

Модель для прогнозування втомної довговічності титанових сплавів. Повідомлення 2. Апробація моделі та аналіз отриманих результатів

О. М. Герасимчук, О. В. Кононученко

Інститут проблем міцності ім. Г. С. Писаренка НАН України, Київ, Україна

Наведено результати розрахунку за запропонованою моделлю втомної довговічності гладких зразків із титанового сплаву ВТЗ-1 у семи структурних станах. Результати розрахунку, що представлені у вигляді кривих утоми до ініціювання тріщини і до руйнування, порівнюються з експериментальними даними. Показано їх добру узгодженість. Для порівняння наведено результати розрахунку довговічностей за експериментально побудованими діаграмами втомного руйнування під час росту тріщини.

Ключові слова: титанові сплави, втомна довговічність, прогнозування, мікроструктура.

Вступ. Як було зазначено раніше [1], титанові сплави є типовими представниками тих матеріалів, у яких під час циклічного навантаження (у режимі багатоциклової втоми) зародження мікроструктурно коротких тріщин (МКТ) відбувається уздовж стійких смуг ковзання (ССК). Для вказаного механізму зародження втомної тріщини було розроблено модель, яка дозволяє за результатами випробувань на короткочасний розтяг та аналізу мікроструктури розраховувати довговічність до ініціювання МКТ [1]. У роботі [1] було також запропоновано механістичні моделі для розрахунку довговічностей росту фізично малої тріщини (ФМТ) на перехідному (від стадії 1 – зародження до стадії 2 – росту магістральної або довгої тріщини (ДТ)) етапі і росту ДТ на стадії 2 до руйнування.

Мета даної роботи – показати достовірність розроблених моделей. Для апробації моделей було використано експериментальні результати випробувань на втому гладких зразків із двофазного ($\alpha + \beta$)-титанового сплаву ВТЗ-1 у різних структурних станах [2, 3].

Розрахунок кривих утоми. Нагадаємо основні формули, які було розроблено в [1] для розрахунку втомних довговічностей. Для розрахунку повної довговічності N_{total} до руйнування від утоми запропоновано модель у вигляді

$$N_{total} = N_d + N_{d \rightarrow l_i} + N_{l_i \rightarrow l_t}, \quad (1)$$

де N_d – кількість циклів навантаження до ініціювання МКТ глибиною, яка дорівнює лінійному розміру d мікроструктурного елемента, відповідального за втомну міцність (розмір зерна); $N_{d \rightarrow l_i}$ – кількість циклів навантаження під час росту ФМТ від d до l_i (глибина перехідної втомної тріщини); $N_{l_i \rightarrow l_t}$ – кількість циклів навантаження під час росту ДТ від l_i до глибини тріщини l_t , яка є критерієм руйнування від утоми.

Довговічність N_d до ініціювання МКТ в умовах симетричного циклу навантаження розраховується так:

$$N_d = \frac{2M^2 G^2 (h/d)^2}{\lambda \pi (1 - \mu) (\sigma_a - \sigma_{-1})^2}, \quad (2)$$

де σ_a – амплітуда напружень циклу; G – модуль пружності під час зсуву; μ – коефіцієнт Пуассона; M – фактор Гейлора; λ – універсальна константа, $\lambda = 0,005$; d – розмір зерна; h – ширина МКТ; σ_{-1} – границя витривалості.

Раніше [1] було також показано, що за $\mu = 0,3$ і $M = 2$ (для найсприятливіше орієнтованого зерна) середнє значення відношення $h/d = 0,12$. Ця величина може варіюватись у залежності від розорієнтування між зерном, в якому утворилась МКТ, і сусіднім зерном, через яке буде розповсюджуватись тріщина до руйнування. Для двох крайніх випадків кута розорієнтування $\theta_1 = 90^\circ$ і 0 величина h/d дорівнює $0,2$ і $0,06$ відповідно. Випадок $\theta_1 = 90^\circ$ є малоімовірним, оскільки тріщина, що зародилась у першому зерні, для просування “вибере” серед сусідніх зерен наступне зерно з найменшим розорієнтуванням. До розрахунку бралось середнє значення $h/d = 0,12$ для нетекстурованого матеріалу і $h/d = 0,06$ для структурних станів з яскраво вираженою (гострою) текстурою.

