

## Оцінка локальної деформації сплаву АМгб за переміщенням розтрісканих включень

П. В. Ясній, В. Б. Гладьо

Тернопільський державний технічний університет ім. Івана Пулюя, Тернопіль, Україна

*Засобами електронної просвічуючої мікроскопії досліджено статистичні параметри розтріскування крихких включень другої фази в матриці сплаву АМгб при розтязі. Виявлено лінійну залежність між макропластичною деформацією досліджуваних зразків і відносним переміщенням розтрісканих включень. Пропонується використовувати розтріскані включення другої фази як індикатори макропластичної деформації матриці. Запропоновано методику експертної оцінки пластичної деформації матриці при розтязі матеріалів, що базується на аналізі переміщень розтрісканих включень другої фази.*

**Ключові слова:** розтріскування, крихкі включення, макропластична деформація, статистичні параметри.

**Вступ.** У зміцнених частинками металів тверді включення переважно збільшують міцність і твердість, а пластична матриця надає матеріалу в'язкості і пластичності. При деформуванні пластичних металів із частинками внаслідок руйнування останніх або розривів на поверхнях розділення між частинками і матрицею виникають пори. Можна навести наступні приклади розтріскування твердих частинок [1]: руйнування частинок гідриду цирконію в сплавах Zr–H, частинок стрижневої форми  $(Fe, Cr)_{23}C_6$  в аустенітній нержавіючій сталі, частинок карбіду заліза в сталях, частинок кремнію в сплавах Al–Si.

Розтріскування частинок значною мірою залежить від їх форми. Показано [2], що напруження в еліптичних і циліндричних включеннях однорідні і вдвічі перевищують напруження в матриці, якщо форма включення близька до сферичної, а у витягнутих включеннях напруження ще більші. Локальні напруження в матриці, в свою чергу, визначаються прикладеним напруженням і деформаційним зміцненням матриці поблизу включень. За умов значної деформації частинки включень можуть розвертатися, а їхня орієнтація залежить від історії деформування матеріалу.

Промислові алюмінієві сплави містять включення частинок другої фази, що поділяються на три класи [3]: масивні включення; дисперсоїди; виділення, які зміцнюють матрицю (наприклад, частинки  $\theta$ -фази в сплавах серії 2000). При деформуванні алюмінієвих сплавів частинки перших двох класів приймають участь у в'язкому руйнуванні, а участь частинок третього класу стає помітною лише в сплавах високої чистоти.

При експертній оцінці руйнувань елементів конструкцій за значної їх деформації або втрати первісної форми одним із важливих завдань є визначення величини пластичної деформації (історії навантаження) досліджуваних елементів конструкцій, встановити яку геометричними замірами деталі неможливо. Одним із перспективних шляхів у цьому напрямку є розробка методів оцінки історії навантаження на основі аналізу мікроструктури матеріалу.

Мета даного дослідження – аналіз засобами електронної просвічуючої мікроскопії мікроструктурних змін у включеннях частинок другої фази в алюмінієвому сплаві АМг6 за одновісного розтягу і повзучості і розробка методики експертної оцінки величини пластичної деформації.

**Методика досліджень.** Досліджували гладкі циліндричні зразки з алюмінієвого сплаву АМг6 після випробувань на повзучість, динамічну повзучість, а також на опір короткотривалому руйнуванню за умов одновісного квазістатичного і комбінованого розтягу [4, 5]. Зразки діаметром 10 мм виточували з прокату в первісному стані без додаткової термообробки і випробовували на сервогідравлічній машині СТМ-100 при температурі 293 К. Схеми навантаження зразків показано на рис. 1.

