

Вплив мікроструктури титанових сплавів на характеристики опору втомі

О. М. Герасимчук^а, Ю. С. Налімов^а, П. Є. Марковський^б, А. В. Теруков^б,
В. І. Бондарчук^б

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

^б Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ, Україна

Наведено результати випробувань на втому та механічні характеристики за статичного розтягу зразків із титанових сплавів, що належать до відомих класів матеріалів із референсною глобулярною або бімодальною мікроструктурою та так званою дрібнозернистою β -перетвореною мікроструктурою, отриманою методом швидкісної термообробки. Проаналізовано мікроструктуру досліджених матеріалів. Установлено параметр мікроструктури, що відповідає за втомну міцність того чи іншого матеріалу. Приведено та проаналізовано порівняння між границями витривалості, отриманими експериментально і розрахованими за розробленими раніше одним з авторів моделями.

Ключові слова: титанові сплави, мікроструктура, механічні властивості, втома, границя витривалості, структурний параметр, швидкісна термообробка.

Вступ. Як відомо, титанові сплави завдяки унікальному комплексу фізико-механічних властивостей є одними з основних матеріалів, що використовуються в аерокосмічному машинобудуванні. Тому вивчення впливу різних типів мікроструктури на механічні властивості цих сплавів і розробка нових, ефективніших технологій їх виготовлення – безперечно актуальна проблема. На сьогодні багатьма дослідниками встановлено, що основним чинником, який визначає механічні характеристики титанових сплавів і особливо характеристики опору втомі, є мікроструктура сплаву [1]. Розділяють два основних типи мікроструктури: глобулярна та пластинчаста, причому кожна з них має свої переваги та недоліки [2]. Для глобулярної характерні високі показники статичної міцності та пластичності (особливо у випадку термозміцнюючої обробки), а також високі рівні характеристик опору втомі, в той час як опір повзучості та розповсюдженню тріщини втомі низькі. Натомість пластинчаста мікроструктура має високі характеристики опору високотемпературній повзучості та розвитку тріщини, при цьому показники міцності та пластичності є низькими.

Як компромісний варіант між цими типами мікроструктури може бути використана мікроструктура так званого бімодального типу, яка характеризується наявністю залишків первинної α -фази глобулярної морфології та двофазної ($\alpha + \beta$)-матриці пластинчастої будови в проміжках між α -глобулями. Подібна мікроструктура фактично не має недоліків двох попередніх типів, однак її механічні властивості чутливі до відсоткової долі первинної α -фази та до її кристалографічної текстури [3]. Окрім того, технологія термомеханічної обробки, що застосовується для отримання бімодальної мікроструктури із заданими параметрами фазових складових, є складною і характери-

зується жорсткими вимогами до температурно-силових умов пластичного деформування, що робить важким, а в ряді випадків і неможливим її використання для отримання деталей та напівфабрикатів із титанових сплавів. Тому як альтернативний підхід можна запропонувати технологію так званої швидкісної термообробки (ШТО) [4, 5], яка дозволяє реалізувати особливий тип мікроструктури, що характеризується наявністю порівняно невеликого (як у випадку бімодальної мікроструктури) β -зерна з внутрішньозеренною ($\alpha + \beta$)-мікроструктурою. У проведених дослідженнях [4–8] було показано, що подібна мікроструктура немає вищезазначених недоліків, натомість має цілу низку переваг, об'єднуючи, подібно до бімодальної, позитивні якості глобулярної та пластинчастої мікроструктур.

За такої різноманітності мікроструктур (навіть у межах одного сплаву), що є наслідком різних видів термомеханічної обробки титанових сплавів, на сьогодні остаточно не виявлено, які саме параметри мікроструктури того чи іншого матеріалу визначають його втомну міцність і якими принципами необхідно керуватись під час їх оптимізації.

Метою роботи є проведення порівняльного аналізу механічних характеристик і мікроструктур широкого спектру титанових сплавів відомих класів, що мають глобулярну, бімодальну та пластинчасту, отриману методом ШТО, мікроструктури. Окрім того, на основі одержаних експериментальних результатів необхідно встановити, який параметр мікроструктури відповідає за втомну міцність (границю витривалості) окремого матеріалу, й обґрунтувати отриману раніше [9] узагальнену залежність границі витривалості від мікроструктурного параметра.

Матеріали та методики дослідження. Об'єктом дослідження слугували титанові сплави трьох типів (табл. 1): псевдо- α сплав ІМІ 834, ($\alpha + \beta$)-сплави (ВТ6, Ті 6-4, ВТ16, ВТ3-1, ВТ23) і β -сплави (ВТ22, LCB).

Т а б л и ц я 1

Хімічний склад досліджених сплавів, ваг.%

| Сплав | Al | V | Mo | Fe | Cr | Zr | Si | Sn | Nb |
|---------|-----|-----|-----|------|------|------|------|-----|-----|
| ІМІ 834 | 5,8 | – | 0,5 | – | – | 3,50 | 0,35 | 4,0 | 0,7 |
| ВТ6 | 6,2 | 4,1 | – | 0,25 | – | – | – | – | – |
| Ті 6-4 | 5,9 | 4,2 | – | – | – | – | – | – | – |
| ВТ3-1 | 6,6 | – | 2,6 | 0,40 | 1,50 | 0,10 | 0,30 | – | – |
| ВТ16 | 3,3 | 4,2 | 5,0 | 0,18 | – | 0,10 | – | – | – |
| ВТ23 | 5,2 | 4,1 | 1,8 | 0,80 | 0,90 | 0,15 | – | – | – |
| ВТ22 | 5,0 | 4,7 | 4,8 | 0,97 | 0,71 | – | – | – | – |
| LCB | 1,5 | – | 6,8 | 4,50 | – | – | – | – | – |

Сплави з глобулярною та бімодальною мікроструктурою отримували стандартними методами термомеханічної та термічної обробок [1, 2, 4]. Швидкісну термообробку з метою отримання спеціальної дрібнозернистої β -перетвореної (ДЗБП) мікроструктури проводили шляхом електроконтактного на-

грівання за допомогою струму промислової частоти, параметри обробки вибирали згідно з даними робіт [5, 10]. Після досягнення заданої температури охолодження проводили на повітрі, оскільки саме така обробка згідно з [11] дозволяє отримувати мікроструктуру не з максимально високою міцністю, а з найзбалансованішими механічними властивостями. Як фінішну операцію для одержання стабільного фазового і мікроструктурного стану проводили старіння за стандартними режимами. Мікроструктуру сплавів вивчали методами оптичної та електронної мікроскопії, а кількісні характеристики окремих мікроструктурних складових отримували за допомогою програмного забезпечення Image Pro.