На основі вищезазначеного з урахуванням, що $G = E/(2(1 + \mu))$, де E – модуль пружності (для сплаву ВТЗ-1 $E = 1,275 \cdot 10^5$ МПа), для нетекстурованого, або ізотропного матеріалу ($M = 2$, $h/d = 0,12$) формулу (2) при $\mu = 0,3$ можна записати у наступному вигляді:

$$N_d \cong 1,55 \left(\frac{E}{\sigma_a - \sigma_{-1}} \right)^2. \quad (3)$$

Для текстурованого матеріалу ($h/d = 0,06$) маємо

$$N_d \cong 0,388 \left(\frac{E}{\sigma_a - \sigma_{-1}} \right)^2. \quad (4)$$

Величина σ_{-1} в залежності від розміру зерна d розраховується за формулою [3]

$$\sigma_{-1} = A + B \operatorname{arctg} \frac{\left(\frac{E}{Y \sqrt{\pi}} \sqrt{\frac{b}{d}} - A \right)}{B}, \quad (5)$$

де $A = (\sigma_f + \sigma_p)/2$; $B = (\sigma_p - \sigma_f)/\pi$; σ_f – напруження внутрішнього тертя в зерні, $\sigma_f \cong 2 \cdot 10^{-3} G$; σ_p – границя пропорційності (береться з результатів випробувань на короткочасний розтяг, для сплаву ВТЗ-1 $\sigma_p = 840$ МПа [2]);

b – модуль вектора Бюргерса. Для гексагональної щільно упакованої (ГЩУ) кристалічної ґратки α -титану найсприятливішим місцем виникнення ССК є призматична або базисна площина з вектором Бюргерса $b = 2,95 \cdot 10^{-10}$ м [4].

Довговічність на етапі росту перехідної ФМТ розраховується за формулою

$$N_{d \rightarrow l_i} = \frac{E^3 \sqrt{b}}{(\sigma_a Y_1 \sqrt{\pi d})^3} (l_i - d), \quad (6)$$

де l_i визначається за модифікованою діаграмою Кітагави–Такагаші [1]:

$$l_i = \frac{E^2 b}{\sigma_a^2 Y^2 \pi d} l_0, \quad (7)$$

де

$$l_0 = \frac{E^2 b}{\sigma_{-1}^2} \quad (8)$$

(σ_{-1} розраховується за формулою (5)).

Слід відмітити, що у формулах (5) і (7) геометричний фактор $Y = 1,122$, як було зазначено в [1]. На відміну від цього значення, на етапі росту поверхневої крайової напівеліптичної тріщини геометричний фактор буде поступово збільшуватись від найменшого 0,66 для тріщини глибиною d . Згідно з останніми даними, наведеними в літературних джерелах [5], для простоти інтегрування рівнянь для швидкості росту відносно малих тріщин зручно користуватись опосередкованим значенням геометричного фактора. Тому у формулі (6) для розрахунку використовується $Y_1 = 0,746$ [5].

І нарешті, довговічність на стадії росту магістральної ДТ розраховується за формулою

$$N_{l_i \rightarrow l_t} = \frac{2E^3 \sqrt{b} (\sqrt{l_0/d})^3}{(\sigma_a Y_1 \sqrt{\pi})^3} \left(\frac{1}{\sqrt{l_i}} - \frac{1}{\sqrt{l_t}} \right). \quad (9)$$

Як було встановлено раніше [2], за критерій руйнування від втоми приймали глибину поверхневої крайової напівеліптичної тріщини $l_t = 0,5$ мм, тобто 10% товщини перерізу зразка (5 мм). Оскільки визначена величина l_t відносно мала порівняно з розмірами перерізу зразка (5 × 5 мм), значення Y_1 в рівнянні (9) також береться рівним 0,746.

На рис. 1 представлено три типи структур сплаву ВТЗ-1. У табл. 1 наведено дані, які використовувались для розрахунку кривих втоми сплаву ВТЗ-1, а саме: d – діаметр α -глобулів для станів № 2–7 і товщина α -пластин для стану № 1; σ_{-1}^p – границя витривалості, розрахована за формулою (5). Для порівняння там же приведено експериментально встановлені на базі $2 \cdot 10^7$ цикл навантаження [2] границі обмеженої витривалості σ_{-1}^e . Також вказано типи структур та стислі характеристики текстури. Для стану № 1 (дрібнозерниста β -перетворена або пластинчаста структура (ДЗБП)) характе-

Т а б л и ц я 1

Вихідні дані для розрахунку втомної довговічності сплаву ВТ3-1 [3]

№ структурного стану j	Тип структури	Характеристика текстури	d , мкм	σ_{-1}^e , МПа	σ_{-1}^p , МПа
1	ДЗБП	–	0,4	800	792
2	Бімодальна	БП*-текстура, виразна, гостра	1,8	750	699
3	Глобулярна	Виразна	2	700	664
4	Бімодальна	БП-текстура, виразна, гостра	2,5	650	623
5			3	600	583
6	Глобулярна	Невиразна	4	520	512
7			10	350	343

* Базисно-призматична.