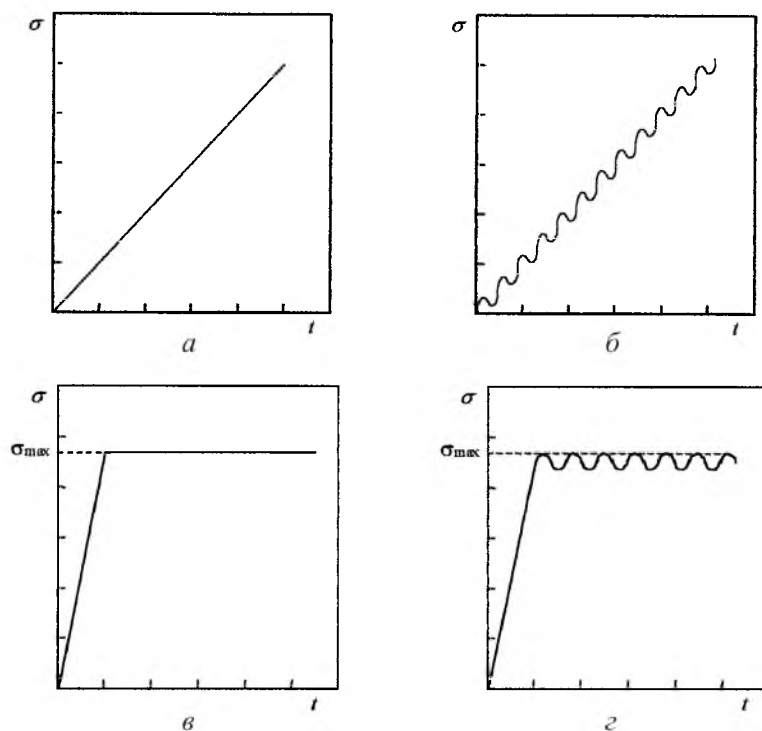


Рис. 1. Схеми навантаження зразків зі сплаву АМг6: *a* – квазістатичний розтяг (I); *б* – комбінований розтяг (II); *в* – повзучість (III); *г* – динамічна повзучість (IV).

За першою схемою (I) зразки розтягували зі швидкістю зростання умовного статичного напруження  $\dot{\sigma} = 1,6$  МПа/с [4]. За другою схемою (II) на розтяг зі швидкістю  $\dot{\sigma} = 1,6$  МПа/с накладалося циклічне синусоїдальне навантаження частотою  $f = 25$  Гц і амплітудою  $\sigma_a = \pm 25$  МПа. В умовах одновісного розтягу відбувалося в'язке руйнування зразків з утворенням шийки конусного типу. Повзучість (III) і динамічну повзучість (IV) досліджували при чотирьох рівнях максимального напруження [5]. У випадку динамічної повзучості на статичне навантаження накладалося циклічне синусоїдальне навантаження частотою  $f = 25$  Гц і амплітудою  $\sigma_a = \pm 25$  МПа. Режими навантаження і значення пластичної деформації для всіх схем випробувань наведено в табл. 1.

Т а б л и ц я 1

## Режими навантаження і пластична деформація сплаву АМг6

Схеми навантаження	Тип випробування	$\sigma_{\max}$ , МПа	$\sigma_a$ , МПа ( $f = 25$ Гц)	$\dot{\sigma}$ , МПа/с	$\tilde{\Psi}$
I	Квазістатичний розтяг	0	0	1,6	0,189...0,575
II	Комбінований розтяг	0	$\pm 25$	1,6	0,178...0,575
III	Повзучість	300	0	0	0,043
		320	0	0	0,065
		340	0	0	0,09
		355	0	0	0,139
IV	Динамічна повзучість	300	$\pm 25$	0	0,034
		320	$\pm 25$	0	0,057
		340	$\pm 25$	0	0,073
		355	$\pm 25$	0	0,097

Макропластичну деформацію зразків розраховували за дійсним поперечним звуженням:

$$\tilde{\Psi} = \ln \frac{F_0}{F_k}, \quad (1)$$

де  $F_0$ ,  $F_k$  – відповідно початкова і кінцева площа поперечного перерізу.

Після випробувань за схемами I, II поперечне звуження зразків змінюється від 0,178 до 0,575. У зразках, досліджуваних за схемами III, IV, в залежності від прикладеного напруження, поперечне звуження складає 0,034...0,139. Таким чином, загальний діапазон досліджуваних звужень за різними схемами випробувань змінюється від 0,034 до 0,575.

