

ВПЛИВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СКЛАДУ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ЛЕГОВАНИХ НІОБІЄМ І КРЕМНІЄМ, НА МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЇХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

Л.І. Маркашова, С.Г. Григоренко, О.М. Берднікова,
С.В. Ахонін, О.С. Кушнарьова, Т.О. Алексеєнко, Є.В. Половецький

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: svitlanahryhorenko2@gmail.com

Наведено результати детальних досліджень методом трансмісійної електронної мікроскопії та виконано оцінку у системі хімічний склад→структура→властивості зварних з'єднань, отриманих електронно-променевим зварюванням експериментальних жароміцних багатокомпонентних титанових сплавів, легованих ніобієм і кремнієм. Встановлено, що для усунення градієнта за міцністю та в'язкістю руйнування необхідно забезпечити формування однорідної диспергованої пластинчастої структури при рівномірному розподілі щільності дислокацій і частинок фазових виділень. Така структура забезпечуватиме високий рівень механічних властивостей і тріщиностійкість металу зварних з'єднань титанових сплавів. Бібліогр. 20, табл. 2, рис. 6.

Ключові слова: титанові сплави, хімічний склад, зварні з'єднання, структурно-фазовий склад, дислокаційна структура, субструктура, фазоутворення, стехіометричний склад, зміцнення, локальні внутрішні напруження, тріщиностійкість

Вступ. Розвиток наукоємких галузей промисловості і енергозберігаючих технологій сьогодні неможливо уявити без використання нових матеріалів, що мають підвищений рівень властивостей. Це, перш за все, висока міцність, пластичність, в'язкість і корозійна стійкість. Цим вимогам повною мірою відповідають титан і сплави на його основі, які є унікальними конструкційними матеріалами, що дозволяють значно підвищити експлуатаційні параметри виробів відповідального призначення. Сплави на основі титану знайшли широке застосування в авіакосмічній галузі, хімічному та енергетичному машинобудуванні, медицині. Титанові сплави успішно використовують і як броньовий матеріал.

У сучасній промисловості широко застосовуються титанові сплави з поліпшеним комплексом експлуатаційних характеристик, отриманих за рахунок твердорозчинного зміцнення шляхом комплексного легування титану Al, V, Zn, Nb, Cr, Mo та іншими елементами. Відомо, що легуючі елементи по різному впливають на поліморфні перетворення титану [1]. Доведено, що деякі α - і β -стабілізатори

та нейтральні зміцнюючі елементи у титанових сплавах можна розташувати у послідовності за підвищенням впливу на зміцнення (межі міцності при введенні 1 мас. % елемента) (табл. 1) [2]. Легуючі елементи можна також розташувати за підвищенням пластичності у наступній послідовності: Co, Fe, Nb, Re, V, Al, Mn, Cr, Sn [2].

В останні роки набув розвитку такий напрям, як створення титанових сплавів з додатковим підвищенням механічних властивостей за рахунок виділення в структурі інтерметалідних фаз або хімічних сполук. Дисперсійне зміцнення інтерметалідами є сучасним, перспективним і вже досить випробуваним способом підвищення високотемпературних властивостей титанових сплавів. Крім відомих алюмінідів титану Ti_3Al і $TiAl$ почали широко використовувати тугоплавкі і термодинамічно стабільні силіциди титану Ti_5Si_3 ($T_{пл} = 2120$ °C; $\Delta F = -147$ ккал/моль) та бориди титану TiB і TiB_2 ($T_{пл} = 2060$ °C; $\Delta F = -35$ ккал/моль) [3].

Високотемпературні титанові сплави традиційно відносяться до групи псевдо- α -сплавів [2], проте сьогодні проводяться дослідження в напрямку

Таблиця 1. Послідовність хімічних елементів у підвищенні межі плинності титанових сплавів

Елемент	Nb	Zr	Sn	V	Al	Mo	Cr	Mn	Fe	Si
σ_B , кгс/мм ²	1,5	2,0	2,5	3,5	5,0	5,0	6,5	7,5	7,5	12

С.Г. Григоренко — <http://orcid.org/0000-0003-0625-7010>, О.М. Берднікова — <http://orcid.org/0000-0001-9754-9478>,
С.В. Ахонін — <http://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, О.С. Кушнарьова — <http://orcid.org/0000-0002-2125-1795>,
Т.О. Алексеєнко — <http://orcid.org/0000-0001-8492-753X>, Є.В. Половецький — <http://orcid.org/0000-0002-8113-0434>

розробки нових двофазних жароміцних ($\alpha+\beta$)-титанових сплавів, які можуть використовуватися за високих температур [4]. Наприклад, новий високо-температурний двофазний ($\alpha+\beta$)-титановий сплав TC31 системи Ti–Al–Sn–Zr–Nb–Mo–W–Si може використовуватися в діапазоні температур від 650 до 700 °C [5–7]. Оскільки сплав має гарну міцність і властивості повзучості під високим навантаженням та високою температурою, він широко застосовується в аерокосмічній галузі [8, 9]. Особливий інтерес направлено на розробку титанових сплавів, що стійкі до горіння, наприклад сплави Ti14 (Ti–13Cu–1Al–0,2Si) і Ti40 (Ti–25V–15Cr–0,2Si) [10]. Розробка цих сплавів дозволила усунути проблему несправності авіаційних двигунів, що виникає під час високого тиску й тертя.

