

Узагальнена залежність границі витривалості від розміру зерна матеріалу

О. М. Герасимчук

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

Розроблено узагальнену модель для розрахунку границі витривалості матеріалу на основі даних про його мікроструктуру. Експериментальні результати випробувань на втому і циклічну тріщиностійкість та дані мікроструктурного аналізу двофазного ($\alpha + \beta$)-титанового сплаву ВТЗ-1 із різною мікроструктурою (глобулярна, бімодальна і дрібно-пластинчаста) показують, що залежність границі витривалості від структурного параметра, який відповідає за втомну міцність матеріалу, має нелінійний S-подібний характер. Обґрунтовано формулу для розрахунку границі витривалості за даними про параметри мікроструктури і результатами випробувань на статичний розтяг матеріалу і отримано дуже хорошу збіжність результатів експерименту і розрахунку. Модель перевірена для матеріалів з іншим типом кристалічної ґратки (сталь 0,16%С (ОЦК) і латунь 70/30 (ГЦК)) і показала задовільну відповідність між експериментальними і розрахунковими результатами.

Ключові слова: втома, границя витривалості, структурний параметр, кристалічна ґратка.

Вступ. На сьогодні у зв'язку з широким застосуванням у машинобудівній промисловості нових конструкційних матеріалів, а також розширенням уяви про граничні можливості сплавів, що традиційно використовуються, різко зростає необхідність у визначенні характеристик опору втомному руйнуванню таких сплавів. Слід зазначити, що для нових матеріалів і нових технологічних процесів виготовлення деталей неможливо використовувати традиційні кореляційні співвідношення, що пов'язують втомну міцність з характеристиками статичної міцності та мікроструктури, як не перевірені і такі, що не забезпечують потрібну точність визначення характеристик опору втомі. Проведення експериментальних досліджень характеристик опору втомі нових сплавів для оптимізації технології їхнього виготовлення методами, які передбачені діючими стандартами, призводить до надзвичайно великих затрат матеріальних ресурсів і часу. У багатьох випадках важливим є те, що інформацію про втомну міцність необхідно отримати у стиснутий термін (наприклад, для перевірки прийнятого конструкційного чи технологічного рішення), і нерідко несвоєчасно отримана традиційними довготривалими випробуваннями інформація втрачає свою цінність.

Одним із найважливіших параметрів мікроструктури матеріалу, з яким пов'язують сьогодні границю витривалості, є розмір зерна d . Вже в перших роботах із вивчення впливу розміру зерна на втомну міцність, що розпочалися ще в 30-х роках минулого століття, було виявлено, що границя витривалості зростає зі зменшенням розміру зерна. Однак у ряді робіт було показано, що подрібнення мікроструктури металу не завжди призводить до зміни довговічності. Отриману в [1, 2] лінійну залежність між границею текучості і параметром мікроструктури $1/\sqrt{d}$, а в [3] – аналогічну залежність

для границі витривалості багато авторів і сьогодні використовують як емпіричні залежності. Однак вони описують залежність границі витривалості від розміру зерна тільки в обмеженому для кожного матеріалу діапазоні розмірів зерна і, як буде показано далі, не завжди є коректними.

З іншого боку, тобто з позицій механіки руйнування, границю витривалості можна розглядати як максимальне напруження, за якого тріщина втоми, що з'явилася в матеріалі в результаті циклічного навантаження, зупинилась і не розповсюджується. Багато авторів [4, 5], виходячи з цих позицій, прийшли до представлення границі витривалості $\Delta\sigma_R$ у вигляді

$$\Delta\sigma_R = \frac{\Delta K_{th}}{Y\sqrt{l_0}}, \quad (1)$$

де ΔK_{th} – порогове значення розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН); Y – функція, що враховує геометричні розміри тріщини і тіла та умови навантаження; l_0 – так званий критичний розмір тріщини, що відповідає границі витривалості.

У [6] для багатьох різноманітних сплавів і сталей було встановлено лінійну залежність l_0 від середнього лінійного розміру зерна d :

$$l_0 = \eta d, \quad (2)$$

де $\eta > 1$ – коефіцієнт пропорційності. Однак формулу (1) у такому вигляді застосовувати для прогнозування границі витривалості матеріалу неможливо, оскільки не відомо l_0 .

Мета роботи полягає в розробці моделі для розрахунку границі витривалості матеріалу на основі даних про його мікроструктуру та результатів випробувань на статичний розтяг, яка б дозволяла прогнозувати границю витривалості за симетричного циклу навантаження σ_{-1} у широкому діапазоні розмірів мікроструктурного елемента, відповідального за втомну міцність досліджуваного матеріалу. Слід зазначити, що термін “розмір мікроструктурного елемента” вживано як загальний, бо він включає як розмір зерна для однофазних матеріалів, так і розмір, який визначає, наприклад, для двофазних титанових сплавів діаметр α -глобулів, товщину α -пластин, товщину міжзеренного α -прошарку і т.п.

Матеріали та експериментальні методики. Об'єктом експериментального дослідження був двофазний ($\alpha + \beta$)-титановий сплав ВТ3-1 [7, 8], який досліджувався у вигляді вихідного прутка та заготовок після різних режимів термомеханічної обробки.

Вихідні прутки піддавали попередньому загартуванню (1323 К, витримка в печі протягом 0,5 годин) з метою отримання дисперсного α -стану та видалення сформованої в процесі виготовлення прутків текстури. Після загартування прутки прокатували на двовальцьовому стані в ізотермічних умовах за температури 1073...1223 К (нагрівання у лабораторних печах опору) із сумарним обтисненням 60...70% (обтиснення за один прохід 10...12%). Заключний рекристалізаційний відпал (1073 К, витримка 5 годин) проводили у

вакуумній печі за остаточного тиску не більше 10 Па. Одну партію заготовок піддавали “швидкісній термообробці” шляхом електроконтактного нагрівання струмом промислової частоти згідно з даними робіт [9, 10] із метою отримання спеціальної дрібнозернистої β -перетвореної (ДЗБП) мікроструктури. Після досягнення заданої температури охолодження проводилось на повітрі, оскільки це дозволяє отримувати стан не з максимально високою міцністю, а з найзбалансованішими характеристиками механічних властивостей. Фінішною операцією для отримання стабільного фазового і структурного стану було старіння за стандартними режимами [9]. Окрім того, отримано мікроструктурний стан, який імітує мікроструктуру після режиму термомеханічної обробки, що застосовується в промисловості для даного сплаву під час виготовлення напівфабрикатів вентиляторної лопатки авіаційного двигуна. Всього було досліджено сім варіантів мікроструктури сплаву ВТЗ-1, тобто шість із глобулярною та бімодальною мікроструктурами і один з дрібнопластинчастою.