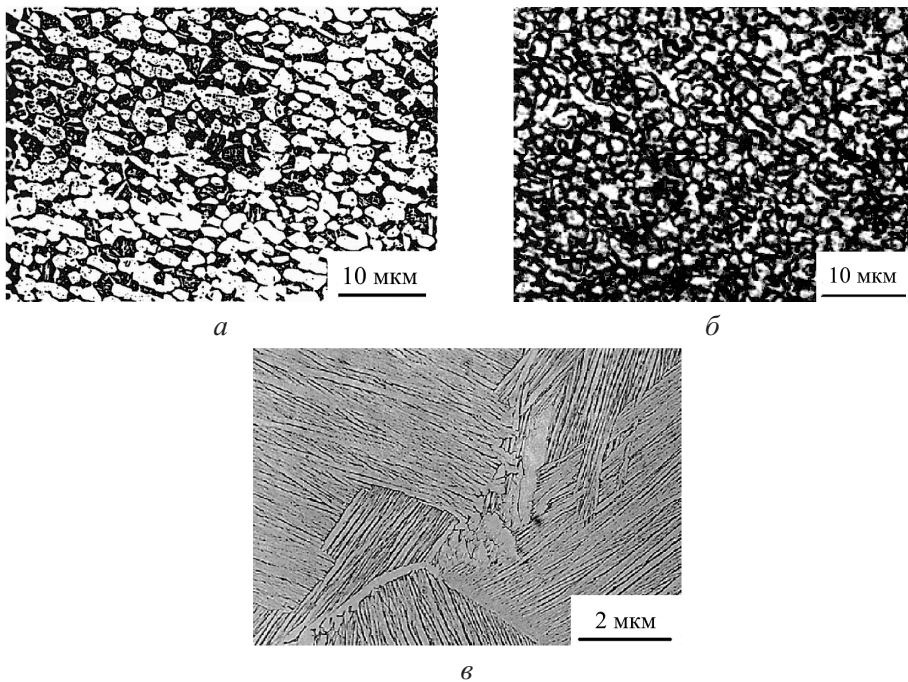


Рис. 1. Типи структур сплаву ВТ3-1: *a* – бімодальна № 2, 4, 5 (відповідає № структурного стану в табл. 1); *б* – глобулярна № 3, 6, 7; *в* – ДЗБП (№ 1).

ристу текстури не вказано, оскільки вона має подвійний характер. З одного боку, в об’ємі зразка текстуру можна охарактеризувати як невиразну, тому що структура складається з β -зерен розміром 50–60 мкм, у середині яких знаходяться колонії паралельно розташованих (однаково кристалографічно орієнтованих) α -пластин. Розміри колоній можуть займати від декількох ($\alpha + \beta$)-пластин до половини β -зерна [6]. β -зерна між собою розорієнтовані. З іншого боку, з появою МКТ в одній з α -пластин найсприятливіше орієнтованої колонії окремого β -зерна так звана перехідна ФМТ також буде розвиватись у

цьому ж β -зерні, просуваючись через колонію однаково орієнтованих α -пластин. Тому в цьому випадку текстуру можна охарактеризувати як гостру з кутом розорієнтування α -пластин $\theta_1 = 0$. Детально ці структури розглядалися у роботах [2, 3, 6].

Окрім цього, як зазначено в [7], в ДЗБП структурах пластична деформація активізується через два типи мод ковзання, так звані “важка” або “легка” деформаційні моди. Активізація тієї чи іншої моди залежить від кута розорієнтування між напрямками ковзання в α - і β -пластинах. У зв’язку з цим опір ковзанню, а отже, і розповсюдженню МКТ і ФМТ за легкої моди, коли розорієнтування відсутнє, буде відбуватись за рахунок границі колонії. Розмір (товщина) колонії L_c ($\alpha + \beta$)-пластин буде характеристичною довжиною, що визначає ефект розміру структурного параметра. Важка мода ковзання відноситься до систем, в яких перенос ковзання від однієї пластини до іншої в колонії гальмується α/β межею розділу через розорієнтування між системами ковзання в α - і β -пластинах. У цьому випадку характеристичною довжиною буде середня товщина α -пластин d_α для α -фази та середня товщина β -пластин d_β для β -фази.

Натомість вважаємо, що у будь-якому випадку (“важкого” чи “легкого” ковзання) β -пластини в ($\alpha + \beta$)-колоніях виконують роль ефективних бар’єрів під час ковзання або розповсюдження тріщини в колонії. Цей бар’єрний ефект пояснюється тим, що критичне приведенне напруження зсуву (КПНЗ) [8], необхідне для початку ковзання в β -пластинах, які мають об’ємно центровану кубічну (ОЦК) кристалічну ґратку [4], у декілька разів може перевищувати КПНЗ для α -пластин. Це відбувається за рахунок більшої величини вектора Бюргерса для β -фази і меншої товщини β -пластин [8].

