

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

С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін

**АРГОНОДУГОВЕ
ТА ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВЕ
ЗВАРЮВАННЯ ПСЕВДО- β
ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19**

Київ 2022

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 псевдо- β титанового сплаву VT19. — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2022. — 128 с.

В монографії розглянуто особливості зварювання псевдо- β титанових сплавів методами аргонодугового (АДЗ) та електронно-променевого (ЕПЗ) зварювання.

Методами математичного моделювання визначено вплив термічного циклу зварювання на фазовий склад металу зварного шва і зони термічного впливу зварного з'єднання при АДЗ вольфрамовим електродом псевдо- β титанового сплаву VT19. Побудовано діаграму анізотермічних перетворень при охолодженні псевдо- β титанового сплаву та розрахунково-експериментальним методом визначено залежність залишкової кількості β -фази від швидкості охолодження.

Розроблено технологію АДЗ із застосуванням присадного дроту або безкисневих флюсів та технологію ЕПЗ с попереднім підігрівом і локальною термічною обробкою. Встановлено залежність міцності з'єднань сплаву VT19, виконаних ЕПЗ, від кількості β -фази в металі шва. Наведено результати досліджень впливу різних видів пічної термічної обробки зварних з'єднань сплаву VT19 на їх структурно-фазовий склад та механічні характеристики.

Застосування зазначених технологій зварювання сприятиме більш широкому використанню зварних конструкцій з псевдо- β титанових сплавів в енергетичному та хімічному машинобудуванні, а також в авіакосмічній галузі промисловості.

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

Бібліогр. 88, табл. 24, рис. 98.

Akhonin S.V., Bilous V.Yu., Selin R.V. Gas tungsten arc and electron beam welding of pseudo- β titanium alloy VT 19. — Kyiv: E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 2022. — 128 p.

The monograph examines the of welding of pseudo- β titanium alloys using TIG and electron beam welding methods.

The influence of the welding thermal cycle on the phase composition of the weld metal and the heat affected zone were determined using mathematical modeling methods based on TIG welding of high-strength titanium alloy VT19. A diagram of anisotropic transformations during cooling of a pseudo- β titanium alloy was constructed, and the dependence of the residual amount of the β -phase on the cooling rate was determined by the calculation-experimental method.

The technology of TIG welding with filler wire or oxygen-free fluxes and the technology of EBW with preheating and local heat treatment have been developed. The dependence of the VT19 alloy joints strength made by EBW on the amount of β -phase in the weld metal was established. The results of studies of the influence of various types of furnace heat treatment of welded joints of alloy VT19 on their structural-phase composition and mechanical characteristics are given.

The application of the specified welding technologies will contribute to the wider use of welded structures from pseudo- β titanium alloys in power and chemical engineering, as well as in the aerospace industry.

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

The monograph 88 Ref., 24 Tables, 98 Figures.

Рецензенти: чл.-кор. НАН України С.Ю. Максимов (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України),

д-р техн. наук Ю.В. Фальченко (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України)

Редактор *Б.В. Хитровська*

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

Рішення вченої ради ІЕЗ ім. Є.О. Патона: Протокол № 6 від 12.07.2022

ISBN 978-617-7785-49-0

© С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін, 2022

Підписано до друку 19.09.2022. Формат 70×100/16. Офсетний друк. Гарн. Таймс Нью Роман.

Ум.-друк. арк. 10,4. Наклад 100 прим. Друк ТОВ «ДІА». 03022, м. Київ, вул. Васильківська, 45.

ЗМІСТ

ПЕРЕДМОВА	7
Розділ 1. ОСОБЛИВОСТІ ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ПСЕВДО-β ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ	9
1.1. Аргонодугове зварювання псевдо- β титанових сплавів	9
1.2. Електронно-променеве зварювання псевдо- β титанових сплавів	13
1.3. Структурно-фазові перетворення в зварних з'єднаннях високоміцних псевдо- β титанових сплавів	15
1.4. Механічні та технологічні характеристики високоміцного псевдо- β титанового сплаву ВТ19	21
Розділ 2. ОБЛАДНАННЯ, МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ	25
2.1. Обладнання для зварювання титанових сплавів	25
2.2. Матеріали для дослідження здатності титанового сплаву ВТ19 до зварювання	29
2.3. Методики дослідження мікроструктури і механічних властивостей зварних з'єднань	30
Розділ 3. ВПЛИВ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ АРГОНОДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ВОЛЬФРАМОВИМ ЕЛЕКТРОДОМ НА СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ПСЕВДО-β ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ19	33
3.1. Розрахунок теплофізичних властивостей псевдо- β титанового сплаву ВТ19	33
3.2. Математичне моделювання теплових процесів при АДЗ титанового сплаву ВТ19	35
3.3. Вплив термічного циклу зварювання на форму шва і ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву ВТ19	38

3.4. Вплив термічного циклу зварювання на фазовий склад металу зварного шва і ЗТВ титанового сплаву VT19	42
Розділ 4. СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНОГО ПСЕВДО-β ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19, ОТРИМАНИХ АДЗ	55
4.1. АДЗ вольфрамовим електродом псевдо- β титанового сплаву VT19	55
4.2. Структура і властивості зварних з'єднань титанового сплаву VT19, отриманих АДЗ вольфрамовим електродом	58
4.3. Особливості структури і властивості зварних з'єднань сплаву VT19, отриманих АДЗ вольфрамовим електродом із застосуванням безкисневих флюсів	67
Розділ 5. СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНОГО ПСЕВДО-β ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19, ОТРИМАНИХ ЕПЗ	75
5.1. Електронно-променеє зварювання псевдо- β титанового сплаву VT19	75
5.2. Локальна електронно-променеє термічна обробка псевдо- β титанового сплаву VT19	76
5.3. Структура і властивості зварних з'єднань титанового сплаву VT19, отриманих ЕПЗ	79
Розділ 6. ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19	89
6.1. Вплив термічної обробки на структуру і властивості зварних з'єднань титанового сплаву VT19, отриманих АДЗ	89
6.2. Вплив пічної термічної обробки на структуру і властивості зварних з'єднань титанового сплаву VT19, отриманих ЕПЗ	96
6.3. Вплив зміцнювальної термічної обробки на структуру і властивості зварних з'єднань титанового сплаву VT19	103
СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ	125

