $\tau_1/\tau_0$  – відношення часу до руйнування зразка  $\tau_1$ , обробленого за схемою I, II, до часу руйнування контрольного зразка  $\tau_0$ .

Відповідно до загальної схеми деформування досліджуваного сплаву АМг6М проміжна енергетична обробка включала високотемпературне стискальне навантаження. Зміцнення матеріалу внаслідок такої обробки обумовлено як заліковуванням мікронесуцільностей, так і підвищенням щільності дислокацій [7]. Для розподілу внеску зазначених ефектів зразки відпалювали впродовж години за різних температур.

На рис. 4 показана зміна характеристик міцності сплаву АМг6М залежно від температури відпалу.

Рис. 4. Залежність границі міцності (1) та текучості (2) і роботи руйнування (3) від температури відпалу зразків сплаву АМг6М після високотемпературного стискального навантаження.

Fig. 4. Dependence of ultimate strength (1), yield point (2) and fracture energy (3) on the annealing temperature of АМг6М alloy specimens, subjected to high-temperature compressive loading.



Як бачимо, в інтервалі температур 20...100°C границя міцності  $\sigma_B$  становить ~493 МПа. Починаючи з  $T = 100^\circ\text{C}$ ,  $\sigma_B$  помітно зменшується. За температури відпалу  $T = 400^\circ\text{C}$  і вище крива міцності, як і криві текучості та питомої роботи руйнування, виходять на горизонтальну асимптоту. Останнє свідчить про те, що за зазначених умов відбувається, очевидно, анігіляція дислокацій, що виникли внаслідок обробки тиском. Однак за температур 400... 450°C міцність зразків не відновлюється до свого вихідного рівня (333 МПа), а залишається на межі 363 МПа (рис. 4). Отже, підвищення границі міцності, обумовлене заліковуванням дефектів, становить 30 МПа, а внаслідок деформаційного зміцнення – 130 МПа. На користь того, що збільшення міцності після стискального навантаження зумовлене, в основному, деформаційним зміцненням, свідчить уже відзначене вище зниження пластичності зразків за проміжної пластичної деформації за схемою I. Таким чином, зміцнення сплаву АМг6М за обробки стискальним навантаженням на 81,25% обумовлене зміною щільності дислокацій і лише на 18,75% – ефектом заліковування.

Ударний ультразвук викликає дроблення блоків мозаїчної структури, що підвищує щільність дислокацій і породжує пружні спотворення кристалічної ґратки, створюючи перешкоди для дислокацій, що рухаються [8].

