

УДК 620.179.1(045)

О.Ю. Корчук, к. т. н., доц.

ОСЦИЛЯЦІЇ МІКРОТВЕРДОСТІ КРИСТАЛІТІВ СПЛАВУ АД-1 У ПРОЦЕСІ ВТОМИ

Виявлено закономірності виникнення осциляцій мікротвердості кристалітів з гранецентрованими кубічними ґратами при циклічному навантажуванні, які обумовлені проходженням відповідних точок біфуркацій процесу втоми. Встановлено зв'язок періодичності осциляцій мікротвердості з кристалографічною орієнтацією. Отримано єдину залежність кількості циклів навантажування до виникнення базової точки біфуркації від зведених дотичних напружень, що діють у кристаліті, і його кристалографічної орієнтації.

The regularity of the microhardness oscillation of the crystallites with face centered cube lattice under fatigue loading, that are determined by the correspondent bifurcation points of the fatigue process. Relationship between periodicity of the microhardness oscillation and crystallographic orientation is proved. Common dependence of the load cycle number to the origin of the base bifurcation points on the resolved shear stresses, that act in the crystal and on the crystallographic orientation are obtained.

Постановка проблеми

Проблема оцінювання зміни фізико-механічних властивостей металів і сплавів у процесі експлуатації виробів нині дуже актуальна. Це, передусім, пов'язане з необхідністю підвищення точності розрахункових та експериментальних методів визначення ресурсу конструкцій, які експлуатуються в умовах дії нерегулярних і випадкових навантажень. Вимоги підвищення економічної ефективності спонукають конструкторів збільшувати ресурс і строки служби виробів. Наприклад, тепер ресурс конкурентоздатних транспортних літаків має налічувати понад 80 тис. льотних годин. При цьому повинна забезпечуватися повна безпека повітряних перевезень. Необхідність у розробленні апаратури для неруйнівного контролю вичерпання несучої здатності вимагає вивчення процесів, які протікають у металі при втомі. Це дозволить не тільки виявити діагностичні параметри контролю вичерпання ресурсу конструкції, але і керувати цим процесом, правильно виконувати процедури технічного обслуговування і ремонту.

Багаторічний досвід дослідження процесу накопичення втомного пошкодження показав, що спроби прогнозування втомної довговічності матеріалів і конструкцій за допомогою спрощених залежностей приречені на невдачу. Це пояснюється тим, що процеси еволюції в металі при втомі мають дискретний характер, обумовлені його кристалографічною структурою і реалізуються через каскад біфуркаційних переходів.

У дослідженнях [1; 2] було виявлено явище виникнення осциляцій (*I*-сплесків) різних фізико-механічних характеристик полікристалічних матеріалів при втомі, яке пов'язувалось із синергетичними процесами, що протікають в різноорієнтованих зернах. Це дозволило розробити дискретно-ймовірнісну модель [3], в якій було висунуто

гіпотезу, що такі осциляції виникають у точках біфуркації процесу втоми різноорієнтованих зерен, в яких швидкість перебігу процесів втоми різна. Вважалося, що сплески зміцнення обумовлені процесами на мезоскопічному рівні. Але деякі експериментальні дані [4; 5] вказували на те, що причиною виникнення цих осциляцій є синергетичні процеси, які протікають в різних кристалографічних площинах. Тому доцільним було проведення дослідження зміни фізико-механічних характеристик локальних об'ємів металу (монокристалів) під час циклічного навантажування з метою подальшого уточнення дискретно-ймовірнісної моделі втоми.

Оцінювання можливостей сучасних руйнівних і неруйнівних методів досліджень зміни стану металів, що циклічно деформуються, дозволила виділити метод мікротвердості як оптимальний для визначення структурної перебудови металу при втомі з погляду його достатньої структурної чутливості та реальних експериментальних можливостей. Отже, у дослідженнях, мікротвердість була обрана діагностичним параметром накопичення втомного пошкодження в монокристалах.