Випробування на статичний розтяг при кімнатній температурі проводили за стандартною методикою [12]. Випробування на втому за нормальних умов проводили на електродинамічному вібростенді за симетричного циклічного навантаження в умовах плоского поперечного згину консольних призматичних зразків (5×5 мм у робочому перерізі) корсетного типу за методикою, яка описана раніше [13]. Критерієм руйнування від втоми вважали падіння резонансної частоти коливань зразка на 1%, що відповідає утворенню напівеліптичної поверхневої тріщини глибиною приблизно 10% товщини перерізу зразка. Поверхні руйнування вивчали за допомогою растрового електронного мікроскопа.

Експериментальні результати та їх аналіз. Результати мікроструктурних досліджень наведено в табл. 2. Там же представлено механічні властивості сплавів за статичного розтягу: $\sigma_{0,2}$ – умовна границя текучості; σ_b – границя міцності; δ – відносне подовження; ψ – відносне звуження. На рис. 1–3 представлено типові мікроструктури досліджених матеріалів.

Т а б л и ц я 2

Характеристики мікроструктури та результати випробувань на розтяг титанових сплавів

| Сплав | Тип мікроструктури | D_β , мкм | L_α , мкм | d_0 , мкм | a_α, d_α , мкм | $\sigma_{0,2}$, МПа | σ_b , МПа | δ , % | ψ , % |
|---------|--------------------|-----------------|------------------|-------------|--|----------------------|------------------|--------------|------------|
| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 |
| ІМІ 834 | Бімодальна | 14,0 | 8 | 1,80 | $a_\alpha = 3,80$ $d_\alpha = 1,50$ | 966 | 1044 | 8,5 | 18,7 |
| | ДЗБП | 65,0 | 25 | 1,60 | 1,70 | 1030 | 1114 | 9,4 | 14,8 |
| ВТ6 | Бімодальна | 15,0 | 7 | 1,50 | $a_\alpha = 3,80$ $d_\alpha = 1,30$ | 920 | 1008 | 19,3 | 54,2 |
| | ДЗБП | 60,0 | 28 | 1,80 | 1,60 | 1080 | 1125 | 11,7 | 27,9 |
| Ті 6-4 | Глобулярна | 4,2 | – | – | – | 1107 | 1143 | 15,5 | 40,1 |
| | ДЗБП | 55,0 | 30 | 1,90 | 1,30 | 1268 | 1349 | 10,9 | 39,8 |
| ВТ3-1 | Бімодальна | 10,0 | 6 | 1,00 | $a_\alpha = 2,80$ $d_\alpha = 0,90$ | 1125 | 1165 | 10,8 | 34,8 |
| | ДЗБП | 50,0 | 26 | 0,80 | 0,60 | 1139 | 1247 | 8,6 | 30,5 |

| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 |
|------|------------|------|----|------|--|------|------|------|------|
| BT16 | Бімодальна | 12,0 | 6 | 0,90 | $a_\alpha = 2,00$ $d_\alpha = 0,60$ | 908 | 1024 | 18,5 | 58,7 |
| | ДЗБП | 50,0 | 28 | 0,80 | 0,60 | 1094 | 1180 | 12,1 | 45,1 |
| BT23 | Бімодальна | 10,0 | 5 | 0,80 | $a_\alpha = 2,20$ $d_\alpha = 0,60$ | 965 | 1068 | 16,2 | 45,2 |
| | ДЗБП | 45,0 | 15 | 0,25 | 0,20 | 986 | 1160 | 15,6 | 37,4 |
| BT22 | Глобулярна | 1,5 | – | – | – | 1093 | 1157 | 12,8 | 42,3 |
| | ДЗБП | 40,0 | – | 0,15 | 0,10 | 1247 | 1288 | 8,6 | 25,6 |
| LCB | Глобулярна | 1,5 | – | – | – | 1108 | 1129 | 14,8 | 46,2 |
| | ДЗБП | 45,0 | – | 0,08 | 0,04 | 1200 | 1250 | 11,9 | 30,0 |

Примітки: D_β – середній діаметр β -зерен (бімодальна та ДЗБП) і частинок первинної α -фази (глобулярна); L_α – середня товщина колоній пластин α -фази; d_0 – середня товщина зерно-граничного прошарку α -фази; a_α – середній діаметр частинок первинної α -фази (бімодальна); d_α – середня товщина внутрішньо- β -зеренних пластин α -фази (бімодальна та ДЗБП).

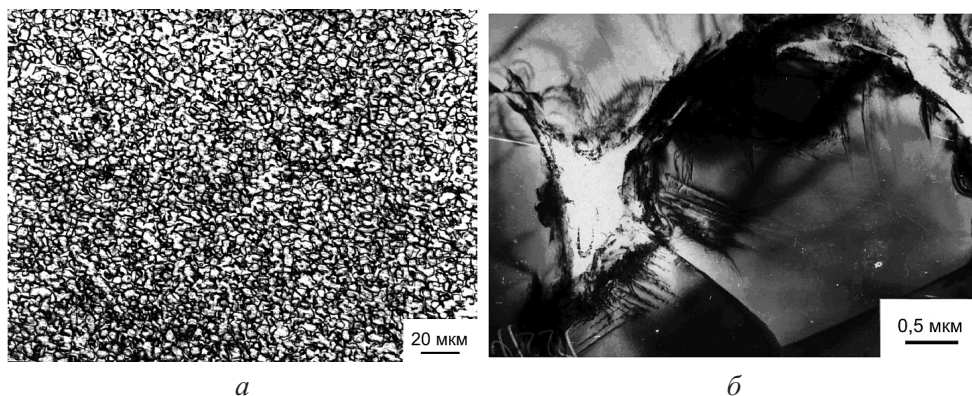


Рис. 1. Глобулярна мікроструктура сплаву Ті 6-4.