CONTENTS

INTRODUCTION	7
Chapter 1. PECULIARITIES OF HIGH-STRENGTH PSEUDO-β TITANIUM ALLOYS WELDING	9
1.1. TIG-welding of pseudo- β titanium alloys	9
1.2. Electron-beam welding of pseudo- β titanium alloys	13
1.3. Structural and phase transformations in welded joints of high-strength pseudo- β titanium alloys	15
1.4. Mechanical and technological characteristics of high-strength pseudo- β titanium alloy VT19	21
Chapter 2. EQUIPMENT, MATERIALS AND METHODS FOR RESEARCH	25
2.1. Equipment for welding titanium alloys	25
2.2. Materials for studying of titanium alloy VT19 weldability ...	29
2.3. Methods of studying the microstructure and mechanical properties of welded joints	30
Chapter 3. THE INFLUENCE OF THE THERMAL CYCLE OF TIG-WELDING ON THE STRUCTURAL TRANSFORMATIONS OF THE HIGH-STRENGTH PSEUDO-β TITANIUM ALLOY VT19	33
3.1. Calculation of pseudo- β titanium alloy VT19 thermo-physical properties	33
3.2. Mathematical modeling of thermal processes during TIG-welding of titanium alloy VT19	35
3.3. Influence of the welding thermal cycle on the shape of the weld and HAZ of the titanium alloy VT19 welded joint	38

3.4. Influence of the welding thermal cycle on the phase composition of the weld metal and the HAZ of the VT19 titanium alloy	42
Chapter 4. STRUCTURE AND PROPERTIES OF TIG-WELDING WELDED JOINTS OF HIGH-STRENGTH PSEUDO-β TITANIUM ALLOY VT19	55
4.1. TIG-welding of pseudo- β titanium alloy VT19	55
4.2. Structure and properties of TIG-welding welded joints of titanium alloy VT19	58
4.3. Structure and properties of VT19 alloy TIG-welding welded joints, obtained with the use of oxygen-free fluxes	67
Chapter 5. STRUCTURE AND PROPERTIES OF EBW WELDED JOINTS OF HIGH-STRENGTH PSEUDO-β TITANIUM ALLOY VT19	75
5.1. Electron-beam welding of pseudo- β titanium alloy VT19	75
5.2. Local electron-beam heat treatment of pseudo- β titanium alloy VT19	76
5.3. Structure and properties of electron-beam welding welded joints of titanium alloy VT19	79
Chapter 6. THE INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF TITANIUM ALLOY VT19 WELDED JOINTS	89
6.1. The influence of furnace heat treatment on the structure and properties of titanium alloy VT19 welded joints, obtained by TIG-welding	89
6.2. The influence of furnace heat treatment on the structure and properties of titanium alloy VT19 welded joints, obtained by EBW	96
6.3. The influence of hardening heat treatment on the structure and properties of titanium alloy VT19 welded joints	103
REFERENCES	125

ПЕРЕДМОВА

Сплави на основі титану, завдяки своїй високій питомій міцності й значній корозійній стійкості, знайшли широке використання в літако- та ракетобудуванні, хімічному та енергетичному машинобудуванні. Одними з найбільш перспективних металевих матеріалів на основі титану є конструкційні псевдо- β титанові сплави. Суттєвою перевагою сучасних псевдо- β сплавів титану є їхня висока технологічність, що дозволяє проводити деформацію при більш низьких зусиллях і температурах, ніж у традиційних жароміцних і високоміцних сплавах з псевдо- α і $\alpha+\beta$ -структурою. Крім того, зміцнювальну термічну обробку конструкцій цих сплавів можна виконувати без перенесення в гартівне середовище з метою зменшення залишкових деформацій і напружень, а також запобігання окиснення металу.

Титановими β -сплавами вважаються сплави, які при різкому охолодженні від температур β -області гартуються на β -фазу. Існує ціла низка легуючих елементів, що знижують температуру поліморфного перетворення титану з β -фази в α -фазу: це молібден, ванадій, ніобій, хром, залізо, марганець, тантал, вольфрам, нікель та ін. Концентрацію легуючого елемента, при якій мартенситне перетворення в титановому сплаві пригнічується, і при гартуванні металу з β -області фіксується однофазна β -структура, називають критичною концентрацією. Для багатокомпонентних титанових сплавів приймається, що дія всіх β -стабілізаторів адитивна, і їхній сумарний вплив можна визначити еквівалентним вмістом молібдену, при якому кількість β -фази, її стабільність та здатність до перетворення в подвійному сплаві $Ti-Mo$ будуть такими ж, як і в даному сплаві. Для відображення того, наскільки даний сплав близький за складом до критичної концентрації, введено поняття коефіцієнта стабілізації β -фази K_{β} , значення якого визначають як суму відношень концентрації легуючого елемента до його критичної концентрації. Для β -сплавів, структура яких переважно складається з β -фази, коефіцієнт β -стабілізації K_{β} дорівнює або більше одиниці. Серед цих сплавів виділяють β -сплави і сплави з невеликою кількістю α -фази — псевдо- β сплави. Псевдо- β сплави мають $K_{\beta} = 1,4 \div 2,4$, при цьому поліморфне перетворення протікає за схемою $\beta \rightarrow (\beta+\alpha)$. У стабільному стані вони мають $(\beta+\alpha)$ -структуру.

