

УДК 620.179.1(045)

М.В. КАРУСКЕВИЧ, О.Ю. КОРЧУК*Національний авіаційний університет, Київ, Україна***ДІАГНОСТИЧНІ ПАРАМЕТРИ ВТОМИ МОНОКРИСТАЛІВ**

Представлено результати дослідження еволюції деформаційного рельєфу поверхні і мікротвердості монокристалів алюмінію при циклічному навантаженні. Визначено зв'язок зазначених параметрів з кристалографічною орієнтацією, а також вплив кристалографічної орієнтації на кінетику втомних тріщин. Показано, що поверхневий шар монокристалів є індикатором накопиченого втомного пошкодження.

монокристал, втомне пошкодження, деформаційний рельєф, мікротвердість, кристалографічна орієнтація

Вступ

Вивчення фізичних основ втоми металів привело до інтенсивного дослідження монокристалів, як ідеальних кристалічних об'єктів. В роботах [1, 2] показано, що діагностичними параметрами стану монокристалів можуть бути щільність смуг ковзання на їх поверхні і мікротвердість.

Результати дослідження еволюції зазначених параметрів в процесі циклічного навантаження і вплив кристалографічної орієнтації представлені нижче.

Постановка задачі

Враховуючи особливу роль поверхневого шару, а саме локалізацію пошкодження в поверхневому шарі та розвиток пошкодження випереджаючими темпами, можна вважати, що щільність смуг ковзання на поверхні і мікротвердість поверхневого шару є параметрами, які адекватно відображають накопичене пошкодження монокристалів.

Кристалографічна орієнтація, як відомо з літературних джерел, є фактором, що визначає анізотропію фізико-механічних властивостей монокристалів. Так, з літературних джерел [3] відомо, що смуги ковзання з'являються вже на початковому етапі навантаження в зернах, що найбільш сприятливо орієнтовані для мікропластичної деформації.

На монокристалах проведена значна кількість

досліджень впливу кристалографічної орієнтації на процес втоми. Проте, слід зазначити, що на сьогодні досить обмеженими є дані про кінетику щільності смуг ковзання при циклічному навантаженні і про зміну мікротвердості в монокристалах різної орієнтації. Таким чином доцільними є дослідження, які б давали можливість відстежити еволюцію зазначених параметрів і кількісно оцінити вплив на них кристалографічної орієнтації. Отримані дані можуть бути використані при аналізі закономірностей процесу накопичення втомного пошкодження і оцінці залишкового ресурсу монокристалів.

Методика дослідження

Об'єктами дослідження в представлених експериментах були монокристалічні алюмінієві датчики втомного пошкодження і мульткристалічні зразки алюмінієвого сплаву АД-1.

Розглядалися дві можливості виготовлення монокристалічних датчиків втомного пошкодження. По перше, такі датчики можуть бути виготовлені з монокристалів алюмінію чистотою 99,999%, які вирощені за методом Бріджмена. В цьому випадку циліндричні монокристали діаметром 20 мм розрізаються електроіскровим приладом на диски товщиною 1,0 мм, первинно оброблюються механічним шліфуванням, а на завершальній стадії обробки їх товщина доводиться до 0,2 мм шляхом електро-

літичного полірування. Датчики закріплюються на поверхні зразку для втомних випробувань клеями на основі ціакрину. В представленому дослідженні монокристалічні індикатори закріплювались на зразках конструкційного алюмінієвого сплаву Д16АТ.

Кристалографічна орієнтація монокристалічних (датчиків) індикаторів визначається кристалографічною орієнтацією осі циліндричної монокристалічної заготовки і орієнтацією диску датчику відносно осі зразка для втомних випробувань.

