

**НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона**

С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін

**АРГОНОДУГОВЕ
ТА ЕЛЕКТРОННО-
ПРОМЕНЕВЕ ЗВАРЮВАННЯ
ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ
ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ**

Київ 2024

ЗВАРЮВАННЯ. МЕТАЛУРГІЯ. МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Серія книг та монографій за редакцією академіка НАН України І.В. Кривцуна

УДК 621.791.722;791/792

Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. Аргонодугове та електронно-променеве зварювання економнолегованих титанових сплавів. — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2024. — 136 с.

Монографія присвячена детальному дослідженню процесів формування зварних з'єднань економнолегованих титанових сплавів методами аргонодугового та електронно-променевого зварювання. Особлива увага приділена аналізу мікроструктури та механічних властивостей зварних швів, а також фазовому складу матеріалу після різних видів зварювання. Розглянуто вплив термічної обробки на характеристики з'єднань та їхню поведінку в експлуатаційних умовах. Дослідження мікроструктури проводились із використанням сучасних методів мікроскопії, що дозволило виявити особливості розподілу фаз та вплив параметрів зварювання на розмір зерен, морфологію та дефекти в зварних швах. Механічні випробування показали, як різні режими зварювання та термічна обробка впливають на міцність, твердість і пластичність з'єднань, що є критично важливим для оцінки їх надійності в різних умовах експлуатації. У монографії детально розглянуто фазовий склад матеріалів і трансформації фаз під час зварювання, а також вплив охолодження на фазові перетворення. Окремо виділено розділи, що стосуються термічної обробки після зварювання, які демонструють способи оптимізації властивостей з'єднань і зниження ймовірності утворення тріщин та інших дефектів. Монографія є корисною для науковців, інженерів і практиків, що працюють у сфері зварювання титанових сплавів і прагнуть покращити розуміння процесів, які впливають на якість зварних з'єднань.

Для наукових та інженерно-технічних працівників, а також студентів металургійних спеціальностей.

Бібліогр. 96, табл. 32, рис. 103.

Akhonin S.V., Bilous V.Yu., Selin R.V. Tungsten inert gas and electron beam welding of low-cost titanium alloys. — Kyiv: E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 2024. — 136 p.

This book is dedicated to an in-depth study of the welding processes in low-alloyed titanium alloys using tungsten inert gas and electron beam welding techniques. Special attention is paid to analyzing the microstructure and mechanical properties of weld seams, as well as the phase composition of the material following different welding methods. The influence of heat treatment on the characteristics of welded joints and their behavior under operational conditions is also thoroughly explored. Microstructural studies were conducted using advanced microscopy methods, revealing phase distribution characteristics and the impact of welding parameters on grain size, morphology, and potential defects within the weld seams. Mechanical testing demonstrated how various welding modes and post-weld heat treatments affect the strength, hardness, and ductility of the joints, which is essential for assessing their reliability in various operational environments. The monograph provides an in-depth examination of the phase composition and phase transformations occurring during welding, as well as the effects of cooling on phase transitions. Separate sections address post-weld heat treatment, showcasing methods to optimize joint properties and reduce the likelihood of cracks and other defects. This monograph serves as a valuable resource for researchers, engineers, and practitioners in titanium alloy welding, enhancing the understanding of processes that impact the quality of welded joints.

For scientific and engineering-technical workers, as well as for students of metallurgical specialties.

The monograph 96 Ref., 32 Tables, 103 Figures.

Рецензенти: д-р техн. наук Микола Черв'яков (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України),

д-р техн. наук, Олена Берднікова (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України)

Редактор *І.Ю. Романова*

Комп'ютерна верстка *Т.Ю. Снегірьова, А.І. Сулима*

Рішення вченої ради ІЕЗ ім. Є.О. Патона: Протокол № 16 від 26.09.2024

ISBN 978-617-7785-64-3

© С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін, 2024

Підписано до друку 24.12.2024. Формат 70×100/16. Офсетний друк. Гарн. Таймс Нью Роман.

Ум.-друк. арк. 11,0. Наклад 100 прим. Друк ТОВ «ДІА». 03022, м. Київ, вул. Васильківська, 45.

ЗМІСТ

ПЕРЕДМОВА	7
Розділ 1. ЕКОНОМНОЛЕГОВАНІ ТИТАНОВІ СПЛАВИ ТА ОСОБЛИВОСТІ ЇХ ЗВАРЮВАННЯ	9
1.1. Властивості та галузі застосування економнолегованих титанових сплавів	9
1.2. Аргонодугове зварювання економнолегованих титанових сплавів	14
1.3. Електронно-променеє зварювання економнолегованих титанових сплавів	18
1.4. Структурно-фазові перетворення у зварних з'єднаннях економнолегованих титанових сплавів	20
Розділ 2. МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ	25
2.1. Обладнання для зварювання економнолегованих титанових сплавів	25
2.2. Отримання матеріалів для досліджень здатності до зварювання економнолегованих титанових сплавів	30
2.3. Методики дослідження мікроструктури та механічних властивостей зварних з'єднань економнолегованих титанових сплавів	31
Розділ 3. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ АРГОНОДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ВОЛЬФРАМОВИМ ЕЛЕКТРОДОМ НА СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ	35
3.1. Отримання теплофізичних властивостей економно- легованих титанових сплавів розрахунковими методами ...	35
3.2. Математичне моделювання теплових процесів при аргонодуговому зварюванні економнолегованих титанових сплавів	37
3.3. Вплив термічного циклу зварювання на форму шва та зони термічного впливу зварного з'єднання економнолегованих титанових сплавів	41
3.4. Вплив термічного циклу зварювання на фазовий склад металу зварного шва та зони термічного впливу економнолегованого сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe	45

Розділ 4. СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ, ОТРИМАНИХ АРГОНОДУГОВИМ ЗВАРЮВАННЯМ	57
4.1. Аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом економнолегованого титанового сплаву	57
4.2. Структура та властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву, отриманих аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом	61
4.3. Структура та властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву, отриманих аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом із застосуванням безкисневих флюсів	72
Розділ 5. СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ ЕЛЕКТРОНО-ПРОМЕНЕВИМ ЗВАРЮВАННЯМ	77
5.1. Отримання зварних з'єднань економнолегованих титанових сплавів електронно-променевим зварюванням	77
5.2. Локальна термічна обробка зварних з'єднань економнолегованих титанових сплавів, отриманих електронно-променевим зварюванням	79
5.3. Мікроструктура та властивості зварних з'єднань економнолегованих титанових сплавів, отриманих електронно-променевим зварюванням	84
Розділ 6. ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ	95
6.1. Вплив пічної термічної обробки на структуру та властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву, отриманих аргонодуговим зварюванням	95
6.2. Вплив пічної термічної обробки на структуру та властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву, отриманих електронно-променевим зварюванням	105
6.3. Вплив зміцнюючої термічної обробки на структуру та властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву	109
СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ	133

CONTENTS

INTRODUCTION	7
Chapter 1. SPARSELY ALLOYED TITANIUM ALLOYS AND FEATURES OF THEIR WELDING	9
1.1. Properties and fields of application of sparsely-alloyed titanium alloys	9
1.2. Tungsten inert gas (TIG) welding of sparsely-alloyed titanium alloys	14
1.3. Electron beam welding of sparsely-alloyed titanium alloys ..	18
1.4. Structural and phase transformations in welded joints of sparsely-alloyed titanium alloys	20
Chapter 2. MATERIALS, EQUIPMENT AND RESEARCH METHODS	25
2.1. Equipment for welding of sparsely-alloyed titanium alloys	25
2.2. Producing materials for studying weldability of sparsely- alloyed titanium alloys	30
2.3. Methods for studying microstructure and mechanical properties of welded joints of sparsely-alloyed titanium alloys	31
Chapter 3. INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF THERMAL CYCLE OF TIG WELDING ON THE STRUCTURAL TRANSFORMATIONS OF SPARSELY-ALLOYED TITANIUM ALLOYS	35
3.1. Determination of thermophysical properties of sparsely- alloyed titanium alloys by computational methods	35
3.2. Mathematical modeling of thermal processes in TIG welding of sparsely-alloyed titanium alloys	37
3.3. Influence of the thermal cycle of welding on the shape of the weld and heat-affected zone in the welded joint of sparsely-alloyed titanium alloys	41
3.4. Influence of the thermal cycle of welding on the phase composition of the weld metal and the heat-affected zone of the sparsely-alloyed Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy	45

Chapter 4. STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF SPARSELY-ALLOYED TITANIUM ALLOY PRODUCED BY TIG WELDING	57
4.1. TIG welding of sparsely-alloyed titanium alloy with tungsten electrode	57
4.2. Structure and properties of welded joints of sparsely-alloyed titanium alloy produced by TIG welding	61
4.3. Structure and properties of welded joints of sparsely-alloyed titanium alloy produced by TIG welding using oxygen-free fluxes	72
Chapter 5. STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF SPARSELY-ALLOYED TITANIUM ALLOYS PRODUCED BY ELECTRON BEAM WELDING	77
5.1. Production of welded joints of sparsely-alloyed titanium alloys by electron beam welding	77
5.2. Local heat treatment of welded joints of sparsely-alloyed titanium alloys produced by electron beam welding	79
5.3. Microstructure and properties of welded joints of sparsely-alloyed titanium alloys produced by electron beam welding	84
Chapter 6. INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF SPARSELY-ALLOYED TITANIUM ALLOY	95
6.1. Influence of furnace heat treatment on the structure and properties of welded joints of sparsely-alloyed titanium alloy produced by TIG welding	95
6.2. Influence of furnace heat treatment on the structure and properties of welded joints of sparsely-alloyed titanium alloy produced by electron beam welding	105
6.3. Effect of hardening heat treatment on the structure and properties of welded joints of sparsely-alloyed titanium alloy	109
REFERENCES	133

ПЕРЕДМОВА

Конструкційні титанові сплави завдяки своїй високій питомій міцності та значній корозійній стійкості знаходять широке використання в авіа- та ракетобудуванні. У провідних матеріалознавчих центрах США, ЄС проводяться інтенсивні роботи зі створення нових і модернізації існуючих титанових сплавів, причому одним із головних завдань є здешевлення виробництва сплавів та виготовлення конструкцій. Висока виробнича вартість є основною проблемою, яка обмежує застосування титанових сплавів, що запобігає їх використанню настільки ж широко, як сталей та алюмінієвих сплавів. Автомобільна промисловість і транспортна галузь загалом могла б стати значним споживачем титанових сплавів, що дозволило б зменшити споживання нафти та забруднення навколишнього середовища. Одна зі складових високої вартості титанових сплавів — це дорогі легуючі елементи, такі як: ванадій, ніобій, цирконій, кремній, молібден, хром тощо. Вирішити задачу зменшення ціни виробів з високоміцних титанових сплавів можна шляхом застосування концепції їх економного легування, яка полягає у виборі таких легуючих елементів, які мали б відносно невелику вартість і входили б до складу найдоступніших лігатур. Освоєння технології отримання напівфабрикатів з економно-легованих сплавів титану з дешевими лігатурами у промислових умовах вимагає розробки та впровадження принципово нових технологій та обладнання для виплавки таких зливок і виготовлення деформованих напівфабрикатів. Застосування електронно-променевої плавки (ЕПП) дозволяє не тільки плавити тугоплавкі елементи, але й рафінувати метал від небажаних включень і домішок за рахунок проміжної ємності, що показує задовільні результати при виплавці як технічно чистого титану, так і складнолегованих сплавів. ЕПП також дозволяє знизити собівартість отримуваних зливок за рахунок можливості використання до 100 % брухту в початковій шихті, а також виключення трудомісткої операції пресування витратного електрода. Крім того, технологія ЕПП забезпечить значне поліпшення структури металу та дозволить виплавляти зливки складнолегованих псевдо-сплавів титану вагою до 16 тонн.

Важливою проблемою, що впливає на вартість кінцевого виробу, є здатність титанового сплаву до зварювання. Термічний цикл зварювання призводить до істотної зміни структур пришовної зони та металу шва економнолегованих псевдо- β титанових сплавів, утворення метастабільних фаз і, як наслідок, до погіршення механічних характеристик зварного з'єднання. Крім того, економнолеговані сплави містять значну кількість заліза, що може призводити до погіршення властивостей з'єднання за рахунок утворення інтерметалідних фаз у металі шва та зоні термічного впливу (ЗТВ). У зв'язку з відсутністю присадного матеріалу для зварювання даних сплавів перевагу можуть мати такі способи зварювання як електронно-променеве (ЕПЗ) та аргонодугове зварювання (АДЗ) із застосуванням флюсів. Використання флюсів при АДЗ може впливати на кількість легуючих елементів у металі шва, зокрема кисню та заліза. Крім того, висока питома міцність сплавів вимагає високої міцності зварних з'єднань, що потребує застосування післязварювальних термообробок. Тому необхідним є дослідження здатності до зварювання економнолегованих сплавів і визначення технологічних режимів зварювання, які забезпечать оптимальний фазовий склад металу шва та ЗТВ, і спеціальних режимів термічної обробки для досягнення високих механічних властивостей зварних з'єднань з міцністю не менше 90 % основного матеріалу.

Представлені в монографії результати досліджень дозволять організувати вітчизняне виробництво перспективного класу економнолегованих сплавів титанових сплавів, підвищити окремі характеристики та механічні властивості напівфабрикатів і зварних виробів зі сплавів титану в порівнянні зі стандартними методами виробництва.

Розділи 1, 5 написав С.В. Ахонін, розділи 2, 3 — Р.В. Селін, розділи 4, 6 — В.Ю. Білоус.

Розділ 1

ЕКОНОМНОЛЕГОВАНІ ТИТАНОВІ СПЛАВИ ТА ОСОБЛИВОСТІ ЇХ ЗВАРЮВАННЯ

1.1. ВЛАСТИВОСТІ ТА ГАЛУЗІ ЗАСТОСУВАННЯ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Інтерес до титанових сплавів виникає через їх високу міцність і стійкість проти корозії [1, 2] — властивості, які є важливими при застосуванні в космічній, медичній та військовій галузях. Проте головний фактор, який перешкоджає використанню титану та його сплавів для ширшого використання в промисловості, — це висока вартість кінцевого продукту порівняно з витратами на продукцію, виготовлену із заліза, алюмінієвих сплавів чи сталі. Проте автомобільна промисловість і транспортна галузь загалом виявляють інтерес до титанових сплавів, оскільки їх використання може зменшити споживання нафти та забруднення навколишнього середовища [3, 4].

Титанові сплави мають неперевершені питомі характеристики [5], але до теперішнього часу практично всі можливості зі збільшення міцності та зниження щільності традиційних титанових сплавів вичерпано [6]. Крім того, багато високотехнологічних титанових сплавів мають складну систему легування, містять дефіцитні та коштовні елементи. Після зменшення витрат на титанові сплави деякі матеріали, що застосовуються у багатьох галузях, можуть бути замінені титановими сплавами [7, 8], а їх використання буде зростати експоненційно. Тому в останні роки дослідженням недорогих титанових сплавів і технологій їх виробництва приділяється все більше уваги.

Сплави титану для збільшення рівня механічних властивостей у своїй основі мають дорогі легуючі елементи, такі як: алюміній, ванадій, цирконій, кремній і молібден [9]. Концепція «економного легування» [10] титанових сплавів заснована на виборі таких легуючих елементів, які мали б відносно невелику вартість і/або входили б до складу найдоступніших лігатур. Виконання даних умов дозволяє здешевити процес виробництва і, відповідно, знизити собівартість напівфабрикатів і готових виробів без істотної втрати механічних і експлуатаційних властивостей.

До економнолегованих титанових сплавів належать низьколеговані сплави, що не містять коштовних і дефіцитних елементів (молібден, тантал, цирконій, ніобій, вольфрам та ін.) і мають в основі систем легування відносно дешеві компоненти технічної чистоти (алюміній, залізо, мідь тощо) [5, 11]. При шихтовці таких сплавів часто використовуються доступні «природні лігатури» — феротитан і ферованадій. Перевагою економнолегованих титанових сплавів також є широкі можливості використання брухту та відходів титанового виробництва при виплавці. Сплави також можуть бути леговані мікродобавками рідкоземельних металів [12].

В останні роки все більшого поширення набувають економнолеговані титанові сплави, в яких замість коштовних легуючих елементів надають перевагу недорогим і доступним елементами, а саме: залізу, вуглецю, кисню і азоту.

Залізо є стабілізатором у титані, тому дуже багато уваги приділяють використанню саме його при розробці економнолегованих титанових сплавів.

Так, автори сплаву Ti–3Al–2.5V [13] замінили ванадій на залізо з метою зменшення вартості. Отриманий сплав Ti–3Al–2.5Fe має на 20 % вищу границю текучості та на 30 % вищу міцність, ніж сплав Ti–3Al–2.5V, також має чудову пластичність, легко зварюється (як сплав Ti–3Al–2.5V) і може піддаватися термічній обробці до широкого діапазону міцності та пластичності. Авторами були зроблені висновки щодо застосування заліза при виробництві титанових сплавів:

- заміна заліза за властивостями рівноцінна коштовнішому ванадію;
- скорочення витрат на формування за рахунок усунення необхідності вилучати залізо з руди;
- приріст ваги при використанні 2...3 % заліза незначний;
- економія ваги понад 50 % досягається заміщенням титану для сталі.

Проте є й недоліки цієї групи сплавів — це не завжди достатній рівень властивостей та їх нестабільність, внаслідок чого в даний час вони рекомендовані до застосування в основному в «наземних об'єктах» (медичні імплантати, деталі автомобілів і різні декоративні вироби).

Азот, кисень і вуглець належать до α -стабілізаторів і забезпечують найбільший приріст міцності в титанових сплавах. Тому в останні роки кисень стали вважати не шкідливою домішкою, а корисною та дешевою легуючою добавкою, яка підвищує міцність титанових сплавів без істотного зниження пластичності (в інтервалі концентрацій 0.1...0.3 %). При високотемпературному окисленні (>400...500 °C) кисень інтегрується в решітку титану. Розчинність кисню є великою в α -Ti (33 ат. %), а в β -Ti значно менше — не більше 7...7.5 ат. %. (рис. 1.1) [14].

Атоми кисню, проникаючи в порожнечі решітки титану, спотворюють її, що призводить до зміни механічних властивостей (рис. 1.2) [19].

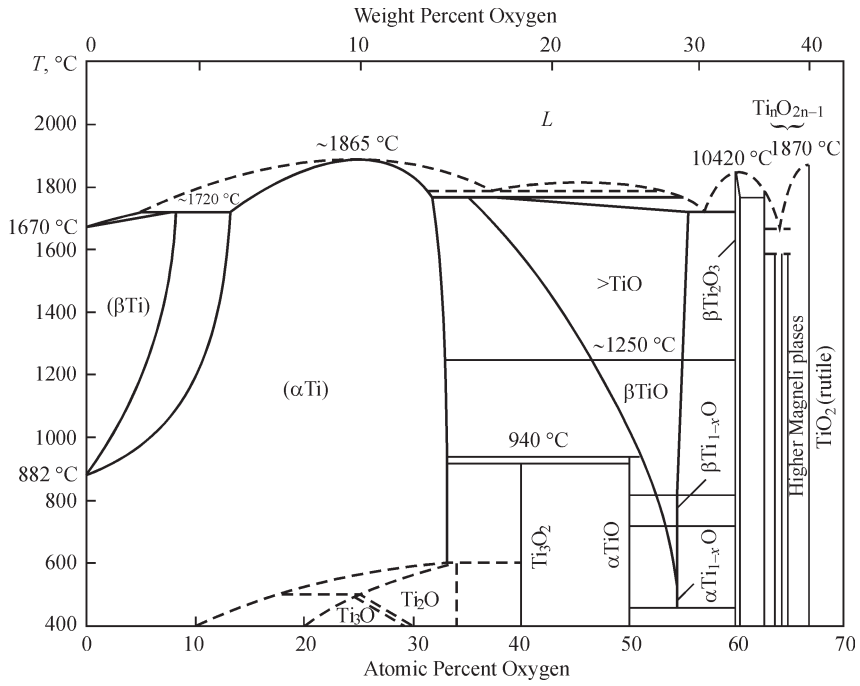


Рис. 1.1. Діаграма стану системи титан-кисень [14]

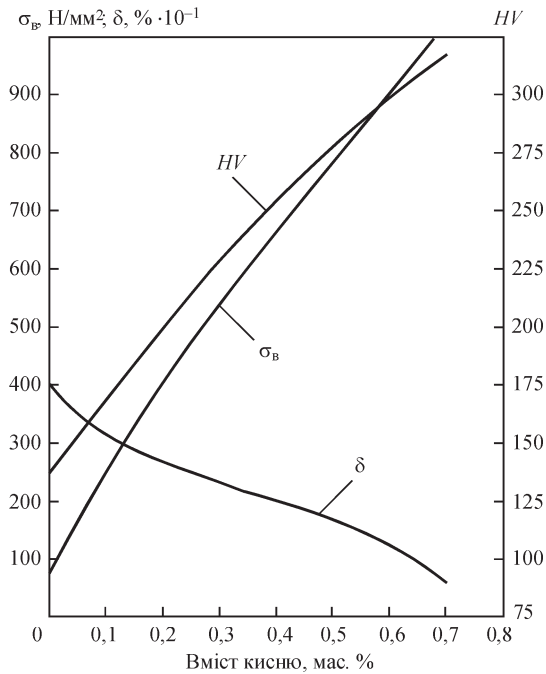


Рис. 1.2. Вплив добавок кисню на механічні властивості титану

Кисень підвищує тимчасовий опір розриву та твердість титану (рис. 1.2). В області малих концентрацій (до 0.2 мас. %) кожна сота частка відсотка кисню збільшує тимчасовий опір розриву приблизно на 12.5 МПа. Кисень знижує пластичні властивості титану в області малих концентрацій (до 0.2 мас. %) з 40 до 27 %. В інтервалі 0.2...0.5 мас. % він менше впливає на пластичні властивості (знижуючи їх з 27 до 17 %), причому пластичність залишається на задовільному рівні. При більшому вмісті кисню (>0.7 мас. %) титан втрачає здатність до пластичної деформації [15].

Беручи до уваги той факт, що залізо та кисень мають низьку вартість, сплави, леговані ними, також можна віднести до серії Low cost [16]. Титанові сплави цієї серії — це спеціально розроблені матеріали, що забезпечують багато ключових властивостей традиційних титанових сплавів, таких як висока міцність, низька щільність, відмінна корозійна стійкість і задовільна біосумісність, але при значно нижчій вартості. Такі сплави призначені для зниження виробничих витрат, що дозволяє використовувати титан у ширшому спектрі застосувань, де вартісні обмеження є важливими. Основною характеристикою сплавів цієї серії є використання дешевших легувальних елементів: замість дорогих компонентів, таких як ванадій або ніобій, використовуються доступніші елементи: залізо, алюміній, марганець тощо. Отримання сплавів титану з підвищеним вмістом заліза та кисню є можливим при використанні дешевих лігатур у вигляді феротитану та діоксиду титану, а також використовуючи дешеву титанову сировину у вигляді титану губчастого нижчих сортів.

Останнім часом із розвитком металополімерних композиційних матеріалів економнолеговані сплави титану стали розглядатися як перспективні листові сплави для шаруватих титано-полімерних композитів авіаційного та космічного призначення [18, 19].

Станом на першу половину 2023 р. можна виділити декілька економнолегованих титанових сплавів, які знайшли практичне застосування в машинобудуванні (табл. 1.1).

Було вжито багато інших заходів з метою ефективного зниження витрат і на видобуток титанової губки. Є дослідження, в яких титановий сплав отримували безпосередньо синтезом — хімічним способом із сировини замість приготування титанової губки. Наприклад, використовуючи TiO_2 , Fe_2O_3 , Al_2O_3 та MoO_2 , отримали сплав $Ti-4.5Al-1.5Fe-6.8Mo$ безпосередньо методом електролізу розплаву солей [23]. Також повідомлялося, що порошок сплаву TC4 готували безпосередньо хімічним методом, використовуючи титановий шлак і проміжний сплав. Потім цей порошок може бути сформований безпосередньо за допомогою порошкової металургії. Хоча чистоту та якість сплаву, отриманого вищезазначеними методами, потрібно вдосконалити, цей спосіб має великий потенціал із розвитком виробничого процесу та класифікацією стандартів застосування, які можуть стати основним методом отримання економнолого-

Таблиця 1.1. Промислові та дослідні економнолеговані титанові сплави

Рік отримання патенту	Склад сплаву, %	Комерційне позначення	Розробник (країна)	Джерело
1999	Ti-4Al-2.5V-1.5Fe-0.25O	–	TIMET Corp. (США)	[17]
2004	Ti-6Al-0.5...4.0Fe-0.5N-0.2O (+0.5 % за масою P3M)	–	DaidoSteelCo. (Японія)	[22]
2005	Ti-6Al-1.8Fe-0.1Si	Ti-62S	TIMET Corp. (США)	–
2007	Ti-1Al-0.5Si-0.3Nb	–	KobeSteelLtd. (Японія)	[24]
2007	Ti-1Cu-0.5Nb	–	NipponSteelCorp. (Японія)	[25]
2009	Ti-5Al-1Sn-1Fe-1Cr	Ti-5111	Baoji Titanium Ind. Co. (КНР)	–
2011	Ti-1Fe-0.35O-0.01N Ti-1Fe-0.30O-0.04N	Super-TiX800 Super-TiX800N	NipponSteelCorp. (Японія)	[26]
2012	Ti-4Al-0.1O-0.1Hf-V, Mo, Cr, Fe	–	Messier-Dowty SA (Франція)	–
2012	Ti-6.5Al-1.7V-1.7Mo-0.4Si- 0.15Fe-0.2O-0.03C	–	TIMET Corp. (США)	[27]

ваних титанових сплавів, якщо вартість титанової губки залишатиметься високою.

Основною причиною високої ціни на титанову продукцію є велика кількість відходів у процесі виробництва, особливо в авіації, де норма готової продукції становить близько 10 %. А для деяких складних тонкостінних деталей норма готових виробів становить лише 5 %.

Завдяки впровадженню відповідних стандартів та збереження показників технічних характеристик матеріалів технологія додавання матеріалів із відходів виробництва стала актуальнішою. Для більшості основних силових компонентів літальних апаратів і двигунів було дозволено отримувати матеріали із перероблених відходів виробництва. У даний час у понад 60 % виробів із титанових сплавів в американській авіації додають перероблені матеріали. У 90-х роках ХХ ст. у США утворились компанії, що спеціалізувалися на переробці відходів, такі як IMT, Timet (філія Morgan) тощо, які отримали авіаційну сертифікацію. Компанія IMT — важливий постачальник титанових відходів для компанії Timet. Європейський Союз створив у 2017 р. у м. Сан-Джорджіо (Франція) завод з переробки та виплавки, який спеціалізується на відпрацьованому аерокосмічному титановому сплаві, головним чином для авіаційних департаментів, таких як Airbus. За статистикою витрати на зливки титанового сплаву можна зменшити на 0.7 %, додаючи титанові відходи під час плавки,

а додавання половини титанових відходів може зменшити витрати зливків з титанового сплаву більш ніж на третину [28, 29].

Таким чином, використання дешевших і недефіцитних елементів при легуванні та повторне використання титану може значно знизити вартість титанових сплавів. Кращий спосіб зменшити витрати на титановий сплав — це ефективно використовувати залишковий матеріал.

1.2 АРГОНОДУГОВЕ ЗВАРЮВАННЯ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Особливостями сплавів на основі титану, що визначають їх здатність до утворення зварних з'єднань, які мають задовільні експлуатаційні характеристики, близькі до відповідних показників основного металу (ОМ), є: хімічна активність титану по відношенню до газів атмосфери, наявність поліморфного перетворення титану, низька теплопровідність і висока теплоємність титану [30]. Помітне поглинання кисню титаном починається вже при температурі 500 °С, азоту — при температурі 600 °С. Наявність домішок проникнення, таких як кисень, негативно позначається на властивостях зварних з'єднань усіх без винятку титанових сплавів. Тому технології зварювання цих сплавів повинні забезпечувати надійний захист зони зварювання та остигаючого з'єднання. У процесі нагрівання при досягненні температури 882 °С α -модифікація титану з гексагональної щільно упакованою кристалічною решіткою переходить у β -модифікацію з об'ємноцентрованою кубічною решіткою [31, 32]. Поліморфне перетворення в титані носить мартенситний характер і при охолодженні з β -області структура титану набуває мартенситоподібну будову. При утворенні мартенситних фаз змінюється комплекс механічних характеристик титанового сплаву. Тому технологія зварювання високоміцних титанових сплавів на основі β -фази повинна забезпечувати як надійний захист зони зварювання, так і оптимальний фазовий склад, а тому вона має містити в собі й технології подальшої термообробки з'єднань.

Зварювання високолегованих титанових сплавів може виконуватися АДЗ, ЕПЗ, лазерним зварюванням, електрошлаковим зварюванням, контактним зварюванням тощо. Кожен конкретний вид зварювання (АДЗ з присадкою і без присадки, в один або кілька проходів, ЕПЗ, електрошлакове, контактне тощо) має свій специфічний вплив на титанові сплави, призводячи до змін хімічного та фазового складу металу в зоні зварювання (у шві, перехідній зоні, зоні термічного впливу). У свою чергу це призводить до формування різних фізико-механічних властивостей зварного з'єднання на різних ділянках. Метал зварного з'єднання наразі має певний комплекс фізико-механічних і експлуатаційних характеристик, що відрізняються від аналогічних характеристик основного металу. Все це доводиться враховувати при зварюванні для виготовлення конструкцій з економнолегованих титанових сплавів.

Найоптимальнішим способом зварювання можна було б вважати такий, що забезпечує можливість отримання зварного з'єднання, властивості якого не поступалися б аналогічним властивостям основного металу і забезпечували однакову з ним працездатність і довговічність у всьому діапазоні статичних і циклічних навантажень у реальних виробках. Тому розгляд впливу методів зварювання на властивості з'єднань титанових сплавів доцільно вести з точки зору їх структурної будови. Крім того, для титанових сплавів характерною є підвищена дифузійна рухливість атомів водню [33]. Тому слід враховувати, що вплив термічного циклу зварювання може викликати утворення концентраційних неоднорідностей у різних ділянках пришовної зони.

Низька теплопровідність титанових сплавів викликає перегрів металу пришовної зони та збільшення розмірів мікрозерна при нагріванні в β -області поблизу лінії сплавлення. Це також призводить до виникнення значних залишкових напружень, що створюють можливість уповільненого руйнування зварних з'єднань. При виборі способу зварювання титану та його сплавів виходять з того, наскільки надійно забезпечується захист зони зварювання та остигаючого з'єднання від взаємодії з атмосферою. Надійність захисту та запобігання перегріву пришовних ділянок утруднені внаслідок низької теплопровідності та об'ємної теплоємності титану [34, 35]. Тому для з'єднань титанових сплавів мають переваги ті методи зварювання, при яких забезпечується мінімальний об'єм розплавленого металу та мінімальний час перебування металу в області високих температур. Причому при зварюванні високоміцних сплавів титану з метою усунення окрихчування пришовної зони доцільно застосовувати режими зварювання, які дозволяють проводити повільне охолодження.

Зварювання вольфрамовим електродом в атмосфері захисного газу на сьогодні є найдешевшим і найпоширенішим способом зварювання плавленням титанових сплавів, при застосуванні якого якість з'єднань визначається в основному надійністю захисту та чистотою захисного газу. Властивості зварного з'єднання практично не залежать від виду застосовуваного захисного газу (аргону або гелію). Витрати захисного газу при зварюванні титану більші, ніж при зварюванні інших металів (наприклад, корозійностійкої сталі) [36]. Це пояснюється тим, що при зварюванні титану потрібно проводити додатковий захист остигаючих ділянок з'єднання, а також зворотного боку (кореня) шва. Для цього використовують спеціальні насадки, які кріпляться до пальника. Зворотний бік шва захищають за допомогою підкладок. Зварювання неплавким електродом (в основному використовуються ітрировані або лантановані вольфрамові електроди) [37] виконують на постійному струмі прямої полярності. Джерела живлення дуги і апаратура мало відрізняються від таких, що використовуються при зварюванні інших металів. При зварюванні титану малої товщини (<1.5...2 мм) застосовується імпульсно-дугове зварювання неплавким електродом, що забезпечує стабільність якості з'єднань. Так, при ім-

пульсі тривалістю 0.2...0.3 с і паузі 0.1...0.2 с вдається виконувати зварювання якби точками з перекриттям [37]. При цьому помітно зменшується перегрів металу, знижуються зварювальні деформації, а в ряді випадків підвищується пластичність швів. При імпульсно-дуговому зварюванні титану вольфрамовим електродом без присадного металу деформації у порівнянні зі звичайним АДЗ знижуються в залежності від товщини металу: для товщини 0.5 мм — на 30 %; для 1.0 мм — на 25 %, для 2 мм — на 15 %.

Модифікація способу зварювання вольфрамовим електродом в атмосфері захисного газу, а саме вольфрамовим електродом із зануреною дугою, дозволяє за один прохід зварювати метал середньої товщини (до 10 мм) [39]. При такому способі зварювання використовують підвищені значення струму з примусовим зануренням дуги нижче поверхні крайок, що зварюються. До основних недоліків цього способу зварювання відноситься надмірна ширина шва, великі розміри пришовної зони і складність зміни хімічного складу шва. Для з'єднання титанових сплавів завтовшки до 10...12 мм без оброблення крайок доцільно застосувати зварювання з наскрізним проплавленням [40].

Наступна модифікація способу зварювання вольфрамовим електродом в атмосфері захисного газу — вольфрамовим електродом у вузький зазор [41–43] — може застосовуватися й для з'єднання високоміцних титанових сплавів при виконанні швів значної (до 120 мм) товщини.

Ефективний спосіб АДЗ в захисному газі вольфрамовим електродом із застосуванням безкисневих флюсів-паст типу АНТ (АДЗ по шару флюсу) передбачає додаткову технологічну операцію, таку як нанесення флюсу. Флюс, попередньо нанесений на крайки, при АДЗ викликає різке збільшення глибини проплавлення та зменшення ширини швів. Металургійні процеси, що протікають при зварюванні між розплавленим металом і флюсом, сприяють зниженню пористості шва [41]. Проте існуючі флюси для економнолегованих сплавів можуть мати рафінуючий ефект [42], тому можливість їх застосування для цих сплавів треба розглянути окремо.

Широко застосовуваний у промисловості процес АДЗ плавким електродом (MIG) [43] має свої переваги в порівнянні з іншими видами зварювання (такі як висока продуктивність, універсальність). Проте для зварювання високоміцних сплавів титану цей спосіб не знайшов застосування. Основною проблемою при зварюванні титану та сплавів на його основі плавким електродом є інтенсивне розбризкування присадного металу та пов'язане з цим порушення якості захисту зони зварювання. При вивченні впливу режимів зварювання на стійкість горіння дуги при різних діаметрах електродного дроту та величинах виносу електрода було встановлено, що якість зварювання плавким електродом у значній мірі залежить від характеру перенесення електродного металу, який визначається полярністю та щільністю струму [44, 45]. Зварювання на прямій полярності забезпечує плавний перехід від зварного шва до основно-

го металу, високий коефіцієнт форми шва та невелику глибину проплавлення. Використання прямої полярності при MIG зварюванні титану зменшує розбризування електродного металу [46]. Аналогічна картина спостерігається й при зварюванні на зворотній полярності — збільшення щільності струму призводить до подрібнення крапель і збільшення частоти відділення крапель від електрода. При певній щільності струму перенесення електродного металу набуває струменевого характеру. Ця форма перенесення характеризується стійким горінням дуги, різким зменшенням розбризування електродного металу, підвищенням ефективності проплавлення та якості зварного шва. Перехід до струменевого перенесення при зварюванні титанових сплавів на зворотній полярності з використанням дротів діаметром 1.5 мм спостерігається при щільності струму 180 А/мм. Збільшення виносу електрода для підтримки стійкості процесу вимагає підвищення швидкості подачі дроту. Було встановлено, що однопрохідне зварювання доцільне при товщині титанових сплавів ≤ 25 мм, для великої товщини рекомендовано застосовувати багатопрохідне зварювання. При однопрохідному зварюванні плавким електродом на оптимальних режимах шов відрізняється низьким коефіцієнтом форми. Стовпчасті кристали при строго орієнтованому напрямку тепловідводу ростуть до зіткнення в центрі шва без зони рівновісних кристалів, що знижує пластичність металу зварного шва. Присадні матеріали для зварювання слід обирати в залежності від марки зварюваного сплаву, товщини металу і технології зварювання [47–50]. При зварюванні високолегованих економнолегованих титанових сплавів вибір присадного матеріалу пов'язаний зі значними труднощами з-за невеликої номенклатури зварювальних дротів із титанових сплавів і фактичної відсутності зварювальних дротів з економнолегованих титанових сплавів [51]. Тому при зварюванні плавким електродом перспективних економнолегованих титанових сплавів неминучою є зміна складу металу зварного шва.

Автоматичне зварювання титану та його сплавів під флюсом було розроблене С.М. Гуревичем в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона [52]. Застосовувані при цьому способі зварювання високотемпературні флюси АНТ-1 і АНТ-3 забезпечують захист зварних з'єднань титану при дуговому зварюванні [53]. Автоматичне зварювання застосовується головним чином для зварювання деталей завтовшки >3 мм на постійному струмі зворотної полярності. Для зварювання деталей завтовшки до 6 мм застосовується флюс АНТ-1, а для товщини >6 мм — АНТ-3. Шви можуть бути стиковими, кутовими та нахлесточними. Встик деталі завтовшки 3...5 мм зручніше зварювати на підкладках, що залишаються. Стикові з'єднання деталей великої товщини можна зварювати як на підкладках, що залишаються, так і на флюсомідній підкладці або флюсовій подушці. Висока продуктивність процесу та стабільність проплавлення крайок, що зварюються, є основними перевагами автоматичного зварювання титану під флюсом. Через те, що титан має великий електроопір, щоб уникнути пере-

гріву електрода, а також забруднення його газами, зварювання під флюсом виконують при малих виносках електрода (≤ 14 мм при діаметрі дроту 2.0...2.5 мм). Проводяться дослідження з використання напівавтоматичного зварювання під флюсом [54]. У даний час спосіб зварювання під флюсом, що плавиться, має обмежене застосування для економнолегованих титанових сплавів у зв'язку з фактичною відсутністю зварювальних дротів із економнолегованих титанових сплавів.

1.3. ЕЛЕКТРОНО-ПРОМЕНЕВЕ ЗВАРЮВАННЯ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

У процесі ЕПЗ високоенергетичний електронний промінь використовується для нагрівання та розплавлення матеріалів, які потім об'єднуються для створення зварювального шва. Цей процес відбувається в умовах вакууму або захисної атмосфери, дозволяючи уникнути окислення матеріалу під час зварювання. Електрони, що утворюють промінь, мають високу енергію, що дозволяє їм швидко розплавляти титановий сплав і створювати міцне з'єднання.

Однією з переваг ЕПЗ є його висока точність і контроль. Оскільки промінь може бути дуже точно налаштований і направлений, цей метод забезпечує високу якість зварювання з мінімальними деформаціями та дефектами шва. Крім того, тепловий вплив на матеріал є мінімальним, що дозволяє зберегти механічні властивості та структуру сплаву. Загалом, ЕПЗ економнолегованих титанових сплавів може бути ефективним методом для створення міцних і економічно вигідних з'єднань у виробництві.

ЕПЗ здобуло широкого застосування у виробництві виробів з титанових сплавів [55]. При ЕПЗ енергія, що витрачається на плавлення металу, виділяється в результаті інтенсивного бомбардування зварюваного металу в місці з'єднання швидкорухомими електронами у вакуумі. Висока концентрація енергії уможливорює зварювання з незвичайним для дугових методів співвідношенням між шириною шва та глибиною проплавлення (наприклад, 1:3 і 1:20), а також отримання вузьких пришовних зон. Завдяки тому, що вакуум є надійним захисним середовищем, а електронний промінь — універсальним джерелом тепла, ЕПЗ виявилось особливо ефективним для з'єднання високоміцних деталей із хімічно активних металів і сплавів, до яких належать і економнолеговані титанові сплави. ЕПЗ здійснюється у вакуумних камерах, зварювання виконується переважно при тиску залишкових газів $\sim 10^{-2}$ Па. В останні роки застосовується ЕПЗ титанових сплавів у низькому ($\sim 1 \dots 10$ Па) вакуумі. По домішках — газам (кисню й азоту) — навіть таке середовище набагато чистіше за кращі сорти аргону. Так, при тиску 1 Па вміст шкідливих домішок (газів) у вакуумній камері значно менше, ніж у чистому аргоні першого сорту, що містить 0.003 об. % O_2 і 0.01 об. % N_2 . Тому при цьому виді зварювання майже повністю виключається забруднення шва шкідливими домішками — газами (азотом, киснем), а також воднем, завдяки чому забезпечується висока пластичність і в'язкість з'єднань.

Знайшли застосування не тільки малогабаритні установки, але також і вакуумні камери великих розмірів (завдовжки та діаметром у декілька метрів) з титановими насосами для безолійного відкачування, а також камери з локальним вакуумом. ЕПЗ дозволило отримувати з'єднання нового типу, стало можливим зварювання з'єднань із прорізними швами, електрозаклепками, у вузьких щілинах тощо. Сучасна апаратура дозволяє виконувати однопрохідними швами з'єднання металу завтовшки $\geq 150 \dots 200$ мм.

ЕПЗ широко застосовується для виконання з'єднань елементів конструкцій із двофазних ($\alpha+\beta$)-сплавів ВТ6С, ВТ6, ВТ14 та ін., що містять β -стабілізуючі елементи в кількості 3...4 мас. % [56]. Для більш легованих сплавів — ВТ23 і ВТ22 — ЕПЗ прийнятне в тих випадках, коли зварні з'єднання експлуатуються в стані після зварювання та відпалу. Для того, щоб забезпечити працездатність зварних з'єднань цих сплавів, виконаних ЕПЗ, у термічно зміцненому стані, необхідно або змінювати склад металу шва, або оптимізувати параметри термічної обробки з'єднань.

ЕПЗ є перспективним для впровадження електронно-променевої термообробки металевих виробів, яка у порівнянні з традиційними (пічний відпал, гартування, цементація, азотування тощо) забезпечує вищі міцнісні та металургійні характеристики зміцненого шару та локальність обробки, що дає мінімальні деформації виробів. Для цієї технології, як і для ЕПЗ, використовується тонкий аксіально-симетричний електронний пучок діаметром $0.1 \dots 1$ мм і потужністю $1 \dots 12$ кВт. Таке висококонцентроване джерело енергії у вакуумі ($10^{-2} \dots 10^{-5}$ мм рт. ст.) при забезпеченні відповідної короткочасності термічного впливу дозволяє отримувати високі швидкості нагріву та охолодження ($10^5 \dots 10^6$ °C/с) оброблюваного металу, тобто ефект гартування, у т.ч. з рідкого стану. За допомогою високошвидкісної растрової розгортки електронного пучка та цифрового управління формується програмно-кероване розподілене джерело нагріву. Растр на плоскій поверхні можна формувати у вигляді прямокутника, трапеції, круга, кільця та ін. фігур [57]. Завдяки цьому поверхневого термозміцнення можна досягти й на малогабаритних, тонкостінних виробках, а також на виробках складної конфігурації.

Електронно-променеву термообробку металів і сплавів проводять в основному з наступною метою:

- відпал заготовок або їх зварних з'єднань для дегазації металу, зміни фазового складу та структури сплавів, а також зниження залишкових напружень;
- оплавлення поверхні та подальше затвердіння з невеликими швидкостями просування фронту фазових перетворень (здійснюється з метою рафінування металу біля поверхні заготовки від домішок і включень без додаткового легування, а також для усунення поверхневих дефектів);
- гартування сплавів із твердого стану зі швидкостями нагрівання та охолодження $10 \dots 10^2$ °C/с;

- поверхнєве легування, наплавлення матеріалу, обробка попередньо нанесених на матеріал покриттів, нагрівання шарів після хіміко-технологічної обробки.

Тому доцільним для економнолегованих титанових сплавів є застосування ЕПЗ разом з локальною термічною обробкою (ЛТО) електронним променем. Для ЛТО може бути використано індукційний нагрів, нагрів за допомогою лазерного променя або електронного пучка тощо. Застосування електронно-променевих і лазерних джерел нагріву дозволяє точно локалізувати та дозувати енергію, що виділяється, завдяки високій щільності потужності різко скоротити тривалість нагрівання та виключити необхідність застосування охолоджуючих рідин, максимально знизити газонасиченість і викривлення матеріалів.

ЛТО електронним пучком дозволяє проводити зварювання та термічну обробку в єдиному технологічному циклі на одному й тому ж обладнанні без розгерметизації камери, що скорочує тривалість виготовлення зварних конструкцій і знижує їх собівартість [58].

Метод локального відпалу зварних з'єднань рухомим електронним пучком полягає у створенні температурного поля на поверхні деталі циклічним відхиленням електронного пучка за певними траєкторіями та поширення тепла вглиб металу за рахунок теплопровідності. У загальному випадку регулювання температурного поля раціонально здійснювати за рахунок вибору траєкторії руху електронного пучка та швидкості його руху на окремих ділянках цієї траєкторії [59]. Розподіл теплового джерела нагріву на поверхні в напрямку поперек зварного з'єднання можна регулювати зменшенням щільності пучка (фокусуванням) при відсутності переміщень пучка поперек зварного з'єднання, циклічним переміщенням пучка при постійному фокусуванні або комбінацією цих засобів [60].

1.4. СТРУКТУРНО-ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ У ЗВАРНИХ З'ЄДНАННЯХ ВИСОКОМІЦНИХ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Одним із способів зниження вартості титану є використання дешевших легуючих елементів замість ніобію та ванадію для стабілізації ОЦК (об'ємноцентрованої кубічної ґратки) решітки β -фази. Залізо застосовувалось для розробки кількох дешевих сплавів із кованого титану [61–63], таких як Ti-5Al-2.5Fe і $\text{Ti-1.5Al-5.5Fe-6.8Mo}$ (TIMETAL), завдяки його стабілізуючій дії на β -фазу. Тим не менш, висока щільність заліза та утворення крихких інтерметалідних фаз на основі TiFe (відповідно до двійкової фазової діаграми Ti-Fe [64]) є важливими обмежуючими факторами. Ці обмеження можна подолати, застосовувавши методи порошкової металургії, де твердофазний характер процесів запобігає осіданню важких частинок і обмежує кінетику утворення інтерметалідних фаз на основі TiFe . Зокрема, деякі дослідження щодо розробки та переробки

дешевих залізовмісних титанових сплавів методом порошкової металургії доступні в літературі [65], але їх досить мало, і все ще існує недостатнє розуміння щодо повного потенціалу заліза як легуючого елементу для титану.

У процесі термічного циклу зварювання в зварному з'єднанні економнолегованих титанових сплавів фіксується виключно метастабільна β -фаза. У цьому стані фізико-механічні властивості зварного з'єднання та основного металу мають абсолютно різний характер. Наступний нагрів зварного з'єднання при тривалій експлуатації може супроводжуватись крихкістю як зварного з'єднання, так і основного металу. Зміцнююча термічна обробка (закалювання та старіння) зварного з'єднання, як правило, супроводжується різким зниженням пластичності при значному зростанні міцності.

Високий вміст β -стабілізаторів в економнолегованих титанових сплавах призводить до хімічної неоднорідності при кристалізації у шві.

У загартованому стані зварне з'єднання та основний метал мають структуру термічно нестабільної β -фази з періодом решітки $\beta = 0,3245$ нм. Металографічний аналіз показав, що основний метал представлений однорідною зерненою структурою у вигляді правильних поліедрів розміром 80...200 мкм. У ЗТВ розмір зерна збільшується в напрямку від основного металу до шва до 200...300 мкм, що обумовлено вищими температурами нагріву цієї частини металу при зварюванні, ніж при гартуванні. Для зони шва характерною є типова лита структура у вигляді крупних, витягнутих до центру шва стовпчастих кристалітів [66].

Автори [67] вважають, що несуча здатність металу шва економнолегованих титанових сплавів при статичних і циклічних навантаженнях головним чином визначається їх хімічним, фазовим складом і внутрішньозерненою структурою. Вплив розміру зерна литого металу шва на його механічні властивості незначний.

У високоміцних промислових економнолегованих сплавах у стовпчастих β -кристалах виявляється дендритно-осередкована структура, утворення якої свідчить про концентраційне та термічне переохолодження розплавленого металу та внутрішньо-дендритну ліквідацію. За допомогою мікрорентгеноспектрального аналізу було визначено, що міжосьові простори металу шва збагачені алюмінієм і ванадієм, а осі — молібденом [68].

Для псевдо- β титанових сплавів зі збільшенням ступеня легування характерною є значніша зміна хімічного складу, структури, механічних властивостей швів у залежності від способу зварювання та товщини з'єднань. Дослідження показали, що при вмісті більше 3Mo, 1.8Cr, 1.2Fe простежується значна неоднорідність розподілу цих елементів, причому особливо нерівномірно розподіляються молібден, хром і залізо.