У провідних матеріалознавчих центрах США, ЄС, Росії і Китаю проводяться інтенсивні роботи зі створення нових і модернізації існуючих псевдо- β титанових сплавів. Так, сплави VST5553 (Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr) та 10-2-3 (Ti-10V-2Fe-3Al) вже використовують в літакобудуванні на фірмі BOING. З нового перспективного псевдо- β титанового сплаву VT19 виготовляють циліндричні тонкостінні ємності шляхом холодної поперечної прокатки кільцевих заготовок тощо.

Важливою проблемою розширення використання титанових сплавів у промисловості є розробка технології зварювання псевдо- β титанових сплавів, яка б забезпечувала оптимальний структурно-фазовий склад зварних з'єднань, а також визначення спеціальних режимів термічної обробки зварних з'єднань для досягнення комплексу високих механічних властивостей з міцністю не менше 0,9–0,95 міцності основного матеріалу. Більшість з'єднань з псевдо- β титанових сплавів виготовляється за допомогою технологій аргонодугового та електронно-променевого зварювання. Термічний цикл зварювання призводить до суттєвої зміни структур металу шва та зони термічного впливу зварного з'єднання складнолегованих титанових сплавів і, як наслідок, до погіршення механічних характеристик зварного з'єднання.

Представлені в монографії результати досліджень будуть сприяти розширенню використання на підприємствах України перспективного класу титанових сплавів та підвищенню комплексу експлуатаційних характеристик і механічних властивостей напівфабрикатів та зварних виробів зі сплавів титану.

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

Розділ 1

ОСОБЛИВОСТІ ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ПСЕВДО- β ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

1.1. АРГОНОДУГОВЕ ЗВАРЮВАННЯ ПСЕВДО- β ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Найважливішими фізико-хімічними властивостями сплавів на основі титану, які визначають їхню здатність до зварювання, тобто здатність до утворення зварних з'єднань з експлуатаційними характеристиками, близькими до відповідних показників основного металу, є: хімічна активність титану щодо газів атмосфери, особливо поліморфного перетворення в титані, відносно низька теплопровідність і висока теплоємність титану [1]. Титан — хімічно активний метал. Характер його взаємодії з газами атмосфери викликає значні труднощі при термічній обробці, в першу чергу при зварюванні. Помітне поглинання кисню титаном починається вже при температурі 500 °С, азоту — при температурі 600 °С [2]. Наявність таких домішок впровадження, як кисень, негативно позначається на властивостях зварних з'єднань псевдо- β титанового сплаву VT15. Тому технології зварювання цих сплавів повинні забезпечувати надійний захист зони зварювання і охолоджуваного з'єднання.

При температурі 882 °С титан зазнає поліморфного перетворення. В процесі нагрівання при досягненні цієї температури α -модифікація титану з гексагональної щільноупакованої кристалічної решітки переходить в β -модифікацію з об'ємноцентрованою кубічною решіткою [2, 3]. Поліморфне перетворення в титані має мартенситний характер і при охолодженні з β -області структура титану набуває мартенситоподібної будови. Тому технологія зварювання високоміцних титанових сплавів на основі β -фази повинна забезпечувати оптимальний фазовий склад зварних з'єднань і включати в себе також технологію подальшої термічної обробки цих з'єднань.

Для зварювання високоміцних псевдо- β титанових сплавів застосовують всі методи, що й для нелегованого титану: аргонодугове зварювання (АДЗ) автоматичне і ручне, електронно-променеве зварювання (ЕПЗ). Кожен з них (аргонодугове з присадкою і без присадки, в один або кілька проходів, ЕПЗ) має свій специфічний вплив на титанові сплави, приводячи до змін хімічного і фазового складів металу в зоні зварювання (шві, перехідній зоні, зоні термічного

впливу). У свою чергу це призводить до різних фізико-механічних властивостей зварного з'єднання в різних ділянках.

Таким чином, метал зварного з'єднання має певний комплекс фізико-механічних і експлуатаційних характеристик, що відрізняються від аналогічних характеристик основного металу. Все це доводиться враховувати при використанні зварювання для виготовлення конструкцій з псевдо- β титанових сплавів.

Найважливішим критерієм вибору різних конструкційних сплавів титану є їхня здатність до зварювання, тобто можливість отримання зварного з'єднання, властивості якого б не поступалися аналогічним властивостям основного металу і забезпечували однакову з ним працездатність і довговічність у всьому діапазоні статичних і циклічних навантажень в реальних виробках. Тому розгляд зварюваності титанових сплавів доцільно вести в світлі їхньої структурної будови. Крім того, для титанових сплавів характерна підвищена дифузійна рухливість атомів водню [4], тому вплив термічного циклу зварювання може викликати утворення концентраційних неоднорідностей в різних ділянках навколошовної зони.