Результати досліджень

Під час досліджень отримано дані про характер зміни мікротвердості кристалітів сплаву АД-1, виявлено осциляції мікротвердості як характеристик у локальних об'ємах металу та встановлено закономірності їх виникнення. Застосування оригінальної методики критичної деформації і відпалювання [6] дозволило отримати модельний сплав з розміром окремих зерен (кристалітів) 25–30 мкм. Завдяки цьому під час проведення випробувань використовувались методи вивчення властивостей монокристалів і проводились вимірювання мікротвердості в статистичному аспекті.

Досліджувані зразки являли собою конгломерат кристалітів з різною кристалографічною орієнтацією, яка була визначена за методом Лауе.

У результаті для кожного кристаліту було підраховано такі кристалографічні параметри:

– кути V_{100} , V_{110} , V_{111} між віссю кристалу і осями [100], [110], [111], що характеризують положення поздовжньої осі кристалу відносно головних осей стандартного кристалографічного трикутника;

– дванадцять факторів Шміда, за якими визначено максимальний фактор Шміда S_{\max} , що характеризує напруження в первинній системі ковзання;

– Q -фактор, який указує на схильність кристалу до множинного чи одиничного ковзання.

Раніше було встановлено [7], що вплив кристалографічної орієнтації на втому монокристалів алюмінію може бути кількісно описаний тільки з урахуванням комплексного впливу зазначених параметрів. Тому і можливість орієнтаційної обумовленості динаміки осциляцій мікротвердості розглядалась з урахуванням цього аспекту.

Неруйнівний метод вимірювання мікротвердості адаптовано для вирішення поставлених задач. Заміри проводились на мікротвердомірі ПМТ-3 з алмазною пірамідкою з кутом з вершиною 136° , зі збільшенням $\times 487$. Навантаження на індентор становило 20 г. Особливістю процедури дослідження мікротвердості було виконання вимірювань у статистичному аспекті, що дозволило отримати обґрунтовані коректні результати, виконання вимірювань із кроком, що не перевищував очікувані інтервали зміни фізико-механічного стану. Це дозволило уникнути труднощів, які виникають під час досліджень статистичним методом полікристалічних матеріалів [2], коли відбитки індентора при одному напруженні робляться в різних зернах з різною кристалографічною орієнтацією.

Досліджено зміни мікротвердості різноорієнтованих кристалітів сплаву АД-1 у широкому діапазоні максимального напруження віднульового циклу:

$\sigma = 14,0$ МПа; $\sigma = 18,0$ МПа;

$\sigma = 29,0$ МПа; $\sigma = 40,0$ МПа.

Під час кожного напруження в одному кристаліті здійснювалось 10 замірів мікротвердості, що дало змогу оцінити середню величину мікротвердості кожного кристаліту $H_{\text{сер}}$ і розсіяння мікротвердості в окремому зерні з визначеними кристалографічними характеристиками.

Розсіяння характеризує неоднорідність пластичної деформації в кристаліті. Як кількісний показник розсіяння використовувалось середньоквадратичне відхилення мікротвердості S_H .

За результатами випробувань побудовано графіки залежності $H_{\text{сер}} = f_1(N)$ і $S_H = f_2(N)$ (рис. 1).

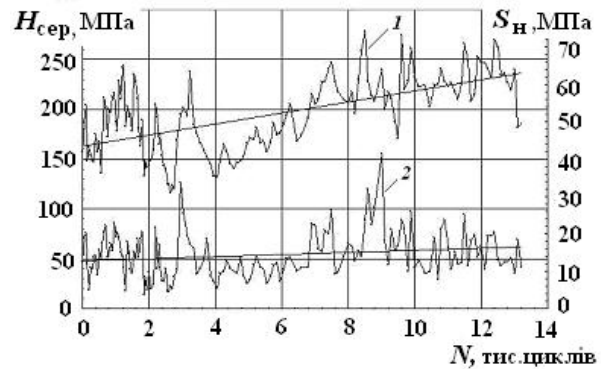


Рис. 1. Змінювання середньої мікротвердості (1) та її середньоквадратичного відхилення (2)