Швидкість охолодження також впливає на ступінь внутрішньозеренної ліквідації легуючих елементів, яка особливо сильно проявляється при повіль-

ному охолодженні. При малих швидкостях охолодження (зварювання металу великої товщини) спостерігається посилення ліквідації у відповідності до дифузійного механізму кристалізації. З ростом швидкості охолодження ліквідація зменшується та може не реалізовуватись, якщо дифузійний механізм кристалізації змінюється на бездифузійний.

Автор [69] показав, що концентраційна неоднорідність, яка виникає в процесі охолодження високолегованого металу, є достатньо стабільною при подальшому нагріві. Навіть тривалий відпал при 700...750 °C не усуває вже утворену концентраційну неоднорідність, що пояснюється стабільністю дефектів на поверхнях розділу фаз і взаємодією домішок атомів з цими дефектами.

У зв'язку з високим вмістом β -стабілізаторів в економнолегованих титанових сплавах інтервал швидкостей охолодження при зварюванні обирають таким чином, щоби зменшити хімічну та фізичну неоднорідність у зварних швах і ЗТВ. Через те, що при зварюванні цих сплавів розвивається внутрішньодендритна ліквідація у шві, зростання зерен у шві та пришовній зоні, збагаченій у приграничних областях легуючими елементами, нерівномірний розпад β -фази в ЗТВ, зварювання зазвичай проводять на доволі жорстких режимах.

При великих товщинах властивості зварного шва набагато гірші за властивості основного металу, а в ЗТВ проявляються холодні тріщини, що пов'язано з виділенням при охолодженні крихких фаз.

Автори [70] досліджували вплив різних швидкостей охолодження на мікроструктуру та механічні властивості економнолегованих сплавів. У цій роботі представлено два нові економнолеговані титанові сплави Ti-2.1Cr-1.3Fe (TCF) і Ti-3Al-2.1Cr-1.3Fe (TACF). Використали Cr-Fe як основний сировинний матеріал для розробки цих сплавів. У фазовому складі зразків зі сплавів Ti-2.1Cr-1.3Fe і Ti-3Al-2.1Cr-1.3Fe, отриманих різними швидкостями охолодження, спостерігається α -фаза, β -фаза та α' -мартенсит. Крім того, спостерігається крихка ω -фаза. Границя міцності на розрив і границя плинності зростали зі збільшенням швидкості охолодження, тоді як тенденція зміни подовження змінювалась. При великих швидкостях охолодження високотемпературна β -фаза не встигає розпастися, тому внутрішня фаза перетворюється на мартенсит, що загартувався, без дифузійного зсувного перетворення. Тобто мартенситне перетворення — це реакція без дифузії заміщуючих атомів, яка передбачає спільний рух і зсувне перетворення. У цьому випадку гартуючим мартенситом є α' -мартенсит. При менших швидкостях охолодження розміри α -зерен зростають, утворюючи відманштеттову або плетену структуру. Проте все ще виявляється ω -фаза з невеликим розміром у кілька нанометрів. Ця фаза тверда і крихка, дислокації не можуть рухатися в ній, тому це посилює міцність, твердість і пружність. Пластичність сплавів швидко зменшується зі збільшенням об'ємної частки ω -фази.

Дослідниками було встановлено, що мінімальна температура нагріву швів під термообробку повинна відповідати закінченню $\omega \rightarrow \alpha$ -перетворення, яка складає 470...490 °С. При нагріві металу вище 490...510 °С спостерігається утворення інтерметалідів $TiCr_2$, причому зі збільшенням часу витримки відбувається зростання та коагуляція частинок $TiCr_2$. Тому верхня температурна границя нагріву не повинна бути більше 510 °С. Таким чином, оптимальним температурним інтервалом старіння зварних з'єднань є 490...510 °С, коли перетворення $\omega \rightarrow \alpha$ вже завершено, а кількість виділення $TiCr_2$ ще дуже незначна.

Економнолеговані псевдо- β титанові сплави можна також зміцнювати охолодженням з високої температури на повітрі до температури старіння з наступним перенесенням у піч з температурою старіння та витримкою при цій температурі. Охолодження з високої температури повинно бути повільним, що дозволяє використовувати вакуумну піч і піч із захисним середовищем. Тривалість старіння визначається стабільністю β -фази. Для сплавів з малою стабільністю β -фази необхідно прискорене старіння, іноді з додатковим обдувом холодним аргоном або гелієм. Для сплавів з високою стабільністю β -фази швидкість охолодження з високої температури не має вирішального значення. Для них для досягнення необхідного ступеня розпаду необхідною є триваліша витримка під час старіння [71].

Для покращення механічних властивостей зварних з'єднань економнолегованих титанових сплавів запропоновано спеціальні способи зміцнюючої термічної обробки:

- старіння при безперервному охолодженні з високої температури до нормальної зі швидкістю, яка забезпечує перетин графіка охолодження з областю розпаду метастабільної β -фази, обмеженою С-образною кривою;

- охолодження з високої температури (у воді, на повітрі та в ін. середовищах) до нормальної температури та ізотермічне старіння із розпадом метастабільної β -фази;

- охолодження з високої температури до температури старіння зі швидкістю 4 °С/хв (в печі) з наступним старінням.

Також для підвищення механічних властивостей рекомендовано створювати умови для рівномірнішого розповсюдження домішок у сплавах. Неоднорідність розподілу β -стабілізуючих елементів в економнолегованих титанових сплавах збільшується зі збільшенням їх концентрації, тому легування бажано проводити декількома β -стабілізаторами. Перспективним є одночасне легування β -стабілізаторами з коефіцієнтом розподілення більше та менше одиниці у поєднанні з β -стабілізатором, коефіцієнт якого дорівнює 1.

Розділ 2

МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1. ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ЗВАРЮВАННЯ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Дугове зварювання зразків економнолегованих титанових сплавів виконувалось найширше вживаним для титанових сплавів способом — АДЗ вольфрамовим електродом, причому воно здійснювалася двома методами: наскрізним проплавленням і з подачею присадного дроту.

АДЗ вольфрамовим електродом виконували на постійному струмі прямої полярності до 500 А. Для проведення АДЗ застосовували пальник спеціальної конструкції, який оснащено захисним соплом, розташованим над поверхнею деталей. Конструктивну схему установки для АДЗ зразків з попереднім підігрівом наведено на рис. 2.1.

Установка включає зварювальний пальник, що складається з цанги з неплавким електродом, захисного сопла із захисним ковпаком. Зварювальний пальник дозволяє встановити вільний винос вольфрамового електрода, який оснащено захисним соплом спеціальної конструкції, розташованим над поверхнею деталей, що зварюються. Захисне сопло містить в собі захисний ковпак для захисту остигаючих ділянок зварного шва. Зварні з'єднання можуть виконуватися із застосуванням додаткового зовнішнього керуючого магнітного поля.

Використання попереднього підігріву дозволяє в ряді випадків запобігти утворенню холодних тріщин і збільшити деформаційну властивість з'єднань [72]. У [73] проаналізовано розвиток пружнопластичних деформацій при зварювальному нагріванні та охолодженні зразків на основі алюмінідів титану. Визначено, що запобігання утворенню поперечних тріщин у швах зі сплаву 47ХД, виконаних однопрохідним ЕПЗ на металі завтовшки до 17 мм включно, забезпечується попереднім підігрівом зразків до 400 °С.

Зварювальну установку оснащено приладом для попереднього підігріву зварних з'єднань, який містить в собі електричну піч із нагрівальною спіраллю.

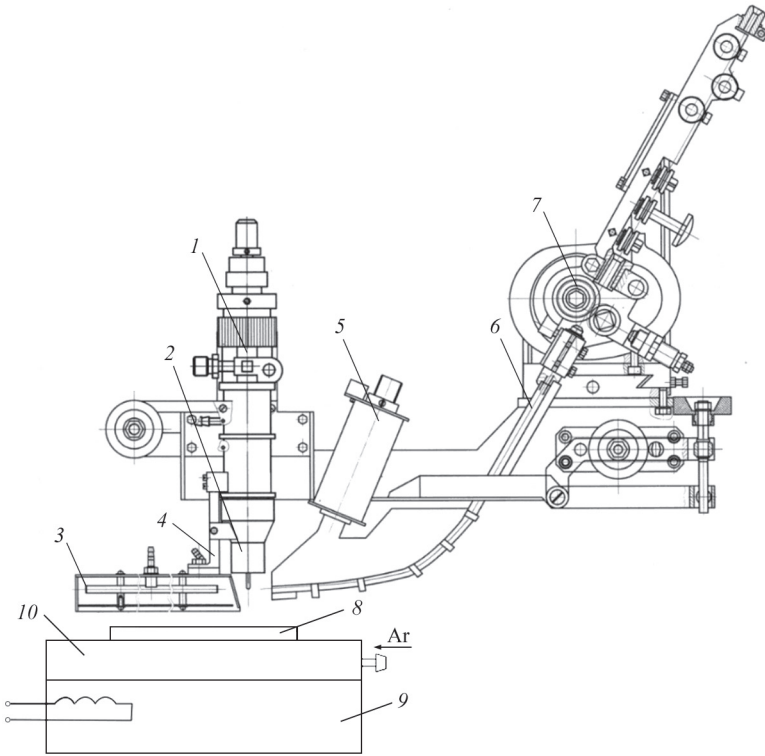


Рис. 2.1. Конструктивна схема зварювальної головки для АДЗ вольфрамовим електродом: 1 — цанга з вольфрамовим електродом; 2 — захисне сопло; 3 — ковпак для захисту остигаючого шва; 4 — система стеження захисного ковпака; 5 — електромагніт; 6 — направляюча для подачі присадного дроту; 7 — механізм подачі дроту; 8 — зразок для зварювання; 9 — піч з нагрівальною спіраллю; 10 — підкладка для захисту зворотній стороні зразка

лю, а також підкладку для захисту аргонем зворотній стороні зразка від окислення повітрям (рис. 2.1).

Температура попереднього підігріву зразків може підтримуватись до 400 °С. Контроль температури виконується за допомогою термопар, закріплених між зразком і притискним кронштейном (рис. 2.2). Це дозволяє контролювати температуру на верхній та на зворотній поверхнях зразка. Газ для захисту зворотній сторони зразка (аргон) при зварюванні також підігрівається до температури попереднього підігріву зразка.

Внаслідок високої хімічної активності титанових сплавів по відношенню до активних газів і вологи при зварюванні для створення захисного середовища використовується аргон. Чистота аргону становить 99,9 % за ГОСТ 10157–62. Допустимі домішки в аргоні складають не більше 0,003 % O_2 , 0,01 % N_2 і 0,03 % H_2O .

В якості неплавкого електрода використані вольфрамові електроди діаметром 3 і 5 мм марки ЭВИ-2. Товщина зварювальних зразків становила 6...8 мм.

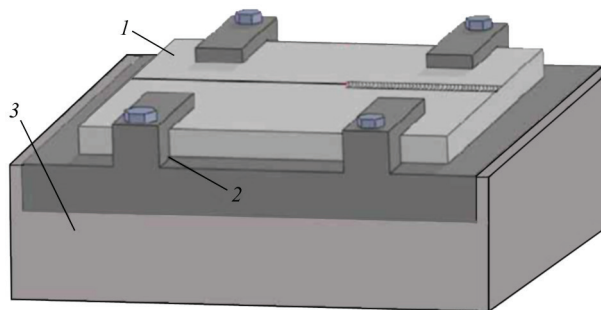


Рис. 2.2. Конструктивна схема пристрою для попереднього підігріву зразків: 1 — зразок для зварювання; 2 — притискні кронштейни; 3 — піч із нагрівальною спіраллю

Для АДЗ вольфрамовим електродом економнолегованого титанового псевдо- β сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$ застосовувався присадний дріт ВТ1-00св. Хімічний склад і зміст домішок у присадному дроті наведено в табл. 2.1.

Від стабільності параметрів зварювання залежить стабільність провару зварного з'єднання, об'єм литого металу шва та якість з'єднання загалом. У процесі зварювання неплавким електродом у середовищі аргону можливе відхилення деяких важливих параметрів зварювання від заданих значень. Це, перш за все, довжина дугового проміжку та пов'язана з ним напруга на дузі. Ці збурення можуть бути обумовлені нерівномірністю руху зварювальної головки та подачі присадного дроту. Крім того, величина дугового проміжку може бути різною на початку та в кінці шва через неточну установку заготовки на зварювальному столі або нерівність самої заготовки. Зміна довжини дугового проміжку впливає на глибину проплавлення, ступінь розплавлення бічних краївок і формування поверхні наплавленого шару. Тому при зварюванні необхідно контролювати довжину дугового проміжку. Для цього зварювальний палик оснащено системою АРНД (автоматичного регулювання напруги дуги). Механізм системи АРНД у процесі зварювання підіймає або занурює неплавкий електрод у залежності від виміряної напруги на струмопідводах. Напруга на струмопідводах U_{Σ} складається з падіння напруги на дузі U_d і падіння напруги на електроді U_e , В:

$$U_{\Sigma} = U_d + U_e. \quad (2.1)$$

Падіння напруги на дузі залежить від режиму зварювання і є тим параметром, який потрібно утримувати в заданих рамках. Падіння напруги на

Таблиця 2.1. Хімічний склад присадного дроту ВТ1-00св за ТУУ05416923.041-98

Ti	Fe	C	Si	N	O	H	Інших домішок
99,58...99,9	≥ 0.15	≥ 0.05	≥ 0.08	≥ 0.04	≥ 0.1	≥ 0.008	0,1



Рис. 2.3. Зовнішній вигляд електронно-променевої гармати

електроді залежить від матеріалу неплавкого електрода, його температури та діаметра. Тому для роботи системи АРНД U_c встановлена постійною і не змінювалася в процесі зварювання.

Електронно-променеве зварювання — це наступний найширше вживаний для титанових сплавів спосіб. ЕПЗ проводили на модернізованій установці УЛ-144, яка оснащена джерелом живлення ЕЛА 60/60, зварювальною гарматою ЦФ-19 і приладом керування променем СУ-220 (рис. 2.3).

Електронно-променева зварювальна установка включає наступні основні вузли та пристрої (рис. 2.4): герметичну камеру; вакуумну систему з форвакуумним і високовакуумним насосами; зварювальну гармату з системами електроживлення, фокусування, управління променем; допоміжні ланцюги та контроль-вимірювальну апаратуру.

Електронні пучки з великою щільністю енергії — це особливість ЕПЗ, їх створюють за допомогою зварювальних гармат — вакуумних електронних пристроїв. Катод гармати, нагріваючись до високих температур, емітує електрони (рис. 2.5). Між катодом і анодом утворюється потужне електричне поле — позитивний потенціал анода досягає декількох десятків тисяч вольт. Тому електрони на шляху до анода отримують значну енергію та розганяються до великих швидкостей. Вони стискаються в пучок під дією прикатодного електрода (так зване статичне фокусування).

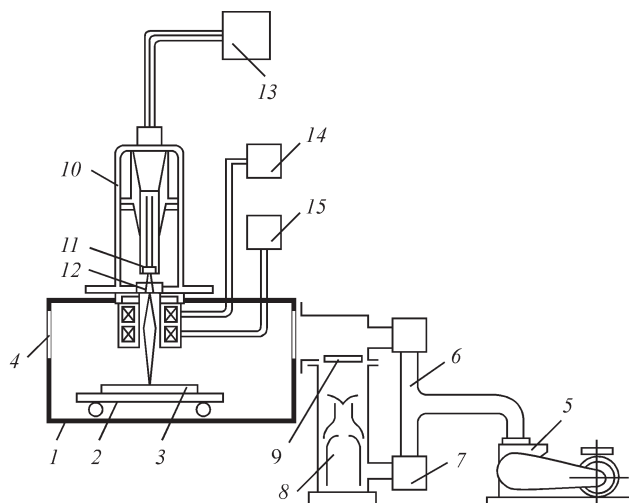


Рис. 2.4 . Схема електронно-променевої зварювальної установки: 1 — вакуумна камера, 2 — механізм переміщення, 3 — виріб; 4 — оглядове вікно; 5 — форвакуумний насос; 6 — вакуумпровід; 7 — вентиль; 8 — високовакуумний насос; 9 — затвор високовакуумного агрегата; 10 — зварювальна гармата; 11 — катод; 12 — анод; 13 — високовольтне джерело живлення; 14 — система фокусування променя; 15 — система електромагнітного відхилення пучка електронів

Катод, прикатодний електрод і анод (прискорюючий електрод) утворюють прожектор, який повинен забезпечувати первинне утворення пучка електронів, що сходиться. Проте такий пучок електронів ще не можна використовувати для зварювання. Його необхідно додатково стиснути (сфокусувати), щоби досягти

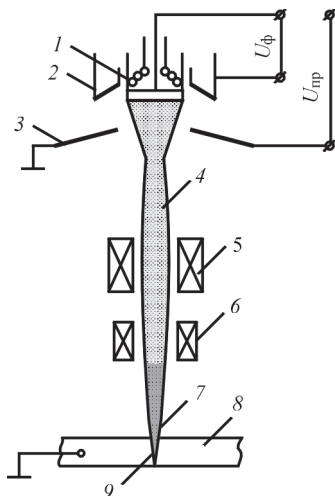


Рис. 2.5. Схема електронно-променевої гармати з електростатичним і електромагнітним фокусування: 1 — катод; 2 — прикатодний електрод; 3 — анод; 4 — електронний промінь; 5 — фокуруюча магнітна лінза; 6 — магнітна система відхилення; 7 — фокууюча пляма; 8 — зварний виріб; 9 — зварний шов

максимальної щільності енергії в перетині пучок–пляма при зустрічі його з поверхнею виробу, який зварюється. З цією метою на шляху променя встановлюють спеціальний пристрій — фокусуєчі електромагнітні лінзи. У сучасних зварювальних гарматах використовують саме таке комбіноване електростатичне та електромагнітне фокусування. За допомогою відхиляючої магнітної системи корегують положення пучка щодо країв деталі, яка зварюється.

2.2. ОТРИМАННЯ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ДОСЛІДЖЕНЬ ЗДАТНОСТІ ДО ЗВАРЮВАННЯ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Виплавку економнолегованих титанових сплавів для проведення досліджень здійснювали в електронно-променевій установці УЕ-208М [74]. Хімічний склад отриманих зливків наведено в табл. 2.2. Економнолегований титановий сплав Ti–1.5Fe–0.4O містить 1.53 % Fe (табл. 2.2). Розчинність заліза в α -титані є невеликою та становить 0.2 %. Тому значний вміст заліза може бути причиною появи інтерметалідів TiFe у структурі металу. Коефіцієнт β -стабілізації сплаву Ti–1.5Fe–0.4O дорівнює $K_{\beta} = 0.34$, що відповідає низьколегованим ($\alpha+\beta$)-сплавам. Проте значний вміст кисню, який є стабілізатором α -фази, дозволяє віднести його до псевдо- α сплавів. У структурі сплаву переважає α -фаза, проте в псевдо- α сплавах міститься й β -фаза в невеликих кількостях (на рівні 5...15 %). Дослідження мікроструктури підтверджують, що структура металу сплаву системи Ti–1.5Fe–0.4O після прокату складається з пластинчастої α -фази. Для сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe коефіцієнт β -стабілізації $K_{\beta} = 1.55$, що менше такого для сплаву Timet LCB і відповідає коефіцієнту β -стабілізації сплаву VT19.

Отримані зливки економнолегованих титанових сплавів після механічної обробки поверхні піддано термодформаційній обробці (ТДО) на реверсивному прокатному ДУО-стані Skoda 355/500 [75, 76]. Нагрівання заготовок здійснювали в електричній печі опору без використання захисної атмосфери та захисних покриттів. Прокат заготовок починали після їхнього нагрівання до температур β -області, а кінцеві операції ТДО проводили при температурі заготовок дещо нижче точки поліморфного перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ ($T_{п.п}$) [77]. Режими подальшої термомеханічної обробки та термообробки вибиралися на основі розроблених у [78–80] технологічних підходах. Оброблені напівфабрикати піддавали тривимірному пресуванню (3D) при початковій температурі 1100 °C із загальним ступенем деформації не менше 75 %. Пресовані напівфабрикати прокочували при температурах 820...840 °C від 40 до 15 мм за шість проходів зі зміною напрямку прокати на кожному проході на 90°.

За результатом проведеної ТДО отримано пластини економнолегованих титанових сплавів. На поверхні пластин відсутні тріщини або інші дефекти деформаційного походження, що підтверджує високу технологічну пластичність матеріалу та високу металургійну якість зливків, отриманих методом ЕПП.

Таблиця 2.2. Хімічний склад економнолегованих титанових сплавів, %*

Сплав	Ti	Al	Fe	Mo
Ti-1.5Fe-0.4O	98.84	0.001	1.53	0.003
Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe	89.48	2.78	4.87	5.13
Ti-1.5Al-6.3Mo-4.4Fe	87.66	1.51	4.44	6.28
Ti-3.6Fe-0.25O	96.04	0.001	3.62	0.002

Закінчення табл. 2

Сплав	Cr	Ni	Si	O	N
Ti-1.5Fe-0.4O	0.02	0.02	0.032	0.40	0.02
Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe	0.03	0.02	< 0.003	0.08	0.02
Ti-1.5Al-6.3Mo-4.4Fe	0.02	0.02	0.002	0.04	0.02
Ti-3.6Fe-0.25O	0.02	0.02	0.03	0.25	0.02

*Дані наведено для середини зливка.

Після прокату для стабілізації структури та зняття напружень пластини піддавали відпалу при температурі 800 °С впродовж 1 год. Відпалені пластини обробляли з метою видалення окисненого шару до товщини 8 мм для ЕПЗ і 6 мм для АДЗ і розрізали на зразки загальним розміром 150×80×8 і 150×80×6 мм для подальшого зварювання.

2.3. МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

МЕТОДИКА МЕТАЛОГРАФІЧНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

Дослідження мікроструктури проводили на поперечних і поздовжніх мікрошліфах, які вирізались із зварних з'єднань різних титанових сплавів. Заготовки під шліфи затискали в струбцинах, після чого проводили їх шліфування на шліфувальному папері різної зернистості з поступовим переходом від грубішого до тонкішого абразиву. Шліфування проводили вручну на шліфувальному станку компанії «Неріс».

Після шліфування заготовки піддавали механічному поліруванню в два етапи. На першому етапі полірування проводили на кругах, обтягнутих сукном, за допомогою алмазних паст різної зернистості. На другому етапі полірування відбувалося із застосуванням водної суспензії окису хрому (Cr_2O_3) до дзеркального блиску. Після цього шліфи мили під струменем води та висушували за допомогою фільтрувального паперу.

Травлення мікрошліфів проводили в реактивах до виявлення мікроструктури. Обов'язковою складовою частиною всіх реактивів була плавикова кислота.

На мікрошліфах оцінювали їх параметри: ширину, висоту та глибину проплавлення, наявність макродефектів (пор, тріщин, включень тощо). З метою оцінки структурних змін наплавленого металу проводилося металографічне дослідження структури за допомогою оптичного мікроскопа Neophot-30, оснащеного приставкою для цифрового фотографування. Система реєстрації зображень здійснювалася комп'ютерною програмою QuickPhoto. Цифрове зображення оброблялося програмою Atlas.

МІКРОДЮРОМЕТРИЧНИЙ АНАЛІЗ

Визначення мікротвердості металу зварного шва, основного металу, ЗТВ, здійснювалося на приладі М-400 фірми LECO при навантаженні 100 г з автоматичною системою навантаження та на мікротвердоміри ПМТ-3 з навантаженням на індентор 50 г.

ВИЗНАЧЕННЯ КІЛЬКОСТІ ФАЗ

Визначення кількості фаз у зварному з'єднанні, ЗТВ та основного металі виконувалось на мікрошліфах. Виявлення мікроструктури та визначення фаз ґрунтується на тому, що різні фази протравлюються та фарбуються неоднаково. Так, β -фаза має світлий колір на мікрошліфах, α -, α' -, α'' - — темний колір. У результаті травлення можна виявити форму та розміри окремих зерен, встановити величину, форму та орієнтування зерен, окремі фази та структурні складові, зміну внутрішньої будови металів і сплавів у залежності від умов їх отримання та обробки.

Для комп'ютерної обробки отриманих мікроструктур використовували програмний пакет Image-ProPlus, що призначений для аналізу зображень. Цей пакет відрізняється від подібних програм простим, дружнім та інтуїтивно зрозумілим інтерфейсом, інтегрує в собі текст, дані обчислень і вимірювань (у тому числі статистичні) і графіку. Visual Basic-сумісна макромова дозволяє легко адаптувати пакет під специфічні завдання та розширити його можливості.

Отримані зображення мікроструктур з тієї чи іншої частини зварного з'єднання завантажувались у цю програму, де визначались зони з найменшою кількістю дефектів і включень. Ці зони вирізались і конвертувались у формат GrayScale. При необхідності фотографії мікроструктури обробляли, додаючи яскравості, контрастності та/або гамми. Після обробки за допомогою інструменту «Кронциркуль» програма Image-ProPlus сканує зображення та відокремлює світлі частини від темних на мікрошліфі відповідно до заданих параметрів (рис. 2.6). Image-ProPlus підраховує площу кожної виділеної в ході сканування області. Кожній такій області присвоюється унікальний ідентифікаційний номер. Отримані розміри кожної частини того чи іншого кольору зберігаються в базі даних, яка після закінчення обробки вивантажується у форматі *.xlsx для подальшої роботи з нею у Microsoft Excel. За спеціаль-

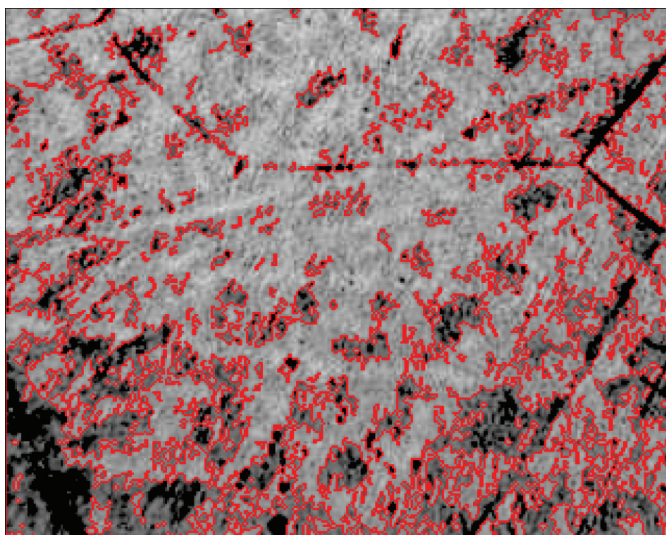


Рис. 2.6. Приклад обробки зображення мікроструктури титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe за допомогою програмного пакета Image-ProPlus

но написаним макросом у Microsoft Excel вираховується площа всіх ділянок для кожного кольору, смутується для отримання загальної площі обробленого фрагмента мікроструктури, після чого розраховується відсоткове співвідношення фаз.

МЕТОДИКА ВИЗНАЧЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК

Властивості зварних з'єднань залежать від режиму зварювання, наступної термічної обробки, вибору типу присадного дроту. Основними показниками механічних властивостей, які характеризують титанові сплави (згідно з ГОСТ 1497-84) є: границя міцності (σ_b , МПа), границя плинності (σ_r , МПа), відносне подовження (ϵ , %) , відносне звуження (ψ , %) і ударна в'язкість (KCV , Дж/см²). Механічні властивості визначали при нормальній температурі на зразках, які вирізали з основного металу та металу шва. Для визначення механічних властивостей зварних з'єднань були проведені випробування на статичний розтяг і ударний вигин, ескізи зразків для яких наведено на рис. 2.7.

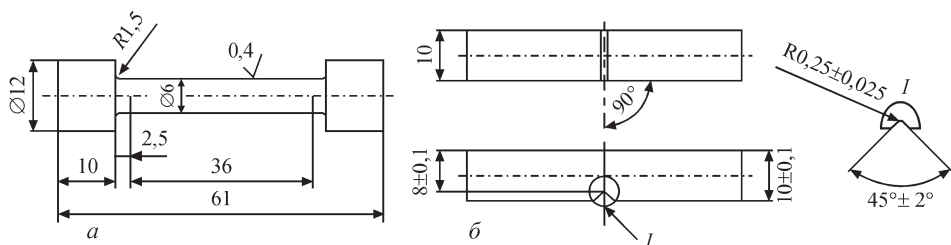


Рис. 2.7. Ескізи зразків для випробувань на статичний розтяг (а) і ударний вигин (б)

*АНАЛІТИЧНЕ ВИВЧЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ
ЗВАРЮВАННЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СТАН
ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ*

Аналітичне вивчення структурно-фазового стану зварних з'єднань виконувалося методом скінченних елементів шляхом моделювання процесу зварювання неплавким електродом з використанням програмного комплексу ANSYS [81–83].

Усі типи розрахунків, що виконуються програмою ANSYS, засновані на класичних інженерних уявленнях і концепціях. За допомогою надійних чисельних методів ці концепції можуть бути сформульовані у вигляді матричних рівнянь, які найбільш придатні для скінченно-елементних додатків.

Сукупність дискретних областей (елементів), пов'язаних між собою в кінцевому числі точок (вузлів), являє собою математичну модель системи, поведінку якої потрібно аналізувати. Основними невідомими є міри свобод вузлів скінченно-елементної моделі. До ступенів свободи відносяться показники переміщення, повороту, температури, тиску, швидкості, величини потенціалів електричних або магнітних полів. Їх конкретний зміст визначається типом елемента, що пов'язаний з даним вузлом [84].

При проведенні розрахунків використовувався пакет ANSYS/Mechanical, який надає широкі можливості для виконання проєктних розробок, аналізу та оптимізації, рішення складних задач міцності конструкцій, теплопередачі та акустики. Ця програма, що забезпечує перевірку правильності проєктних робіт, є потужним інструментом для визначення переміщень, напружень, зусиль, температур і тисків, а також інших важливих параметрів [85].

Експериментальне вивчення закономірностей процесу аргонодугового зварювання економнолегованого титанового сплаву потребує великого обсягу роботи у зв'язку з великою кількістю параметрів процесу зварювання, таких як зварювальний струм, довжина дугового проміжку, ширина зазору, форма робочої частини вольфрамового електрода, кількість поданого металу в зону зварювання і т. ін. Моделювання та аналіз за допомогою ANSYS дозволило скоротити обсяги експериментальних робіт та вивчити вплив на форму проплавлення основного металу таких параметрів процесу як:

- струм зварювання;
- напруга на дузі;
- швидкість переміщення анодної плями;
- кількість присадного матеріалу, що розплавляється [86–87].

Розділ 3

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ АРГОНОДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ВОЛЬФРАМОВИМ ЕЛЕКТРОДОМ НА СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

3.1. ОТРИМАННЯ ТЕПЛОФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ РОЗРАХУНКОВИМИ МЕТОДАМИ

Вивчення впливу термічного циклу АДЗ вольфрамовим електродом на структурні перетворення проводилось за допомогою нестационарного теплового аналізу з фазовим переходом. Завдання теплового аналізу полягає в розрахунку розподілу температур і відповідних теплових параметрів у заданій системі. Основою теплового аналізу є рівняння теплового балансу, отримане відповідно до принципу збереження енергії. За допомогою ANSYS поставлена задача вирішувалась методом скінченних елементів, отримуючи в результаті розподіл теплових полів.

Отримане за допомогою програмного комплексу ANSYS температурне поле використано для визначення інших теплових параметрів: швидкості охолодження, температурних градієнтів і т. ін. Нестационарний тепловий аналіз визначає розподіл температури та ін. теплових параметрів при змінних у часі умовах.

Для проведення нестационарного теплового аналізу з фазовим переходом необхідно визначити залежність ентальпії від температури для економічнолегованого сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$. З численних емпіричних співвідношень, що пропонуються для обчислення теплоємності твердих тіл, найпоширенішим є правило Неймана–Коппа, відоме ще як правило адитивності теплоємності. Це правило дозволяє приблизно обчислювати теплоємність хімічних сполук. Згідно з цим правилом, теплоємність хімічної сполуки у твердому стані дорівнює сумі теплоємностей елементів, що входять у цю сполуку.

Для наближеної оцінки питомої теплоємності сплаву (C) використовується співвідношення виду:

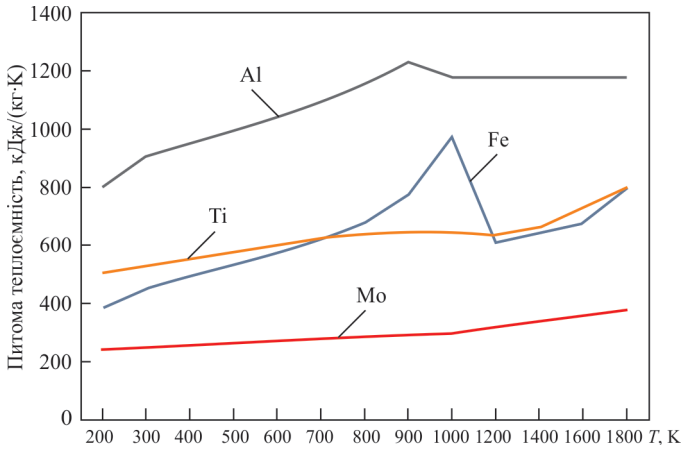


Рис. 3.1. Теплоємності легуючих елементів, які входять до складу економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, у діапазоні температур 200...2000 К

$$C = \sum_{i=1}^n N_i C_i, \tag{3.1}$$

де C — питома теплоємність сплаву, $\text{kJ}/(\text{kg}\cdot\text{K})$; N_i — масові частки компонентів сплаву, %; C_i — питомі теплоємності компонентів сплаву, $\text{kJ}/(\text{kg}\cdot\text{K})$; n — кількість компонентів сплаву.

Теплоємності при високих температурах для всіх легуючих елементів, що входять до складу економнолегованого сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, наведені на рис. 3.1. Результат розрахунку теплоємності за (3.1) у порівнянні з уже відомими даними про теплоємність сплаву VT1-00 наведено на рис. 3.2.

Слід зазначити, що в порівнянні з теплоємністю титанового сплаву VT1-00, для економнолегованого сплаву вона на 2...6 % менша. Це пов'язано з низькими значеннями теплоємностей заліза та молібдену. Також у діапазоні

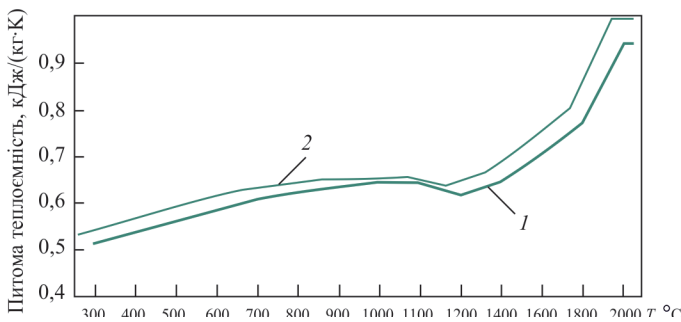


Рис. 3.2. Теплоємність економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe (1), розрахована за (3.1), у порівнянні з теплоємністю сплаву VT1-00 (2) у діапазоні температур 200...2000 К

температур 900...1100 К спостерігається збільшення теплоємності економно-легованого сплаву в порівнянні зі сплавом ВТ1-00, на що впливає збільшення теплоємності заліза в цьому діапазоні температур.

Таким чином, для проведення математичного моделювання теплових процесів методом скінченних елементів була визначена теплоємність економно-легованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$ в діапазоні температур 200...2000 К. Показано, що такі легуючі елементи, як залізо та молібден, знижують теплоємність сплаву в порівнянні з нелегованим титановим сплавом марки ВТ1-00 на 2...6 %.

3.2. МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТЕПЛОВИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ АРГОНОДУГОВОМУ ЗВАРЮВАННІ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Аналітичне дослідження впливу термічного циклу зварювання на структурно-фазовий стан зварних з'єднань двофазних титанових сплавів виконувалося шляхом математичного моделювання процесу дугового зварювання вольфрамовим електродом методом скінченних елементів із застосуванням програмного комплексу ANSYS. У процесі дослідження враховувався вплив таких параметрів процесу АДЗ вольфрамовим електродом, як струм зварювання, напруга на дузі, швидкість переміщення анодної плями, на розміри та форму проплавлення основного металу, ЗТВ, імовірний фазовий склад металу шва і ЗТВ.

Як правило, рішення рівнянь теплового потоку для будь-яких умов зварювання є складною проблемою. Для того, щоб знайти аналітичні рішення рівнянь, необхідно зробити багато спрощень і припущень. Щоб зробити проблему більш аналітичною, ми робимо наступні припущення:

1. Матеріал заготовки вважається однорідним та ізотропним.
2. Теплопровідність через заготовку, як правило, набагато більша, ніж будь-який теплообмін з оточуючим середовищем, завдяки природній конвекції або випромінюванню. Передбачається, що поверхні заготовки є адиабатичними, тобто немає зміни тепла під час конвекції або випромінювання.
3. Джерелом тепла вважається рухома лінія, яка рівномірно проходить по всій товщині пластини.
4. Розглядається розподіл Гаусса, який є репрезентативнішим для джерела тепла.
5. Аналіз рухомого джерела тепла полегшується за допомогою системи координат, на базі якої побудовано джерело нагріву.
6. У реалістичній моделі теплопровідність і питому теплоємність слід розглядати як функції температури. Рівняння лінеаризується, припускаючи, що фізичні коефіцієнти матеріалу, такі як теплопровідність, не залежать від температури.

Для розрахункового визначення впливу параметрів режиму зварювання на формування зварного шва, враховуючи вищезгадані припущення, була побудо-

вана тривимірна математична модель теплових процесів у титані при зварюванні зі скануючим джерелом нагрівання, основу якої складає диференціальне рівняння теплопровідності [87]:

$$\rho C \left(\frac{\delta T}{\delta t} \right) = \frac{d}{dx} \left(\lambda_x \frac{dT}{dx} \right) + \frac{d}{dy} \left(\lambda_y \frac{dT}{dy} \right) + \frac{d}{dz} \left(\lambda_z \frac{dT}{dz} \right), \quad (3.2)$$

де t — поточний час, с; ρ — щільність матеріалу, кг/м³; C — питома теплоємність, кДж/(кг·К); λ — коефіцієнт теплопровідності, Вт/(м·К).

Розглянемо двофазну теплопровідну середу та дамо індекс 1 всім величинам, що належать до твердої фази, індекс 2 — до рідкої. Тоді умова узгодження температур на границі фазового переходу має вигляд:

$$T_1 = T_2 = T^* = \text{const}, \quad (3.3)$$

А умовою для теплових потоків є умова Стефана (для одномірного випадку):

$$L\rho \frac{d\xi}{dt} = \left(\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x} - \lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial x} \right) \Bigg|_{x=\xi(t)}, \quad (3.4)$$

де L — прихована теплота плавлення, кДж/кг; $\xi(t)$ — границя фазового переходу.

Наявність розриву теплового потоку на границі фазового переходу можна інтерпретувати як δ -образне джерело тепла з потужністю:

$$W_L = L\rho \frac{d\bar{n}}{dt} \delta(p - p_0), \quad (3.5)$$

де p_0 — точка, яка належить ξ ; p — довільна точка області рішення; \bar{n} — нормаль до границі, зовнішня щодо твердої фази.

Визначимо коефіцієнти рівняння у вигляді:

$$\lambda(T) = \begin{cases} \lambda_1, & T < T^*, \\ \lambda_2, & T > T^*, \end{cases} \quad (3.6)$$

$$C(T) = \begin{cases} C_1, & T < T^*, \\ C_2, & T > T^*, \end{cases} \quad (3.7)$$

де $\lambda_1 = \lambda_2$; $C_1 = C_2$ при $T = T^*$.

Тоді рівняння теплопровідності буде єдиним для рідкої і твердої фази:

$$C\rho \frac{dT}{dt} = \text{div}(\lambda \text{grad} T) + L\rho \frac{d\bar{n}}{dt} \delta(p - p_0) + f. \quad (3.8)$$

Розглянемо ентальпію (теплоємність) у вигляді:

$$H = \int_0^T C_p dT + L\rho\eta(T - T^*), \quad (3.9)$$

де $\eta(T - T^*)$ — одинична функція Хевісайда.

$$\eta(T - T^*) = \begin{cases} 1, & T > T^*, \\ 0, & T < T^*. \end{cases} \quad (3.10)$$

Очевидно, що:

$$\begin{aligned} \eta(T - T^*) &= \eta(p - p_0), \\ \frac{d\bar{n}}{dt} \delta(p - p_0) &= -\frac{d}{dt} \eta(p - p_0) = -\delta(T - T^*) \frac{\partial T}{\partial t}. \end{aligned} \quad (3.11)$$

Тоді

$$\frac{\partial H}{\partial t} = [C_p + L\rho\delta(T - T^*)] \frac{\partial T}{\partial t} \quad (3.12)$$

і замість рівняння (3.8) в подальшому будемо розглядати рівняння виду:

$$\bar{C}_p \frac{dT}{dt} = \text{div}(\lambda \text{grad}T) + f, \quad (3.13)$$

де

$$\bar{C} = C + L\delta(T - T^*), \quad (3.14)$$

Величину $L\delta(T - T^*)$ в подальшому будемо інтерпретувати як додаткову теплоємність, зосереджену на границі фазового переходу.

Сформулюємо граничні умови, що описують теплообмін виробу з навколишнім середовищем. У загальному випадку визначено наступні початкові та граничні умови (рис. 3.3):

1. $T|_{t=0} = T_{\text{навк. серед.}}$ — задана температура виробу в початковий момент часу, дорівнює температурі навколишнього середовища (20 °С).

2. Тепловий потік на поверхні в зоні дії зварювального джерела нагріву дорівнює:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial t} = q_T + q_{\text{п}} + q_{\text{д}}, \quad (3.15)$$

де q_T — конвективний теплообмін, Вт/(м²·К):

$$q_T = h_f (T - T_c), \quad (3.16)$$

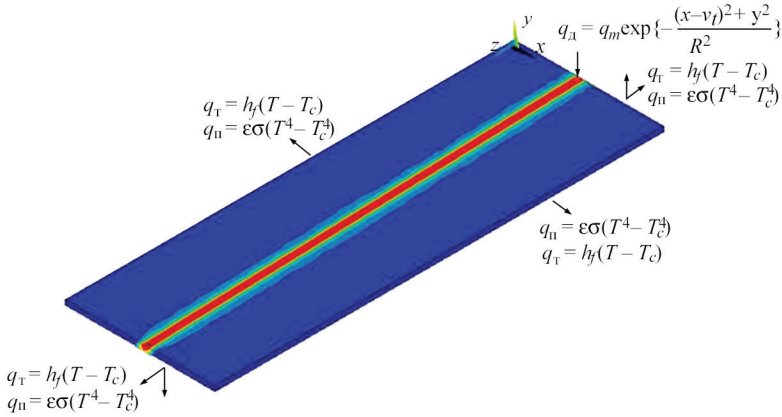


Рис. 3.3. Граничні умови, які описують теплообмін виробу із навколишнім середовищем

де h_f — коефіцієнт конвективної тепловіддачі, у даній моделі він вважається постійним та дорівнює $70 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$; T_c — температура навколишнього середовища, К; T — температура поверхні моделі, К;

q_{II} — радіаційна тепловіддача, $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$:

$$q_{\text{II}} = \varepsilon \sigma (T^4 - T_c^4), \tag{3.17}$$

де ε — коефіцієнт випромінювання, що дорівнює 0.3 ; σ — стала Стефана–Больцмана ($\sigma = 5.6704 \cdot 10^{-8} \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4)$);

$q_{\text{д}}$ — розподіл теплового потоку від джерела нагріву, $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$:

$$q_{\text{д}} = q_m \exp \left\{ - \frac{(x - v_{\text{ЗВ}} t)^2 + y^2}{R^2} \right\}, \tag{3.18}$$

де q_m — найбільший тепловий потік в центрі нагріву, $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$; V — швидкість зварювання, м/с; R — радіус плями нагріву, м.

Як показано в [36], розподіл теплового потоку для джерел тепла, які незначно поглиблені у ванну металу, можна приблизно описати нормальним законом:

$$q = q_m e^{-kr^2}, \tag{3.19}$$

де k — коефіцієнт зосередженості теплового потоку, $1/\text{м}^2$; r — радіальна відстань даної точки від осі джерела, м. Цю відстань можна вирахувати як:

$$r = \sqrt{x^2 + y^2}. \tag{3.20}$$

Радіусом плями нагріву прийнято вважати відстань r , на якому питомий тепловий потік дорівнює $q(r) = 0.05q_m$:

Звідси:

$$0.05q_m = q_m e^{-kR^2}, \quad (3.21)$$

$$-kR^2 = \ln(0.05) = -2.9957, \quad (3.22)$$

$$R = \sqrt{\frac{2.9957}{k}}. \quad (3.23)$$

Діаметр плями нагріву нашого джерела становить ≈ 9 мм згідно з експериментальними даними. Це джерело прийнято називати нормально-круговим.

Звідси визначаємо коефіцієнт зосередженості:

$$k = \frac{2.9957}{r^2} = \frac{2.9957}{0.0045^2} = \frac{2.9957}{0.00002025} = 147937.39 \frac{1}{\text{м}^2} \text{ або } 14.79 \frac{1}{\text{см}^2}.$$

Ефективну потужність джерела нагріву визначимо за формулою:

$$q = UI\eta, \quad (3.24)$$

де q — ефективна потужність джерела нагріву, Вт; U — напруга на дузі, В; I — сила зварювального струму, А; η — коефіцієнт корисної дії, %.

Таким чином, для подальшого розрахунку теплових процесів на тривимірній скінченно-елементній моделі встановлено граничні умови, що описують теплообмін виробу з навколишнім середовищем, визначено коефіцієнт зосередженості та згідно з експериментальними даними для математичної моделі задано діаметр плями нагріву, який становить 9 мм.

3.3 ВПЛИВ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ ЗВАРЮВАННЯ НА ФОРМУ ШВА ТА ЗТВ ЗВАРНОГО З'ЄДНАННЯ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ [ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ]

Скінченно-елементна тривимірна модель аргонодугового зварювання економнолегованих титанових сплавів представлена на рис. 3.4, а. Модель виробу була розбита на сітку із різним розміром елементів. У центрі шва та на границі ЗТВ розмір елементів складає 0.002 мм, а в зоні основного металу і ЗТВ, яка межує з основним металом, — 0.05 мм (рис 3.4, б).

З урахуванням вищенаведених початкових і граничних умов з використанням програмного модуля ANSYS були отримані розрахункові теплові поля в зварному виробі (рис. 3.5). За результатами розрахунків були побудовані ізотерми максимальних температур, за якими визначали геометрію та розміри зони проплавлення, ЗТВ, зони поліморфного перетворення. Результат розра-

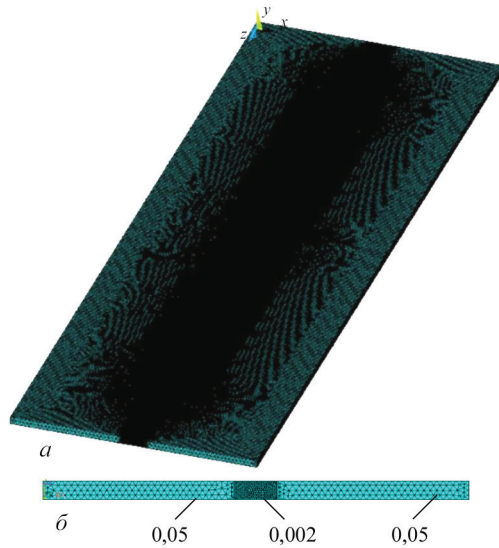


Рис. 3.4. Скінченно-елементна модель виробу, застосована для розрахунків у програмі ANSYS, з розмірами $200 \times 100 \times 6$ мм (а); величина елементів сітки тривимірної моделі (б)

хунку теплових полів у зварному з'єднанні в тривимірному вигляді наведено на рис. 3.6.

Комп'ютерне моделювання дозволило чітко визначити границі між характерними зонами ЗТВ: зона сплавлення, ділянка повного поліморфного перетворення та повної перекристалізації, ділянка неповної перекристалізації.

У зоні сплавлення метал нагрівається вище температури плавлення титану 1668°C . Тут можливе утворення крихких фаз і розвиток хімічної неоднорідності.