Негативно впливає на властивості зварних з'єднань низька теплопровідність титанових сплавів, що викликає перегрів металу навколошовної зони і збільшення розмірів мікрозерна при нагріванні в β -області поблизу лінії сплавлення, а також виникнення значних залишкових напружень, що уповільнюють руйнування зварних з'єднань. При виборі способу зварювання титану та його сплавів виходять з того, наскільки надійно забезпечується захист зони зварювання і охолоджуваного з'єднання від взаємодії з атмосферою. Надійність захисту і виключення перегріву навколошовних ділянок утруднено через низьку теплопровідність і об'ємну теплоємність титану [5, 6]. Тому для з'єднання титанових сплавів мають переваги ті способи зварювання, при яких забезпечується мінімальний час перебування металу в області високих температур і досягається максимальна швидкість охолодження. Однак при зварюванні високоміцних сплавів титану з метою усунення окрихчення навколошовної зони доцільно застосовувати режими зварювання, що дозволяють отримувати сповільнене охолодження.

Найбільш поширеним способом зварювання титанових сплавів є зварювання в захисному газі неплавким електродом. При цьому якість з'єднань переважно визначається надійністю захисту і чистотою захисного газу. Властивості зварного з'єднання практично не залежать від виду захисного газу (аргону або гелію). Витрати захисного газу при зварюванні титану більші, ніж при зварюванні інших металів (наприклад, корозійностійкої сталі) [7]. Це пояснюється тим, що при зварюванні титану потрібен додатковий захист охолоджуваних ділянок з'єднання, а також зворотного боку (кореня) шва. Для цього використовують спеціальні насадки, що кріпляться до пальника. Зворотний бік шва захищають за допомогою підкладок. Зварювання вольфрамовим електродом (в основному використовуються

ітріровані або лантановані вольфрамкові електроди) [8] 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 (менше 1,5–2 мм) застосовують імпульсно-дугове зварювання неплавким електродом, що забезпечує стабільність якості з'єднань. Так, при імпульсі тривалістю 0,2–0,3 с і паузі 0,1–0,2 с вдається виконувати зварювання мовби точками з перекриттям [9]. При цьому помітно зменшується перегрів металу, знижуються зварювальні деформації, а в деяких випадках підвищується пластичність швів. При імпульсно-дуговому зварюванні титану вольфрамним електродом без присадкового металу деформації, порівнюючи зі звичайними аргонодуговим зварюванням, знижуються залежно від товщини металу: для товщини 0,5 мм — на 30, для товщини 1,0 мм — на 25, для товщини 2 мм — на 15 %.

Спосіб зварювання вольфрамним електродом зануреною дугою, розроблений для титану О.П. Горячевим, дозволяє за один прохід зварювати метал середньої товщини (до 10 мм) [10]. При такому способі зварювання використовують підвищені значення сили зварювального струму з примусовим зануренням дуги нижче поверхні зварюваних кромки. До основних недоліків цього способу зварювання відноситься надмірна ширина шва, великі розміри навколошовної зони і складність зміни хімічного складу шва. Для з'єднання титанових сплавів завтовшки до 10–12 мм без оброблення кромки доцільно застосовувати зварювання з наскрізним проплавленням [11].

Зварювання вольфрамним електродом металу великої товщини по вузькому зазору [12–14] можна застосовувати і для з'єднання високоміцних псевдо- β титанових сплавів при виконанні швів великої товщини.

Промислове застосування отримав також ефективний спосіб аргонодугового зварювання в захисному газі вольфрамним електродом із застосуванням безкисневих флюсів-паст типу АНТ (аргонодугове зварювання по флюсу). Флюс, попередньо нанесений на кромки, при аргонодуговому зварюванні викликає різке збільшення глибини проплавлення і зменшення ширини швів. Металургійні процеси, що протікають при зварюванні між розплавленим металом і флюсом, сприяють зниженню пористості шва [15, 16].

Процес аргонодугового зварювання плавким електродом, безсумнівно, має основну перевагу порівняно з іншими видами, що застосовуються для зварювання високоміцних сплавів титану, таку, як висока продуктивність при зварюванні з обробленням кромки [17]. Основною проблемою при зварюванні титану і сплавів на його основі плавким електродом є інтенсивне розбризкування присадкового металу і пов'язане з цим порушення якості захисту зони зварювання. При вивченні впливу режимів зварювання на стійкість горіння дуги при різних діаметрах електродного дроту і значеннях вильоту електрода встановлено, що якість зварювання плавким електродом значною мірою залежить від характеру перенесення електродного металу, який визначається полярністю і щільністю

струму [18, 19]. Зварювання на прямій полярності забезпечує конструктивно поступовий перехід від зварного шва до основного металу, високий коефіцієнт форми шва і невелику глибину проплавлення. Використання прямої полярності при зварюванні титану також зменшує розбризування електродного металу [20]. Аналогічна картина спостерігається і 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 як ефективності проплавлення, так і якості зварного шва. Перехід до струменевого перенесення при зварюванні титанових сплавів на зворотній полярності з використанням електродних дротів діаметром 1,5 мм спостерігається при щільності струму 180 А/мм². Збільшення вильоту електрода для підтримки стійкості процесу вимагає підвищення швидкості подачі дроту. Встановлено, що однопрохідне зварювання доцільне при товщині титанових сплавів не більше 25 мм, для великої товщини рекомендується застосовувати багатопрохідне зварювання. При однопрохідному зварюванні плавким електродом на оптимальних режимах шов має низький коефіцієнт форми. Стовпчасті кристали при жорстко орієнтованому напрямку тепловідводу ростуть до зіткнення в центрі шва без зони рівноосних кристалів, що знижує пластичність металу зварного шва.

