

МЕХАНІКА ТА МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 620.187.3

УДК 620.191.33

В.Гладьо; П.Ясній, докт.техн.наук; Я.Ковальчук, канд.техн.наук
Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя

МІКРОСТРУКТУРНА МОДЕЛЬ ПОРОГОВОЇ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ПЛАСТИЧНО ДЕФОРМОВАНОГО СПЛАВУ АМГ6

Засобами електронної просвічувальної мікроскопії досліджено мікроструктурні зміни в сплаві АМг6 після пластичного деформування розтягом, стиском, а також після випробування на циклічну тріщиностійкість в залежності від відстані до поверхні руйнування. Виявлено, що в сплаві АМг6 при однаковій, але протилежній за знаком залишковій деформації, еволюція мікроструктури має певні відмінності. В процесі росту втомної тріщини, незалежно від попередньої дислокаційної структури матеріалу, в межах пластичної зони утворюється однакова дислокаційна структура. Проаналізовано вплив мікроструктурних змін після попередньої пластичної деформації на порогове значення тріщиностійкості ΔK_{th} . Показано, що головним чинником зменшення порогу тріщиностійкості є зростання загальної густини дислокацій.

Відомо, що попередня пластична деформація істотно впливає на швидкість росту втомних тріщин і особливо порогову тріщиностійкість [1]. Зокрема, попередня пластична деформація сплаву АМг6 розтягом, стиском до рівня $e=0,1$ знижує поріг тріщиностійкості ΔK_{th} приблизно на 26-40%, в порівнянні з первісним станом матеріалу [2]. Оскільки попередня пластична деформація супроводжується значними змінами структури матеріалу, важливим є знаходження взаємозв'язку між мікроструктурними параметрами і пороговою тріщиностійкістю.

Частинки другої фази відіграють важливу роль в мікромеханізмах втомного руйнування конструкційних матеріалів. Армування алюмінієвого сплаву 6061-T6 частинками Al_2O_3 підвищує жорсткість, але знижує тріщиностійкість матеріалу, причому втомні тріщини зароджуються з включень [3]. Роль включень в ініціюванні і поширенні втомних тріщин, в залежності від розмірів частинок алюмінієвого сплаву 2024-T3, досліджено в праці [4]. Значне зниження межі витривалості сильно здеформованих зразків, коли поряд зі зміцненням спостерігається знеміцнення матеріалу, пов'язане з утворенням шпар і мікротріщин [5].

Добавка 0,75% Mn в алюмінієвий сплав серії 7xxx утворює дисперсну фазу, яка є бар'єром для руху дислокацій, сприяє перехресному ковзанню і однорідній деформації матеріалу. В результаті гомогенізації деформації збільшується час до зародження тріщин і руйнування матеріалу, зростає порогова тріщиностійкість ΔK_{th} [6]. Зниження порогу тріщиностійкості хромової сталі зі збільшенням амплітуди попереднього циклічного навантаження пов'язане з підвищенням густини дислокацій і формуванням коміркової дислокаційної структури [7].

Метою даної роботи є виявлення основних закономірностей впливу мікроструктури пластично деформованого матеріалу на порогову тріщиностійкість сплаву АМг6, а також виявлення взаємозв'язку між пороговою тріщиностійкістю і мікроструктурними параметрами зони залишкових деформацій біля поверхні руйнування берегів тріщини.

Досліджували засобами електронної просвічувальної мікроскопії мікроструктуру плоских зразків з алюмінієвого сплаву АМг6 після деформації одновісним статичним розтягом, стиском, а також зразків у недеформованому стані. Зразки, з робочою

ділянкою в поперечному перерізі 10×24 мм, виготовляли з прокатних циліндричних прутків в стані постачання. Рівень залишкової деформації розтягом становив $e = 0,05; 0,08; 0,10$, стиском $e = -0,05; -0,10$ [2]. Після цього на зразках робили надріз і вишували початкову тріщину. Крім того, випробуванням піддавали зразки з недеформованого матеріалу. Ріст втомних тріщин досліджували на сервогідравлічній випробувальній машині СТМ-100 при контрольованому розмахові зусилля з коефіцієнтом асиметрії циклу навантажування $R = 0, R = 0,1$ та $R = 0,7$ і частотою $f = 50$ Гц [2]. Випробування проводили при температурі 293 К. Після руйнування зразків досліджували засобами електронної просвічувальної мікроскопії мікроструктуру матеріалу на різній відстані від поверхні втомного руйнування.