Мікроструктуру сплавів вивчали методами оптичної та електронної мікроскопії, а кількісні характеристики окремих мікроструктурних складових отримали за допомогою програмного забезпечення Image Pro. Мікроструктури досліджених матеріалів наведено на рис. 1.

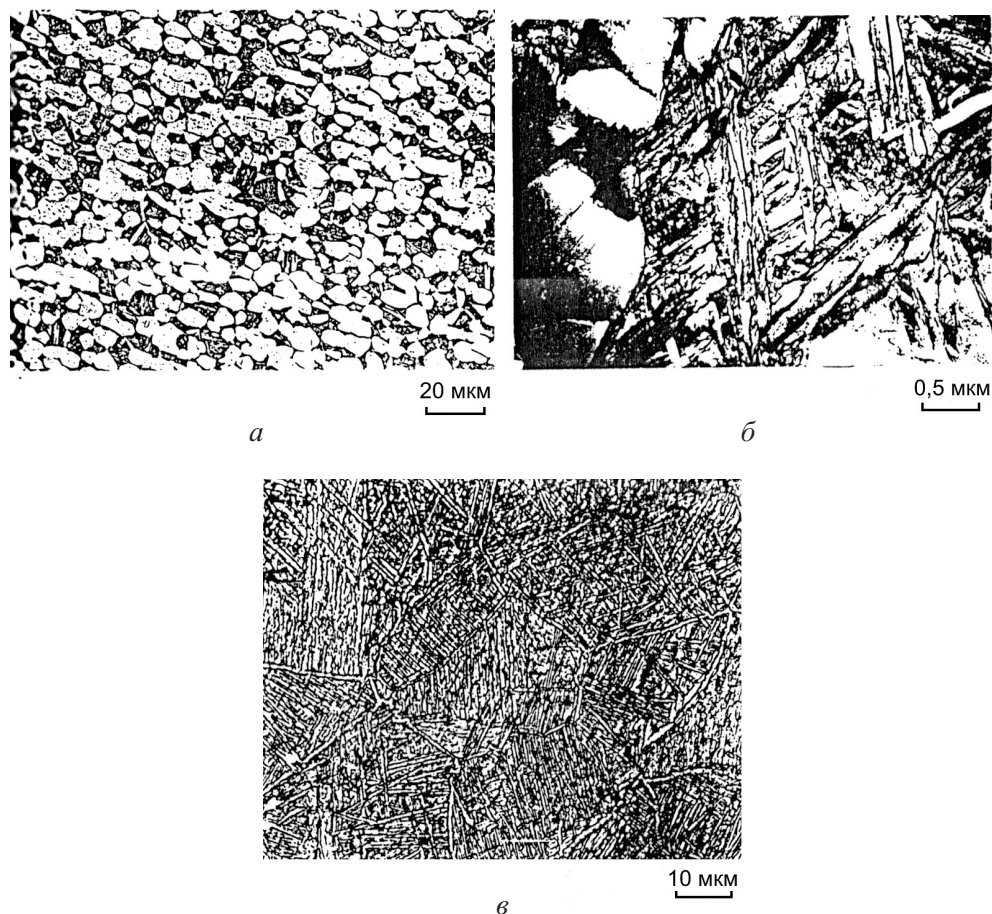


Рис. 1. Бімодальна (а, б) і ДЗБП (в) мікроструктури сплаву ВТЗ-1.

Випробування на втому за нормальних умов проводили на електродинамічному вібростенді за симетричного циклічного навантаження в умовах плоского консольного згину гладких зразків із розмірами робочого поперечного перерізу 5×5 мм за методиками, які детально описано в роботах [7, 8]. Критерієм руйнування від втоми вважали падіння резонансної частоти коливань зразка на 1%, що відповідає утворенню напівеліптичної поверхневої тріщини глибиною приблизно 10% товщини перерізу зразка. Після фіксації числа циклів N до руйнування від втоми зразки доводили до остаточного руйнування, тобто розділення на дві частини, з метою дослідження поверхонь руйнування за допомогою растрового електронного мікроскопа.

Результати мікроструктурних досліджень представлено в табл. 1. Там же наведено характеристики механічних властивостей за статичного розтягу: умовна границя текучості $\sigma_{0,2}$; границя міцності σ_B ; відносне подовження δ і відносне звуження ψ . Результати випробувань на втому подано на рис. 2. Детально ці результати проаналізовано раніше [7, 8].

Т а б л и ц я 1

Характеристики мікроструктур і механічних властивостей досліджених матеріалів

№ мікро-структури	Тип мікро-структури	Характеристика текстури	Середній розмір d структурного елемента		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
			діаметр α -глобулів, мкм	товщина α -пластин, мкм				
1	ДЗБП	Не виражена	–	0,4	1030	1544	3	11
2	Бімодальна	БП*-текстура, гостра	1,8	0,2	1011	1070	16	30
3	»	Слабо виражена	2	0,1	1065	1114	15	48
4	»	БП-текстура, гостра	2,5	1,5	1027	1084	15	25
5	»	» »	3	0,7	1009	1069	15	22
6	Глобулярна	Слабо виражена	4	–	1100	1210	13	20
7	»	» »	10	–	998	1026	9	17

* Базисно-призматична.