Присадні матеріали для зварювання слід обирати залежно від марки сплаву, товщини металу і технології [8, 9, 21, 22]. У разі зварювання високолегованих псевдо- β титанових сплавів вибір присадного матеріалу пов'язаний зі значними труднощами через малу номенклатуру зварювальних дротів з титанових сплавів і фактичну відсутність зварювальних дротів з псевдо- β титанових сплавів [23]. Тому при зварюванні плавким електродом псевдо- β титанових сплавів неминуча зміна складу металу зварного шва.

Вперше автоматичне зварювання титану та його сплавів під флюсом було розроблене С.М. Гуревичем в ІЕЗ ім. Є.О. Патона [24]. Застосовані при цьому способі зварювання високотемпературні безкисневі флюси АНТ-1 та АНТ-3 забезпечували захист зварних з'єднань титану за умов дугового зварювання [25]. Автоматичне зварювання головним чином застосовується для з'єднання деталей завтовшки понад 3 мм на постійному струмі зворотної полярності. Для зварювання деталей завтовшки до 6 мм застосовують флюс АНТ-1, а для товщини більше 6 мм — флюс АНТ-3. Шви можуть бути стикові, кутові й нахльосточні. Встик деталі завтовшки 3–5 мм зручніше зварювати на залишених підкладках. Стикові з'єднання деталей великої товщини можна зварювати як на залишених підкладках, так і на флюсомідній підкладці або флюсовій подушці. Висока продуктивність процесу і стабільність проплавлення зварюваних кромок є основними перевагами автоматичного зварювання титану під флюсом. Оскільки

титан має великий електроопір, то для уникнення перегріву електрода, а також забруднення його газами, зварювання під флюсом виконують при малих вильотах електрода (не більше 14 мм при діаметрі дроту 2–2,5 мм). Проводяться дослідні роботи з використання напівавтоматичного зварювання під флюсом [26]. В даний час спосіб зварювання під плавким флюсом має обмежене застосування для псевдо- β титанових сплавів у зв'язку з фактичною відсутністю зварювальних дротів з високоміцних псевдо- β титанових сплавів.

1.2. ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВЕ ЗВАРЮВАННЯ ПСЕВДО- β ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Широке застосування у виробництві виробів з титанових сплавів знайшов спосіб електронно-променевого зварювання (ЕПЗ) [27, 28]. При ЕПЗ енергія, що витрачається на плавлення металу, виділяється в результаті інтенсивного бомбардування зварюваного металу в місці з'єднання швидкорухомими електронами в вакуумі. Висока концентрація енергії уможливує зварювання з незвичайним для дугових методів співвідношенням між шириною шва і глибиною проплавлення, наприклад, 1:3 і 1:20, а також отримання вузьких навколошовних зон. ЕПЗ здійснюється у вакуумних камерах переважно при тиску залишкових газів приблизно 10^{-2} Па. В останні роки ЕПЗ титанових сплавів застосовується у низькому (близько 1–10 Па) вакуумі [29]. За вмістом домішок-газів (кисню й азоту) навіть таке середовище набагато чистіше вищих сортів 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 способі 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 лише малогабаритні установки, а й вакуумні камери великих розмірів (довжиною і діаметром в кілька 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 з прорізними швами, у вузьких щілинах тощо [30]. Сучасна апаратура дозволяє виконувати однопрохідними швами з'єднання металу завтовшки 150–200 мм і більше.

Завдяки тому, що вакуум є надійним захисним середовищем, а електронний промінь – універсальним джерелом тепла, ЕПЗ виявилось особливо ефективним для з'єднання високоміцних деталей з хімічно активних металів і сплавів, до яких належать і псевдо- β титанові сплави.

В даний час ЕПЗ широко застосовують для з'єднання елементів конструкцій із сплавів ВТ6С, ВТ6, ВТ14 та деяких інших, що містять β -стабілізуючі елементи в кількості 3–4 мас. % [30]. Для більш легованих сплавів — ВТ23 і ВТ22 — ЕПЗ прийнятне в тих випадках, коли зварні з'єднання експлуатуються в стані після зварювання і відпалу [30]. Для того щоб забезпечити працездат-

ність зварних з'єднань цих сплавів, виконаних ЕПЗ, в термічно зміцненому стані необхідно або змінювати склад металу шва або оптимізувати параметри термічної обробки з'єднань.

Метод електронно-променевої термообробки металевих виробів порівняно з традиційними (пічний відпал, гартування струмом високої частоти, цементация, азотування тощо) забезпечує більш високі міцність і металургійні характеристики зміцненого шару і локальність обробки, що дає мінімальні деформації виробів. Для цієї технології, як і для ЕПЗ, використовують тонкий аксіально-симетричний електронний пучок діаметром 0,1–1 мм і потужністю 1–12 кВт. Таке висококонцентроване джерело енергії в вакуумі (10^{-2} – 10^{-5} мм рт. ст.) при забезпеченні відповідної короткочасності термічного впливу дозволяє отримувати високі швидкості нагрівання і охолодження (10^5 – 10^6 °C/с) оброблюваного металу, тобто ефект гартування, в тому числі з рідкого стану. За допомогою високошвидкісної растрової розгортки електронного пучка і цифрового управління формується програмно-кероване розподільче джерело нагрівання. Растр на плоскій поверхні можна формувати у вигляді прямокутника, трапеції, кола, кільця та інших фігур [30]. Завдяки цьому поверхневе термозміцнення можна досягти і на малогабаритних, тонкостінних виробах, а також на виробах складної конфігурації.

