

УДК 620.179.1

М.В. Карускевич, канд. техн. наук, старш. наук. співроб.,  
 О.І. Радченко, канд. техн. наук, доц.,  
 О.Ю. Корчук, мол. наук. співроб.

## ОРІЄНТАЦІЙНА ЗАЛЕЖНІСТЬ УТОМЛЕНОСТІ КРИСТАЛІТІВ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ

*Розглянуто результати випробування зразків алюмінієвого сплаву зі спеціальною грубозернистою структурою, яка дозволяла визначати кристалографічну орієнтацію методами рентгеноструктурного аналізу. Установлено зв'язок швидкості розповсюдження тріщини з кристалографічною орієнтацією. Отримано кореляційні рівняння для прогнозування кінетики тріщин від утомленості.*

В експлуатаційних умовах навантаження багатьох конструкцій має циклічний характер, а руйнування виникає внаслідок утомленості. Накопичення пошкоджень відбувається стадійно. Виділяють такі основні періоди [1]:

- інкубаційний період;
- період зародження та розвитку субмікроскопічних тріщин до мікроскопічних розмірів;
- період розвитку мікротріщин до макротріщин критичного розміру;
- період остаточного руйнування.

Важливе місце у сучасних дослідженнях займають роботи, в яких вивчається вплив кристалографічної орієнтації на процес утомленості металів. Такі дослідження мають як прикладне, так і фундаментальне значення. У роботах [2; 3; 4] описано дослідження стану кристалітів алюмінієвих сплавів на першому періоді втомленості. У роботі [5] доведено обумовленість несинхронності змін мікротвердості різних кристалітів різницею їхньої кристалографічної орієнтації. Цикл досліджень впливу кристалографічної орієнтації на процес утомленості моно- і полікристалів продовжують роботи, в яких вивчаються закономірності розповсюдження тріщин.

Міцність монокристалів може мати орієнтаційну залежність. При дослідженні орієнтаційної залежності найчастіше використовують монокристали фіксованих кристалографічних орієнтацій, проте на практиці можливе недетерміноване відхилення орієнтації від заданого кристалографічного напрямку. Тому важливим є дослідження фізико-механічних властивостей монокристалів широкого спектру орієнтацій.

У дослідженні використано зразки, виготовлені з рекристалізованого алюмінієвого сплаву Д-16 [6].

Сплав Д-16 містить такі основні компоненти: 3,8–4,9 % Cu, 1,2–1,8 % Mg, 0,3–0,9 % Mn, а також домішки – не більше 0,5 % Fe, 0,5 % Si, 0,1 % Ni,; 0,3 % Zn; 0,1 % Ti.

Після відпалювання сплав Д-16 має такі механічні властивості [6]:  $\sigma_y = 22$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{0,2} = 10$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 13$  %,  $\psi = 30$  %,  $E = 7100$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $G = 2700$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{-1} = 9$  кгс/мм<sup>2</sup> (на базі  $5 \times 10^8$  циклів),  $\mu = 0,31$ .

З метою забезпечення можливості застосування рентгенографічного методу дослідження кристалографічної орієнтації «критичних» зерен розроблено методику виготовлення модельних зразків для випробувань на втомленість. Основною особливістю таких зразків є їхня грубозерниста структура. Розмір зерна модельних зразків, виготовлених зі сплаву Д-16, досягає 5–10 мм, що гарантує влучення пучка рентгенівського випромінювання до зони одного зерна.

Для одержання необхідної грубозернистої структури застосовано метод критичної деформації та відпалювання, відповідно до якого зразки деформуються до визначеного ступеня деформації і потім повторно відпалюються.

Кристалографічна орієнтація досліджуваних зерен визначалася рентгенографічним методом Лауе [7].

Зйомка епіграм проводилася на установці для рентгеноструктурного аналізу УРС-55 із застосуванням трубки БВС-2 з мідним анодом при напрузі 20 кВ і анодному струмі 20 мА. Зйомка



проводилася на рентгенівську плівку РМ-1. Час експозиції, визначений експериментально, складав 90 хв. Визначення орієнтації кристала за рентгенограмою, отриманою методом зворотної зйомки (на відбиток), проводилося відповідно до методики, викладеній у роботі [7].