Перспективний напрямок був запропонований при розробці двофазних жароміцних ($\alpha+\beta$)-титанових сплавів відділом металургії та зварювання титанових сплавів ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ [11, 12]. Проведено детальні дослідження і оцінка у системі хімічний склад → структура → властивості зварних з'єднань експериментальних жароміцних багатокомпонентних титанових сплавів, легованих кремнієм та ніобієм [13, 14]. Виявлення закономірностей впливу легування титанових сплавів на структурно-фазовий склад зварних з'єднань та їх експлуатаційні властивості є актуальним завданням і метою цієї роботи.

Методика досліджень. Результати їх обговорення. У цьому плані з урахуванням процесів фазоутворення було проведено ряд досліджень по впливу технології зварювання і хімічного складу титанових сплавів на субзеренну й дислокаційну структуру, на умови утворення дисперсних фаз, їх склад та розподіл в матеріалі зварних з'єднань, виконаних електронно-променевим зварюванням (ЕПЗ). Були розроблені критерії оцінки впливу структурно-фазових складових на показники міцності та тріщиностійкості зварних з'єднань. Результати досліджень дозволили науково направлено регулювати структурно-фазові складові в напрямку зміцнення металу, а також їх вплив на показники тріщиностійкості металевих матеріалів, локальних внутрішніх напружень, що формуються в структурі за різних умов легування та під впливом термодформаційного процесу зварювання. Методами трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) проведено дослідження тонкої структури металу у зоні термічного впливу, що є найбільш проблемною зоною в зварних з'єднаннях з точки зору фізико-механічних характеристик. Вивчено внутрішню будову пластинчастих структур β -, α - та α' -фаз, їх параметри, особливос-

ті фазоутворення, а також щільність та розподіл дислокацій. Дослідження тонких фольг на просвіт дозволили отримати детальну інформацію про фазові утворення, що формуються в зварному з'єднанні та розрізняються за розміром, морфологією, стехіометричним складом і зонами локалізації, в тому числі і по границях пластинчастих структур, у внутрішніх обсягах субструктури. Аналітичними оцінками диференційованого вкладу структурно-фазових факторів і параметрів у рівень характеристик міцності і тріщиностійкості металу зони термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань титанових сплавів виявлено позитивний вплив дисперсної пластинчастої субструктури при рівномірному розподілі наночастинок фазових утворень силіцидного та іншого інтерметалідного типу.

З метою визначення структурних факторів, які гарантують необхідний рівень механічних властивостей та тріщиностійкість матеріалів запропоновано проведення комплексної аналітичної оцінки наступних характеристик [15–20]: структурного зміцнення ($\Sigma\Delta\sigma_T$), в'язкості руйнування (K_{1c}), локальних внутрішніх напружень ($\tau_{вн}$), локалізованої деформації (ϵ_n).

Аналітичну оцінку зміцнення матеріалів ($\Sigma\Delta\sigma_T$) виконували з урахуванням внеску кожного зі структурних параметрів: розмірів зерен (D_3), субзерен (d_3), щільності дислокацій (ρ), розмірів частинок фаз (d_q) та відстаней між ними (λ), об'ємної частки (V_q) структур та розглядали як суму наступних компонентів:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р.} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{д.з.}$$

де σ_0 — опір ґратки металу руху вільних дислокацій (напруження тертя решітки або напруження Пайерлса–Набарро); $\Delta\sigma_{т.р.}$ — зміцнення твердого розчину легуючими елементами і домішками (твердорозчинне зміцнення); $\Delta\sigma_3$, $\Delta\sigma_c$ — зміцнення за рахунок величини зерна та субзерна відповідно до залежності Холла–Петча (зернограничного та субструктурного зміцнення); $\Delta\sigma_d$ — дислокаційне зміцнення, яке обумовлено міждислокаційною взаємодією; $\Delta\sigma_{д.з.}$ — зміцнення за рахунок дисперсних частинок по Оровану (дисперсійне зміцнення).

Компоненти, що обумовлюють основні механізми зміцнення наступні:

$$\sigma_0 = 2 \cdot 10^{-4} G, \text{ МПа,}$$

де G — модуль зсуву;

$$\Delta\sigma_{т.р.} = \sum k_i c_i, \text{ МПа,}$$

де k_i — коефіцієнт зміцнення; c_i — концентрація легуючого елементу у твердому розчині;

$$\Delta\sigma_3 = k_3 D_3^{-1/2}, \Delta\sigma_c = k_c d_c^{-1}, \text{ МПа,}$$

де k_c, k_y — коефіцієнти, що враховують бар'єрний ефект субграниць та границь; D_z, d_c — розмір зерна та субзерна відповідно;

$$\Delta\sigma_d = \alpha G b \rho^{1/2}, \text{ МПа,}$$

де α — коефіцієнт; b — вектор Бюргерса;

$$\Delta\sigma_{д.з.} = 0,81 \frac{G b}{4\pi} \varphi \ln \frac{l 2r}{2b(1-2r)},$$

де φ — коефіцієнт, що характеризує тип дислокацій, які взаємодіють з частинками фаз; r — радіус частинок; l — відстань між ними.