У зв’язку з цим обмежимося розрахунком довговічності для випадку розорієнтування $\theta_1 = 0$ за важкого ковзання (d дорівнює товщині α -пластини) для ДЗБП структури.

Окрім розрахунку, проведеного за розробленими моделями, для порівняння було виконано розрахунок утомних довговічностей під час росту ФМТ і ДТ за кінетичними діаграмами утомного руйнування (КДУР). Останні було отримано за результатами випробувань на тріщиностійкість під час циклічного навантаження зразків зі сплаву ВТЗ-1 у вищезазначених структурних станах [2].

Для представлення графіків КДУР було використано рівняння для швидкості dl/dN росту ДТ у вигляді

$$\frac{dl}{dN} = C_j K^{m_j}, \quad (10)$$

для швидкості росту ФМТ –

$$\frac{dl}{dN} = C_0 (\Delta K)^{m_0}, \quad (11)$$

де $j = 1, 2, \dots, 7$ – № структурного стану (табл. 1); $K = K_{\text{Imax}}$ – максимальне значення коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) за симетричного циклу ($R = -1$) навантаження за модою I (відрив); C_j, m_j, C_0, m_0 – підганяльні коефіцієнти; ΔK – розмах КІН за асиметрії циклу $R = 0,7$.

Ефективний розмах порогового КІН $\Delta K_{th\,eff}$, як відомо [2, 3, 9], приблизно дорівнює розмаху порогового КІН за асиметрії циклу $R \geq 0,7 \dots 0,8$ і не залежить від розміру зерна. Тому рівняння (11) можна вважати єдиним для всіх семи структурних станів сплаву ВТЗ-1.

У табл. 2 наведено експериментально встановлені порогові КІН K_{thj} за $R = -1$ та підганяльні коефіцієнти C_j, m_j . Коефіцієнти рівняння (11) наступні: $C_0 = 2,51 \cdot 10^{-11}$; $m_0 = 3$. Ефективний розмах порогового КІН $\Delta K_{th\,eff} = 2,055 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$.

На рис. 2 представлено результати випробувань на тріщиностійкість під час циклічного навантаження зразків зі сплаву ВТЗ-1 (точки) та графіки КДУР, побудовані за рівняннями (10), (11) і даними табл. 2.

Т а б л и ц я 2

Коефіцієнти рівняння (10) і порогові КІН для семи структурних станів сплаву ВТЗ-1

j	$K_{thj}, \text{МПа}\sqrt{\text{м}}$	C_j	m_j
1	2,37	$1,10 \cdot 10^{-11}$	3,67
2	5,06	$8,86 \cdot 10^{-15}$	6,53
3	4,74	$5,34 \cdot 10^{-13}$	4,51
4	4,60	$3,76 \cdot 10^{-13}$	4,61
5	5,06	$5,54 \cdot 10^{-13}$	4,28
6	4,11	$1,56 \cdot 10^{-12}$	4,19
7	5,06	$1,20 \cdot 10^{-12}$	3,92

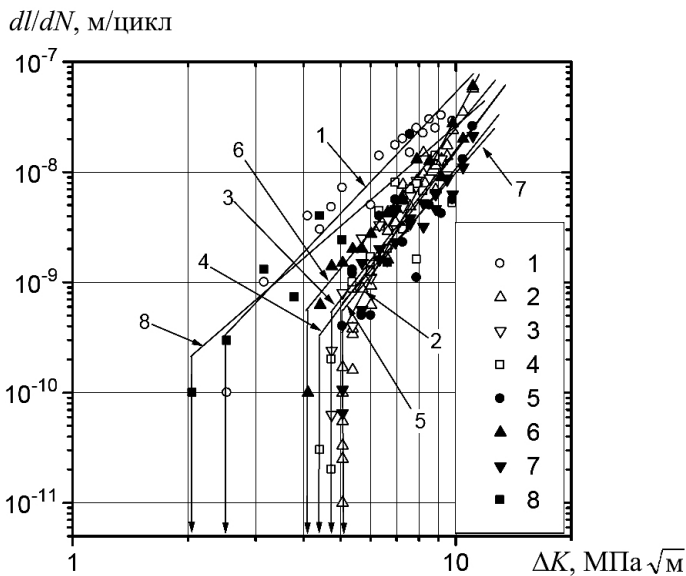


Рис. 2. Кінетичні діаграми утомного руйнування в умовах поперечного згину зразків зі сплаву ВТЗ-1 у семи структурних станах (табл. 1): 1–7 – $R = -1$, $\Delta K = K_{I\,max}$; 8 – $R = 0,7$.