Випробування на втомленість проводилися на гідропульсаційній машині МУП-50. Частота навантаження  $f = 11$  Гц. Цикл навантаження – синусоїдальний, віднульовий.

Для виміру довжини тріщини використовувався оптичний мікроскоп з точністю виміру 0,01 мм. Вимірювання здійснювалося після кожних 100 циклів навантаження.

Проведено дослідження трьох груп зразків: А, В і С. Відповідні режими випробувань позначені як «режим А», «режим В», «режим С».

Зразки всіх груп випробовувалися на втомленість, для зразків групи В, крім випробувань на втомленість, виконано рентгеноструктурний аналіз.

Випробування на втомленість проводилися при таких режимах циклічного навантаження:

– режим А:  $\sigma_{\max} = 7,72$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{\min} = 0$ ,  $\sigma_{\text{cp}} = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2 = 3,86$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_a = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2 = 3,86$  кгс/мм<sup>2</sup>, коефіцієнт асиметрії циклу  $r = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0$ ;

– режим В:  $\sigma_{\max} = 7,5$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{\min} = 0$ ,  $\sigma_{\text{cp}} = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2 = 3,75$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_a = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2 = 3,75$  кгс/мм<sup>2</sup>, коефіцієнт асиметрії циклу  $r = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0$ ;

– режим С:  $\sigma_{\max} = 9,07$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{\min} = 0$ ,  $\sigma_{\text{cp}} = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2 = 4,535$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_a = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2 = 4,535$  кгс/мм<sup>2</sup>, коефіцієнт асиметрії циклу  $r = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0$ .

При проведенні випробувань на втомленість фіксувався момент появи видимої початкової тріщини приблизно 0,25–0,3 мм, а також поточне значення довжини тріщини  $l_i$  і відповідне значення циклів навантаження  $N_i$ . Розповсюдження тріщини контролювалося до моменту досягнення тріщиною довжини 15–20 мм. Подальше спостереження за розвитком тріщини було ускладнене у зв'язку з її прискореним розвитком. Крок вимірювання довжини тріщини складав 0,1–0,2 мм.

Рентгеноструктурний аналіз включав:

– визначення кристалографічної орієнтації першого по траєкторії розповсюдження тріщини кристаліту;

– розрахунок факторів Шміда для всіх можливих систем ковзання типу  $\{111\} \langle 110 \rangle$ ;

– розрахунок факторів, які визначають схильність кристалу до множинного або одиничного ковзання.

Кінетика поширення тріщини від утомленості аналізувалася за залежністю швидкості росту тріщини від утомленості  $dl/dN$  від інтенсивності напружень, що описується рівнянням Париса, яке зв'язує швидкість розповсюдження тріщини від утомленості зі зміною коефіцієнта інтенсивності у вершині тріщини поточної довжини у межах циклу

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min};$$

$$dL/dN = C_1 (\Delta K)^n, \quad (1)$$

де  $K_{\max}$  і  $K_{\min}$  – відповідно коефіцієнти інтенсивності напружень при максимальному і мініальному навантаженні циклу;  $C_1$  – константа, що залежить від навантаження і частоти;  $n$  – показник, що змінюється в різних металах від 2 до 10, пов'язаний, очевидно, з рівнем залишкових напружень при вершині тріщини [8].

Коефіцієнти інтенсивності напружень  $\Delta K_1$  визначалися за формулою:

$$K_1 = \sigma \sqrt{\pi L} F_1(\alpha), \quad (2)$$

де  $F_1$  – функція, що враховує кінцеву ширину смуги:

$$F_1(\alpha) = 1,12 - 0,231\alpha + 10,55\alpha^2 - 21,72\alpha^3 + 30,39\alpha^4;$$

$\alpha = L/w$  – відносна довжина тріщини.

Формула (2) отримана Ісідой (Isida) у роботі [9] методом граничних колокацій і дає точність розрахунку  $K_1 = \pm 0,5\%$  при  $L/W \leq 0,6$ .