Значення коефіцієнта інтенсивності напружень (K_{Ic}) визначалось по залежності Крафта:

$$K_{Ic} = \sqrt{2E\sigma_T d_y},$$

що включає модуль пружності матеріалу (E), його зміцнення (σ_T) та експериментальні дані фрактографічного аналізу зламів — розмір ямок на верхній руйнування (d_y), значення яких прирівняно до значення критичного розкриття тріщини.

Важливим етапом структурно-аналітичного дослідження впливу структури на властивості матеріалів було виявлення реальних картин розподілу локальних внутрішніх напружень, а також динаміки їх зміни при різних технологічних параметрах зварювання, обробки матеріалів тощо та при подальшому зовнішньому навантаженні. Поставлена задача має ключове значення, оскільки процеси руйнування починаються безпосередньо з зародження концентраторів внутрішніх напружень. Оскільки розподіл і рівень локальних внутрішніх напружень та деформацій можуть бути визначені тільки на основі реальних картин розподілу щільності дислокацій, то для цього використовували метод ТЕМ.

Оцінку рівня локальних внутрішніх напружень та їх градієнтів в залежності від структурних чинників визначали по щільності і розподілу дефектів кристалічної ґратки по залежності:

$$\tau_{вн} = G b h \rho / \pi (1 - \nu),$$

де G — модуль зсуву; b — вектор Бюргерса; h — товщина фольги ($2 \cdot 10^{-5}$ см); ν — коефіцієнт Пуассона; ρ — щільність дислокацій.

Величину локалізованої деформації визначали по залежності Конрада:

$$\epsilon_d = \alpha_1 \rho b S,$$

Таблиця 2. Хімічний склад жароміцних сплавів, мас. %

Сплав	Al	Sn	Zr	Mo	V	Nb	Si	K _β
1	5,2	3,3	4,2	0,1	0,6	0,8	0,6	0,07
2	4,3	4,4	6,0	1,6	0,7	4,3	0,4	0,33

де α_1 — коефіцієнт, що зв'язує деформацію розтягування зі зсувною деформацією; ρ — щільність дислокацій; b — вектор Бюргерса; S — середня відстань переміщення дислокацій в процесі навантаження, яке згідно з дослідженнями ТЕМ відповідає параметрам субструктури.

Отримані дані для різних структурних складових, що формуються в досліджуваних матеріалах, дозволяють визначити як структурні складові впливають на тріщиностійкість металу. Несприятливі структурні складові, з точки зору формування градієнтних по щільності дислокацій та інтенсивності зон локалізації деформації, призводять до крихкого руйнування металів.

Дослідження проводили на зварних з'єднаннях двох дослідних жароміцних багатокомпонентних титанових сплавів. Ці сплави відносять до псевдо- α -сплавів (сплав 1) та ($\alpha+\beta$)-сплавів (сплав 2) (табл. 2).

Зварні з'єднання були виконані електронно-променевим зварюванням із застосуванням установки УЛ-144 з джерелом живлення ЕЛА 60/60 зварювальною гарматою ЦФ-19 та системою керування променем СУ-220. Зварювання зразків розміром $150 \times 70 \times 13$ мм виконували у нижньому положенні. Режими зварювання: прискорювальна напруга — 60 кВт, струм променя — 80 мА, швидкість зварювання — 7 мм/с. Для запобігання розтріскування безпосередньо після зварювання зварні з'єднання піддавали локальній термічній обробці у вакуумній камері: нагрівання — до 900 °С, потужність електронного променя — 5 кВт, швидкість переміщення плями нагрівання — 10 мм/с, ширина зони нагріву зварного з'єднання при локальній електронно-променевій термічній обробці — 20 мм, витримка — 10 хв і подальше охолодження у вакуумі. Температуру зразка контролювали за допомогою термопар, закріплених зі зворотного боку зразка на відстані 10 мм від шва.

Методом ТЕМ були проведені дослідження тонкої структури ЗТВ у біляшовній ділянці, як найбільш проблемної у зварних з'єднаннях титанових сплавів (рис. 1, 2).

У металі зварного з'єднання сплаву 1 у ЗТВ формується переважно структура з α' -фазою і невеликою кількістю β -фази (рис. 1, а, б). Ширина голчастих пластин складової α' -фази становить 0,3...1,5 мкм (рис. 1, а). Щільність дислокацій у внутрішніх об'ємах пластин має нерівномірний характер. Характерним є формування пластинчастих структур з помітним підвищенням щільності дислокацій до $\rho = (7...8) \cdot 10^{10}$ см⁻² на фоні загального низького її рівня $\rho = 10^9$ см⁻² (рис. 1, а). У пластинчастих структурах з підвищеною щіль-