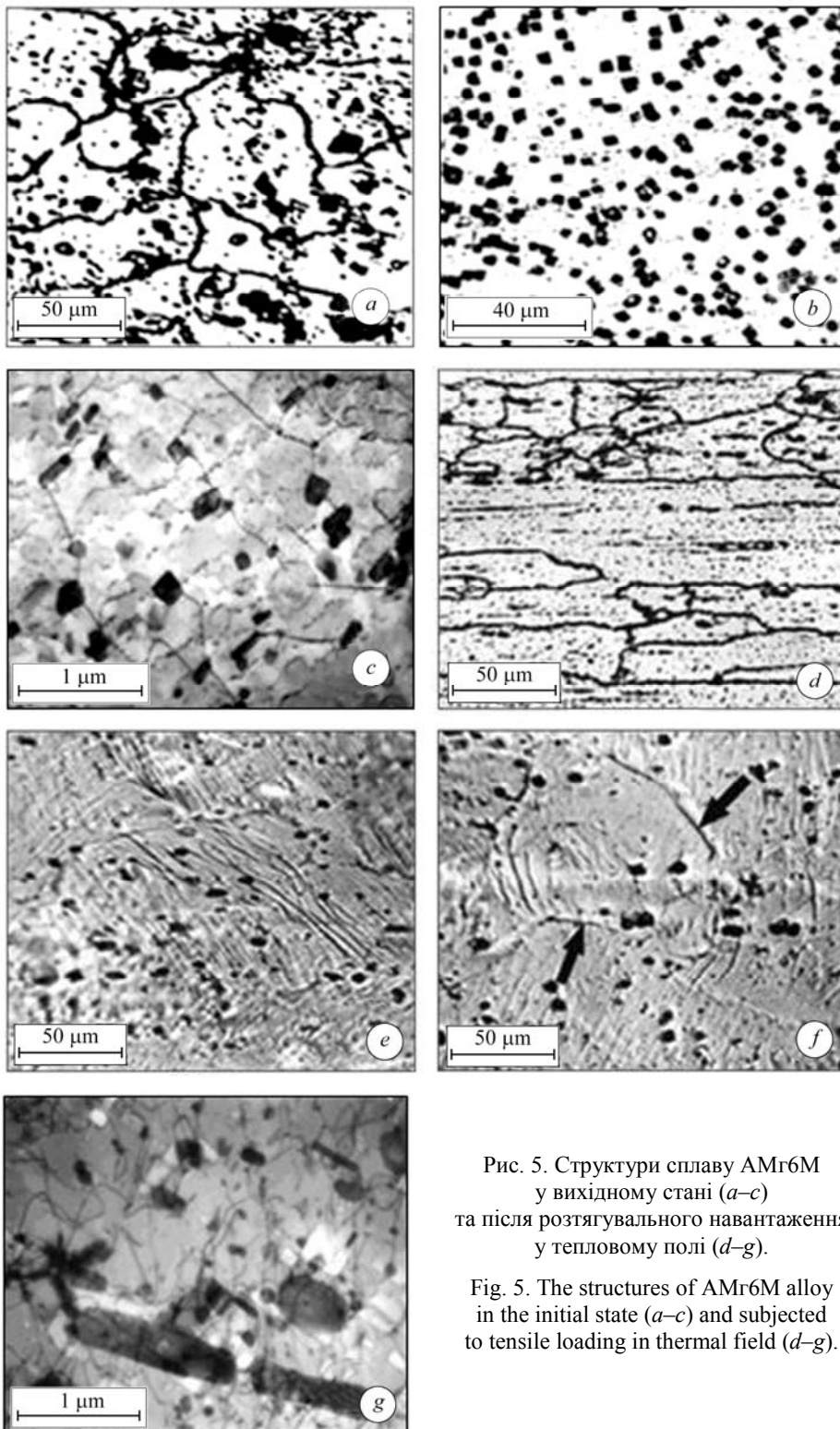


Рис. 5. Структури сплаву АМг6М у вихідному стані (a-c) та після розтягувального навантаження у тепловому полі (d-g).

Fig. 5. The structures of AMg6M alloy in the initial state (a-c) and subjected to tensile loading in thermal field (d-g).

Результати мікроструктурних досліджень та еволюція дислокаційної картини якісно узгоджуються з отриманими результатами оцінки механічних характеристик сплаву АМг6М.

На рис. 5а наведена структура сплаву у вихідному стані, яка відзначається зернистою будовою матеріалу з численними включеннями другої фази як по межах зерен, так і рівномірно розподіленими в матриці зерна. Дислокаційна картина у вигляді ямок травлення, які ідентифікуються як виходи дислокацій на поверхню, досить однорідна (рис. 5b). Електронно-мікроскопічні дослідження ілюструють практично прямі лінії ковзання й частинки другої фази (рис. 5c).

Приклавши розтягувальне навантаження в тепловому полі та витримавши зразок впродовж приблизно половини часу до руйнування в режимі повзучості, спостерігають текстуровану зернисту структуру (рис. 5d). При цьому дуже інтенсивно утворюються дефекти. Показано (рис. 5e) лінії ковзання, утворення яких пов'язане, очевидно, з підвищенням щільності дислокацій. Слід відзначити, що в сусідніх зернах лінії ковзання мають різний напрямок. Це свідчить про те, що кожне зерно деформується по-різному, зміщуючись відносно один одного. За порушення зв'язку між ними з'являються міжзеренні тріщини (показано стрілками на рис. 5f). Електронно-мікроскопічні дослідження виявили під час деформації розтріскування включень у напрямку, перпендикулярному дії навантаження (рис. 5g).