Графік у координатах  $L, N$  ( $L$  – довжина вирощеної тріщини,  $N$  – кількість циклів навантаження) побудований за результатами початкового аналізу даних про кінетику розповсюдження тріщини для зразка № 67 з групи В (рис. 1).

Після цього були отримані значення  $\lg dl/dN$  і  $\Delta K$  для кожної  $i$ -ї точки виміру довжини тріщини. Для кожної  $i$ -ї точки виміру визначалася похідна:

$$\left(\frac{dl}{dN}\right)_i = \frac{L_{i+1} - L_i}{N_{i+1} - N_i} = \frac{l_{i+1} - l_i}{N_{i+1} - N_i} \quad (3)$$

У формулі (3) надалі повна довжина тріщини

$$L_i = 1,7 + l_i, \Delta K$$

визначалися з урахуванням того, що при  $r = 0$

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} = 7,72 \text{ кг/мм}^2,$$

довжина тріщини

$$a = L = 1,7 + l.$$

Розрахунки проводилися в оболонці Excel за введеними формулами. Результати розрахунків подані у координатах  $\lg(dl/dN) - \lg K$ .

Очевидно, сім'я точок з достатнім ступенем точності може бути апроксимовано прямими з використанням рівняння Париса.

Логарифмуючи рівняння (1), одержуємо:

$$\lg(dL/dN) = \lg C_i + n \cdot \lg K.$$

У такий спосіб апроксимуюче рівняння є рівнянням прямої лінії:

$$y = a_1 + a_2 \cdot 2x.$$

Оскільки побудувати апроксимуючі прямі за отриманими точками досить складно, то використаємо метод найменших квадратів для визначення коефіцієнтів апроксимуючого рівняння [10]. Коефіцієнти рівняння знаходять з такої системи:

$$a_1 m + a_2 \sum X_i = \sum y_i,$$

$$a_1 \cdot \sum X_i + a_2 \sum X_i^2 = \sum X_i y_i.$$

У даній системі  $m$  – число точок апроксимації, а під знаком суми розуміється

$$\sum = \sum_{i=1}^m.$$

Для реалізації розрахунків з наступною побудовою графіків було складено програму «KIPLA» на мові Paskal-7.0, що дозволяє за результатами експерименту відтворити їх у координатах  $\lg(dL/dN) - \lg(\Delta K)$ , одержати коефіцієнти апроксимуючого рівняння Париса методом найменших квадратів і провести дану пряму в цих же координатах з одночасним висновком апроксимуючого рівняння Париса. Крім того, програма дозволяє після запровадження координат меж кристалітів на траєкторії тріщини провести апроксимацію з визначенням постійних рівняння Париса по кожному кристалу окремо. Результати відповідної обробки даних експерименту проілюстровані на рис. 2 для зразка № 67.

Отримані результати дозволили розробити методику врахування кристалографічної орієнтації при прогнозуванні процесу розвитку тріщин від утомленості в монокристалах алюмінієвого сплаву, що відноситься до сплавів з гранецентрованими кубічними кристалічними ґратами.

Методика врахування кристалографічної орієнтації при прогнозуванні кінетики тріщин від утомленості базується на результатах множинного кореляційного аналізу.

Множинний кореляційний аналіз виконано по результатах випробувань зразків другої групи, для яких проведено рентгеноструктурне дослідження кристалографічної орієнтації. Також оцінювався вплив орієнтаційних параметрів на швидкість розповсюдження тріщини в кристаліті відомої орієнтації, кількість циклів навантаження до моменту формування тріщини від утомленості довжиною 1 мм; значення коефіцієнтів рівняння Париса.