Експерименти по вирощуванню монокристалів показали, що найбільш сприятливою орієнтацією повздовжньої осі монокристалічного циліндру при вирощуванні монокристалів за методом Бріджмена є орієнтація напрямку $\langle 100 \rangle$. При цьому поверхня дисків для виготовлення індикаторів співпадає з кристалографічною площиною $\{100\}$. Крім зазначеної розглядалась також можливість виготовлення індикаторів з монокристалічних циліндрів з орієнтацією осі $\langle 110 \rangle$ і $\langle 111 \rangle$.

Альтернативним підходом до вирощування монокристалів є застосування методу критичної деформації і відпалу. Відповідні експерименти проведено на зразках алюмінієвого сплаву АД-1, тобто технічного алюмінію. Послідовні відпал зразків при температурі 500 градусів по Цельсію, деформування до визначеного попередніми дослідженнями [4] рівня і повторне відпалювання при температурі 550 градусів дають можливість отримати зерна розміром до 50 мкм. Таку структуру можна використовувати для виготовлення монокристалічних індикаторів. Крім того, така структура дозволяє випробувати зразки, виконуючи моніторинг стану окремих зерен, вважаючи, з деякими припущеннями, що властивості окремих зерен адекватні властивостям монокристалів. Розмір зерен дозволяє визначити кристалографічну орієнтацію зерен за допомогою рентгенографічного методу Лауе.

Випробування проводились на гідропульсаційній машині МУП-20. Підрахунок щільності смуг ковзання проводився з використанням металографічного мікроскопу ММР-4 зі збільшенням $\times 400$.

Вимірювання мікротвердості окремих кристалітів сплаву АД-1 в процесі циклічного навантаження проводилось на мікротвердомірі ПМТ-3 при масі ваги на інденторі 20 грам. Середнє значення мікротвердості визначалось за результатами 10 вимірювань.

Дослідження стану кристалітів алюмінію в процесі циклічного навантажування на інкубаційному періоді проводились на дев'яти зразках з мінімальним інтервалом вимірювань 1-5 циклів. Максимальне циклічне напруження складало 29 МПа. На кожному із зразків було вибрано один кристаліт (в центральній частині) і визначено його кристалографічну орієнтацію. В подальшому ці ж зразки використовувались для дослідження кінетики росту втомних тріщин.

Зразки навантажувались осьовим розтягуванням. Тривалість циклу навантажування – вісім секунд. Після напрацювання 3000 циклів в досліджуємих зернах було зроблено надріз і відстежено кінетику втомних тріщин при максимальному напруженні пульсуючого віднульового циклу 36 МПа з частотою 11 Гц.

Після формування тріщини її поточна довжина визначалась з інтервалом 5 тисяч циклів на початковій стадії і 1-3 тисячі циклів при збільшенні швидкості розповсюдження.

Результати дослідження еволюції деформаційного рельєфу

Еволюцію деформаційного рельєфу поверхні монокристалічного індикатора спостерігали при регулярному циклічному навантаженні і деяких режимах програмного навантаження. В усіх випадках спостерігався зв'язок щільності смуг ковзання з кількістю циклів навантаження і рівнем напружень.

Раніше [1] було показано, що монокристалічні індикатори можуть бути застосовані для контролю накопичення пошкодження як при циклічному, так і при статичному навантаженні. В представленому експерименті була проведена спроба поєднання цих можливостей в програмному режимі.

На рис. 1 показано результати вимірювання щільності смуг ковзання на монокристалі, поверхня якого співпадала з кристалографічною площиною $\{110\}$ і напрямком $[221]$ вздовж осі навантаження. Циклічне навантаження проводилось на двох ступенях з переходом з меншого рівня напружень (140 МПа) на більший (180 МПа). Величина статичного навантаження, яке виконувалось після циклічного напруження, становила 400 МПа. Як видно з наведених графіків інтенсивність формування смуг ковзання прискорюється зі збільшенням рівня напружень.