Аналіз отриманих залежностей указує на те, що під час циклічного навантажування кристалітів алюмінію А-6 ($\sigma = 18,0$ МПа) виникають осциляції мікротвердості, які можуть бути обумовлені проходженням відповідних точок біфуркації процесу втому. Точки біфуркації – це особливі точки, які визначають нерівноважні фазові переходи, і з досягненням яких стрибкоподібно змінюються властивості системи, що обумовлюється самоорганізацією дисипативних структур.

Показано, що перебіг процесів деформаційного зміцнення – знеміцнювання в досліджених кристалітах, як при $\sigma = 18,0$ МПа (зразки серії А), так і при $\sigma = 14,0$ МПа (зразки серії В), залежить від їх кристалографічної орієнтації.

У кристалітах, схильних до множинного ковзання (Q -фактор більше 0,9), упродовж перших циклів навантажування спостерігається збільшення мікротвердості зі 194,5 до 233,2 МПа – кристаліт А-3, зі 163,8 до 192,5 МПа – кристаліт В-1, тоді як в кристалітах, схильних до одиничного ковзання (Q -фактор менше 0,9), середня мікротвердість менше початкової на 6,2 МПа у кристаліті А-5 і на 5,0 МПа у кристаліті В-5. Вимірювання мікротвердості проводилось з невеликим кроком ($N = 100$ циклів), що дозволило найбільш повно виявити I -сплески і застосувати оригінальну методику виявлення закономірностей формування осциляцій мікротвердості.

Для цього було розроблено спеціальну обчислювальну програму, основу на використанні смугового фільтра.

У результаті оброблення експериментальних даних було ви-

писах зміни

АД-1 при втомі, що проявилось у виявленні декількох R серій осциляцій (каскаду сплесків). Кожна серія характеризується базовими (першими) точками біфуркації $NBB1, NBB2, NBB3 \dots NBBR$.

Установлено, що розташування I -сплесків (точок біфуркації, які належать до однієї серії) відповідає рекурентному співвідношенню, запропонованому В.С. Івановою [8]:

$$\frac{N_1(i)}{N_1(i+1)} = \Delta^{\frac{1}{2^{i-1}}}, \quad (1)$$

де

$N_1(i), N_1(i+1)$ – попереднє і наступне значення циклів навантажування, за яких зафіксовано сплески мікротвердості;

Δ – універсальна константа руйнування металу, яку було отримано на основі гіпотези енергетичної подібності плавлення і руйнування металів.

Безрозмірна константа Δ характеризує безрозмірну енергію активації елементарного процесу перебудови атомів:

$$\Delta = \frac{L_m G}{H_{T_s} E}, \quad (2)$$

де

$\frac{L_m}{H_{T_s}}$ – безрозмірна міцність зв'язку;

L_m – прихована теплота плавлення;

$L_m = 108,9 \text{ МДж/м}^3$;

H_{T_s} – зміна теплоємності;

$\frac{G}{E}$ – безрозмірний модуль пружності;

G – модуль зсуву;

E – модуль пружності.

Пружні та термодинамічні константи з рівняння (2) для алюмінію і його сплавів дорівнюють:

– теплота плавлення $L_m = 108,9 \text{ МДж/м}^3$ розрахована за правилом адитивності;

– зміна теплоємності під час нагрівання від кімнатної температури T_c до температури плавлення $T_s = 660,1 \text{ }^\circ\text{C}$

$$H_{T_s} = \int_{T_c}^{T_s} C_p(T) dT = 183,1 \cdot 10^{-1} \text{ МДж/м}^3$$

розрахована за температурною залежністю теплоємності;

– модулі пружності і зсуву за температури 0 К

$E = 7,19 \text{ МПа}; G = 2,72 \text{ МПа}$.