Мікроструктурні зміни досліджували на електронному просвічуючому мікроскопі ПЕМ-125 К. Об'єкти для дослідження методом тонких фольг вирізали у поздовжньому напрямку з деформованих і зруйнованих зразків, а також із недеформованого прокату в первісному стані. Для кожного об'єкта фіксувалося поперечне звуження зразка у місці вирізу. Фольги для електронно-мікроскопічного дослідження готували за відомою методикою [6]. На кінцевому етапі підготовки об'єктів здійснювали струминне полірування фольги в електроліті складом 30%  $\text{HNO}_3$  + 70%  $\text{CH}_3\text{OH}$ .

**Результати досліджень.** Електронно-мікроскопічні дослідження фольги на провіт виявили в матриці  $\alpha$ -твердого розчину магнію в алюмінії включення частинок другої фази. За рахунок різної проникаючої здатності матриці та включень в електронному пучку утворюється добре помітний контраст зображення (темні включення на фоні світлої матриці). Частинки другої фази рівномірно розподілені в об'ємі зерен. Переважного розташування частинок на границях зерен не виявлено.

Включення можна поділити на два типи. До першого відносяться масивні частинки середнім розміром 5,0 мкм. Вони в основному мають округлу і витягнуту форми. Другий тип складають дисперсоїди правильної циліндричної форми. Їх середня довжина 0,80 мкм, діаметр 0,10 мкм. Дисперсоїди витягнуті в напрямку прокату заготовки. Максимальне відхилення осі дисперсоїдів від осі зразка сягає до  $10^\circ$ . У недеформованому матеріалі первісного стану включення обох типів мають суцільну форму.

При дослідженні деформованих за схемами I–IV зразків виявлено розтріскування масивних частинок і дисперсоїдів (рис. 2). Розтріскування окремих включень починається при звуженні  $\tilde{\Psi} = 0,043$ , при  $\tilde{\Psi} = 0,034$  розтріскування не помічено. Руйнування частинок відбувається переважно перпендикулярно до напрямку навантаження. У залежності від геометричних параметрів (співвідношення довжини і діаметра) частинки розтріскувалися на два–сім окремих фрагментів, між якими утворилися порожнини. Деякі масивні частинки практично кришаться при руйнуванні (рис. 2,а). Дисперсоїди розтріскуються на фрагменти приблизно однакової довжини. Розмір утворених при розтріскуванні порожнин збільшується зі зростанням рівня пластичної деформації досліджуваних зразків. Розглядаючи порожнини, утворені включеннями, що розкололися на декілька фрагментів, можна помітити, що вони мають різні розміри (рис. 2,б,в,г). Це вказує на поступове розтріскування включень при збільшенні деформації зразків. Окрім того, розтріскані частинки одного типорозміру за однакових значень  $\tilde{\Psi}$  мають порожнини різних розмірів, що свідчить про локальну неоднорідність величини пластичної деформації в досліджуваних мікрооб'єктах.

При звуженні  $\tilde{\Psi} > 0,3$  відмічається зміщення і поворот розтрісканих фрагментів одного включення відносно осі розтягу (рис. 2,д,е). Згин включень непомічений, вісь окремого фрагменту розтрісканого включення залишається прямолінійною. Шийка на включеннях при розтріскуванні не утворюється. Отже, має місце крихке руйнування частинок обох типів. Мало видовжені дисперсоїди, форма яких наближається до сферичної, залишаються незруйнованими навіть при максимальній деформації (схеми I, II) у шийках зразків.

За допомогою електронно-мікроскопічних фотографій досліджуваних ділянок зразків із різними значеннями поперечного звуження проводили вимірювання геометричних параметрів і статистичний аналіз кількості розтріскувань кожного включення.

При цьому визначали початковий коефіцієнт форми розтрісканих включень  $\alpha_0$  як відношення початкової довжини  $l_0$  до діаметра  $d$  включення [1]. Коефіцієнт форми характеризує потенційну здатність включень до розтріскування. Статистична залежність кількості розтріскувань включень  $n$  від початкового коефіцієнта форми  $\alpha_0$  показана на рис. 3.