Об'єкти для електронно-мікроскопічного дослідження первісного стану і попередньо деформованих зразків методом тонких фольг вирізували у поздовжньому напрямку зразків. Об'єкти для дослідження мікроструктури на різній відстані від поверхні втомного руйнування вирізували паралельно до поверхні руйнування з ділянок, що відповідають припороговій швидкості росту втомних тріщин. Фольги для дослідження в електронному просвічувальному мікроскопі ПЕМ-125К готували за методикою [8]. Для дослідження мікроструктури поверхні руйнування використовували метод одностороннього шліфування і одностороннього струминного електролітичного полірування об'єктів, щоб отримати тонку фольгу безпосередньо з неушкодженої поверхні руйнування зразків [9].

В первісному стані досліджуваного сплаву дислокаційна картина характеризується однорідною сітковою структурою, рівномірно розподіленою в об'ємі зерен, на границях і біля включень. В матриці сплаву присутні частинки другої фази, які можна поділити на два типи: масивні частинки переважно рівновісної форми середнім розміром 5,0 мкм, і дисперсоїди правильної циліндричної форми з середньою довжиною 0,80 мкм і діаметром 0,10 мкм. Дисперсоїди витягнуті в напрямку прокату заготовки. Металографічні дослідження виявили, що в поперечному перерізі зразків частинки обох типів рівномірно розподілені в матриці. Переважного розташування включень на границях зерен не виявлено. Площа включень в поперечному перерізі зразків складає приблизно 10% від загальної площі перерізу. В недеформованому матеріалі відсутнє розтріскування включень обох типів.

Еволюцію дислокаційної структури зразків після деформування розтягом або стиском, в порівнянні з первісним станом, спостерігали у всіх досліджуваних мікрооб'ємах. Із зростанням величини залишкової деформації розтягу і стиску зростає густина дислокацій. В умовах стиску загальна густина дислокацій значно більша, ніж при розтягу. Загальну густину дислокацій ρ_3 обчислювали як суму скалярної густини ρ і густини дислокацій в малокутових границях ρ_{zp} :

$$\rho_3 = \rho + \rho_{zp}. \quad (1)$$

Скалярну густину дислокацій ρ обчислювали методом січних, як число n точок перетину дислокацій з випадковими січними загальною довжиною L_0 , у фользі товщиною t [10]:

$$\rho = \frac{2n}{L_0 t}. \quad (2)$$

За розміром субзерен d і кутом їх розорієнтації Θ обчислювали густину дислокацій з вектором Бюргерса b в малокутових границях [10]:

$$\rho_{zp} = \frac{K\Theta}{bd}, \quad (3)$$

де K - коефіцієнт, який залежить від форми субзерен. Середні значення залежності загальної густини дислокацій матеріалу від попередньої пластичної деформації подані на рис. 1.

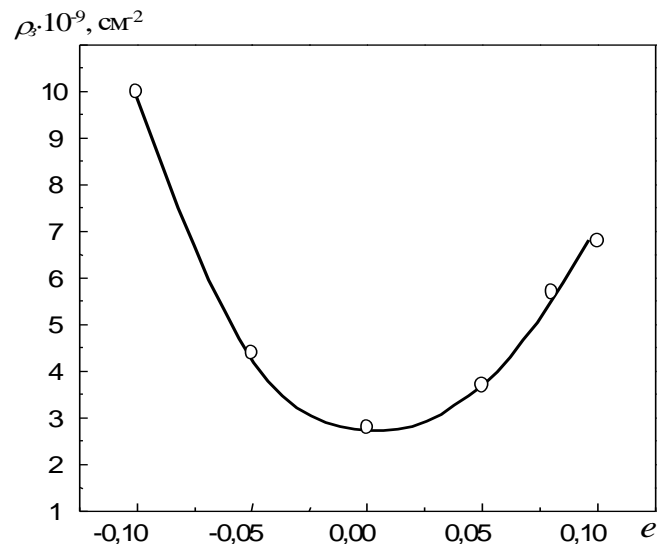


Рис. 1. Залежність загальної густини дислокацій сплаву АМг6 від попередньої пластичної деформації.