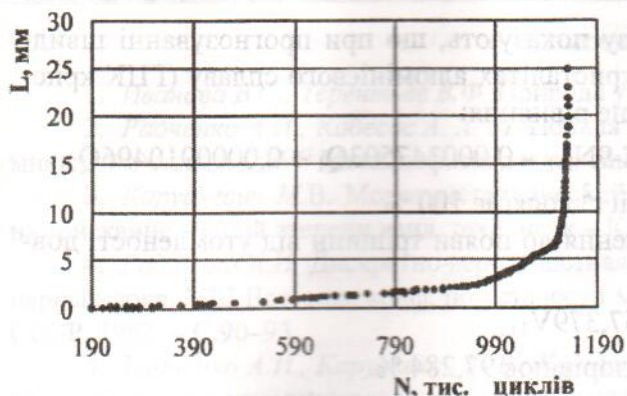


Рис. 1. Залежність довжини тріщини  $L$  від кількості циклів навантаження  $N$

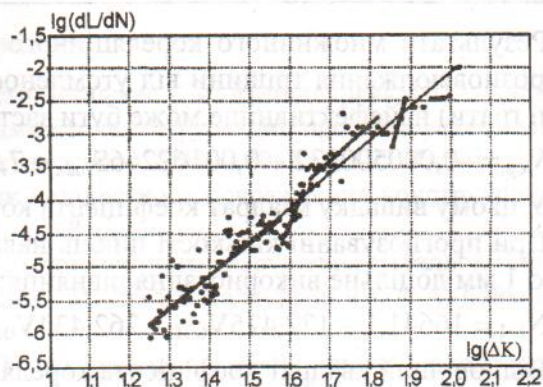


Рис. 2. Зв'язок логарифму швидкості росту тріщини ( $dL/dN$ ) з логарифмом ( $\Delta K$ )

Вважаючи на те, що основні орієнтаційні параметри визначаються положенням осі кристалу в стандартному стереографічному трикутнику, було розглянуто можливість оцінки зв'язку вказаних характеристик з кутами, які утворює вісь кристалу з кристалографічними напрямками  $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle$ ,  $\langle 111 \rangle$ .

Отже, розглянуто два варіанти аналітичного виразу зазначених зв'язків:

$$1) V_{\text{ср.}} = A + BS_{\text{max}} + CN_{l=1} + DQ_1 + EQ_2;$$

$$N_{l=1} = A + BS_{\text{max}} + DQ_1 + EQ_2;$$

$$m_1 = A + BS_{\text{max}} + CN_{l=1} + DQ_1 + EQ_2;$$

$$C_1 = A + BS_{\text{max}} + CN_{l=1} + DQ_1 + EQ_2,$$

де  $A, B, C, D, E$  – коефіцієнти;  $S_{\text{max}}$  – максимальний фактор Шміда;  $Q_1, Q_2$  – фактори, що визначають схильність до одиничного чи множинного ковзання;  $N_{l=1}$  – кількість циклів навантаження до появи тріщини довжиною  $l$  мм;

$$2) V_{\text{ср.}} = A + BS_{\text{max}} + CN_{l=1} + DV_{001} + GV_{011} + HV_{111};$$

$$N_{l=1} = A + DV_{001} + GV_{011} + HV_{111};$$

$$m_1 = A + BS_{\text{max}} + CN_{l=1} + DV_{001} + GV_{011} + HV_{111};$$

$$C_1 = A + BS_{\text{max}} + CN_{l=1} + DV_{001} + GV_{011} + HV_{111},$$

де  $A, B, C, D, G, H$  – коефіцієнти;  $V_{001}, V_{011}, V_{111}$  – кути між віссю зразка і кристалографічними напрямками  $[001], [011], [111]$ .

Вихідні дані для розрахунків коефіцієнтів кореляційних рівнянь наведено в табл. 1.