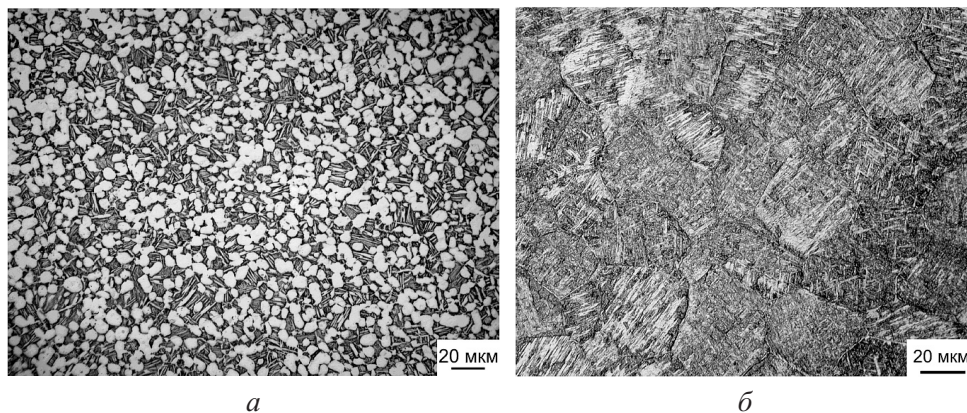


Рис. 2. Бімодальна мікроструктура сплаву BT3-1 (а) та ДЗБП-мікроструктура сплаву BT16 (б).

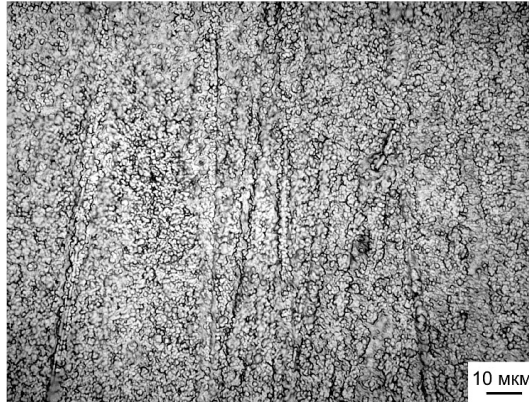


Рис. 3. Глобулярна мікроструктура сплаву LCB.

Аналіз результатів механічних випробувань на розтяг показує, що мікроструктурні ДЗБП стани, які утворюються внаслідок застосування ШТО, в усіх сплавах характеризуються значно вищим рівнем характеристик міцності. Також необхідно відмітити, що в деяких випадках (наприклад, у сплаві ІМІ 834) характеристики пластичності також були помітно вищими, ніж у вихідному стані.

Результати випробувань на втому (рис. 4) свідчать про перевагу характеристик опору багатоциклової втомі сплавів із ДЗБП-мікроструктурою в порівнянні з бімодальною та глобулярною на рівнях амплітуд напружень, які дорівнюють границі витривалості σ_{-1} й трохи вище. На вищих рівнях напружень картина змінюється у зворотному напрямку. Характеристики опору втомі сплавів із бімодальною чи глобулярною мікроструктурою вищі, ніж для матеріалів із ДЗБП-мікроструктурою, або приблизно рівні, тобто криві втоми сходяться. Це можна пояснити, виходячи з наступних міркувань.

У бімодальних мікроструктурах за високих рівнів амплітуди напружень тріщини втомі зароджуються як у глобулярній α -фазі, так і в пластинчастій $(\alpha + \beta)$ -матриці. Однак швидкість зародження і розповсюдження втомних тріщин до появи тріщини критичного розміру (у даному випадку критичної глибини) в пластинчастій α -фазі більша, ніж у глобулярній, за цих рівнів напруження [14]. Отже, відповідальною за довговічність до руйнування за високих рівнів напружень у бімодальних мікроструктурах є пластинчаста $(\alpha + \beta)$ -матриця (рис. 5). Хоча у пластинчастих ДЗБП-мікроструктурах відповідальними за втомну міцність також є α -пластини. Однак, враховуючи, що ці пластини після ШТО, по-перше, є дуже дисперсними, і, по-друге, знаходяться у колоніях по 5–10 шт. однаково сприятливо орієнтовані по відношенню до напрямку дії навантаження, розвиток втомної тріщини буде відбуватися швидше, ніж у пластинчастій $(\alpha + \beta)$ -матриці бімодальної структури, де α -пластини розташовані хаотично.

Натомість за малих рівнів амплітуди напружень, близьких до границі витривалості, на швидкість зародження і росту втомної тріщини до критичного розміру буде значно впливати бар'єрний ефект. І якщо в пластинчастих ДЗБП-мікроструктурах відповідальними за довговічність є ті ж α -пластини, то у бімодальних мікроструктурах головну роль відіграють α -глобулі, тому