В зразках, деформованих розтягом ($e = 0,05; 0,08; 0,1$), виявили розтріскування масивних частинок і дисперсоїдів (рис. 2а). Частинки обох типів руйнувались перпендикулярно до напрямку дії навантаження. Між фрагментами розтрісканих частинок утворились пори. При збільшенні рівня деформації розмір пор збільшується. Також виявлено утворення пор в умовах розтягу відшаруванням окремих масивних частинок від матриці. В зразках, деформованих стиском, спостерігали розтріскування лише окремих масивних частинок в поздовжньому напрямку. Дисперсоїди в умовах стиску зберігають суцільну форму.

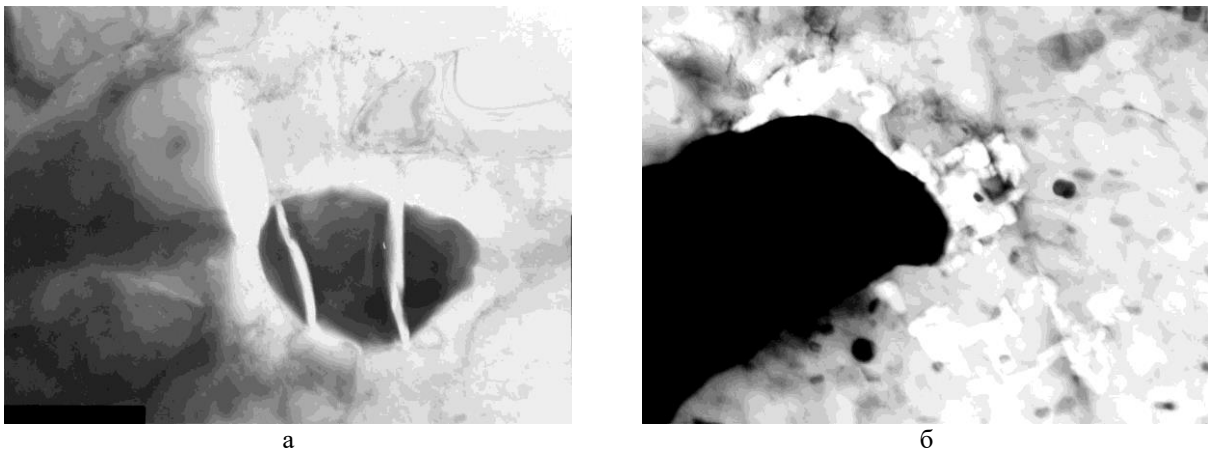


Рис. 2. Тріщини в сплаві АМг6 після пластичної деформації розтягом (а) $\times 8000$; стиском (б) $\times 15000$.

В зразках, деформованих стиском ($e = -0,1$), на відміну від деформованих розтягом, виявлено утворення мікротріщин відриву в матриці сплаву біля масивних включень. Мікротріщини виникли в певних кристалографічних площинах внаслідок локального вичерпання пластичності матеріалу (рис. 2б). Очевидно, в умовах стиску поперечна пластична деформація матриці біля масивних включень, які пластично не деформуються, відбувається в дуже скутих умовах, що забезпечує за вказаної деформації досягнення граничного стану і вичерпання пластичності матриці в локальних об'ємах. Мікротріщини виникли біля 50% масивних включень при деформації $e = -0,1$, при деформації $e = -0,05$ мікротріщини не виявлені. Приведений розмір мікротріщини приблизно в 2 рази більший від розміру включення.

Проведені після втомного руйнування зразків дослідження мікроструктури, на різній відстані від поверхні втомного руйнування, виявили певні закономірності в еволюції

дислокаційної структури. Розподіл скалярної і загальної густини дислокацій на відстані l від поверхні втомного руйнування для різних значень попередньої пластичної деформації зразків подано на рис. 3.

