

PACS numbers: 46.50.+a, 61.72.Lk, 62.20.F-, 62.20.me, 81.40.Lm, 81.40.Np, 81.70.Bt

Кристалографічні аспекти формування та розвитку деформаційного рельєфу як показника накопиченого втомного пошкодження (огляд джерел)

Т. П. Маслак, С. Р. Ігнатович, М. В. Карускевич, О. М. Карускевич,
Т. В. Турчак*

*Національний авіаційний університет,
просп. Любомира Гузара, 1,
03058 Київ, Україна*

**Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

В статті представлено огляд досліджень, в яких було розглянуто кристалографічні аспекти процесу втомного пошкодження металевих полікристалів і монокристалів. Метою є обґрунтування необхідності та можливості урахування текстури полікристалічних матеріалів і кристалографічної орієнтації монокристалів для розрахунку еквівалентних напружень багатоосевого навантаження, задля аналізу та кількісної оцінки накопиченого втомного пошкодження. Виконано: аналізу сучасних досліджень деформаційного рельєфу поверхні металів як показника накопиченого втомного пошкодження; аналізу кристалографії складових деформаційного рельєфу; визначення впливу текстури конструкційних стопів на формування деформаційного рельєфу та відповідного втомного пошкодження; обґрунтування припущення про активацію додаткових систем ковзання під час двовісного циклічного навантажування. Звернуто увагу

Corresponding author: Tetyana Petrivna Maslak
E-mail: tetiana.maslak@npp.nau.edu.ua

*National Aviation University,
1 Lyubomyr Huzar Ave., UA-03058 Kyiv, Ukraine*

**G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: T. P. Maslak, S. R. Ignatovych, M. V. Karuskevych, O. M. Karuskevych, and T. V. Turchak, Crystallographic Aspects of the Formation and Development of Deformation Relief as an Indicator of Accumulated Fatigue Damage (Review of Sources), *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 7: 649–661 (2024) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.46.07.0649](https://doi.org/10.15407/mfint.46.07.0649)

на те, що метод Губера–Мізеса, який використовується для розрахунків еквівалентних напружень під час двовісного навантажування, не враховує анізотропію конструкційних стопів, зокрема алюмінієвих стопів, які використовуються в авіаційних конструкціях. Методи дослідження, яких розглянуто в статті: механічні випробування, оптична мікроскопія, рентгеноструктурна аналіза. Основним результатом є обґрунтування необхідності врахування кристалографічної анізотропії для розрахунку еквівалентних напружень за багатоосового навантаження. Проведено огляд досліджень, в яких накопичення втомного пошкодження та відповідне формування й розвиток деформаційного рельєфу пов'язані з кристалографічною орієнтацією монокристалів і кристалітів текстурованих полікристалічних матеріалів, що вказує на необхідність і можливість урахування кристалографічних аспектів для розробки методів оцінки накопиченого втомного пошкодження. Ефект кристалографічної орієнтації монокристалів і текстури полікристалічних матеріалів є істотним як за одновісного навантажування, так і за двовісного навантажування.

Ключові слова: втома металів, деформаційний рельєф, кристалографія ковзання, одновісне навантажування, багатоосове навантажування, еквівалентне напруження.

The paper involves reviewing researches, which consider crystallographic aspects of fatigue damage in both metallic polycrystals and single crystals. The primary aim of this work is to substantiate the necessity and feasibility of considering both material texture in polycrystals and the crystallographic orientation of single crystals during the assessment of equivalent stresses under multiaxial loading. Additionally, the study aims to assess quantitatively the accumulated fatigue damage. The tasks undertaken include as follows: analysing contemporary research investigating cases, where surface deformation relief in metals serves as an indicator of accumulated fatigue damage, examining crystallography; studying the surface relief components, and estimating how the texture of constructional metals influences the formation of deformation relief and corresponding fatigue damage. The study provides evidence for the activation of additional slip systems during biaxial loading. It is noted that the Huber–Mises method for assessing equivalent stresses during biaxial loading does not account for anisotropy in constructional materials, such as aluminium alloys commonly used in aviation. Methodologically, the paper considers mechanical tests, light microscopy, x-ray analysis. The main result of the study is the substantiation of the need to consider metals' crystallographic anisotropy, when calculating equivalent stresses under multiaxial loading. The review of research indicates that the fatigue-damage accumulation and the evolution of surface deformation relief are related closely to the crystallographic orientation of single crystals and crystal-lites in textured polycrystal materials. Recognizing these crystallographic aspects is essential for thorough estimating accumulated fatigue damage. It demonstrates the necessity and feasibility of considering crystallographic aspects in the development of methods for estimating accumulated fatigue damage. The effect of both the crystallographic orientation of single crystals and the texture of polycrystalline material is pronounced under the uniaxial and biaxial loadings.