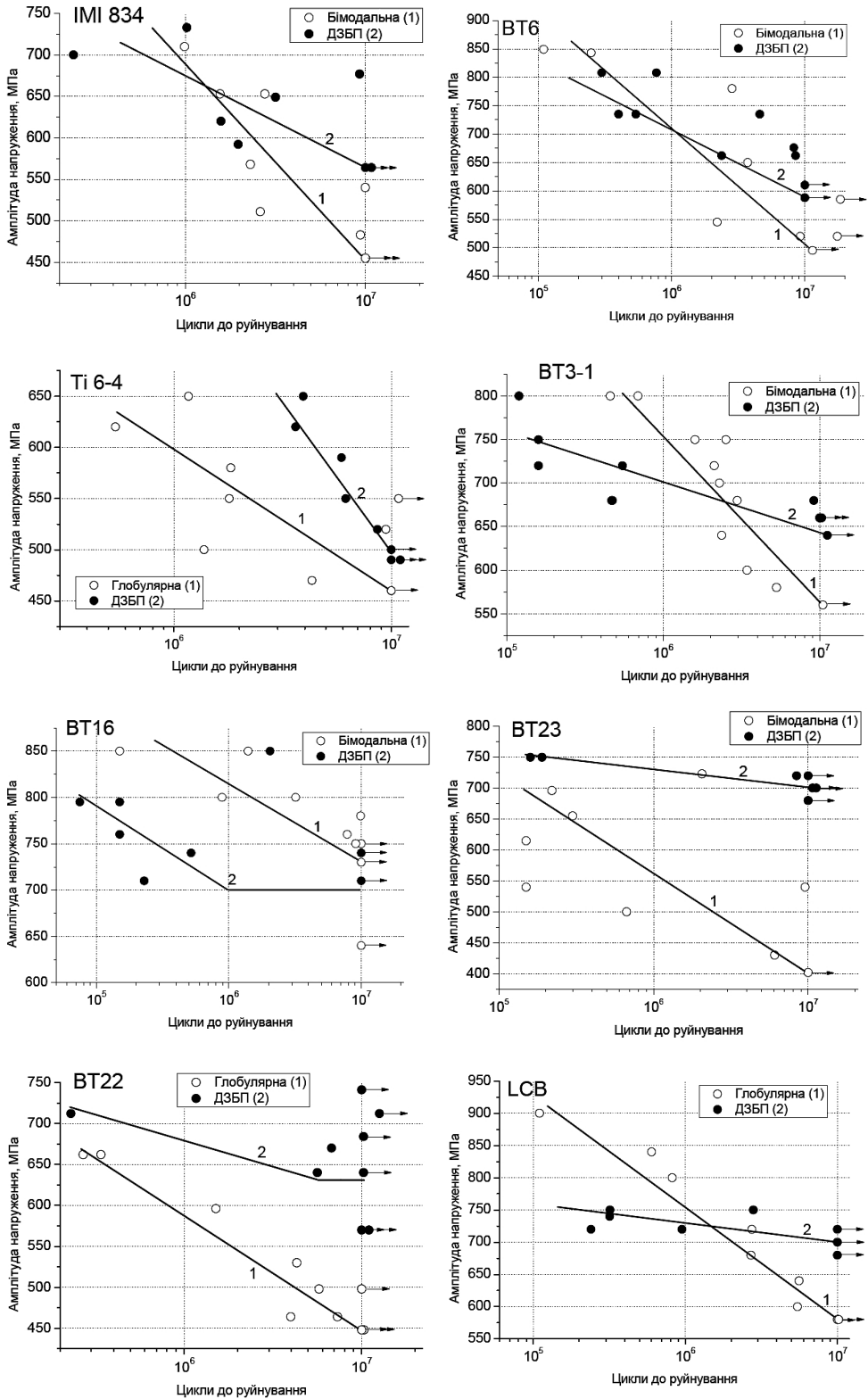


Рис. 4. Криві втоми досліджених матеріалів.



Рис. 5. Утворення стійких смуг ковзання (указано стрілками) в α -пластинах бімодальної мікроструктури сплаву VT3-1.

що у цьому випадку просування втомної тріщини сприятливіше за рахунок довшого вільного пробігу дислокацій. На відміну від цього, в пластинчастій ($\alpha + \beta$)-матриці майже вся довговічність за таких низьких рівнів навантаження витрачається на подолання тріщиною бар'єрів (границь α -пластин і міжпластинчастого β -прошарку), тому що довжина вільного пробігу дислокації у α -пластинах на порядок менша, ніж у α -глобулях. Окрім того, як видно з рис. 5, стійкі смуги ковзання, що утворюються у α -пластинах, не перерізують повністю всю колонію по одній лінії, а перерізують кожну пластину окремо у паралельних площинах. Отже, у бімодальних мікроструктурах на рівні амплітуди напружень, еквівалентному границі витривалості, тріщини втоми переважно зароджуються в глобулярній α -фазі, а не в пластинчастій ($\alpha + \beta$)-матриці. Тобто, довжина (у даному випадку глибина) втомної тріщини, що відповідає границі витривалості сплавів із бімодальною мікроструктурою, цілком залежить від розміру саме α -глобулів. На рис. 6 схематично зображено глобулярну і бімодальну мікроструктури та варіанти розповсюдження втомної тріщини.

Існує й інше пояснення співвідношення циклічної міцності бімодальної та пластинчастої мікроструктур [14]. У бімодальних мікроструктурах завдяки перерозподілу легуючих елементів за попередньої термообробки утворена під час охолодження з ($\alpha + \beta$)-області пластинчаста α -фаза є менш міцною, ніж первинна глобулярна α -фаза і пластинчаста α -фаза у ДЗБП-мікроструктурах, що утворені при охолодженні від температур однофазної β -області. Тому за низьких рівнів амплітуди напружень тріщини втоми в бімодальних мікроструктурах зароджуються здебільшого вздовж смуг ковзання в колоніях α -пластин (рис. 5), що потребує менших напружень у порівнянні з глобулярними та ДЗБП-мікроструктурами. За високих рівнів амплітуди напруження внаслідок відмінності у хімічному складі α -фази (відповідно до діаграм фазових рівноваг) достатніми для розвитку деформації є не тільки пластинчаста, а й глобулярна фракції. Окрім того, важливішу роль починає відігравати опір розповсюдженню мікротріщин, який у бімодальної мікроструктури вищий, ніж у ДЗБП, де за високих рівнів амплітуди напружень тріщини втоми зароджуються як в глобулярній α -фазі, так і в пластинчастій ($\alpha + \beta$)-матриці.

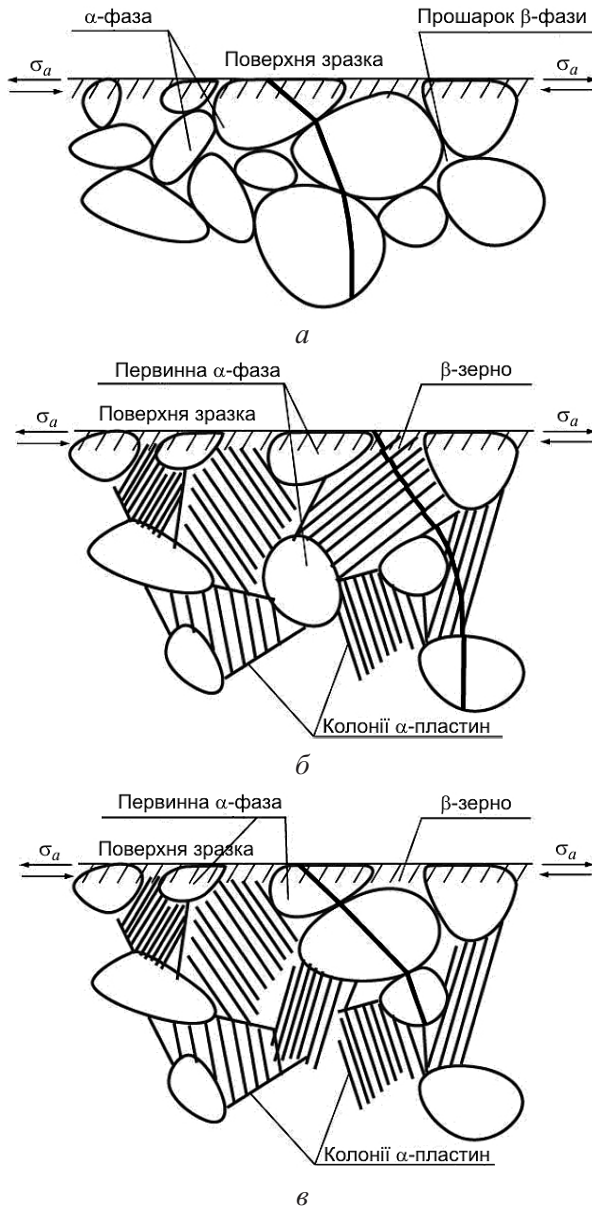


Рис. 6. Схематичне зображення глобулярної (а) та бімодальної (б, в) мікроструктури досліджених титанових сплавів із позначенням втомної тріщини: а, в – амплітуда напружень на рівні границі витривалості; б – високі рівні амплітуди напружень.