Ділянка повного поліморфного перетворення розташована на відстані $4.27 \dots 6.5$ мм, її ширина становить 2.31 мм. Тут температури нагріву металу змінюються від температури плавлення до температури закінчення полімор-

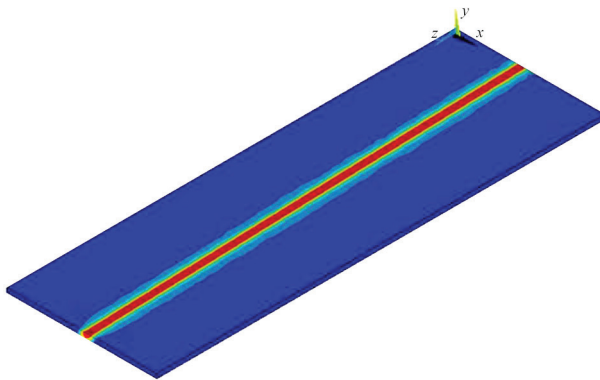


Рис. 3.5. Ізотерми максимальних температур у зварному з'єднанні, отриманні розрахунковим шляхом

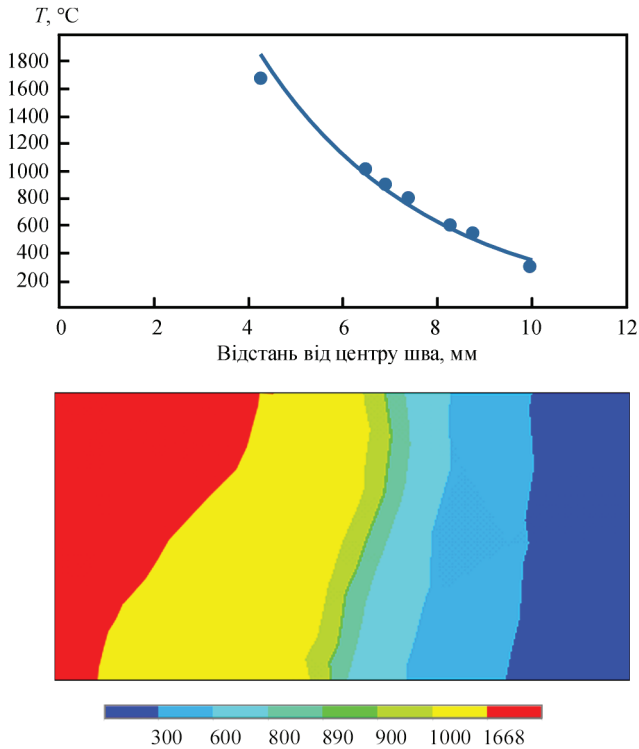


Рис. 3.6. Результат розрахунку розподілу максимальних температур на поверхні моделі економічного легированого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe ($I = 350$ А, $U_d = 12$ В, $V_{зв} = 10$ м/год)

фного перетворення (900 °С). Для цієї ділянки характерною є грубозерниста структура. Високотемпературна β -фаза зазнає при охолодженні поліморфного перетворення з утворенням крупногільчастої α -, α'' -, ($\beta+\alpha$)-фази або зі збереженням лише метастабільної β -фази. На цій ділянці можна виділити зону початку інтенсивного росту β -зерен (900...1000 °С).

Ділянка повної перекристалізації протяжністю 0.9 мм розташована на відстані 6.5...7.4 мм від центру шва. Температури нагріву основного металу на цій ділянці змінюються від температур інтенсивного росту β -зерен до температур кінця $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення (890 °С). Утворені при охолодженні структури аналогічні тим, які виникають на ділянці великого зерна.

Ділянка неповної перекристалізації завширшки ~ 1.37 мм розташована на відстані 7.4...8.77 мм від центру шва. Тут основний метал нагрівався до температур початку $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення. При нагріванні на цій ділянці зміни в металі шва у порівнянні з іншими ділянками ЗТВ мають менший вплив на властивості зварних з'єднань.

На ділянці поступового переходу до основного металу фазової перекристалізації не спостерігається. Виняток може становити низькотемпературне гід-

Таблиця 3.1. Режими аргонодугового зварювання неплавким електродом економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe

№ режиму	Струм зварювання, А	Напруга на дузі, В	Швидкість зварювання, м/г	Погонна енергія, кДж/см ²	Температура попереднього підігріву, °С
1	240	12	10	17280	–
2	240	12	10	17280	400
3	320	12	16	14440	–
4	320	12	16	14440	400
5	350	12	10	25200	–
6	310	12	10	22320	400

рідне перетворення в разі забруднення основного металу воднем. Тут температура досягає значень, за яких відбувається окислення металу на повітрі.

Проведено розрахунки теплових полів для шести режимів зварювання (табл. 3.1) з меншою та більшою погонною енергією, а також із використанням попереднього підігріву та без нього.

За результатами розрахунків були побудовані ізотерми максимальних температур, на основі чого визначені глибина та ширина металу шва та ЗТВ (рис. 3.7).

Були підібрані такі режими зварювання, за яких можна отримати повне та неповне проплавлення металу шва з метою визначення впливу попереднього підігріву на форму та розміри металу шва та ЗТВ. Так, при використанні попереднього підігріву на режимі з більшою погонною енергією (режим № 2) глибина проплавлення збільшилася на 17 % у порівнянні з режимом без попереднього підігріву (режим № 1).

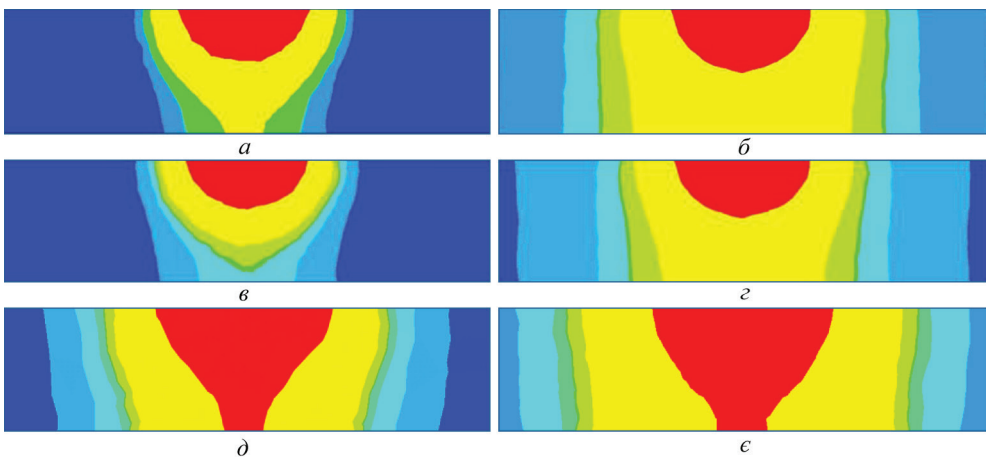


Рис. 3.7. Геометрія металу шва та ЗТВ зварних з’єднань економнолегованого титанового сплаву для різних режимів зварювання: а — № 1, б — № 2, в — № 3, г — № 4, д — № 5, е — № 6

Таблиця 3.2. Розміри зварювальної ванни та ЗТВ

№ режиму	Глибина проплавлення, мм	Ширина зварювальної ванни, мм	Ширина зони термічного впливу, мм
1	4.22	6.35	10.81
2	5.11	6.81	11.18
3	4.02	5.96	9.89
4	4.8	6.60	11.08
5	6.0	8.60	12.78
6	6.0	8.67	15.38

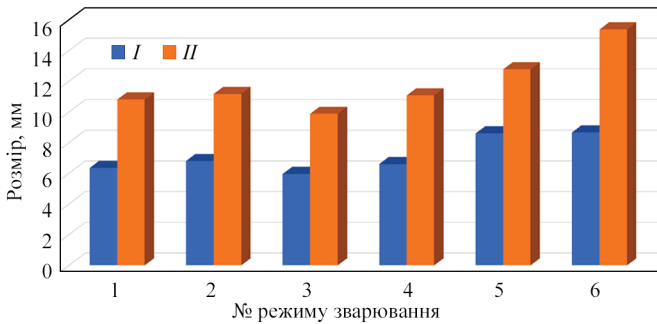


Рис. 3.8. Ширина зварювальної ванни (I) та ЗТВ (II) у залежності від режиму зварювання та температури попереднього підігріву

Для режиму з меншою погонною енергією використання попереднього підігріву збільшило глибину проплавлення на 16 % (режими № 3, 4). При цьому ширина ЗТВ при використанні попереднього підігріву так само збільшувалася (табл. 3.2, рис. 3.8).

Таким чином, проведені розрахунки показують, що повне проплавлення металу можна забезпечити на двох режимах зварювання — № 5, 6. При застосуванні попереднього підігріву можна зменшити погонну енергію зварювання на 11 %. Також визначено, що застосування попереднього підігріву призводить до збільшення глибини проплавлення на 16...17 %, а ширини ЗТВ — до 10 %.

3.4. ВПЛИВ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ ЗВАРЮВАННЯ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД МЕТАЛУ ЗВАРНОГО ШВА ТА ЗТВ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО СПЛАВУ Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe

Однією з важливих проблем при моделюванні різних фізичних явищ і процесів є відсутність фізичних і теплофізичних даних про властивості об'єкта, що моделюється, таких як коефіцієнти теплоємності, теплопровідності та їх температурні залежності. Особливо гостро ця проблема постає при моделюванні нових перспективних матеріалів і сплавів складного хімічного складу та структури, таких як економнолегований титановий сплав Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe.

Для того, щоб отримати значення фізичних характеристик нового титанового сплаву, можна використовувати комп'ютерні моделі для розрахунку теплофізичних властивостей багатокомпонентних сплавів при затвердінні та охолодженні. Одним із основних методів отримання таких даних є термодинамічне моделювання за методикою CALPHAD на підставі теорії багатокомпонентних сплавів [88]. Із застосуванням методу CALPHAD на нерівноважні процеси було використано модель SG, яка дає задовільні результати для багатокомпонентних сплавів, що утворюються в процесі затвердіння, і яка дозволяє отримати залежності багатьох параметрів від їх складу та температури [89].

Властивості окремих фаз у багатокомпонентних системах, таких як молярний об'єм, теплопровідність, щільність, розраховуються функціями, аналогічними тим, які використовуються для моделювання термодинамічних функцій в надлишкових багатокомпонентних сплавах [90]. Після того, як властивості окремих фаз було визначено, властивість кінцевого сплаву розраховується з використанням моделей суміші, що добре зарекомендували себе [91]. Такі моделі, які спочатку були розроблені для двофазних систем, були розширені на багатокомпонентні структури. Великі бази даних відповідних параметрів у даний час існують для більшості основних сталей і сплавів, алюмінієвих і титанових сплавів [92].

Для оцінки ймовірного фазового складу остигаючого металу шва і ЗТВ використовували розрахункову CCT-діаграму титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe.

На діаграмі (рис. 3.9) позначена температура початку перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ (875 °C) для швидкостей 5...0.01 °C/c і температура кінця $\beta \rightarrow \alpha$ перетворення

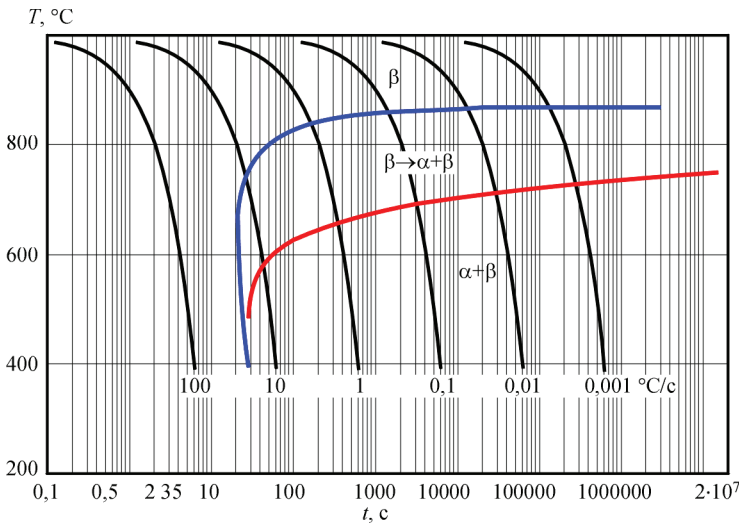


Рис. 3.9. Розрахункова CCT-діаграма економлегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe

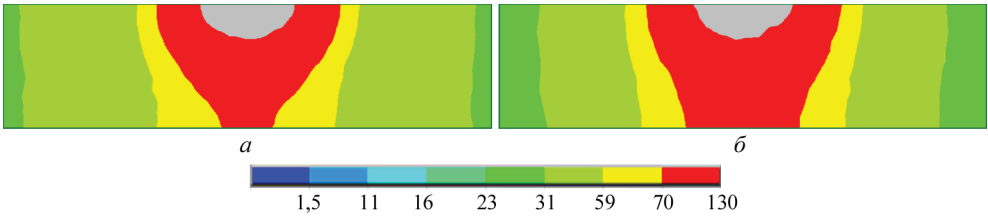


Рис. 3.10. Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 1200...1100 °С: *а* — режим № 5; *б* — режим № 6

(600...660 °С) для цих же швидкостей. Теплові поля розраховувались для режимів зварювання № 5, 6.

Для обох режимів були розраховані швидкості охолодження в температурному діапазоні 1200...150 °С. Аналіз отриманих розрахункових даних показав, що при охолодженні з температури 1667 до 890 °С найбільші швидкості охолодження відзначаються в металі шва.

При охолодженні з температури 1200 °С швидкість охолодження в середині шва на режимі з меншою швидкістю зварювання досягає значень 306 °С/с (рис. 3.10, *а*), а на границі металу шва та ЗТВ швидкості охолодження досягають 130 °С/с.

Застосування попереднього підігріву (рис. 3.10, *б*) не призводить до великих змін у розподілі швидкостей охолодження, але має більшу зону зі швидкостями охолодження 130 °С/с внизу зварного шва, що призведе до збільшення об'єму β -фази в зоні металу шва.

При досягненні інтервалу температур 900...800 °С (рис. 3.11, *а*) зона із максимальною швидкістю охолодження 130 °С/с становить 4.8 мм завширшки та 1.85 мм завглибшки, крім невеликої зони на поверхні зварного з'єднання, де швидкість охолодження перевищує 130 °С/с і становить 170 °С/с. У всій іншій частині зварного з'єднання метал шва остигає зі швидкістю 31...23 °С/с. На режимі із попереднім підігрівом (рис. 3.11, *б*), максимальна швидкість охолодження залишається практично незмінною — 175 °С/с, але об'єм металу, який охолоджується з цією швидкістю, займає більшу площину на поверхні в центрі зварного з'єднання.

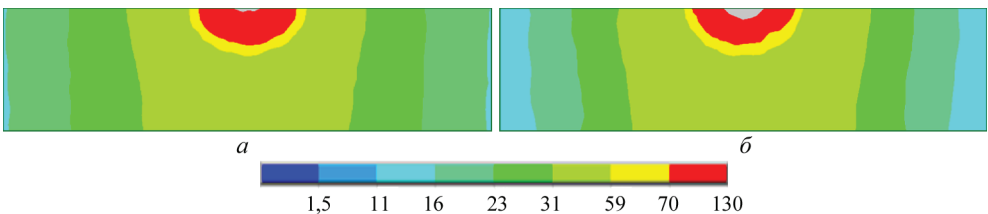


Рис. 3.11. Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 900...800 °С: *а* — режим № 5; *б* — режим № 6

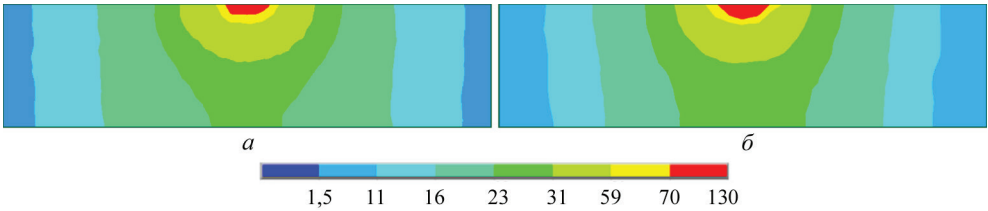


Рис. 3.12. Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 800...700 °С: *a* — режим № 5; *б* — режим № 6

Але в іншій частині зварного з'єднання та ЗТВ швидкості охолодження значно менші та мають більший градієнт розподілу в порівнянні з режимом без попереднього підігріву.

У діапазоні температур 800...700 °С (рис. 3.12), який відноситься до температур поліморфного перетворення сплаву $\text{Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe}$, швидкості охолодження зменшуються по всій довжині зварного з'єднання та знаходяться в діапазоні 59...23 °С/с з невеликою частиною на поверхні металу шва, де ще фіксуються швидкості 130...70 °С/с. На границі ЗТВ та основного металу фіксується швидкість охолодження 11 °С/с.

Отримані результати показують, що більші швидкості охолодження зафіксовані у зварному з'єднанні із попереднім підігрівом, але, у той же час, ЗТВ у цьому зразку має менші швидкості охолодження в діапазоні температур поліморфного перетворення.

Через високі швидкості охолодження у ЗТВ може утворюватися велика кількість неоднорідних структур, що негативно впливає на властивості зварного з'єднання. Зменшення швидкостей охолодження у ЗТВ покращить структурну однорідність і, як наслідок, механічні властивості зварного з'єднання.

За отриманими полями швидкостей охолоджень і діаграмою фазових перетворень сплаву $\text{Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe}$ визначили фазовий склад за наступним алгоритмом: були розглянуті квадратні області 1×1 мм у напрямку поперек зварного шва (табл. 3.3, 3.4).

У кожній такій області простежимо історію її охолодження за діаграмою. При цьому будуть враховуватися наступні температурні інтервали, °С: 900...800; 800...700; 600...500, 150...50.

Як видно з результатів розрахунку, всередині шва після зварювання на режимах № 5, 6 повинна утворюватися переважно β -фаза (рис. 3.13).

Згідно з кількісним підрахунком розподілу фаз у перерізі зварного з'єднання, отриманого на режимі № 5, площа β -фази становить 26 мм², на режимі № 6 — 22 мм².

Розмір ЗТВ, де відбувається $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ -перетворення, на режимі № 5 становить 97 мм², на режимі № 6 — 111 мм². Це пов'язано з високим градієнтом

Таблиця 3.3. Фазовий склад металу зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, режим № 5

Відстань від центру шва, мм	Швидкості охолодження, °C/c				Фазовий склад
	В інтервалі температур, °C				
	900...800	800...700	600...500	150...50	
0...1	175	130	31	0.01	β
1...2	130	70	23	0.01	β
2...3	70	59	11	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
3...4	70	31	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
4...5	59	23	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
5...6	59	23	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
6...7	31	23	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
7...8	31	16	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
8...9	23	16	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
9...10	23	16	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
10...11	23	11	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
11...12	23	11	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
12...13	16	11	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
13...14	16	1.5	1.5	0.01	$\alpha + \beta$
14...15	11	1.5	1.5	0.01	$\alpha + \beta$

швидкостей охолодження в різних діапазонах температур. Основний метал складається з ($\alpha + \beta$)-фази в обох випадках.

Для вибору режимів зварювання та прогнозування фазового складу необхідно знати кількість утвореної β -фази у шві та ЗТВ. З цією метою на режимі № 5, для якого моделювалися теплові процеси АДЗ, було проведено зварювання експериментального зразка економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe.

На отриманому зварному з'єднанні на поперечних мікрошліфах визначали структуру та кількість β -фази на різних ділянках, для яких вище були отримані швидкості охолодження в різних температурних діапазонах за допомогою математичного моделювання. Структуру вивчали всередині зразка завтовшки 6 мм. Відстань L (рис. 3.14) — це відстань від середини шва до досліджуваної точки на поперечному мікрошліфі зварного з'єднання, яка дорівнює 1 мм.

Кількість β -фази визначали на мікрошліфі за методикою, описаною в розд. 2.6.

Метал шва (на ділянці $L = 0$, рис. 3.15, *a*) складається з рівновісних і витягнутих в напрямку тепловідводу зерен β -фази, волосоподібні границі яких виявляються на тлі дендритної структури. Кількість β -фази в центрі шва складає 87 %.

Таблиця 3.4. Фазовий склад металу зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, режим № 6

Відстань від центру шва, мм	Швидкості охолодження, °C/c				Фазовий склад
	В інтервалі температур, °C				
	900...800	800...700	600...500	150...50	
0...1	175	130	59	0.01	β
1...2	130	70	31	0.01	β
2...3	70	59	23	0.01	β
3...4	70	31	16	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
4...5	59	23	11	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
5...6	59	23	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
6...7	31	23	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
7...8	31	23	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
8...9	23	16	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
9...10	23	16	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
10...11	23	11	1.5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
11...12	23	7	1.5	0.01	$\alpha + \beta$
12...13	16	1.5	1.5	0.01	$\alpha + \beta$
13...14	16	1.5	1.5	0.01	$\alpha + \beta$
14...15	11	1.5	1.5	0.01	$\alpha + \beta$

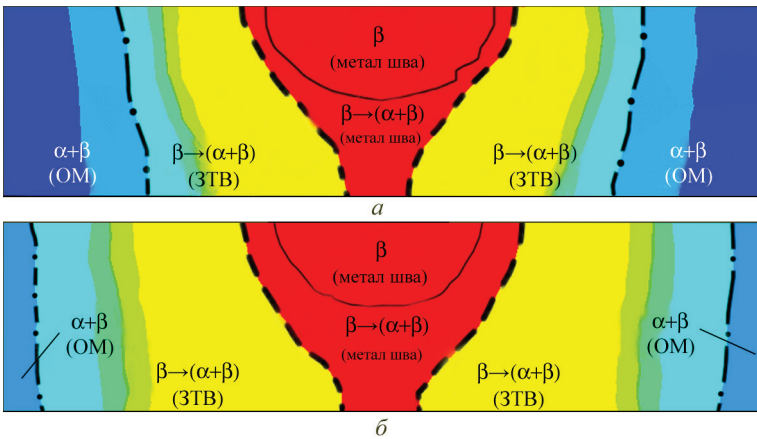


Рис. 3.13. Схема фазового складу зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe: а — режим № 5, б — режим № 6

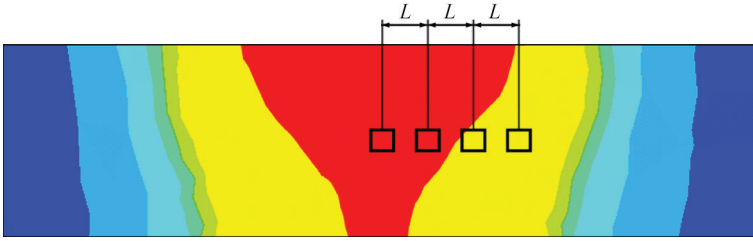


Рис. 3.14. Схема визначення розмірів ділянок максимальних температур у зварному з'єднанні

Зона сплавлення (рис. 3.16, *a*) розташовується на відстані $L = 2.3$ мм від осі шва, де також переважає дендритна структура з рівновісними β -зернами ділянки ЗТВ біля зони сплавлення. Кількість β -фази на цій ділянці становить 75 %.

Безпосередньо в зоні сплавлення видно частково оплавлені зерна, що належать одночасно як металу ЗТВ, так і металу шва (рис. 3.16, *б*, *в*).

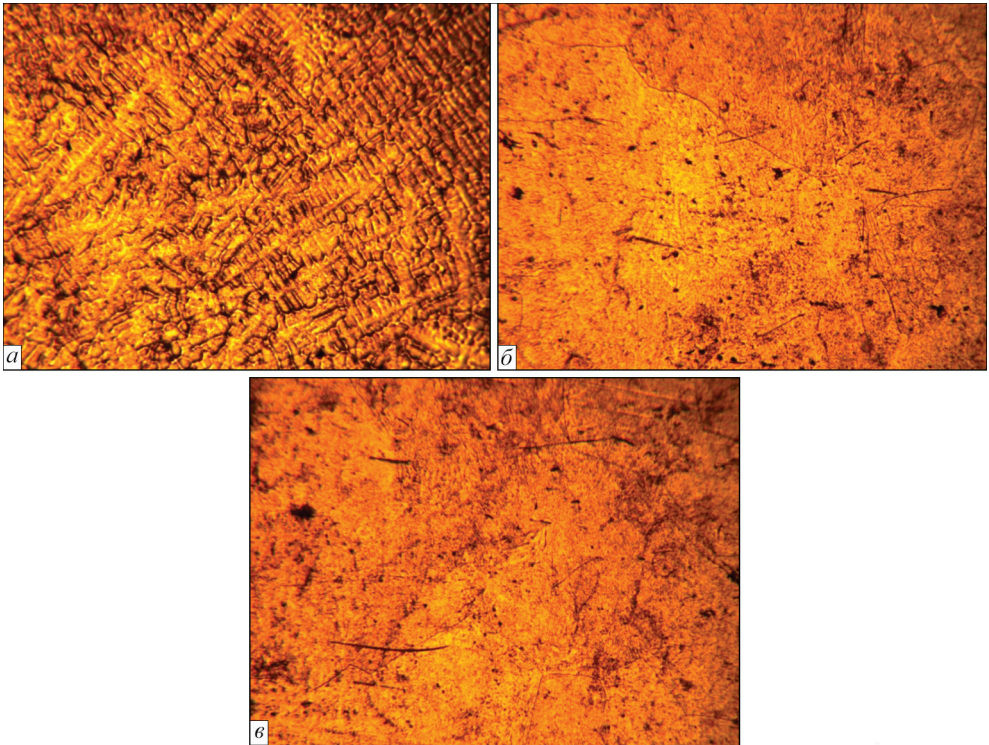


Рис. 3.15. Мікροструктура металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням у стані після зварювання: *a* — центр шва, $L = 0$, $\beta = 87$ %; *б* — метал шва, $L = 1$ мм, $\beta = 81$ %; *в* — метал шва, $L = 2$ мм, $\beta = 77$ %

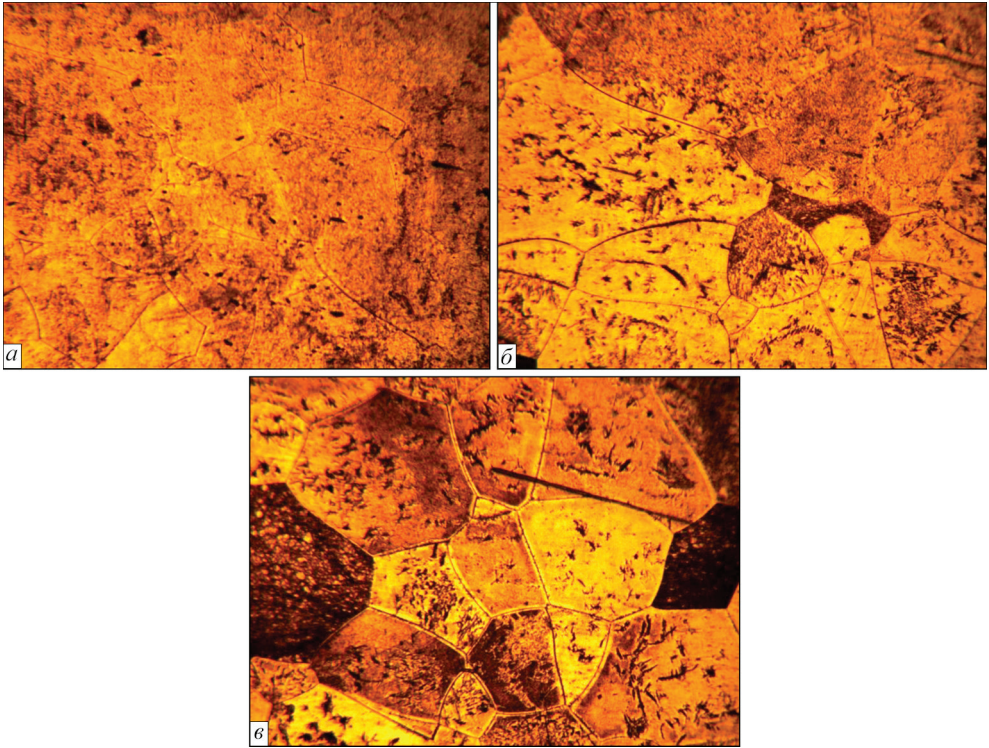


Рис. 3.16. Мікроструктура ЗТВ зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконаного ПІГ зварюванням, зона сплавлення: *a* — $L = 2.3$ мм, $\beta = 75\%$; *б* — $L = 3$ мм, $\beta = 77\%$; *в* — $L = 4$ мм, $\beta = 75\%$

Ділянка ЗТВ, де сталося під час зварювання повне поліморфне перетворення ($L = 4.3$ мм) і яка складається з рівновісних β -зерен (рис. 3.17, *a*, *б*, *в*), має ширину 2.31 мм. Тут кількість β -фази знаходиться на рівні 71 %.

Ділянка ЗТВ, де спостерігається неповне поліморфне перетворення ($L = 6.7$ мм, рис. 3.17, *г*) має ширину 0.9 мм. Тут рівень β -фази значно падає, метал має двофазну структуру із кількістю β -фази 75 %.

Ділянка неповної перекристалізації знаходиться на границі ЗТВ та основного металу на відстані 7.4 мм від центру шва та має ширину 1.3 мм (рис. 3.18, *a*). Вона також має двофазну ($\alpha+\beta$)-структуру із вмістом β -фази 48 % (табл. 3.5). Границя ЗТВ та основного металу знаходиться на відстані 9.5 мм від центру шва. Основний метал має двофазну ($\alpha+\beta$)-структуру із вмістом β -фази на рівні 49 % (рис. 3.18, *б*).

На основі зіставлених даних отримано залежність кількості β -фази від швидкості максимального охолодження при температурі початку поліморфного перетворення $\beta \rightarrow \alpha+\beta$ (табл. 3.6, рис. 3.19).

Проведені дослідження дозволили доповнити побудовану діаграму анізотермічних перетворень експериментальними даними фактичного вмісту

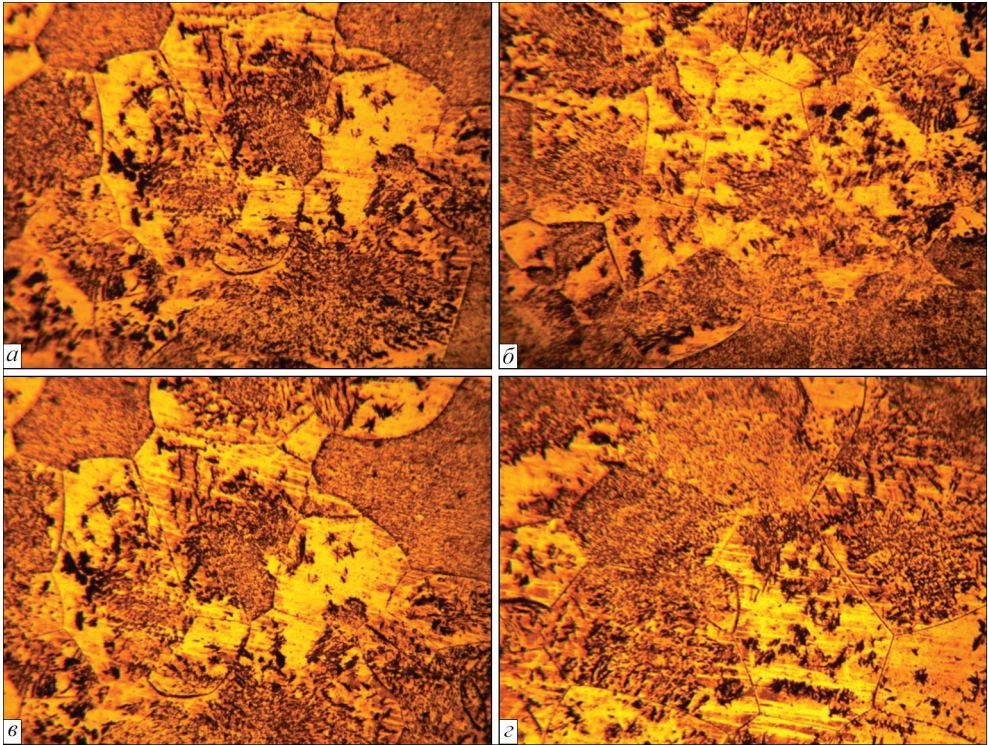


Рис. 3.17. Мікроструктура ЗТВ зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконаного ТІГ зварюванням: *a* — зона повної перекристалізації, $L = 4.3$ мм, $\beta = 71$ %; *б* — зона повної перекристалізації, $L = 5$ мм, $\beta = 70$ %, *в* — зона повної перекристалізації, $L = 6$ мм, $\beta = 55$ %; *г* — зона неповного поліморфного перетворення, $L = 6.7$ мм, $\beta = 49$ %

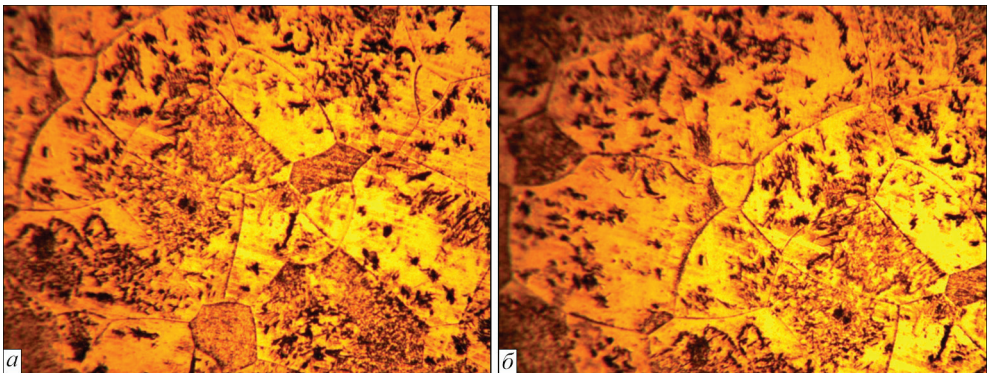


Рис. 3.18. Мікроструктура зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням у стані після зварювання: *a* — зона неповної перекристалізації, $L = 7.4$ мм, $\beta = 48$ %; *б* — основний метал, $L = 9.5$ мм, $\beta = 49$ %

Таблиця 3.5. Вміст β -фази у зонах зварного з'єднання

Зона зварного з'єднання	L , мм	Кількість β -фази, %
Центр металу шва	0	87
Зона сплавлення	2.3	75
ЗТВ/зона повного поліморфного перетворення	4.3	71
ЗТВ/зона неповного поліморфного перетворення	6.7	49
Зона неповної перекристалізації	7.4	48
Основний метал	9.5	49

залишкової β -фази для економнолегованого титанового сплаву (рис. 3.20). За отриманими результатами можна зробити висновок, що при швидкостях охолодження металу шва зварного з'єднання ($V_{\text{охол.}} = 300 \dots 175 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$) кількість β -фази в металі шва знаходиться на рівні 90 %.

Для швидкостей охолодження, характерних для дугового зварювання ($130 \dots 70 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$), кількість β -фази зменшується від 80 до 70 %. Так само потрібно зазначити, що істотне зменшення кількості β -фази відбувається при швидкостях охолодження до $10 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$, де її кількість становить $48 \dots 49 \%$.

Подальше зменшення швидкостей охолодження не призводить до істотної зміни кількості β -фази, структура металу на границі ЗТВ і в основного металу залишається двофазною. Це підтверджується й експериментальними дослідженнями структури зварних з'єднань.

Таким чином, отримані дані про кількість β -фази у шві та ЗТВ і зіставлення їх з розрахунковими швидкостями охолодження дозволили зробити висновок, що найінтенсивніший розпад β -фази відбувається на границі ЗТВ та основного металу. Високі швидкості охолодження в діапазоні температур початку та закінчення поліморфного перетворення зумовлюють вміст β -фази в металі шва

Таблиця 3.6. Кількість β -фази та значення швидкостей охолодження на різних ділянках зварного з'єднання

Ділянка зварного з'єднання	Центр металу шва	Зона сплавлення	ЗТВ/зона повного поліморфного перетворення	ЗТВ/зона неповного поліморфного перетворення	Зона неповної перекристалізації	Основний метал
Показник						
Кількість β -фази, %	87	75	71	49	48	49
Максимальна швидкість охолодження при $T = 875^\circ\text{C}$, $^\circ\text{C}/\text{c}$	175	70	59	31	31	1.5
Максимальна швидкість охолодження при $T = 600^\circ\text{C}$, $^\circ\text{C}/\text{c}$	59	23	1.5	1.5	1.5	1.5

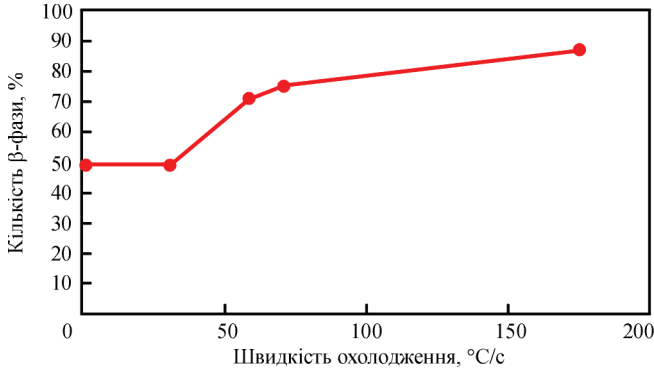


Рис. 3.19. Залежність кількості β -фази від швидкості охолодження в зварному з'єднанні економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe при температурі закінчення поліморфного перетворення (875 °C)

зварного з'єднання на рівні 87 %. Побудовано ССТ-діаграму при охолодженні псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe із зазначенням ліній початку та закінчення анізотермічних перетворень, а ($\beta \rightarrow \alpha$)-діаграма для титанового псевдо- β сплаву LCB-5.1 була доповнена залежністю кількості β -фази в металі зварного з'єднання від максимальних швидкостей його охолодження.

Стосовно процесу АДЗ економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, використання попереднього підігріву перед зварюван-

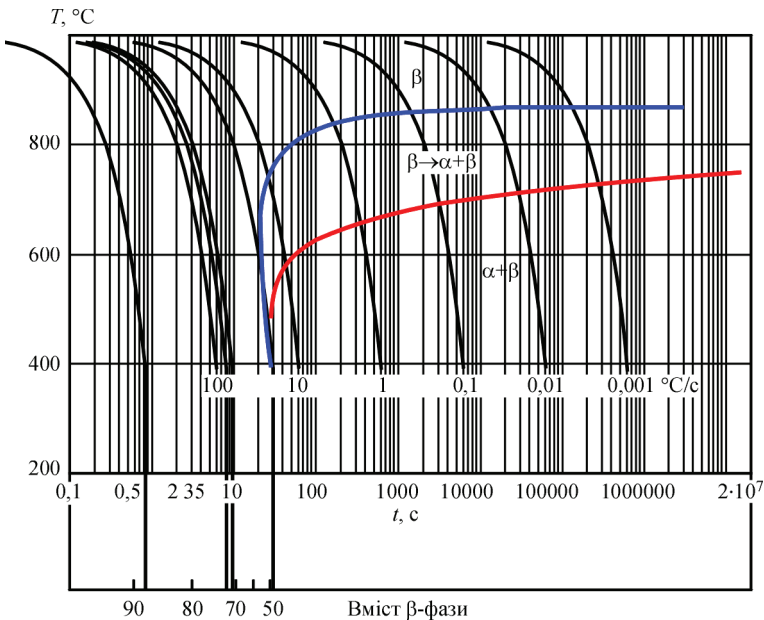


Рис. 3.20. ССТ-діаграма при охолодженні зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe

ням зменшує швидкості охолодження в ЗТВ, збільшуючи при цьому градієнт швидкостей у цій зоні в порівнянні з режимом зварювання без використання попереднього підігріву. Зменшення швидкостей охолодження в ЗТВ призводить до одноріднішої структури металу, формування меншого об'єму виділення метастабільних фаз у металі шва, і, як наслідок, до кращих механічних властивостей зварного з'єднання.

Розділ 4

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ, ОТРИМАНИХ АРГОНОДУГОВИМ ЗВАРЮВАННЯМ

4.1. АРГОНОДУГОВЕ ЗВАРЮВАННЯ ВОЛЬФРАМОВИМ ЕЛЕКТРОДОМ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ

Зварювання високоміцних економнолегованих псевдо- β титанових сплавів ускладнено, в першу чергу, високим вмістом у них легуючих елементів, таких як залізо, молібден, а також використанням кисню як легуючого елемента. Крім того, ці сплави титану в порівнянні зі звичайними сплавами є чутливішими до домішок проникнення, таких як азот і вуглець, тому що розчинність останніх в ОЦК решітці β -фази титану значно нижча. Вони схильніші до розвитку в процесі зварювання хімічної і фізичної неоднорідності в литому металі та ЗТВ, у результаті чого можливим є утворення крихких прошарків. Шляхом правильного вибору режимів зварювання та подальшої термічної обробки в більшості випадків виникає можливість отримання працездатних зварних з'єднань високоміцних псевдо- β титанових сплавів. Для правильного вибору режимів зварювання та подальшої термічної обробки необхідно вивчити вплив основних параметрів режиму зварювання на властивості та структуру з'єднань економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe.

АДЗ або ТІГ-зварювання набуло найширшого застосування для зварювання титанових сплавів завдяки тому, що цей спосіб є найдешевшим і найуніверсальнішим, оскільки дозволяє виконувати з'єднання в різних просторових положеннях, в умовах обмеженого простору та не вимагає переналагодження обладнання при зміні товщини зварюваного виробу та типу з'єднання. Зварювання може виконуватися як із застосуванням присадного металу, так і без нього. У якості присадного металу застосовують зварювальні дроти або прутки з титанових сплавів. Для того, щоб уникнути зайвого перегріву ЗТВ при дуговому зварюванні титанових сплавів, обмежують величину зварювального струму. Максимальна величина струму при зварюванні титану поверхневою дугою зазвичай не перевищує 300 А, що дозволяє зварювати без оброблення

крайок за один прохід метал завтовшки до 3 мм. З метою підвищення ефективності використання тепла дуги та збільшення її проплавної здатності при АДЗ титану вольфрамовим електродом розроблено різновиди цього способу, такі як зварювання: зануреною дугою; наскрізним проплавленням; по шару флюсу; із застосуванням присадного порошкового дроту; у вузький зазор.

Зварювання зануреною дугою дозволяє збільшити коефіцієнт використання теплової потужності дуги та зварювати за один прохід без оброблення крайок титанові сплави завтовшки до 15 мм [39]. При цьому методі заточений кінець вольфрамового електрода розташовують нижче поверхні зварюваного металу. У цьому випадку довжина дуги складає долі міліметра, можливі часті замикання електрода. Для стабільного перебігу процесу зварювальну головку необхідно обладнати автоматичною системою підтримки заданої довжини дугового проміжку. Проте при зварюванні зануреною дугою у швах можуть знаходитися частки вольфрамових електродів та утворюватися порожнечі, викликані специфікою руху розплавленого металу. Щільні шви виходять лише у вузькому діапазоні режимів [93].

Для АДЗ металу завтовшки ≤ 12 мм можливе застосування такого методу як зварювання наскрізним проплавленням, при якому вольфрамовий електрод не розташовується нижче поверхні зварюваного металу, попередньо встановлена довжина дуги складає 0.5...1.0 мм [40]. Режими зварювання підбирають таким чином, щоб досягти повного провару основного металу по мірі просування дуги. Стовп дуги занурений у метал і за рахунок цього частково контрагований, втрати тепла також менші, ніж при зварюванні поверхневою дугою, а тиск дуги на поверхні рідкого металу зварювальної ванни вище, ніж при зварюванні поверхневою дугою. У результаті глибина проплавлення металу при зварюванні наскрізним проплавленням більша, ніж при зварюванні поверхневою дугою. Цей спосіб зварювання дозволяє зварювати за один прохід без оброблення крайок метал завтовшки ≤ 12 мм [38]. При зварюванні наскрізним проплавленням на поверхні металу можливе формування підрізів, тому для отримання повнорозмірного шва доцільно або подавати більшу кількість присадного дроту, або виконувати другий прохід з меншою кількістю присадного дроту [39].

У якості присадного дроту краще використовувати нелегований титановий зварювальний дріт ВТ1-00св діаметром 2 мм. Це дозволяє в невеликих межах змінювати ступінь легування металу шва. Визначати кількість присадного металу в металі шва будемо шляхом вивчення макроструктури поперечних шліфів зварних швів.

Зварювалися зразки з розмірами $200 \times 100 \times 6$ мм. Зварювання проводилося з однієї сторони. Режим одностороннього АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe наведено в табл. 4.1. а витрати захисного газу (аргону) — в табл. 4.2.

Таблиця 4.1. Режими одностороннього АДЗ наскрізним проплавленням економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe

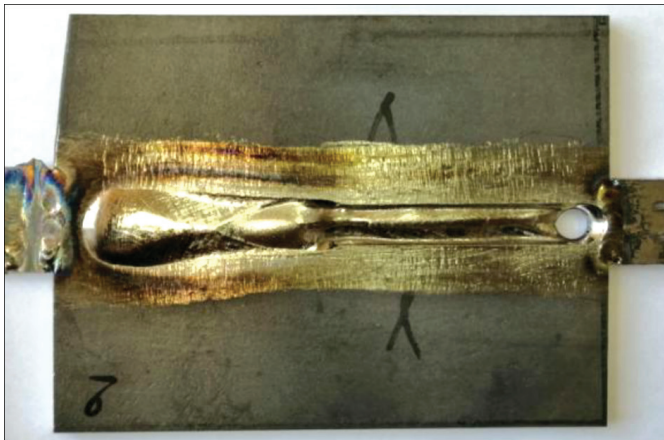
Режим, №	Струм зварювання $I_{зв}$, А	Напруга на дузі U_d , В	Швидкість зварювання $V_{зв}$, м/год	Швидкість подачу дроту $V_{прис.др}$, м/год	Довжина дуги L_d , мм	Температура попереднього підігріву $T_{підгр}$, °С
1	330	12	10	–	2	–
2	310	12	10	–	2	400
3	350	12	10	30	2	–
4	350	12	10	60	2	–

Таблиця 4.2. Витрати захисного газу (аргону) при АДЗ наскрізним проплавленням економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe

Режим, №	Струм зварювання $I_{зв}$, А	Сопло пальника, л/хв	Захист остигаючого металу поверхні шва, л/хв	Захист зворотної сторони, л/хв
1	330	18	22	6
2	310	20	26	8
3	350	18	22	6
4	350	18	22	6

Зовнішній вигляд зварних з'єднань і макроструктура виконаного зварного шва наведені на рис. 4.1–4.3. Приклад зварного з'єднання вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням (рис. 4.1, 4.2) підтверджує формування наскрізного отвору під вольфрамовим електродом.

Розрахунок кількості присадного металу в металі зварного шва виконували за результатами дослідження отриманих поперечних макрошліфів (рис. 4.4).

**Рис. 4.1.** З'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконане АДЗ наскрізним проплавленням без присадного дроту, лицьова сторона

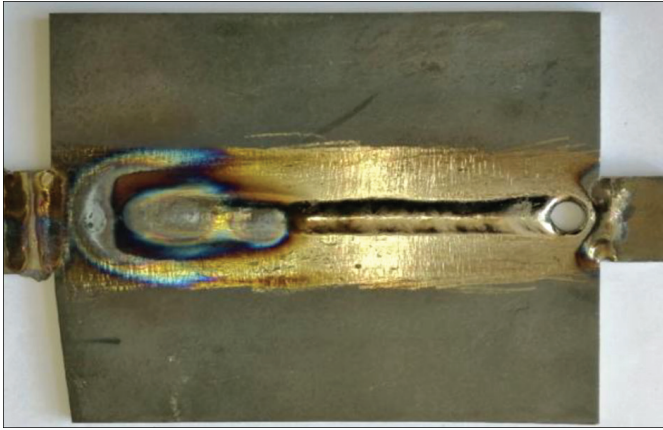


Рис. 4.2. З'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконане АДЗ наскрізним проплавленням без присадного дроту, зворотна сторона



Рис. 4.3. Поперечний макрошліф з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням без присадного дроту



Рис. 4.4. Поперечний макрошліф з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ з додаванням присадного дроту у кількості 10 %

Встановлено, що при швидкості подачі присадного дроту ВТ1-00св діаметром 2 мм 60 м/год і швидкості зварювання 8 м/год кількість присадного металу ВТ1-00 у металі зварного шва становить 21...25 %. Відповідно при швидкості подачі присадного дроту 30 м/год кількість присадного металу ВТ1-00 у металі зварного шва становить 10...13 %.

4.2. СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ, ОТРИМАНИХ АРГОНОДУГОВИМ ЗВАРЮВАННЯМ ВОЛЬФРАМОВИМ ЕЛЕКТРОДОМ

Основний метал зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням без присадного дроту, складається з рекристалізованих зерен (рис. 4.5, *a*), рівновісних поліедричних β -зерен, як в приповерхневих шарах, так і в глибині металу (рис. 4.5, *a*). Розмір β -зерен становить 200...600 мкм. Усередині них знаходяться дисперсні частинки α -фази.

Дисперсні частинки різної форми та розмірів виділяються в мікроструктурі основного металу як поверхневих ділянок, так і віддалених від поверхні. Розміри виділень варіюються у широких межах (<1...15 мкм) і нерівномірно розподіляються в тілі зерен (рис. 4.5, *б*).

На рис. 4.6 представлено мікроструктуру металу шва. При невеликому збільшенні чітко проявляється дендритна структура металу шва (рис. 4.6, *a*). Утворені частки іншої фази дрібніші, ніж в основному металі, їх розміри становлять від <1 до 3...4 мкм (рис. 4.6, *б*), що, можливо, пов'язано з високою швидкістю охолодження металу шва після зварювання. Якщо в основному металі частки α -фази спостерігалися як в тілі зерна, так і на його границях, то в металі шва границі зерен практично вільні від виділень другої фази (рис. 4.6, *в*).