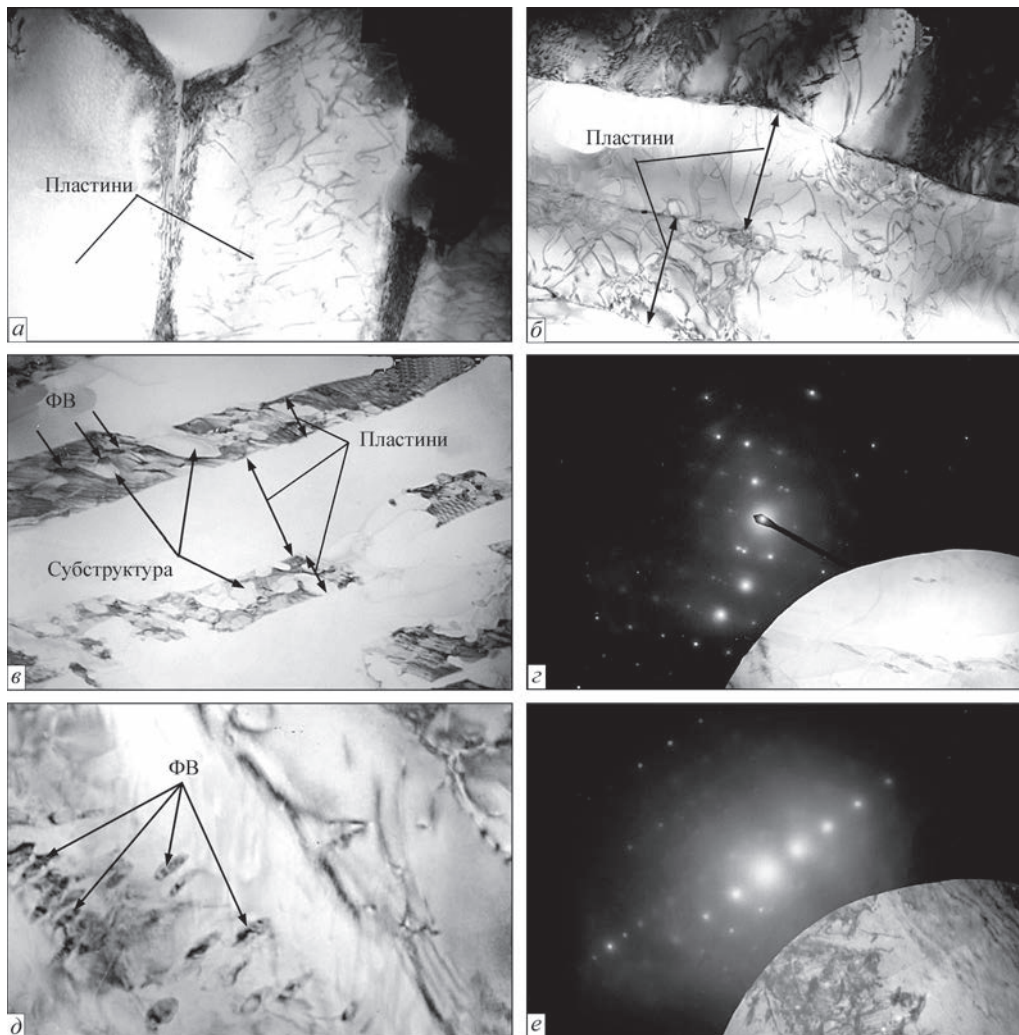


Рис. 1. Тонка структура металу ЗТВ сплаву 1: пластинчаста α' -фаза з низькою (а, $\times 30000$) і високою (б, $\times 20000$) щільністю дислокацій; формування субструктури (в, $\times 50000$); частинки ФВ у матриці пластин (д, $\times 37000$); з, е — мікродифракції відповідних структур (в) і (д)

ністю дислокацій формується субструктура розміром до 100 нм (рис. 1, в).

Порівняльний аналіз тонкої структури та дифракційних картин дозволив отримати інформацію про частинки фазових виділень (ФВ) у матриці та по границях пластинчастих структур. У внутрішніх об'ємах пластинчастої субструктури формуються дисперсні фазові виділення розміром 10...20 нм (рис. 1, в, з). Це переважно фази Ti_5Si_3 , а також $Ti_2Zr_3Si_3$ та Ti_3Al . Крім того, формуються фази більших розмірів (до 120 нм), які не пов'язані зі структурними границями (рис. 1, д, е). При цьому фазоутворення такого характеру супроводжується суттєвим збільшенням щільності дислокацій до $\rho = (7...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Дослідження структури зварних з'єднань сплаву 2 показали, що у біляшовній зоні формується так само структура з α' - та β -фазами. При відносно рівномірному розподілі щільності дислокацій $\rho = (7...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ та частинок фазових виділень спостерігається помітне диспергування структури

(рис. 2, а, б). Розміри пластинчастих структур (0,2...0,5 мкм) у 2...3 рази менші порівняно з пластинчастими структурами металу ЗТВ сплаву 1. Аналіз мікродифракційних картин α' -фази показав, що стехіометричний склад фазових виділень силіцидних та інтерметалідних фаз такий же як і в ЗТВ сплаву 1 (Ti_5Si_3 , $Ti_2Zr_3Si_3$ та Ti_3Al), однак вони менших розмірів — 10...60 нм (рис. 2, б-е).

Фрактографічними дослідженнями зламів зварних з'єднань дослідних сплавів показано наступне. Для поверхні зламу зварних з'єднань дослідного сплаву 1 характерно крихке трансекресталітне руйнування в поєднанні з квазікрихким. Елементами мікрорельєфу поверхні зламу є фасетки квазікрихкого руйнування розміром 15...30 мкм і пластинчасті структурні складові розміром 7...20 \times 2...4 мкм з дисперсними частинками 0,5...1,0 мкм (рис. 3, а). Аналіз хімічного складу частинок фазових виділень поверхні зламу показав наявність 8,3...13,4 % Al; 1...2 % Si; 3,0...4,8 % Zr. Рейковий рельєф, утворений на по-



Рис. 2. Тонка структура металу ЗТВ сплаву 2: пластинчаста α' -фаза (а, б, $\times 37000$); формування субструктури (в, $\times 50000$); частинки ФВ у матриці пластин (д, $\times 37000$; е, $\times 30000$); з, е — мікродифракції відповідних структур (в) і (д)

верхні руйнування зародженням і злиттям поздовжніх мікропор, свідчить про руйнування пластинчастою структурою, що містить частинки $Ti_2Zr_3Si_3$.