Key words: metal fatigue, deformation relief, crystallography of slip, uniaxial loading, multiaxial loading, equivalent stress.

(Отримано 28 березня 2024 р.; остаточн. варіант — 6 травня 2024 р.)

1. ВСТУП

Авіаційні конструкції в польоті та на землі зазнають різноманітних за природою та наслідками повторних навантажувальних впливів. Лише незначна частина з них є одновісними, що уможливорює прогнозувати довговічність на основі відомих даних стосовно механічних властивостей металів, теорій та інструментальних методів оцінки накопиченого втомного пошкодження. Більшість експлуатаційних навантажувальних впливів є багатоосьовими. Аналізі та класифікації сучасних методів прогнозування довговічності за багатоосьового навантажування присвячено значну кількість робіт, наприклад [1, 2].

В авіабудівній індустрії базовим розрахунком міцності авіаційних конструкцій є розрахунок статичної міцності відповідно до норм льотної придатності [3], який на певному етапі створення літака доповнюється розрахунками й експериментальними дослідженнями втомної довговічності.

В основі розрахунку статичної міцності конструкцій, які зазнають багатоосьового навантажування, лежить використання еквівалентних напружень Губера–Мізеса [4, 5].

Втім, відомо, що метод Губера–Мізеса не враховує анізотропію конструкційних стопів, зокрема алюмінієвих стопів, які використовуються в авіаційних конструкціях. Водночас численні експерименти свідчать, що зазначена анізотропія проявляється на всіх стадіях втомного пошкодження. На інкубаційній стадії втоми ознаками анізотропії процесу накопичення втоми є закономірності геометрії деформаційного рельєфу поверхні. Спостереження деформаційного рельєфу поверхні, представлені в роботах [6, 7], дали змогу розробити методологію інструментальної оцінки накопиченого втомного пошкодження. В роботі [8] було показано можливість використання параметрів деформаційного рельєфу поверхні як для моніторингу втоми за одновісного навантажування, так і за двовісного.

Особливості формування деформаційного рельєфу поверхні, який є показником накопиченого втомного пошкодження, вказують на важливу роль кристалографічної орієнтації монокристалів і окремих кристалітів полікристалічних матеріалів в процесі накопичення пошкодження, що необхідно враховувати під час прогнозування втомної довговічності. Враховуючи, що авіаційні стопи мають складний хемічний склад і містять велику кількість зміцнювальних фаз (наприклад Θ - Al_2Cu і $\text{S-CuAl}_2\text{Mg}$), для повноцінних досліджень втомної довговічності та впливу навантажувальних впливів на структу-

ру стопу доцільно використовувати методи трансмісійної електронної мікроскопії [9], що значно ускладнює оцінку реального стану елементів конструкції. Авторами [10] було показано, що в процесі інтенсивних навантажень можуть відбуватися нелінійні процеси, які здатні викликати істотні зміни механічних характеристик стопів та їхньої структури. Таким чином запропонована методика досліджень напружень, що виникають під час експлуатації в таких складних матеріалах як авіаційні стопи, значно поліпшує аналізу напружень, що можуть виникати.

Метою є обґрунтування необхідності та можливості урахування текстури полікристалічних матеріалів і кристалографічної орієнтації монокристалів для розрахунку еквівалентних напружень багатоосового навантажування, для аналізу та кількісної оцінки накопиченого втомного пошкодження. Попередні результати, які вказують на доцільність зазначеного підходу, було розглянуто в роботі [11].

2. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Деформаційний рельєф поверхні досліджувався багатьма авторами. До перших досліджень деформаційного рельєфу поверхні відноситься робота [12], в якій дослідження проводилося за допомогою оптичної мікроскопії. В роботах [13, 14] формування поверхневого рельєфу розглядалось як результат простого дислокаційного руху. В роботі [15] було опубліковано перші зображення структури, які виявляли дислокаційну структуру стійких смуг ковзання в монокристалах міді і рельєф поверхні у формі екструзій.

Стійким смугам ковзання на поверхні зразків відповідає специфічна дислокаційна структура у внутрішньому об'ємі матеріалу [16, 17], характерною особливістю якої є чергування зон з високою та низькою густиною дислокацій.

Один з оглядів, в якому представлено історію та найбільш сучасні досягнення в напрямі дослідження природи деформаційного рельєфу, наведено в роботі [18]. В роботі [19] розглянуто еволюцію деформаційного рельєфу поверхні та формування втомних тріщин у стопі Rene 41.