На рис. 4.7 наведено мікроструктуру металу ЗТВ у пришовній ділянці зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, у стані після зварювання. На рис. 4.7, *a* показано зону сплавлення. У пришовній зоні виявляються смуги деформації (рис. 4.7, *б*), розташовані уздовж напрямку прокату основного металу. Крім того, на цих же фотографіях можна бачити ямки травлення, які витравлюються в місцях скупчень дислокацій, що свідчить про

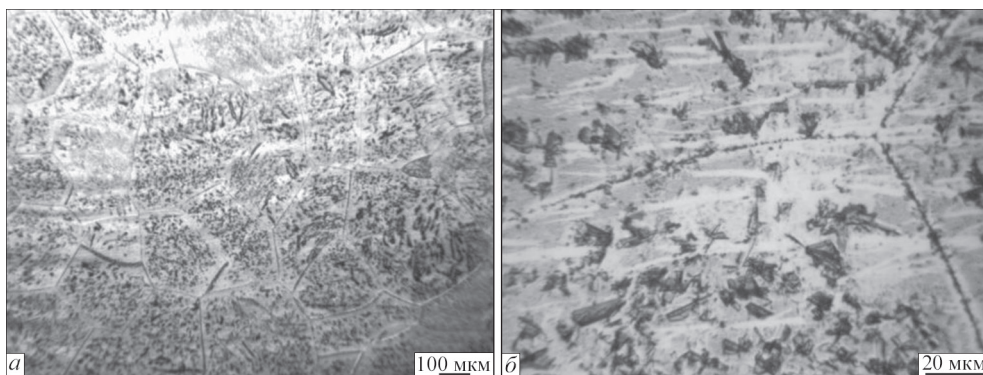


Рис. 4.5. Мікроструктура основного металу з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням, у стані після зварювання

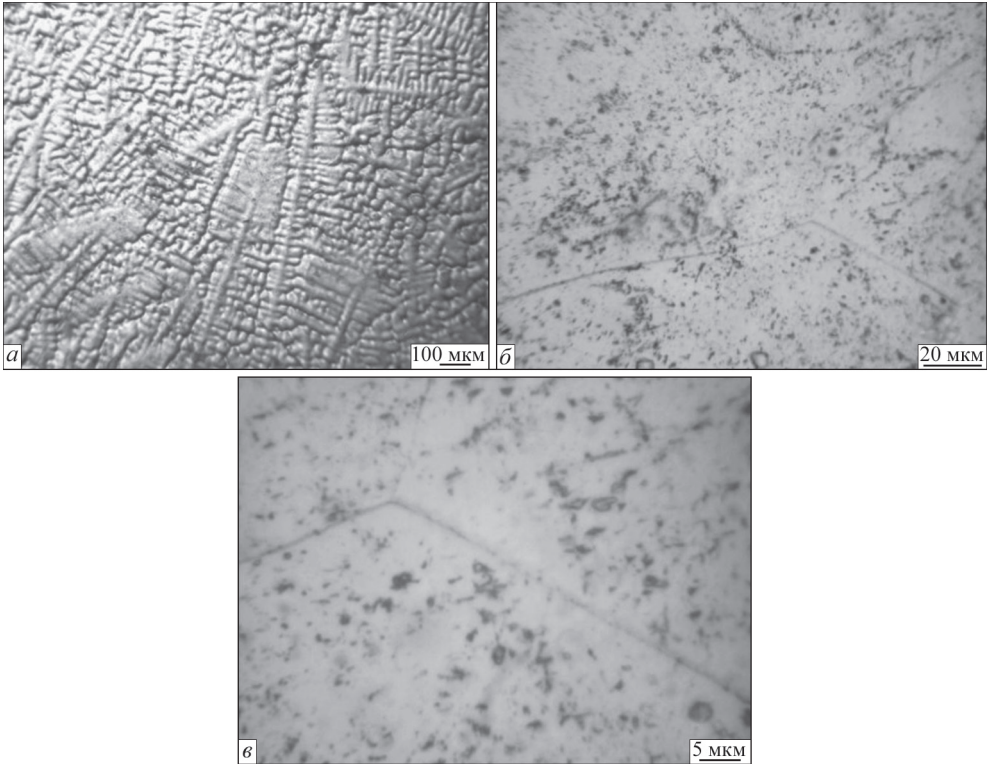


Рис. 4.6. Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням, у стані після зварювання

високу дефектність кристалічної решітки металу пришовної зони у порівнянні з іншими ділянками даного зварного з'єднання. Дисперсні частинки спостерігаються як в об'ємі зерен, так і на їх границях. Розміри таких частинок від <1 до 2...3 мкм (рис. 4.7, в, г).

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного методом АДЗ з подачею присадного дроту зі швидкістю 30 м/год, що забезпечує 10..12 % участі присадного металу в металі шва, показано на рис. 4.8. Після травлення в металі шва виявляється дендритна структура (рис. 4.8, а). Метал шва складається з рівновісних і витягнутих в напрямку тепловідводу β -зерен, в об'ємі яких спостерігаються дисперсні частинки розміром від <1 до 2 мкм (рис. 4.8, б, в).

На рис. 4.9, а показано мікроструктуру зони сплавлення, а на рис. 4.9, б-г представлено мікроструктуру пришовної зони. У цьому зварному з'єднанні лінія сплавлення не плавна, при зварюванні відбувалося зміщення розплавленого металу в бік ЗТВ (рис. 4.9, а). Про це можна говорити, розглядаючи зерно з литою дендритних структурою, розташоване на тлі темної пришовної зони.

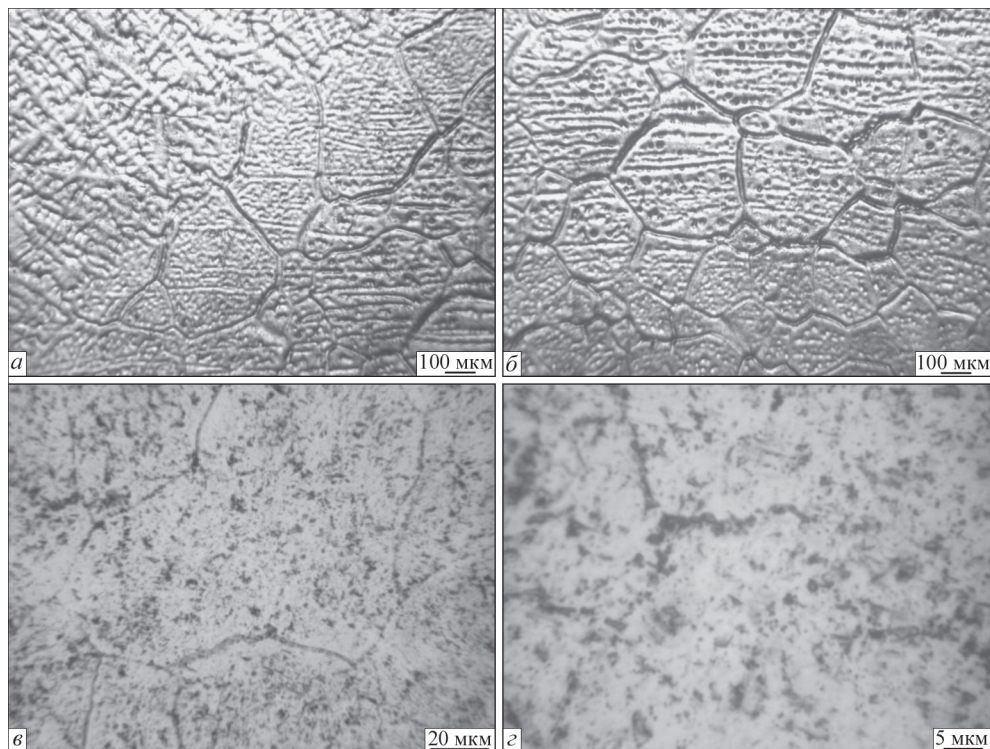


Рис. 4.7. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe}$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням, у стані після зварювання

У зернах пришовної зони видно субструктуру (рис. 4.9, б), в об'ємі β -зерен цієї зони спостерігаються рівномірно розподілені виділення часток α -фази розміром до 3 мкм (рис. 4.9, в, г), деякі частинки мають пластинчасту морфологію.

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву $\text{Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe}$, виконаного методом АДЗ з подачею присадного дроту зі швидкістю 60 м/год, що забезпечує 21...25 % участі присадного металу в металі шва, показано на рис. 4.10. У шві цього зварного з'єднання, на відміну від вище розглянутих, дендритна структура металу виявляється нечітко (рис. 4.10, а). Цілком імовірно, що це є наслідком значної зміни хімічного складу металу шва внаслідок застосування присадного дроту ВТ1-00св і збільшення швидкості його подачі до 60 м/год. У результаті розбавлення металу шва змінилася і його мікроструктура в порівнянні зі швами попередніх з'єднань, де основу становила β -фаза, а α -фаза перебувала в невеликій кількості у вигляді дисперсних частинок, нерівномірно розподілених в об'ємі β -зерен. У металі шва цього з'єднання нестабільність β -твердого розчину призводить до його розпаду при охолодженні металу шва після зварювання з виділенням значної кількості α -фази (рис. 4.10, б). Дисперсні частинки α -фази

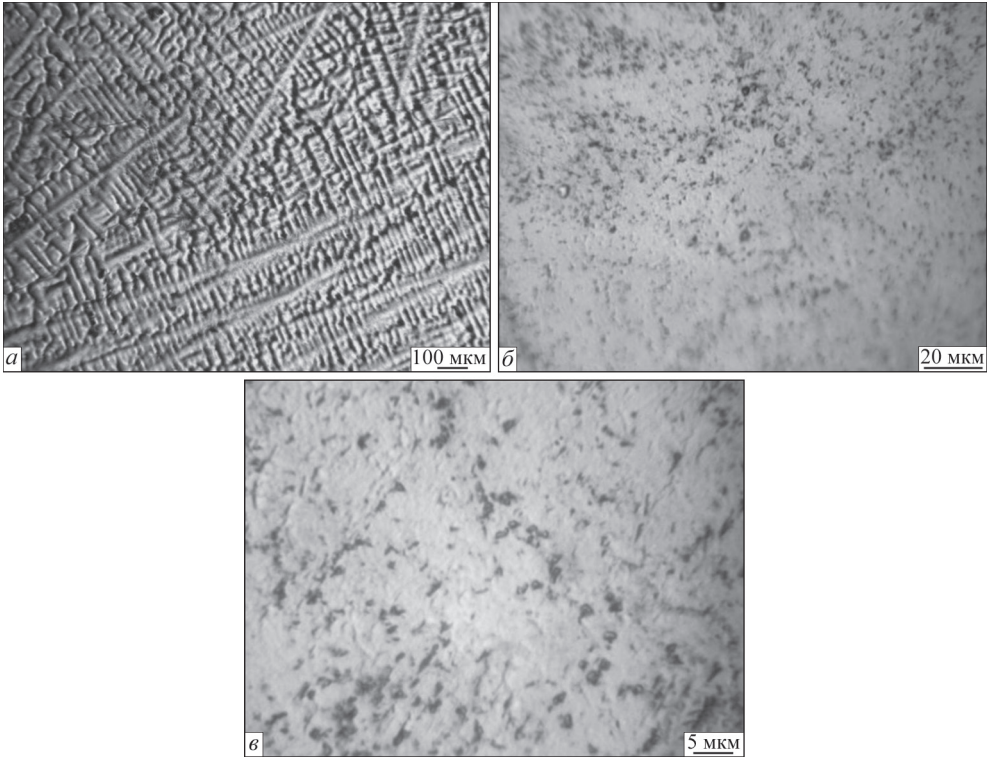


Рис. 4.8. Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом BT1-00св (вміст BT1-00 у шві 10 %), у стані після зварювання

рівномірно розподілені в об'ємі первинних β -зерен, їх розміри становлять від <1 до $2 \dots 3$ мкм (рис. 4.10, в).

На рис. 4.11, а представлено мікроструктуру зони сплавлення цього зварного з'єднання та пришовної ділянки ЗТВ (рис. 4.11, б–г). У пришовній ділянці ЗТВ спостерігаються ямки травлення, наявність яких вказує на велику кількість скупчень дислокацій в металі цієї ділянки (рис. 4.11, а, б). Основу металу тут становить β -фаза з незначною кількістю дисперсних α -частинок розміром від <1 до $3 \dots 5$ мкм. Можна спостерігати й скупчення частинок (рис. 4.11, в, г).

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного методом АДЗ наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту з попереднім підігрівом з'єднання до температури 400 °С, показано на рис. 4.12. Метал шва як у верхній, так і в нижній частині (рис. 4.12, б і 4.12, а відповідно) має дендритну структуру. Проте у верхній частині шва (рис. 4.12, в) інтенсивність розпаду β -фази значно менша, ніж в нижній його частині (рис. 4.12, г). Розмір утво-

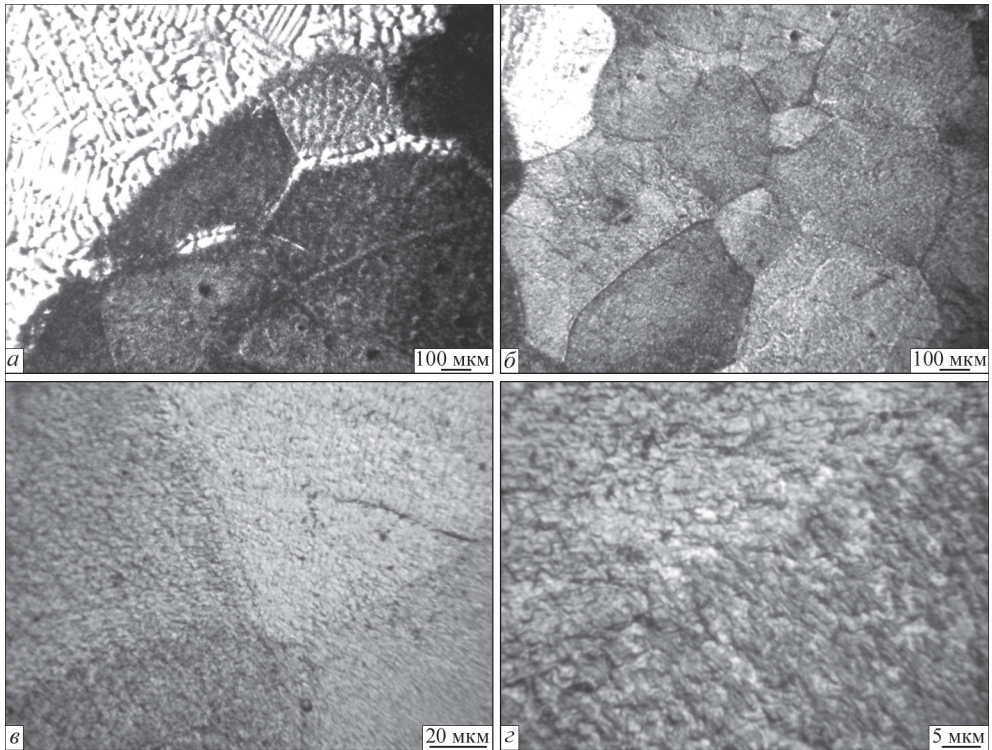


Рис. 4.9. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом BT1-00св (вміст BT1-00 у шві 10 %), у стані після зварювання

рившихся при охолодженні шва частинок другої фази у верхній частині шва <math>< 1</math> мкм, у нижній частині шва частки мають розмір <math>< 2</math> мкм.

На рис. 4.13, *a* представлено мікроструктуру зони сплавлення цього зварного з'єднання та пришовної ділянки ЗТВ (рис. 4.13, *б-е*). На рис. 4.13, *a* наведено шов з дендритною структурою (верхня частина), розташований праворуч, ЗТВ — ліворуч, а на рис. 4.13, *б* показано ЗТВ з рівновісними зернами та ямками травлення.

Як відомо, ямки травлення утворюються після дії реактиву в місцях виходу на поверхню шліфа таких дефектів кристалічної будови, як скупчення дислокацій. На рис. 4.13, *б* також видно, що в ЗТВ, як і в шві, спостерігається неоднорідний розпад β -фази. Поблизу зони сплавлення інтенсивність розпаду β -фази з виділенням дисперсних частинок другої фази вище, ніж у віддаленіших від зони сплавлення ділянках ЗТВ (рис. 4.13, *б-д*). Крім того, розмір частинок α -фази, що виділилися поблизу зони сплавлення, досягає 2...3 мкм, а в ділянках ЗТВ, віддалених від зони сплавлення, розмір дисперсних частинок дрібніше і становить <math>< 1</math> мкм.

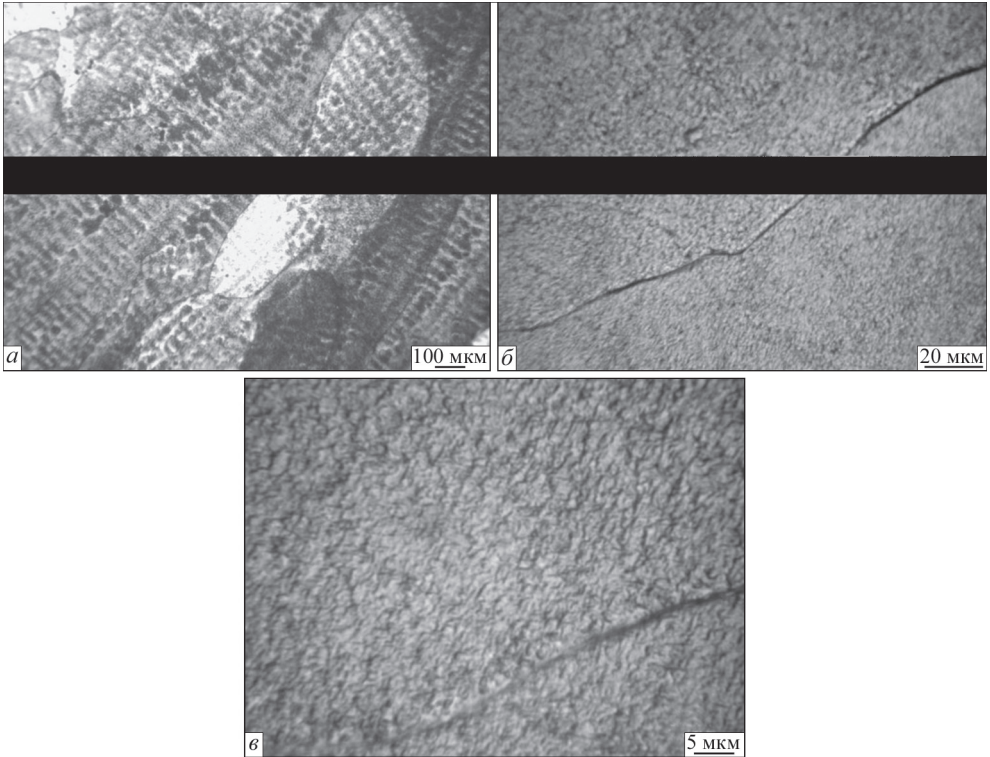


Рис. 4.10. Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом BT1-00св (вміст BT1-00 у шві 21 %), у стані після зварювання

Таким чином, структура металу шва та ЗТВ з'єднань економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ, ґрунтується на β -фазі. У структурі присутні й виділення метастабільної α -фази, розмір виділень частинок другої фази дрібніший, ніж в основному металі, їх розміри становлять від <1 до $3 \dots 4$ мкм. З'єднання, виконані АДЗ з попереднім підігрівом, крім великих розмірів шва та ЗТВ, мають у стані після зварювання нерівномірне виділення дрібнодисперсних частинок метастабільної α -фази — у верхній частині шва дрібнодисперсніші, ніж у нижній. Це може свідчити про дуже високу температуру застосованого попереднього підігріву, що складала у даному випадку 400 °С. Загалом застосування попереднього підігріву для АДЗ з'єднань економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$ небажане.

Подальше підвищення міцності зварних з'єднань або досягнення рівномірності їх основного металу можливо після застосування додаткової термічної обробки (відпалу) для розпаду метастабільних α - і β -фаз. Крім застосування відпалу, для псевдо- β сплавів, до яких належить і досліджуваний економнолегований сплав $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, для підвищення міцності можливо засто-

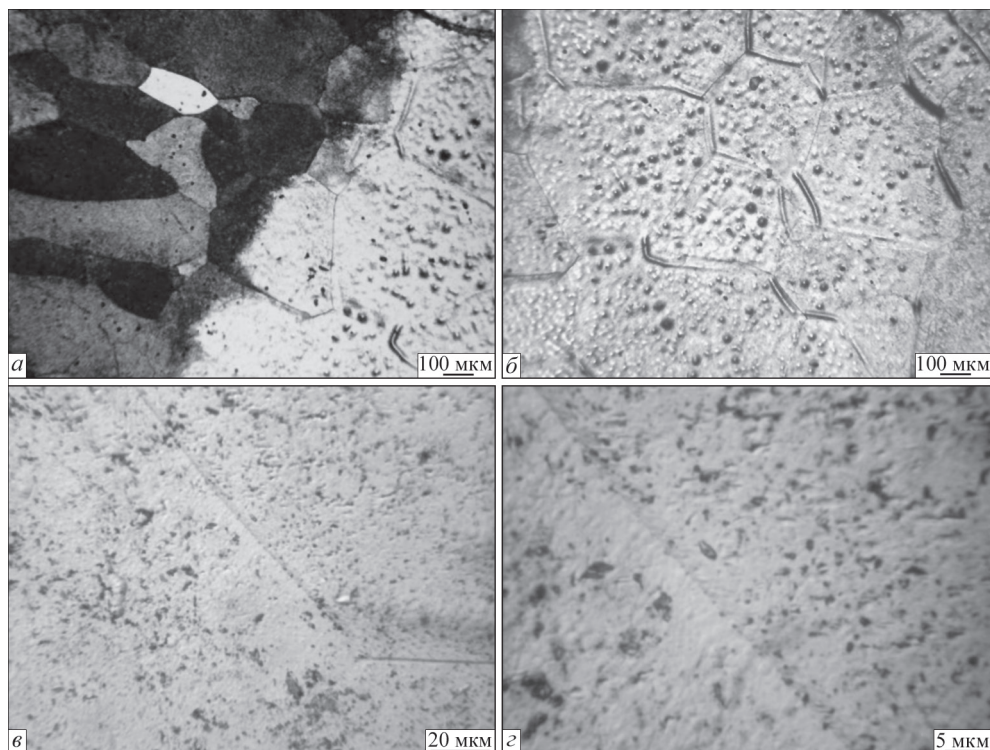


Рис. 4.11. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом VT1-00св (вміст VT1-00 у шві 21 %), у стані після зварювання

сування інших видів термічної обробки — гартування, старіння, уповільненого охолодження, регламентованого відпалу.

Мікротвердість зварних з'єднань вимірювали на мікротвердомірі ПМТ-3 при навантаженні 50 гр у середній частині зварного з'єднання від основного металу через ЗТВ до середини шва вздовж прямої, перпендикулярної осі шва. Крок між уколами — 0.5 мм. Встановлення розподілу мікротвердості металу зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$ дозволило зробити висновок, що загалом рівень мікротвердості у шві всіх з'єднань, крім виконаного з великою кількістю присадного дроту, знаходиться на рівні 3400 МПа (рис. 4.14–4.16).

Найбільший рівень мікротвердості фіксується у з'єднаннях, виконаних з присадним дротом VT1-00св (вміст VT1-00 у шві 21 %), у стані після зварювання. Мікротвердість основного металу і ЗТВ зварного з'єднання з присадним дротом VT1-00св (вміст VT1-00 у шві 21 %) у стані після зварювання коливається в інтервалі 3210...3450 МПа, що пояснюється тим, що в металі шва, значно розведеному присадним дротом, утворюється двофазна ($\alpha+\beta$)-структура, що забезпечує збільшення мікротвердості до рівня 3450...3780 МПа, а, як відомо,

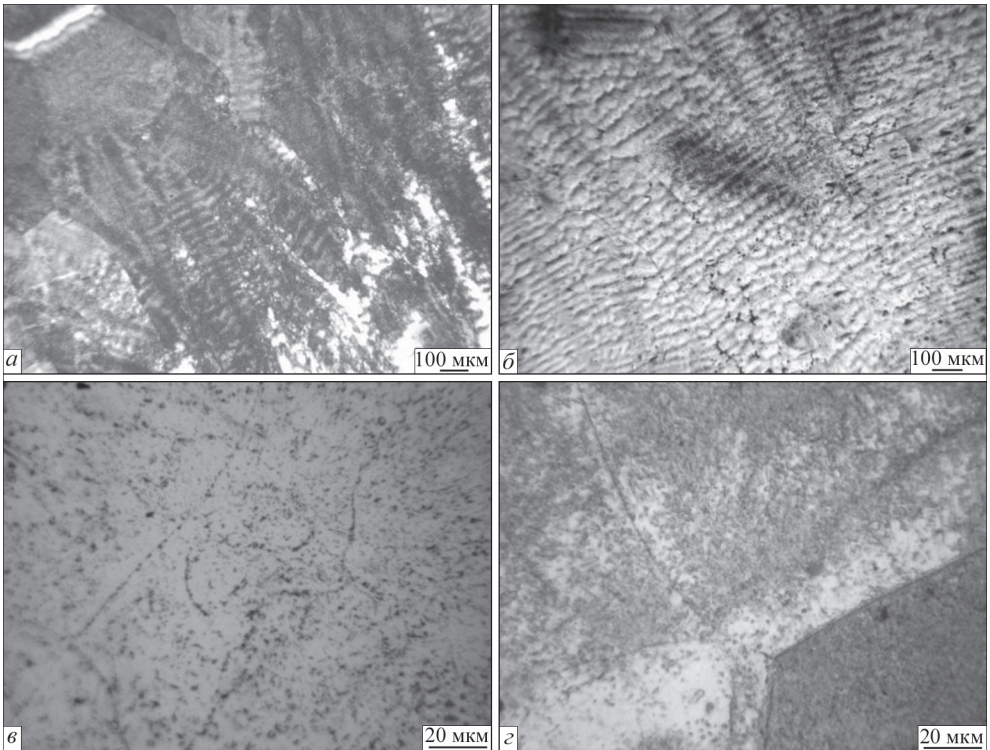


Рис. 4.12. Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту з попереднім підігрівом до $400\text{ }^{\circ}C$, у стані після зварювання

β -фаза має нижчу твердість (рис. 4.16). У металі шва з'єднання з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 10 %) після зварювання зафіксовано велику кількість β -фази у зв'язку з меншим додаванням у метал шва присадного дроту ВТ1-00св, що й стало причиною зниження мікротвердості шва до рівня 3450...3560 МПа (рис. 4.17).

Слід зазначити, що загалом рівень мікротвердості у шві всіх з'єднань, крім виконаного з великою кількістю присадного дроту, знаходиться на рівні 3400 МПа.

У з'єднаннях сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту з попереднім підігрівом до $400\text{ }^{\circ}C$, у стані після зварювання рівень мікротвердості найменший у металі шва і трохи вищий у ЗТВ порівняно з основним металом (рис. 4.20). Нижчий рівень мікротвердості можна пояснити тим, що в металі шва більша кількість метастабільної β -фази (табл. 4.3) порівняно з основним металом. Це дозволяє зробити висновок про те, що міцність шва та ЗТВ нижче міцності основного металу за рахунок більшої кількості метастабільною β -фази.

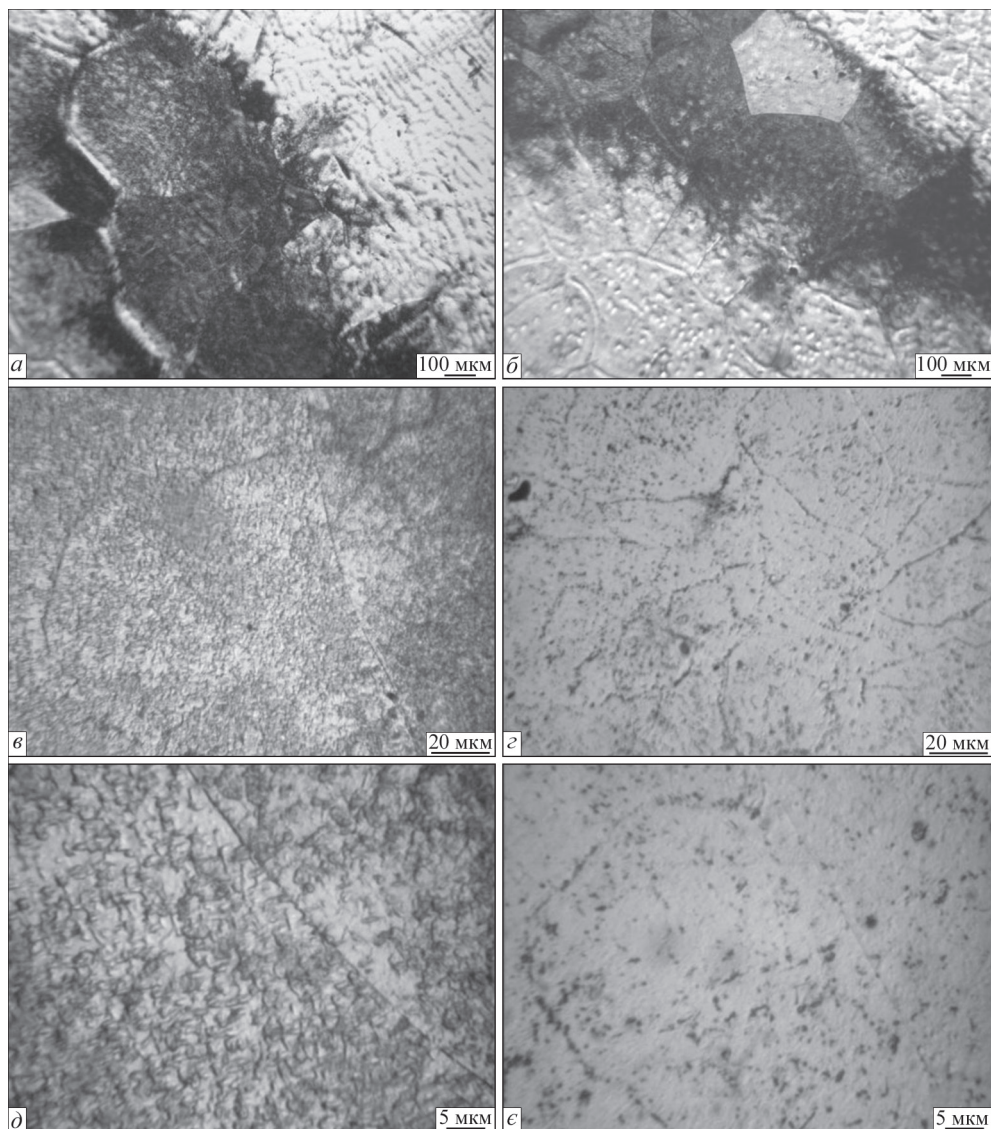


Рис. 4.13. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту з попереднім підігрівом до $400\text{ }^\circ\text{C}$, у стані після зварювання

Встановлені механічні властивості (табл. 4.4) зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом, дозволило зробити висновок, що найнижчі значення міцності у стані після зварювання мають з'єднання, виконані з попереднім підігрівом до $400\text{ }^\circ\text{C}$, і складають 799 МПа , що становить 75% міцності основного металу (табл. 4.4). Найбільшу міцність мають з'єднання, виконані із

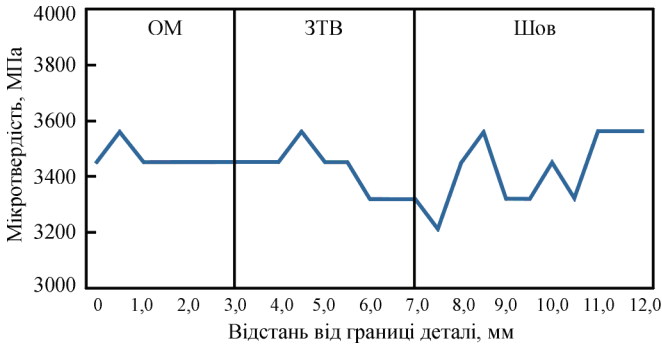


Рис. 4.14. Розподіл мікротвердості з’єднання сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту, у стані після зварювання

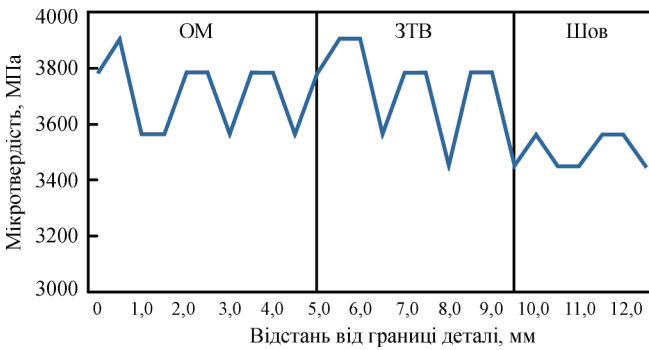


Рис. 4.15. Розподіл мікротвердості з’єднання сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 11 %), у стані після зварювання

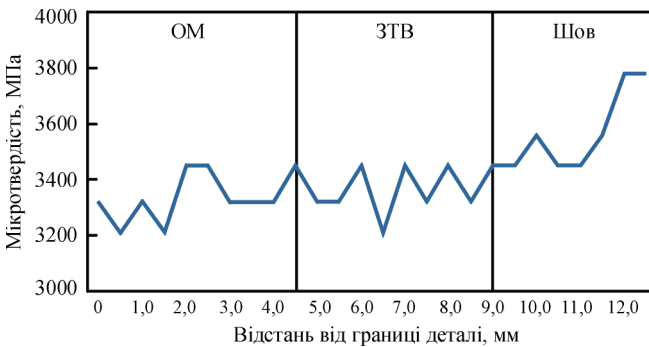


Рис. 4.16. Розподіл мікротвердості з’єднання сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 21 %), у стані після зварювання

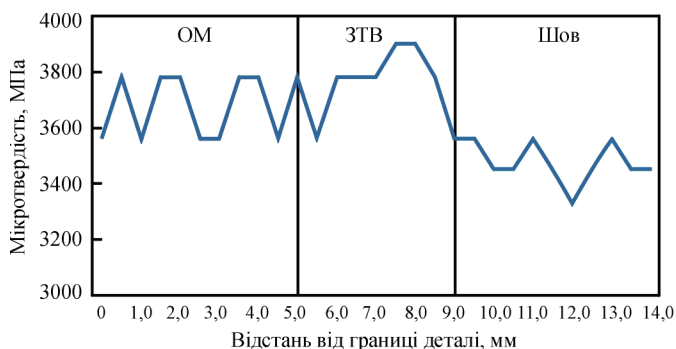


Рис. 4.17. Розподіл мікротвердості з'єднання сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту з попереднім підігрівом до 400 °С, у стані після зварювання

застосуванням присадного дроту ВТ1-00св на режимах, що забезпечують вміст металу ВТ1-00 у шві на рівні 10...13 %. У цьому випадку значення міцності становлять 1002 МПа, або 93 % міцності основного металу. Ударна в'язкість зразків з гострим надрізом *KCV* металу шва зварних з'єднань, виконаних із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св зі швидкістю подачі 30 м/г на ре-

Таблиця 4.3. Кількість β -фази в основному металі і металі шва з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаних АДЗ

Режим, №	Тип зразка, струм зварювання, швидкість зварювання, швидкість присадки	Кількість β -фази, %
–	Основний метал	76
1	Зварне з'єднання без присадки, 330 А, 10 м/г, –	77
2	Зварне з'єднання з присадним дротом, 310 А, 10 м/г, 30 м/г	75
3	Зварне з'єднання з присадним дротом, 350 А, 10 м/г, 60 м/г	56
4	Зварне з'єднання з попереднім підігрівом 400 °С, 350 А, 10 м/г	75

Таблиця 4.4. Механічні властивості основного металу і з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаних АДЗ, у стані після зварювання

Режим, №	Тип зразка	Границя міцності σ_b , МПа	Границя плинності σ_p , МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне зву-ження ψ , %	Ударна в'язкість <i>KCV</i> , Дж/см ²
–	Основний метал	1071	971	2.0	–	5.3
1	З'єднання	921	–	–	–	4.9
2	З'єднання	1002	–	–	–	5.5
3	З'єднання	960	–	–	–	3.5
4	З'єднання	799	–	–	–	4.3

жимах, що забезпечують вміст металу ВТ1-00 у шві на рівні 10...13 %, також максимальна та становить 5.5 Дж/см².

Міцність матеріалу присадного дроту ВТ1-00св (295...470 МПа) набагато менше міцності основного металу титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (1071 МПа) і не може слугувати зміцнюючим легуючим матеріалом. Тому причина підвищеної міцності з'єднань — це зміна структури та фазового складу при зварюванні з додаванням присадного дроту ВТ1-00св і розлегуванням металу шва. Оскільки метастабільна β-фаза має низьку міцність, а в металі шва при розлегуванні зменшується кількість β-фази, тому зварні з'єднання із розлегуванням будуть мати підвищені показники міцності порівняно зі з'єднаннями без зміни легування шва.

Отримані дані дозволяють зробити висновок, що найбільшу міцність мають з'єднання, в яких метал шва має інший склад, ніж основний метал. Навпаки, найнижчі значення міцності мають з'єднання, виконані з попереднім підігрівом до 400 °С, що говорить про недоцільність цього способу зварювання для виконання з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe.

Таким чином, досліджено властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом, і встановлено, що з'єднання, виконані із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св у кількості 10...13 %, мають найбільшу міцність на рівні 1002 МПа, або 93 % міцності основного металу. При цьому кількість β-фази в металі шва складає 75 %. Для забезпечення рівномірної структури, розпаду метастабільних фаз і отримання рівномірності з'єднань їх необхідно піддавати подальшій термічній обробці.

4.3. СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ, ОТРИМАНИХ АРГОНОДУГОВИМ ЗВАРЮВАННЯМ ВОЛЬФРАМОВИМ ЕЛЕКТРОДОМ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ БЕЗКИСНЕВИХ ФЛЮСІВ

АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу є ефективним способом впливу на проплавну здатність дуги, при якій в атмосферу дуги вводяться галогеніди лужних і лужноземельних металів, що призводить до зміни характеру проплавлення металу шва та формування швів за рахунок контрагування дуги [46]. Флюс сприяє збільшенню глибини провару та зміні форми проплавлення. У результаті збільшення проплавної здатності дуги, АДЗ з флюсом, нанесеним на поверхню крайок, що зварюються, дозволяє зварювати за один прохід з'єднання титанових сплавів без оброблення крайок завтовшки до 6 мм. Флюс не тільки сприяє збільшенню глибини провару, а й змінює його форму. Із підвищенням струму зварювання ширина зворотного валика при зварюванні по шару флюсу збільшується швидше, ніж ширина лицьового валика [37].

Таблиця 4.5. Режим одностороннього АДЗ по шару флюсу економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe

Режим, №	Струм зварювання $I_{зв}$, А	Напруга на дузі U_d , В	Швидкість зварювання $V_{зв}$, м/год	Швидкість подачу дроту $V_{прис.др}$, м/год	Довжина дуги L_d , мм	Температура попереднього підігріву $T_{підгр}$, °С
5	240	12	16	–	2	–

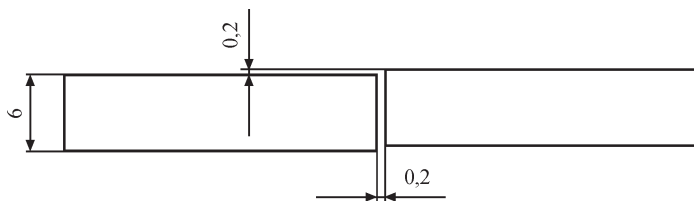
Таблиця 4.6. Витрати захисного газу (аргону) при АДЗ по шару флюсу економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe

Режим, №	Струм зварювання $I_{зв}$, А	Сопло пальника, л/хв	Захист остигаючого металу поверхні шва, л/хв	Захист зворотної сторони шва, л/хв
5	240	16	18	5

Таким чином, для вивчення впливу зварювання на властивості та структуру з'єднань економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe доцільно застосування АДЗ наскрізним проплавленням і АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу.

Оброблення крайок для автоматичного АДЗ титану вольфрамовим електродом по шару флюсу представлено на рис. 4.18. Режим АДЗ і витрати захисного газу (аргону) представлені у табл. 4.5, 4.6.

Загальний вигляд отриманого зварного з'єднання, виконаного по шару флюсу, наведено на рис. 4.19.

**Рис. 4.18.** Оброблення крайок для одностороннього АДЗ економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, зразок для АДЗ по шару флюсу**Рис. 4.19.** Поперечний макрошліф з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного АДЗ по шару флюсу

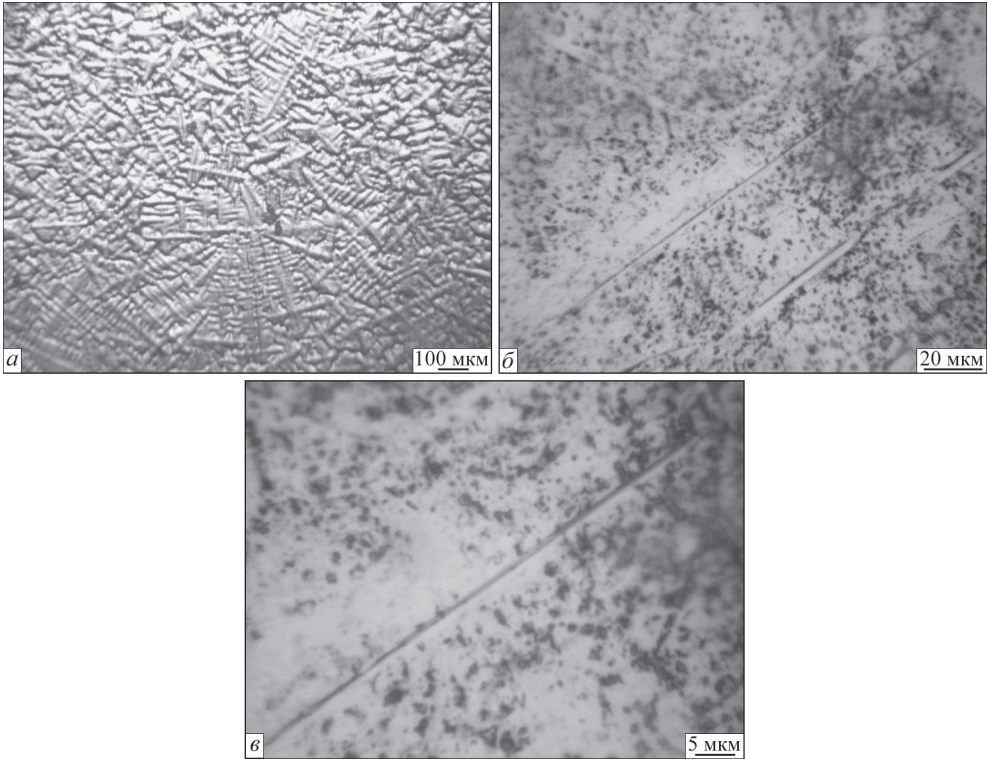


Рис. 4.20. Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe}$, виконаного АДЗ по шару флюсу, у стані після зварювання

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву $\text{Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe}$, виконаного методом АДЗ по шару флюсу без подачі присадного дроту, показано на рис. 4.20. У металі шва після травлення чітко виявляється дендритна структура (рис. 4.20, *a*). Метал шва складається з рівновісних і витягнутих у напрямку тепловідводу зерен β -фази, в об'ємі яких розташовуються дисперсні α -частинки розміром від <1 до 2 мкм (рис. 4.20, *b*, *в*).

Найбільш дрібнодисперсні виділення метастабільної α -фази становлять 1...2 мкм. Ці значення є найменшими серед тих, що отримані на різних режимах зварювання.

Кількість β -фази в металі шва зварного з'єднання, виконаного АДЗ по шару флюсу, становить 63 %, що менше, ніж у зварних з'єднаннях, виконаних АДЗ наскрізним проплавленням із використанням присадного дроту в кількості 10 % (табл. 4.7).

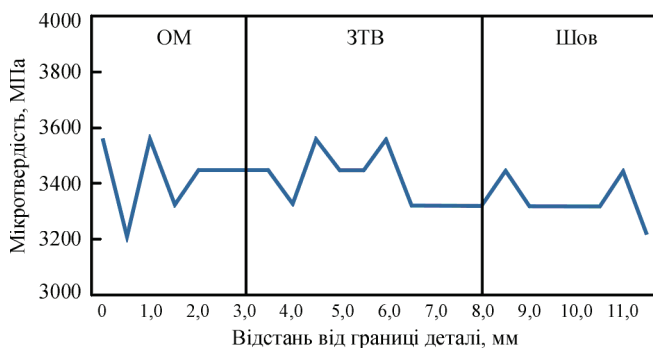
Серед зварних з'єднань, виконаних без зменшення ступеня легування шва, з'єднання, виконані зварюванням по шару флюсу, мають найбільші міцність 972 МПа та ударну в'язкість на рівні 5,7 Дж/см² (табл. 4.8). Мікротвердість

Таблиця 4.7. Кількість β -фази в металі шва з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаних АДЗ

Режим, №	Тип зразка, струм зварювання, швидкість зварювання, швидкість присадки	Кількість β -фази, %
5	Зварне з'єднання, зварене по шару флюсу, 240 А, 16 м/г, –	63

Таблиця 4.8. Механічні властивості з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаних АДЗ, у стані після зварювання

Режим, №	Тип зразка	Границя міцності σ_b , МПа	Границя плинності σ_p , МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість KCV , Дж/см ²
5	З'єднання	972	936	10,0	27	5.7

**Рис. 4.21.** Розподіл мікротвердості з'єднання сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного АДЗ по шару флюсу

зварного з'єднання по шару флюсу коливається в межах 3200...3550 МПа, що пояснюється меншою кількістю β -фази (рис. 4.21).

Значення ударної в'язкості зразків з гострим надрізом з'єднань, виконаних АДЗ по шару флюсу, дорівнюють 5,7 Дж/см². Ці значення є найбільшими серед тих, що отримані на різних режимах зварювання.

Якщо порівнювати з'єднання, в яких хімічний склад металу не змінився, то зварні з'єднання по шару флюсу мають найбільші показники міцності і становлять 972 МПа, або 90 % міцності основного металу. Це дозволяє зробити висновок про доцільність застосування АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу для виконання з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe.

Розділ 5

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ ЕЛЕКТРОНО-ПРОМЕНЕВИМ ЗВАРЮВАННЯМ

5.1. ОТРИМАННЯ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВИМ ЗВАРЮВАННЯМ

Електронно-променеве зварювання широко застосовується у виробництві конструкцій із легованих титанових сплавів. Великі швидкості охолодження при ЕПЗ і висока чутливість псевдо- β титанових сплавів до термічного циклу ЕПЗ без застосування додаткових технологічних прийомів зумовлюють знижену міцність зварного з'єднання із легованих титанових сплавів у стані після зварювання. Розміри, конфігурація та якість формування швів при ЕПЗ визначаються існуванням особливої риси цього виду зварювання — парогазового каналу зварювальної ванни. Розміри та форма парогазового каналу зварюваної деталі залежать від потужності, ефективного радіуса, кута збіжності променя, положення фокальної плями променя, просторового положення стику, а також від теплофізичних властивостей металу та швидкості зварювання. Форма проплавлення при ЕПЗ титану істотно відрізняється від форми проплавлення, яку забезпечує АДЗ. Шви, виконані ЕПЗ, вузькі, клиноподібної форми. Площа зони розплавлення при ЕПЗ набагато менша, ніж при дуговому зварюванні вольфрамовим електродом. Відповідно швидкості охолодження при ЕПЗ металу шва та ЗТВ вищі, ніж при TIG зварюванні. Підвищена швидкість охолодження рідкого металу зварювальної ванни призводить до підвищеної швидкості кристалізації такої ванни, малої за об'ємом, завдяки чому, можливо, відбувається формування гартівних структур у металі зварного шва.

У разі виконання зварних з'єднань економнолегованих псевдо- β титанових сплавів зварювання ускладнене у зв'язку з високим вмістом β -стабілізатора, а саме заліза в металі зварного шва. Крім того, у результаті впливу термічного циклу зварювання в металі шва та ЗТВ цього сплаву відбуваються структурні зміни, у результаті яких утворюється пластична β -фаза низької міцності, а

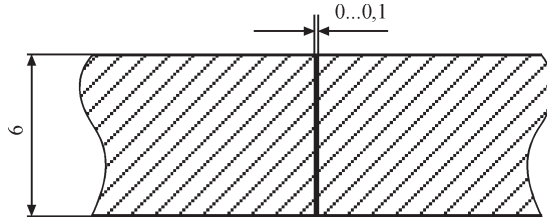


Рис. 5.1. Схема збірки під ЕПЗ з'єднань економнолегованих псевдо-β титанових сплавів

також можливим є утворення інших крихких інтерметалідних фаз на основі заліза. Шляхом правильного вибору режимів зварювання та термічної обробки можливо керувати властивостями зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів. Псевдо-β титанові сплави відрізняються високою чутливістю до термічного циклу зварювання, тому необхідно вивчити вплив на властивості зварних з'єднань цього сплаву таких технологічних прийомів, доступних для ЕПЗ, як попередній підігрів і локальна термічна обробка у вакуумній камері. Тому на першому етапі досліджень оцінимо вплив параметрів термічного циклу зварювання, а також попереднього підігріву та локальної термічної обробки на структуру та властивості з'єднань економнолегованих псевдо-β титанових сплавів. На другому етапі оцінимо вплив післязварювальної термічної обробки на структуру та властивості з'єднань таких сплавів.