Поверхня зламів зварних з'єднань дослідного сплаву 2 представляє однорідне квазікрихе

руйнування транскристалітного типу з ознаками відриву по границях субструктури та дисперсними ямками в'язкого характеру розміром 1...3 мкм (рис. 3, б). Квазікрихкому руйнуванню характерна наявність дрібних фасеток розміром 2...5 мкм з оз-

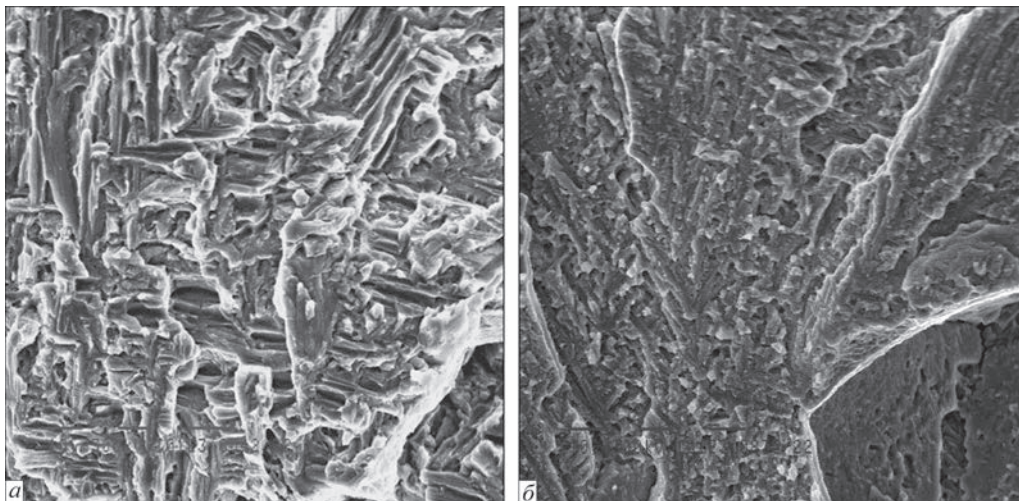


Рис. 3. Мікроструктура ($\times 1010$) поверхні руйнування титанових сплавів: а — крихе руйнування з внутрішньооб'ємними фазовими виділеннями в пластинчастих структурах (сплав 1); б — квазікрихе руйнування з дисперсними ямками (сплав 2)

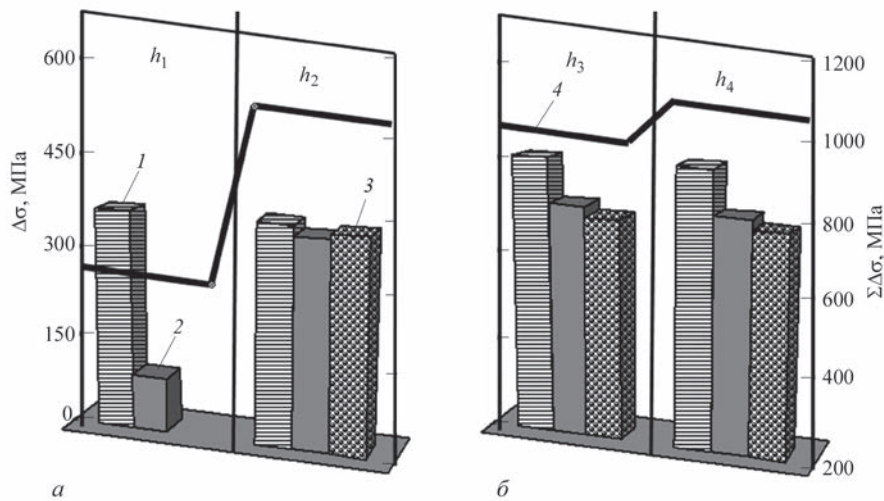


Рис. 4. Внесок різних компонентів структурного зміцнення (субзеренного — $\Delta\sigma_c$, дислокаційного — $\Delta\sigma_d$, дисперсійного — $\Delta\sigma_{д.з.}$) у розрахункове значення зміцнення ($\Sigma\Delta\sigma_T$): а — сплав 1; б — сплав 2; h_i — ширина пластин; 1 — $\Delta\sigma_c$; 2 — $\Delta\sigma_d$; 3 — $\Delta\sigma_{д.з.}$; 4 — $\Sigma\Delta\sigma_T$

наками руйнування за субструктурною складовою. Розмір фасеток квазікрихкого руйнування відповідає субструктурним складовим в α' -мартенситі. Хімічний аналіз елементного складу частинок на поверхні зламу зварного з'єднання дослідного сплаву 2 показав вміст 7,5...10,3 % Al; 0,9...1% Si; 4,7...6 % Zr; 3,3...4 % Nb; 2...3 % Mo (рис. 3, в, з).