Розробка моделі для прогнозування границі витривалості. У роботі [8] на прикладі титанового сплаву ВТ3-1 із глобулярною і бімодальною мікроструктурами було встановлено залежність границі витривалості σ_{-1} від розміру зерна d , тобто середнього діаметра α -глобулів, у вигляді

$$\sigma_{-1} = \frac{\Delta K_{th\,eff}}{Y\sqrt{d}}, \quad (3)$$

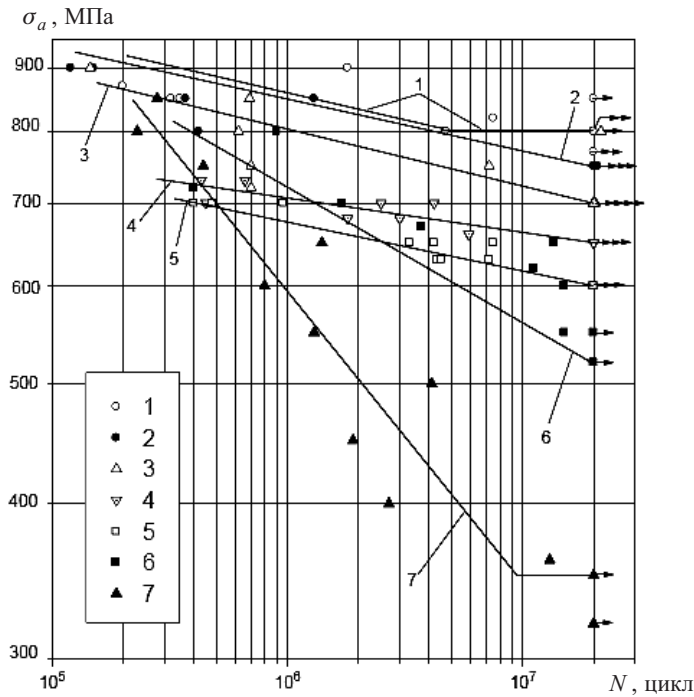


Рис. 2. Криві втоми сплаву ВТ3-1: 1-7 – тип мікроструктури (табл. 1-4).

де σ_{-1} – границя витривалості за симетричного циклу навантаження в умовах згину; $\Delta K_{th\text{eff}}$ – порогове значення розмаху ефективного КІН для довгих тріщин, тобто тріщин довжиною (глибиною) $l \geq l_0$.

Розрахунок σ_{-1} за вищевказаною формулою (3) показав добру відповідність з експериментальними результатами для шести розмірів α -глобулів (табл. 1, 2).

Слід зазначити, що значення $\Delta K_{th\text{eff}}$ у рівнянні (3) розраховувалося за формулою, встановленою в [11] при дослідженні широкого кола металів різних класів:

$$\Delta K_{th\text{eff}} \approx 1,6 \cdot 10^{-5} E \text{ [МПа}\sqrt{\text{м}}], \quad (4)$$

де E – модуль пружності, МПа.

У роботі [8] також показано, що розрахунок за формулою (4) для досліджуваного сплаву ВТ3-1 (при $E = 127,5$ ГПа, $\Delta K_{th\text{eff}} = 2,04$ МПа $\sqrt{\text{м}}$) задовільно збігається з експериментальним значенням $\Delta K_{th\text{eff}}^e = 2,05$ МПа $\sqrt{\text{м}}$ для досліджуваних мікроструктурних станів сплаву. Функція Y в загальному випадку для згину має вигляд [12]

$$Y = 1,99 - 2,47(l/b) + 12,97(l/b)^2 - 23,18(l/b)^3 + \dots, \quad (5)$$

де l – глибина тріщини; b – товщина зразка у робочому перерізі. Для розрахунку брали значення $Y = 1,99$, оскільки глибина тріщини $l = l_0$ дуже мала порівняно з товщиною зразка, іншими членами ряду можна знехтувати.

Т а б л и ц я 2

Порівняння розрахункових σ_{-1}^p результатів з експериментальними σ_{-1}^e
для сплаву ВТЗ-1

№ мікроструктури	Тип мікроструктури	d , мкм	σ_{-1}^e , МПа	σ_{-1}^p , МПа	Δ^* , %
1	ДЗБП	0,4	800	1621	+103
2	Бімодальна	1,8	750	764	+1,9
3	»	2,0	700	725	+3,6
4	»	2,5	650	649	-0,2
5	»	3,0	600	593	-1,3
6	Глобулярна	4,0	520	513	-1,4
7	»	10,0	350	324	-7,4

* Відносна похибка $\Delta = [(\sigma_{-1}^p - \sigma_{-1}^e) / \sigma_{-1}^e] \cdot 100\%$.

Аналіз поверхонь злому зразків [8] показує, що для досліджуваного сплаву ВТЗ-1 з глобулярною і бімодальною мікроструктурою зародження тріщини відбувається у глобулярній α -фазі. Тобто саме α -глобулі в цих структурах відповідають за втомну міцність сплаву. На відміну від цього, у матеріалі з пластинчастою ДЗБП мікроструктурою зародження втомної тріщини ініціювалось в α -пластинах, розмір (товщина) яких на порядок менший за розмір α -глобулів. Підставимо це значення в рівняння (3) і отримаємо $\sigma_{-1}^p = 1621$ МПа, що більш ніж удвічі перевищує $\sigma_{-1}^e = 800$ МПа (табл. 2).

Через невідповідність результатів розрахунку і експерименту можна зробити припущення про некоректність запропонованої формули (3). Хоча можна вважати, що даний розмір структурного елемента, тобто товщина α -пластини, не є тим параметром, від якого залежить границя витривалості. Таким параметром може слугувати товщина колонії однаково розташованих пластин (наприклад, чотирьох), оскільки площини ковзання дислокацій у цих колоніях мають однаковий напрямок. Однак і таке припущення, очевидно, є хибним, тому що α -пластини, що знаходяться в колонії β -зерна або хаотично розташовані в β -зерні, мають свої границі з β -прошарками між ними, які (і перші, і другі) є ефективними бар'єрами для розповсюдження тріщин. Окрім того, як показує мікроструктурний аналіз, колонія однаково розташованих α -пластин може займати половину і більше β -зерна, розміри якого сягають 50...60 мкм. Тому багато дослідників заходили у "глухий кут" під час дослідження впливу розміру зерна на границю витривалості, пояснюючи таку "невпливовість" іншими чинниками.

Натомість очевидно, що за подальшого подрібнення зерна (при $d \rightarrow 0$) границя витривалості не може сягати нескінченності, а асимптотично наближається до деякої постійної величини, тобто до характеристики, яка не залежить від мікроструктури (точніше, від величини зерна). Як свідчать результати статичних випробувань на розтяг (діаграми деформування) сплаву ВТЗ-1 [8], такою постійною величиною може бути границя пропорційності σ_p . Для всіх семи досліджених мікроструктур даного сплаву значення $\sigma_p \approx 840$ МПа. І це логічно, оскільки всі границі витривалості знаходяться нижче цього

значення. Підставимо отримане значення σ_p замість σ_{-1} в рівняння (3) і визначимо так званий “мінімальний розмір” d_{\min} , менше за який рівняння буде неправдивим. Для сплаву ВТ3-1 маємо $d_{\min} = 1,5$ мкм.