Визначено також коефіцієнт форми фрагментів  $\alpha$ , утворених після розтріскування включень. Побудовано залежність такого коефіцієнта від поперечного звуження  $\tilde{\Psi}$  (рис. 4,а) за різних схем навантаження.

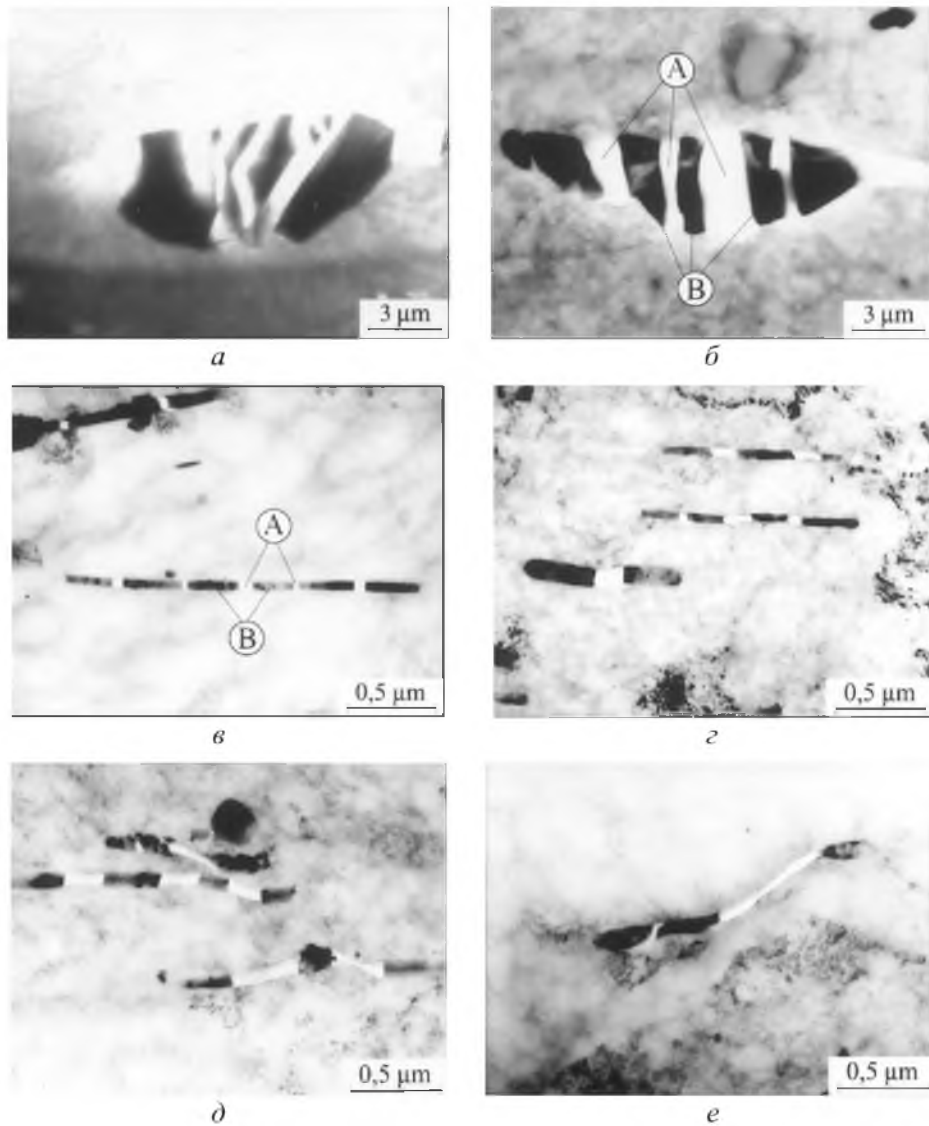


Рис. 2. Розтріскані масивні частинки (*a, б*) і дисперсоїди (*в–е*) деформованого сплаву АМг6: *a* – розкришена частинка,  $\Psi = 0,523$ ; *б, в, г* – нерівномірні довжини утворених порожнин, відповідно  $\tilde{\Psi} = 0,575, 0,189$  і  $0,421$ ; *д, е* – зміщення фрагментів відносно осі розтягу для  $\tilde{\Psi} = 0,575$  (*A* – порожнини, *B* – фрагменти).