Схему збірки під ЕПЗ наведено на рис. 5.1. Збірка зварних з'єднань завтовшки 10 мм здійснювалася з мінімальним зазором (0...0.1 мм). ЕПЗ виконували за один прохід без оброблення крайок і без присадного матеріалу. Тому властивості зварних з'єднань визначалися хімічним складом основного металу, кількістю легуючих елементів і домішок, режимом зварювання та характером термічного циклу. Параметри електронного променя при зварюванні економнолегованих псевдо-β титанових сплавів наведено в табл. 5.1.

ЕПЗ виконувалось на установці УЛ-144, яка оснащена енергоблоком ЕЛА 60/60. Фокусуванням променя підбиралась найвигідніша форма плями нагріву, що забезпечує оптимальне формування металу шва.

Однією з переваг технології ЕПЗ титану та сплавів на його основі, крім забезпечення надійного захисту зварних з'єднань, є можливість здійснення локального підігріву та подальшої термічної обробки у вакуумній камері. Попередній підігрів зварних з'єднань — це досить ефективний технологічний

Таблиця 5.1. Параметри ЕПЗ економнолегованих псевдо-β титанових сплавів

Параметр	Значення
Прискорююча напруга, кВ	60
Струм променя, мА	90
Розгортка променя, мм	4×3

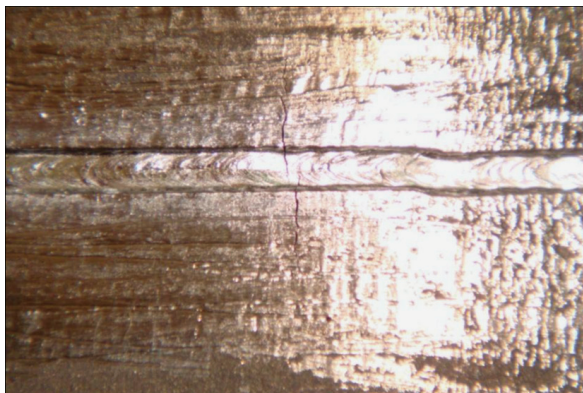


Рис. 5.2. Холодні тріщини у з'єднанні економнолегованого псевдо- β титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконаному ЕПЗ: струм променя $I_{\text{л}} = 90$ мА; швидкість зварювання $V_{\text{зв}} = 7$ мм/с (режим № 1, табл. 5.2)

прийом, який використовують при зварюванні високоміцних сталей для запобігання утворенню так званих холодних тріщин [94].

Оскільки зварні з'єднання економнолегованих псевдо- β титанових сплавів внаслідок високого вмісту в металі сплаву заліза та утворення інтерметалідів на основі заліза та титану можуть бути схильні до утворення холодних тріщин (рис. 5.2), доцільно вивчити вплив попереднього підігріву на структуру та властивості зварних з'єднань у результаті зміни теплових умов у зоні зварювання.

Попередній підігрів і локальна електронно-променева термообробка дозволяють зменшити швидкість охолодження з'єднань титанових сплавів після зварювання. Тому для економнолегованого псевдо- β титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe доцільно дослідити вплив ЕПЗ на властивості отриманих з'єднань в умовах застосування попереднього підігріву та післязварювальної локальної електронно-променевої термообробки.

5.2. ЛОКАЛЬНА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ ЕЛЕКТРОНО-ПРОМЕНЕВИМ ЗВАРЮВАННЯМ

Локальну електронно-променеву термообробку, як правило, проводять для зняття зварювальних напружень і для стабілізації структури високолегованих титанових сплавів. Для проведення попереднього підігріву перед зварюванням і локальної термічної обробки безпосередньо у вакуумній камері після зварювання зварні з'єднання обігрівалися електронним пучком, розгорнутим у прямокутний растр. Параметри нагріву визначаються кількістю точок електронно-променевого нагріву по осях X (поперек шва) і Y (уздовж шва), а також відстанню між цими точками. При проведенні експериментів растр складався з 50 точок за координатою X і 100 точок за координатою Y . Площа нагріву може регулюватися за рахунок зміни відстані між точками нагріву. На рис. 5.3 наве-

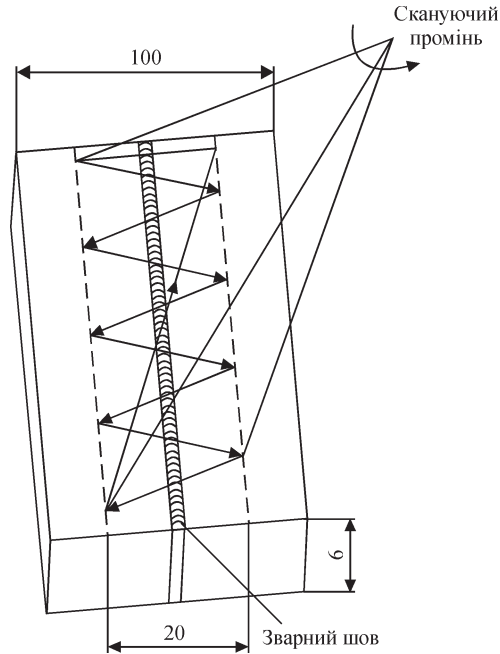


Рис. 5.3. Схема сканування зварного з'єднання економнолегованого псевдо- β титанового сплаву при локальній електронно-променевій термообробці ($700\text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 хв)

дено схему сканування електронного променя при локальній термічній обробці зразків з титанових сплавів.

Режим термічної обробки вибирався за рахунок зміни потужності пучка та ширини області, що опромінюється (тобто ширини растра). Струм котушки фокусує, визначає щільність енергії у плямі нагріву. Тому, змінюючи струм фокусування, можливо управляти швидкістю нагріву. Потужність електронного променя в процесі попереднього підігріву та ЛТО у вакуумній камері становила близько 3 кВт і піддавалася корегуванню для підтримки температури в зоні обробки на рівні $750\text{ }^{\circ}\text{C}$. З метою контролю температури металу в зоні попереднього підігріву та ЛТО на зворотній поверхні зразка для установки термопари свердлили отвір діаметром 1.8 мм. У просвердлений отвір завглибшки 6.5 мм встановлювався наконечник термопари (хромель-алюмель).

Температура оброблюваного зразка контролювалася за допомогою термопари та фіксувалася багатоканальним потенціометром КСП4. На рис. 5.3 наведено приклад записаного термічного циклу при зварюванні з попереднім підігрівом до $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, а на рис. 5.4 — при зварюванні з попереднім підігрівом до $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ і ЛТО після зварювання при $750\text{ }^{\circ}\text{C}$. Таким чином, виконувалось зварювання з'єднань економнолегованих псевдо- β титанових сплавів завтовшки 10 мм зі швидкостями зварювання 7 мм/с. Частина з'єднань перед зварюванням піддавалася попередньому підігріву, а частина — локальній термообробці

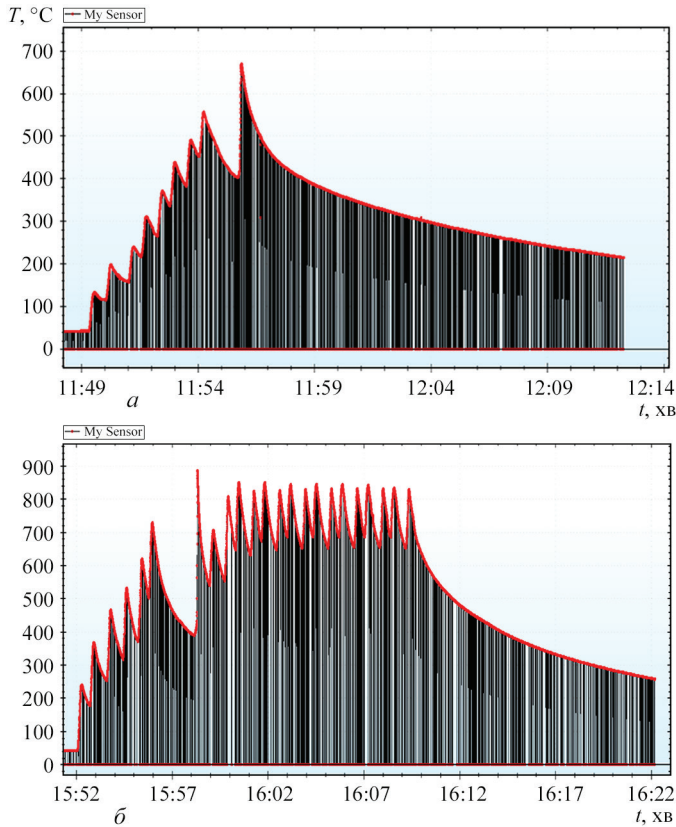


Рис. 5.4. Термічний цикл у ЗТВ при ЕПЗ економнолегованих псевдо- β титанових сплавів: *a* — з попереднім підігрівом до 400 $^{\circ}\text{C}$; *b* — з попереднім підігрівом до 400 $^{\circ}\text{C}$ і подальшої ЛТО при 700 $^{\circ}\text{C}$

у вакуумній камері після зварювання. ЕПЗ зразків економнолегованих псевдо- β титанових сплавів виконувалось на режимах, наведених у табл. 5.2. На рис. 5.5 представлено зовнішній вигляд зразка економнолегованого псевдо- β титанового сплаву, звареного ЕПЗ без попередньої та локальної обробки; на рис. 5.6 — зовнішній вигляд зразка, звареного ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 $^{\circ}\text{C}$; на рис. 5.7 — зовнішній вигляд зразка, виконаного ЕПЗ з попере-

Таблиця 5.2. Режими ЕПЗ економнолегованих псевдо- β титанових сплавів

Режим, №	Струм променя I_n , мА	Швидкість зварювання $V_{зв}$, мм/с	Температура попереднього підігріву, $^{\circ}\text{C}$	Температура ЛТО, $^{\circ}\text{C}$	Тривалість ЛТО, хв
1	90	7	—	—	—
2	90	7	400	—	10
3	90	7	400	700	10

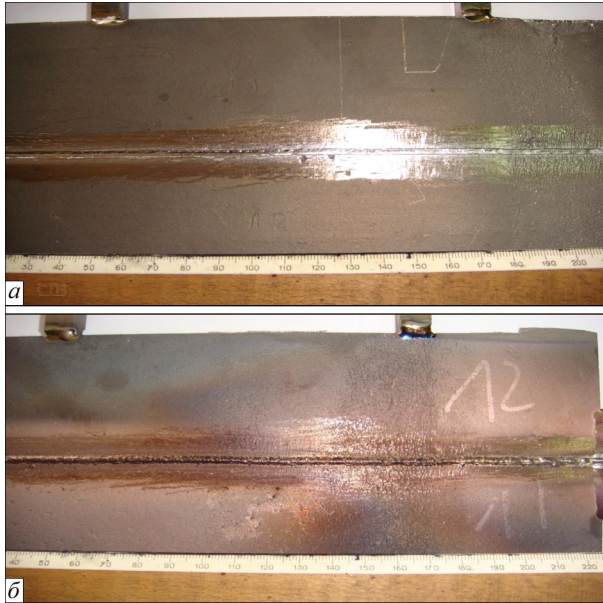


Рис. 5.5. Зварне з'єднання економнолегованого псевдо- β титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконане ЕПЗ на режимі № 1 ($I_{\text{п}} = 90$ мА, $V_{\text{зв}} = 7$ мм/с) у стані після зварювання: *a* — лицьова сторона; *б* — коренева сторона

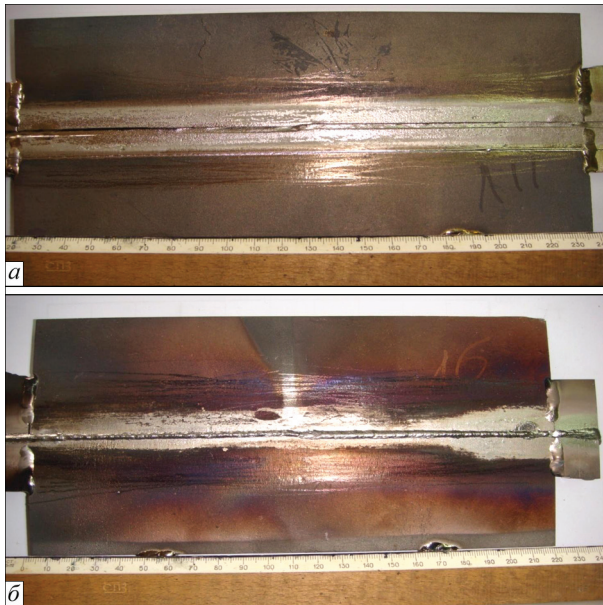


Рис. 5.6. Зварне з'єднання економнолегованого псевдо- β титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконане ЕПЗ на режимі № 2 ($I_{\text{п}} = 90$ мА, $V_{\text{зв}} = 7$ мм/с) у стані після зварювання з попереднім підігрівом до 400 °С: *a* — лицьова сторона; *б* — коренева сторона

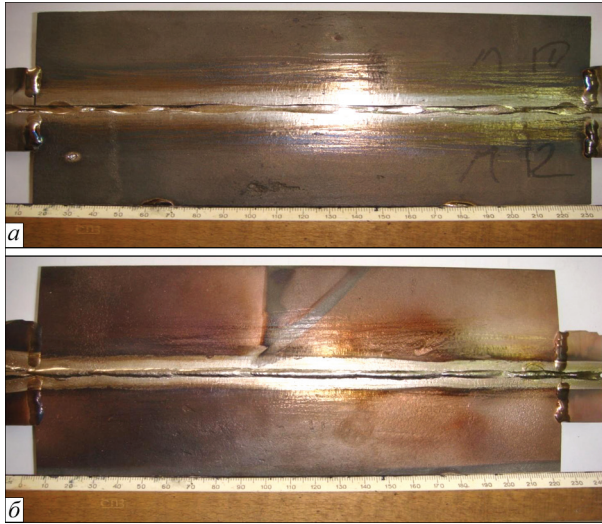


Рис. 5.7. Зварне з'єднання економнолегованого псевдо- β титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконане ЕПЗ на режимі № 3 ($I_{\text{п}} = 120$ мА, $V_{\text{зв}} = 7$ мм/с) у стані після зварювання з наступною ЛТО: *a* — лицьова сторона; *б* — коренева сторона

днім підігрівом до 400 °С і подальшою ЛТО. У всіх зразках, зварених ЕПЗ, з наступною локальною термообробкою і без такої, немає дефектів за даними рентгенівського контролю.

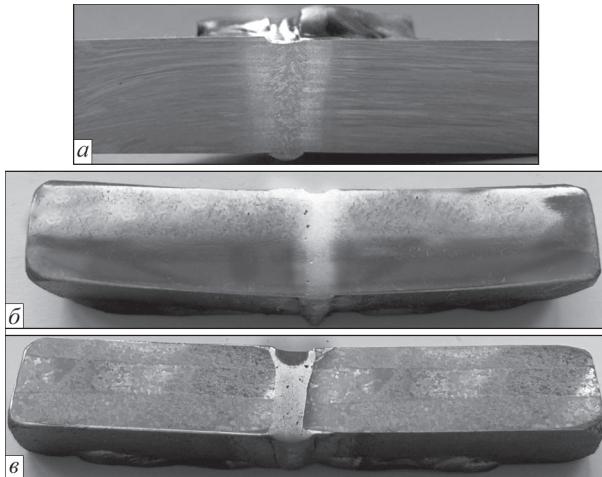


Рис. 5.8. Макрошліфи зварних з'єднань економнолегованих псевдо- β титанових сплавів, виконаних ЕПЗ: *a* — $\text{Ti}-3.6\text{Fe}-0.25\text{O}$ у стані після зварювання, режим № 1 ($V_{\text{зв}} = 7$ мм/с); *б* — $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$ у стані після електронно-променевої термообробки, режим № 2 ($V_{\text{зв}} = 7$ мм/с, попередній підігрів 400 °С); *в* — $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$ у стані після електронно-променевої термообробки, режим № 3 ($V_{\text{зв}} = 7$ мм/с, ЛТО 750 °С, 10 хв)

Приклад поперечних макрошліфів зварних з'єднань економнолегованих псевдо- β титанових сплавів, виконаних ЕПЗ, наведено на рис. 5.8. Структура основного металу, металу шва та ЗТВ однорідніша в стані після попереднього підігріву та ЛТО.

5.3. МІКРОСТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ ЕЛЕКТРОНО-ПРОМЕНЕВИМ ЗВАРЮВАННЯМ

Мікроструктуру основного металу зварного з'єднання $Ti-1.5Al-6.3Mo-4.4Fe$ представлено на рис. 5.9. Основний метал зварного з'єднання даного сплаву має однорідну рівномірну волокнисту структуру (рис. 5.9, *a*), що складається з глобулярних і пластинчастих частинок α -фази, витягнутих у напрямку прокату. Розмір глобулярних частинок становить $1...2$ мкм, довжина пластин $2...5$ мкм при товщині 1 мкм.

Мікроструктуру металу шва економнолегованого сплаву $Ti-1.5Al-6.3Mo-4.4Fe$ показано на рис. 5.10. При невеликому збільшенні чітко проявляється дендритна структура металу шва (рис. 5.10, *a*). При більшому збільшенні видно, що метал шва має рівномірну однорідну структуру, що складається з β -зерен з дрібнодисперсними виділеннями в об'ємі зерен і вздовж границь (рис. 5.10, *б*), причому дисперсні частинки рівномірно розподілені за об'ємом зерен. Розмір дрібнодисперсних частинок — ≤ 1 мкм (рис. 5.10, *в*). На рис. 5.10, *г* показано зону сплавлення.

Мікроструктуру ЗТВ з'єднання економнолегованого сплаву $Ti-1.5Al-6.3Mo-4.4Fe$, виконаного ЕПЗ, представлено на рис. 5.11. Мікроструктура металу ЗТВ складається з рівновісних поліедричних зерен (рис. 5.11, *a*), в об'ємі зерен ЗТВ структура ідентична структурі металу шва (рис. 5.10, *б*).

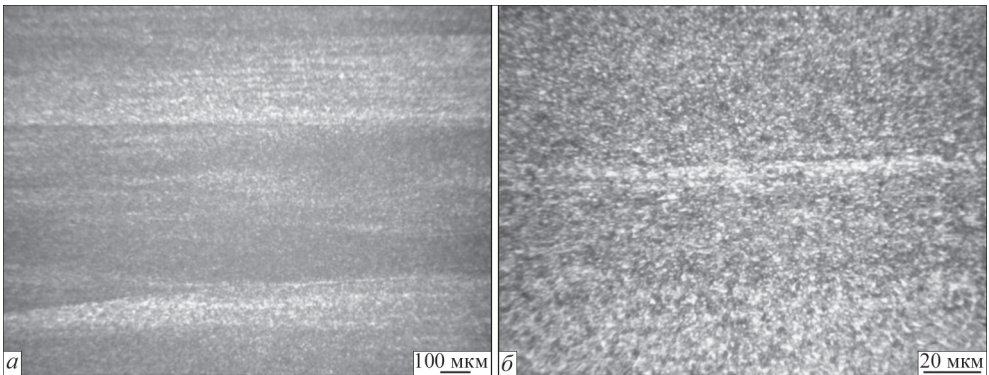


Рис. 5.9. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання сплаву $Ti-1.5Al-6.3Mo-4.4Fe$, виконаного ЕПЗ на режимі № 1, у стані після зварювання

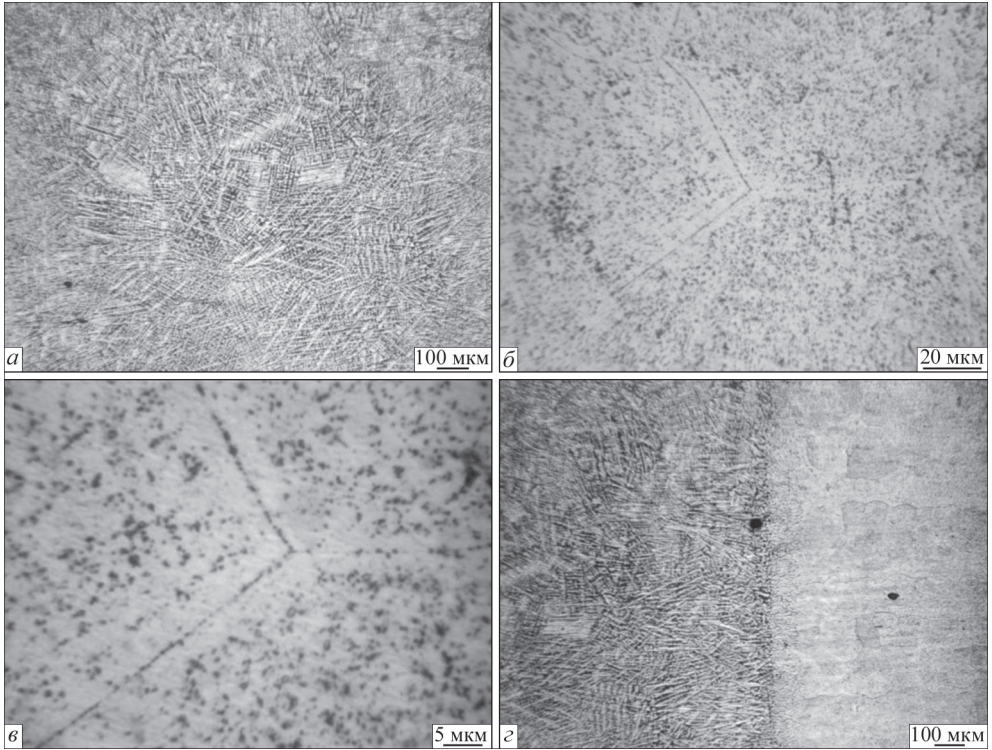


Рис. 5.10. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву $\text{Ti-1.5Al-6.3Mo-4.4Fe}$, виконаного ЕПЗ на режимі № 1, у стані після зварювання

Таким чином, метал шва і ЗТВ економнолегованого сплаву $\text{Ti-1.5Al-6.3Mo-4.4Fe}$ має більш дрібнодисперсну мікроструктуру, ніж основний метал, середній розмір дрібнодисперсних частинок становить ≤ 1 мкм.

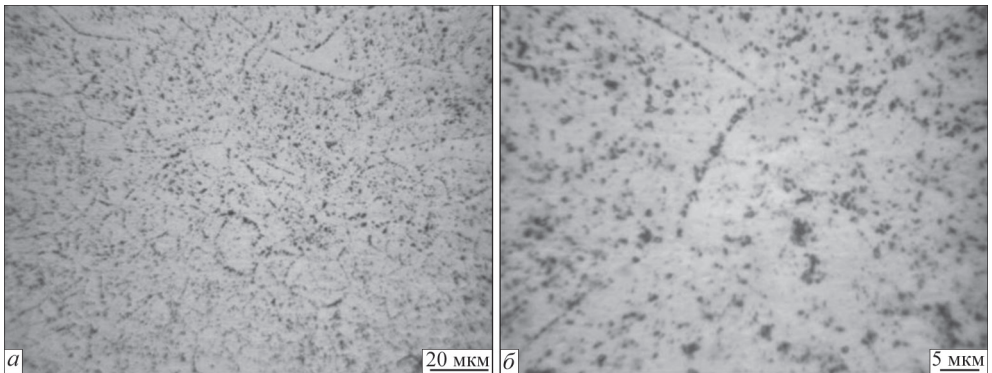


Рис. 5.11. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву $\text{Ti-1.5Al-6.3Mo-4.4Fe}$, виконаного ЕПЗ на режимі № 1, у стані після зварювання

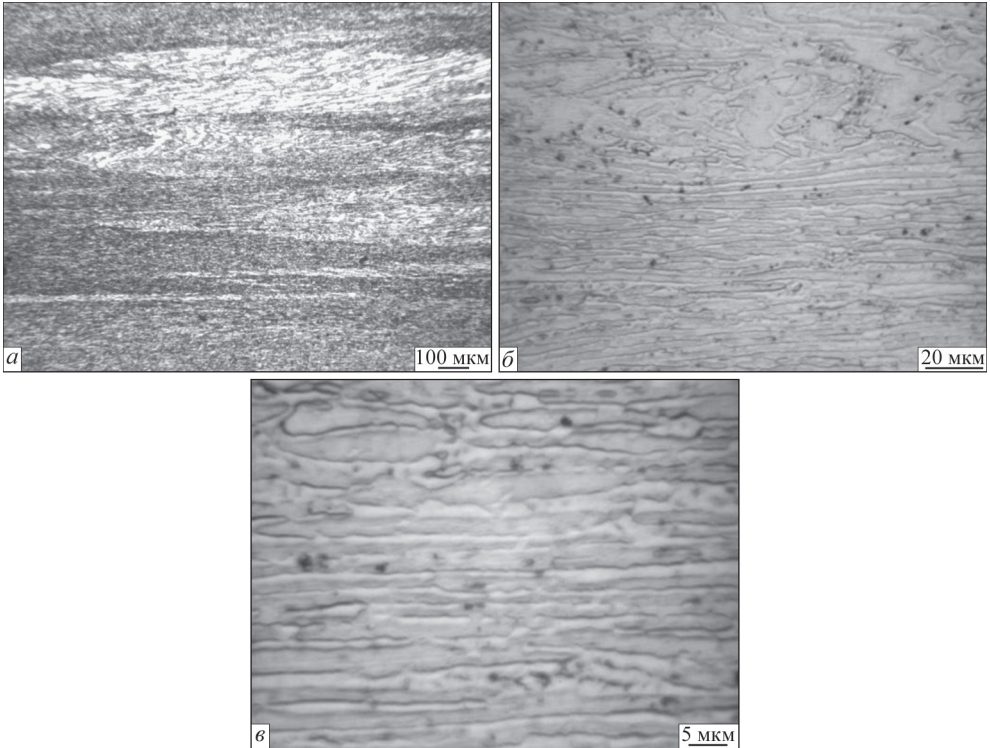


Рис. 5.12. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання Ti-3.6Fe-0.25O , виконаного ЕПЗ на режимі № 1, у стані після зварювання

Мікроструктуру основного металу зварного з'єднання Ti-3.6Fe-0.25O представлено на рис. 5.12. Основний метал цього зварного з'єднання має волокнисту структуру (рис. 5.12, *a*), проте ступінь подрібнення пластин при прокатці менше, ніж в основному металі зварного з'єднання $\text{Ti-1.5Al-6.3Mo-4.4Fe}$. Довжина α -пластин, витягнутих у напрямку прокату в основному металі зварного з'єднання Ti-3.6Fe-0.25O , становить в основному 2...30 мкм (рис. 5.11, *в*), хоча в окремих ділянках основного металу (рис. 5.11, *б*) зустрічаються й більш довгі α -пластини.

Мікроструктура металу шва сплаву Ti-3.6Fe-0.25O , виконаного ЕПЗ, зображена на рис. 5.13. У верхній частині шва переважають зерна, витягнуті в напрямку теплопроводу (рис. 5.13, *a*), у середній частині шва — рівновісні зерна (рис. 5.13, *б*). У зернах шва присутні рівномірно розподілені дрібнодисперсні частинки розміром <1 мкм і нерівномірно розподілені голчасті α -частинки розміром 5...15 мкм, переважно розташовані поблизу границь зерен (рис. 5.13, *в, г*).

На рис. 5.14, *a* показано зону з'єднання сплаву Ti-3.6Fe-0.25O , а на рис. 5.14, *б* — ЗТВ від шва (ліворуч) до основного металу (праворуч). ЗТВ складається з рівновісних полідричних зерен, більших у пришовній зоні

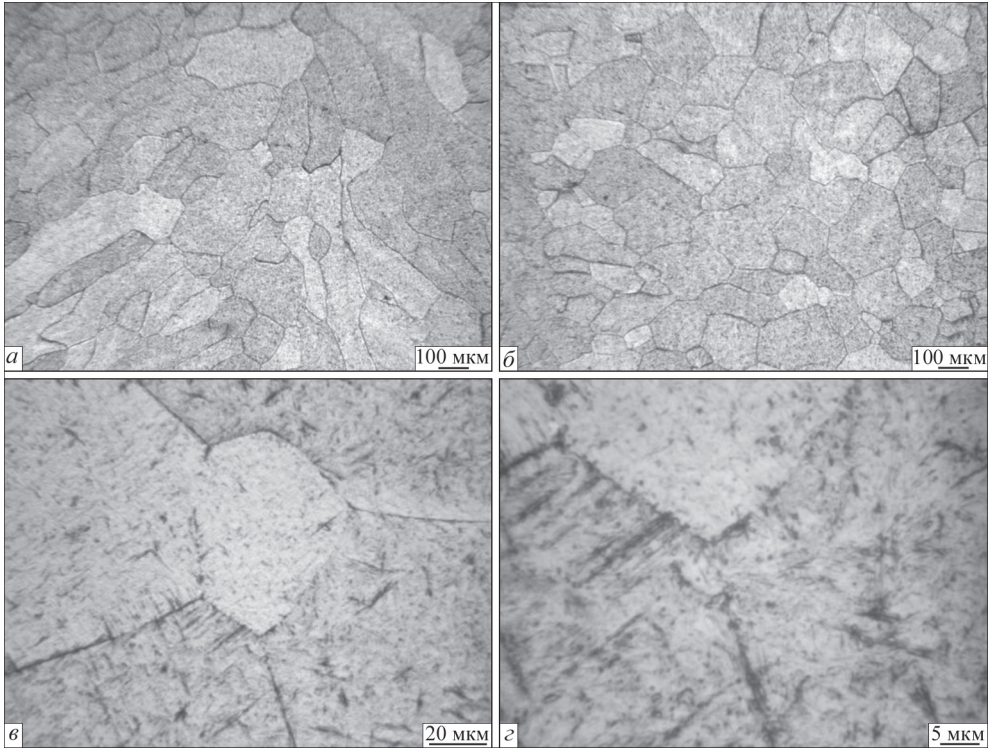


Рис. 5.13. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву Ti-3.6Fe-0.25O, виконаного ЕПЗ на режимі № 1 ($V_{zb} = 7$ мм/с), у стані після зварювання

(рис. 5.14, в, з) і дрібніших поблизу основного металу (рис. 5.14, д, е). У металі пришовної зони структурні складові та їх параметри такі ж, як і в металі шва. Поблизу основного металу додатково присутні в незначній кількості витягнуті в напрямку прокату пластинчасті α -частинки (рис. 5.14, е).

Таким чином, структура основного металу сплаву Ti-3.6Fe-0.25O і металу шва нерівномірна, присутні витягнуті α -пластини завдовжки в основному 2...30 мкм.

Мікроструктуру основного металу зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного ЕПЗ, показано на рис. 5.15. Структура псевдо- β сплаву складається з зерен β -фази розмірами 10...70 мкм (рис. 5.15, а), в яких присутні дисперсні виділення α -фази розміром $\leq 2...3$ мкм, що рівномірно розподілені в об'ємі зерна (рис. 5.15, б).

Мікроструктуру металу шва економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 °С, представлено на рис. 5.16.

При невеликому збільшенні після травлення проявляється дендритна структура литого металу шва (рис. 5.16, а, з).

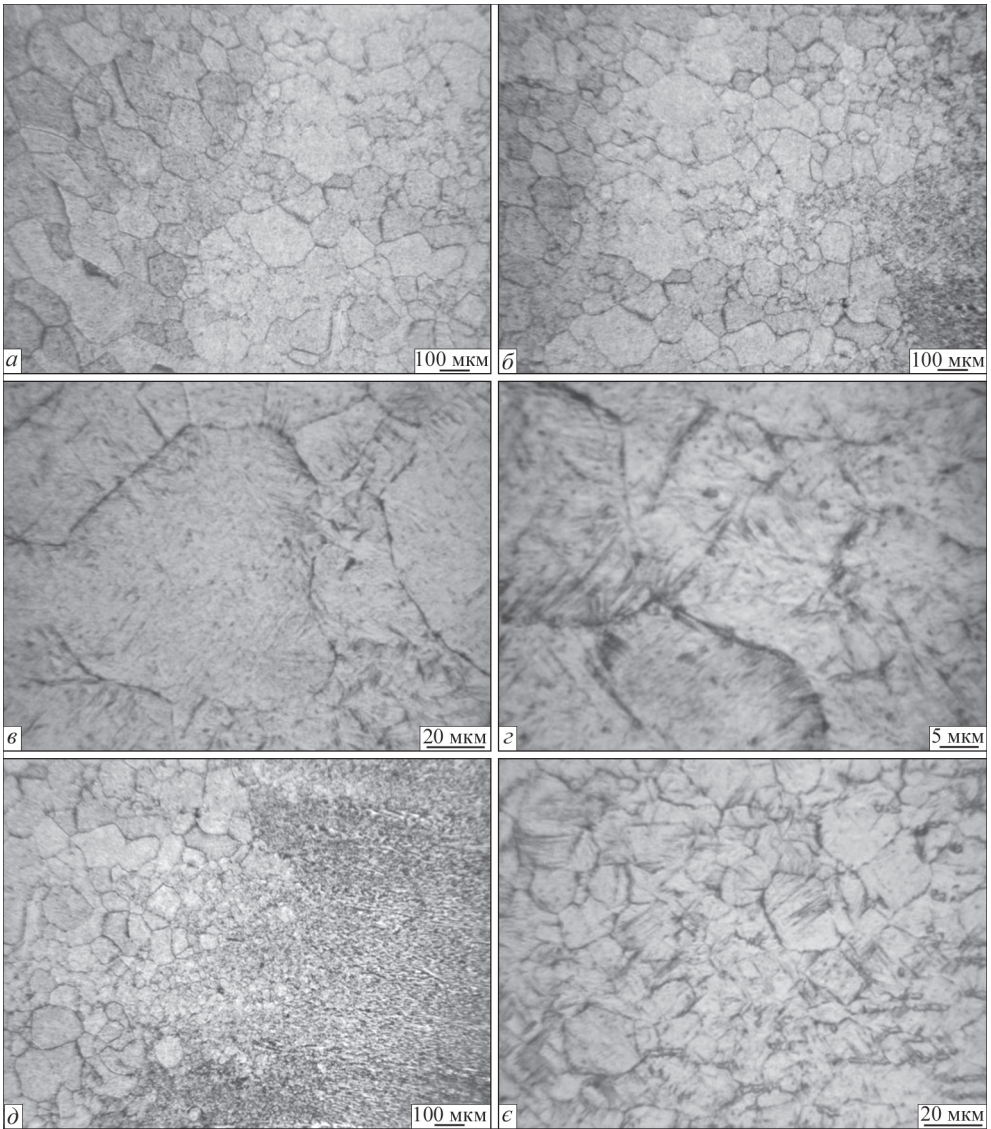
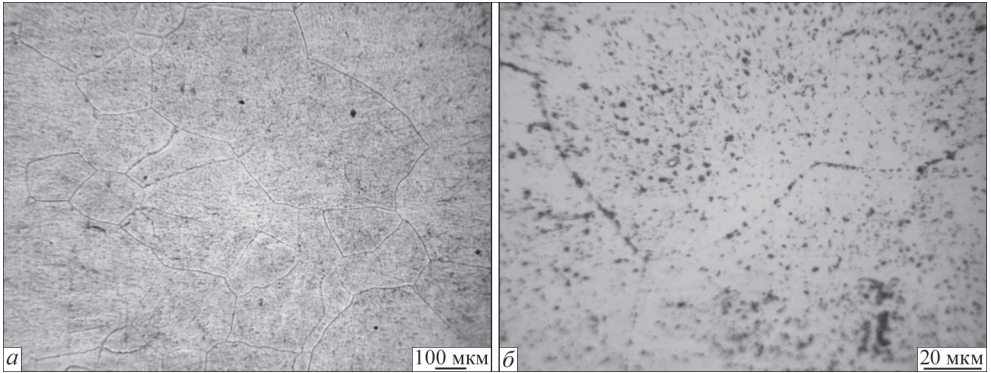


Рис. 5.14. Мікροструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву Ti-3.6Fe-0.25O , виконаного ЕПЗ на режимі № 1 ($V_{\text{зв}} = 7 \text{ мм/с}$), у стані після зварювання

При більшому збільшенні видно границі β -зерен, декоровані дисперсними виділеннями, очевидно α -фази. Такі ж дисперсні частинки спостерігаються й в об'ємі зерен (рис. 5.16, *a, в*). Не виключена присутність будь-яких інших фазових виділень, крім α -фази, однак для з'ясування фазового складу частинок, що виділилися, потрібне застосування детальніших методів аналізу.

ЗТВ економнолегованого титанового псевдо- β сплаву $\text{Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe}$, виконаного ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400°C , лі-



Рису. 5.15. Мікроструктура основного металу з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe}$, виконаного ЕПЗ на режимі № 2, у стані після зварювання

воруч від шва, показано на рис. 5.17, *а*, а праворуч від шва — на рис. 5.17, *б*. Метал ЗТВ складається з рівновісних поліедричних зерен розмірами 80...500 мкм (рис. 5.17, *в*), у деяких з них спостерігається субструктура (рис. 5.17, *г*). В об'є-

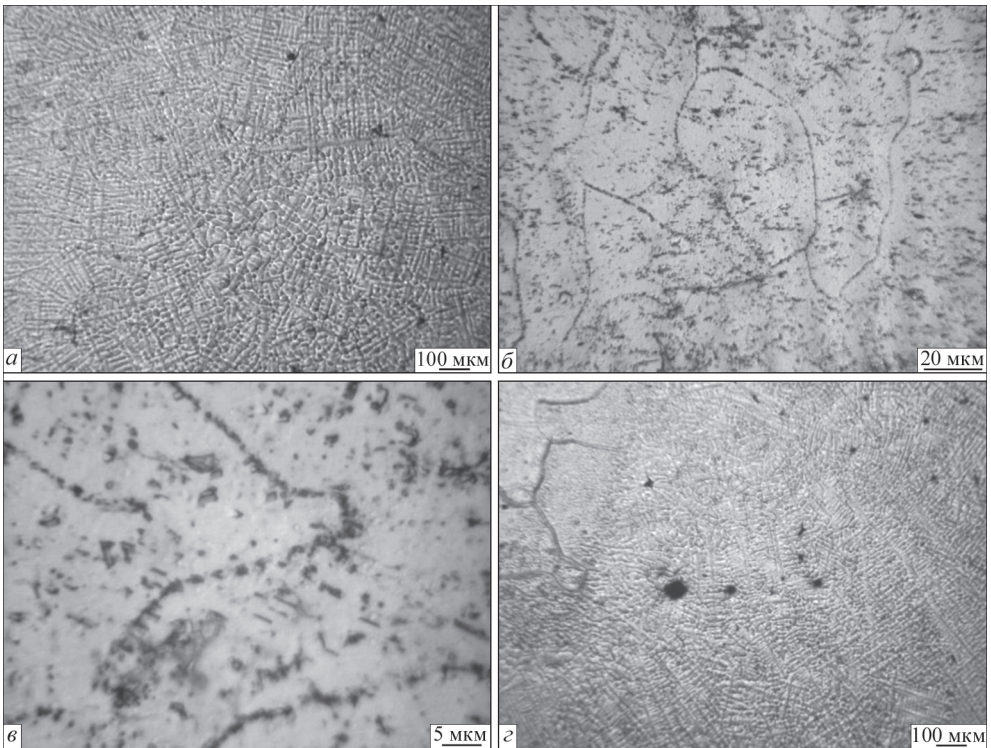


Рис. 5.16. Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe}$, виконаного ЕПЗ на режимі № 2, у стані після зварювання

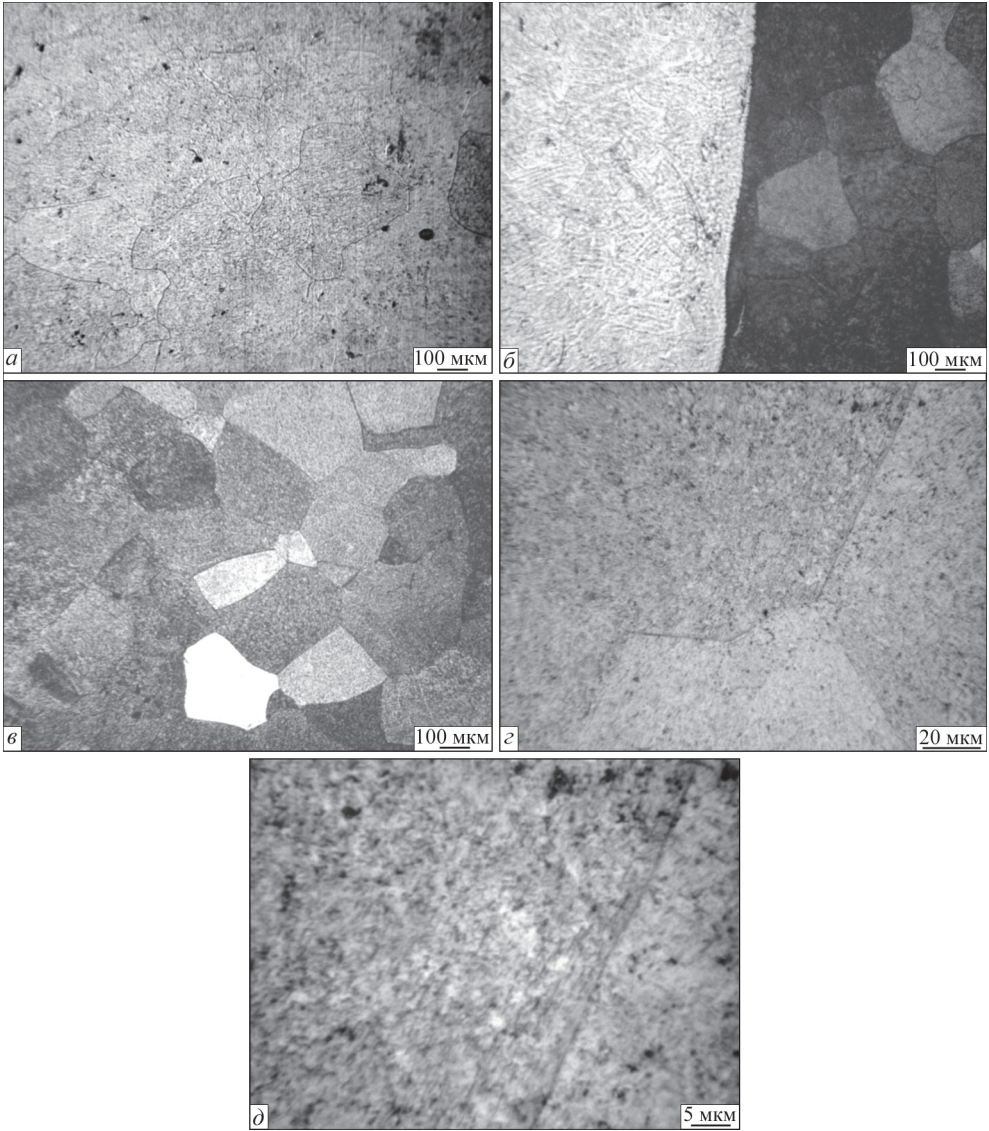


Рис. 5.17. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного ЕПЗ на режимі № 2, у стані після зварювання

мі β -зерен рівномірно розподілені дисперсні частинки іншої фази, найімовірніше α -фази, розмірами $1...3 \mu m$ (рис. 5.17, д).

У металі шва економнолегованого титанового псевдо- β сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного ЕПЗ з подальшою ЛТО, що складається переважно з β -фази, при травленні чітко виявляється дендритна структура при невеликому збільшенні мікроскопа (рис. 5.18, а).

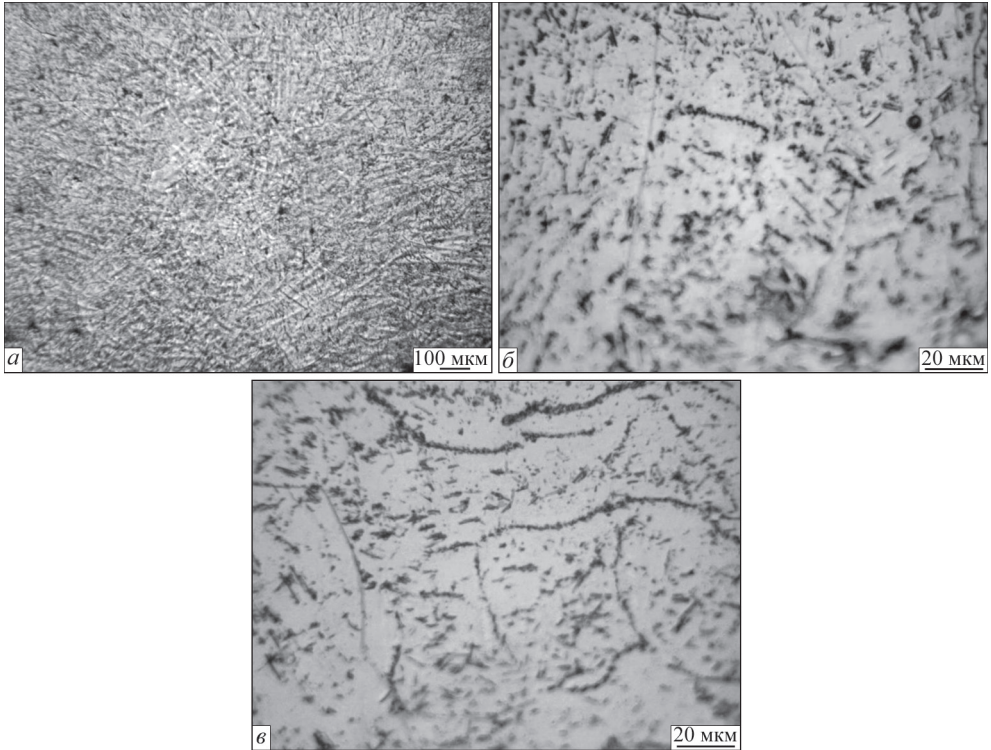


Рис. 5.18. Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного ЕПЗ на режимі № 3, у стані після зварювання

Дендритна структура та дисперсні виділення α -фази вуалюють границі β -зерен, які стають видимими при більшому збільшенні (рис. 5.18, б). У деяких зернах шва спостерігається субструктура (рис. 5.18, в). У металі шва розподіл дисперсних частинок α -фази менш рівномірний, ніж в основному металі. Це пов'язано з тим, що в литому металі шва певні елементи локалізуються по осях дендритів, а інші — в міждендритних проміжках. Дисперсні α -частинки декокують також границі субзерен.

На рис. 5.19, а показано зону сплавлення зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного ЕПЗ з подальшою ЛТО (режим № 3), де шов розташований ліворуч, а ЗТВ — праворуч.

У ЗТВ присутні як поодинокі дрібні β -зерна розміром ~ 50 мкм, так і більші за розміром — < 400 мкм (рис. 5.19, б). Внутрішньозеренні дисперсні виділення α -фази розміром $1 \dots 7$ мкм розташовуються як в об'ємі зерна, так і утворюють ланцюжки вздовж міжзеренних границь і субграниць (рис. 5.19, в).

Таким чином, структура псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe складається із зерен β -фази. Присутні дисперсні виділення α -фази розміром $\leq 2 \dots 3$ мкм в основному металі і $1 \dots 3$ мкм — у шві та ЗТВ. У металі шва розподіл диспер-

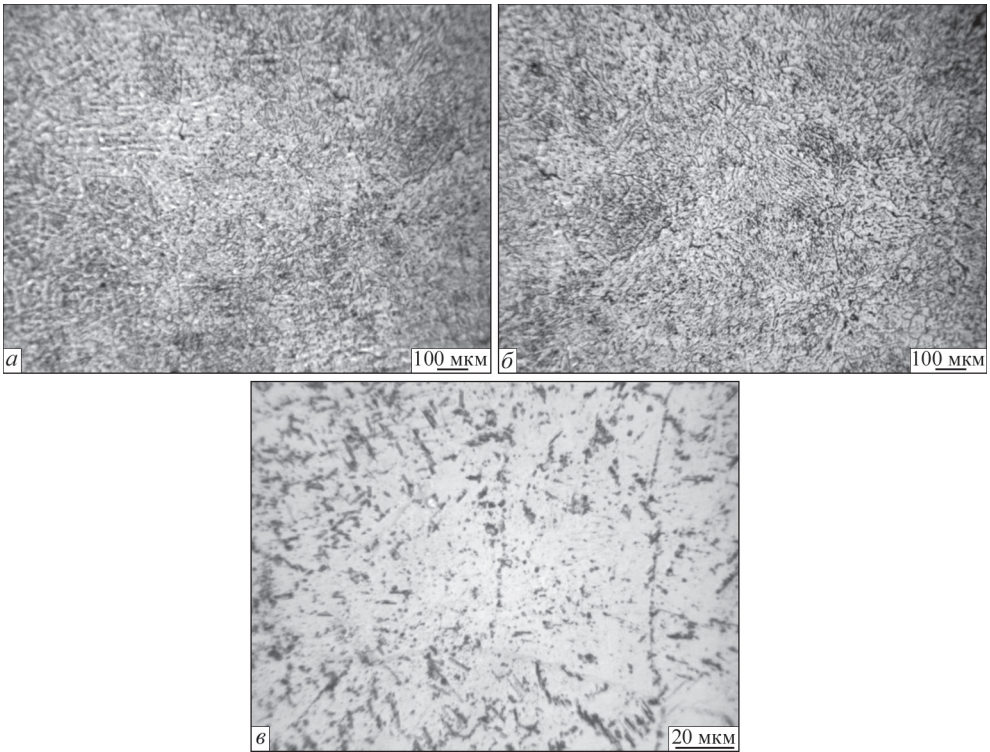


Рис. 5.19. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного ЕПЗ на режимі № 3, у стані після зварювання

сних частинок α -фази менш рівномірний. Загалом мікроструктура металу шва з'єднання сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного ЕПЗ з подальшою ЛТО, дуже схожа на мікроструктуру металу шва, виконаного ЕПЗ з одним лише попереднім підігрівом, що дозволяє зробити висновок про доцільність для сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$ застосування ЕПЗ з однією лише ЛТО без попереднього підігріву.