З урахуванням значень величин що вносять в рів-

Відповідно

[8], обчис-

лені за формулою (1), дорівнюють 0,225; 0,474; 0,6887; 0,8298; 0,9109.

Положення базової точки біфуркації $NBBR$, тобто число циклів до її появи, повністю характеризує всю серію сплесків мікротвердості. Воно є випадковою величиною, яка залежить від рівня діючих циклічних напружень і фізико-механічного стану матеріалу в зоні контролю. Положення інших точок біфуркації NB_i однозначно залежить від $NBBR$ відповідно до рівняння (1). У кристалітах зразків серії A було виявлено дванадцять серій сплесків мікротвердості при втомі, кристалітах зразків серії B – сім.

Сукупність усіх серій сплесків мікротвердості від початку циклічного навантажування до виникнення втомної тріщини утворює каскад серій сплесків мікротвердості, який повністю описує еволюцію синергетичних систем.

Досліджено вплив кристалографічної орієнтації на положення базових точок біфуркації $NBBR$. Побудовано графіки, які пов'язують момент виникнення базової точки біфуркації процесу втоми матеріалу зі значеннями факторів Шміда SM в можливих системах ковзання (рис. 2).

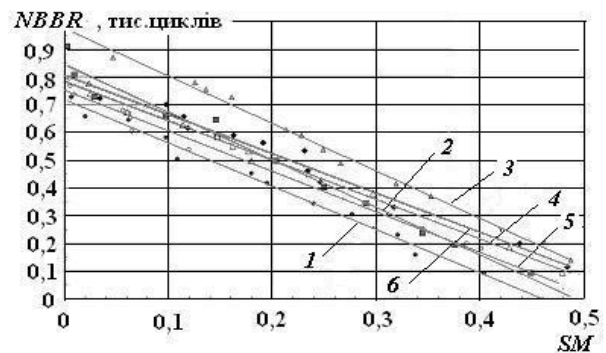


Рис. 2. Залежність кількості циклів навантажування до виникнення базових точок біфуркації процесу втоми зерен зразка серії A від факторів Шміда:

1 – кристаліт $A-1$;

2 – кристаліт $A-2$;

3 – кристаліт $A-3$;

4 – кристаліт $A-4$;

5 – кристаліт $A-5$;

6 – кристаліт $A-6$

Наявність тісної лінійної кореляційної залежності між цими параметрами дозволило припустити:

– виникнення сплесків у кожній серії пов'язано з послідовним ковзанням у площинах ковзання з різними значеннями фактора Шміда;

– існує залежність між $NBBR$ і зведеним напруженням зсуву τ .

Проведено множинний кореляційний аналіз зв'язку кількості циклів навантажування до виникнення базових точок біфуркації мікротвердості $NBBR$ зі зведеними напруженнями зсуву за площиною ковзання τ , а також з кутами V_{100} , V_{110} , V_{111} . Куты V_{100} , V_{110} , V_{111} характеризують положення осі зерна у площині кристалографічного трикутника, тому вони дозволяють урахувати особливості ковзання у конкретному кристаліті.

Аналіз виконувався засобами програми „Statgraphics Plus”. Отримана регресійна модель дозволяє прогнозувати момент утворення базових точок біфуркації мікротвердості, а отже, і всього каскаду серій сплесків мікротвердості, на підставі діючих в кристаліті напружень і його кристалографічної орієнтації:

$$NBBR = 1,6385 - 0,0855\tau - 0,01688V_{100} - 0,00413V_{110} - 0,00604V_{111}.$$

За цією моделлю було підраховано параметри базових точок біфуркації мікротвердості кристалітів зразків серій A і B та проведено аналіз відповідності розрахункових даних експериментальним. У результаті отримано сім'ю точок (рис. 3), яке характеризує зв'язок між розрахунковою $NBBR_{p1}$ та експериментальною $NBBR$ кількістю циклів навантажування до виникнення базових точок біфуркації мікротвердості.