Виходячи з припущення, що при деформації об'єм тіла не змінюється ( $F_0 l_0 = F_k l_k$ ), маємо, що дійсне поперечне звуження дорівнює дійсному відносному видовженню зразка  $\tilde{\Psi} = e$ . Отже, для порівняння деформації зразка  $\tilde{\Psi}$  і переміщення розтрісканих включень розраховували відносне переміщення розтрісканих включень в об'ємі матриці за формулою

$$e = \ln \frac{l_k}{l_0}, \quad (2)$$

де  $l_0$  – початкова довжина включення;  $l_k$  – довжина розтрісканого включення.

На основі експериментально отриманих даних побудовано залежність відносного переміщення розтрісканих включень обох типів  $e$  від поперечного звуження зразків  $\bar{\Psi}$  за різних схем навантаження (рис. 4,б).

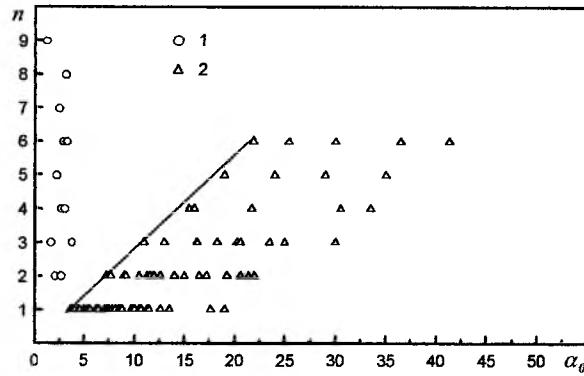


Рис. 3. Залежність кількості розтріскувань масивних частинок (1) і дисперсоїдів (2) у сплаві АМг6 від початкового коефіцієнта форми для всіх схем навантаження.

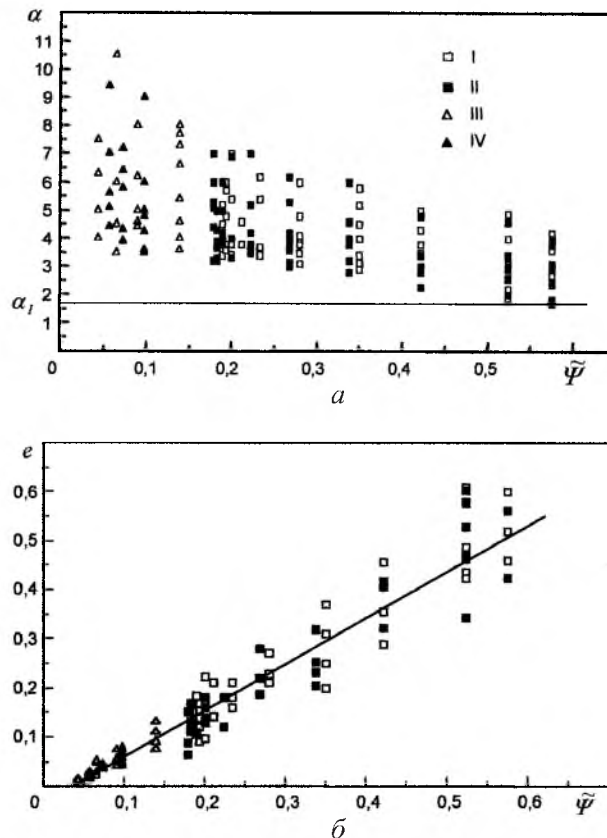


Рис. 4. Залежність коефіцієнта форми фрагментів дисперсоїдів, утворених після розтріскування (а), і відносного переміщення включень (б) від поперечного звуження зразків зі сплаву АМг6 за різних схем навантаження. (Умовні позначення див. у табл. 1).