Порівняння типів руйнування показало наступне. Злами зварних з'єднань дослідних сплавів 1 і 2, виконаних ЕПЗ, відрізняються за характером руйнування (рис. 3). Для зварних з'єднань сплаву 1 характерні зони протяжного транскристалітного, переважно крихкого типу руйнування великих пластинчастих структур (рис. 3, а). Для зламів зварних з'єднань сплаву 2 характерно однорідне квазікрихке руйнування з ознаками пластичної деформації та диспергування структури (рис. 3, б).

Аналітичними оцінками диференційного внеску різних структурно-фазових факторів і параметрів, що формуються в зварних з'єднаннях досліджуваних сплавів у зміну структурного зміцнення ($\Sigma\Delta\sigma_T$), показано наступне (рис. 4).

Для металу ЗТВ зварних з'єднань дослідного сплаву 1 спостерігається градієнтна (приблизно в 1,8 рази) зміна структурного зміцнення. Пластинчастим структурам із низькою щільністю дислокацій ($\rho = 10^9 \text{ см}^{-2}$) характерний низький рівень зміцнення ($\Sigma\Delta\sigma_T = 570 \text{ МПа}$) (рис. 4, а). Різке підвищення до $\Sigma\Delta\sigma_T = 1010 \text{ МПа}$ спостерігається у пластинчастих структурах з високою щільністю дислокацій ($\rho = (7...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) та найбільш насичених фазовими виділеннями. Це призводить до зростання дислокаційного ($\Delta\sigma_d = 250 \text{ МПа}$) та дисперсійного ($\Delta\sigma_{д.з.} = 375...400 \text{ МПа}$) зміцнень. У більшій зоні сплаву 2 має місце більш рівномірний розподіл характеристик міцності при досить

високому його рівні ($\Sigma\Delta\sigma_T = 910...1040 \text{ МПа}$) у сформованих мартенситних фазах пластинчастого типу (рис. 4, б). Це пов'язано з більш дрібно-дисперсною структурою.

Підвищення зміцнення обумовлено диспергуванням субструктури ($\Delta\sigma_c = 530 \text{ МПа}$), а порівняно рівномірне підвищення загальної дислокаційної щільності в об'ємах металу приводить до зміцнення порядку $\Delta\sigma_d = 360 \text{ МПа}$. При цьому внесок дисперсійного зміцнення $\Delta\sigma_{д.з.} = 420...500 \text{ МПа}$.

Розрахункові оцінки в'язкості руйнування (K_{Ic}) згідно залежності Краффта показали суттєву різницю для структури досліджуваних сплавів. Для градієнтної за розмірами та щільністю дислокацій пластинчастої структури металу ЗТВ зварних з'єднань дослідного сплаву 1 характерне зниження K_{Ic} до 16...30 $\text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$. У разі дослідного сплаву 2 показник K_{Ic} збільшується до 20...37 $\text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ (рис. 5). Це зумовлено диспергуванням пластинчастих структур і частинок фазових виділень при рівномірному розподілі щільності дислокацій.

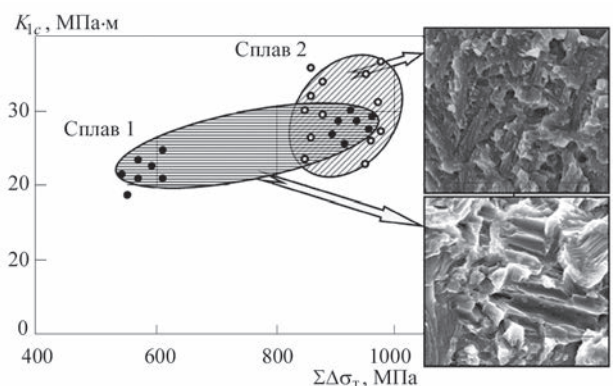


Рис. 5. Розрахункові значення міцності ($\Sigma\Delta\sigma_T$) і в'язкості руйнування (K_{Ic}) металу ЗТВ зварних з'єднань дослідних сплавів та відповідно фрактограми крихкого (сплав 1) та квазікрихкого (сплав 2) руйнування, $\times 4020$

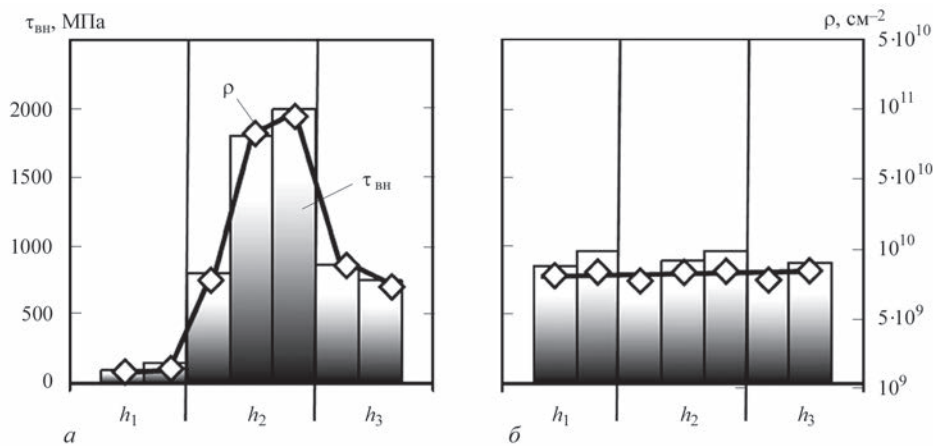


Рис. 6. Рівень локальних внутрішніх напружень ($\tau_{\text{вн}}$), що формуються у структурі зварних з'єднань у пластинчастих структурах: *a* — градієнтних за розподілом щільності дислокацій (ρ) (сплав 1); *б* — при рівномірному розподілі щільності дислокацій (сплав 2); h_i — ширина пластин