Таблиця 1

Дані для множинного кореляційного аналізу

Шифр зразка	67	75	76	68	69	78
$S_{\text{max}}$	0,463	0,465	0,456	0,457	0,490	0,468
$Q_1$	0,833	0,849	0,969	0,905	0,987	0,844
$Q_2$	0,438	0,766	0,960	0,903	0,665	0,790
$N_{l=1}$ , тис.циклів	609,0	600,0	2080,0	459,6	973,0	432,2
$V_{\text{ср.}}$ , м/с	3,37	3,41	4,18	9,03	2,01	4,07
	E-06	E-06	E-06	E-06	E-05	E-05
$V_{001}$ , град	36	32	12	22	21	27
$V_{011}$ , град	12	24	38	28	26	23
$V_{111}$ , град	29	23	44	33	36	29
$C_1$	1,38	8,23	6,64	8,55	4,84	4,89
	E-12	E-16	E-14	E-12	E-11	E-11
$m_1$	4,8100	7,2765	5,7929	4,3972	3,9877	4,1613



Результати множинного кореляційного аналізу показують, що при прогнозуванні швидкості розповсюдження тріщини від утомленості в кристалітах алюмінієвого сплаву (ГЦК кристалічні грати) найефективніше може бути застосоване рівняння:

$$V_{\text{ср.}} = -0,000500932 + 0,00162266S_{\text{max}} + 7,2215E-9N_{l=1} - 0,000347503Q_1 + 0,0000910496Q_2.$$

У цьому випадку квадрат коефіцієнта кореляції  $r^2$  досягає 100 %.

При прогнозуванні кількості циклів навантаження до появи тріщини від утомленості довжиною 1 мм доцільне використання рівняння:

$$N_{l=1} = 16641,1 - 172,475V_{001} + 262,434V_{011} - 157,379V_{111}.$$

Відповідний квадрат коефіцієнта кореляції  $r^2$  дорівнює 97,284 %.

Коефіцієнти рівняння Париса можуть бути визначені за допомогою рівнянь:

$$m_1 = -15,1686 + 6,64621E-8 N_{l=1} + 0,414902V_{001} + 0,342322V_{011};$$

$$C_1 = 0,00184974 + 6,64621E-8 N_{l=1} - 0,0000297211V_{001} - 0,0000197566V_{011} - 0,0000200632V_{111}.$$

При застосуванні вказаних рівнянь квадрати коефіцієнтів кореляції  $r^2$  дорівнюють відповідно 94,44 і 95,21 %.

Результати кореляційного аналізу наведено у табл. 2.

Таблиця 2

## Коефіцієнт кореляційних рівнянь

Характеристика	Параметр	Коефіцієнт	Параметр	Коефіцієнт
$N_{l=1}$	A	1829,24	A	13748,5
	$S_{\text{max}}$	-18606,5	$V_{001}$	209,966
	$Q_1$	8517,87	$V_{011}$	146,529
	-	-	$V_{111}$	175,383
	$r^2$	63,49	$r^2$	92,9
$V_{\text{ср.}}$	A	-0,000227188	A	-0,000500932
	$S_{\text{max}}$	0,000691059	$S_{\text{max}}$	0,00162266
	$Q_1$	-0,000084433	$N_{l=1}$	7,2215E-9
	$N_{l=1}$	-1,08402E-9	$Q_1$	-0,000347503
	-	-	$Q_2$	0,0000910496
	$r^2$	42,06	$r^2$	100
$m_1$	A	34,3144	A	-15,1686
	$S_{\text{max}}$	-64,4237	$V_{001}$	0,414902
	$Q_1$	0,258061	$V_{011}$	0,342322
	$N_{l=1}$	0,000423549	$N_{l=1}$	0,001457741
	$r^2$	65,26	$r^2$	94,44
$C_1 \cdot 10^6$	A	-0,000565991	A	0,00184974
	$S_{\text{max}}$	0,00131421	$V_{001}$	-0,0000297211
	$Q_1$	-0,000020215	$V_{011}$	-0,0000197566
	$N_{l=1}$	-7,76988E-9	$V_{111}$	-0,0000200632
	-	-	$N_{l=1}$	6,64621E-8
	$r^2$	71,35	$r^2$	95,21

**Висновок.** Розроблена методика одержання зразків зі спеціальною грубозернистою структурою може бути застосована для дослідження впливу кристалографічної орієнтації на процес руйнування монокристалів.

Кореляційний аналіз результатів випробувань вказує на суттєвий вплив кристалографічної орієнтації на процес руйнування кристалітів алюмінієвого сплаву.