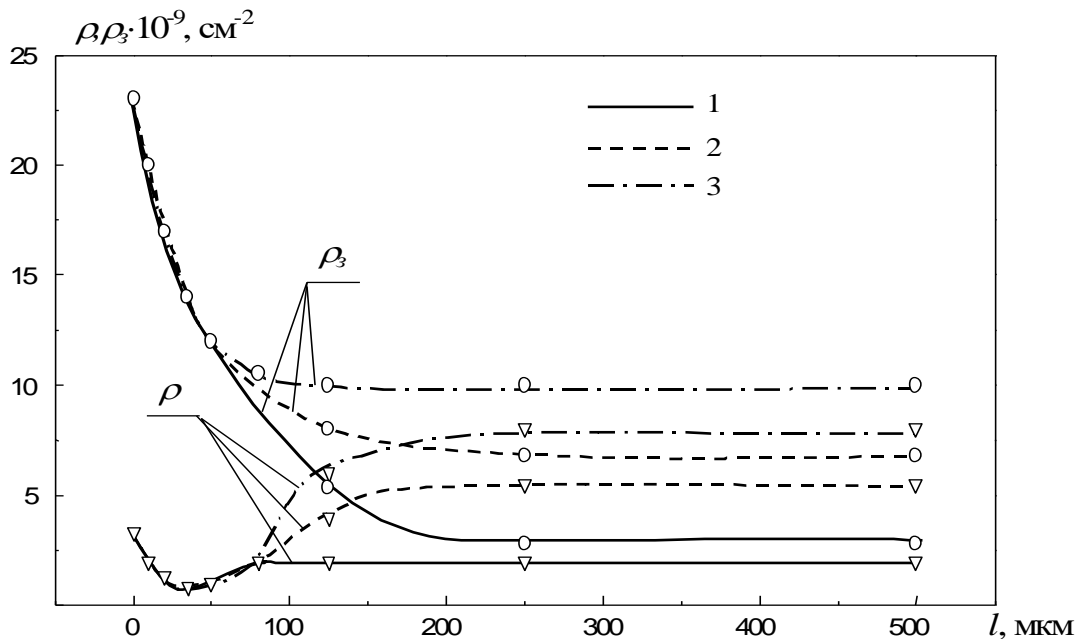


Рис. 3. Залежність скалярної ρ і загальної ρ_3 густини дислокацій в сплаві АМгб від відстані l до поверхні втомного руйнування після попередньої пластичної деформації зразків: $e = 0$ (1); $e = 0,1$ (2); $e = -0,1$ (3).

На відстані більшій 200 мкм від поверхні втомного руйнування дислокаційна структура подібна до структури зразків перед втомним випробуванням. В попередньо розтягнутих, стиснутих і недеформованих зразках зберігається сіткова дислокаційна структура із загальною густиною дислокацій, що відповідає рис. 1. Таким чином, тип дислокаційної структури і густина дислокацій з ділянок, що відповідають припороговій швидкості росту втомних тріщин, на відстані більшій 200 мкм від поверхні втомного руйнування залишаються незмінними в процесі росту втомної тріщини. Ближче до поверхні втомного руйнування, в межах від 2 мкм до 80 мкм, дислокаційна структура попередньо розтягнутих, стиснутих і недеформованих зразків однакова на відповідно однаковій відстані від поверхні втомного руйнування (див. рис. 3). Отже, в процесі росту втомної тріщини, незалежно від попередньої дислокаційної структури матеріалу, в приповерхневих шарах тріщин утворюється однакова дислокаційна структура. Типова дислокаційна структура, яка формується на відстані l від поверхні втомного руйнування, показана на рис. 4.

Аналіз мікроструктури берегів тріщини вказує, що в процесі циклічного пластичного деформування матеріалу біля вершини тріщини відбувається зміна типу дислокаційної структури. З поданих на рис. 3 результатів випливає, що на відстані 20–80 мкм від поверхні зламу спостерігається найменша скалярна густина дислокацій. Низькі значення скалярної густини дислокацій обумовлені утворенням розорієнтованої коміркової дислокаційної структури з формуванням малокутових границь. Як видно з рис. 4в, г, д, дислокації утворюють в матеріалі чіткі дислокаційні стінки з відсутністю дислокацій всередині комірок. Ближче до поверхні втомного руйнування розмір дислокаційних комірок зменшується (див. рис. 4а, б), відповідно зростає скалярна густина дислокацій. Геометрично розміри зони, де починає зростати скалярна густина дислокацій, задовільно корелюють з розмірами зони пластичної деформації r_n , визначеної за формулою [1]:

$$r_n = \frac{l}{8\pi} \left(\frac{\Delta K}{\sigma_T} \right)^2. \quad (4)$$

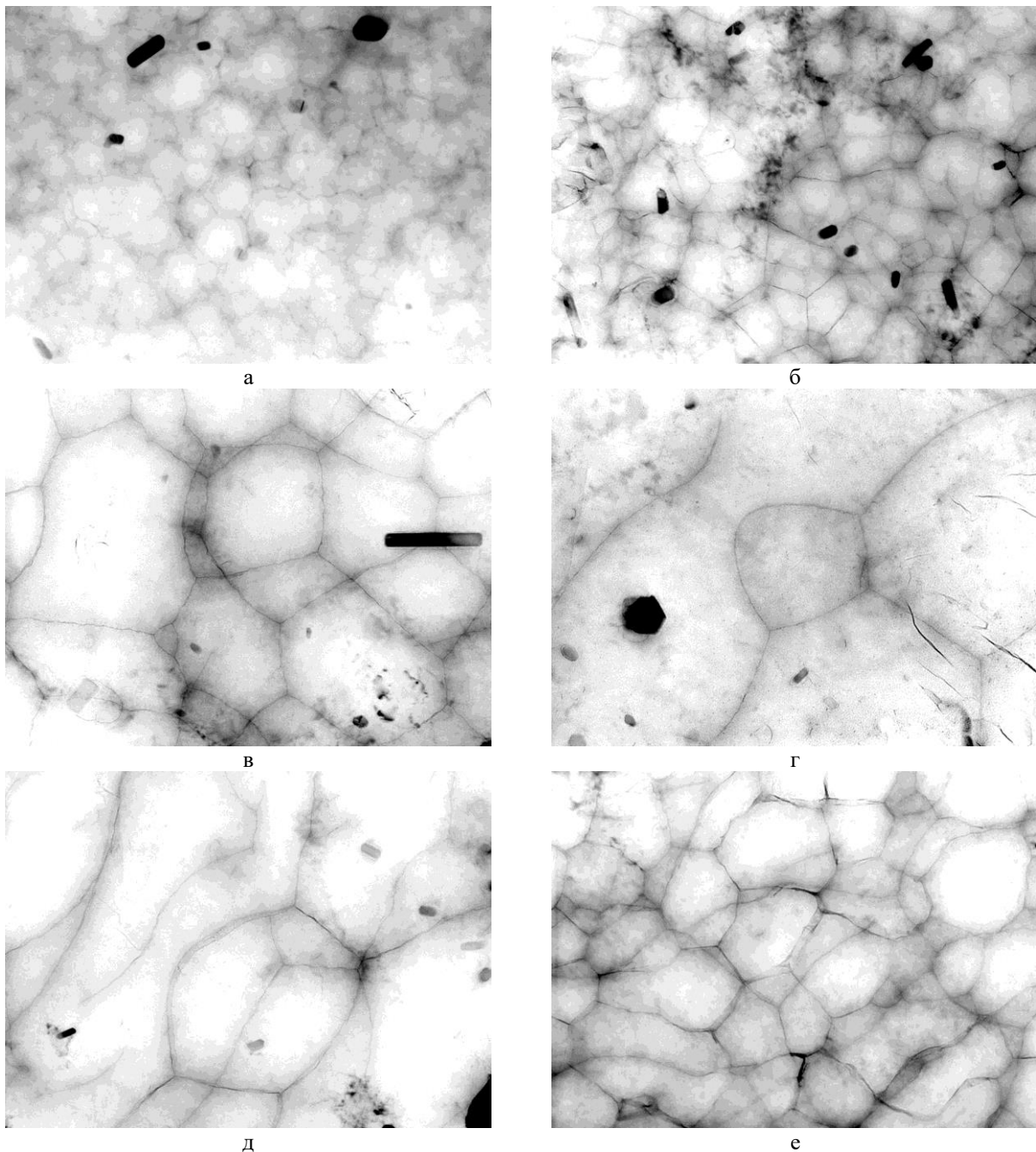


Рис. 4. Дислокаційна структура сплаву АМг6 на відстані l від поверхні втомного руйнування: а - $l=2$ мкм; б - $l=20$ мкм; в - $l=40$ мкм; г - $l=60$ мкм; д - $l=80$ мкм; е - $l=150$ мкм. $\times 30000$.

Ступінь розорієнтації субзерен визначали, аналізуючи мікродифракційні картини. Максимальну розорієнтацію субзерен, що складала до 5° , спостерігали безпосередньо на поверхні зламу. Оскільки в межах від 2 до 80 мкм від поверхні зламу більшість дислокацій скупчується в малокутових границях, загальна густина дислокацій значно зростає, незважаючи на зменшення скалярної густини дислокацій. Як видно з рис. 3, при наближенні до поверхні втомного руйнування зростає загальна густина дислокацій, досягаючи максимуму на поверхні зламу. Таким чином, в процесі росту втомної тріщини в її берегах утворюється розорієнтована коміркова дислокаційна структура з тенденцією до зменшення розміру комірки при наближенні до поверхні руйнування.