Дислокаційна картина деформованого розтягненням сплаву АМг6М неоднорідна з явними максимумами та мінімумами за щільністю ямок травлення (рис. 6a). З'являються досить довгі дислокаційні лінії, які в низці випадків закріплені дрібними частинками включень (рис. 6b). Іноді спостерігають мікротріщини по межах зерен (показано стрілками на рис. 6c). Межі зерен можуть стати джерелом зародження дислокацій (рис. 6d).

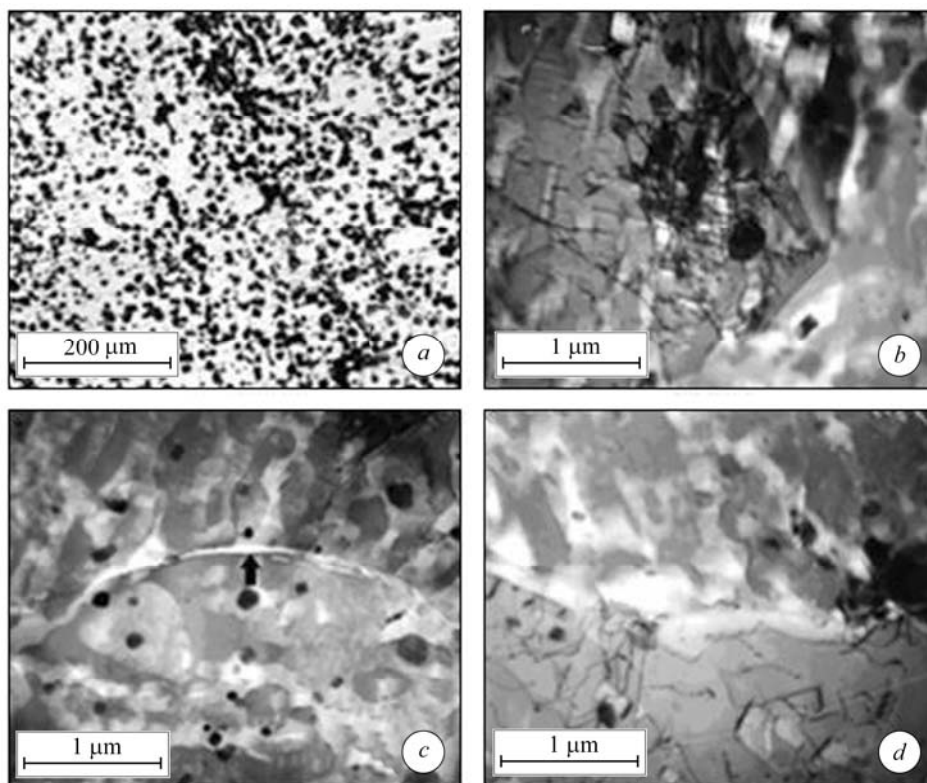


Рис. 6. Дислокаційна структура сплаву АМг6М в умовах квазістатичного розтягу.

Fig. 6. Dislocation structure of AMg6M alloy under quasi-static tension.

Інтенсивні стискальні навантаження підвищують щільність дислокацій. При цьому спостерігають ламані дислокаційні лінії (рис. 7a). Електронно-мікроско-

під час дослідження показали численні дислокаційні петлі (рис. 7b). Дрібні частинки включень не є ефективними бар'єрами для дислокацій (рис. 7c). Біля великих частинок щільність дислокації трохи вища (рис. 7d).

Заліковування мікропор і мікротріщин супроводжується появою навколо них інтенсивних слідів пластичної деформації (рис. 7e, f). Їхнє утворення пов'язане, очевидно, з емісією порами дислокаційних петель.