## Список літератури

1. *Іванова В.С., Терентьев В.Ф.* Природа усталости металлов. – М: Металлургия, 1975. – 456 с.
2. *Радченко А.И., Кабесас А. Х. М.* Полная диаграмма точек бифуркаций процесса усталости алюминиевого сплава Д16 // *Металлофизика и новейшие технологии.* – 1998. – 20, № 5. – С. 72–80.
3. *Карускевич М.В.* Монокристаллический датчик усталостного повреждения конструкций//Дис. на соискание ученой степени канд. техн. наук – К., 1990. – 128 с.
4. *Радченко А.И.* Дискретно-вероятностная модель усталостного разрушения металлов//Тез. пленарных докл. VIII Всесоюз. конф. по усталости металлов. – М: Ин-т металлургии им. А.А. Байкова АН СССР, 1982. – С.90–93.
5. *Радченко А.И., Карускевич М.В., Корчук Е.Ю.* Исследование инкубационного периода усталости кристаллитов алюминиевого сплава АД-1 методом микротвердости// Проблемы системного подхода в экономике: Сб. науч. тр. – К.: КМУГА, 2000. – Вып. 4. – С. 171–174.
6. *Лужникова Л.П.* Материалы в машиностроении. Т. 1. Цветные металлы и сплавы. – М.: Машиностроение, 1967. – 304 с.
7. *Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.* Рентгенографический и электронографический анализ металлов. – М.: Гос. науч.-техн. изд-во лит. по черной и цветной металлургии. 1963. – 256 с.
8. *Микляев П.Г., Неишпар Г.С., Кудряшов В.Г.* Кинетика разрушения. – М.: Металлургия, 1979. – 279 с.
9. *Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений.* В 2-х т. Т.1: Пер. с англ. / Под ред. Ю. Мураками. – М.: Мир, 1990. – 448 с.
10. *Мак-Кранен Д., Дорн У.* Численные методы и программирование на Фортране. – М.: Мир, 1977. – 584 с.

Стаття надійшла до редакції 23.04.02.

УДК 519.71

В.М. Казак, канд. техн. наук

### РЕОРГАНІЗАЦІЯ ПРОЦЕСУ КЕРУВАННЯ КІНЦЕВИМ ПОЛОЖЕННЯМ ЛІТАЛЬНОГО АПАРАТУ, ЯКИЙ ОТРИМАВ ПОШКОДЖЕННЯ НЕСУЧОЇ ПОВЕРХНІ

*Запропоновано розв'язок проблеми організації процесу керування кінцевим положенням літального апарату в умовах можливого пошкодження його несучих поверхонь.*

При організації керування літальним апаратом (ЛА) в умовах можливого пошкодження несучих поверхонь можуть відбуватися два випадки:

- пошкодження, одержане в період сумісного польоту у підвісному на носії стані;
- пошкодження, одержане у автономному польоті ЛА.

У першому випадку при точній ідентифікації місця та ступеня пошкодження аеродинамічної поверхні ЛА бортова цифрова обчислювальна машина (БЦОМ) носія повинна обчислити початкові умови старту  $\{D_0, \dot{D}_0, \theta_p, \varphi_{pв}, X_p, \varphi_{pг}, n_p\}$  та забезпечити таке просторове положення носія в момент старту ЛА, щоб створити сприятливі при даному пошкодженні умови зближення (рис. 1). При цьому в бортовий комп'ютер носія заздалегідь повинні бути введені траєкторії зближення ЛА з об'єктом зближення для всіх можливих варіантів пошкоджень його аеродинамічної поверхні й опорна траєкторія для випадку відсутності будь-яких пошкоджень та нормального функціонування термінальної системи керування. Машина, порівнюючи опорну траєкторію з розрахованою для даного конкретного пошкодження, визначає відхилення параметрів траєкторії зближення та обчислює за ними такий передстартовий маневр носія, щоб створити найсприятливіші при даному конкретному пошкодженні початкові умови зближення  $(D_0, \chi_{p0}, \theta_{p0}, \varphi_{p0})$  [1; 2].