Попередня пластична деформація сплаву АМг6 розтягом, стиском зменшує розмах порогового коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK_{th} в порівнянні з недеформованим матеріалом [2]. Причому більш суттєве зниження ΔK_{th} спостерігається після стискування.

Залежності ΔK_{th} від попередньої пластичної деформації за різних значень коефіцієнта асиметрії циклу навантаження подано на рис. 5.

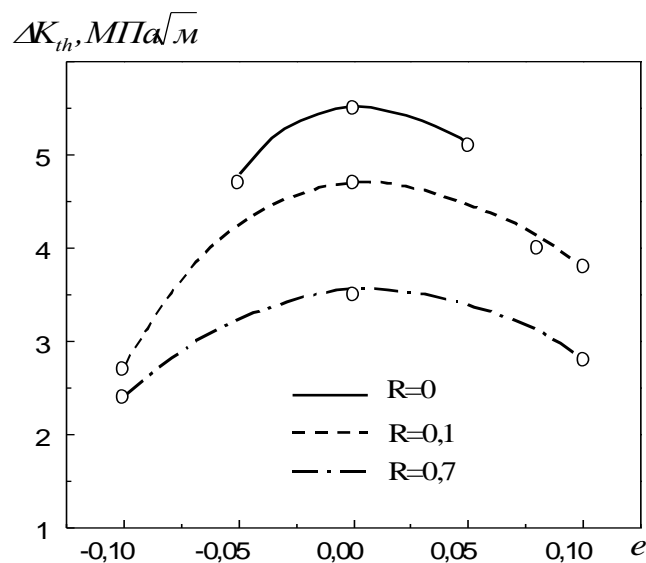


Рис. 5. Залежність порогових КІН сплаву АМг6 від попередньої пластичної деформації.

Як відомо, еволюція дислокаційної структури в різних умовах навантаження вказує, що руйнуванню передують наступні процеси: зародження і накопичення дислокацій, формування клубкових сплетінь, утворення рівновісної незамкнутої коміркової структури, витягування коміркової структури з формуванням смугової структури, утворення фрагментів з низькою густиною дислокацій в середині фрагментів [11]. Автори стверджують, що критична густина дислокацій, яка необхідна для формування коміркової структури залежить від умов навантаження, типу кристалічної решітки, основи сплаву і мікроструктури.

Зниження порогового коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK_{th} в попередньо пластично деформованих зразках в порівнянні з недеформованими зразками, очевидно, пов'язане з мікроструктурними змінами в матеріалі сплаву. Виявлені електронно-мікроскопічними дослідженнями зміни мікроструктури сплаву АМг6 після пластичної деформації доцільно розділити на два типи. Зміни першого типу - це розтріскування крихких включень другої фази в умовах розтягу (рис. 2а), а також утворення мікротріщин відриву, які виникли в певних кристалографічних площинах внаслідок локального вичерпання пластичності матеріалу в умовах стиску (рис. 2б). Зміни другого типу – це зміцнення матеріалу після попередньої пластичної деформації за рахунок зростання загальної густини дислокацій, яка в умовах стиску зростає більш інтенсивно, ніж в умовах розтягу (див. рис. 1). Очевидно, зміни обох типів впливають на зниження порогового коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK_{th} в попередньо пластично деформованих зразках в порівнянні з недеформованими зразками. Співставлення характеру структурних змін в сплаві АМг6 після випробування на циклічну тріщиностійкість (рис. 3) свідчить про те, що незалежно від попередньої дислокаційної структури матеріалу, в межах пластичної зони у вершині тріщини утворюється однакова дислокаційна структура. В процесі росту втомної тріщини формується розорієнтована коміркова дислокаційна структура з тенденцією до зменшення розміру комірки при наближенні до поверхні руйнування. Мікроструктура поверхні втомного руйнування, в межах пластичної зони, має однакові значення скалярної і загальної густини дислокацій для попередньо розтягнутих, стиснутих і недеформованих зразків. Отже, незалежно від дислокаційної мікроструктури попередньо пластично деформованих зразків, упродовж поширення втомної тріщини в

межах пластичної зони утворюється однакова розорієнтована коміркова дислокаційна структура. Таким чином, поширення втомної тріщини на припороговій ділянці діаграми втомного руйнування незалежно від величини пластичної деформації відбувається за однаковими мікромеханізмами.