Найменша кількість β -фази в основному металі і металі шва у стані після зварювання фіксується в сплаві $Ti-3.6Fe-0.25O$ (табл. 5.3). Близький вміст в основному металі β -фази зафіксовано в сплавах $Ti-1.5Al-6.3Mo-4.4Fe$ і $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$ — на рівні 74...77 %. Сплав $Ti-1.5Al-6.3Mo-4.4Fe$ чутливіший до термічного циклу ЕПЗ, у результаті зварювання кількість β -фази в металі шва зросла на 11 %. Найменш чутливий до термічного циклу ЕПЗ сплав $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$ — кількість β -фази в металі шва зросла на 3 % при ЕПЗ з попереднім підігрівом і залишилася на тому ж рівні при ЕПЗ з додатковою термообробкою — ЛТО на рівні 72 %. Загалом для підвищення механічних властивостей з'єднань і основного металу необхідно рекомендувати додаткову

Таблиця 5.3. Кількість β -фази в основному металі та металі шва з'єднань економнолегованих титанових сплавів, виконаних ЕПЗ

Режим, №	Тип зразка, сплав	Кількість β -фази, %
–	Основний метал, Ti–1.5Al–6.3Mo–4.4Fe	74
1	Зварне з'єднання, Ti–1.5Al–6.3Mo–4.4Fe	85
–	Основний метал, Ti–3.6Fe–0.25O	62
1	Зварне з'єднання, Ti–3.6Fe–0.25O	67
–	Основний метал, Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe	71
2	Зварне з'єднання, Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe	74
3	Зварне з'єднання, Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe	72

термічну обробку — гартування або відпал, що дозволить для економнолегованих псевдо- β сплавів ще знизити кількість β -фази.

Таким чином, застосування після ЕПЗ локальної термічної обробки на електронно-променевої установці не дозволяє у сплаві Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe регулювати співвідношення між α - і β -фазами в металі зварного з'єднання, не забезпечує зниження вмісту метастабільної β -фази в металі шва та отримання однорідної рівномірної структури у всіх зонах зварного з'єднання, що не дає змогу відмовитися від післязварювальної пічної термообробки.

Встановлені механічні властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконаних ЕПЗ, дозволили зробити висновок, що найнижчі значення міцності у стані після зварювання мають з'єднання, виконані з попереднім підігрівом до 400 °С, також як і для з'єднань, виконаних АДЗ, та складають 992 МПа, що становить 97 % міцності основного металу (табл. 5.4). Більшу міцність мають з'єднання, виконані ЕПЗ із застосуванням ЛТО. У цьому випадку значення міцності становлять 997 МПа або 98 % міцності основного металу, що свідчить про незначні переваги ЛТО для сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe. Проте вміст β -фази при ЕПЗ з ЛТО практично знаходиться на рівні основного металу.

Міцність зварного з'єднання сплаву Ti–6.3Mo–4.4Fe–1.5Al знаходиться на рівні 89 % міцності основного металу в стані прокату. Міцність зварного з'єднання сплаву Ti–3.6Fe–0.25O знаходиться на рівні 92 % міцності основного металу в стані прокату. Міцність зварного з'єднання сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe знаходиться на рівні 97 % міцності основного металу в стані прокату.

Найбільшу міцність мають з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti–6.3Mo–4.4Fe–1.5Al. Для цього сплаву значення міцності становлять 1068 МПа, або 89 % міцності основного металу. Ударна в'язкість зразків з гострим надрізом КСV металу шва зварних з'єднань сплаву Ti–6.3Mo–4.4Fe–1.5Al, виконаних ЕПЗ, знаходиться приблизно на одному рівні та становить 3.2...6.1 Дж/см².

Таблиця 5.4. Властивості зварних з'єднань завтовшки 10 мм економнолегованих псевдо- β титанових сплавів, виконаних ЕПЗ

Зразок, №	Тип зразка, сплав	Границя міцності σ_n , МПа	Границя текучості σ_p , МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість металу шва КСV, Дж/см ²
1	Основний метал, Ti-6.3Mo-4.4Fe-1.5Al	–	1145	12.7	–	13
2	Зварне з'єднання, Ti-6.3Mo-4.4Fe-1.5Al	1068	1033	5.1	–	3.2
3	Основний метал, Ti-3.6Fe-0.25O	1133	1091	–	–	4.8
4	Зварне з'єднання, Ti-3.6Fe-0.25O	1044	967	–	–	6.1
5	Основний метал, Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe	1015	939	1.9	–	3.6
6	Зварне з'єднання, Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, попередній підігрів 400 °C	992	959	5.1	–	3.6
7	Зварне з'єднання, Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, ЛТО 750 °C	997	964	6.5	–	5.3

Загалом зварні з'єднання розглянутих економнолегованих сплавів добре зварюються ЕПЗ, міцність отриманих з'єднань у стані після зварювання знаходиться на рівні ≥ 90 % міцності сплаву після прокату.

Це дозволяє зробити висновок про відносну ефективність такого технологічного прийому як ЛТО при ЕПЗ сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, що забезпечує зниження вмісту β -фази. Але застосування ЕПЗ у поєднанні з післязварювальною ЛТО дозволяє отримати майже рівноміцні зварні з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe.

Для того, щоби забезпечити однорідну рівномірну структуру у всіх зонах зварного з'єднання, включно із ЗТВ, необхідно застосувати додатковий пічний відпал.

Розділ 6

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ

6.1. ВПЛИВ ПІЧНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ, ОТРИМАНИХ АРГОНОДУГОВИМ ЗВАРЮВАННЯМ

Зварні з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконані АДЗ без присадного дроту, мають низькі, порівняно з основним металом, показники міцності, що пов'язано з формуванням більшої кількості метастабільної β -фази в металі шва. Для забезпечення рівномірності основного металу і для формування рівномірної однорідної структури, що виключає присутність метастабільних фаз, а також для зняття зварювальних напружень зварні з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконані АДЗ, а також АДЗ із застосуванням флюсів, було піддано термічній обробці після зварювання — відпалу, який передбачає нагрів до температури $740...750\text{ }^{\circ}C$, витримку та подальше охолодження в печі.

Досліджувався вплив пічного відпалу на структуру та властивості трьох видів з'єднань, виконаних АДЗ наскрізним проплавленням: 1. АДЗ без застосування присадного дроту та флюсу; 2. АДЗ по шару флюсу; 3. АДЗ наскрізним проплавленням з подачею присадного дроту ВТ1-00св зі швидкістю подачі 30 м/год. Поперечні макрошліфи цих зварних з'єднань наведено на рис. 6.1.

Структуру основного металу зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ вольфрамівим електродом наскрізним проплавленням після відпалу $740...750\text{ }^{\circ}C$ і з подальшим охолодженням в печі, наведено на рис. 6.2.

Основний метал зварного з'єднання має рівномірну однорідну структуру по всій товщині листа. У поверхневому шарі металу завглибшки $\sim 350\text{ мкм}$ характер структури такий же (рис. 6.2, а), від решти металу він не надто відрізняється параметрами продуктів розпаду (рис. 6.2, б). У товщині основного

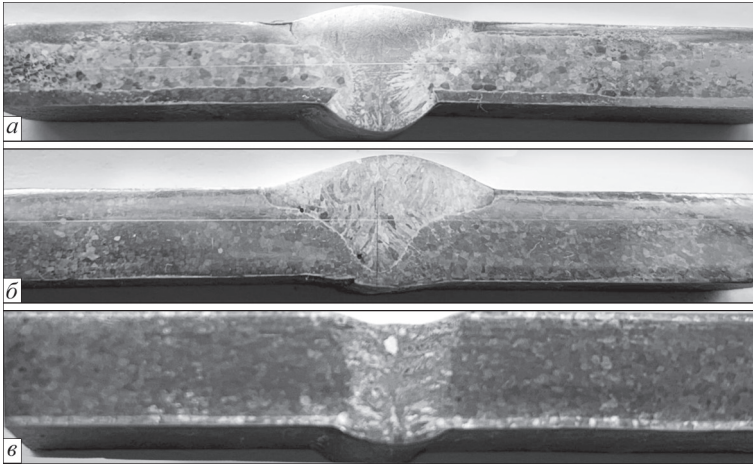


Рис. 6.1. Поперечний макрощліф з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконаного АДЗ, у стані після відпалу: *a* — наскрізним проплавленням без застосування присадного дроту; *b* — з додаванням присадного дроту в шов у кількості 10 %; *c* — по шару флюсу

металу структура складається з рівновісних поліедричних β -зерен (рис. 6.2, *в*), в яких β -фаза піддалася розпаду з виділенням переважно дисперсних частинок α -фази розміром ~ 1 мкм (рис. 6.2, *з*).

Мікроструктуру металу шва цього зварного з'єднання представлено на рис. 6.3. Метал шва має дендритну структуру (рис. 6.3, *а*). Мікроструктура металу шва після зварювання та відпалу складається з пластинчастої α -фази, довжина якої становить 5...20 мкм (рис. 6.3, *б, в*), а товщина — ~ 1 мкм (рис. 6.3, *з*). У проміжках між α -пластинами спостерігаються скупчення дисперсних рівновісних частинок розміром ≤ 1 мкм (рис. 6.3, *з*). Присутні також ділянки залишкової β -фази, що не розпалися після відпалу (рис. 6.3, *д, е*), вони мають різну форму та розміри. Є неоднорідність, найімовірніше хімічна, у верхній (рис. 6.3, *а*) і в нижній (рис. 6.3, *д*) частинах шва. Є неоднорідності в зоні сплавлення, наприклад, велика ділянка зафіксованої β -фази з мінімальним ступенем розпаду (рис. 6.3, *є*).

Мікроструктуру ЗТВ цього зварного з'єднання представлено на рис. 6.4. ЗТВ складається з рівновісних поліедричних первинних β -зерен (рис. 6.4, *а*), що зазнали при охолодженні та відпалі розпаду із виділенням α -пластин завдовжки 5...10 мкм (рис. 6.4, *б, в*) і завтовшки до 1,5 мкм (рис. 6.4, *з*). У цій частині ЗТВ присутні й скупчення дисперсних частинок розміром ~ 1 мкм. Між пластинчастими частками розташовується β -фаза (рис. 6.4, *з*). В основному структура металу ЗТВ праворуч від шва відносно рівномірна та близька до структури металу шва. Є ділянки ЗТВ переважно з β -фазою з незначним ступенем розпаду, проте в деяких ділянках ЗТВ ступінь розпаду може бути вище, що, очевидно, успадковує смугасту структуру самого основного металу

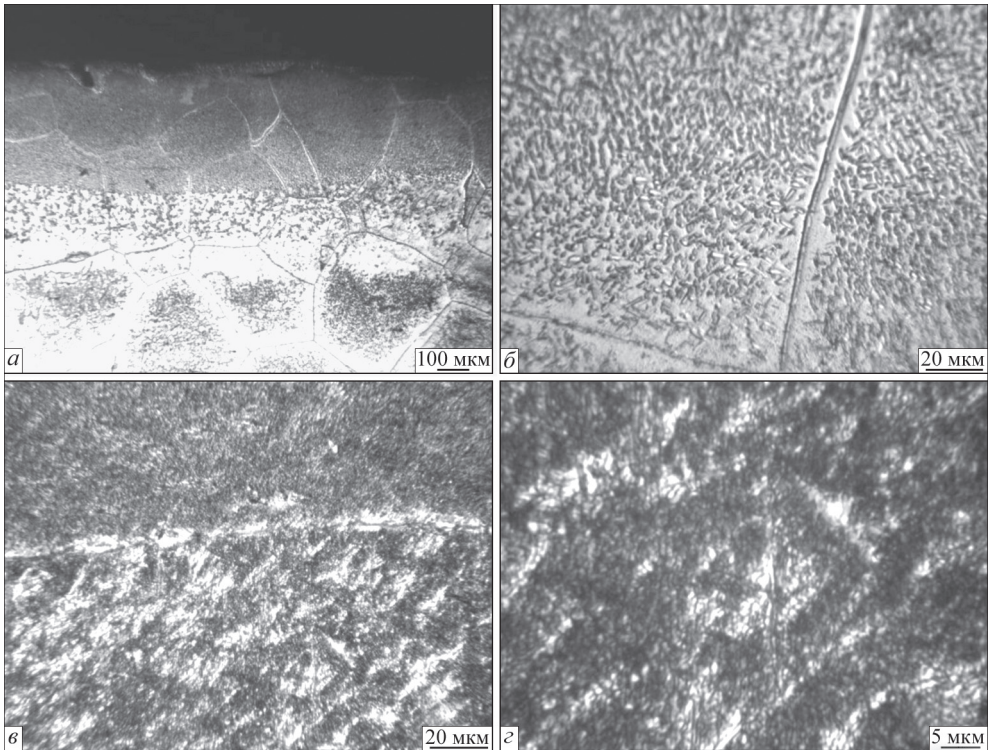


Рис. 6.2. Мікроструктура основного металу з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe}$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням, у стані після відпалу $750\text{ }^\circ\text{C}$

ліворуч від шва. У пришовній зоні ліворуч від шва при невеликому збільшенні (рис. 6.4, *д*) спостерігаються численні утворення, що нагадують ямки травлення, шов розташований у верхньому правому куті. При більшому збільшенні (рис. 6.4, *е*) видно, що це — кулясті скупчення продуктів розпаду β -фази, причому в центрі переважають пластинчасті частинки α -фази розміром $<5\text{ }\mu\text{m}$, а на периферії зосереджено дисперсні частинки розміром $<1\text{ }\mu\text{m}$. На віддаленні від шва, за границями пришовної зони, подібні кулясті скупчення відсутні.

Структуру металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву $\text{Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe}$, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу після відпалу $740\text{...}750\text{ }^\circ\text{C}$ і з подальшим охолодженням в печі, наведено на рис. 6.5. Метал шва має чітко виражену дендритну структуру (рис. 6.5, *а*, *б*). Після відпалу в металі шва стався розпад метастабільної β -фази з виділенням часток α -фази у вигляді пластин завдовжки $<5\text{...}8\text{ }\mu\text{m}$ і завтовшки $\sim 1\text{ }\mu\text{m}$ (рис. 6.5, *в*), а також дисперсних частинок розміром $<1\text{ }\mu\text{m}$ (рис. 6.5, *г*).

Мікроструктуру металу ЗТВ цього зварного з'єднання показано на рис. 6.6. Метал ЗТВ складається з рівновісних поліедричних зерен (рис. 6.6, *а*). Розпад

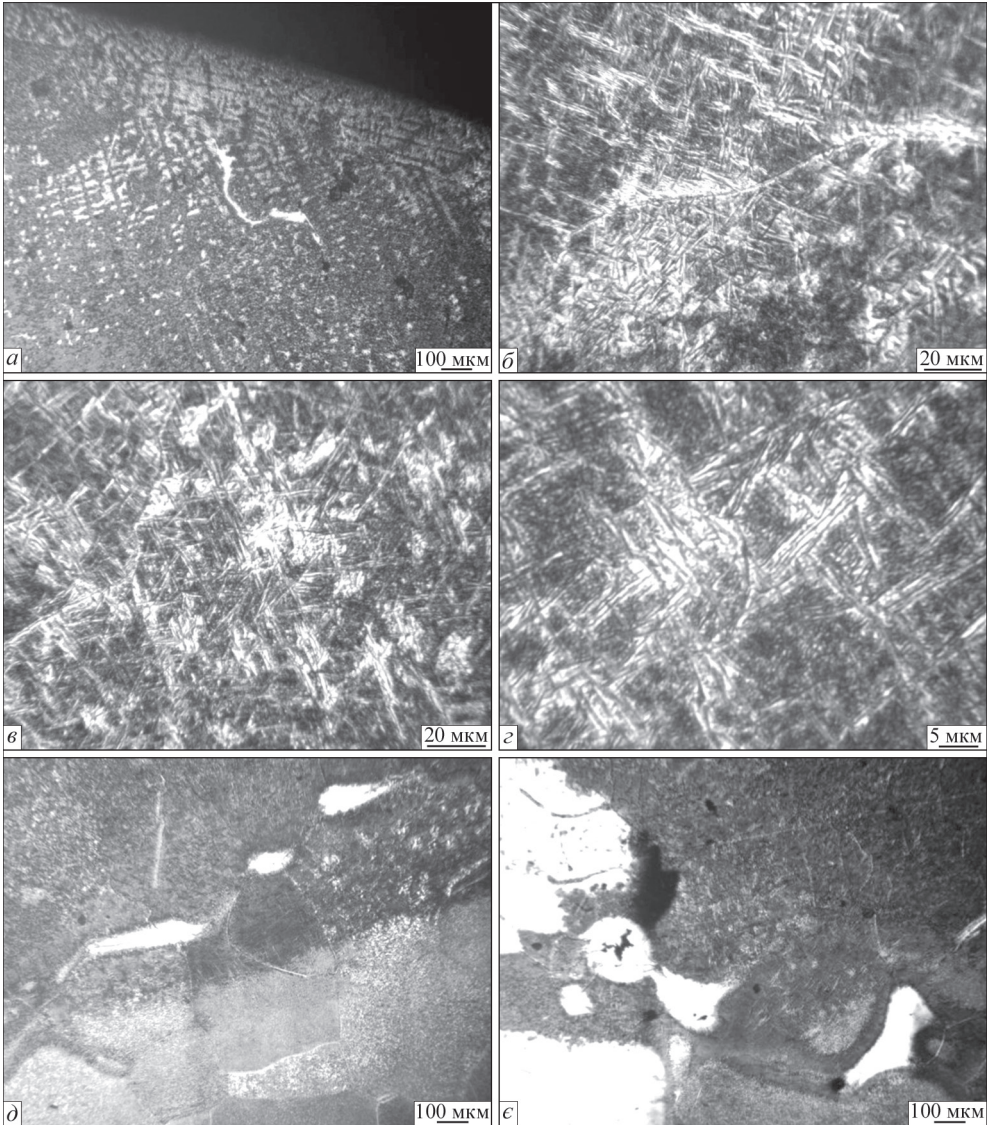


Рис. 6.3. Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням, у стані після відпалу $750\text{ }^{\circ}C$ метастабільної β -фази відбувся з виділенням переважно дисперсних частинок α -фази (рис. 6.6, б). Розмір дисперсних частинок α -фази становить $\sim 1\text{ }\mu m$ (рис. 6.6, в, г).

Загалом після проведення відпалу мікроструктура металу ЗТВ цього зварного з'єднання ідентична мікроструктурі основного металу.

Структуру металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ вольфрамовим елек-

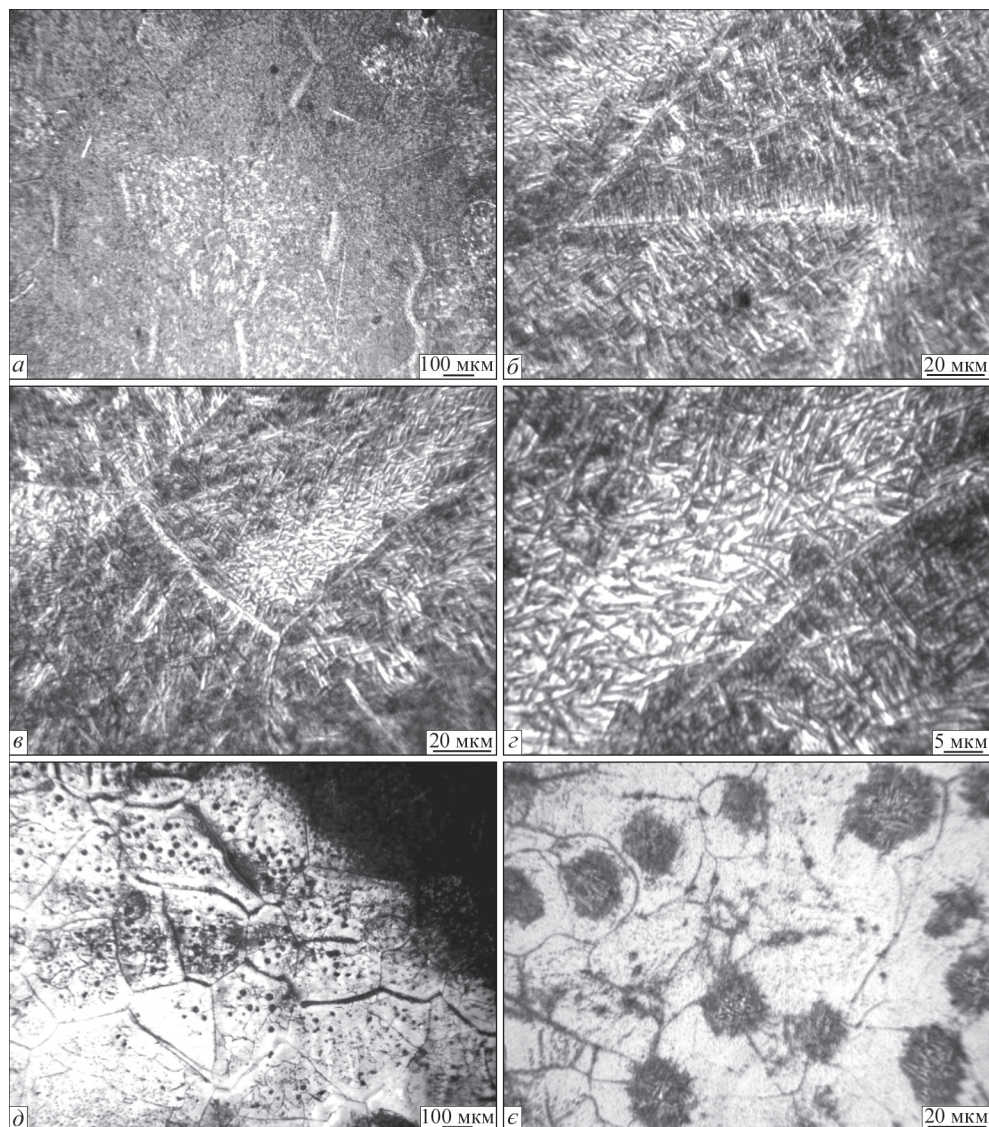


Рис. 6.4. Мікροструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням, у стані після відпалу 750 °С

тродом наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 10 %) у стані після відпалу 740...750 °С і з подальшим охолодженням у печі, наведено на рис. 6.7. Метал шва має дендритну структуру (рис. 6.7, а). Витягнуті в напрямку тепловідводу первинні β-зерна характеризуються двофазною внутрішньозеренною (α+β)-структурою (рис. 6.7, б). Причому α-фаза присутня в металі шва як у вигляді пластин завдовжки <10 мкм і завтовшки ~1 мкм, так і у вигляді дисперсних рівновісних частинок розміром

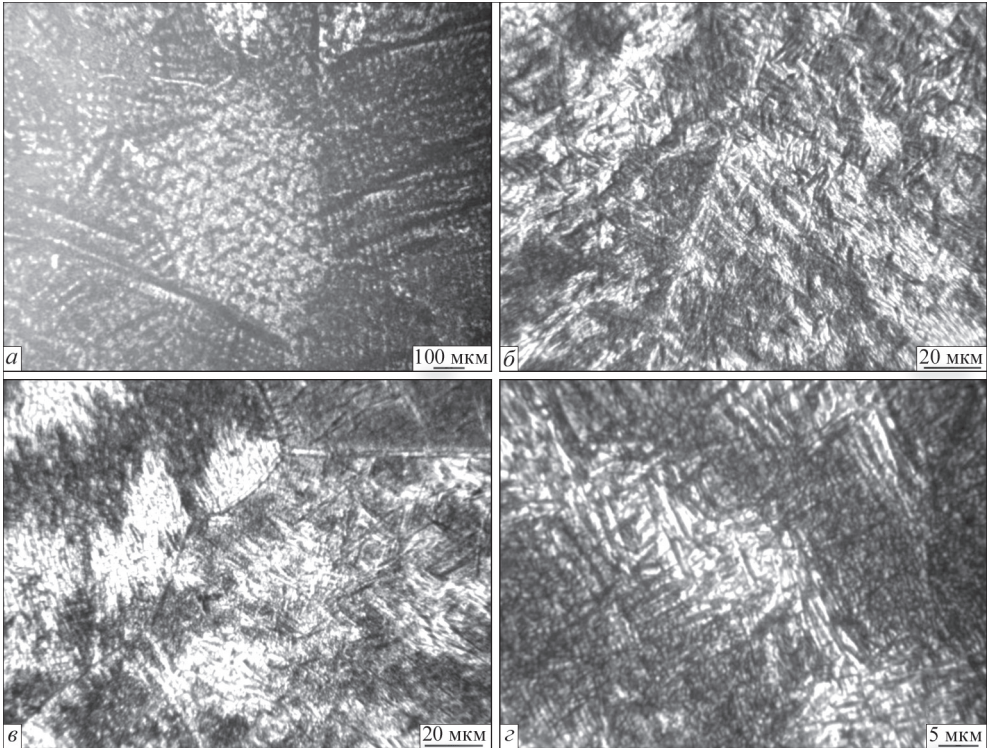


Рис. 6.5. Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконаного АДЗ по шару флюсу, у стані після відпалу 750 °С

~1 мкм (рис. 6.7, б). Є включення, що відрізняються від металу шва за здатністю до травлення та фазовим складом (рис. 6.7, з).

Мікроструктуру металу ЗТВ показано на рис. 6.8. На рис. 6.8, а представлено зону сплавлення зварного з'єднання. Метал шва (ліворуч), розлегованого присадним дротом, має двофазну ($\alpha+\beta$)-структуру. Метал ЗТВ (праворуч) складається з рівновісних поліедричних зерен β -фази, в яких спостерігаються дисперсні частинки α -фази, розподілені в об'ємі зерна з невеликою щільністю.

Найбільша концентрація α -фази спостерігається на границях зерен і субзерен. Є деякі відмінності в мікроструктурі металу пришовної зони (рис. 6.8, б, в) і ділянок ЗТВ (рис. 6.8, з, д, е). Так, в металі пришовної зони спостерігається більша щільність дисперсних α -частинок, ніж в металі іншої частини ЗТВ. У металі пришовної зони присутні як скупчення дисперсних частинок, так і поодинокі пластинчасті частинки α -фази (рис. 6.8, в), чого немає у віддалених від шва ділянках ЗТВ (рис. 6.8, е).

Таким чином, у результаті впливу відпалу в основному металі сформувалася двофазна ($\alpha+\beta$)-внутрішньозеренна структура, що складається з рівновісних

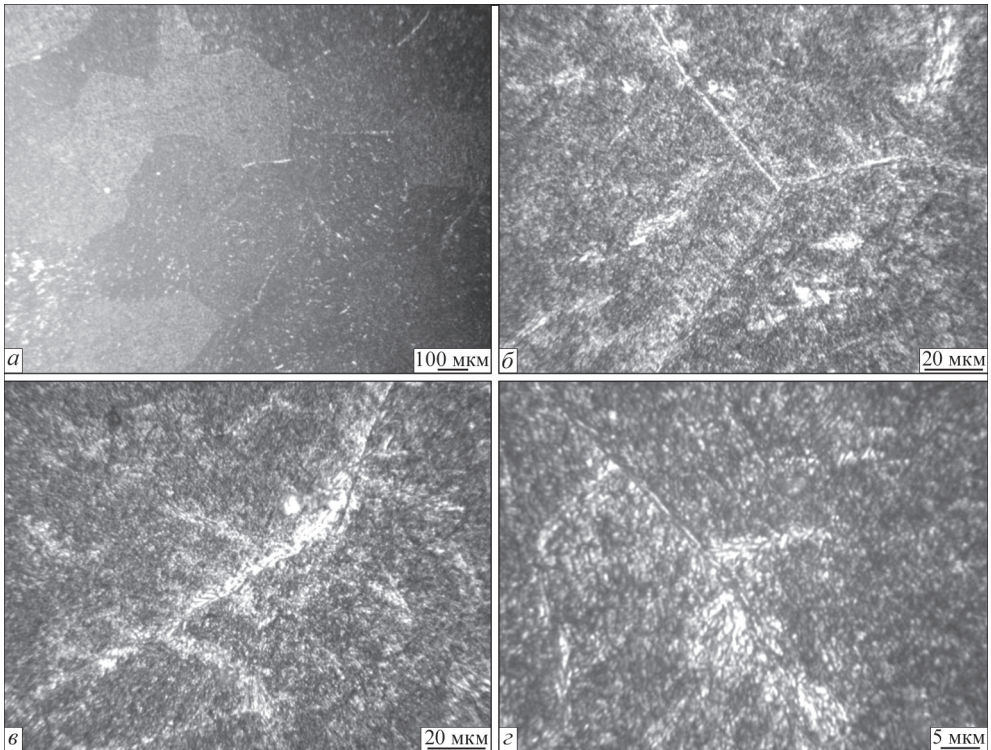


Рис. 6.6. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ по шару флюсу, у стані після відпалу $750\text{ }^{\circ}C$

поліедричних β -зерен, в яких β -фаза піддалася розпаду з виділенням переважно дисперсних частинок α -фази розміром $\sim 1\text{ }\mu m$.

Метал шва, виконаного АДЗ після відпалу, поряд з β -фазою містить і пластинчасту α -фазу завтовшки $\sim 1\text{ }\mu m$. Найбільша довжина пластин α -фази у швах, виконаних без присадного металу, — $5...20\text{ }\mu m$; найменша — у швах, виконаних по шару флюсу, — $<5...8\text{ }\mu m$; у швах, отриманих з додаванням присадки ВТ1-00, довжина пластин α -фази — $<10\text{ }\mu m$.

У проміжках між α -пластинами спостерігаються скупчення дисперсних рівновісних частинок розміром $\leq 1\text{ }\mu m$, причому в швах, виконаних з додаванням присадки ВТ1-00, більша кількість дисперсних рівновісних частинок α -фази розміром $\sim 1\text{ }\mu m$.

Найменшу кількість β -фази після відпалу зафіксовано у швах, виконаних із застосуванням присадки ВТ1-00 у кількості $10...12\text{ }\%$, яка становить $51\text{ }\%$ (табл. 6.1), що пояснюється зниженням ступеня легування металу. У швах, виконаних без зміни легування, кількість β -фази після відпалу становить $52...55\text{ }\%$. В основному металі кількість β -фази $65...67\text{ }\%$.

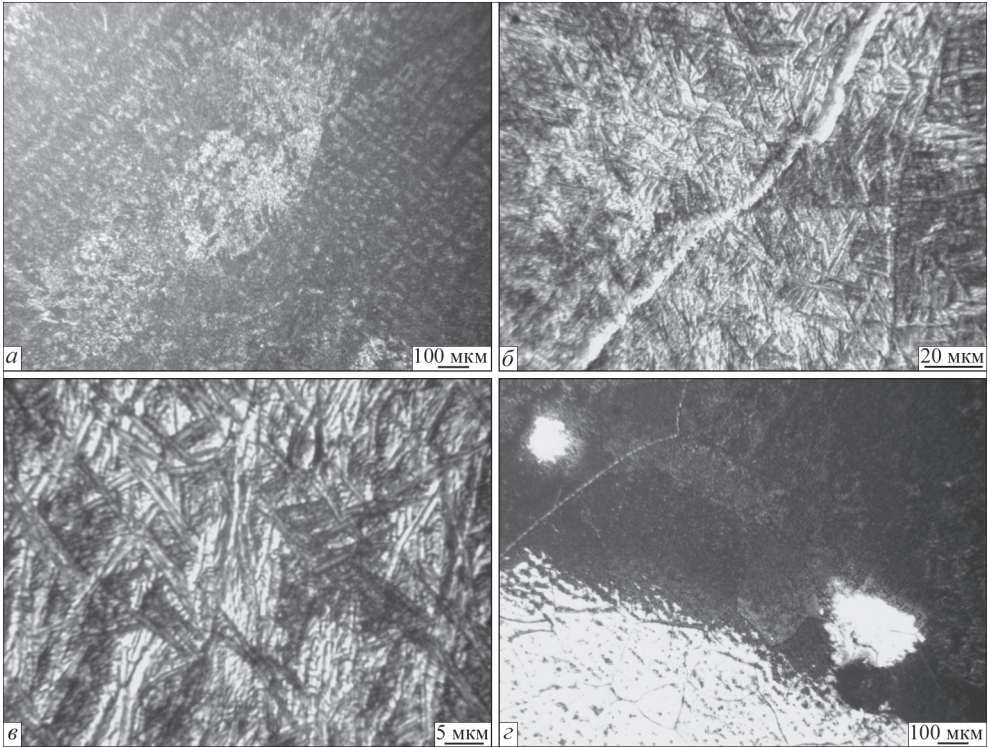


Рис. 6.7. Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 10 %), у стані після відпалу $740...750\text{ }^{\circ}C$ і з подальшим охолодженням у печі

Таким чином, відпал зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом при температурі $750\text{ }^{\circ}C$ впродовж 1 год, забезпечив отримання однорідної двофазної ($\alpha+\beta$)-структури в різних ділянках зварного з'єднання за рахунок розпаду метастабільних фаз, зафіксованих під час зварювання в металі шва та ЗТВ. Застосування присадного дроту при АДЗ сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$ дозволяє знизити зміст β -фази в металі шва та у стані після відпалу.

У металі шва, виконаного із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св у кількості 10...12 %, — найбільша кількість дисперсних рівновісних частинок α -фази розміром $\sim 1\text{ }\mu m$ при найнижчому вмісті β -фази. Така дрібнодисперсна структура металу шва забезпечує йому високу міцність.

Встановлення розподілу мікротвердості металу зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$ після відпалу $750\text{ }^{\circ}C$ дозволило зробити висновок, що загалом рівень мікротвердості в основному металі, шві та ЗТВ всіх з'єднань збільшився, вирівнявся та знаходиться в інтервалі 3550...3900 МПа (рис. 6.9, 6.10). Порівняно зі з'єднаннями у стані після

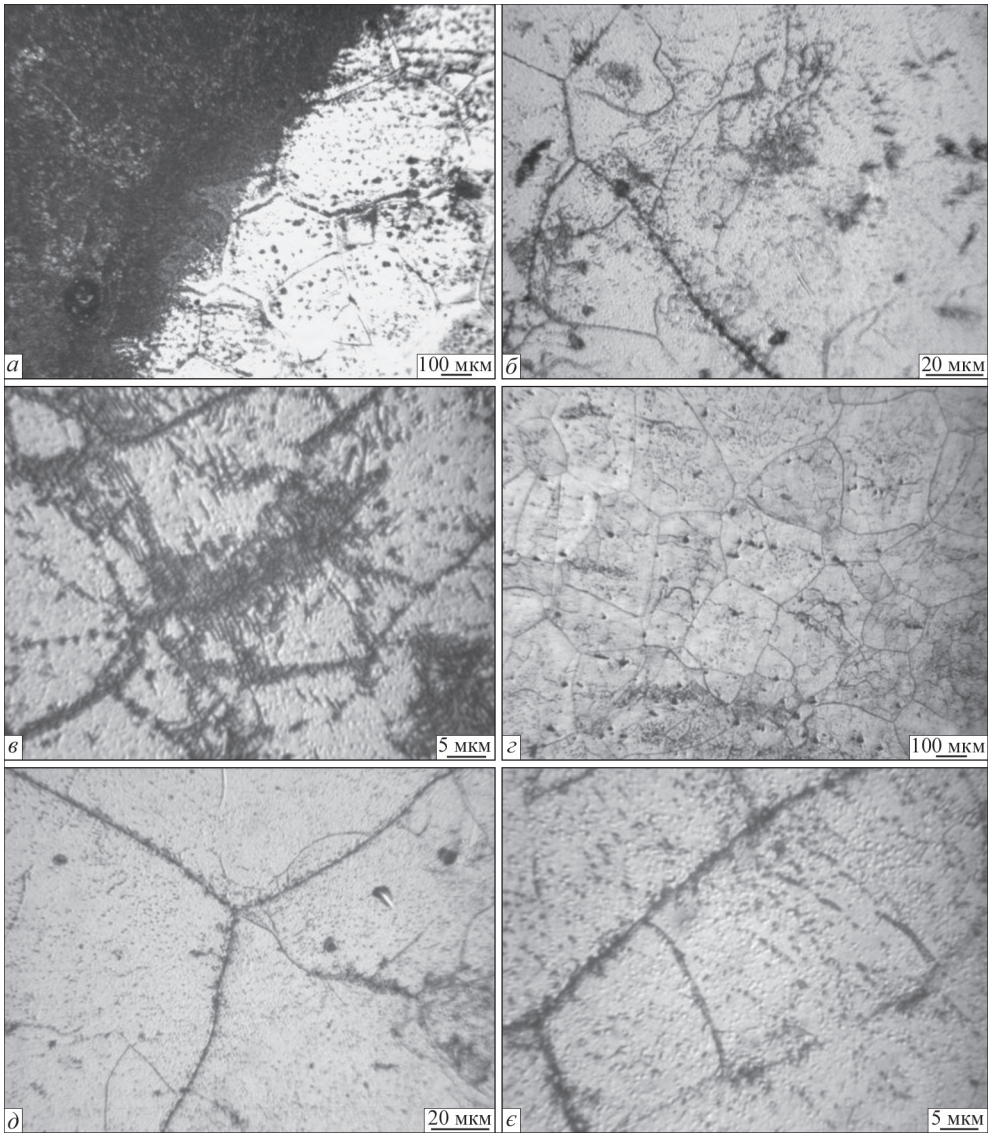


Рис. 6.8. Мікροструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 10 %), у стані після відпалу $740\text{...}750\text{ }^\circ\text{C}$ і з подальшим охолодженням у печі зварювання мікротвердість металу шва та ЗТВ збільшилась, що пов'язано зі зменшенням кількості β -фази.

Встановлення механічних властивостей зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом як без присадного дроту, так і з застосуванням дроту ВТ1-00св, дозволило зробити висновок, що в стані після відпалу $750\text{ }^\circ\text{C}$ найнижчі значен-

Таблиця 6.1. Кількість β -фази в основному металі та металі зварних швів економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5–1Mo–4.9Fe після термічної обробки (відпалу 750 °C впродовж 1 год) з охолодженням в печі

Тип зразка	Кількість β -фази, %
Основний метал	67
Метал шва без присадного дроту	55
Метал шва без присадного дроту, по флюсу	52
Метал шва з присадним дротом ВТ1-00св, вміст у шві 10...12 %	51

Таблиця 6.2. Механічні властивості зварних економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконані АДЗ, у стані після відпалу 750 °C впродовж 1 год та охолодження в печі

Режим №	Тип зразка, стан	Границя міцності σ_b , МПа	Границя плинності σ_p , МПа	Ударна в'язкість KCV, Дж/см ²
–	Основний метал	1071	971	7.2
1	АДЗ без присадки	1082	1033	5.3
2	АДЗ по флюсу	1197	1146	6.0
3	АДЗ зі швидкістю подачі присадки 30 м/г	1463	–	7.3

ня міцності — 1082 МПа — мають з'єднання, виконані без присадного дроту (табл. 6.2), що знаходиться на рівні основного металу — 1071 МПа.

Ступінь зміцнення в результаті відпалу у з'єднань різна. Так, з'єднання, виконані АДЗ наскрізним проплавленням, після відпалу зміцнились на 160 МПа, виконані зварюванням по шару флюсу — зміцнились на 225 МПа, а виконані із застосуванням присадного дроту — зміцнились на 461 МПа.

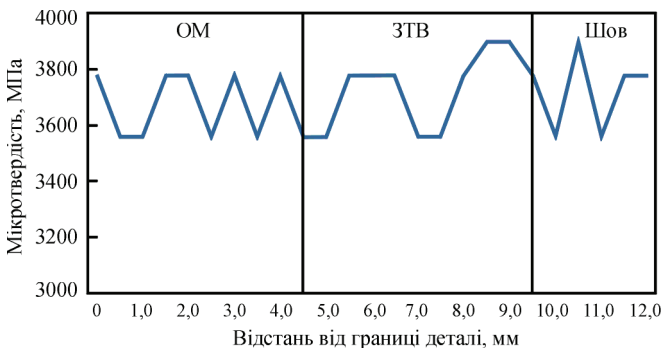


Рис. 6.9. Розподіл мікротвердості з'єднання титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконаного АДЗ по шару флюсу, у стані після відпалу 750 °C

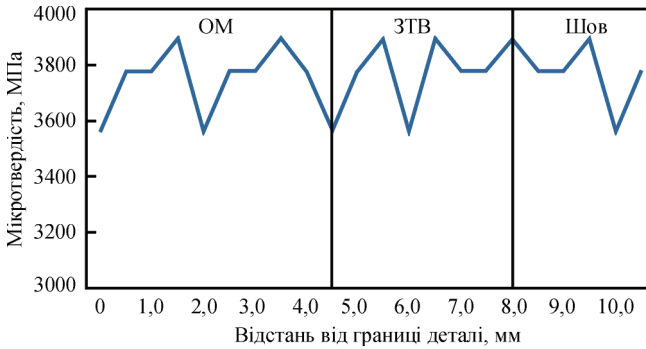


Рис. 6.10. Розподіл мікротвердості з'єднання сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного АДЗ з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 11 %), у стані після відпалу 750 °С

6.2. ВПЛИВ ПІЧНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ, ОТРИМАНИХ ЕЛЕКТРОНО-ПРОМЕНЕВИМ ЗВАРЮВАННЯМ

Зварні з'єднання економнолегованого псевдо- β титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконані методом електронно-променевого зварювання, навіть із застосуванням локальної термічної обробки демонструють неоднорідну структуру та знижені порівняно з основним металом показники міцності. Це обумовлено формуванням у металі шва значної кількості метастабільної β -фази. Для досягнення рівномірності з основним металом, формування однорідної структури без метастабільних фаз та зняття зварювальних напружень зварні з'єднання цього сплаву піддали трьом видам післязварювальної термічної обробки — відпалу. Режими термічної обробки наведено в табл. 6.3. Відпал передбачає нагрівання до 740...750 °С з витримкою та подальшим охолодженням у печі. Поперечні макрошліфи зварних з'єднань представлені на рис. 6.11.

Основний метал зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного ЕПЗ з подальшим відпалом при температурі 750 °С впродовж 1 год, показано на рис. 6.12. Основний метал складається з рівновісних поліедричних первинних β -зерен розміром 200...800 мкм (рис. 6.12, а), в об'ємі яких на тлі матричної β -фази спостерігаються як пластинчасті α -частинки завдовжки 2...7 мкм і завтовшки \sim 1 мкм, так і більш дис-

Таблиця 6.3. Режими післязварювальної термообробки з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаних ЕПЗ

№ режиму	Термообробка	Примітка
1	Нагрівання до 750 °С, витримка 1 год, охолодження в печі	Нагрівання та охолодження здійснювалися у вакуумній печі

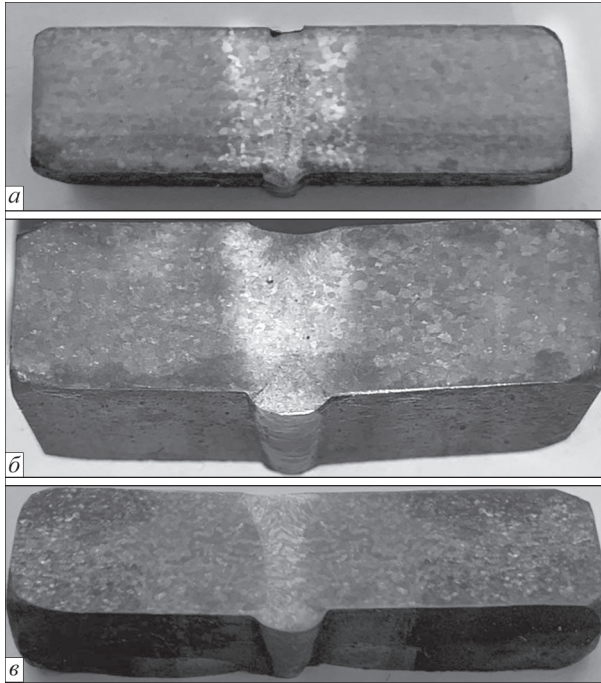


Рис. 6.11. Макрошліфи зварних з'єднань економнолегованого псевдо- β титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконаного ЕПЗ: *a* — у стані після відпалу $750\text{ }^\circ\text{C}$; *b* — у стані після гартування у воду та старіння при $450\text{ }^\circ\text{C}$; *v* — у стані після нагрівання до $740\dots750\text{ }^\circ\text{C}$ з витримкою та подальшим охолодженням

персні виділення розміром $\sim 1\text{ мкм}$ (рис. 6.12, *b*). Границі зерен потовщені, товщина зеренно-мережевих виділень становить $1.5\dots 2\text{ мкм}$ (рис. 6.12, *v*).

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконаного ЕПЗ з подальшим відпалом при температурі $750\text{ }^\circ\text{C}$ впродовж 1 год, показано на рис. 6.13. Метал шва має дендритну структуру (рис. 6.13, *a*) і складається з рівновісних і витягнутих у напрямку тепловідводу первинних β -зерен різного розміру, проте структура металу шва дрібніше структури основного металу (рис. 6.13, *a*).

В об'ємі зерен стався розпад β -фази із виділенням пластинчастих (завдовжки $< 4\text{ мкм}$) і округлих (розміром $< 1\text{ мкм}$) частинок (рис. 6.13, *z*). Розпад у зернах металу переважно рівномірний, але зустрічаються ділянки, особливо поблизу границь, з меншою щільністю частинок, що виділилися (рис. 6.13, *b, v*). Границі зерен потовщені, ширина фази, що виділилася уздовж границь (найімовірніше α -фаза), — $\sim 2\text{ мкм}$.

Мікроструктуру металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконаного ЕПЗ з подальшим відпалом при температурі $750\text{ }^\circ\text{C}$ впродовж 1 год, показано на рис. 6.14. Як видно з наведених фотографій, структура металу ЗТВ складається з рівновісних поліедричних

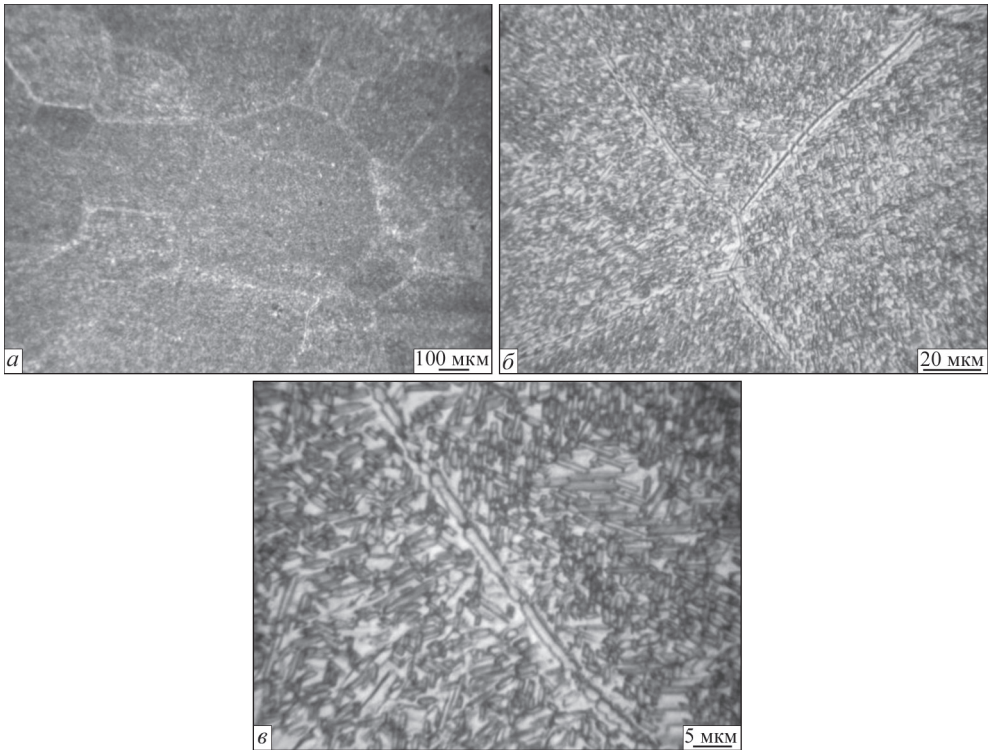


Рис. 6.12. Мікроструктура основного металу з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконаного ЕПЗ, у стані після відпалу $740\dots750\text{ }^\circ\text{C}$ і з подальшим охолодженням в печі

зерен розміром $200\dots800\text{ }\mu\text{m}$ (рис. 6.14, *a* ліворуч), на відміну від дрібніших зерен металу шва (рис. 6.14, *a* праворуч). В об'ємі зерен стався розпад β -фази з виділенням пластинчастих (завдовжки $<4\text{ }\mu\text{m}$) (рис. 6.14, *б*) і округлих (розміром $<1\text{ }\mu\text{m}$) частинок (рис. 6.14, *в*). Загалом внутрішньозеренна структура металу ЗТВ і параметри її структурних елементів ідентичні таким у металі шва.