**Обговорення результатів.** Результати досліджень свідчать про різний характер розтріскування масивних частинок і дисперсоїдів (рис. 3). Масивні частинки з коефіцієнтом форми від 1,5 до 3 руйнуються на декілька фрагментів, кількість яких неістотно залежить від коефіцієнта форми. Аналіз розтріскувань дисперсоїдів вказує на чітку залежність максимальної кількості розтріскувань від коефіцієнта форми. У залежності від напруження в матриці і коефіцієнта форми частинок дисперсоїди розтріскуються певну кількість разів, але при досягненні фрагментом коефіцієнта форми 3,4 подальшого розтріскування не відбувається. Дисперсоїди з початковим коефіцієнтом форми  $\alpha_0 < 3,4$  залишаються незруйнованими при максимальній деформації матриці в шийці зразка.

Залежність максимальної кількості розтріскувань дисперсоїдів від коефіцієнта форми апроксимуємо лінійною функцією (пряма на рис. 3). Отже, максимальну кількість розтріскувань дисперсоїдів  $n$  можна визначити за залежністю

$$n = \frac{\alpha_0}{3,4}, \quad (3)$$

в якій до уваги беруться лише цілі значення числа  $n$ .

Залежність коефіцієнта форми фрагментів дисперсоїдів, утворених після розтріскування, від поперечного звуження зразків із сплаву АМгб за різних схем навантаження представлена на рис. 4,а. При збільшенні деформації зменшується коефіцієнт форми утворених частинок. Незалежно від схеми навантаження існує порогове (мінімальне) значення коефіцієнта форми фрагментів, утворених при розтріскуванні дисперсоїдів:  $\alpha_1 = 1,7$ .

Відомо дві теоретичні моделі для дослідження розтріскування частинок [1]: за механізмом навантаження волокон і за механізмом скупчення дислокацій. В обох моделях локальне підвищення напружень, необхідне для розвитку тріщин через включення, забезпечується ковзанням матриці. Згідно з першим механізмом, збільшення напружень пов'язане з коефіцієнтом форми, а за другим механізмом – із довжиною вільного ковзання в матриці. Розглядаючи видовжені в напрямку прокату включення як короткі волокна, навантаження на включеннях доцільно розраховувати за механізмом навантаження волокон. За цим механізмом приймається [7], що напруження зсуву в матриці, яка взаємодіє з волокном, призводять до зростання напружень розтягу у волокні при збільшенні відстані від кінця волокна (рис. 5). Відповідно існує критична довжина  $l_c$ , на якій може бути досягнуте максимальне напруження  $\sigma_f$  у волокні. Отже, при збільшенні деформації матриці, після досягнення деформації руйнування волокон, останні руйнуються надалі на все дрібніші частинки, мінімальна довжина яких визначається максимально можливою передачею дотичних зусиль на одиницю поверхні волокон і дорівнює  $l_c/2$ .

Відношення критичної довжини волокна до його діаметра визначається за формулою [7]

$$\frac{l_c}{d_f} = \frac{\sigma_f}{2\tau_m}, \quad (4)$$

де  $l_c$  – критична довжина волокна;  $d_f$  – діаметр волокна;  $\sigma_f$  – максимальне напруження у волокні;  $\tau_m$  – середнє дотичне напруження на поверхні волокна.

Аналізуючи нерівномірні розміри порожнин, утворених на включеннях, що розтріскулися на декілька фрагментів, можна зробити висновок, що розтріскування відбувалося декілька разів упродовж деформування матриці, доки довжина фрагментів не зменшилася до критичної довжини. Із формули (4) критична довжина визначається як

$$l_c = \frac{\sigma_f d_f}{2\tau_m}. \quad (5)$$

Експериментально отримане співвідношення критичної довжини дисперсоїдів до діаметра  $\alpha = 3,4$  вдвічі менше мінімального співвідношення довжини до діаметра фрагментів, утворених після розтріскування дисперсоїдів,  $\alpha_i = 1,7$ , що узгоджується з теоретичною мінімальною довжиною передачі дотичних зусиль на одиницю поверхні  $l_c/2$ .