Вплив першого чинника зміни мікроструктури (розтріскування включень і утворення мікротріщин відриву) пов'язаний із зменшенням приведенного поперечного перерізу зразків. В результаті цього втомна тріщина поширюється послабленим перерізом. Оскільки включення другої фази в поперечному перерізі зразків займають приблизно 10%, можна вважати, що в першому наближенні при руйнуванні в умовах розтягу всіх включень приведений переріз буде менший на 10%. В умовах стиску $e = -0,1$, мікротріщини виникають приблизно біля половини включень з приведеною площею в два рази більшою за включення. Таким чином, поперечний переріз буде меншим теж на 10%. Відповідно до зменшення поперечного перерізу буде більшим розмах коефіцієнта інтенсивності напружень, а отже, зменшиться порогова тріщиностійкість ΔK_{th} .

Вплив іншого чинника (збільшення загальної густини дислокацій) пов'язаний із зміцненням матеріалу. На нашу думку, цей чинник є головним у зменшенні порогового значення коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK_{th} в попередньо пластично деформованих зразках. Залежності порогової тріщиностійкості попередньо пластично деформованого сплаву АМг6 від загальної густини дислокацій до втомного руйнування за різних значень коефіцієнтів асиметрії циклічного навантаження подано на рис. 6. Аналізуючи подану залежність при попередній пластичній деформації $e = 0,05$ і $e = -0,05$ (суцільна пряма при $R = 0$), відмічаємо значне зниження ΔK_{th} , яке істотніше виявляється в умовах стиску. Проте за даних значень пластичної деформації чинник першого типу (розтріскування включень і утворення мікротріщин відриву), в умовах стиску не діє, оскільки не виявлено утворення мікротріщин відриву. Отже, головною причиною зниження ΔK_{th} є зростання загальної густини дислокацій.

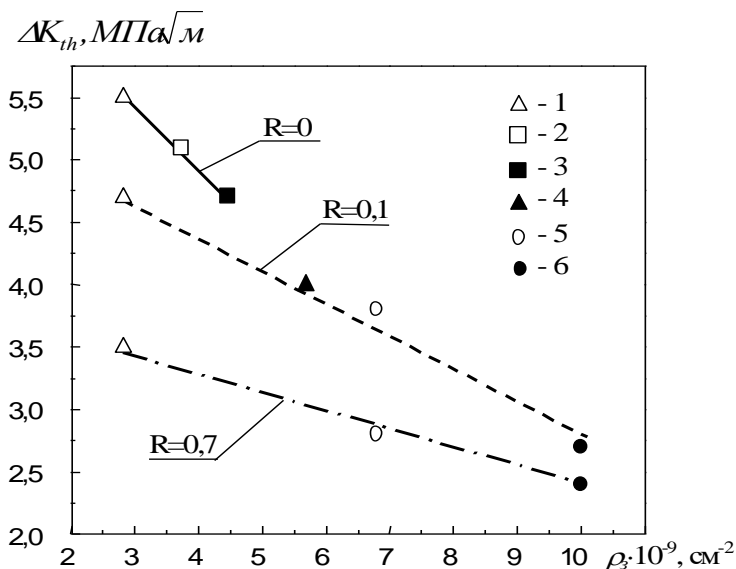


Рис. 6. Залежність порогової тріщиностійкості пластично деформованого сплаву АМг6 від загальної густини дислокацій:
 $e = 0$ (1); $e = 0,05$ (2); $e = -0,05$ (3); $e = 0,08$ (4); $e = 0,1$ (5); $e = -0,1$ (6).

На основі результатів аналізу дислокаційних процесів, що протікають у вершині тріщини в циклі навантаження, запропоновано критерій поширення тріщини, у відповідності з яким просування тріщини відбувається після досягнення певного критичного рівня напружень зміцненого матеріалу [11]. Отже, оскільки втомне руйнування сплаву АМг6 незалежно від попередньої пластичної деформації відбувається за

однаковими мікромеханізмами, наявність в матеріалі більшої загальної густини дислокацій забезпечує формування розорієнтованої коміркової дислокаційної структури, необхідної для процесу втомного пі-

дростання тріщини за менших значень розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень.

В загальному випадку порогові значення коефіцієнтів інтенсивності напружень зразків із попередньо пластично деформованого сплаву АМг6 залежать від загальної густини дислокацій ρ_s і коефіцієнта асиметрії циклу навантаження R :

$$\Delta K_{th} = f(\rho_s, R). \quad (5)$$

Як видно з рис. 6, залежність порогових коефіцієнтів інтенсивності напружень від загальної густини дислокацій сплаву АМг6, для різних коефіцієнтів асиметрії циклу навантаження, можна описати лінійним рівнянням:

$$\Delta K_{th} = A + B\rho_s, \quad (6)$$

де ρ_s - загальна густина дислокацій матеріалу; A , B - експериментально отримані коефіцієнти. Конкретні значення коефіцієнтів A , B для різних коефіцієнтів асиметрії циклу навантаження подано в таблиці.