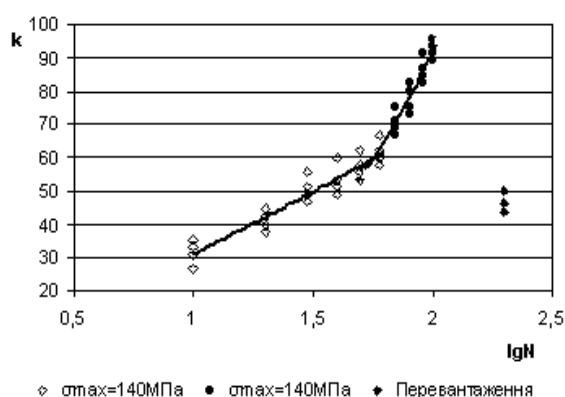


Рис. 1. Зміна щільності смуг ковзання в процесі навантаження

В результаті дії статичного навантаження на поверхні монокристалу формувались смуги ковзання іншої орієнтації, що відрізняло їх від смуг втомного походження. Таким чином була показана можливість індикації статичних перевантажень, що діють на фоні циклічних навантажень.

Дослідження монокристалічних індикаторів різної кристалографічної орієнтації показало, орієнтація суттєво впливає як на інтенсивність процесу формування смуг ковзання, так і на зовнішні ознаки смуг ковзання.

В деяких випадках на поверхні формуються дефектні структури, які не можуть бути кількісно описані за наведеною вище методикою, тобто підрахунком щільності смуг ковзання. Так, при дослідженні монокристалів з площиною поверхні $\{100\}$ і напрямком вздовж осі зразку $[100]$ формуються структу-

ри, для кількісної оцінки яких доцільно використання методів фрактальної геометрії.

Результати дослідження еволюції мікротвердості

Спостереження за змінами мікротвердості проводились на фіксованих кристалітах мульткристалічних зразків. Вимірювання показали, що при першому ж циклі навантажування відбувається зміцнення зерен (рис. 2). Причому зерна, які мають в початковому стані найменшу твердість, зміцнюються з більшою інтенсивністю. Приріст мікротвердості в таких зернах на перших циклах складає в середньому 85 %, тоді як в зернах з найбільш високою вихідною твердістю він складає не більше 15 %.

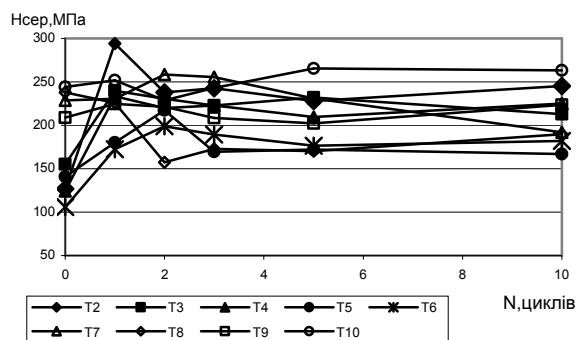


Рис. 2. Зміни мікротвердості кристалітів АД-1 при перших циклах навантаження

Наступне зниження мікротвердості в менш твердих зернах менш значне і, як правило, не досягає початкового значення. На деяких зернах після знеміцнення спостерігається повторне збільшення мікротвердості, що можна пояснити їх схильністю до множинного ковзання. До того ж процес зміцнення, який продовжується, після декількох циклів навантажування уповільнюється, так як зміцнення з поверхневих шарів металу під дією циклічних навантажень починає розповсюджуватись углиб металу.

Після 50 циклів навантажування в усіх зернах спостерігається відносна стабілізація зміни мікротвердості. Можна виділити дві групи зразків, у яких при подальших дослідженнях було виявлено ідентичні параметри утворення і розповсюдження втом-

них тріщин. У зразків першої групи $H_{50} < 220$ МПа (зразки Т-2, Т-5, Т-6, Т-7, Т-8), у зразків другої групи $H_{50} > 220$ МПа (зразки Т-3, Т-4, Т-9, Т-10).