Очевидним є і той факт, що для кожного сплаву існує нижня межа границі витривалості, оскільки, якщо $d \rightarrow \infty$, то границя витривалості не може сягати нуля, а буде наближатись до деякої постійної величини, яка не залежить від розміру зерна, а саме: до величини так званого “напруження внутрішнього тертя” в зерні, тобто напруження, необхідного для руху дислокацій в кристалі (окремому елементі структури). Напруження внутрішнього тертя σ_f можна розрахувати, відповідно до закону Шміда [13], за формулами

$$\sigma_f = 2\tau_c; \quad (6)$$

$$\tau_c = \frac{2G}{k'} e^{-2\pi a/(k'b)}, \quad (7)$$

де τ_c – критичне напруження зсуву в кристалічній ґратці; $k' = 1$ – коефіцієнт для гвинтової дислокації; $k' = 1 - \mu$ – коефіцієнт для крайової дислокації; μ – коефіцієнт Пуассона; G – модуль зсуву; a, b – параметри кристалічної ґратки. Для простоти τ_c можна визначити за наближеною формулою [13]

$$\tau_c \cong 10^{-3} G. \quad (8)$$

Підставимо σ_f в рівняння (3) і визначимо так званий “максимальний розмір” зерна d_{\max} , для якого (3) може бути застосовано. Так, для сплаву ВТ3-1 ($\mu = 0,3$; $G = E/[2(1 + \mu)] = 49$ МПа) маємо $\sigma_f = 98$ МПа і $d_{\max} = 109$ мкм.

Таким чином, проведені дослідження і розрахунки для семи різних мікроструктур двофазного титанового сплаву ВТ3-1 дозволяють зробити висновок про існування деякої нелінійної залежності між границею витривалості σ_{-1} матеріалу і параметром мікроструктури $1/\sqrt{d}$, яка знаходиться поміж двома асимптотами: $\sigma_{-1} = \sigma_f$ і $\sigma_{-1} = \sigma_p$. Врахуємо це та використаємо для апроксимації функцію $\text{arctg}(\cdot)$ і проведемо елементарні математичні перетворення. У результаті отримаємо загальну залежність границі витривалості від лінійного розміру зерна у такому вигляді:

$$\sigma_{-1} = A + B \text{arctg} \frac{C - A}{B}, \quad (9)$$

де

$$A = \frac{\sigma_f + \sigma_p}{2}; \quad B = \frac{\sigma_p - \sigma_f}{\pi}; \quad C = \frac{\Delta K_{th\,eff}}{Y\sqrt{d}}.$$

На рис. 3 у подвійних логарифмічних координатах представлено графік отриманої залежності (9) (крива 2) у порівнянні з експериментальними резуль-

татами (точки) для сплаву ВТЗ-1. Там же для порівняння наведено графік рівняння (3) (крива 1). В табл. 3 приведено розраховані за формулою (9) значення σ_{-1}^p , які свідчать про задовільний прогноз результатів. Дані табл. 3 графічно зображено на рис. 4, де пряма $\sigma_{-1}^e = \sigma_{-1}^p$ відображує ідеальний збіг експериментальних результатів із розрахунковими.

Т а б л и ц я 3

Порівняння розрахункових σ_{-1}^p результатів з експериментальними σ_{-1}^e для сплаву ВТЗ-1

№ мікро-структури	d , мкм	σ_{-1}^e , МПа	За формулою (3)		За формулою (9)	
			σ_{-1}^p , МПа	Δ , %	σ_{-1}^p , МПа	Δ , %
1	0,4	800	1621,0	+103,0	792,2	-0,97
2	1,8	750	764,0	+1,9	676,4	-9,80
3	2,0	700	725,0	+3,5	664,0	-5,10
4	2,5	650	649,0	-0,2	623,0	-4,10
5	3,0	600	592,5	-1,3	583,0	-2,80
6	4,0	520	512,6	-1,4	512,2	-1,50
7	10,0	350	324,2	-7,4	343,2	-1,90

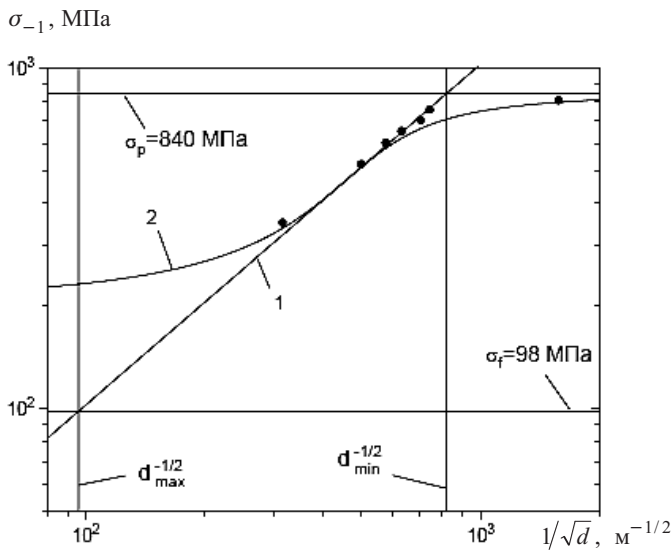


Рис. 3. Експериментальна (точки) та розрахункові за формулами (3) – 1 та (9) – 2 залежності границі витривалості σ_{-1} від середнього лінійного розміру d елемента мікроструктури титанового сплаву ВТЗ-1.

Така нелінійність залежності σ_{-1} від $1/\sqrt{d}$ полягає у подвійному характері розповсюдження мікроструктурно коротких і фізично малих тріщин втоми. Необхідно уточнити поняття “мікроструктурно короткої” та “фізично малої” тріщини. За класифікацією Міллера [14], мікроструктурно короткою слід вважати плоску тріщину зсуву глибиною $l \leq d$ (розмір зерна), а фізич-

но малою – тривимірну тріщину глибиною $l < 10d$, але більшою за d , що розвивається як шляхом зсуву (за модами II і III), так і відриву (за модою I). Будемо вважати тріщину глибиною l_0 , що відповідає границі витривалості, фізично малою, оскільки її глибина знаходиться в межах, указаних вище.