Таким чином, після відпалу метал шва та ЗТВ складається з рівновісних β -зерен. При цьому структура металу шва дрібніша від структури основного металу, на тлі матричної β -фази спостерігаються як пластинчасті α -частинки завдовжки в основному металі $2\dots7\text{ }\mu\text{m}$, а в металі шва — $\leq 4\text{ }\mu\text{m}$, так і більш дисперсні виділення розміром $\leq 1\text{ }\mu\text{m}$.

Кількість β -фази в основному металі та металі шва сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$ після термообробок загалом знизилася у порівнянні зі з'єднаннями після зварювання та знаходиться на рівні 47% (табл. 6.4).

Відпал при температурі $750\text{ }^\circ\text{C}$ дозволяє підняти рівень міцності основного металу на 61 МПа , а саме, з 1015 МПа у стані після зварювання до 1169 МПа , а для з'єднань — на 172 МПа (табл. 6.5). Слід зазначити, що руйнування з'єднань, виконаних ЕПЗ і підданих відпалу, відбувається по основному металу, що

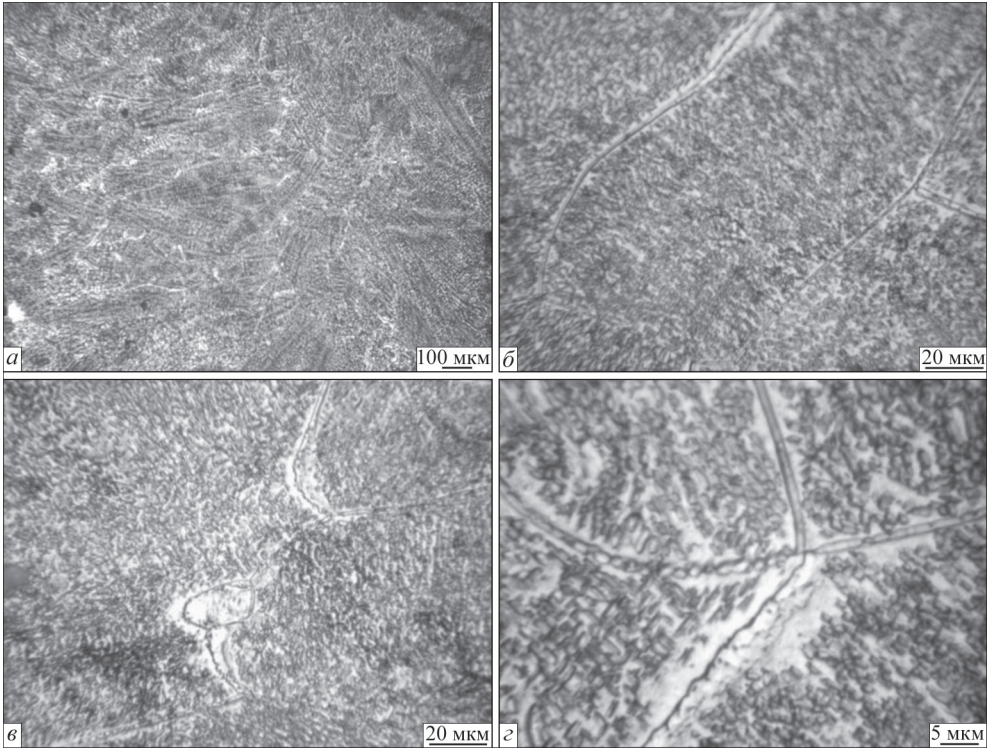


Рис. 6.13. Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного ЕПЗ, у стані після відпалу $740...750\text{ }^{\circ}C$ і з подальшим охолодженням в печі

підтверджує дещо нижчу міцність основного металу порівняно зі з'єднанням загалом.

Необхідно зазначити, що найпростішою термообробкою для з'єднань, виконаних ЕПЗ економнолегованого псевдо- β сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, є післязварювальний відпал без контрольованого охолодження або перенесення в гартівну середу, але який забезпечує однорідну рівномірну структуру як основного металу, так і металу шва, і ЗТВ, найближчі значення вмісту β -фази в основному металі та металі шва, а також високі механічні властивості з'єднань на рівні 1169 МПа, що складає 115 % міцності сплаву в стані після прокату чи 97 % міцності з'єднань у стані після гартування у воду зі старінням.

Таблиця 6.4. Кількість β -фази в основному металі та металі шва з'єднань економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаних ЕПЗ, у стані після термообробки

Режим термообробки, №	Тип зразка, термообробка	Кількість β -фази, %
1	Основний метал, відпал	54
1	Зварне з'єднання, відпал	47

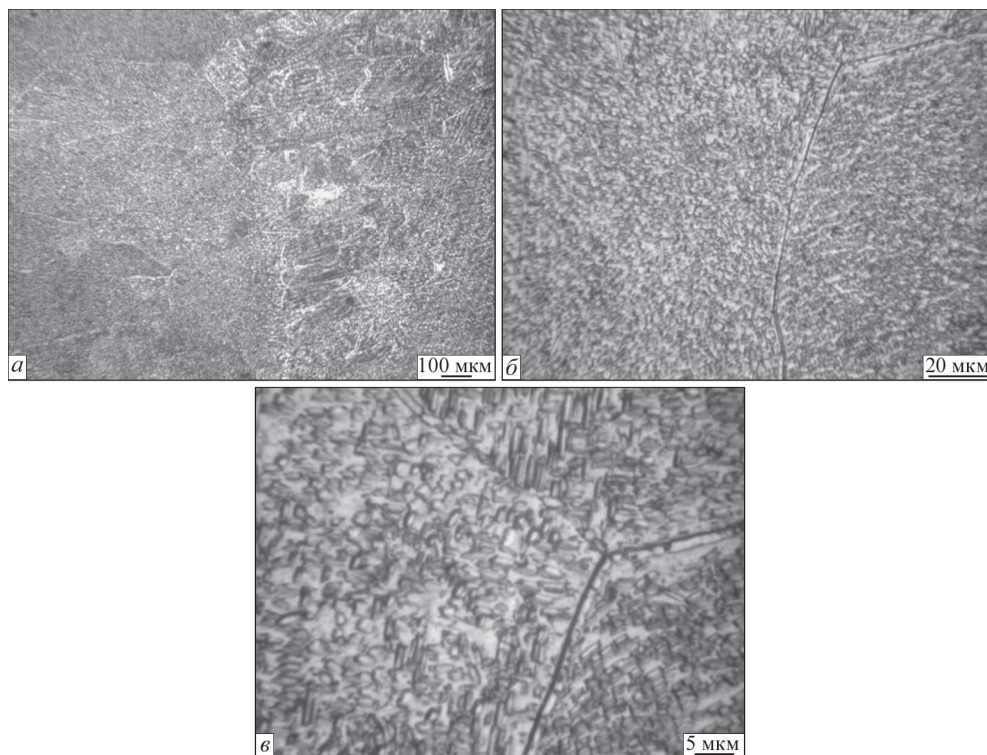


Рис. 6.14. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконаного ЕПЗ, у стані після відпалу 740...750 °С і з подальшим охолодженням в печі

Таблиця 6.5. Механічні властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконаних ЕПЗ, у стані після термообробки

Режим термообробки, №	Тип зразка	Границя міцності σ_b , МПа	Границя плинності σ_r , МПа	Відносне подовження δ_s , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість KCV, Дж/см ²
1	Основний метал	1058	987	–	–	11.5
1	З'єднання	1169	1141	1.3	1.3	4.8

6.3. ВПЛИВ ЗМІЦНЮЮЧОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ

Для оцінки можливості зміцнення зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконаних АДЗ та ЕПЗ, проводились дослідження властивостей з'єднань, підданих зміцнюючій термічній обробці.

Зварні з'єднання, виконані АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту, після зварювання були піддані термічному зміцненню (табл. 6.6) на двох режимах:

1 — нагрів до 750 °С, витримка 1 год, гартування у воді, старіння при температурі 450 °С 4 год;

2 — нагрів до 750 °С у печі, уповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °С/с.

Мікроструктуру основного металу зварного з'єднання, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу без подачі присадного дроту в стані після гартування та подальшого старіння (режим № 1 табл. 6.7) наведено на рис. 6.15. Структура основного металу — однорідна та рівномірна (рис. 6.15, а), α -частинки мають розмір від <1 до 2...3 мкм (рис. 6.15, б).

Метал шва цього з'єднання має дендритну структуру, на тлі якої розрізняються рівновісні та витягнуті в напрямку тепловідводу первинні β -зерна (рис. 6.16, а). Внутрішньозеренна структура металу шва близька до такої для

Таблиця 6.6. Режими термічної обробки зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe

№ режиму	Тип з'єднань	Зміцнююча термообробка	Примітка
1	АДЗ по шару флюсу	Нагрів до 750 °С, витримка 1 год, гартування у воду, старіння при температурі 450 °С впродовж 5 год	Нагрівання в печі без захисної атмосфери
2	АДЗ з присадкою $V_{п.пр} = 30$ м/год	Нагрів до 750 °С, витримка 1 год, гартування у воду, старіння при температурі 450 °С впродовж 5 год	Нагрівання в печі без захисної атмосфери
3	АДЗ з присадкою $V_{п.пр} = 30$ м/год	Нагрів до 750 °С, уповільнене охолодження з регламентованої швидкістю 1 °С/хв	Нагрівання та охолодження здійснювалися у вакуумній печі

Таблиця 6.7. Кількість β -фази в основному металі та металі зварних швів економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe у стані після зміцнюючої термічної обробки

Зразок	Тип термічної обробки	Кількість β -фази, %
Основний метал		45
АДЗ по шару флюсу	Гартування у воду та старіння при температурі 450 °С	38
АДЗ з присадкою		35
АДЗ з присадкою	Уповільнене охолодження зі швидкістю 1°С/хв	40

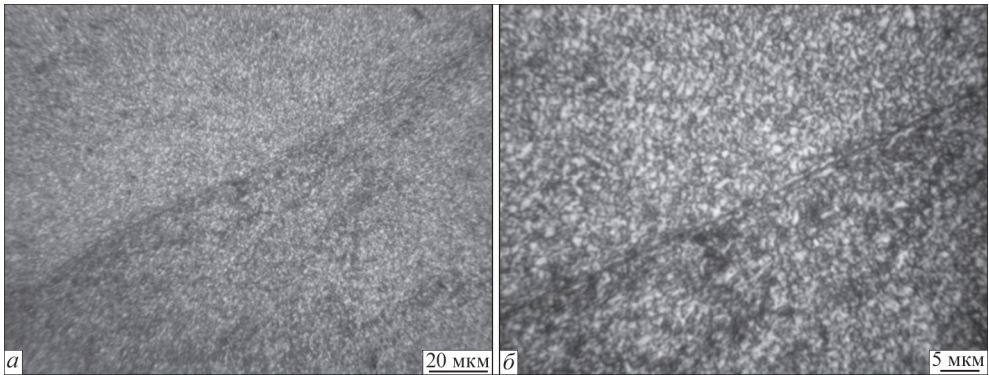


Рис. 6.15. Мікροструктура основного металу з'єднання титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ по шару флюсу, у стані після гартування та старіння на режимі № 1

основного металу і має близькі з основним металом параметри структурних складових (рис. 6.16, б, в).

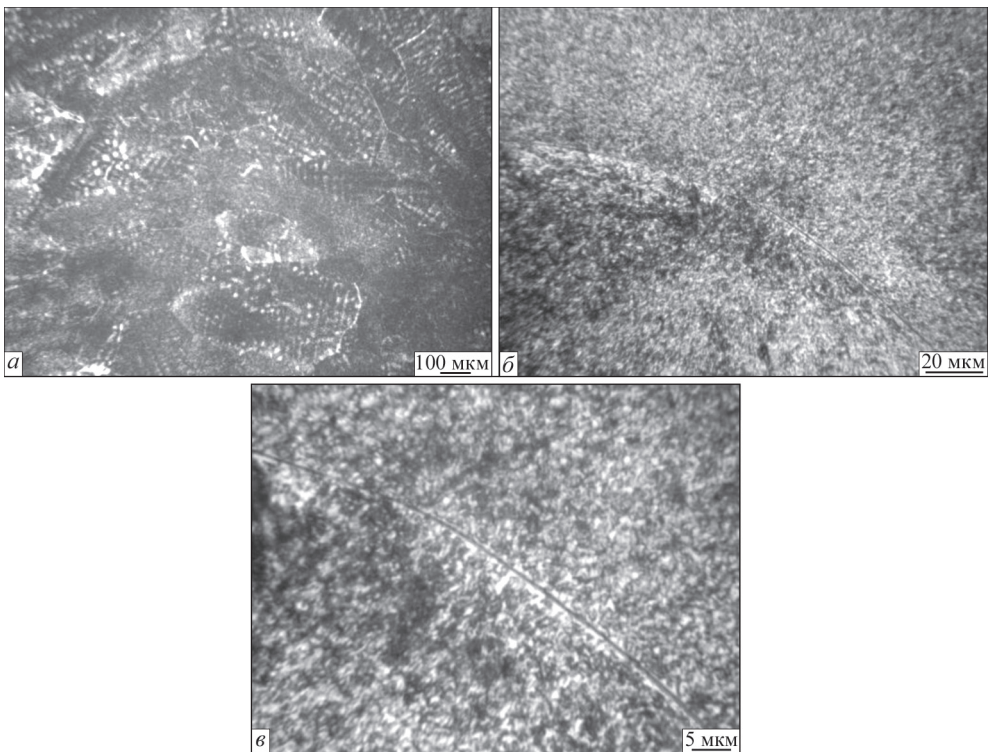


Рис. 6.16. Мікροструктура металу шва з'єднання титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ по шару флюсу, у стані після гартування та старіння на режимі № 1

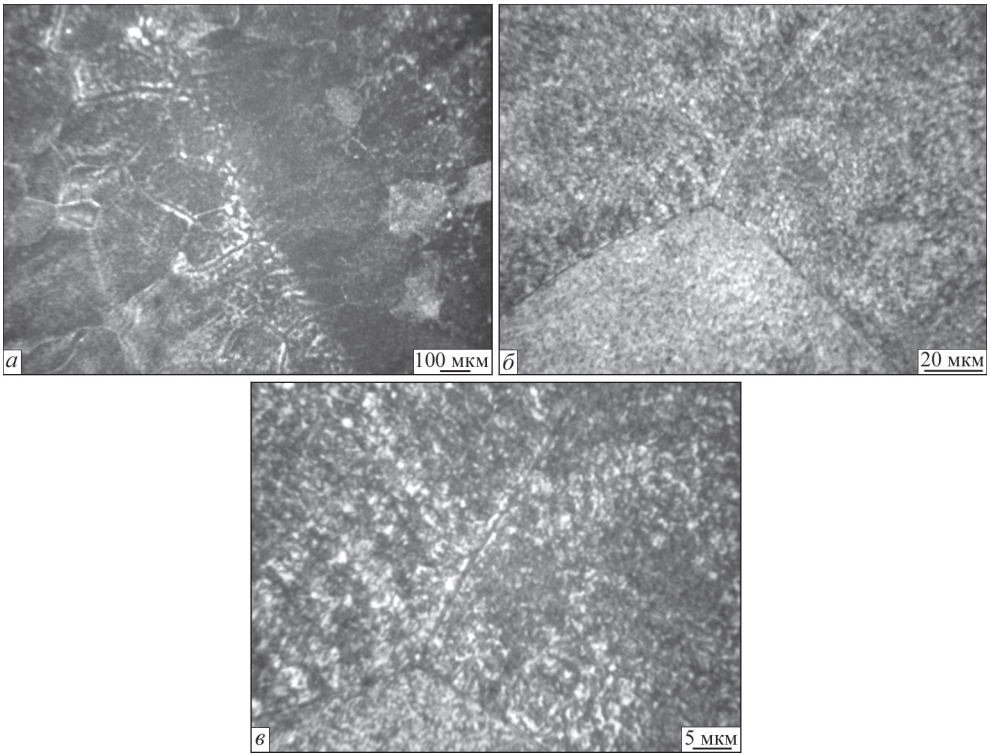


Рис 6.17. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ по шару флюсу, у стані після гартування та старіння на режимі № 1

Мікроструктуру металу ЗТВ цього з'єднання показано на рис. 6.17. Рівновісні зерна металу ЗТВ мають схожу з металом шва внутрішньозеренну структуру та близькі за параметрами структурних складових (рис. 6.17, б, в).

Мікроструктуру основного металу зварного з'єднання титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням з подачею присадного дроту ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 10 %), у стані після гартування та старіння на режимі № 2 (табл. 6.6), наведено на рис. 6.18. Основний метал має смугасту структуру (рис. 6.18, а), де смуги з інтенсивним розпадом β -твердого розчину (рис. 6.18, б) чергуються зі смугами з низьким ступенем розпаду (рис. 6.18, в). Дисперсні частинки, що утворилися після розпаду β -твердого розчину, не перевищують 1 мкм. Основний метал приповерхневих ділянок (рис. 6.18, в) має високий ступінь розпаду β -твердого розчину.

Мікроструктуру металу шва зварних з'єднань титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням з подачею присадного дроту ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 10 %), у стані після гартування та старіння на режимі № 2 (табл. 6.6), наведено

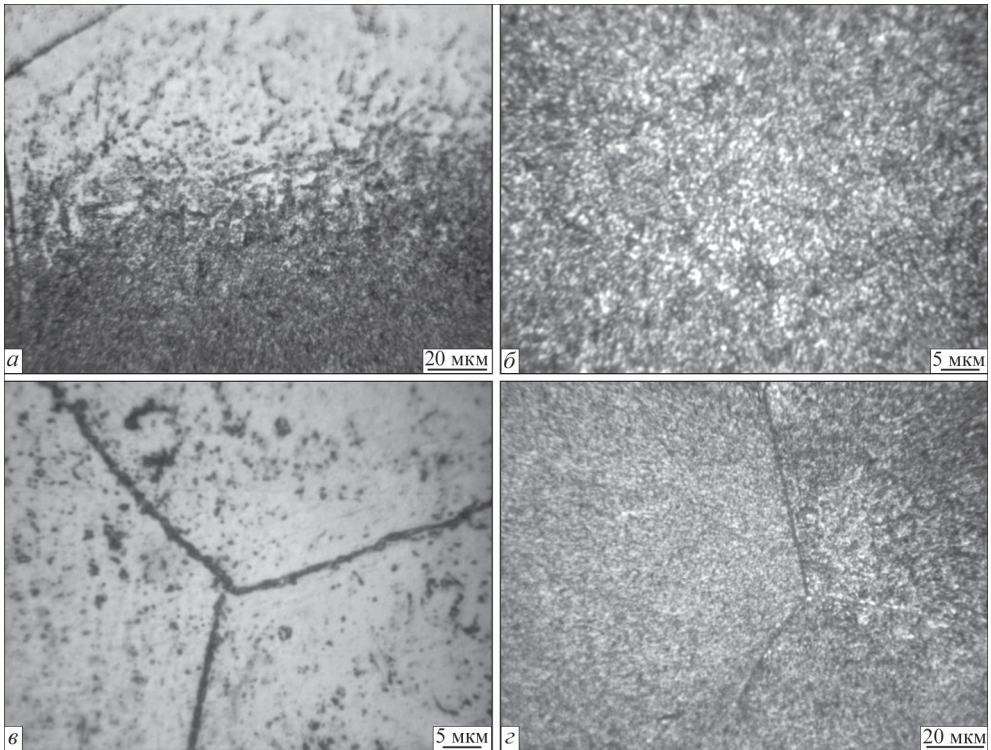


Рис. 6.18. Мікроструктура основного металу з'єднання титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 10 %), у стані після гартування та старіння на режимі № 2

на рис. 6.19. Шов має дендритну структуру (рис. 6.19, *a*), на тлі якої виявляються потовщені границі рівновісних і витягнутих в напрямку тепловідводу первинних β -зерен (рис. 6.19, *б*). Частинки α -фази в металі шва мають розміри від <1 до 2...3 мкм (рис. 6.19, *в*).

Мікроструктуру металу ЗТВ цього з'єднання представлено на рис. 6.20. У ЗТВ переважає β -фаза (рис. 6.20, *a*). Метал ЗТВ складається з рівновісних зерен із субструктурою (рис. 6.20, *б, в*).

На рис. 6.20, *в, г* показано пришовну ділянку ЗТВ, а на рис. 6.20, *д* — іншу частину ЗТВ. Найінтенсивніший розпад β -фази відбувається в пришовній зоні, причому тут продукти розпаду розподілені нерівномірно. Крім дуже дисперсних частинок розміром <1 мкм, відносно рівномірно розподілених в об'ємі зерна, у пришовній зоні мають місце більш рівновісні частинки розміром 1...3 мкм, що утворюють невеликі скупчення (рис. 6.20, *в*). За границями пришовної зони таких скупчень не спостерігається.

Мікроструктуру основного металу зварного з'єднання титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням з подачею присадного дроту ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у

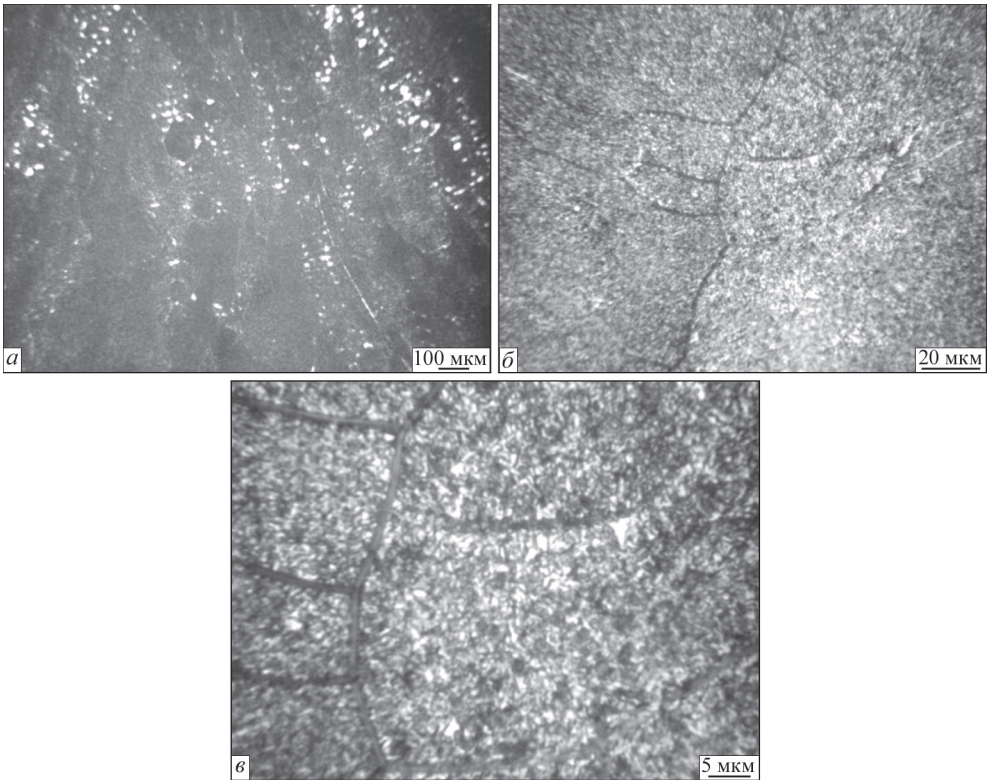


Рис. 6.19. Мікроструктура металу шва з'єднання титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 10 %), у стані після гартування та старіння на режимі № 2

шві 10 %), у стані після уповільненого охолодження від температури $750\text{ }^{\circ}C$ зі швидкістю $1\text{ }^{\circ}C/xв$ на режимі № 3 (табл. 6.6), наведено на рис. 6.21.

Основний метал має рівномірну однорідну двофазну внутрішньозеренну структуру (рис. 6.21, а), що складається з α - і β -фаз з розміром частинок α -фази $1...5\text{ }\mu m$ (рис. 6.21, б), границі зерен потовщені, їх товщина становить $1...2\text{ }\mu m$ (рис. 6.21, б). В основному металі є смуги з різним ступенем розпаду β -твердого розчину. Мікроструктуру основного металу в смугі з вищою щільністю частинок, що виділилися, показано на (рис. 6.21, в, з).

На тлі матричної β -фази спостерігаються α -пластини завдовжки $5...12\text{ }\mu m$ і завтовшки до $1\text{ }\mu m$, крім того, в об'ємі зерен присутні дисперсні частинки розміром $<1\text{ }\mu m$. Границі зерен також декоровані дисперсними частинками (рис. 6.21, з). Мікроструктуру основного металу ліворуч від шва в смугі з низькою інтенсивністю розпаду β -фази показано на рис. 6.21, д, е. У цій смугі основний метал в об'ємі зерна в основному спостерігаються дисперсні частинки розміром $\leq 1\text{ }\mu m$, пластинчасті частинки — поодинокі (рис. 6.21, е).

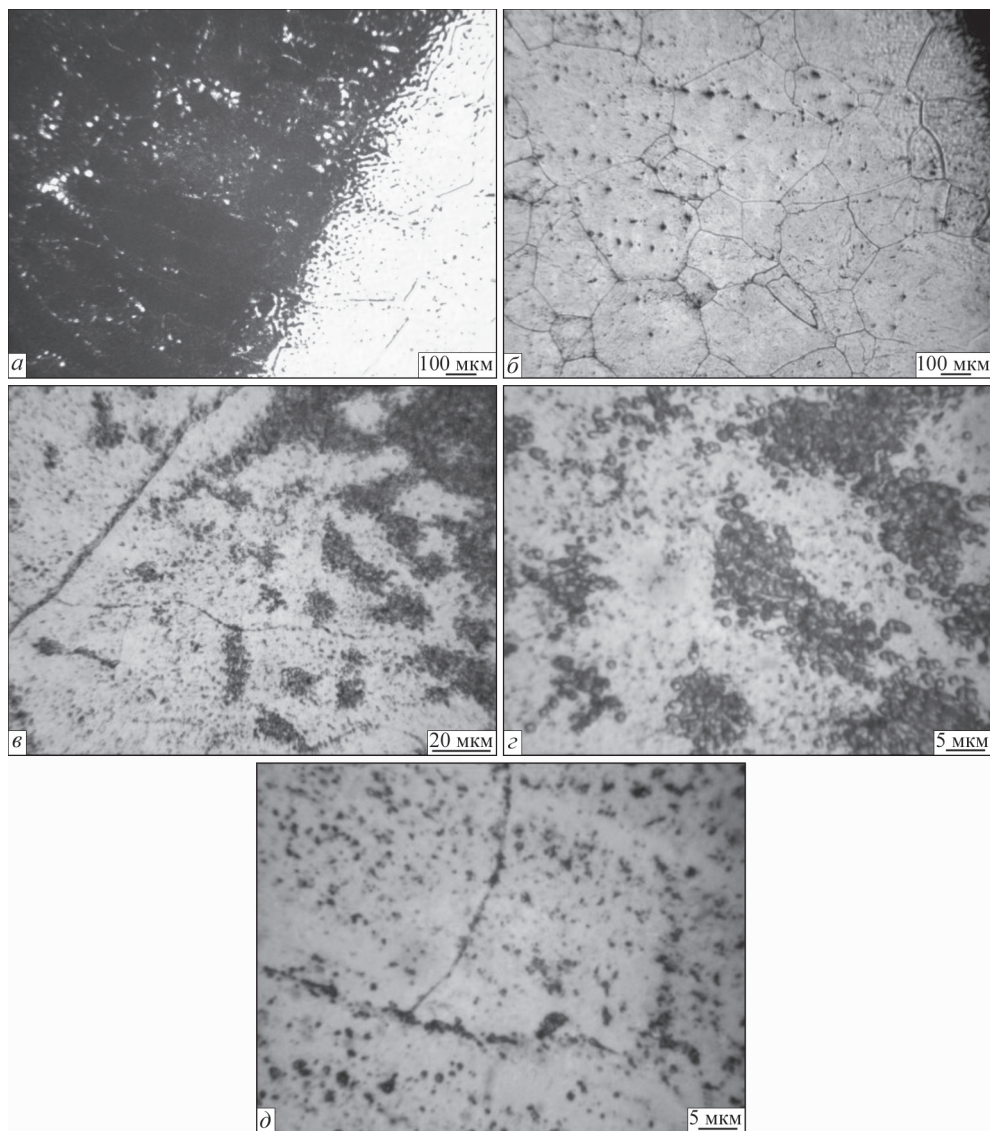


Рис. 6.20. Мікροструктура металу ЗТВ з'єднання титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 10 %), у стані після гартування та старіння на режимі № 2

На границях зерен виділяються рівновісні частинки розміром < 2 мкм (рис. 6.21, е), їх природу необхідно визначати додатково, оскільки їх присутність може сприяти зереннограничному розтріскуванню. Мікροструктуру металу шва цього з'єднання представлено на рис. 6.22. На тлі дендритної структури металу шва виявляються рівновісні та витягнуті в напрямку тепловідводу (їх більшість) первинні β -зерна (рис. 6.22, а).

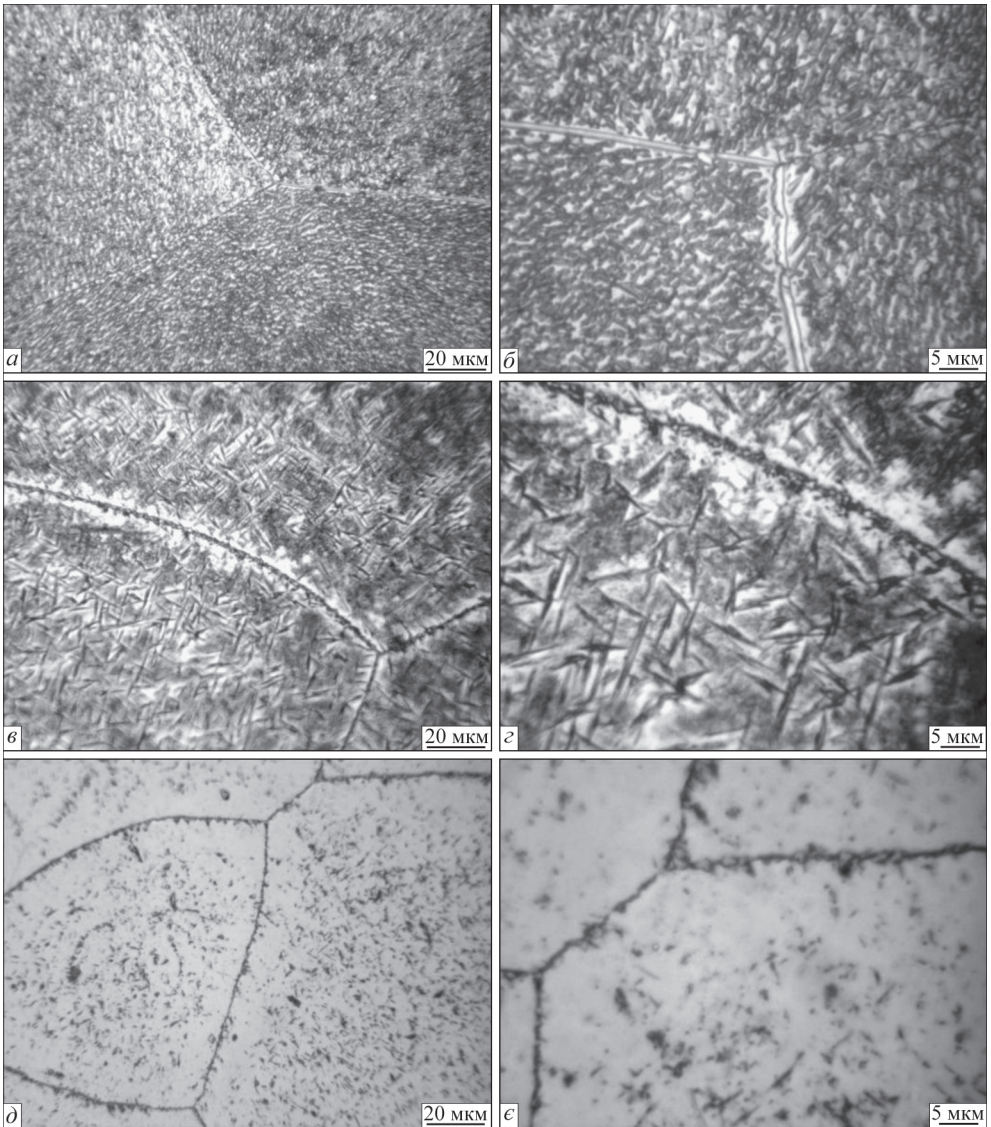


Рис. 6.21. Мікроструктура основного металу з'єднання титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 10 %), у стані після уповільненого охолодження на режимі № 3

Границі зерен потовщені (рис. 6.22, б), товщина збільшується уздовж границі фази 1,5...2 мкм (рис. 6.22, в). Частинки α -фази в об'ємі зерна — пластинчасті та рівновісні (їх більшість), розміри α -частинок складають 1...7 мкм.

Мікроструктуру металу ЗТВ титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням з подачею присадного дроту ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 10 %), у стані після уповільне-

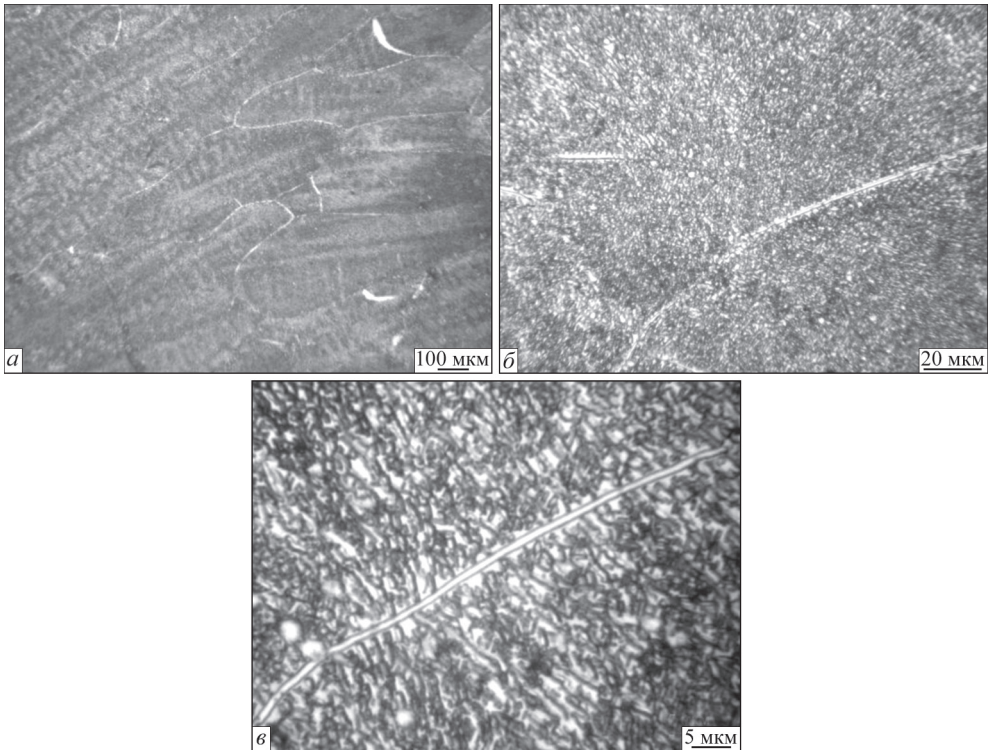


Рис. 6.22. Мікροструктура металу шва з'єднання титанового сплаву $\text{Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe}$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 10 %), у стані після уповільненого охолодження на режимі № 3

ного охолодження від температури $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ зі швидкістю $1\text{ }^{\circ}\text{C/хв}$ на режимі № 3, показано на рис. 6.23. Метал ЗТВ складається з рівновісних зерен з нерівномірним розподілом елементів розпаду β -твердого розчину (рис. 6.23, а), у результаті якого в металі ЗТВ утворюється двофазна ($\alpha+\beta$)-структура, α -фаза виділилася у вигляді пластин завдовжки $<10\text{ }\mu\text{m}$ і завтовшки $<2\text{ }\mu\text{m}$ (рис. 6.23, б), а також у вигляді рівновісних дисперсних частинок розміром $\sim 1\text{ }\mu\text{m}$ (рис. 6.23, в). У ділянках ЗТВ, прилеглих до основного металу, з низькою інтенсивністю розпаду β -фази, виділення α -фази з β -твердого розчину відбувається нерівномірно (рис. 6.23, г), окремі скупчення α -частинок відокремлені одне від одного ділянками з низькою щільністю дисперсних частинок. У скупченнях присутні пластинчасті та дисперсні частки, довжина α -пластин — $2\text{...}10\text{ }\mu\text{m}$, рівновісні частки — розміром $<1\text{...}2\text{ }\mu\text{m}$. У приграничних ділянках завширшки $20\text{...}30\text{ }\mu\text{m}$ скупчення частинок відсутні (рис. 6.23, д).

Таким чином, можна зробити висновок, що в результаті впливу уповільненого охолодження від температури відпалу в зварному з'єднанні титанового сплаву $\text{Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe}$ утворилися різноманітніші за розмірами α -частинки, ніж у з'єднаннях, підданих гартуванню зі старінням.

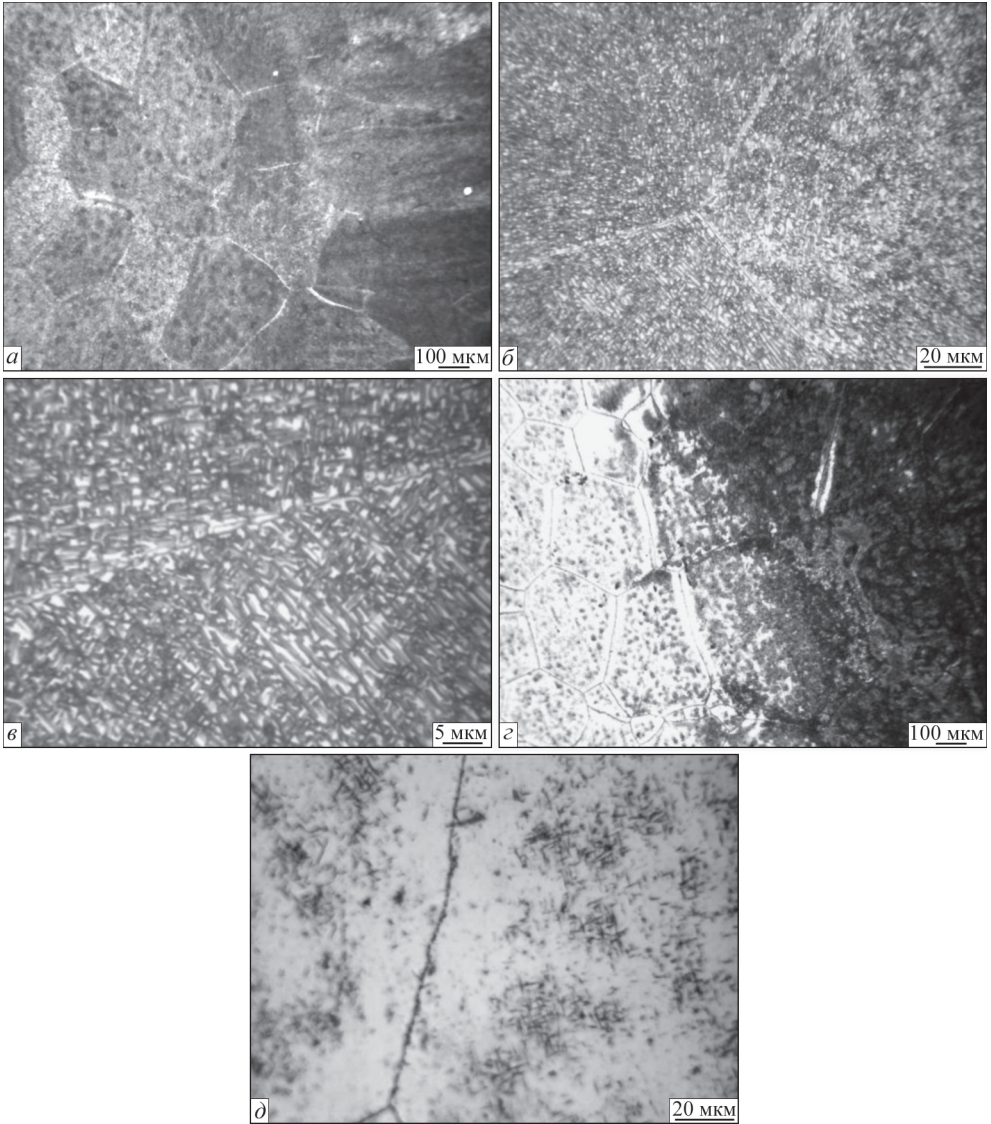


Рис. 6.23. Мікροструктура металу ЗТВ з'єднання титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 10 %), у стані після уповільненого охолодження на режимі № 3

Таким чином, у результаті впливу зміцнюючої термообробки — гартування у воду та старіння — в основному металі титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$ сформувалася однорідна та рівномірна структура із розмірами α -частинок від <1 до $2...3$ мкм (більшими, ніж після відпалу). Внутрішньозеренна структура металу шва та ЗТВ з'єднання, виконаного без подачі присадного металу, близька до такої для основного металу і має близькі з

основним металом параметри структурних складових. Частинки α -фази в металі шва, виконаного з 10 % присадки ВТ1-00 у шві, мають розміри від <1 до 2...3 мкм.

Основний метал після уповільненого охолодження має рівномірну однорідну двофазну внутрішньозеренну структуру, що складається з α - і β -фаз із розміром частинок α -фази 1...5 мкм.

У з'єднаннях, виконаних з 10 % присадки ВТ1-00 у шві та підданих уповільненому охолодженню від температури 750 °С зі швидкістю 1 °С/хв, більшість частинок α -фази рівновісні, розміри α -частинок складають 1...7 мкм. Така структура основного металу та металу шва з'єднання дозволяє припустити вищі значення показників ударної в'язкості з'єднань, підданих уповільненому охолодженню зі швидкістю 1 °С/хв, у порівнянні із гартуванням у воду та старінням.

Кількість β -фази в основному металі та металі шва знаходиться на рівні 35...40 % (табл. 6.7). Причому в швах, виконаних з додаванням присадного дроту ВТ1-00, кількість β -фази найнижча, що пояснюється зниженням ступеня легування металу шва. В основному металі кількість β -фази складає 45 %.

Встановлення розподілу мікротвердості металу зварних з'єднань економічного титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe після зміцнюючої термообробки дозволило зробити висновок, що рівень мікротвердості в основному металі, шві та ЗТВ після гартування та старіння знаходиться в інтервалі 3500...3900 МПа (рис. 6.24, 6.25).

Після уповільненого охолодження рівень мікротвердості в основному металі, шві та ЗТВ після гартування та старіння знаходиться в діапазоні 3320...3560 МПа (рис. 6.26). Менша мікротвердість з'єднань після уповільненого охолодження може свідчити про менший рівень міцності з'єднань.

Аналіз механічних властивостей зварних з'єднань економічного титанового псевдо- β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаних АДЗ, які пройшли термічне зміцнення у вигляді гартування з подальшим старінням або повільно-

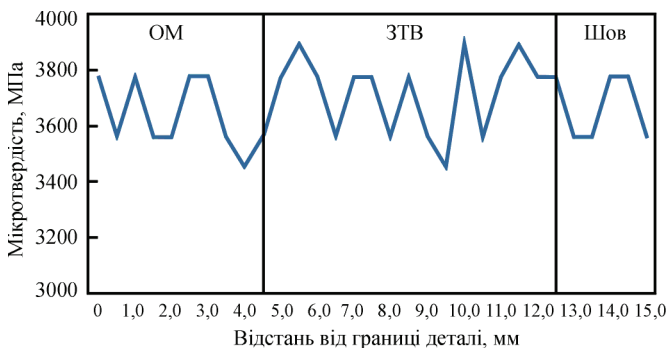


Рис. 6.24. Розподіл мікротвердості з'єднання титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного АДЗ по шару флюсу, у стані після гартування та старіння на режимі № 1

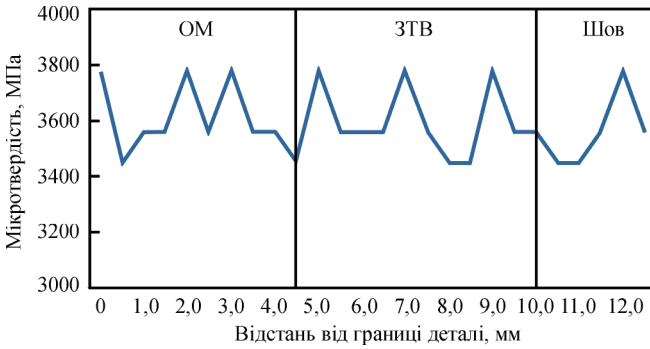


Рис. 6.25. Розподіл мікротвердості з'єднання сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 11 %), у стані після гартування та старіння на режимі № 2

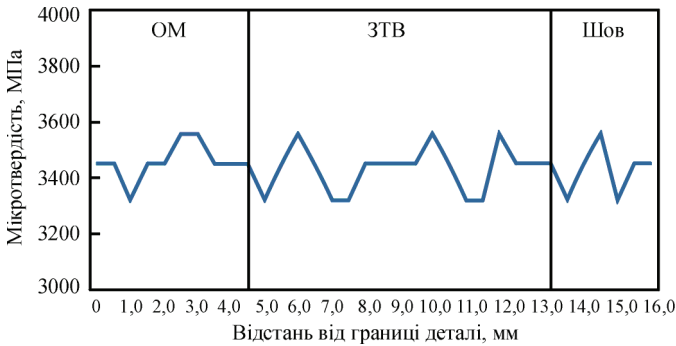


Рис. 6.26. Розподіл мікротвердості з'єднання сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного АДЗ з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 у шві 11 %), у стані після уповільненого охолодження на режимі № 3

го охолодження з контрольованою швидкістю $1\text{ }^\circ\text{C/хв}$, показав, що при незмінному хімічному складі шва максимальні значення міцності досягаються після гартування з подальшим старінням (табл. 6.8) і становлять 1156 МПа. Проте з'єднання, виконані методом АДЗ по флюсу та відпущені, демонструють ще вищі показники міцності — 1197 МПа.

Таким чином, можна зробити висновок, що для сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$ з трьох видів післязварювальної термічної обробки — відпалу, гартування зі старінням та уповільненого охолодження — найбільший зміцнюючий ефект має відпал при $750\text{ }^\circ\text{C}$, що дозволяє підняти рівень міцності з'єднань на 461 МПа, а саме, з 1002 МПа у стані після зварювання до 1463 МПа, а при незмінному хімічному складі рівень міцності з'єднань після відпалу підвищиться на 185 МПа — з 972 МПа у стані після зварювання до 1197 МПа. На відміну від псевдо- β сплаву ВТ19 відпал при $750\text{ }^\circ\text{C}$ для сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$ є ефективнішою термообробкою. Таке закалювання та старіння дозволяє підняти рівень міцності з'єднань псевдо- β сплаву ВТ19,

Таблиця 6.8. Механічні властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконані АДЗ, у стані після зміцнюючої термічної обробки

Зразок	Тип термічної обробки	Границя міцності σ_b , МПа	Границя текучості σ_r , МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість KCV , Дж/см ²
Основний метал	Гартування у воду та старіння при температурі 450 °С	1165	1150	–	–	4.1
АДЗ по шару флюсу		1156	1127	4.2	6.2	6.9
АДЗ з присадкою $V_{n,пр} = 30$ м/год		1055	1055	2.8	10.1	5.3
АДЗ з присадкою $V_{n,пр} = 30$ м/год	Уповільнене охолодження зі швидкістю 1 °С /хв	958	958	1.3	2.4	6.5

виконаних ЕПЗ, на 295 МПа, а відпал при 750 °С цих самих з'єднань — на 136 МПа. Також і для з'єднань псевдо- β сплаву ВТ19, виконаних АДЗ, закалювання та старіння дозволяє підняти рівень міцності на 283 МПа, а відпал при 750 °С цих самих з'єднань — на 120 МПа [95].

З'єднання, виконані АДЗ з присадним дротом ВТ1-00св на режимах, що забезпечать 10...12 % вмісту присадного металу в металі шва після закалювання зі старінням, мають найменші значення міцності, які складають 1055 МПа. Міцність з'єднань збільшилась на 53 МПа порівняно з міцністю з'єднань після зварювання.

Така термічна обробка, як сповільнене охолодження зі швидкістю 1 °С/хв, не призводить до підвищення міцності з'єднань, що залишилась на рівні 958 МПа, як і для з'єднань, виконаних ЕПЗ. Навпаки, міцність з'єднань внаслідок впливу сповільненого охолодження зі швидкістю 1 °С/хв знижується до рівня, що відповідає міцності з'єднань, отриманих ЕПЗ у стані після зварювання, — 960 МПа. Це дозволяє зробити висновок про недоцільність для з'єднань економнолегованого псевдо- β сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконаних АДЗ, застосування уповільненого охолодження.

Таким чином, дослідження властивостей зварних з'єднань економнолегованого псевдо- β сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконаних АДЗ і підданих трьом видам післязварювальної термообробки, дозволило зробити висновок, що найбільший зміцнюючий ефект має відпал при 750 °С, що дозволяє підняти рівень міцності з'єднань з 1002 МПа у стані після зварювання до 1463 МПа, а при постійному хімічному складі шва відпал при 750 °С дозволяє підняти рівень міцності з'єднань з 972 МПа у стані після зварювання до 1197 МПа.