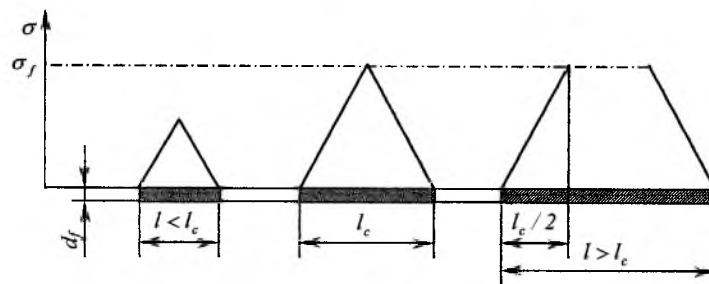


Рис. 5. Схема напружень розтягу у включеннях у залежності від критичної довжини  $l_c$  [7].

Аналіз експериментально отриманої залежності відносного переміщення включень  $e$  від звуження  $\tilde{\Psi}$  досліджуваних зразків (рис. 4,б) свідчить, що незалежно від схеми навантаження експериментальні дані знаходяться в межах однієї смуги розкиду. Цей розкид відносного переміщення частинок пов'язаний з локальною неоднорідністю протікання пластичної деформації в мікрооб'ємах матриці. Отримані значення відносного переміщення частинок у залежності від поперечного звуження зразків можна апроксимувати лінійною регресією:

$$e = A + B\tilde{\Psi}, \quad (6)$$

де  $A, B$  – коефіцієнти регресії.

Коефіцієнт  $A$  визначає мінімальну пластичну деформацію матриці, необхідну для початку процесу розтріскування частинок. Значення коефіцієнта  $B$  залежить від величини проковзування частинки в матриці під час пластичної деформації. Розрахунок коефіцієнтів лінійної регресії проведено методом найменших квадратів. Конкретні значення коефіцієнтів регресії, їх середньоквадратичні похибки і коефіцієнт кореляції наведено в табл. 2.



Коефіцієнти лінійної регресії  $A$  і  $B$ 

Коефіцієнти	Значення	Середньоквадратична похибка	Коефіцієнт кореляції
$A$	-0,03458	0,00974	0,94832
$B$	0,94781	0,03325	

Наближення коефіцієнта кореляції до одиниці вказує на істотну взаємозалежність досліджуваних величин  $e$  і  $\tilde{\Psi}$ .

Отримане рівняння регресії (6) може бути використане для визначення залишкової деформації деталей і конструкцій зі сплаву АМг6 незалежно від схеми навантаження. Розтріскані частинки другої фази можна розглядати як індикатори переміщень в'язкої матриці за пластичної деформації чи деформації повзучості. Таким чином, на основі аналізу геометричних параметрів розтрісканих включень частинок другої фази з урахуванням залежності (6) можна запропонувати методику експертної оцінки величини пластичної деформації деталей і елементів конструкцій зі сплаву АМг6 після одноразового перевантаження або короткотривалої повзучості (динамічної повзучості). Щоб визначити рівень пластичної деформації розтягу, з досліджуваної деталі з невідомим рівнем пластичної деформації уздовж напрямку деформації вирізають об'єкти для електронно-мікроскопічних досліджень. При цьому готується фольга для дослідження об'єктів на просвіт. Засобами електронної просвічуючої мікроскопії досліджується значення відносного переміщення  $e$  розтрісканих частинок (індикаторів). За отриманим значенням  $e$  визначають невідому макропластичну деформацію розтягу досліджуваної деталі зі сплаву АМг6 за допомогою залежності