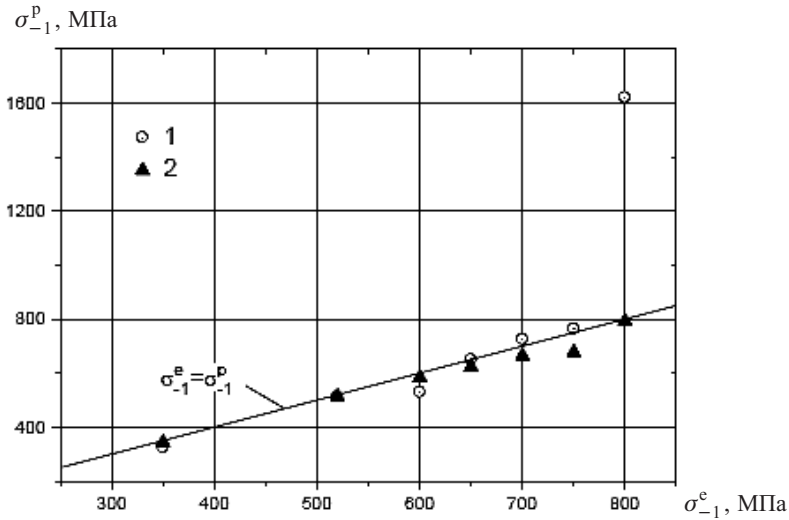


Рис. 4. Порівняння розрахункових результатів за формулами (3) – 1 і (9) – 2 з експериментальними для сплаву VT3-1.

З одного боку, процес розвитку і зупинки тріщини на рівні границі витривалості контролюється ефектом закриття утомної тріщини (ЗУТ), згідно з яким зі збільшенням її довжини зменшується ефективний розмах прикладеного КІН до його порогового значення. З іншого боку, розтягуюче зусилля, необхідне для зародження і росту мікроструктурно короткої втомної тріщини, зумовлене як зовнішнім навантаженням (зовнішньою розтягуючою силою, що визначається прикладеним розмахом КІН ΔK), так і пружною енергією, що виділяється локальним об’ємом поблизу вістря тріщини, тобто локальною розтягуючою силою. Величина локальної розтягуючої сили спочатку висока і різко падає, якщо енергія, що накопичилась у малій області внутрішніх напружень, вивільняється завдяки просуванню тріщини. Натомість зовнішня розтягуюча сила ΔK збільшується з ростом тріщини.

Окрім того, внесок в локальне розтягуюче зусилля робить так зване “явище поверхневої концентрації напружень” [15]. Тобто сприятливо орієнтовані зерна зазнають найбільшого поверхневого деформування і, як наслідок, найбільшого ступеня локалізованого ковзання. Останнє на поверхні в сприятливо орієнтованих зернах дозволяє розвиватись стійким полосам ковзання, які потім є найсприятливішим місцем зародження утомної тріщини. Натомість зерна внутрішніх шарів матеріалу “підтримують” одне одного, що призводить до зменшення локальних деформацій з просуванням у глибину зразка, які в решті-решт досягають номінального розмаху.

Отже, зі зменшенням розміру d структурного елемента (зерна) зменшується і розмір l_0 , що являє собою характеристичну довжину (глибину) тріщини, яка визначається границею витривалості σ_{-1} та пороговим КІН K_{th} .

Так, раніше [8] встановлено, що для двофазного титанового сплаву ВТЗ-1 із розмірами структурного елемента, який відповідає за втомну міцність, $d_{7\alpha} = 10$ мкм (глобулярна мікроструктура) і $d_{1\alpha} = 0,4$ мкм (пластинчаста мікроструктура), де цифри 1 і 7 відповідають номерам структур – табл. 1, величина l_0 (1) дорівнювала 64 і 2,2 мкм відповідно. Експериментальні значення σ_{-1} сягали 350 і 800 МПа, $K_{th} - 5,06$ та $2,37$ МПа $\sqrt{м}$ відповідно, а ефективний розмах порогового КІН $\Delta K_{th\,eff} = 2,05$ МПа $\sqrt{м}$ для всіх мікроструктурних станів, що досліджувались (всього було сім, у даному випадку для контрасту вибрано два крайніх за розміром d). Очевидно, що для дрібнопластинчастої мікроструктури пороговий КІН наближається до ефективного. Отже, можна зробити висновок, що внесок ефекту закриття утомної тріщини дуже незначний, і механізм її розвитку і зупинки в основному зумовлений вищеописаним процесом перерозподілу локальних напружень, тобто зі збільшенням глибини такої тріщини локальне напруження падає, а зовнішнє (номінальне) зростає. Але завдяки тому, що в даному випадку ця тріщина дуже мала, процес зменшення локальних напружень проходить інтенсивніше, ніж процес зростання зовнішньої розтягуючої сили, і тріщина зупиняється.

Процес зупинки фізично малих тріщин (відносно малого розміру для конкретного матеріалу) можна тлумачити й з іншого боку. Як відомо [4], процес закриття утомної тріщини характеризується сумісною дією протікання декількох механізмів, основними з яких є: 1) ЗУТ, зумовлене появою на її берегах пластично деформованого матеріалу; 2) ЗУТ, зумовлене шорсткістю її берегів і 3) ЗУТ від утворення на її берегах оксидного шару, товщина якого залежить як від корозії навколишнього середовища, так і значною мірою від фретинг-корозії берегів тріщини. Отже, логічно припустити, що зі зменшенням розміру зерна матеріалу утомна тріщина, що з'являється на рівні границі витривалості, зазнає ефекту закриття здебільшого через механізм пластичного деформування берегів, оскільки вплив інших механізмів зменшується за рахунок зменшення шорсткості берегів, а отже, і утворення меншої кількості продуктів фретинг-корозії, що, в свою чергу, призводить до появи оксидної плівки.

Так чи інакше за різних розмірів зерна ($d > d_{min}$ і $d < d_{min}$) поведінка матеріалу на рівні границі витривалості залежить від різних механізмів опору утомному руйнуванню. А саме: у першому випадку – це механізм закриття утомної тріщини, у другому – механізм перерозподілу локальних напружень, тобто зменшення їхнього розмаху до номінального.