Первинний візуальний аналіз стану зразків після їх втомного руйнування дозволив зробити висновок про деякі особливості розповсюдження втомних тріщин в кристалітах алюмінієвого сплаву АД-1: а) в усіх випадках тріщина має транскристалітний характер; б) напрямок розповсюдження тріщини може змінюватися при переході тріщини через границю зерна, тобто зі зміною кристалографічної орієнтації; в) в деяких випадках напрямок розповсюдження втомної тріщини не змінюється при переході границь зерен, що може бути обумовлено однорідністю структури зерен.

За результатами моніторингу тріщин було виявлено залежності довжини тріщини від кількості циклів навантаження і швидкості розповсюдження тріщини від розмаху коефіцієнту інтенсивності.

Аналіз отриманих даних (рис. 3) показав, що число циклів до руйнування знаходиться в інтервалі від 52 до 270 тис. циклів, тобто відрізняється на 80 процентів. Різниця в числі циклів до появи тріщини довжиною 1,5 мм знаходиться в діапазоні від 20 до 244 тисяч циклів, що складає 90 процентів.

Для аналізу кінетики поширення тріщини застосована залежність швидкості росту втомної тріщини dl/dN від інтенсивності напружень, що описується рівнянням Периса, яке пов'язує швидкість розповсюдження втомної тріщини зі зміною коефіцієнта інтенсивності у вершині тріщини поточної довжини в межах циклу $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$,

$$dl/dN = C_1(\Delta K)^n,$$

де $K_{\max}$ і $K_{\min}$ – відповідно коефіцієнти інтенсивності напружень при максимальному і мінімальному навантаженні циклу; C_1 – константа, що залежить від навантаження і частоти; n – показник, що змінюється в різноманітних металах від 2 до 10, пов'язаний, з рівнем залишкових напружень при вершині тріщини [5].

Встановлено, що деформаційне зміцнення в силу своєї дислокаційної природи, а також формування і

розповсюдження втомних тріщин залежить від кристалографічної орієнтації об'ємів металу, де відбувається локалізація пошкодження і руйнування. Зміна мікротвердості є параметром, який характеризує процес зміцнення, отже можна припустити, що мікротвердість, тривалість інкубаційного періоду втоми, тривалість стадії розповсюдження тріщини і кінетичні параметри втомних тріщин є характеристиками, що пов'язані з кристалографічною орієнтацією.

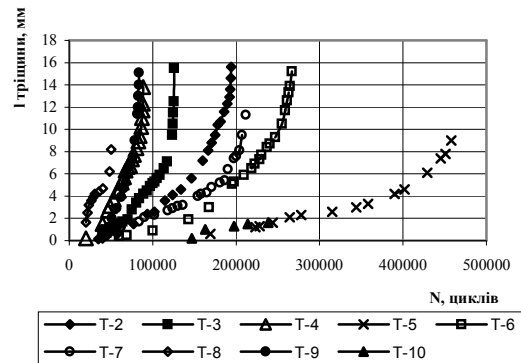


Рис. 3. Залежність довжини тріщини від кількості циклів навантаження кристалітів сплаву АД-1

В результаті даних досліджень було визначено найбільш важливі для різних стадій втоми орієнтаційні параметри, які можуть застосовуватися при проведенні аналізу впливу кристалографічного фактору на процес накопичення деформаційного пошкодження.

При проведенні аналізу експериментальних даних було розглянуто роль в процесі накопичення пошкодження наступних орієнтаційних параметрів: максимального фактору Шміда $S_{\max}$, що визначає максимальні напруження зсуву при заданих умовах навантаження; так званого Q -фактору, який обчислюється як відношення другого за величиною фактору Шміда до першого і свідчить про схильність кристалу до множинного або одиничного; геометричні параметри положення поздовжньої вісі кристалу відносно головних осей стандартного кристалографічного трикутника.