За результатами дослідження дислокаційної структури виконані оцінки зміни внутрішніх напружень ($\tau_{\text{вн}}$) у металі ЗТВ зварних з'єднань. Показано, що для металу ЗТВ сплаву 1 спостерігається градієнтний розподіл внутрішніх напружень від 10...100 до 750...860 МПа (рис. 6, *a*). Це пов'язано зі зміною щільності дислокацій у пластинах різного типу: з низькою ($\rho = 10^9 \dots 10^{10} \text{ см}^{-2}$) та високою ($\rho = 7 \dots 8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) щільністю дислокацій. Однак спостерігаються зони з більш високою щільністю дислокацій ($\rho = 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), де локальні внутрішні напруження досягають до 2000 МПа (рис. 6, *a*).

Для ЗТВ сплаву 2 характерно достатньо рівномірний розподіл внутрішніх напружень ($\tau_{\text{вн}} = 860 \dots 970 \text{ МПа}$), що відповідає рівномірній щільності дислокацій ($\rho = (8 \dots 9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) у пластинчастих структурах (рис. 6, *б*).

Висновки

1. Біляшовній зоні зварного з'єднання псевдо- α -сплаву характерне найбільш активне фазоутворення силіцидів переважно в окремих зернах β -фази та в одиничних α' -пластинах з високою щільністю дислокацій при формуванні субструктури. Дислокаційна структура α' -пластини в основному має невисоку щільність дислокацій при відсутності силіцидів та інтерметалідів. Фазові виділення спостерігаються у зернограничних прошарках та вздовж між пластинами. Формування у біляшовній зоні псевдо- α -сплаву фазових виділень, що відрізняються за дисперсністю та щільністю дислокацій призводить до градієнтних характеристик міцності та в'язкості руйнування у суміжних пластинчастих структурах. Відбувається значна зміна структурного зміцнення у складових суміжних пластинчастих структур α' -фази з низькою та високою щільністю дислокацій при наявності силіцидних та інтерметалідних фаз. У

зонах з високою щільністю дислокацій в місцях дислокаційних скупчень встановлено максимальний рівень локальних внутрішніх напружень — концентраторів зародження мікротріщин.

2. Для біляшовної зони зварних з'єднань ($\alpha+\beta$)-титанового сплаву мартенситного типу характерно формування дрібнопластинчастої структури, дисперсних силіцидних та інтерметалідних фазових виділень при рівномірному їх розподілі. Безградієнтний розподіл щільності дислокацій в α' - і β -фазах запобігає утворенню концентраторів внутрішніх напружень і забезпечує тріщиностійкість отриманих покриттів. У біляшовній зоні ($\alpha+\beta$)-титанового сплаву має місце більш високий і рівномірний рівень характеристик міцності та в'язкості руйнування.

3. Для усунення градієнта за міцністю і в'язкістю руйнування необхідно забезпечити формування однорідної диспергованої пластинчастої структури при рівномірному розподілі щільності дислокацій та частинок фазових виділень. Така структура забезпечуватиме високий рівень механічних властивостей і тріщиностійкість металу зварних з'єднань титанових сплавів.

Список літератури/References

1. Eremenko, V.N. (1960) *Titanium and its alloys*. Kyiv, Izd-vo AN Ukr.SSR [in Russian].
2. Gurevich, S.M., Zamkov, V.N., Kompan, Ya.Yu. et al. (1979) *Metallurgy and technology of welding of titanium and its alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
3. Gnesin, G.G., Skorokhod, V.V. (2008) Inorganic materials science: Encyclopedic edition in 2 volumes. *Materials and Technologies*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
4. (1996) *Titanium 95: Science and Technology*. In: *Proc. of 8th World Conf. on Titanium, Birmingham, UK, London*.
5. Heping Deng, Wu Min, Anjun Mo, Yi Qin. (2023) Forming analysis and heat treatment of TC31 titanium alloy component with high ribs and thin webs. *Materials*, 16(7), 2860; <https://doi.org/10.3390/ma16072860>