Аналогічно можна пояснити перегин кривої σ_{-1} від $1/\sqrt{d}$ під час наближення σ_{-1} до напруження внутрішнього тертя σ_f в зерні. У цьому випадку втомна міцність сплаву здебільшого буде залежати від напруження внутрішнього тертя і кристалографічної текстури, ніж від механізму ЗУТ. Таким чином, у матеріалі з розміром зерна $d \approx d_{max}$ втомна тріщина, що з'явилась на рівні границі витривалості, або не повинна перевищувати розмір зерна, тобто зупинитись біля першого бар'єра, або не повинна зароджуватись у разі дуже великих зерен, оскільки її поява неминуче призведе до руйнування за сприятливої для цього кристалографічної текстури. Таким чином,

маємо залежний від розміру зерна третій механізм опору утомному руйнуванню, який керує поведінкою матеріалу на рівні границі витривалості.

Залежність границі витривалості σ_{-1} від розміру зерна d можна представити й іншим чином. Як було зазначено вище, існує пропорційна залежність між l_0 та d (2), де η – коефіцієнт пропорційності, який, з одного боку, приблизно має дорівнювати кількості зерен від поверхні зразка до вістря тріщини, а з іншого – як було показано в роботі [8], може бути розрахований так:

$$\eta = \frac{1}{U^2}; \quad (10)$$

$$U = \Delta K_{th\,eff} / K_{th}, \quad (11)$$

де U – коефіцієнт відкриття тріщини. Отже, логічно вважати η коефіцієнтом закриття утомної тріщини.

Необхідно нагадати, що $\Delta K_{th\,eff}$, як було вказано вище, розраховувався за формулою (4). У роботі [11] було, зокрема, зазначено, що для титанових сплавів із середнім модулем пружності $E \cong 1,16 \cdot 10^5$ МПа маємо $\Delta K_{th\,eff} / E \cong 1,8 \cdot 10^{-5} \sqrt{m}$. Неважко помітити, що коефіцієнт пропорційності у формулі (4) приблизно дорівнює \sqrt{a} , де a – параметр кристалічної ґратки (міжатомна відстань), для чистого α -титану $a = 2,95 \cdot 10^{-10}$ м [16]. Зокрема, вміст домішок Al (ат.%) в титанових сплавах від 0 до 12 зменшує міжатомну відстань a від $2,95 \cdot 10^{-10}$ до $2,93 \cdot 10^{-10}$ м. Оскільки вміст Al у різних титанових сплавах коливається приблизно від 0 до 6,6%, максимальна похибка у розрахунках \sqrt{a} не перевищуватиме 0,6%. Тому у подальшому для спрощення коливаннями вмісту домішок було знехтувано, і до розрахунків брали значення a для чистого α -титану. Тоді формулу (3) можна записати у такому вигляді:

$$\sigma_{-1} = \frac{E}{Y} \sqrt{\frac{a}{d}} \cong E \sqrt{\frac{a}{4d}} = E \sqrt{\frac{a}{\eta d}}. \quad (12)$$

По аналогії з формулою (3) рівняння (12) справедливе в окремому діапазоні розмірів зерен, як було описано вище. Для будь-якого розміру зерна аналогічно формулі (9) буде справедлива наступна залежність:

$$\sigma_{-1} = E \sqrt{\frac{a}{\eta' d}}, \quad (13)$$

де

$$\eta' = \frac{E^2 a}{d} \left/ \left[A + B \arctg \left(\frac{E \sqrt{a/(\eta d)} - A}{B} \right) \right]^2 \right.; \quad (14)$$

величини A і B такі ж, як і у рівнянні (9).

Отже, параметр η' визначає кількість бар'єрів до зупинки утомної тріщини на рівні границі витривалості, враховуючи при цьому, яким механізмом опору розповсюдженню фізично малої тріщини керується поведінка матеріалу в залежності від розміру зерна.

Цікаво відзначити ще й такий факт. Якщо скористатись формулою (14) для сплаву ВТЗ-1 (табл. 1, $d = 0,4$ мкм), отримаємо $\eta' = 18,7$. Підставимо експериментальні дані σ_{-1} та K_{th} [8] у рівняння (1) і (2) і отримаємо

$$l_0 = \frac{K_{th}^2}{\sigma_{-1}^2 Y^2} = \frac{(2,37)^2}{(800)^2 (1,99)^2} \cong 2,2 \text{ мкм}; \quad \eta = 2,2/0,4 = 5,5.$$

Кількість зерен (бар'єрів), які проходить тріщина до її зупинки, зі зменшенням їх розміру зростає, і навпаки, зі збільшенням розміру зерен буде зменшуватися (рис. 3). Це означає, що формула (1) не може використовуватись як для "дуже малих зерен", так і для "дуже великих" для окремо взятого матеріалу.

Також логічно припустити, якщо Y являє собою так звану геометричну функцію для довгих тріщин, то $\sqrt{\eta'}$ у формулі (13) – геометричну функцію для фізично малих тріщин.

В табл. 4 наведено результати розрахунку за формулами (12), (13) та попередні розрахунки за формулами (3) і (9) у порівнянні з експериментальними, які вказують на дуже добру відповідність за формулами (13) і (9).

Т а б л и ц я 4

Порівняння розрахункових результатів з експериментальними

№ мікро-структури	σ_{-1}^c , МПа	Формула (3)		Формула (9)		Формула (12)		Формула (13)	
		σ_{-1}^p , МПа	Δ , %	σ_{-1}^p , МПа	Δ , %	σ_{-1}^p , МПа	Δ , %	σ_{-1}^p , МПа	Δ , %
1	800	1621,0	+103,0	792,2	-0,97	1731,0	+116,0	796	-0,5
2	750	764,0	+1,9	676,4	-9,80	816,0	+8,8	699	-6,8
3	700	725,0	+3,6	664,0	-5,10	774,0	+10,6	685	-2,2
4	650	649,0	-0,2	623,0	-4,10	692,5	+6,6	648	-0,3
5	600	592,5	-1,3	583,0	-2,80	632,0	+5,3	612	+2,0
6	520	512,6	-1,4	512,2	-1,50	547,5	+5,1	545	+4,8
7	350	324,2	-7,4	343,2	-1,90	346,0	-1,1	356	+1,7

Натомість перевага формули (13) перед формулою (9) полягає у наявності параметра $\eta' = f(d)$, який визначає кількість бар'єрів до зупинки утомної тріщини на рівні границі витривалості в залежності від розміру зерна матеріалу.