Пошук зв'язку між означеними параметрами і механічними характеристиками виявився результативним. Отримано залежність тривалості інкубацій-

ного періоду втоми від значення максимального фактору Шміда.

Середня кількість циклів навантаження до формування тріщини довжиною $l = 1,5$ мм для групи зразків, в яких максимальний фактор Шміда не перевищував 0,4, відрізняється на 75 процентів від зразків з максимальним фактором Шміда більше 0,4. При цьому мінімальна кількість циклів навантаження до формування тріщини довжиною $l = 1,5$ мм для першої групи зразків дорівнює 198000 циклів, а для другої – 20000 циклів. Максимальна кількість циклів навантаження до формування тріщини довжиною $l = 1,5$ мм для першої групи зразків дорівнює 244000, для другої – 88000 циклів.

При плануванні експерименту було зроблено припущення, що зміна мікротвердості, яка є результатом деформаційного зміцнення, визначає кінетичні характеристики руйнування. Проведений експеримент підтвердив сказане припущення. Отримано зв'язок мікротвердості після циклічного напруження $N = 50$ циклів з тривалістю зростання тріщини від $l = 1,5$ мм до руйнування.

Аналіз даних про зв'язок мікротвердості з кристалографічною орієнтацією виявив особливості, які до цього часу не враховувались при встановленні орієнтаційних залежностей характеристик міцності. Встановлено, що для кристалітів, які схильні до одиничного ковзання і кристалітів, схильних до множинного ковзання, залежність мікротвердості від максимального фактору Шміда має протилежний характер. При цьому вважається, що до одиничного ковзання схильні кристали, в яких значною є різниця між напруженнями зсуву в площинах ковзання з максимальним і другим за величиною факторами Шміда. Кристалами, схильними до одиничного ковзання умовно можна вважати кристали з Q -фактором, який не перевищує 0,9. Якщо значення Q -фактора перебільшує 0,9, такі кристали вважаються схильними до множинного ковзання.

У випадках, коли Q -фактор менше 0,9, збільшення приведених напружень зсуву в первинній системі

призводить до підвищення мікротвердості ДН (деформаційного зміцнення).

Якщо кристалографічна орієнтація сприяє множинному ковзанню, приведені напруження зсуву в первинній системі не забезпечують деформаційне зміцнення (підвищення мікротвердості ДН). Можна вважати, що в такому випадку не є значною роль первинної системи ковзання.

Висновки

Отримані результати дозволяють кількісно оцінити вплив кристалографічної орієнтації на тривалість інкубаційного періоду втоми і кінетику деформаційного рельєфу, визначити вплив кристалографічної орієнтації на процес деформаційного зміцнення, зв'язати мікротвердість з кінетикою тріщини.

Література

1. М.В. Карускевич, Е.Э. Засимчук, А.И. Радченко. Метод и датчик автономного неразрушающего контроля поврежденности и исчерпания несущей способности деталей и конструкций // Проблемы прочности. – 1990. – № 12. – С. 110 – 114.
2. Радченко О.І., Корчук О.Ю. Измерение микротвердости как способ исследования дискретных процессов при усталости монокристаллов // Авіаційно-космічна техніка і технологія. Збірник наукових праць. – Х.: "ХАІ". – 2002. – Вип. 34. – С.181 – 185.
3. Иванова В.С. Усталостное разрушение металлов. – М.: «Металлургия», 1963. – 272 с.
4. Радченко А.И., Карускевич М.В., Наим В.Р. Управление размерами квазимонокристаллов алюминиевого сплава при их изготовлении // Проблемы прочности. – 1994. – № 5. – С. 41 – 44.
5. Микляев П.Г., Нешпар Г.С., Кудряшов В.Г. Кинетика разрушения. – М.: Металлургия, 1979. – 279 с.

Надійшла до редакції 29.04.2005.

Рецензент: д-р технічних наук, проф. В.В. Астанін, Національний авіаційний університет, Київ.