Перелік досліджень, публікацій і виявлених закономірностей зростає не тільки з формуванням нових теорій, але і з появою нових методів дослідження та відповідних нових можливостей.

Структурними складовими деформаційного рельєфу є: індивідуальні стійкі смуги ковзання у монокристалах і полікристалах, макростійкі смуги ковзання у монокристалах, інтрузії, екструзії різної конфігурації [19, 20].

В більшості проведених раніше досліджень деформаційний рельєф досліджувався за одновісного навантажування. Аналіза процесу

формування та розвитку деформаційного рельєфу й відповідного пошкодження за циклічного навантажування потребує врахування впливу кристалографічної орієнтації зерен металу на активацію руху дислокацій та їхню взаємодію.

Пластична деформація у металах проходить шляхом дислокаційного ковзання по найбільш напружених системах ковзання. Активация систем ковзання визначається величиною приведених напружень зсуву, які розраховуються відповідно до закону Шміда по значеннях зовнішніх напружень і кутів між прикладеним навантаженням і площинами та напрямками зсуву [21].

Доцільність дослідження механічних характеристик монокристалів зумовлено не тільки тим, що вони є ідеальними об'єктами з точки зору розуміння феноменології їхнього деформаційного пошкодження, але й їхнім застосуванням у практичних задачах підвищення несучої здатності елементів конструкцій, виготовлених з монокристалів. Так, наприклад, монокристали використовуються для виготовлення лопаток турбін авіаційних двигунів та енергетичних установок; водночас механізм розвитку тріщин у процесі плазучості значною мірою зумовлений особливостями кристалічних структур лопаток [22].

Алюмінієві монокристали різної орієнтації використовувалися не тільки для вивчення природи та закономірностей деформації металів, але і в практичному сенсі як індикатори втоми [23]. Монокристали алюмінію (99,995% Al) діаметром у 15 мм були виготовлені відповідно до Бріджменового методу. Одержана циліндрична заготовка розрізалась електроіскровим методом на пластини товщиною у 0,4–0,5 мм, довжиною у 30 мм, шириною у 10 мм і заданою кристалографічною орієнтацією, яка визначалася рентгенівським дифрактометром. Потрібна якість поверхні й усунення зміцненого поверхневого шару досягались електролітичним поліруванням.

Монокристалічні сенсори втоми мали орієнтації $\langle 001 \rangle \{100\}$, $\langle 111 \rangle \{110\}$, $\langle 221 \rangle \{110\}$. Вказаний кристалографічний напрямок збігався з віссю діючого навантаження зразка, на якому індикатори встановлювалися. Циклічне навантажування проводилося синусоїдальним циклом із частотою у 11 Гц і коефіцієнтом асиметрії циклу навантажування $R=0$. Кріплення сенсорів до зразка проводилося клеєм на основі ціанокрилату. Моніторинг стану в процесі навантажування проводився засобами оптичної мікроскопії. Проведені спостереження показали, що чутливість сенсорів до циклічного навантажування залежить від кристалографічної орієнтації.

Сенсори з орієнтацією $\langle 001 \rangle \{100\}$ (рис. 1, а), схильні до множинного ковзання, є найбільш чутливими. Деформаційний рельєф формується на ранній стадії втоми, має специфічний, некристалографічний характер. Сенсори орієнтації $\langle 221 \rangle \{110\}$ (рис. 1, б) демонструють рельєф іншої морфології, проте і ці індикатори є чут-

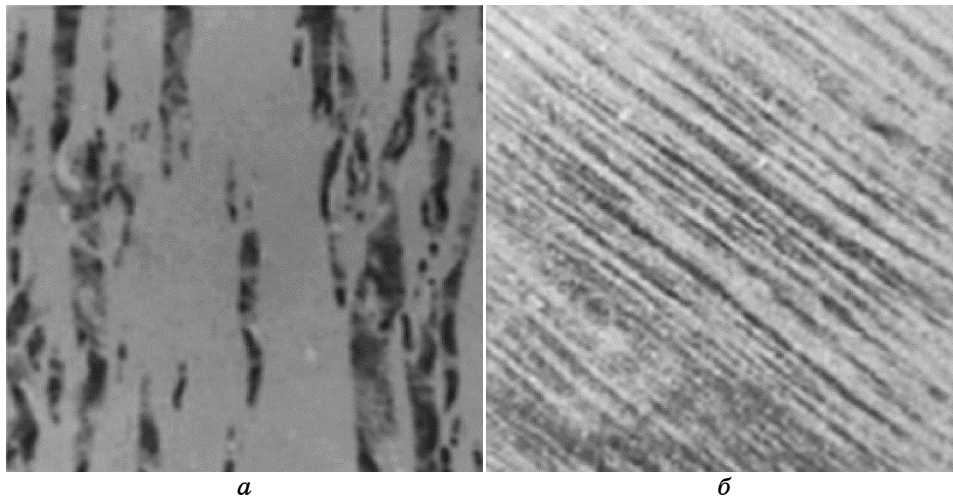


Рис. 1. Деформаційний рельєф поверхні сенсорів: монокристал орієнтації $\langle 100 \rangle$ після 46000 циклів навантажування (а), монокристал орієнтації $\langle 221 \rangle$ після 90000 циклів навантажування [23] (б).