Електронно-променеву обробку металів і сплавів переважно проводять при:

- відпалі заготовок або їхніх зварних з'єднань для дегазації металу, зміни фазового складу і структури сплавів, а також зменшення залишкової напруги;
- оплавленні поверхні та подальшому затвердінні 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 (заварювання) поверхневих дефектів;
- гартуванні сплавів з твердого стану зі швидкостями нагрівання й охолодження 10^2 – 10^4 °C/с;
- поверхневою легуванні, наплавленні матеріалу, обробці попередньо нанесених на матеріал покриттів, нагріванні шарів після хіміко-технологічної обробки.

Тому доцільно для псевдо- β титанових сплавів застосовувати ЕПЗ з подальшою локальною термічною обробкою (ЛТО) електронним променем. Для ЛТО може бути використано індукційне нагрівання, нагрівання за допомогою лазерного променя або електронного пучка тощо. Застосування електронно-променевих і лазерних джерел дозволяє точно локалізувати і дозувати виділювану енергію, завдяки високій щільності потужності, різко скоротити тривалість нагрівання і виключити необхідність застосування охолоджувальних рідин, максимально знизити газонасиченість і викривлення матеріалів [31].

ЛТО електронним пучком дозволяє проводити зварювання і термічну обробку в єдиному технологічному циклі на одному і тому ж обладнанні, без роз-

герметизації камери, що скорочує тривалість виготовлення зварних конструкцій і знижує їхню собівартість [32].

Метод локального відпалу зварних з'єднань рухомим електронним пучком полягає у створенні температурного поля на поверхні деталі циклічним відхиленням електронного пучка за певними траєкторіями і поширенні тепла вглиб металу завдяки теплопроводності. У загальному випадку температурне поле раціонально регулювати шляхом вибору траєкторії руху електронного пучка і швидкості руху пучка на окремих ділянках цієї траєкторії [33, 34]. Розподіл теплового джерела 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 прийомів [35].

1.3. СТРУКТУРНО-ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В ЗВАРНИХ З'ЄДНАННЯХ ВИСОКОМІЦНИХ ПСЕВДО- β ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

В процесі термічного циклу зварювання в з'єднанні псевдо- β титанових сплавів фіксується виключно метастабільна β -фаза. В цьому стані фізико-механічні властивості зварного з'єднання та основного металу практично однакові. Наступне нагрівання зварного з'єднання при тривалій експлуатації може супроводжуватись крихкістю як зварного з'єднання, так і основного металу. Зміцнювальна термічна обробка (гартування та старіння) зварного з'єднання, як правило, супроводжується різким зниженням пластичності при значному зростанні міцності.

Високий вміст β -стабілізаторів у псевдо- β титанових сплавах призводить до хімічної неоднорідності при кристалізації у шві, про що свідчить дендритна будова внутрішньозеренної структури.

За даними рентгеноструктурного аналізу, у загартованому стані зварне з'єднання і основний метал мають структуру термічно нестабільної β -фази з періодом решітки 0,3245 нм. Металографічний аналіз показав, що основний метал має однорідну зеренну структуру у вигляді правильних поліедрів розміром 80–200 мкм. В зоні термічного впливу (ЗТВ) розмір зерна збільшується в напрямку від основного металу до шва до 200–300 мкм, що обумовлено більш високими температурами нагрівання цієї частини металу при зварюванні, ніж при загартуванні. Для зони шва характерна типова лита структура у вигляді великих витягнутих до центра шва стовпчастих кристалітів.

В.М. Моїсєєв та ін. [36] вважають, що несуча здатність металу шва псевдо- β титанових сплавів при статичних і циклічних навантаженнях головним чином визначається їхнім хімічним, фазовим складом та внутрішньозеренною структурою. Вплив розміру зерна литого металу шва на його механічні властивості не настільки значний.

У високолегованих промислових псевдо- β титанових сплавах таких, як ВТ32, у стовпчастих β -кристалах виявляється дендритно-опосередкована (стільниковка) структура, утворення якої свідчить про концентраційне і термічне переохолодження розплавленого металу та внутрішньодендритну ліквідацію. За допомогою мікрорентгеноспектрального аналізу автори визначили, що міжосьові простори металу шва збагачені алюмінієм та ванадієм, а осі — молібденом [37, 38].

Для псевдо- β титанових сплавів із збільшенням ступеня легування характерна більш значна зміна хімічного складу, структури, механічних властивостей швів залежно від способу зварювання і товщини з'єднань. Дослідження показали, що при вмісті більше 5V, 3Mo, 1.8Cr, 1.2Cr 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 виявляється при повільному охолодженні. При малих швидкостях охолодження (зварювання металу великої товщини) спостерігається посилення ліквідації відповідно до дифузійного механізму кристалізації. Із ростом швидкості охолодження ліквідація зменшується і може не реалізовуватись, якщо дифузійний механізм кристалізації змінюється на бездифузійний.

С.З. Бокштейн [39] показав, що концентраційна неоднорідність, яка виникає в процесі охолодження високолегованого металу, достатньо стабільна при подальшому нагріванні. Навіть тривалий відпал при 700–750 °С не усуває вже виниклу 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 у псевдо- β титанових сплавах інтервал швидкостей охолодження при зварюванні обирають таким чином, щоб зменшити хімічну і фізичну неоднорідність у зварних швах та металі ЗТВ. Через те, що при зварюванні цих сплавів розвивається внутрішньодендритна ліквідація у шві, зростання зерен у шві та навколошовній зоні, нерівномірний розпад β -фази в ЗТВ, то зазвичай зварювання проводять на доволі жорстких режимах.