Слід також зазначити, що вживаний у даній роботі термін “критичний розмір” втомної тріщини означає довжину фізично малої напівеліптичної тріщини, що зародилася на поверхні зразка і поширилась вглиб, та відповідає переходу від стадії зародження мікротріщини в одному зерні до стадії росту магістральної довгої тріщини. На рівні амплітуди напружень, еквівалентному границі витривалості, цей термін означає довжину втомної тріщини, що проросла вглиб і зупинилась, не зумовлюючи руйнування на базі 10^7 цикл навантаження [13].

Результати розрахунку границь витривалості та їх обговорення. Згідно з отриманими раніше даними [14], досліджені сплави можна умовно розділити на дві групи: 1) малолегований псевдо- α сплав ІМІ 834 і середньо-леговані ($\alpha + \beta$)-сплави ВТ6, Ті 6-4, ВТ3-1; 2) високолеговані ($\alpha + \beta$)- і псевдо- β -сплави ВТ16, ВТ23, ВТ22, LCB. Для першої групи сплавів с ДЗБП-мікроструктурою характерно те, що α -фаза, яка знаходиться всередині β -зерна, не міцніша за пограничну α -фазу [14], і тріщина втомлює може зароджуватись як на границі, так і всередині β -зерна, але, як правило, всередині. Для другої групи з такою ж мікроструктурою внутрішньозеренна ($\alpha + \beta$)-мікроструктура міцніша за пограничну α -фазу, тому тріщина зароджується в останній. Якщо для першої групи матеріалів розмір мікроструктурного параметра, що відповідає за втомну міцність даного матеріалу, буде визначатись товщиною α -пластин, то для другої групи, коли тріщина зароджується в пограничній α -фазі, таким параметром є опосередкований розмір цієї фази. Методику розрахунку цього розміру запропоновано в даній роботі.

На рис. 7 схематично представлено переріз умовно ідеалізованого β -зерна у вигляді круга з діаметром D , всередині якого знаходиться пластинчаста ($\alpha + \beta$)-матриця, що оточена кільцеподібною α -оболонкою товщиною d_0 . Як видно, мінімальним розміром мікроструктурного параметра є товщина α -прошарку d_0 , що визначається за стандартною методикою [2], а максимальним – довжина відрізка дотичної D_0 , що проведена з будь-якої точки внутрішнього кола α -оболонки до перетину із зовнішнім її контуром.

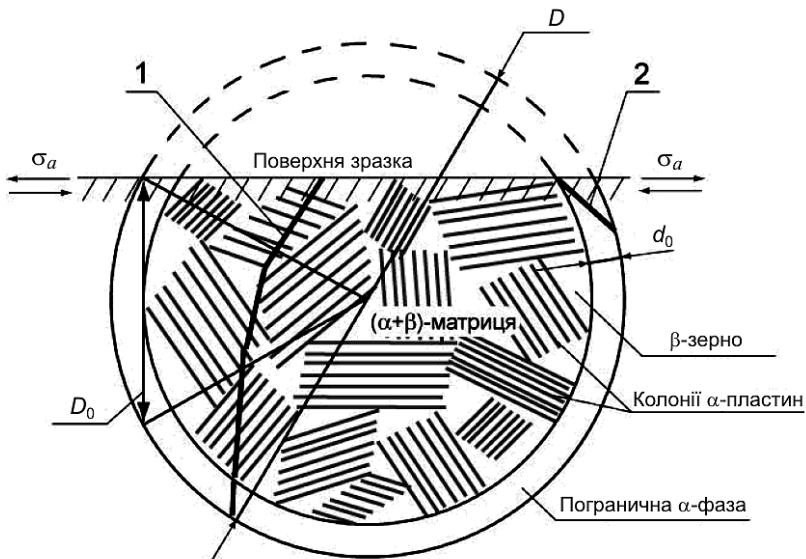


Рис. 7. Схематичне зображення ідеалізованого β -зерна: 1 – зародження і розповсюдження втомної тріщини у колоніях α -пластин (перша група сплавів); 2 – зародження і розповсюдження втомної тріщини у прошарку пограничної фази (друга група сплавів); D_0 і d_0 – максимальний і мінімальний розміри початкової втомної тріщини у прошарку α -фази.

Таким чином, середнє значення мікроструктурного параметра $d = (D_0 + d_0)/2$ може бути визначене після елементарних математичних перетворень за формулою

$$d = \frac{2\sqrt{Dd_0 + d_0^2} + d_0}{2}. \quad (1)$$

Проведено розрахунки границь витривалості σ_{-1} в залежності від розміру мікроструктурного параметра d за моделями, розробленими раніше [9, 15]:

$$\sigma_{-1} = \frac{\Delta K_{th\,eff}}{Y\sqrt{d}}, \quad (2)$$

де $\Delta K_{th\,eff}$ – ефективний розмах порогового коефіцієнта інтенсивності напружень, $\Delta K_{th\,eff} \cong 1,6 \cdot 10^{-5} E$; E – модуль пружності; Y – геометрична функція, $Y \cong 1,99$;

$$\sigma_{-1} = A + B \operatorname{arctg} \frac{\frac{\Delta K_{th\,eff}}{Y\sqrt{d}} - A}{B}; \quad (3)$$

$$A = \frac{\sigma_f + \sigma_p}{2}; \quad B = \frac{\sigma_p - \sigma_f}{\pi};$$

σ_f – напруження внутрішнього тертя, $\sigma_f = 2 \cdot 10^{-3} G$ [9]; G – модуль пружності при зсуві, $G = E/[2(1 + \mu)]$, $\mu = 0,3$ – коефіцієнт Пуассона; σ_p – границя пропорційності за результатами випробувань на статичний розтяг;