Fig. 1. Deformation relief of sensors' surface: single crystal with orientation $\langle 100 \rangle$ after 46000 loading cycles (a), single crystal with orientation $\langle 221 \rangle$ after 90000 loading cycles (b).

ливими до кількості циклів навантажування.

Слід відмітити, що в моделях накопичення пошкодження, які базуються на законі Шміда, що визначає критичні напруження зсуву, певні відхилення від очікуваних закономірностей можуть бути викликані ефектами, які спостерігалися, наприклад, в роботі [24]. Під час навантажування монокристалів алюмінію методом рентгівенівської топографії досліджувався процес активації ковзання на ранній стадії пластичного деформування.

Було виявлено ковзання в системах з невеликим фактором Шміда, в той час як значно більше значення фактора Шміда не забезпечувало активацію ковзання (табл. 1).

Як видно із табл. 1, у проведеному експерименті спостерігалась активація ковзання в системі з найбільшим фактором Шміда (0,49 X), а також в третій (0,34 X) і десятій (0,15 X) за значенням фактора Шміда системах ковзання. Відхил від закону Шміда пояснюється особливостями руху дислокацій в залежності від взаємного розташування площини ковзання та площини поверхні кристалу.

Іншим чинником, який вносить корективи в дію закону Шміда, є кількість одночасно активованих систем ковзання, що залежить від кристалографічної орієнтації. Так, кількість активованих систем ковзання впливає на морфологію поверхні деформаційного рельєфу.

ТАБЛИЦЯ 1. Фактори Шміда й активовані системи зсуву [24].

TABLE 1. Schmid factors and activated slip systems.

Площина ковзання	Кут між площиною ковзання та поверхнею кристалу	Напрямок ковзання	Фактор Шміда, X — активована система ковзання
$(\bar{1}\bar{1}1)$	76	$[10\bar{1}]$	0,49 X
		$[110]$	0,30
		$[011]$	0,19
$(\bar{1}11)$	51	$[101]$	0,48
		$[110]$	0,33
		$[01\bar{1}]$	0,15 X
$(11\bar{1})$	86	$[\bar{1}10]$	0,34 X
		$[101]$	0,24
		$[011]$	0,1
(111)	21	$[\bar{1}10]$	0,28
		$[10\bar{1}]$	0,20
		$[01\bar{1}]$	0,06

В роботі [25] досліджувалися монокристали алюмінію чистоти 99,99%. Стадія зародження тріщини виявилася істотно залежною від кристалографічної орієнтації; при чому не лише напруження в первинній системі ковзання зумовлюють цей вплив, але і напруження в критичній і сполучній системах ковзання. Відповідні поверхневі структури показано на рис. 2.

Кристалографічність деформаційного рельєфу поєднується з його фрактальністю, що виявлена як на монокристалах [26, 27], так і на полікристалічних пластичних металах [28]. Характерними розмірами структур смуг ковзання вважалися віддалі між лініями ковзання та висоти сходинок ковзання (рис. 3).

У полікристалічних матеріалах локалізована пластична деформація також пов'язана з орієнтацією зерен [29, 30], яка характеризується фактором Шміда, а також впливом меж зерен [31].

Що стосується інтегрального урахування кристалографічної орієнтації у аналізі втомного пошкодження полікристалічних матеріалів, то її кількісні показники визначаються наявністю певної текстури в результаті пластичної деформації й температурного впливу.

Текстура листових плакованих алюмінієвих стопів формується в процесі прокатування. Є два види анізотропії прокатування. Перший вид відноситься до кристалографічної текстури та полягає у переважній орієнтації більшості зерен. Другий тип полягає у формуванні переважної геометрії зерен, отримання ними поздовжньої