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

В навколошовній зоні з'єднань псевдо- β титанових сплавів у β -зернах відсутні виділення α -фази, а будова β -фази залежить від ступеня легування сплаву. У з'єднаннях сплаву Ti–3Al–6.5Mo–6.5V–1Fe–1Cr у металі ЗТВ спостерігається збільшена густина дефектів у вигляді смуг ковзання, двійників, скупчення дислокацій. Все це свідчить про початкову стадію деформації й можливе зародження тріщини у металі ЗТВ у випадку навантажень.

В більш легованих псевдо- β титанових сплавах (ВТ32 та Ti–3Al–10Mo–10V–1Fe–1Cr) смуг ковзання і двійників в металі ЗТВ практично не спостерігається,

густина дислокацій зменшується порівняно з менш легованими псевдо- β сплавами в результаті часткового протікання процесів полігонізації та рекристалізації. В металі ЗТВ зварних з'єднань сплаву ВТ32 спостерігається полігонізаційна структура із кутом розорієнтування субзерен до 5° .

В з'єднанні сплаву $\text{Ti-3Al-10Mo-10V-1Fe-1Cr}$ наявні окремі полігонізаційні та рекристалізовані β -зерна, розташовані нерівномірно. В найбільш легованому сплаві (серед досліджуваних) $\text{Ti-3Al-12Mo-12V-1.5Fe-1.5Cr}$ в ЗТВ зварних з'єднань не спостерігаються субструктура та дрібні β -зерна, що свідчить про відсутність процесів полігонізації та рекристалізації за умов термічного циклу зварювання внаслідок високої стабільності β -фази і малої дифузійної рухливості атомів легуючих елементів. У тому випадку, якщо зварювали напівфабрикати відпалених псевдо- β титанових сплавів, структура яких представлена α - і β -фазами, в металі ЗТВ чисті β -зерна у навколошовній зоні змінюються β -зернами із поступово збільшеною кількістю виділень α -фази при наближенні до основного металу. Коли структура вихідних перед зварюванням напівфабрикатів представлена лише метастабільною β -фазою, у всіх зонах зварних з'єднань, виконаних ЕПЗ та АДЗ без присадки, наявна одна β -фаза. В цьому випадку з'єднання псевдо- β титанових сплавів відрізняються високою пластичністю і малою міцністю. Для зварних з'єднань псевдо- β титанових сплавів наступна термічна обробка обов'язкова через метастабільність β -фази.

В роботі [40] досліджено вплив способів зварювання і режимів термічної обробки на структуру та властивості листових (4 мм) зварних з'єднань псевдо- β сплаву ВТ15. На основі вивчених структурних, фізичних та механічних властивостей зварних з'єднань дійшли висновку, що для отримання якісних зварних з'єднань із сплаву ВТ15 більш доцільно застосовувати способи зварювання, що забезпечують високу швидкість охолодження, а саме електронно-променево та аргонодугове зварювання з флюсом, при яких забезпечується мінімальна кількість α -фази в структурі з'єднань і відсутність інтерметаліду TiCr_2 .

В табл. 1.1 наведено механічні властивості зварних з'єднань сплаву ВТ15 після різних способів зварювання. Як видно з таблиці, міцність металу шва залишається приблизно на одному рівні, у той час як пластичність і ударна в'язкість зростають зі збільшенням швидкості охолодження металу шва (від автоматичного зварювання під флюсом до електронно-променевого).

Проведені досліди показали, що подальша термічна обробка зварних з'єднань сплавів псевдо- β класу повинна бути націлена на збільшення їхньої міцності, ударної в'язкості, характеристик утомного опору та інших експлуатаційних властивостей, а також повинна сприяти зменшенню неоднорідності хімічного складу шва, структури і механічних характеристик різних зон зварних з'єднань.

Аналіз структури досліджених в попередній роботі зварних з'єднань титанових сплавів показав, що основними фазами, що наявні у шві й металі ЗТВ після зварювання, є високо- (α) та низькотемпературна (α_{II}) фази, а також β -фа-

Таблиця 1.1. Механічні властивості зварних з'єднань сплаву ВТ15 [40]

Спосіб зварювання	Межа міцності σ_b , МПа	Ударна в'язкість KCU , МДж/м ²	Кут згину α , град
АДЗ плавким електродом під флюсом АНТ-7	888	0,28	50
АДЗ неплавким електродом в аргоні	874	0,40	180
АДЗ неплавким електродом із застосуванням флюсу	857	0,58	160
ЕПЗ	856	0,80	180

за. Механічні властивості зварних з'єднань переважно визначаються кількісним співвідношенням цих фаз, їхнім складом і параметрами, густиною дефектів кристалічної будови. Високі значення міцності та низька пластичність характерні для з'єднань сплавів середньої легуваності, в яких утворюється значна кількість низькотемпературної α_n -фази. Зменшення вмісту α_n -фази в структурі сплавів призводить до зниження міцності та збільшення пластичності, що чітко виявляється на зварних з'єднаннях високолегованих сплавів ($K_\beta \geq 1,4$). Зменшення швидкості охолодження при зварюванні зміщує K_β у бік їхнього збільшення.

Залежно від швидкості охолодження при зварюванні формується різна структура. Широкий діапазон швидкостей охолодження навколошовної зони викликає різний ступінь розпаду метастабільної β -фази. В роботі [36] зазначено, що в навколошовній зоні зварних з'єднань псевдо- β титанових сплавів наявна крихка ω -фаза, про що свідчать низька ударна в'язкість і пластичність. При зварюванні у навколошовній зоні обов'язково є області з температурою 250–300 °С, при якій утворюється ω -фаза.

Найбільшу довговічність мають зварні з'єднання із середнім рівнем міцності та ударної в'язкості. Зварні з'єднання з малою та високою міцністю показали більш низьку довговічність.