Після чисельного інтегрування (10) і (11) отримаємо кількість циклів $N'_{l_i \rightarrow l_i}$ за час росту ДТ та кількість циклів $N'_{d \rightarrow l_i}$ за час росту ФМТ відповідно.

Аналіз результатів розрахунку. На рис. 3 наведено результати випробувань на втому у порівнянні з розрахованими кривими втоми для семи структурних станів сплаву ВТЗ-1.

Крива 1 відповідає кривій втоми до ініціювання тріщини і розрахована за формулою (2). Для структурних станів № 6 і 7 із невиразною текстурою для розрахунку цієї кривої використовувалося рівняння (3), для решти структурних станів, оскільки вони мають виразну текстуру, – рівняння (4). Крива 2 відповідає довговічності під час росту ФМТ, крива 3 – ДТ, розраховані вони за рівняннями (6) і (9). Крива 4 розрахована за моделлю (1) і відповідає кривій втоми до руйнування за заданим в експериментах критерієм, як зазначено вище. Як видно, розрахункові дані загалом добре узгоджуються з експериментальними.

Представлені криві 5 ($\sigma_a = f(N_{BF})$, N_{BF} – довговічність до руйнування) є інтерполяціями експериментальних точок і дещо не збігаються з розрахунковими кривими 4, оскільки, з одного боку, не враховують, що деякі експериментальні точки відповідають незруйнованим зразкам (на рис. 3 точки зі стрілками), з іншого – розрахункові криві втоми не враховують розкид експериментальних результатів, який залежить від кількох чинників. По-перше, це відмінності в структурі (середнього розміру зерна) і текстурі через коливання параметрів режиму термомеханічної обробки заготовок, тому що кожний зразок виготовлявся з окремої заготовки. По-друге, можливість існування випадкових поверневих дефектів від механічної обробки зразків, що особливо важливо для структурних станів із відносно малим розміром зерна (№ 1–4), оскільки поверхневий дефект незначних розмірів може суттєво вплинути на втомну довговічність.

Криві 7 і 8 отримано в результаті інтегрування рівнянь (11) і (10) відповідно. У порівнянні з відповідними розрахунковими кривими 2, 3 криві 7, 8 показують дещо менші довговічності $N'_{d \rightarrow l_i}$ і $N'_{l_i \rightarrow l_i}$. Це можна пояснити наступним чином.

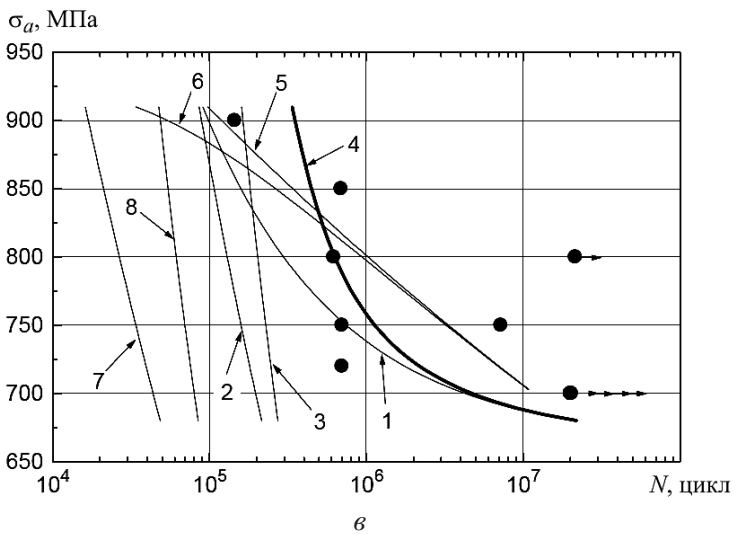
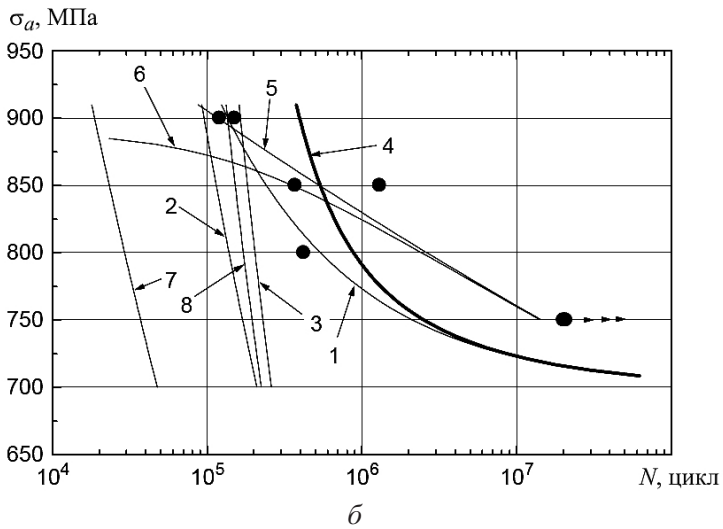
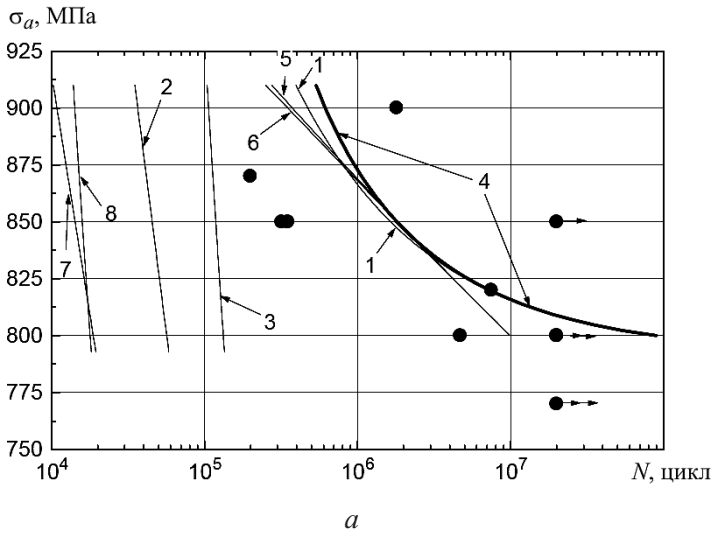
Кінетичні діаграми утомного руйнування (рис. 2) представлено рівняннями типу (10) і (11), які для розрахунку довговічностей є доволі грубими, тобто дають завищені швидкості росту тріщини на припороговій ділянці діаграми. Для точнішого розрахунку, як зазначається в [5], для росту ФМТ краще використовувати рівняння типу