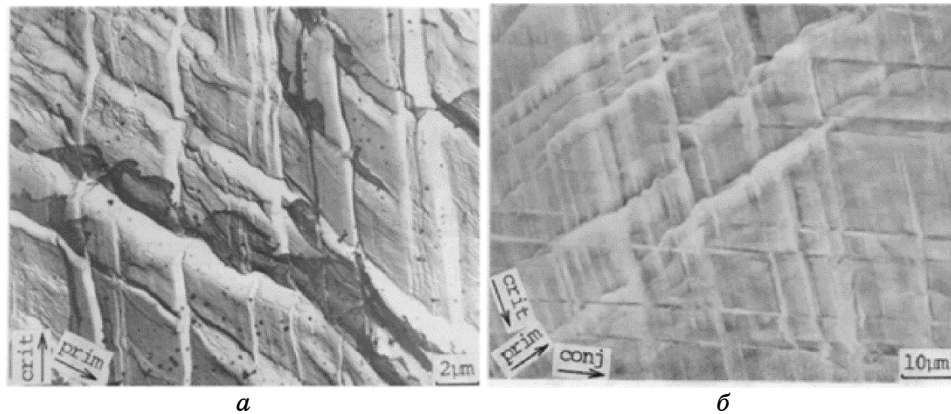


Рис. 2. Множинне ковзання в монокристалах алюмінію [25]: подвійне ковзання (а), потрійне ковзання (б).

Fig. 2. Multiple slip in aluminium single crystals [25]: double slip (a), triple slip (b).

форми у напрямі осі прокатування.

Пластична деформація майже повністю визначається кристалографічними параметрами текстури [32]. Для плакувального шару текстура полягає в переважному орієнтуванні зерен відповідно до орієнтації $\{112\}\langle 111\rangle$; для стопів це — орієнтація $\{110\}\langle 112\rangle$ [33]. Для аналізу впливу текстури на процес формування полікристалів використовується розрахунок фактора Тейлора. Фактор Тейлора визначає зведені напруження зсуву для визначеної кристалографічної орієнтації, яка є результатом кристалографічної текстури прокатування.

Відомо, що процес втоми металів є стадійним. Перша стадія, — зародження втомної тріщини, — є локальною; тріщина зароджується в найбільш навантаженому кристаліті поблизу концентратора напружень. А тривалість інкубаційної стадії втоми в цьому кристаліті впливає на тривалість інкубаційної стадії в цілому і залежить від кристалографічної орієнтації «критичного» зерна [34, 35].

Що стосується впливу ковзання в системах з фактором Шміда, меншим, ніж первинний, цікаве спостереження було зроблено в роботі [36]. У полікристалах з ГЦК-ґратницею за циклічного навантажування ковзання в первинній системі викликає підвищення напруження зсуву у вторинній системі ковзання до критичного значення з відповідною активацією ковзання. Ковзання у вторинній системі суттєво посилює інтенсивність пластичного деформування в первинній системі. Таким чином, поява вторинної системи ковзання має істотний ефект на інтенсивність формування складових деформаційного рельєфу — екструзій та інтрузій.

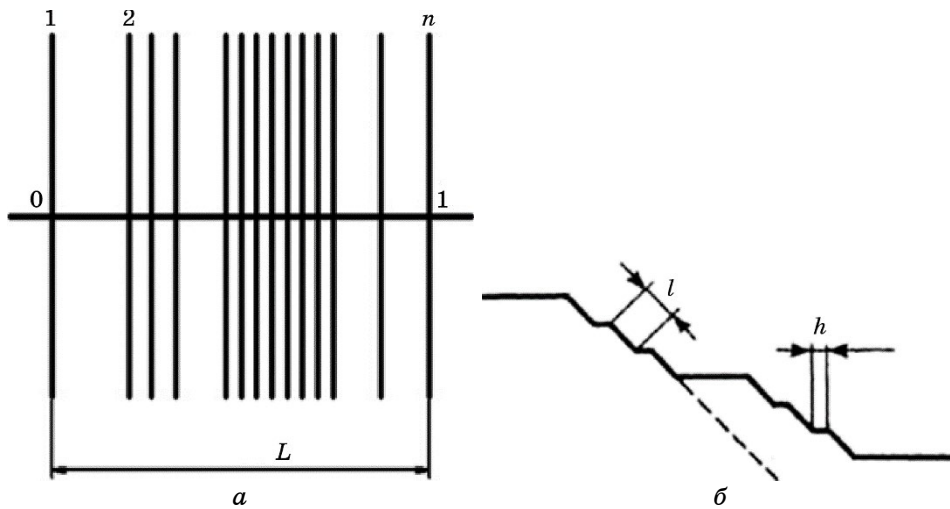


Рис. 3. Лінії ковзання n (а) і смуги ковзання (б) (l — віддаль між зонами ковзання, h — ширина зони ковзання) [26].

Fig. 3. Slip lines n (а) and slip bands (б) (l is distance between slip zones, h is width of slip zone).