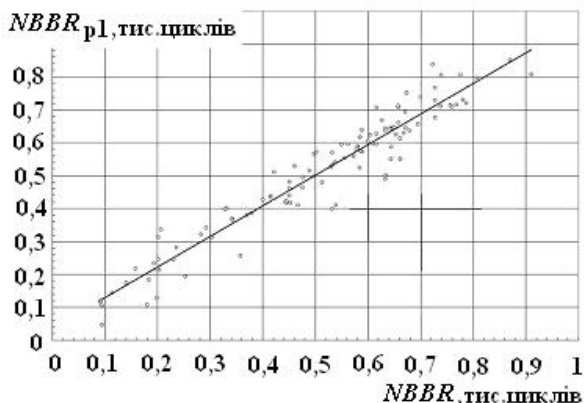


Рис. 3. Порівняння експериментальних і розрахункових значень напрацювань, які відповідають точкам біфуркації процесу втоми сплаву АД-1

Ця залежність апроксимується прямою лінією $y = 0,929x + 0,0361$. Квадрат коефіцієнта кореляції R^2 становить 92,9 %, що вказує на задовільну точність розрахунків.

Висновки

Виявлено осциляції мікротвердості кристалітів з гранецентрованими кубічними кристалічними ґратами при втомі, які обумовлені проходженням відповідних точок біфуркацій процесу втоми. Розроблено і застосовано методику виявлення закономірностей формування осциляцій мікротвердості, що дозволило довести існування каскадів серій точок біфуркації мікротвердості в локальних об'ємах металу. Встановлено, що координати точок біфуркації можуть бути визначені відповідно до структурно-енергетичної теорії втоми. Виявлене явище потребує корекції дискретно-ймовірнісної моделі втоми металів та сплавів, зокрема, необхідності урахування виникнення сплесків мікротвердості в окремих кристалітах. Установлено зв'язок періодичності осциляцій мікротвердості з кристалографічною орієнтацією. Отримано єдину залежність кількості циклів навантажування до виникнення базової точки біфуркації від зведених дотичних напружень. Отримано регресійну модель, яка пов'язує кількість циклів навантажування до виникнення базової точки біфуркації мікротвердості зі зведеними напруженнями зсуву і кристалографічною орієнтацією досліджуваних кристалітів.

Література

1. Радченко А.И., Мамбве Юстерн. Усталость плакированных алюминиевых материалов Д16 и 2024-T3 при ступенчатом нагружении // Физико-химическая механика материалов. – 1984. – С. 87–88.
2. Радченко А.И., Кабесас Моралес, Карускевич М.В., Пантелеев В.М. Дискретные явления при усталости металлов и сплавов // Тр. междунар. науч.-техн. конф. "Прогрессивная техника и технология машиностроения, приборостроения и сварочного производства". – К.: Ин-т проблем прочности, 1998. – С. 8–12.
3. Радченко А.И. Дискретно-вероятностная модель выработки ресурса деталей и элементов конструкций // Вопросы эксплуатационной долговечности конструкций летательных аппаратов. – К., 1982. – С. 3–11.
4. Радченко А.И., Корчук Е.Ю., Карускевич М.В. Исследование инкубационного периода усталости кристаллитов алюминиевого сплава АД-1 методом микротвердости // Проблемы системного подхода в экономике. – К., 2000. – Вып. 4. – С. 171–174.
5. Корчук О.Ю. Вплив кристалографічної орієнтації на процес деформаційного пошкодження // Наука і молодь. – К.: НАУ, 2004. – Вип. 4. – С. 27–30.
6. Корчук О.Ю. Накопичення пошкоджень і руйнувань кристалітів алюмінієвого сплаву // Вісн. НАУ. – 2005. – № 3. – С. 112–116.

-
7. Карускевич М.В., Корчук О.Ю. Діагностичні параметри втоми монокристалів // Авиационно-космическая техника и технология. – Х.: ХАИ, 2005. – Вып. 10 (26). – С. 79–83.
 8. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 455 с.