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

де a – міжатомна відстань (вектор Бюргерса), для α -титана маємо $a = 2,95 \cdot 10^{-10}$ м; η – коефіцієнт, який означає кількість бар'єрів (зерен), що пройшла тріщина від поверхні у глиб зразка і зупинилась, не зумовлюючи руйнування;

$$\sigma_{-1} = E\sqrt{\frac{a}{\eta' d}}, \quad (5)$$

$$\eta' = \frac{E^2 a}{d} \left(A + B \operatorname{arctg} \frac{E\sqrt{\frac{a}{4d}} - A}{B} \right)^{-2}.$$

Результати розрахунків границь витривалості за вищевказаними формулами наведено в табл. 3. Там же представлено похибки Δ між експериментальними σ_{-1}^e і розрахунковими σ_{-1}^p результатами, отриманими за формулою

Т а б л и ц я 3

Порівняння експериментальних даних із розрахунковими

| Сплав | $E \cdot 10^{-5}$, МПа | σ_f , МПа | σ_p , МПа | Тип мікроструктури | d , мкм | σ_{-1}^c , МПа | За формулами | | | | | | | | | |
|---------|----------------------------|---------------------|---------------------|-----------------------|--------------|--------------------------|--------------------------|-----------------|--------------------------|-----------------|--------------------------|-----------------|--------------------------|-----------------|--|--|
| | | | | | | | (2) | | (3) | | (4) | | (5) | | | |
| | | | | | | | σ_{-1}^p , МПа | Δ , % | σ_{-1}^p , МПа | Δ , % | σ_{-1}^p , МПа | Δ , % | σ_{-1}^p , МПа | Δ , % | | |
| ІМІ 834 | 1,200 | 92 | 750 | Бімодальна | 3,800 | 470 | 495 | +5,3 | 492 | +4,7 | 529 | +12,5 | 521 | +11,0 | | |
| | | | | ДЗБП | 1,700 | 570 | 742 | +30,0 | 632 | +11,0 | 790 | +38,6 | 641 | +12,5 | | |
| ВТ6 | 1,250 | 96 | 750 | Бімодальна | 3,800 | 520 | 515 | -1,0 | 510 | -2,0 | 550 | +5,8 | 537 | +3,3 | | |
| | | | | ДЗБП | 1,600 | 630 | 794 | +26,0 | 643 | +2,0 | 848 | +34,6 | 653 | +3,6 | | |
| Ті 6-4 | 1,250 | 96 | 820 | Глобулярна | 4,200 | 460 | 490 | +6,5 | 490 | +6,5 | 524 | +13,8 | 522 | +13,5 | | |
| | | | | ДЗБП | 1,300 | 500 | 882 | +76,0 | 705 | +41,0 | 941 | +88,0 | 717 | +43,0 | | |
| ВТ3-1 | 1,275 | 98 | 840 | Бімодальна | 2,800 | 560 | 612 | +8,5 | 598 | +6,7 | 654 | +16,8 | 625 | +11,8 | | |
| | | | | ДЗБП | 0,600 | 670 | 1323 | +97,0 | 776 | +16,0 | 1567 | +134,0 | 780 | +16,4 | | |
| ВТ16 | 1,200 | 92 | 850 | Бімодальна | 2,000 | 720 | 682 | -5,0 | 644 | -10,5 | 727 | +1,2 | 667 | -7,3 | | |
| | | | | ДЗБП | 0,600 | 700 | 1245 | +78,0 | 777 | +11,0 | 1330 | +90,0 | 783 | +12,0 | | |
| ВТ23 | 1,200 | 92 | 780 | Бімодальна | 2,200 | 400 | 651 | +62,5 | 605 | +51,5 | 695 | +74,0 | 626 | +56,0 | | |
| | | | | ДЗБП | 0,200 | 700 | 2157 | +208,0 | 752 | +7,4 | 2304 | +230,0 | 757 | +8,1 | | |
| ВТ22 | 1,200 | 92 | 870 | Глобулярна | 1,500 | 450 | 787 | +75,0 | 702 | +56,0 | 841 | +87,0 | 721 | +60,0 | | |
| | | | | ДЗБП | 2,525* | 625 | 607 | +2,8 | 598 | -4,3 | 648 | +3,7 | 628 | +0,5 | | |
| LCB | 1,200 | 92 | 885 | Глобулярна | 1,500 | 580 | 787 | +35,7 | 708 | +22,0 | 841 | +45,0 | 728 | +25,5 | | |
| | | | | ДЗБП | 1,940* | 700 | 694 | -1,0 | 665 | -5,0 | 740 | +5,7 | 686 | -2,0 | | |

Примітка. Зірочкою позначено значення, розраховані за формулою (1).

$$\Delta = \frac{\sigma_{-1}^e - \sigma_{-1}^p}{\sigma_{-1}^e} \cdot 100\%. \quad (6)$$

Як видно, розрахунок за формулами (3) і (5) дав задовільний результат загалом для всіх досліджуваних матеріалів, за виключенням сплавів ВТ23 з бімодальною мікроструктурою, ВТ22 та LCB з глобулярною. Це, очевидно, пов'язано з характером розподілу зерен (α -глобулів) за розмірами у даних сплавах, детальніше це буде розглянуто нижче.

Дещо завищену (неконсервативну) теоретичну оцінку границь витривалості порівняно з експериментальними результатами можна пояснити наступним чином. Взагалі, неточність прогнозу залежить від декількох чинників, які, накладаючись, разом дають випадкову похибку в той чи інший бік. Суттєвою є похибка при визначенні лінійного розміру мікроструктурного параметра. У даній роботі ця величина визначалась як середньоарифметичне між лінійними розмірами елементів мікроструктури (діаметр α -глобулів, товщина α -пластин, товщина пограничного α -прошарку), які знаходились у вимірювальній площині зразка, методом січної [2]. Ця методика дає опосередковане значення розміру зерна без урахування розподілу по перерізу зразка зерен із різним лінійним розміром. Так, наприклад, можливі варіанти розподілу зерен за розмірами схематично ілюструє рис. 8. Видно, що в одному випадку переважна більшість P_{1max} зерен має однаковий розмір, близький до середнього d_{1c} , в іншому – майже однакова кількість зерен має різний розмір.