Багатоосьове навантажування також приводить до формування та розвитку деформаційного рельєфу поверхні [8]. Активація систем ковзання у полікристалах і монокристалах під час двовісного навантажування має свої особливості.

В роботі [37] стверджується, що втомна довговічність за багатоосьового навантажування істотно відрізняється від тієї, що спостерігається за навантажування «еквівалентними» напруженнями, визначеними за методикою, яка використовується в інженерних розрахункових процедурах.

В проведених нами дослідженнях [38] досліджувався деформаційний рельєф поверхні на поверхні плакувального шару алюмінійового ступу 2024Т3. Проведено оптичне дослідження деформаційного рельєфу поверхні за одновісного циклічного навантажування і комбінованого навантажування розтягом і крученням. Під час одновісного навантажування спостерігалось одиначне ковзання у кристалитах, орієнтованих найбільш сприятливо. За комбінованого навантажування виявлено ознаки ковзання більш ніж в одній системі ковзання.

Це підтверджується і розрахунками факторів Шміда для всіх систем ковзання, як за розтягу, так і за спільної дії розтягу з крученням [11]. Наведений приклад комбінованого навантажування вказує на можливість одночасної активації систем ковзання, як в результаті дії розтягувальної компоненти, так і кручення.

Очевидно, що на активацію певних систем ковзання впливає і рівень діючих компонент напружень. Деформаційний рельєф поверхні при цьому відображає дислокаційний механізм пошкодження, в тому числі взаємодію дислокацій різних систем ковзання та відповідне деформаційне зміцнення.

3. ВИСНОВКИ

Проведений огляд досліджень, в яких накопичення втомного пошкодження та відповідне формування й розвиток деформаційного рельєфу пов'язані з кристалографічною орієнтацією монокристалів і кристалітів текстурованих полікристалічних матеріалів, вказує на необхідність і можливість урахування кристалографічних аспектів задля розробки методів оцінки накопиченого втомного пошкодження. Ефект кристалографічної орієнтації монокристалів і текстури полікристалічних матеріалів є істотним, як за одновісного навантажування, так і за двовісного навантажування.

Деформаційний рельєф поверхні, зумовлений дією компонент багатоосового навантаження, відображає процес активації систем ковзання.

Подальші дослідження, заплановані авторами статті, будуть спрямовані на удосконалення процедури визначення еквівалентних напружень багатоосового навантажування з урахуванням анізотропії реальних конструкційних металів.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. J. C. Balthazar and L. Malcher, *Proc. of the Int. Symposium on Solid Mechanics (March 5–7, 2007, São Paulo)*, p. 63.
2. A. Karolczuk and E. Macha, *Int. J. Fracture*, **134**: 267 (2005).
3. *Certification Specifications and Acceptable Means of Compliance for Large Aeroplanes CS25. Amendment 26* (European Union Aviation Safety Agency: 2020).
4. R. V. Mises, *Math.-Phys. Klasse*, **1913**: 582 (1913).
5. M. T. Huber, *Arch. Mech.*, **56**: 173 (2004).
6. M. Karuskevich, O. Karuskevich, T. Maslak, and S. Schepak, *Int. J. Fatigue*, **39**: 116 (2012).
7. M. Karuskevich and T. Maslak, *Fatigue and Fracture Eng. Mater. Structures*, **44**, Iss. 10: 2913 (2021).
8. Ł. Pejkowski, M. Karuskevich, and T. Maslak, *Fatigue Fracture Eng. Mater. Structures*, **42**, Iss. 10: 2315 (2019).
9. O. E. Zasimchuk, M. G. Chaousov, B. M. Mordiyuk, O. I. Baskova, V. I. Zasimchuk, T. V. Turchak, and O. S. Gatsenko, *Progress in Physics of Metals*, **22**, No. 4: 619 (2021).
10. O. Zasimchuk, T. Turchak, and N. Chaousov, *Results Mater.*, **6**: 100090 (2020).
11. T. Maslak and M. Karuskevich, *Fatigue Fracture Eng. Mater. Structures*, **46**, Iss. 3: 1211 (2023).