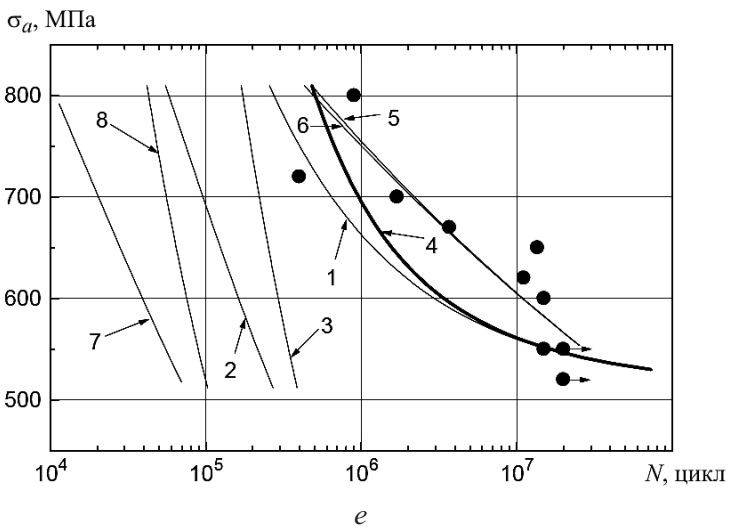
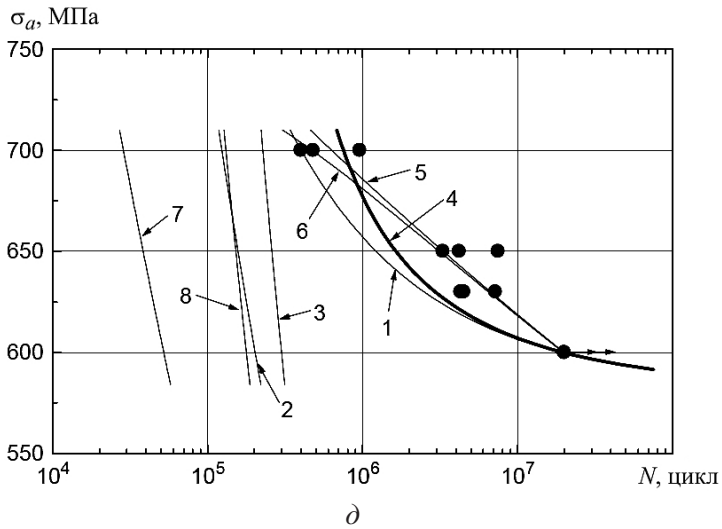
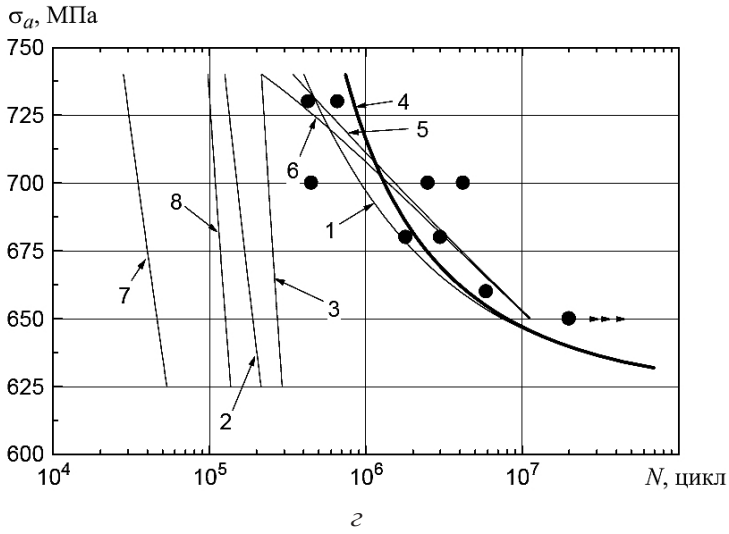
$$\frac{dl}{dN} = C(\Delta K - \Delta K_{th})^m, \quad (12)$$