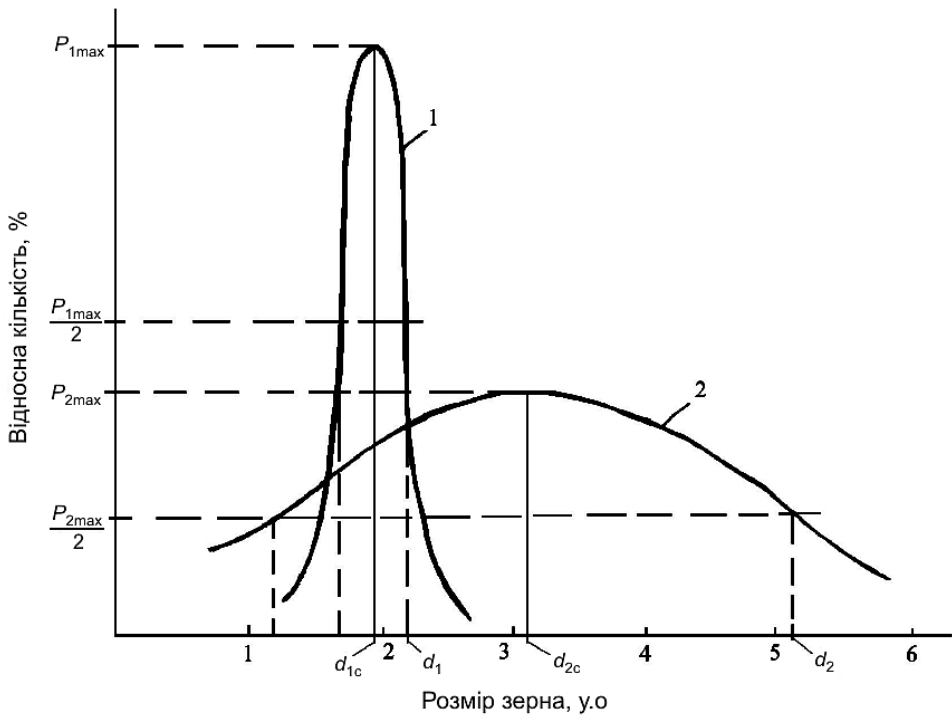


Рис. 8. Варіанти розподілу зерен за розмірами в різних матеріалах: 1 – зерна майже однакового розміру; 2 – зерна різного розміру майже в однаковій кількості.

Тому, очевидно, для розрахунку потрібно брати не просто середнє значення розмірів зерен, а розмір, який відповідає середньому значенню відносної кількості зерен, тобто це $P_{1\max}/2$ і $P_{2\max}/2$ (рис. 8). При цьому необхідно брати більше значення d , оскільки це приводить до зменшення σ_{-1}^p , а отже, до потрібного консервативного розрахунку. Звичайно, це дуже кропітка робота, але нехтування характером розподілу зерен за розмірами в окремих випадках дає значну похибку Δ в розрахунку σ_{-1} . Так, на прикладі умовної схеми на рис. 8 це можна показати наступним чином. Якщо, приміром, вважати величини d_1 та d_2 тим розміром зерна, який ідеально задовольняє рівняння $\sigma_1^e = \sigma_1^p$ і $\sigma_2^e = \sigma_2^p$, а саме, $d_1 \approx 2,25$ і $d_2 \approx 5$, то похибка Δ вираховується як

$$\Delta_1 = \frac{1/\sqrt{d_{1c}} - 1/\sqrt{d_1}}{1/\sqrt{d_1}} \cdot 100\% \approx +6\%; \quad \Delta_2 = \frac{1/\sqrt{d_{2c}} - 1/\sqrt{d_2}}{1/\sqrt{d_2}} \cdot 100\% \approx +30\%.$$

Як бачимо, похибка у визначенні σ_{-1} може бути не суттєвою для матеріалів із зернами майже однакового розміру і значною для матеріалу із зернами різного розміру майже в однаковій кількості. Окрім того, існують дані, які підтверджують той факт, що саме розмір зерен, більший, ніж d_c , є відповідальним за величину σ_{-1} [16].

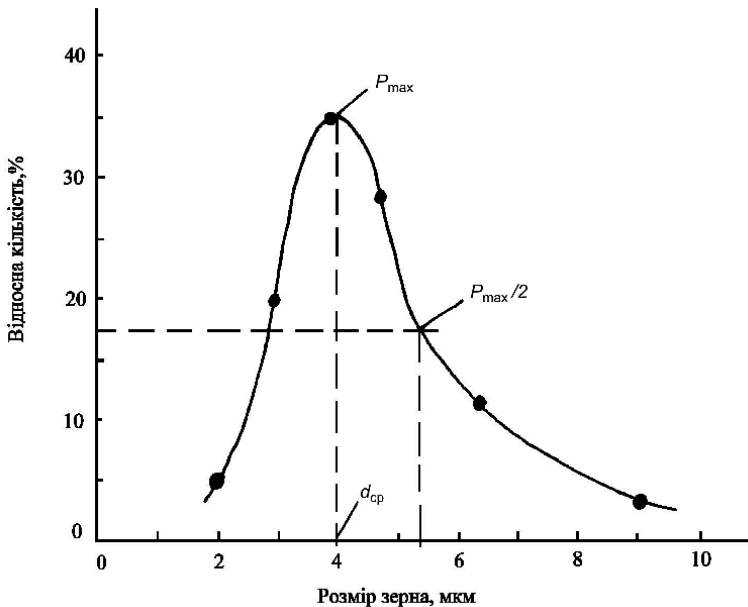


Рис. 9. Розподіл зерен за розмірами в перерізі зразка зі сплаву Ті 6-4 з глобулярною мікроструктурою.

На рис. 9 наведено криву розподілу зерен у зразку зі сплаву Ті 6-4 з глобулярною мікроструктурою. Дані для розрахунку використано з рис. 1, а. У табл. 3 для цього матеріалу вказано результати розрахунку σ_{-1} для середнього значення розміру α -глобулів $d_c = 4,2$ мкм. Як видно з рис. 9, величина

d розміру α -глобулів, що відповідає середньому значенню відносної кількості зерен, дорівнює $\sim 5,2$ мкм. Підставимо цю величину у формули (2), (3), (4), (5) і отримаємо: $\sigma_{-1}^P = 429; 429; 471; 471$ МПа і $\Delta = -6,7; -6,7; +2,4; +2,4\%$ відповідно. Якщо порівняти ці дані з наведеними в табл. 3 для цього матеріалу, то вони значно кращі. Очевидно, у сплавах ВТ23, ВТ22 і LCB з глобулярною і бімодальною мікроструктурою, розрахунок σ_{-1} для яких дав значну похибку у більший бік, розподіл α -глобулів за розмірами був аналогічний кривій 2 на рис. 8. Так, на рис. 3 представлено глобулярну структуру сплаву LCB зі значним розкидом розмірів α -глобулів майже однакової кількості.