Для встановлення того факту, що запропоновані моделі границі витривалості є загальними, тобто справедливими для різних класів матеріалів, у літературних джерелах було знайдено експериментальні дані про границі витривалості σ_{-1} в залежності від розміру зерна для сплавів з іншим типом

Т а б л и ц я 5

Порівняння розрахункових результатів з експериментальними

Матеріал	$E \cdot 10^{-5}$, МПа	За формулами (6), (8) σ_f , МПа	σ_p , МПа	d , мкм	σ_{-1}^e , МПа	За формулою (3)		За формулою (9)	
						σ_{-1}^p , МПа	Δ , %	σ_{-1}^p , МПа	Δ , %
Сталь 0,16%С [20, 21]	2	162	270 [5]	31	230,0	289,0	+25,5	255,0	+10,80
				45	200,0	240,0	+20,0	237,0	+18,00
				100	180,0	161,0	-10,5	181,0	+0,60
				104	180,0	158,0	-12,4	180,3	+0,16
				170	175,0	123,0	-29,5	174,2	-0,50
				198	175,0	114,0	-34,7	174,7	-1,00
Латунь 70/30 [17-19]	1	70	120 [22]	18	142,0	189,0	+33,0	118,0	-17,00
				22	123,0	171,0	+39,0	117,0	-4,90
				33	110,0	140,0	+27,0	115,0	+4,50
				40	104,0	127,0	+22,0	113,0	+8,40
				51	98,5	112,0	+14,0	108,0	+9,60
				75	94,0	93,0	-1,0	93,0	-1,00
				131	84,5	70,3	-16,8	79,0	-6,50
				330	80,0	44,3	-44,6	75,0	-6,00
				330	69,0	44,3	-35,8	75,0	+8,70

кристалічної ґратки, а саме: ГЦК – латунь 70%Cu/30%Zn [17–20]; ОЦК – сталь 0,16%С [5, 17, 20–22]. Для більшості металів величина границі пропорційності σ_p близька до величини умовної границі пружності $\sigma_{0,001(0,003...0,01)}$ [22]. Недоліком σ_p як розрахункової величини є відсутність нормованих значень для конструкційних металів і сплавів. У більшості діючих стандартів і технічних умов немає цієї характеристики. Тому за необхідності її використання для розрахунків необхідно, як у випадку границі пружності, або проводити спеціальні експерименти для її визначення, або задовольнитись відомими значеннями стосовно окремих плавок даного сплаву. На відміну від титанових сплавів (ГЦУ α -ґратка), що є циклічно стабільними за низьких рівнів амплітуди напружень, близьких до границі витривалості, або такими, що знеміцнюються за високих рівнів амплітуди напружень [16], латунь 70/30 є таким матеріалом, що зміцнюється в процесі циклічного навантаження, тобто границя пропорційності може зростати, а сталь 0,16%С таким, що знеміцнюється, границя пропорційності може зменшуватись [4]. Тому, оскільки дані щодо σ_{-1} вибирались із різних літературних джерел, границі пропорційності σ_p для розрахунку вибирали наступним чином: для сталі 0,16%С – $\sigma_{p \max} = 270$ МПа [5], для латуні 70/30 – $\sigma_{p \min} = 120$ МПа [21]. Тобто, якщо матеріал знеміцнюється, вибирали максимальне значення σ_p , якщо зміцнюється – мінімальне.

У табл. 5 наведено результати розрахунків σ_{-1}^p у залежності від розміру зерна d за формулами (3) і (9). Як видно, розрахунок за формулою (9) показує задовільний результат для обох вибраних матеріалів на відміну від розрахунку зі значною похибкою за формулою (3). Так, для сталі 0,16%С Δ знаходиться в інтервалі [+25,5%, -34,7%], для латуні 70/30 – [+39%, -44,6%]. Результати порівняння розрахункових даних з експериментальними (табл. 5) представлено на рис. 5.

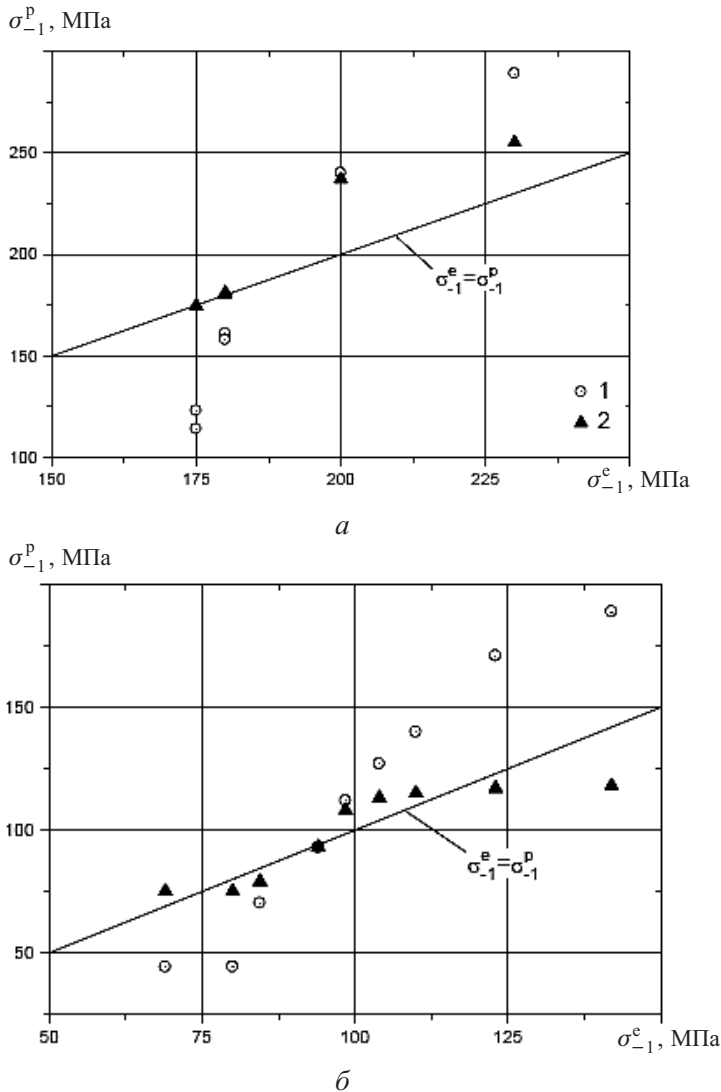


Рис. 5. Порівняння розрахункових результатів з експериментальними для сталі 0,16%С (а) і латуні 70/30 (б): 1 – за формулою (3); 2 – за формулою (9).