для росту ДТ:

$$\frac{dl}{dN} = C'[(\Delta K)^{m'} - (\Delta K_{th})^{m'}]. \quad (13)$$

Натомість, оскільки рівняння (12) і (13) незручно інтегрувати, для простоти використовуємо рівняння типу (10), (11), щоб показати, що якісно криві 7 і 8 збігаються з 2 і 3 відповідно.





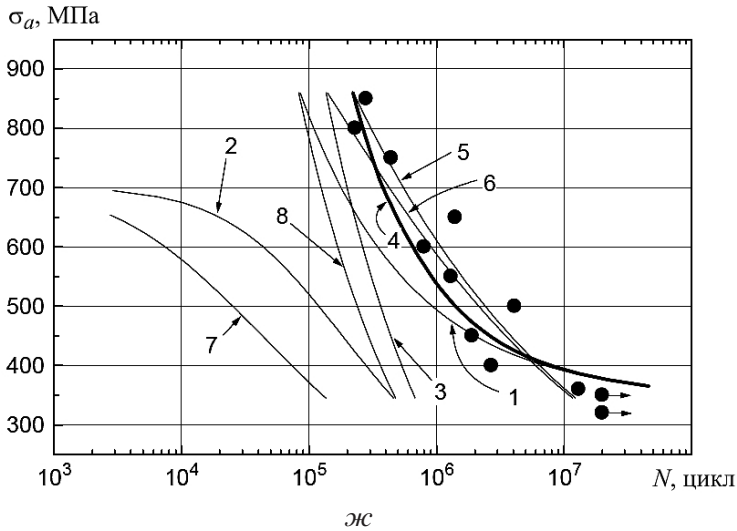


Рис. 3. Експериментальні (точки) і розрахункові за запропонованою моделлю (лінії) результати випробувань на втому сплаву ВТ3-1 у структурних станах № 1–7 (відповідно *a–ж*).

Раніше [1] було запропоновано модель розрахунку довговічності під час росту ФМТ на перехідному від стадії 1 до стадії 2 етапі, яка передбачає поступовий перехід, а не просто інтегрування відповідних КДУР для ФМТ і ДТ. Тобто єдиної КДУР для росту ФМТ бути не може, оскільки під час її росту пороговий КІН змінюється.

Крива 6 (рис. 3) являє собою так звану криву втоми до ініціювання тріщини $\sigma_a = f(N'_d)$ і розрахована за формулою

$$N'_d = N_{BF} - N'_{d \rightarrow l_i} - N'_{l_i \rightarrow l_t} \quad (14)$$

Як видно, її розташування суттєво відрізняється від розташування кривої 1, що відповідає розрахованій за формулою (2) кривій втоми до ініціювання тріщини. На наш погляд, крива 1 достовірніша, ніж крива 6, виходячи з вищепояснених пояснень застосування рівнянь швидкості росту тріщин.

Для точнішого розрахунку втомної довговічності необхідно враховувати наступне. За симетричного циклу навантаження рівень пошкоджуваності під час стиску є нижчим, ніж під час розтягу, за рахунок того, що в першому випадку модуль пружності більший, аніж у другому. У результаті цього довговічність до ініціювання тріщини збільшиться. Для точнішого визначення середнього розміру зерна потрібно побудувати криву розподілу зерен за розміром в об'ємі матеріалу. Тоді опосередковане значення d' розміру зерна буде відповідати середньому значенню відносної кількості зерен, як це відмічалось раніше [6]. Причому d' завжди буде більшим за середнєарифметичне d , що призведе до зменшення розрахункової величини σ_{-1} , а отже, й розрахункової довговічності N_d до ініціювання тріщини. Для сильно текстурованих титанових сплавів, тобто матеріалів із ГЦУ кристалічною α -ґраткою, орієнтація кристалів α -фази по відношенню до напрямку дії навантаження може бути такою, що активізується $\langle \bar{c} + \bar{a} \rangle$ система ковзання, для якої кри-

тичне приведення напруження зсуву k [1] у $\sim 2,6$ рази більше, ніж для систем з $\langle \bar{a} \rangle$ ковзанням [4, 9]. Це призведе до підвищення рівня $\sigma_{-1} = Mk$ [8], а значить, і N_d .