6. Song, X.Y., Zhang, W.J., Ma, T. et al. (2017) In effect of heat treatment on the microstructure evolution of Ti–6Al–3Sn–3Zr–3Mo–3Nb–1W–0.2 Si titanium alloy. *Mat. Sci. Forum*; Trans. Tech. Publications Ltd. Stafa-Zurich, Switzerland, 1828–1833.
7. Zhang, W., Song, X., Hui, S. et al. (2014) W. Tensile behavior at 700 °C in Ti–Al–Sn–Zr–Mo–Nb–W–Si alloy with a bi-modal microstructure. *Mater. Sci. Eng. A*, **595**, 159–164.
8. Dipeng, W., Yong, W., Minghe, C. et al. (2019) High temperature flow behavior and microstructure evolution of TC31 titanium alloy sheets. *Rare Met. Mater. Eng.*, **48**, 3901–3910.
9. Dang, K., Wang, K., Liu, G. (2021) Dynamic softening and hardening behavior and the micro-mechanism of a TC31 high temperature titanium alloy sheet within hot deformation. *Materials*, **14**, 6515.
10. Yongnan Chen, Wenqing Yang, Arixin Bo, Yuantong Gu. (2018) Underlying burning resistant mechanisms for titanium alloy. *Materials and Design*, **156**, 588–595. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.07.025
11. Akhonin, S.V., Vrzhezhevskii, E.L., Belous, V.Yu., Petrichenko, I.K. (2017) Influence of preheating parameters and local heat treatment on structure and properties of dispersion-strengthened joints of silicon-containing titanium alloys made by electron beam welding. *The Paton Welding J.*, **7**, 43–47. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.07.09>
12. Akhonin, S.V., Berezos, V.O., Pikulin, O.M. et al. (2022) Producing high-temperature titanium alloys of Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn system by electron beam melting. *Suchasna Elektrometal.*, **2**, 3–9. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2022.02.01>
13. Markashova, L.I., Poznyakov, V.D., Berdnikova, E.N. et al. (2017) Structure and service properties of welded joints of high-strength steels, aluminium and titanium alloys. *Paton Welding J.*, **7**, 6–14. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.07.02>
14. Markashova, L.I., Akhonin, S.V., Grigorenko, G.M. et al. (2012) Structure and properties of welded joints on titanium alloys containing silicon additions. *The Paton Welding J.*, **11**, 6–15.
15. Paton, B.E., Grigorenko, G.M., Markashova, L.I. et al. (2018) Structure of large profiled single crystals of tungsten, produced by additive plasma-induction surfacing. *Suchasna Elektrometal.*, **4**, 42–51. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2018.04.03>
16. Markashova, L., Tyurin, Y., Berdnikova, O. et al. (2019) Effect of nano-structured factors on the properties of the coatings produced by detonation spraying method. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, 109–117.
17. Markashova, L., Berdnikova, O., Alekseienco, T. et al. (2019) Nanostructures in welded joints and their interconnection with operation properties. *Advances in Thin Films, Nanostructured Materials, and Coatings*. Eds by A.D. Pogrebnyak, V. Novosad. Singapore, Springer, 119–128. DOI: https://doi.org/10.1007/978-981-13-6133-3_12
18. Markashova, L.I., Pashchin, N.A., Berdnikova, E.N. et al. (2018) Influence of impulsive electric current on the fine structure of AMg6 aluminum alloy subjected to electrodynamic treatment. *Mater. Sci.*, **54(1)**, 82–87. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-018-0161-81.2>
19. Markaszowa, L.I., Poznyakow, W.D., Berdnikowa, E.N. (2018) Effect of welding parameters on the structure, mechanical properties and crack resistance of welded joints made of steel 14HGN2MDAFB. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*, **62(2)**, 41–49. DOI: <https://doi.org/10.17729/ebis.2018.2/5>
20. Grigorenko, G.M., Markashova, L.I., Golovko, V.V. et al. (2020) Influence of titanium-containing inoculants on the structure of metal in the welds of high-strength low-alloy steels. *Materials Science*, **56**, 195–202. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00415-z>

INFLUENCE OF STRUCTURE-PHASE COMPOSITION OF TITANIUM ALLOYS DOPED BY NIOBIUM AND SILICON, ON MECHANICAL CHARACTERISTICS OF THEIR WELDED JOINTS

L.I. Markashova¹, S.G. Hryhorenko, O.M. Berdnikova, S.V. Akhonin, O.S. Kushnaryova, T.O. Alekseenko, E.V. Polovetskyi

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

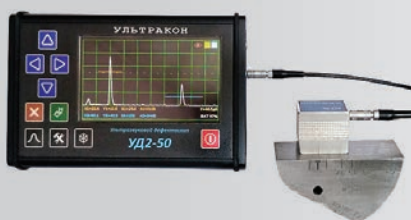
11 Kazymyr Malevykh Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: svitlanahryhorenko2@gmail.com

Results of detailed investigations by the method of transmission electron microscopy are presented, and evaluation was performed in the system of chemical composition→structure→properties of welded joints produced by electron beam welding of experimental high-temperature multicomponent titanium alloys doped by niobium and silicon. It was found that in order to eliminate the gradient by strength and fracture toughness, it is necessary to ensure formation of a homogeneous dispersed platelike structure at uniform distribution of the density of dislocations and phase precipitate particles. Such a structure will ensure a high level of mechanical properties and crack resistance of metal in titanium alloy welded joints. 20 Ref., 2 Tabl., 6 Fig.

Keywords: titanium alloys, chemical composition, welded joints, structural-phase composition, dislocation structure, substructure, phase formation, stoichiometric composition, strengthening, local internal stresses, crack resistance

Надійшла до редакції 14.07.2023

УЛЬТРАЗВУКОВИЙ ДЕФЕКТОСКОП УД2-50



Сучасний малогабаритний ультразвуковий дефектоскоп загального призначення для неруйнівного контролю. Призначений для пошуку порушень суцільності та однорідності виробів, зварних з'єднань і напівфабрикатів з металів, пластиків, композитів, а також для вимірювання координат залягання і оцінки параметрів дефектів.

Розробник ТОВ НВФ «УЛЬТРАКОН»