Таблиця

Коефіцієнти лінійного рівняння A і B

R	A	B
0	6,907	-0,497
0,1	5,548	-0,276
0,7	3,904	-0,153

Висновки

1. Виявлені два типи зміни мікроструктури сплаву АМг6 після пластичної деформації: розтріскування крихких включень другої фази в умовах розтягу, а також утворення мікротріщин відриву в певних кристалографічних площинах в умовах стиску; зміцнення матеріалу після попередньої пластичної деформації за рахунок зростання загальної густини дислокацій, яка в умовах стиску зростає більш інтенсивно, ніж в умовах розтягу.

2. Упродовж росту втомної тріщини, на її берегах в межах пластичної зони утворюється розорієнтована коміркова дислокаційна структура, яка незалежить від попередньої дислокаційної структури матеріалу. Величина скалярної і загальної густини дислокацій в межах пластичної зони є інваріантна до попередньої пластичної деформації сплаву.

3. Головним чинником зменшення порогу тріщиностійкості сплаву АМг6 є зростання загальної густини дислокацій в матеріалі. Виявлено взаємозв'язок між густиною дислокацій в попередньо пластично деформованому сплаві АМг6 і його пороговою тріщиностійкістю, з урахуванням асиметрії циклу навантаження.

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

The microstructural changes in an Al-6%Mg alloy after plastic deformation by tension, compression, and also after testing on cyclical crack growth resistance depending on spacing to the surface of breaking down with the help of transmission electron microscopy were investigated. It was found, that the evolution of the microstructure has particular differences. During of the fatigue crack growth, irrespective of preliminary dislocation structure of the material, in the boundaries of plastic layer the identical dislocation pattern was obtained. Influencing microstructural variations after the preload plastic deformation on the threshold fatigue ΔK_{th} was analyzed. It was found, that the main factor of an decrease of the threshold fatigue is increase a common dislocation density.

Література

1. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие: 4 т. / Под. общей ред. Панасюка В.В. – К.: Наук. думка, 1990. – 680 с.

2. Ковальчук Я.О. Вплив попередньої пластичної деформації на порогову тріщиностійкість матеріалів // Вісник Тернопільського державного технічного університету. – 1999. – Т. 4, ч. 1. – С. 45-55.
3. Papaioannou M., Mayer H.R., Stanzl-Tschegg S.E., Groschl M. Fatigue properties of Al₂O₃-particle-reinforced 6061 aluminium alloy in the high-cycle regime // International Journal of Fatigue. - 1996. - Vol. 18. P. 475-481.
4. P.J. Laz, B.M. Hillberry Fatigue life prediction from inclusion initiated cracks // International Journal of Fatigue. - 1998. - Vol. 20. № 4. P. 263-270.
5. Ясній П.В. Пластично деформовані матеріали: втома і тріщиностійкість. - Львів: Світ, 1998. – 292 с.
6. Duck Hee Lee, Kyu Cheol Kim, Dong Seok Park, Soo Woo Nam Enhancement of the fatigue properties in a weldable high-strength Al-Zn-Mg-Mn alloy by means of Mn-dispersoids // International Journal of Fatigue. - 1999. - Vol. 21. P. 383-391.
7. Li Nian, Du Bai-ping The effect of low-stress high-cycle fatigue on the microstructure and fatigue threshold of a 40Cr steel // International Journal of Fatigue. 1995 Vol. 17 P. 43-48.
8. Практические методы в электронной микроскопии / Под ред. Одри М. Глоэра / Пер. с англ. / Под ред. В.Н. Верцнера. – Л.: Машиностроение, 1980. – 375 с.
9. Гладь В. Методика дослідження мікроструктури поверхневих шарів. // Тези доповідей VI наукової конференції Тернопільського державного технічного університету. –Тернопіль, 2002. - С. 94.
10. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. - М.: Металлургия, 1983. – 232 с.
11. Иванова В.С., Шанявский А.А. Количественная фрактография. Усталостное разрушение. – Челябинск: Металлургия, 1988. – 400 с.

Одержано 12.06.2002 р.