Зазначимо, що градієнт напружень, який має місце за неоднорідного напруженого стану під час згину, у даному випадку, тобто для зразків із перерізом 5×5 мм, суттєво не впливає на величину розрахункової довговічності N_d . Наприклад, на глибині $d = 10$ мкм від поверхні зразка напруження зменшується лише на 0,16%.

Висновки

1. Порівняння результатів розрахунку кривих втоми за розробленою моделлю втомної довговічності з даними випробувань на втому гладких зразків із титанового сплаву ВТЗ-1 у семи різних структурних станах показало загалом добру відповідність.

2. Деякі складнощі виникають під час розрахунку довговічності сплаву з ДЗБП структурою, оскільки в таких структурах локальна пластична деформація активізується через два типи мод ковзання, так звані “важка” і “легка” деформаційні моди. Може активізуватись або перша, або друга. Це призводить до різного характеристичного розміру d структурного параметра, який закладається у розрахунок довговічності. Для таких структур необхідно провести додаткове дослідження.

3. Запропоновану модель можна використати під час створення нових матеріалів, оскільки вона дозволяє оцінити характеристики опору втомі без проведення трудомістких і довготривалих випробувань на втому. Достатньо мати тільки результати випробувань на короткочасний розтяг та аналізу мікроструктури.

4. Визначена за розробленою моделлю крива втоми для симетричного циклу може бути використана як базова для подальших розрахунків кривих втоми з урахуванням різних чинників, які впливають на характеристики опору втомному руйнуванню (концентрація напружень, асиметрія циклу і т.п.).

Резюме

Представлены результаты расчета по предложенной модели усталостной долговечности гладких образцов из титанового сплава ВТЗ-1 в семи структурных состояниях. Результаты расчета, представленные в виде кривых усталости до инициирования трещины и до разрушения, сравниваются с экспериментальными данными. Показано их хорошую сходимость. Для сравнения приведены результаты расчета долговечностей по экспериментально построенным диаграммам усталостного разрушения при росте трещины.

1. Герасимчук О. М., Кононученко О. В. Модель для прогнозування втомної довговічності титанових сплавів. Повідомлення 1. Розробка моделі втомної довговічності до ініціювання мікроструктурно короткої тріщини і моделі росту фізично малої та довгої тріщин // Пробл. прочності. – 2013. – № 1. – С. 64 – 79.

2. Троценко В. Т., Грязнов Б. А., Налимов Ю. С. и др. Сопротивление усталости и циклическая трещиностойкость титанового сплава ВТ3-1 в различных структурных состояниях. Сообщ. 1. Методики исследования и экспериментальные результаты // Там же. – 1995. – № 5-6. – С. 3 – 11.
3. Герасимчук О. М. Узагальнена залежність границі витривалості від розміру зерна матеріалу // Там же. – 2011. – № 2. – С. 128 – 144.
4. Lütjering G. and Williams J. C. Titanium. – Berlin; New York: Springer, 2003. – 379 p.
5. Santus C. and Taylor D. Physically short crack propagation in metals during high cycle fatigue // Int. J. Fatigue. – 2009. – **31**. – P. 1356 – 1365.
6. Герасимчук О. М., Налимов Ю. С., Марковський П. Є. та ін. Вплив мікроструктури титанових сплавів на характеристики опору втомі // Пробл. прочності. – 2011. – № 3. – С. 67 – 82.
7. Venkatramani G., Ghosh S., and Mills M. A size-dependent crystal plasticity finite-element model for creep and load shedding in polycrystalline titanium alloys // Acta Mater. – 2007. – **55**. – P. 3971 – 3986.
8. Герасимчук О. М., Герасимчук О. М. Розрахунок критичного приведенного напруження зсуву для полікристалічного титану // Вісн. ТНТУ. – 2012. – № 2 (66). – С. 72 – 81.
9. Nalla R. K., Boyce B. L., Campbell J. P., et al. Influence of microstructure on high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V: bimodal vs lamellar structures // Met. Mater. Trans. – 2002. – **33A**. – P. 899 – 918.

Поступила 17. 10. 2012