Найефективнішим методом АДЗ економнолегованого псевдо- β сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe є зварювання з присадним дротом ВТ1-00св на режи-

Таблиця 6.9. Режими післязварювальної термообробки з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаних ЕПЗ

№ режиму	Термообробка	Примітка
1	Нагрів до 750 °С, витримка 1 год, охолодження в печі	Нагрівання та охолодження здійснювалися у вакуумній печі
2	Нагрів до 750 °С, витримка 1 год, гартування у воду, старіння при температурі 450 °С, витримка 5 год, охолодження на повітрі	Нагрівання, відпал та старіння в печі здійснювалися без захисної атмосфери
3	Нагрів до 750 °С, уповільнене охолодження з регламентованої швидкістю 1 °С/хв	Нагрівання та охолодження здійснювалися у вакуумній печі

мах, що забезпечують 10...12 % вмісту присадного металу в металі шва. У разі АДЗ зварювання без зміни хімічного складу металу шва найефективнішим методом АДЗ сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe є зварювання по шару флюсу.

Найефективнішою післязварювальною термообробкою з'єднань економнолегованого псевдо-β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe є відпал з охолодженням у печі без перенесення в охолоджуюче середовище, що забезпечує рівень міцності з'єднань 1197 МПа без зміни хімічного складу металу шва та 1463 МПа — на режимах, що забезпечують 10...12 % вмісту VT1-00 у шві.

При застосуванні ЕПЗ в якості режимів термічної обробки були обрані гартування у воду з наступним старінням та відпал з наступним уповільненим охолодженням зі швидкістю 1 °С/хв.

Режими післязварювальних термічних обробок наведено в табл. 6.9. Відпал економнолегованого титанового псевдо-β сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe передбачає нагрів до температури 740...750 °С, витримку та подальше охолодження в печі. Поперечні макрошліфи цих зварних з'єднань наведено на рис. 6.27.

Мікроструктура основного металу економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного ЕПЗ, з наступним гартуванням у воду від температури 750 °С і старінням при 450 °С впродовж 5 год, є рівномірною та однорідною (рис. 6.28). У порівнянні з основним металом зварного з'єднання, виконаного ЕПЗ, з подальшим відпалом при температурі 750 °С впродовж 1 год, основний метал розглянутого зварного з'єднання має більш дисперсну внутрішньозеренну мікроструктуру. Розмір частинок, що виділилися при розпаді β-фази, переважно становить до 1...2 мкм (рис. 6.28, б).

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного ЕПЗ, з наступним гартуванням у воду від температури 750 °С і старінням при 450 °С впродовж 5 год, представлено на рис. 6.29. У металі шва проявляється дендритна структура.

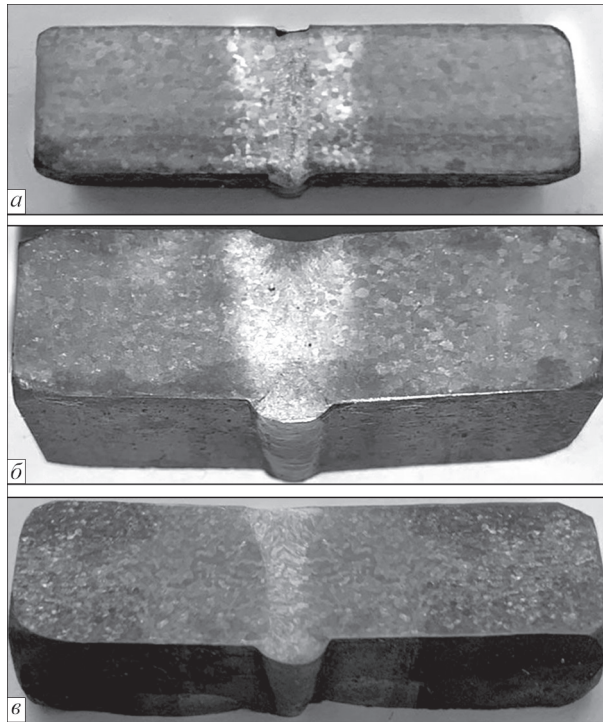


Рис. 6.27. Макрошліфи зварних з'єднань економічнолегованого псевдо- β титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного ЕПЗ: *a* — у стані після відпалу 750 °С; *b* — у стані після гартування у воду і старіння при 450 °С; *c* — у стані після уповільненого охолодження на режимі № 3 від температури 750 °С

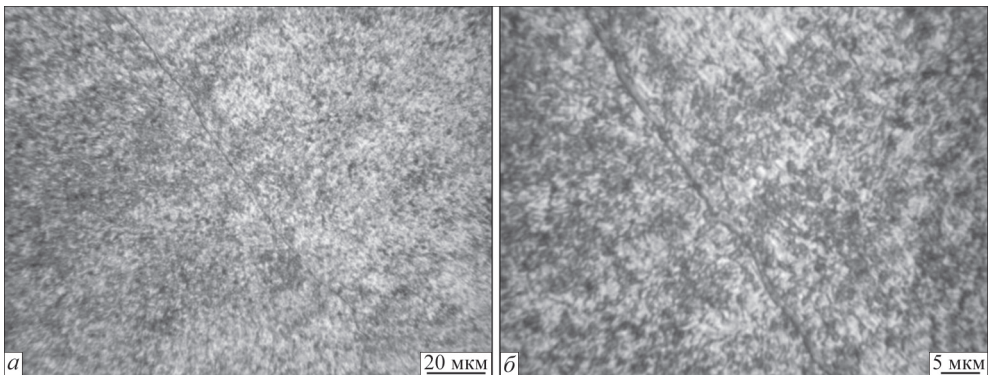


Рис. 6.28. Мікроструктура основного металу з'єднання економічнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, виконаного ЕПЗ, у стані після гартування від температури 750 °С і старіння при 450 °С впродовж 5 год

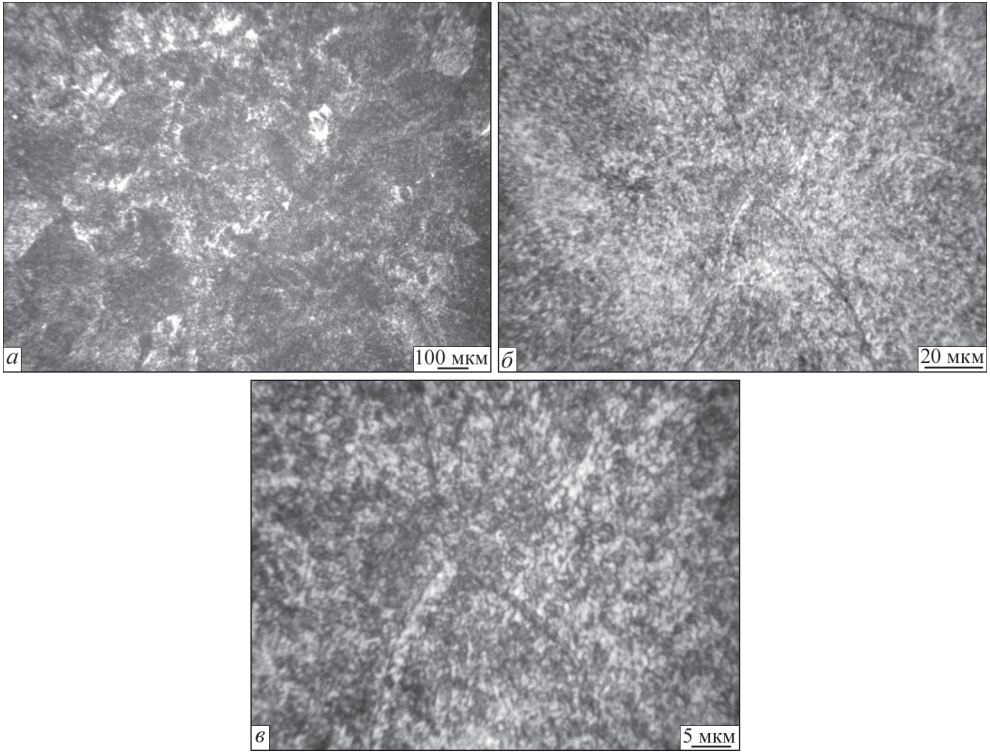


Рис. 6.29. Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного ЕПЗ, у стані після гартування від температури $750\text{ }^{\circ}C$ і старіння при $450\text{ }^{\circ}C$ впродовж 5 год

Метал шва складається з рівновісних і витягнутих у напрямку тепловідводу первинних β -зерен різного розміру (рис. 6.29, *a*). Усередині зерен стався розпад β -твердого розчину з виділенням дисперсних частинок α -фази, розмір яких в основному становить $\leq 1\text{ }\mu m$ (рис. 6.29, *b*, *в*). Дисперсність частинок, що виділилися, пояснюється різким гартуванням у воду від температури, близької до $T_{п.п.}$, і відсутністю часової витримки.

Мікроструктуру металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного ЕПЗ, з наступним гартуванням у воду від температури $750\text{ }^{\circ}C$ і старінням при $450\text{ }^{\circ}C$ впродовж 5 год, показано на рис. 6.30. Мікроструктура в об'ємі рівновісних поліедричних зерен пришовної ділянки ЗТВ складається з первинних β -зерен різного розміру (рис. 6.30, *a*). Усередині зерен стався розпад β -твердого розчину з виділенням дисперсних частинок α -фази, розмір яких в основному становить $\leq 1\text{ }\mu m$ (рис. 6.30, *b*). Загалом структура металу ЗТВ ідентична за морфологією та параметрами мікроструктурі металу шва. У ЗТВ також є ділянки металу з β -фазою, що не розпалася, протяжністю $100...250\text{ }\mu m$. При збільшенні видно, що в ділянках зафіксованої β -фази мають місце нещільності — усадкові раковини (рис. 6.30, *в*).

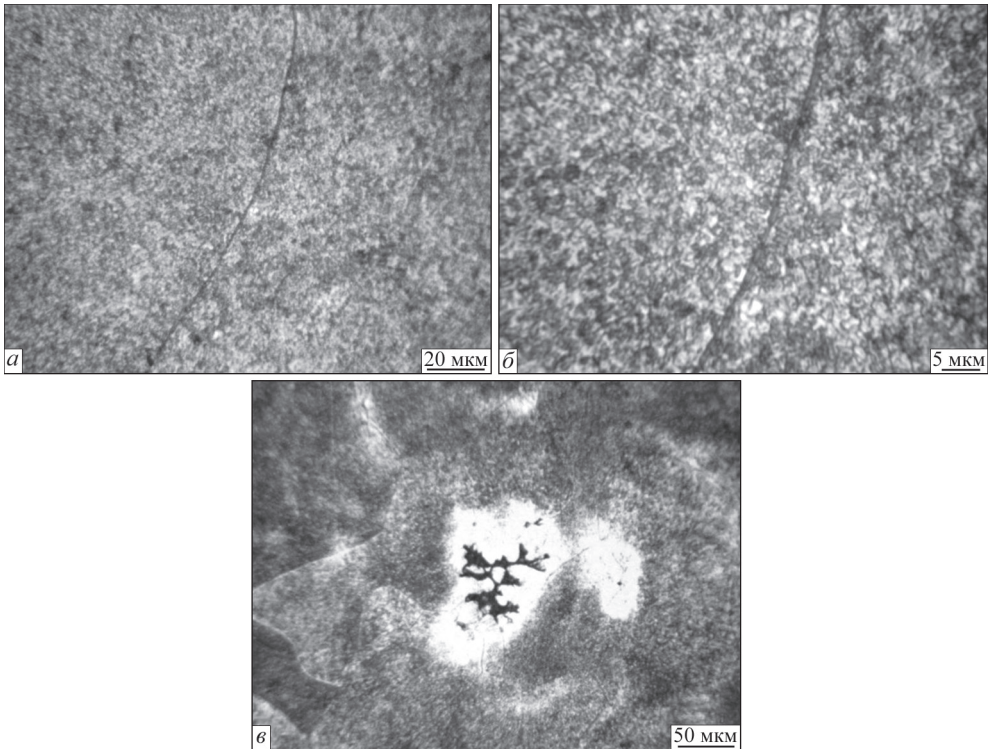


Рис. 6.30. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного ЕПЗ, у стані після гартування від температури $750\text{ }^{\circ}C$ і старіння при $450\text{ }^{\circ}C$ впродовж 5 год

Таким чином, основний метал і метал шва зварного з'єднання, виконаного ЕПЗ з наступним гартуванням у воду та старінням, має більш дисперсну внутрішньозеренну мікроструктуру у порівнянні зі з'єднанням після відпалу; α -частинки, що виділилися при розпаді β -фази, переважно мають розмір $<1...2\text{ }\mu m$ в основному металі та $<1\text{ }\mu m$ у шві. Більш дисперсна структура забезпечує великі значення міцності основного металу та металу шва при менших показниках ударної в'язкості.

Основний метал з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного ЕПЗ, з подальшим уповільненим охолодженням від $750\text{ }^{\circ}C$ зі швидкістю $1\text{ }^{\circ}C/xv$, однорідний, розпад β -твердого розчину спостерігається по всій товщині (рис. 6.31, *a*). В об'ємі рівновісних первинних β -зерен присутні пластинчасті α -частинки завдовжки $2...7\text{ }\mu m$ і завтовшки $\sim 1\text{ }\mu m$, а також рівновісні частинки розміром $1...3\text{ }\mu m$ (рис. 6.31, *b*), границі зерен потовщені.

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного ЕПЗ, з подальшим уповільненим охолодженням від $750\text{ }^{\circ}C$ зі швидкістю $1\text{ }^{\circ}C/xv$, показано на рис. 6.32.

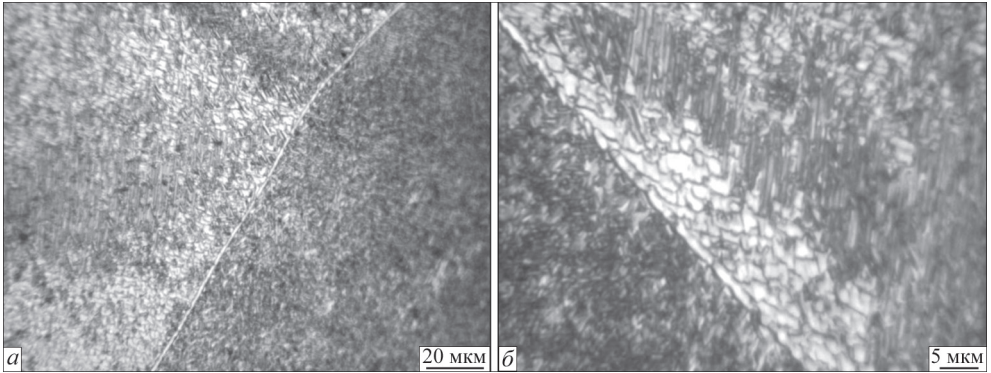


Рис. 6.31. Мікроструктура основного металу з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного ЕПЗ, у стані після уповільненого охолодження на режимі № 3 від температури $750\text{ }^{\circ}C$

Метал шва має дендритну структуру, на тлі якої виявляються рівновісні та витягнуті в напрямку тепловідводу первинні β -зерна (рис. 6.32, *a*), в об'ємі яких мають місце частинки α -фази пластинчастої форми завдовжки $2...7\text{ }\mu m$

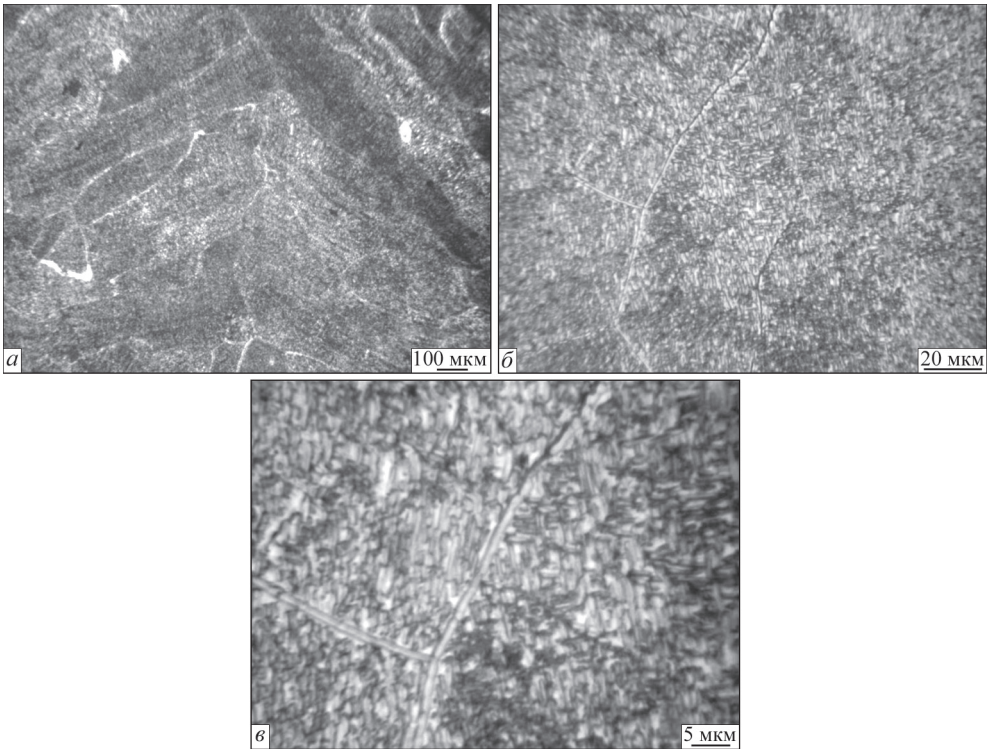


Рис. 6.32. Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного ЕПЗ, у стані після уповільненого охолодження на режимі № 3 від температури $750\text{ }^{\circ}C$

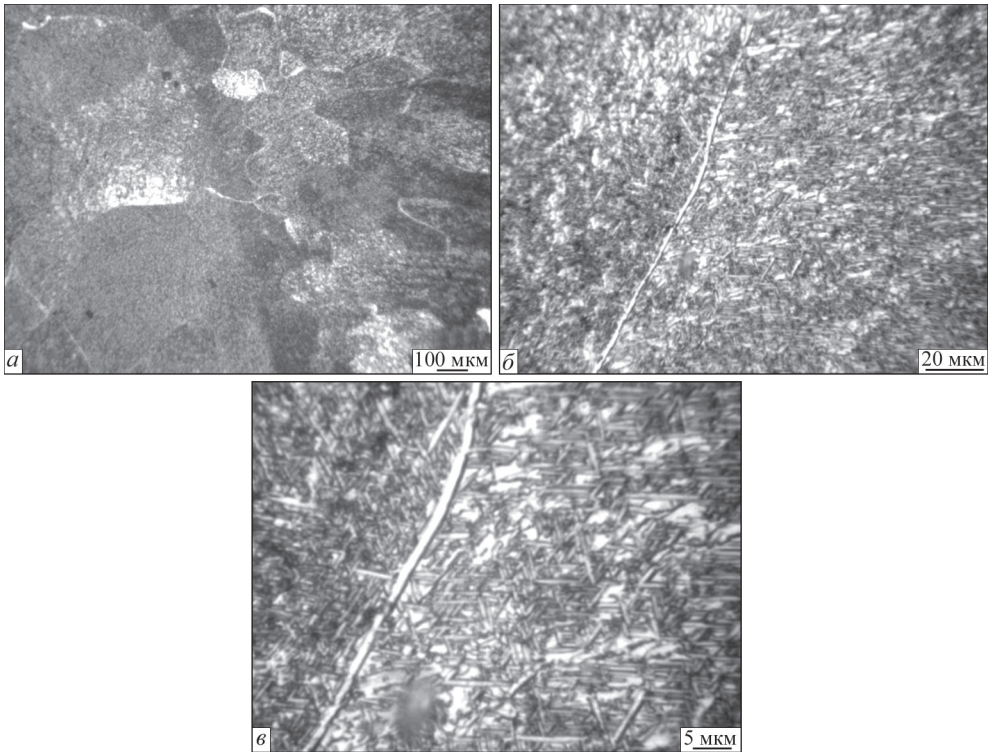


Рис. 6.33. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного ЕПЗ, у стані після уповільненого охолодження на режимі № 3 від температури $750\text{ }^{\circ}C$

і завтовшки $\sim 1\text{ }\mu m$ (рис. 6.32, б), а також дисперсні рівновісні частинки розміром $< 1\text{ }\mu m$. Границі зерен потовщені. Товщина фази, що виділилася уздовж границь, становить $1.5 \dots 2\text{ }\mu m$ (рис. 6.32, в).

На рис. 6.33 показано зону сплавлення з'єднання економнолегованого титанового сплаву $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$, виконаного ЕПЗ, з подальшим уповільненим охолодженням від $750\text{ }^{\circ}C$ зі швидкістю $1\text{ }^{\circ}C/xv$. Метал пришовної зони праворуч від шва складається з рівновісних зерен з потовщеними границями (рис. 6.33, а). Внутрішньозеренний об'єм крім β -фази містить, в основному, α -пластини завдовжки $< 8\text{ }\mu m$ і завтовшки $\sim 1\text{ }\mu m$ (рис. 6.33, б). Також тут присутні дисперсні рівновісні частинки розміром $\leq 1\text{ }\mu m$ (рис. 6.33, в).

Таким чином, основний метал і метал шва зварного з'єднання, виконаного ЕПЗ з подальшим уповільненим охолодженням від $750\text{ }^{\circ}C$ зі швидкістю $1\text{ }^{\circ}C/xv$, формують внутрішньозеренну мікроструктуру з порівняно більшими частинками α -фази ($2 \dots 7\text{ }\mu m$), що виділилися при розпаді β -фази, як в основному металі, так і в металі шва. Структура з великими α -частинками матиме найнижчі значення міцності для обох зон — як основного металу, так і металу шва.

Таблиця 6.10. Кількість β -фази в основному металі та металі шва з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконаних ЕПЗ, у стані після зварювальної термообробки

№ термообробки	Тип зразка, термообробка	Кількість β -фази, %
1	Основний метал, відпал	54
1	Зварне з'єднання, відпал	47
2	Основний метал, гартування у воду, старіння	61
2	Зварне з'єднання, гартування у воду, старіння	47
3	Основний метал, уповільнене охолодження 1 °C/хв	49
3	Зварне з'єднання, уповільнене охолодження 1 °C/хв	57

Кількість β -фази в основному металі та металі шва сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe після термообробок загалом знизилася порівняно зі з'єднаннями після зварювання та знаходиться на рівні 47...61 % (табл. 6.10). При цьому в основному металі найбільша кількість β -фази — після гартування у воду та старіння і становить 61 %, а найменша — після уповільненого охолодження і становить 49 %.

У металі шва найбільша кількість β -фази визначається після уповільненого охолодження і становить 57 %, а в стані після відпалу і гартування — 47 %. Загалом найпростішою термообробкою для з'єднань, виконаних ЕПЗ економнолегованого псевдо- β сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, є післязварювальний відпал без контрольованого охолодження або перенесення в гартівну середу, але який забезпечує однорідну рівномірну структуру як основного металу, так і металу шва і ЗТВ, найближчі значення вмісту β -фази в основному металі та металі шва, а також високі механічні властивості з'єднань. У разі необхідності забезпечення максимальної міцності основного металу та зварних з'єднань доцільно застосування гартування у воду та старіння.

Таким чином, у результаті проведення післязварювальної термічної обробки — відпалу, гартування зі старінням чи уповільненого охолодження — структура основного металу, металу шва та ЗТВ стала однорідною, вирівнявся й фазовий склад, у всіх зонах зварного з'єднання переважає $(\alpha+\beta)$ -структура, кількість β -фази в основному металі та металі шва знаходиться на рівні 47...61 %. Відрізняються з'єднання після термообробок розміром частинок α -фази, що виділилися при розпаді β -фази. При цьому найменший розмір часток $<1...2$ мкм в основному металі та ≤ 1 мкм у шві спостерігається після гартування у воду і старіння, а найбільший — після уповільненого охолодження зі швидкістю 1 °C/хв і складає 2...7 мкм і в основному металі, і в металі шва.

Відповідно, структура з великими α -частинками матиме найменші значення міцності як основного металу, так і металу шва. Після відпалу α -частинки

Таблиця 6.11. Механічні властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконаних ЕПЗ, у стані після зварювальної термообробки

Режим термообробки, №	Тип зразка	Границя міцності σ_v , МПа	Границя плинності σ_p , МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість KCV , Дж/см ²
1	Основний метал	1058	987	–	–	11.5
1	З'єднання	1169	1141	1.3	1.3	4.8
2	Основний метал	1187	1085	–	–	3.7
2	З'єднання	1204	1199	8.6	1.7	4.2
3	Основний метал	953	901	–	–	5.6
3	З'єднання	964	905	4.7	12.6	7.1

в основному металі мають довжину 2..7 мкм, а в металі шва — ≤ 4 мкм. Найбільш дрібнодисперсну структуру та найвищу міцність мають з'єднання після гартування у воду та старіння. Розмір α -частинок, що виділилися при розпаді β -фази, переважно становить $<1 \dots 2$ мкм в основному металі та <1 мкм у шві.

Аналіз механічних властивостей зварних з'єднань економнолегованого титанового псевдо- β сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, виконаних ЕПЗ, які були піддані таким видам термічного зміцнення як гартування у воду зі старінням та сповільненому охолодженню з регламентованою швидкістю 1 °C/хв, дозволив зробити висновок, що при постійному хімічному складі шва найвищі значення міцності мають з'єднання, піддані гартуванню у воду з подальшим старінням (табл. 6.11), що складає 1204 МПа, а саме, ті з'єднання, які мають найбільш дрібнодисперсну структуру. З'єднання, виконані ЕПЗ, у стані після відпалу мають значення міцності на рівні 1169 МПа. Найнижчі значення міцності мають з'єднання, піддані сповільненому охолодженню з регламентованою швидкістю 1 °C/хв і становлять 964 МПа.

Таким чином, можна зробити висновок, що для сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe з трьох видів післязварювальної термічної обробки — відпалу, гартування зі старінням та уповільненого охолодження — найбільший зміцнюючий ефект має гартування у воду з подальшим старінням, що дозволяє підняти рівень міцності основного металу на 172 МПа, а саме, з 1015 МПа у стані після зварювання до 1187 МПа, а для з'єднань рівень міцності зростає на 207 МПа. Руйнування з'єднань, виконаних ЕПЗ, підданих відпалу, гартуванню зі старінням та уповільненому охолодженню, відбувається по основному металу, що підтверджує дещо нижчу міцність основного металу порівняно зі з'єднанням загалом.

Відпал при 750 °C дозволяє підняти рівень міцності основного металу на 61 МПа, а саме, з 1015 МПа у стані після зварювання до 1169 МПа, а для з'єднань — на 172 МПа. Сповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °C/хв призводить до зниження міцності з'єднань сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe

з 997 до 964 МПа. Слід зазначити, що зниження міцності основного металу та з'єднань після сповільненого охолодження з регламентованою швидкістю $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ має місце і для з'єднань, виконаних АДЗ. Так, міцність з'єднань, виконаних АДЗ, після сповільненого охолодження складає 958 МПа, що знаходиться на рівні міцності з'єднань, виконаних ЕПЗ, — 964 МПа. Зниження міцності основного металу та з'єднань сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$ після сповільненого охолодження з регламентованою швидкістю $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ можна пояснити утворенням у більшій кількості інтерметалідів на основі заліза, чому сприяє більший розмір виділень α -фази пластинчастої форми завдовжки $2\dots 7\text{ }\mu\text{м}$, а також потовщені границі зерен як у металі шва, так і в металі ЗТВ та основному металі, а також найбільша товщина фази, що виділилася уздовж границь зерен, яка становить $1.5\dots 2\text{ }\mu\text{м}$. Час перебування при температурі вище $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ при уповільненому охолодженню зі швидкістю $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ складає 5 год. Імовірно, що за цей час сформувалися потовщені границі зерен в основному металі, металі ЗТВ і шві та виділення в границях зерен більшої кількості інтерметалідів на основі заліза. При температурах старіння $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ час старіння також складає 5 год, але у сплаві $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$ формується дрібнодисперсна структура, в якій відсутні потовщені границі зерен. Це дозволяє зробити додатковий висновок про небажаність термообробки сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, яка передбачає перебування металу чи з'єднання при температурах більше $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ значний проміжок часу — більше 1 год.

Таким чином, серед трьох видів післязварювальної термічної обробки — відпалу, гартування зі старінням та уповільненого охолодження — для сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$ найвищий зміцнюючий ефект забезпечує гартування у воду з подальшим старінням. Ця обробка є найефективнішою для зміцнення, підвищуючи міцність основного металу до 1187 МПа та міцність з'єднань до 1204 МПа.

Показники ударної в'язкості для основного металу та з'єднання $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$ після гартування зі старінням знаходяться на рівні $KCV = 3.7\dots 4.2\text{ Дж}/\text{см}^2$, що пояснюється найбільш дрібнодисперсною структурою. Розмір α -частинок, що виділилися при розпаді β -фази, переважно становить $<1\dots 2\text{ }\mu\text{м}$ в основному металі та $<1\text{ }\mu\text{м}$ у шві. А з'єднання $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$ з подальшим уповільненим охолодженням зі швидкістю $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ мають внутрішньозеренну мікроструктуру з найбільшими розмірами виділень α -фази — завдовжки $2\dots 7\text{ }\mu\text{м}$ — і в основному металі, і в металі шва, та мають найбільші значення показників ударної в'язкості, які становлять $KCV = 5.6\dots 7.1\text{ Дж}/\text{см}^2$, що все одно менше ударної в'язкості металу після прокату — $11.5\text{ Дж}/\text{см}^2$.

Проведені дослідження дозволили зробити висновок, що в результаті гартування у воду та наступного старіння у зварних з'єднаннях сплаву $\text{Ti}-2.8\text{Al}-5.1\text{Mo}-4.9\text{Fe}$, виконаного ЕПЗ, формується найбільш дрібнодиспер-

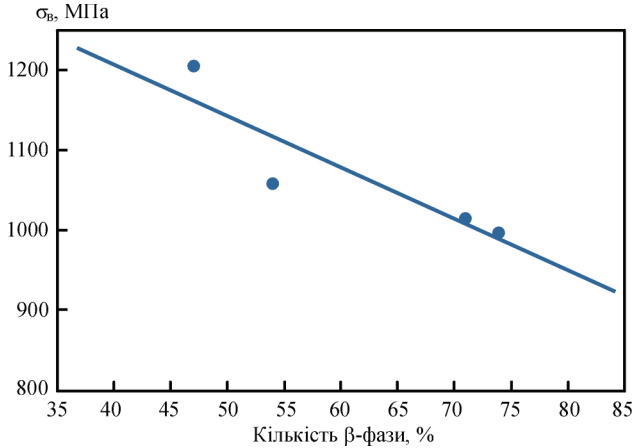


Рис. 6.34. Залежність міцності з'єднань, виконаних ЕПЗ, від кількості β-фази в металі шва титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe

сна внутрішньозеренна структура металу шва, в якій розмір продуктів розпаду складає $1...2\text{ мкм}$ в основному металі та $\leq 1\text{ мкм}</math> у шві. У ЗТВ цей розмір становить $1...1.5\text{ мкм}</math>. Дрібнодисперсна структура у всіх зонах зварного з'єднання сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe забезпечує йому високу міцність і досягає 1204 МПа при показниках ударної в'язкості $KCV = 3.7...4.2\text{ Дж/см}^2</math>.$$$

Дослідження мікроструктури виконаних зварних з'єднань і їх зіставлення з результатами досліджень механічних властивостей дозволили встановити залежність міцності зразків, виконаних ЕПЗ, економнолегованого псевдо-β сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe від кількості β-фази в металі шва (рис. 6.34) у вигляді:

$$\sigma_b = 1460 - 6.4(\beta, \%), \text{ МПа.}$$

Відповідно до цієї діаграми мінімальні значення міцності $\sigma_b = 820\text{ МПа}</math> зварних з'єднань фіксуються при вмісті β-фази 99.9 %, а при вмісті β-фази 35 % очікувана міцність становить $\sigma_b = 1236\text{ МПа}</math>.$$

Необхідно зазначити, що найпростішою термообробкою для з'єднань, виконаних ЕПЗ, економнолегованого псевдо-β сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe, є післязварювальний відпал без контрольованого охолодження або перенесення в гартівну середу, але який забезпечує однорідну рівномірну структуру як основного металу, так і металу шва і ЗТВ, найближчі значення змісту β-фази в основному металі та металі шва, а також високі механічні властивості з'єднань на рівні 1169 МПа, що складає 115 % міцності сплаву в стані після прокату чи 97 % міцності з'єднань в стані після гартування у воду зі старінням.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРИ

1. Lütjering G., Williams J.C. (2003) *Titanium (engineering materials and processes)*. Berlin, Springer-Verlag.
2. (2002) *EHK Technologies: Opportunities for low cost titanium in reduced fuel consumption, improved emissions, and enhanced durability heavy-duty vehicles*: Subcontract 4000013062, EHK Technologies, Vancouver, WA, USA.
3. Lavender C.A. (2004) *Low-cost titanium evaluation*. Pacific Northwest National Laboratory, Richland, WA, USA.
4. (2004) *EHK Technologies: Summary of emerging titanium cost reduction technologies*. A study performed for US Department of Energy and Oak Ridge National Laboratory. Subcontract 4000023694, EHK Technologies, Vancouver, WA, USA.
5. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы*. Состав, структура, свойства: Справочник. Москва, ВИЛС-МАТИ.
6. Хорев А.И., Белов С.П., Глазунов С.Г. (1992) *Металловедение титана и его сплавов*. Москва, Металлургия.
7. Shewei Xin, Jingli Zhang, Xiaonan Mao et al. (2019) Research and development of low-cost titanium alloys. *J. of Physics: Conf. Series*, 1347(1), 012022.
8. Montgomery J.S., Wells G.H. Martin (2001) Titanium armor applications in combat vehicles. *JOM*, **53**, 29–32.
9. Добаткин В.И. (2001) *Избранные труды*. Москва, ВИЛС.
10. Hartman A, Gerdemann S, Hansen J. (1998) Producing lower-cost titanium for automotive applications. *J. of Metals*, **50**, 16–19. DOI: <https://doi.org/10.1007/S11837-998-0408-1>
11. Хорев А.И., Белов С.П., Глазунов С.Г. (1992) *Металловедение титана и его сплавов*. Москва, Металлургия.
12. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. (2013) Редкие металлы и редкоземельные элементы — материалы современных и будущих высоких технологий. Труды ВИАМ, 2, 01.
13. Dobrescu M., Dimitriu S., Vasilescu M. (2011) Studies on Ti–Al–Fe low-cost titanium alloys manufacturing, processing and applications. *Metalurgia Inter.*, 16(4), 73.
14. Ночовная Н.А., Исаичев А.В., Анташев В.Г. (2008) Проблемы создания экономичных титановых сплавов и пути их решения. Все материалы. *Энциклоп. справочник*, **5**, 10–15.
15. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. (1999) *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*. Москва, МИСИС.
16. Ночовная Н.А., Анташев В.Г. (2007) Титановые сплавы серии «LOW-COST» и возможности их применения: *Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2007 в СНГ»*. Киев, РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАНУ, сс. 191–192.
17. Yoji Kosaka (1999) *Titanium-aluminum-vanadium alloys and products made therefrom*. US, Pat. 5980655.
18. Bodunrin M.O., Lesley H.C., Omotoyinbo J.A. (2021) Development of low-cost titanium alloys: A chronicle of challenges and opportunities. *Materials Today: Proc.*, **38**, 564–569.
19. Senopati G., Rahman Rashid, R. A., Kartika, I., Palanisamy, S. (2023) Recent development of low-cost β -Ti alloys for biomedical applications: A review. *Metals*, 13(2), 194.
20. Tetjukhin V.V., Levin I.V., Puzakov I.Yu. (2009) *Titanium-based alloy*. EP, Pat. 1882752.
21. Tetjukhin V.V., Zakharov J.I., Levin I.V. (2003) *Titanium-based alloy*. US, Pat. 6632396.
22. Akihiro Suzuki, Toshiharu Noda (2004) High strength Ti alloy and its production method. JP, Pat. 2004010963.
23. Dredge C., M'Saoubi R., Thomas B. et al. (2021). A low-cost machinability approach to accelerate titanium alloy development. *Proc. of the Institution of Mechanical Eng., Pt B: J. of Eng. Manufacture*, 235(10), 1618–1632.

24. Yashiki T. (2007) Development of a high temperature oxidation-resistant titanium alloy for exhaust systems of motorcycles and automobiles. *Proc. of 11th World Conf. on Titanium, 2007*, II, pp. 1387–1390.
25. Hiroaki Otsuka, Kazuhiro Takahashi, Yoshiaki Itami et al. (2007) Formability of newly developed high-performance titanium alloys for automotive exhaust systems. *Proc. of 11th World Conf. on Titanium, 2007*, I, pp. 251–254.
26. Kazuhiro Takahashi, Akira Kawakami, Tomonori Kunieda, Motomi Masaki (2012) *Titanium alloy part and method of manufacturing same*. EP, Pat. 2508643.
27. Roger Thomas, Paul Garratt, John Fanning (2012) *Titanium alloy with improved properties*. US, Pat. 0107132.
28. Kosaka Y., Fox S.P., Faller K., Reichman S.H. (2005) Properties and processing of TIMETAL LCB. *J. of materials Eng. and Performance*, 14(6), 792–798.
29. Kosaka Y., Fox S.P. (2003) *Properties and Production Experiences of TIMETAL® LCB for Automotive Spring Applications (No. 2003-01-1181)*. SAE Technical Paper.
30. Колачев Б.А. (1976) *Физическое металловедение титана*. Москва, Металлургия.
31. Цвиккер У. (1979) *Титан и его сплавы: Монография*. Москва, Металлургия.
32. Šmilauerová J. (2013) *Phase transformations and microstructure changes in TIMETAL LCB alloy*.
33. (2006) *Titanium and titanium alloys: Fundamentals and applications*. Leyens C., Peters M. (Eds). Wiley-vch.
34. Войтович Р.Ф., Головкин Э.И. (1984) *Высокотемпературное окисление титана и его сплавов*. Киев, Наук. думка.
35. Reddy M.K.P., Naik R.P., Samatham M., Kumar C.H. (2020) Review on different welding techniques of titanium and its alloys. *Inter. J. of Sci. Research in Science. Eng. and Technology* (www.ijrsrset.com), 7(1), 2395–1990.40.1997.
36. Шоршоров М.Х., Назаров Г.В. (1959) *Сварка титана и его сплавов*. Москва, Машгиз.
37. Гуревич С.М., Замков В.Н., Блашук В.Е. и др. (1986) *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов: Монография*. Киев, Наукова думка.
38. Гуревич С.М. (1990) *Справочник по сварке цветных металлов*. Киев, Наукова думка.
39. Горячев А.П., Зеленин В.А. (1964) Механизированная сварка неплавящимся электродом углубленной дугой. *Автоматическая сварка*, 12, 24–29.
40. Гусева Е.А., Климычев А.И. Аргодуговая сварка титановых сплавов сквозным проплавлением. *Сварочное производство*, 2, 15–16.
41. Malin V. (1987) *Monograph on narrow-gap welding technology*. WRC Bulletin No. 323.
42. Замков В.Н., Прилуцкий В.П., Лапченко С.В. (1986) Применение управляющего магнитного поля при аргодуговой сварке неплавящимся электродом в узкий зазор: *Сб. тр. 3-й Всесоюз. конф. по сварке цветных металлов. Тольятти, ТПИ*.
43. Белоус В.Ю. (2002) Дуговая сварка в узкий зазор титановых сплавов. *Автоматическая сварка*, 9, 39–43.
44. Замков В.Н., Прилуцкий В.П., Гуревич С.М. (1977) Влияние состава флюса на процесс сварки титана неплавящимся электродом. *Автоматическая сварка*, 4, 22–26.
45. Гуревич С.М., Блашук В.Е. (1968) Сварка титана плавящимся электродом в инертных газах. *Автоматическая сварка*, 11, 87–89.
46. Гуревич С.М., Куликов В.Р., Замков В.Н. и др. (1975) *Сварка высокопрочных титановых сплавов*. Москва, Машиностроение.
47. ГОСТ 27265–87: *Проволока сварочная из титана и титановых сплавов*.
48. ТУУ 05416923.041–98: *Проволока сварочная из титана и титановых сплавов*.
49. Гуревич С.М. (1957) Сварка титана под флюсом. *Авиационная промышленность*, 4, 13–16.
50. Гуревич С.М. (1961) Флюсы для автоматической сварки титановых сплавов. *Авиационная промышленность*, 5, 55–59.
51. Galati, M. (2021) Electron beam melting process: A general overview. *Additive Manufacturing*, 70, 277–301.
52. Гуревич С.М. (1957) Сварка титана под флюсом. *Авиационная промышленность*, 4, 13–16.

53. Гуревич С.М. (1961) Флюсы для автоматической сварки титановых сплавов. *Авиационная промышленность*, **5**, 55–59.
54. Ахонин С.В., Белоус В.Ю. (2017) Аргодуговая сварка титана и его сплавов с применением флфсов. *Автоматическая сварка*, **2**, 8–14. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2017.02.02>
55. Назаренко О.К., Кайдалов А.А., Ковбасенко С.Н. и др. (1987) *Электронно-лучевая сварка*. Патона Б.Е. (ред.). Киев, Наук. думка.
56. Поболь И.Л. (1989) Оптимизация свойств металлических материалов электроннолучевой обработкой. *Новости науки и техники. Сер. Новые материалы, технология их производства и обработки*, **2**, 1–44.
57. Ильченко Г.А., Полоскин Ю.В., Андреев В.И. и др. (1983) Электроннолучевой отжиг сварных соединений: *Сб. тр. 8-й Всесоюз. конф. по электронно-лучевой сварке, 1–3 февраля 1983 г., г. Москва*, с. 54–58.
58. Лысенков Ю.Г., Власов Г. А, Овчинников В.В. (1980) Повышение свойств сварных соединений сплава ВТ20 путем местной термической обработки электронным луном. *Сварочное производство*, **4**, 7–8.
59. Лысенков Ю.Г., Лясоцкая В.С., Бирюков И.М. и др. (1984) Структура и свойства соединений из сплава ВТ18У, выполненных ЭЛС с последующей обработкой электронным лучом. *Авиационная промышленность*, **7**, 67–68.
60. Лясоцкая В.С., Лысенков Ю.Т. Герасименко А.В. и др. (1985) Влияние локальной термической обработки на структуру и свойства сварных соединений сплава ВТ6ч. *Авиационная промышленность*, **11**, 57–59.
61. Lin D.J., Ju C.P., Lin J.H.C. (1999) Structure and properties of cast Ti–Fe alloys. *Transact. of the American Foundrymen's Soc.*, **107**, 859–864.
62. Holden F.C., Ogen H.R., Jaffee R.I. (1956) Heat treatment and mechanical properties of Ti–Fe alloys. *Transact. of the American Institute of Mining and Metallurgical Eng.*, **206(5)**, 521–528.
63. Lee D.B., Park K.B., Jeong H.W., Kim S.E. (2002) Mechanical and oxidation properties of Ti–xFe–ySi alloys. *Materials Sci. and Eng. A*, **328(1–2)**, 161–168.
64. Murray J.L. (1987) *Phase diagrams of binary titanium alloys*. Ohio, ASM International, USA.
65. Majima K., Hirata T., Yamamoto M. et al. (1988) Microstructures and tensile properties of hot isostatically pressed Ti–Fe alloys. *J. of the Japan Institute of Metals*, **52(11)**, 1113–1120.
66. Ivasishin O.M. (2005) Cost-effective manufacturing of titanium parts with powder metallurgy approach. *Materials Forum*, **29**, 1–8.
67. Лясоцкая В.С., Лысенков Ю.Т., Бирюков И.М. и др. (1981) Улучшение свойств сварных соединений сплавов ВТ9 путем локальной термической обработки электронным лучом. *Сварочное производство*, **11**, 19–20
68. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. (1974) *Конструкционные титановые сплавы*. Москва, Металлургия.
69. Бокштейн С.З., Кишкин С.Т., Мирский Л.М. (1971) Влияние тонкой структуры, возникающей в титане в процессе полиморфного (α + β) превращения, на диффузионную подвижность. *Известия АН СССР. Металлы*, **5**, 210–215.
70. Wang G. et al. (2012) Microstructure and tensile properties of low cost titanium alloys at different cooling rate. *Rare Metals*, **31(6)**, 531–536.
71. Yu Y., Hui S.X., Ye W.J., Xiong B.Q. (2009) Mechanical properties and microstructure of an α + β titanium alloy with high strength and fracture toughness. *Rare Met.*, **28(4)**, 346.
72. Позняков В.Д., Кирьяков В.М., Гайворонский А.А. и др. (2011) Влияние технологических факторов на сопровитляемость замедленному разрушению стыковых соединений рельсовой стали при дуговой сварке. *Автоматическая сварка*, **11**, 11–15.
73. Замков В.Н., Великоиваненко А.Е., Сабокаръ В.К., Вржижевский Э.Л. (2001) Выбор температуры предварительного подогрева γ -алюминид титана при ЭЛС. *Автоматическая сварка*, **11**, 20–23.

74. Тригуб Н.П., Дереча А.Я., Калинюк А.Н. и др. (1998) Рафинирование титана в электронно-лучевых печах с промежуточной емкостью. *Проблемы специальной электрометаллургии*, **2**, 16–21.
75. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В. (2003) Перспективные технологии электронно-лучевой плавки титана. *Титан*, **2**, 20–25.
76. Тригуб Н.П. (2003) Электронно-лучевая плавка титана. *Металлургия и машиностроение*, **1**, 20–23.
77. Ажажа В.М., Вьюгов П.Н., Лавриенко С.Д., Пилипенко Н.Н. (2002) *Получение высокопрочных металлов. Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра*. Киев, Політехніка.
78. Markovsky P.E. (2009) High-strength states in titanium alloys subjected to intensive heat impact. *Metallofizika i Noveyshie Tekhnologii*, **31(4)**, 511–535.
79. Wang J., Qin Z., Xiong F. et al. (2018) Design and preparation of low-cost $\alpha+\beta$ titanium alloy based on assessment of Ti–Al–Fe–Cr system. *Mat. Sci. & Eng. A*, **732(8)**, 63–69.
80. Markovsky P.E. (2011) *Physical and technological background of creation in titanium alloys of high-strength microstructural conditions with heat treatment at considerably nonequilibrium conditions*. Kyiv, G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics NASU.
81. Жук Г.В., Калинюк А.Н., Тригуб Н.П. (2004) Производство слитков-слябов методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*, **3**, 22–24.
82. Басков К.А. (2002) ANSYS в примерах и задачах. Красковский Д.Г. (ред.). Москва, КомпьютерПресс.
83. Каплун А.Б., Морозов Е.М., Олферьева М.А. (2003) *ANSYS в руках инженера: Практическое руководство*. Москва, Едиториал УРСС.
84. Конохов А.В. (2011) *Основы анализа конструкций в ANSYS*.
85. (2005) *Инженерно-технический журнал ANSYSolutions*, **1** Осень.
86. Чигарев А.В., Кравчук А.С., Смалюк А.Ф. (2004) *ANSYS для инженеров: Справочное Пособие*. Москва, Машиностроение.
87. Wang J., Carson J. K., North M.F., Cleland D.J. (2006) A new approach to modelling the effective thermal conductivity of heterogeneous materials. *Inter. J. of Heat and Mass Transfer*, **49(17–18)**, 3075–3083.
88. Белоус В.Ю., Мужиченко А.Ф., Селин Р.В. (2013) Математическое моделирование структурных превращений в ЗТВ титанового сплава ВТ23 при сварке ТИГ. *Автоматическая сварка*, **3**, 26–29.
89. Saunders N., Miodownik A.P. (1998) CALPHAD (calculation of phase diagrams): A comprehensive guide. Elsevier
90. Lukas H., Fries S.G., Sundman B. (2007) *Computational thermodynamics: The CALPHAD method*. Cambridge University Press.
91. Liu Z.K. (2009) First-principles calculations and CALPHAD modeling of thermodynamics. *J. of Phase Equilibria and Diffusion*, **30(5)**, 517.
92. Steinbach I., Böttger B., Eiken J. et al. (2007) CALPHAD and phase-field modeling: A successful liaison. *J. of Phase Equilibria and Diffusion*, **28(1)**, 101–106.
93. Du J., Jindal V., Sanders A.P., Chandran K.R. (2019) CALPHAD-guided alloy design and processing for improved strength and toughness in Titanium Boride (TiB) ceramic alloy containing a ductile phase. *Acta Materialia*, **171**, 18–30.
94. Белоус В.Ю. (2002) Дуговая сварка в узкий зазор титановых сплавов. *Автоматическая сварка*, **9**, 39–43.
95. Солонина О.П., Глазунов С.Г. (1976) *Титановые сплавы. Жаропрочные титановые сплавы*. Москва, Металлургия.
96. Akhonin S.V., Belous V.Y., Selin, R.V. (2022) Effect of electron beam welding on the microstructure and mechanical properties of low-cost titanium alloys. *Materials Sci. Forum*, **1059**, 15–20.