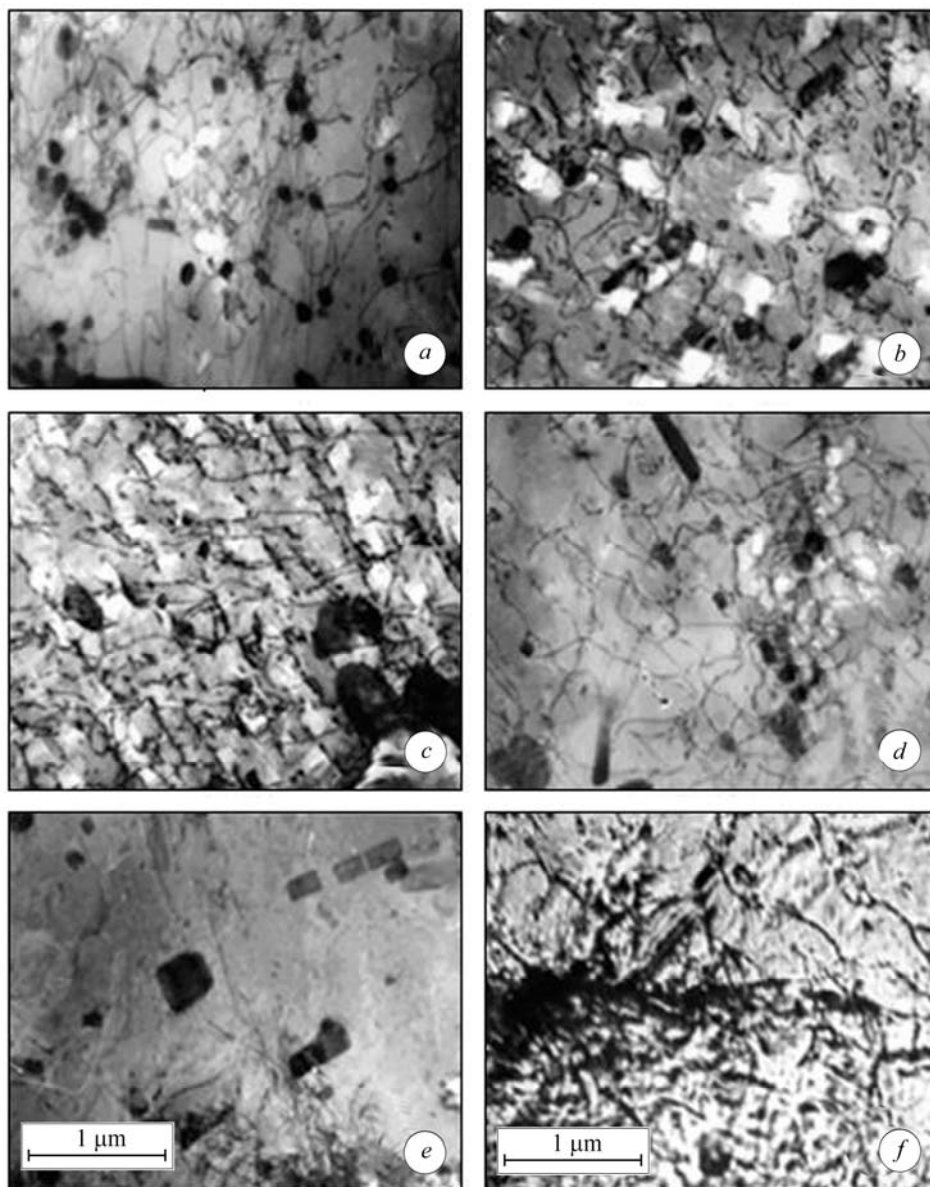


Рис. 7. Мікроструктура сплаву АМг6М, підданого високотемпературному стискальному навантаженню.

Fig. 7. Microstructure of AMr6M alloy subjected to high-temperature compressive loading.