12. P. J. E. Forsyth, *Nature*, **171**: 172 (1953).
13. J. A. Ewing and J. C. W. Humfrey, *Phil. Trans. Royal Society A. Math., Phys. Eng. Sci.*, **200**: 241 (1903).
14. H. N. Hahn and D. J. Duquette, *Acta Metall.*, **26**, Iss. 2: 279 (1978).
15. P. Lukáš, M. Klesnil, and J. Krejčí, *Basic Solid State Phys.*, **27**, Iss. 2: 545 (1968).
16. N. Thompson, N. J. Wadsworth, and N. Louat, *Phil. Mag.*, **1**, Iss. 2: 113 (1956).
17. P. Lukáš and M. Klesnil, *phys. status solidi*, **37**, Iss. 2: 833 (1970).
18. J. Polák, *Crystals*, **13**, No. 2: 220 (2023).
19. T. Babinský, I. Kuběna, I. Šulák, T. Kruml, and J. Polák, *Mater. Sci. Eng. A*, **819**: 141520 (2021).
20. В. М. Горицкий, В. Ф. Терентьев, *Структура и усталостное разрушение металлов* (Москва: Металлургия: 1980).
21. E. Schmid and W. Boas, *Plasticity of Crystals* (London: F. A. Hughes and Co. Limited: 1950).
22. С. О. Неманежин, Г. І. Львов, Ю. І. Торба, *Авіаційно-космічна техніка і технологія*, № 4, спецвип. 2 (182): 42 (2022).
23. E. E. Zasimchuk, R. G. Gontareva, M. V. Karuskevich, I. K. Zasimchuk, and Y. G. Gordienko, *Proc. Conf. 'Materials Structure and Micromechanics of Fracture (MSMF-3)'* (Brno: 2001), p. 232.
24. O. Lohne, *phys. status solidi (a)*, **25**, Iss. 2: 709 (1974).
25. M. Hayashi, *Int. J. Fatigue*, **156**: 106661 (2022).
26. T. Kleiser and M. Bocek, *Int. J. Mater. Research*, **77**, Iss. 9: 582 (1986).
27. Yu. Gordienko, E. Zasimchuk, and M. Karuskevich, *Proc. Seventh Conf. Sensors and Their Applications* (Dublin: 1995), p. 387.
28. М. В. Карускевич, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, **47**, № 5: 48 (2011).
29. M. A. Tschopp, B. B. Bartha, W. J. Porter, P. T. Murray, and S. B. Fairchild, *Metall. Trans.*, **40**: 2363 (2009).
30. A. D. Kammers and S. Daly, *Exp. Mech.*, **53**: 1743 (2013).
31. W. Z. Abuzaid, M. D. Sangid, and J. D. Carroll, *J. Mech. Phys. Solids*, **60**, Iss. 6: 1201 (2012).
32. W. F. Hosford, *Mechanical Behavior of Materials* (Cambridge University Press: 2010).
33. Г. Вассерман, И. Гревен, *Текстуры металлических материалов* (Москва: Металлургия: 1969) (пер. з нім.).
34. А. И. Радченко, *Вопросы эксплуатационной долговечности и живучести конструкций летательных аппаратов* (Киев: КИИГА: 1982), с. 3.
35. А. И. Радченко, С. С. Юцкевич, *Надійність і довговічність машин і споруд*, вип. 38: 105 (2014).
36. S. R. Lin and T. H. Lin, *J. Mech. Phys. Solids*, **22**, Iss. 3: 177 (1974).
37. S. Kalluri and P. J. Bonacuse, *Advances in Multiaxial Fatigue* (Eds. D. L. McDowell and J. R. Ellis) (ASTM International: 1993).
38. M. Karuskevich, T. Maslak, and Ł. Pejkowski, *Proc. Int. Sci. Techn. Conf. 'In-Service Damage of Materials, Its Diagnostics and Prediction'* (Ternopil: 2019), p. 116.