$$\tilde{\Psi} = \frac{e - A}{B}. \quad (7)$$

Експертну оцінку пластичної деформації можна провести для іншого матеріалу, який містить крихкі включення частинок другої фази. Для цього необхідно здійснити випробування в умовах одновісного розтягу зразків із заданого матеріалу в первісному стані, дослідити їх поперечне звуження і засобами електронної просвічуючої мікроскопії визначити значення відносного переміщення розтрісканих частинок другої фази. За експериментально отриманими даними слід побудувати залежність відносного переміщення включень  $e$  від поперечного звуження зразків  $\tilde{\Psi}$ , апроксимувати отримані результати лінійною регресією (6) і розрахувати значення коефіцієнтів  $A$ ,  $B$  для заданого матеріалу. Для експертної оцінки пластичної деформації деталі із даного матеріалу необхідно засобами електронної просвічуючої мікроскопії визначити відносне переміщення розтрісканих частинок другої фази і за залежністю (7) з урахуванням конкретних значень коефіцієнтів  $A$ ,  $B$  розрахувати макропластичну деформацію деталі.

## Висновки

1. Пластичне деформування сплаву АМгб за одновісного розтягу або короткотривалої повзучості супроводжується розтріскуванням крихких включень другої фази (дисперсоїдів). Кількість розтріскувань залежить від коефіцієнта форми дисперсоїдів. Існує порогове значення коефіцієнта форми  $\alpha = 3,4$ , нижче якого розтріскування дисперсоїдів не відбувається.

2. Виявлено лінійну залежність між макропластичною деформацією розтягу зразків зі сплаву АМгб після одноразового перевантаження або короткотривалої повзучості та відносним переміщенням розтрісканих включень другої фази. Розтріскані дисперсоїди і масивні включення можуть бути використані як індикатори залишкової макроскопічної деформації матеріалу при розтязі.

3. Запропоновано методику експертної оцінки величини пластичної деформації деталей і елементів конструкцій матеріалів, що містять крихкі включення другої фази, яка передбачає проведення випробувань на розтяг зразків із даного матеріалу в первісному стані і побудову залежності переміщення розтрісканих включень від макродеформації зразка  $e - \tilde{\Psi}$ . Переміщення розтрісканих включень визначають за допомогою електронно-мікроскопічних досліджень.

Робота виконана за рахунок бюджетних коштів Державного фонду фундаментальних досліджень України.

## Резюме

Средствами электронной просвечивающей микроскопии исследованы статистические параметры растрескивания хрупких включений второй фазы в матрице сплава АМгб при растяжении. Обнаружено линейную зависимость между макропластической деформацией исследуемых образцов и относительным перемещением растрескавшихся включений. Предлагается использовать растрескавшиеся включения второй фазы в качестве индикаторов макропластической деформации матрицы. Предложена методика экспертной оценки пластической деформации растяжения материалов, базирующаяся на анализе перемещений растрескавшихся включений второй фазы.

1. Браутман Л., Крок Р. Композиционные материалы. Разрушение и усталость. – М.: Мир, 1978. – Т. 5. – 488 с.
2. Макклиток Ф. Пластические аспекты разрушения // Разрушение / Под ред. Г. Либовица. В 7 т. Т. 3. Инженерные основы и воздействие внешней среды. – М.: Мир, 1976. – С. 67 – 262.
3. Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов: Пер. с англ. / Под ред. К. Л. Бенерджи. – М.: Металлургия, 1988. – 552 с.
4. Ясній П., Галуцак М. Методика і деякі результати дослідження впливу циклічного навантажування на діаграми деформування сплаву АМгб // Вісник Терноп. держ. техн. ун-ту. – 1998. – 3. – № 4. – С. 62 – 66.

5. Ясній П. В., Галуцак М. П., Федак С. І., Подкозьїн В. Ю. Циклічна повзучість сплаву АМг6 // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2000. – № 1. – С. 43 – 46.
6. Гладько В. Методика і деякі результати дослідження мікроструктури алюмінієвого сплаву АМг6 // Тези доп. V Наук. конф. Терноп. держ. техн. ун-ту. – 2001. – С. 235.
7. *Физическое* металловедение / Под. ред. Р. У. Кана, П. Хаазена. 3-е изд., перераб. и доп.: В 3 т. Т. 2. Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами. – М.: Металлургия, 1987. – 624 с.

Поступила 20. 12. 2001