Таким чином, дослідження показали, що ріст і заліковування дефектів під навантаженням у сплаві АМг6М визначають дислокаційні механізми. Дефекти або заліковуються під стискальним навантаженням, розпадаючись на дислокаційні петлі, або зростають за розтягувального навантаження, випускаючи міжвузлові

петлі. Відпал зразків після стискального навантаження підвищує пластичність матеріалу.

Проміжна енергетична обробка сплаву АМг6М під час випробувань на повзучість поліпшує його характеристики короткочасної і довготривалої міцності. Ефект зміцнення тут обумовлюється як заліковуванням дефектів, так і підвищенням щільності дислокацій.

Встановлені залежності характеристик міцності сплаву АМг6М від енергетичної обробки можуть бути використані в технологічних процесах одержання напівфабрикатів, а також у зварювальному виробництві.

#### **ВИСНОВКИ**

Запропоновано спосіб енергетичної обробки сплаву АМг6М в умовах повзучості, який дає змогу суттєво підвищити час до руйнування.

Встановлено, що енергетична обробка сплаву АМг6М за схемою II дає можливість наблизити його за міцнісними властивостями до сплаву 01570, легованого скандієм, що належить до тієї ж системи Al–Mg, але суттєво дорожчий.

*РЕЗЮМЕ.* Исследовано влияние промежуточной энергетической обработки в условиях ползучести образцов сплава АМг6М на механические характеристики и эволюцию микроструктуры материала. Выявлено, что комбинированная энергетическая обработка, включающая действие растягивающих и сжимающих нагрузок в тепловом поле с последующей ударной ультразвуковой обработкой, повышает время до разрушения образцов сплава АМг6М и показатели кратковременной прочности материала. Показано, что улучшение прочностных характеристик исследуемого сплава достигается за счет залечивания дефектов и повышения плотности дислокаций, обеспечивающего деформационное упрочнение.

*SUMMARY.* The influence of intermediate energy processing in the conditions of АМг6М alloy specimens creep on mechanical characteristics and evolution of the material microstructure has been investigated. It has been found that the combined energy processing, including tensile and compressive stresses action in thermal field with following impact ultrasonic treatment, increases the time to failure of АМг6М alloy specimens and indices of materials short-time strength. It is shown that the improvement of strength characteristics of the investigated alloy is obtained by the healing of defects and increase of the dislocation density that provides strain hardening.

1. Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М.: МИСИС, 2001. – 413 с.
2. Фридляндер И. Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
3. Синергетика и фракталы в материаловедении / В. С. Иванова, А. С. Баланкин, И. М. Буши, А. А. Оксогоев. – М.: Наука, 1994. – 383 с.
4. Иванова В. С., Баланкин А. С., Банных О. А. Синергизм механических свойств и экстремальных технологий управления структурой материала // Металлы. – 1992. – № 2. – С. 11–27.
5. Патент № 46841. Спосіб зміцнення металевих матеріалів / Є. С. Переверзєв, Д. Г. Борщевська, В. Д. Рябчій, В. Ф. Бутенко. – Опубл. 11.01.2010; Бюл. № 1.
6. Патент № 56740. Спосіб підвищення довговічності металевих матеріалів / Д. Г. Борщевська, В. Д. Рябчій, В. Ф. Бутенко, А. В. Ханнанов. – Опубл. 25.01.2011; Бюл. № 2.
7. Петров В. А., Башкарев А. Я., Веттегрень В. И. Физические основы прогнозирования долговечности конструкционных материалов. – С.-Петербург: Политехника, 1993. – 475 с.
8. Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и свойства поверхностных слоев железа и некоторых сталей / В. В. Горюшин, В. П. Кривых, Г. И. Прокопенко, В. Л. Свечников // Прочность материалов и элементов конструкций при звуковых и ультразвуковых частотах нагружения. – К.: Наук. думка, 1980. – С. 137–140.

*Одержано 09.08.2010*