Висновки

1. Проведене дослідження характеристик опору втомі зразків із титанових сплавів показало, що границі витривалості σ_{-1} та довговічності до руйнування на рівнях амплітуд напружень, близьких до σ_{-1} , вищі для ДЗБП-мікроструктур, ніж для глобулярних та бімодальних. Натомість за високих рівнів навантаження у більшості випадків спостерігається протилежна ситуація. Це пояснюється тим, що за різних рівнів навантаження у бімодальних мікроструктурах за втомну міцність відповідають різні елементи мікроструктури (у першому випадку α -глобулі, у другому – α -пластини).

2. Для різних титанових сплавів у залежності від типу мікроструктури за втомну міцність відповідають різні елементи мікроструктури. Для глобулярних та бімодальних мікроструктур – α -глобулі, а для пластинчастих (ДЗБП) – α -пластини для малолегованих сплавів або між- β -зеренний α -прошарок для більш легованих сплавів.

3. Розрахунок границь витривалості σ_{-1} за запропонованими моделями для прогнозування показав задовільний збіг з експериментальними результатами для всіх досліджених матеріалів, за винятком сплавів ВТ23, ВТ22 та LCB з глобулярною структурою. Це пояснюється значним відхиленням розміру α -глобулів від середнього у цих сплавах.

4. Для встановлення величини мікроструктурного параметра, який відповідає за втомну міцність того чи іншого матеріалу, потрібно враховувати характер кривої розподілу зерен (елементів структури) за розмірами в об'ємі матеріалу.

Резюме

Представлены результаты испытаний на усталость и механические характеристики при статическом растяжении образцов из титановых сплавов, принадлежащих известным классам этих материалов с референсной глобулярной или бимодальной микроструктурой и так называемой мелкозернистой β -превращенной микроструктурой, которая получена методом скоростной термобработки. Проанализирована микроструктура исследованных материалов. Установлен параметр микроструктуры, отвечающий за циклическую прочность того или иного материала. Приведено и проанализировано сравнение между пределами выносливости, полученными экспериментально и рассчитанными по моделям, разработанным ранее одним из авторов.

1. Цвиккер У. Титан и его сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 512 с.
2. Борисова Е. А., Бочвар Г. А., Брун М. Я. и др. Металлография титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
3. Lütjering G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ($\alpha + \beta$) titanium alloys // Mater. Sci. Eng. – 1998. – **A243**. – P. 32 – 45.
4. Гриднев В. Н., Ивасишин О. М., Ошкадеров С. П. Физические основы скоростного термоупрочнения титановых сплавов. – Киев: Наук. думка, 1986. – 326 с.
5. Ivasishin O. M. and Markovsky P. E. Enhancing the mechanical properties of titanium alloys with rapid heat treatment (overview) // JOM. – 1996. – No. 7. – P. 48 – 56.
6. Ивасишин О. М., Ошкадеров С. П., Марковский П. Е. Исследования скоростного нагрева под закалку титановых сплавов // Металловедение и терм. обраб. металлов. – 1990. – № 1. – С. 32 – 35.
7. Peters J. O., Lütjering G., Ivasishin O. M., and Markovsky P. E. Mechanical properties of fine-grained beta-titanium alloys // Proc. of 3rd ASM Conf. on Synthesis, Processing and Modelling of Advanced Materials (25–27 June, Paris). – 1997. – P. 269 – 274.
8. Ivasishin O. M. and Semiatin S. L. Rapid heat treatment of titanium alloys // Proc. Int. Conf. on Processing and Manufacturing of Advanced Materials (Dec. 2000, Las Vegas, USA): CDROM, Section A1, Vol. 117/3, Special Issue: Journal of Materials Processing Technology / T. Chandra, K. Higashi, C. Suryanarayana, and C. Tome (Eds.). – Elsevier Science, 2001.
9. Герасимчук О. М. Узагальнена залежність границі витривалості від розміру зерна матеріалу // Пробл. прочности. – 2011. – № 2. – С. 128 – 144.
10. Гриднев В. Н., Ивасишин О. М., Марковский П. Е. Влияние скорости нагрева на температуру полиморфного превращения титановых сплавов различной легированности // Металловедение и терм. обраб. металлов. – 1985. – № 1. – С. 31 – 35.
11. Ivasishin O. M. and Lütjering G. Structure and mechanical properties of high-temperature titanium alloys after rapid heat treatment // Mater. Sci. Eng. – 1993. – **A168**. – P. 23 – 28.
12. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. – М., 1987. – 63 с.
13. Трощенко 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. Методика исследования и экспериментальные результаты // Пробл. прочности. – 1995. – № 5-6. – С. 3 – 11.
14. Lütjering G. and Williams J. C. Titanium. – Berlin–Heidelberg: Springer Verlag, 2003. – 379 p.

15. Трощенко В. Т., Грязнов Б. А., Налимов Ю. С. и др. Сопротивление усталости и циклическая трещиностойкость титанового сплава ВТ3-1 в различных структурных состояниях. Сообщ. 2. Методика учета влияния структуры на предел выносливости // Пробл. прочности. – 1995. – № 5-6. – С. 12 – 17.
16. Богачев И. Н., Вайнштейн А. А., Волков С. Д. Введение в статистическое металловедение. – М.: Металлургия, 1972. – 216 с.

Поступила 27. 11. 2009

Вниманию подписчиков!

Подписаться на журнал «Проблемы прочности» можно, как обычно, в местных отделениях связи. Журнал включен в каталоги Украины и России.

Наш индекс – 70730.

Подписку Вы можете оформить непосредственно в редакции журнала с любого очередного номера.

Цена одного номера с учетом почтовых расходов в 2011 году составит:
в пределах Украины 30 грн.;
за пределами Украины 300 рос. руб. (~ 10.0 USD).

Почтовые переводы направлять по адресу:

01014, Киев–14, ул. Тимирязевская, 2.

Редакция журнала «Проблемы прочности»

Шинкаренко Нине Михайловне.

Справки по телефону: (044) 286 5657.

Отдельным письмом необходимо сообщить в редакцию требуемое количество номеров, сумму и дату отправки перевода, указать свой почтовый адрес. Отправка журналов осуществляется после поступления денег подписчика.