Отримані результати вказують на те, що формулу (9) можна використовувати як універсальну залежність границі витривалості σ_{-1} від розміру зерна d матеріалу, тобто вона справедлива для матеріалів із різним типом кристалічної ґратки, але, звичайно, з урахуванням указаних вище обмежень.

Розрахунок за формулами (12) і (13) неможливо здійснити, так як не було знайдено в літературних джерелах значення міжатомної відстані a для цих сплавів.

Висновки

1. На прикладі двофазного титанового сплаву ВТЗ-1 із різною мікроструктурою показано, що залежність границі витривалості σ_{-1} матеріалу від структурного параметра $1/\sqrt{d}$ має нелінійний характер.

2. Розроблена узагальнена модель для розрахунку границі витривалості (9) і (13) показала дуже добру збіжність з експериментальними результатами ($\Delta_{(9)} = -1...-9,8\%$; $\Delta_{(13)} = -0,3...+4,8\%$).

3. Встановлено, що структурним параметром, який відповідає за втону міцність досліджуваного сплаву, є лінійний розмір (діаметр) α -глобулів для бімодальних та глобулярних мікроструктур і товщина α -пластин для пластинчастої мікроструктури.

4. Розрахунок σ_{-1} за запропонованою моделлю (9) для сплавів з іншим типом кристалічної ґратки (сталь 0,16%С (ОЦК) і латунь 70/30 (ГЦК)), свідчить про задовільний результат у порівнянні з експериментальним на відміну від розрахунку зі значною похибкою (+30...-44,6%) за формулою (3). Це вказує на те, що модель (9) справедлива для матеріалів із різним типом кристалічної ґратки.

Резюме

Разработана обобщенная модель для прогнозирования предела выносливости материала на основании данных о его микроструктуре. Экспериментальные результаты испытаний на усталость и циклическую трещиностойкость, а также данные микроструктурного анализа двухфазного ($\alpha + \beta$)-титанового сплава ВТЗ-1 с различной микроструктурой (глобулярная, бимодальная и мелкопластинчатая) показывают, что зависимость предела выносливости от структурного параметра, ответственного за усталостную прочность материала, имеет нелинейный S-подобный характер. Обосновано формулу для расчета предела выносливости по данным о параметрах микроструктуры и результатам испытаний на статическое растяжение материала и получено хорошее соответствие между результатами эксперимента и расчета. Модель проверена для материалов с другим типом кристаллической решетки (сталь 0,16%С (ОЦК) и латунь 70/30 (ГЦК)) и показала удовлетворительное совпадение экспериментальных результатов с расчетными.

1. *Hall E. O.* The deformation and ageing of mild steel. III. Discussion of results // Proc. Phys. Soc. London. – 1951. – **В64**. – P. 747 – 753.
2. *Cracknell A. and Patch N. J.* Frictional forces on dislocation at the lower yield point in iron // Acta Met. – 1955. – **3**. – P. 186 – 189.
3. *Armstrong R. W.* The influence of polycrystal grain size on several mechanical properties of materials // Metall. Trans. – 1970. – **1**. – P. 1169 – 1176.

4. *Механика* разрушения и прочность материалов: Справ. пособие. В 4 т. / Под ред. В. В. Панасюка. Т. 4. Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О. Н. Романив, С. Я. Ярема, Г. Н. Никифорчин и др. – Киев: Наук. думка, 1990. – 680 с.
5. *Сопrotивление* материалов деформированию и разрушению. Справ. пособие. В 2 т. / Под ред В. Т. Трощенко. – Киев: Наук. думка, 1993. – 990 с.
6. *El Haddad M. M., Smith K. N., and Topper T. U.* Fatigue crack propagation of short cracks // *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.* – 1979. – **101**, No. 1. – P. 42 – 46.
7. *Трощенко В. Т., Грязнов Б. А., Налимов Ю. С. и др.* Сопrotивление усталости и циклическая трещиностойкость титанового сплава ВТ3-1 в различных структурных состояниях. Сообщ. 1. Методика исследования и экспериментальные результаты // *Пробл. прочности.* – 1995. – № 5-6. – С. 3 – 11.
8. *Герасимчук О. Н.* Выносливость и циклическая трещиностойкость титанового сплава ВТ3-1 в различных структурных состояниях: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Киев, 1995. – 15 с.
9. *Гриднев В. Н., Ивасишин О. М., Ошкадеров С. П.* Физические основы скоростного термоупрочнения титановых сплавов. – Киев: Наук. думка, 1986. – 256 с.
10. *Mechanical Properties of a Titanium Blading Alloy // CS-2933.* Final Report EPRI Research Project. – Oct. 1983.
11. *Liaw P. K., Leax T. R., and Logston W. A.* Near-threshold fatigue crack growth behaviour in metals // *Acta Met.* – 1983. – **31**, No. 10. – P. 1581 – 1587.
12. *РД 50-345-82.* Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. (Методические указания). – М.: Изд-во стандартов, 1983. – 95 с.
13. *Красовский А. Я.* Физические основы прочности. – Киев: Наук. думка, 1977. – 140 с.
14. *Miller K. J.* The two thresholds of fatigue behaviour // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1993. – **16**, No. 9. – P. 931 – 939.
15. *Abdel-Raouf H., DuQuesnay D. L., Topper T. H., and Plumtree A.* Notch-size effects in fatigue based on surface strain redistribution and crack closure // *Int. J. Fatigue.* – 1992. – **14**, No. 1. – P. 57 – 62.
16. *Lutjering G. and Williams J. C.* Titanium. – Berlin; Heidelberg: Springer Verlag, 2003. – 379 p.
17. *Иванова В. С., Терентьев В. Ф.* Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.
18. *Sinclair G. M. and Craig W. J.* Influence of grain size on work hardening and fatigue characteristics of alpha brass // *Trans ASM.* – 1952. – **44**. – P. 929 – 940.

19. *Forrest P. G. and Tate A. E. L.* The influence of grain size on the fatigue behaviour of 70,30 brass // *J. Inst. Metals.* – 1965. – 93. – P. 438 – 444.
20. *Терентьев В. Ф., Пойда В. Г.* Усталость и вязкость разрушения металлов. – М.: Наука, 1974. – С. 109 – 140.
21. *Екобори Т.* Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. – М.: Металлургиздат, 1971. – 226 с.
22. *Михайлов-Михеев П. Б.* Справочник по металлическим материалам турбино- и моторостроения. – М.: Машгиз, 1961. – 838 с.

Поступила 19. 10. 2009