REFERENCES

1. J. C. Balthazar and L. Malcher, *Proc. of the Int. Symposium on Solid Mechanics (March 5–7, 2007, São Paulo)*, p. 63.

2. A. Karolczuk and E. Macha, *Int. J. Fracture*, **134**: 267 (2005).
3. *Certification Specifications and Acceptable Means of Compliance for Large Aeroplanes CS25 Amendment 26* (European Union Aviation Safety Agency: 2020).
4. R. V. Mises, *Math.-Phys. Klasse*, **1913**: 582 (1913).
5. M. T. Huber, *Arch. Mech.*, **56**: 173 (2004).
6. M. Karuskevich, O. Karuskevich, T. Maslak, and S. Schepak, *Int. J. Fatigue*, **39**: 116 (2012).
7. M. Karuskevich and T. Maslak, *Fatigue and Fracture Eng. Mater. Structures*, **44**, Iss. 10: 2913 (2021).
8. Ł. Pejkowski, M. Karuskevich, and T. Maslak, *Fatigue Fracture Eng. Mater. Structures*, **42**, Iss. 10: 2315 (2019).
9. O. E. Zasimchuk, M. G. Chausov, B. M. Mordyuk, O. I. Baskova, V. I. Zasimchuk, T. V. Turchak, and O. S. Gatsenko, *Progress in Physics of Metals*, **22**, No. 4: 619 (2021).
10. O. Zasimchuk, T. Turchak, and N. Chausov, *Results Mater.*, **6**: 100090 (2020).
11. T. Maslak and M. Karuskevich, *Fatigue Fracture Eng. Mater. Structures*, **46**, Iss. 3: 1211 (2023).
12. P. J. E. Forsyth, *Nature*, **171**: 172 (1953).
13. J. A. Ewing and J. C. W. Humfrey, *Phil. Trans. Royal Society A. Math., Phys. Eng. Sci.*, **200**: 241 (1903).
14. H. N. Hahn and D. J. Duquette, *Acta Metall.*, **26**, Iss. 2: 279 (1978).
15. P. Lukáš, M. Klesnil, and J. Krejčí, *Basic Solid State Phys.*, **27**, Iss. 2: 545 (1968).
16. N. Thompson, N. J. Wadsworth, and N. Louat, *Phil. Mag.*, **1**, Iss. 2: 113 (1956).
17. P. Lukáš and M. Klesnil, *phys. status solidi*, **37**, Iss. 2: 833 (1970).
18. J. Polák, *Crystals*, **13**, No. 2: 220 (2023).
19. T. Babinský, I. Kuběna, I. Šulák, T. Kruml, and J. Polák, *Mater. Sci. Eng. A*, **819**: 141520 (2021).
20. V. M. Goritskiy and V. F. Terent'ev, *Struktura i Ustalostnoye Razrushenie Metallov* [Structure and Fatigue Failure of Metals] (Moskva: Metallurgiya: 1980) (in Russian).
21. E. Schmid and W. Boas, *Plasticity of Crystals* (London: F. A. Hughes and Co. Limited: 1950).
22. Ye. O. Nemanzhyn, H. I. L'vov, and Yu. I. Torba, *Aviatsiyno-Kosmichna Tekhnika i Tekhnolohiya*, No. 4, Suppl. 2 (182): 42 (2022) (in Ukrainian).
23. E. E. Zasimchuk, R. G. Gontareva, M. V. Karuskevich, I. K. Zasimchuk, and Y. G. Gordienko, *Proc. Conf. 'Materials Structure and Micromechanics of Fracture (MSMF-3)'* (Brno: 2001), p. 232.
24. O. Lohne, *phys. status solidi (a)*, **25**, Iss. 2: 709 (1974).
25. M. Hayashi, *Int. J. Fatigue*, **156**: 106661 (2022).
26. T. Kleiser and M. Bocek, *Int. J. Mater. Research*, **77**, Iss. 9: 582 (1986).
27. Yu. Gordienko, E. Zasimchuk, and M. Karuskevich, *Proc. Seventh Conf. Sensors and Their Applications* (Dublin: 1995), p. 387.
28. M. V. Karuskevich, *Fizyko-khimichna Mekhanika Materialiv*, **47**, No. 5: 48 (2011) (in Ukrainian).
29. M. A. Tschopp, B. B. Bartha, W. J. Porter, P. T. Murray, and S. B. Fairchild, *Metall. Trans.*, **40**: 2363 (2009).
30. A. D. Kammers and S. Daly, *Exp. Mech.*, **53**: 1743 (2013).
31. W. Z. Abuzaid, M. D. Sangid, and J. D. Carroll, *J. Mech. Phys. Solids*, **60**, Iss. 6: 1201 (2012).

32. W. F. Hosford, *Mechanical Behavior of Materials* (Cambridge University Press: 2010).
33. Von Gunter Wassermann und Johanna Grewen, *Tekstury Metallicheskih Materialov* [Texturen metallischer Werkstoffe] (Moskva: Metallurgiya: 1969) (Russian translation).
34. A. I. Radchenko, *Voprosy Ehkspluatatsionnoy Dolgovechnosti i Zhivuchesti Konstruktsiy Letatel'nykh Apparatov* [Questions of Operational Durability and Survivability of Aircraft] (Kyiv: KIIGA: 1982), p. 3 (in Russian).
35. A. Y. Radchenko and S. S. Yutskevych, *Nadiynist' i Dohovichnist' Mashyn i Sporud*, Iss. 38: 105 (2014) (in Ukrainian).
36. S. R. Lin and T. H. Lin, *J. Mech. Phys. Solids*, **22**, Iss. 3: 177 (1974).
37. S. Kalluri and P. J. Bonacuse, *Advances in Multiaxial Fatigue* (Eds. D. L. McDowell and J. R. Ellis) (ASTM International: 1993).
38. M. Karuskevich, T. Maslak, and Ł. Pejkowski, *Proc. Int. Sci. Techn. Conf. 'In-Service Damage of Materials, Its Diagnostics and Prediction'* (Ternopil: 2019), p. 116.