Як зазначалось раніше, головними видами термічної обробки зварних з'єднань псевдо- β титанових сплавів є загартування та старіння.

Автори [41] досліджували особливості розпаду β -твердого розчину і відповідні зміни структури і властивості зварних з'єднань із псевдо- β титанового сплаву ВТ19 при загартуванні та старінні. Температура загартування була обрана 950 °С, тобто на 200 °С більша за температуру $(\alpha+\beta) \rightarrow \beta$ -переходу. Вибір такої температури обумовлено як фіксацією β -твердого розчину, так і забезпеченням хоча б часткової гомогенізації β -фази в зоні зварного з'єднання.

Дослідження свідчать, що розпад β -фази при безперервному нагріванні у псевдо- β сплаві ВТ19 йде багатостадійно за схемою $\beta \rightarrow \omega \rightarrow \alpha$. Через це при виборі температури старіння треба враховувати, що утворення ω -фази є небажаним, оскільки воно призводить до крихкості сплаву. Бажаним є формування $(\alpha+\beta)$ -структури. У зв'язку із цим треба обирати температури старіння в нижньому температурному інтервалі початку виділення α -фази (приблизно 430 °С) і практично максимальну швидкість виділення α -фази (приблизно 500 °С).

Проведені дослідження показали, що на початкових стадіях старіння при температурі 500 °С, починаючи з витримки 1 хв, для металу шва характерний смугастий контраст, який визначає нестабільність β -фази, що додатково підтверджується наявністю дифузійного розсіювання. Ширина мікрообластей становить 20–80 нм, довжина варіюється в широких межах.

При витримці до 4 хв встановлено наявність в структурі ω -фази. Її утворення при дещо невластивій температурі 500 °С слід віднести до стадії нагрівання до температури старіння, оскільки ізотермічний процес при температурі старіння завжди передує нагріванню, під час якого тією чи іншою мірою розвиваються підготовчі стадії розпаду. Другою особливістю початкових стадій старіння (до 8 хв) є утворення дислокаційних скупчень в структурі шва. Ці скупчення, переважно у вигляді петель, орієнтовані за певними кристалографічними напрямками, можуть стати центрами гетерогенного зародження другої фази.

Починаючи з витримки 8 хв, у β -фазі з'являються тонкі пластинчасті частки, які утворюються на певній відстані одна від одної і виділяються в деяких напрямках. Фаза, що виділяється, має ромбічні спотворення, що характерно для низькотемпературної α'' -фази.

При старінні протягом 16 хв у структурі шва наявні α - і β -фази. Середня товщина пластин дорівнює 70 нм. При старінні протягом 32 хв у структурі шва спостерігаються орієнтування α -фази. Виділення α -фази більш щільно заповнюють об'єм, нові пластини α -фази утворюються у просторі між тими, які вже виросли. Середня товщина пластин дорівнює 130 нм. В основному металі при часі старіння 32 хв розпад тільки починається і його структура дуже неоднорідна. При збільшенні часу старіння до 32 хв для шва та до 64 хв для основного металу спостерігається різкий стрибок твердості, обумовлений розпадом метастабільної β -фази і виділенням зміцнювальних α'' -, α -фаз. Характерно, що при таких витримках для шва і основного металу розпад β -твердого розчину супроводжується різким зменшенням періоду решітки через збільшення концентрації β -стабілізаторів — молібдену та хрому — у β -фазі та збіднення титану й алюмінію. Це підтверджує те, що загартування при 950 °С та старіння при 500 °С забезпечують рівномірність властивостей між основним металом та швом [42].

З метою встановлення природи хімічної неоднорідності металу шва проводили також досліди зварних з'єднань псевдо- β титанового сплаву VT15, виконаних АДЗ та ЕПЗ. Виявлено сегрегацію хрому та молібдену в швах у стані після зварювання. Із зростанням швидкості охолодження ступінь неоднорідності зменшується. Кількість і розмір α -фази, що виділяється з β -твердого розчину в результаті його розпаду, залежать від швидкості охолодження і відповідно від погонної енергії при зварюванні. У свою чергу мікрохімічна і структурна неоднорідність має вплив на механічні властивості швів та кінетику розпаду β -фази при наступному нагріванні під час термічної обробки. Після зварювання також наявна неоднорідність розпаду β -твердого розчину як між окремими зернами, так і в межах одного зерна. Максимальний розпад відбувся по шарах криста-

лізації. Внутрішньокристалічна неоднорідність після нагрівання виявляється сильніше, ніж у швах у стані після зварювання. При температурах до 200 °С відбувається $\beta \rightarrow \omega$ -перетворення, яке має мартенситний характер та протікає без попереднього дифузійного перерозподілу легуючих елементів з огляду на наявність мікрооб'ємів із вихідною неоднорідністю. Пластичні характеристики та ударна в'язкість зварних з'єднань, виконаних АДЗ та ЕПЗ, після загартування від 800–900 °С значно знижуються порівняно з основним металом. Наступне старіння швів викликає ще більше зменшення пластичності й ударної в'язкості. Попереднє загартування викликає при подальшому старінні нерівномірний розпад β -фази навіть в межах одного зерна, збільшення утвореної β -фази, а також появу TiCr_2 на межах зерен. Оскільки для зварних з'єднань сплавів типу ВТ15 не припустима схема зміцнювальної термічної обробки, яка рекомендована для основного металу таких сплавів: загартування + старіння, то проводили досліди з отримання зварних з'єднань способом АДЗ по флюсу. Головними перевагами цього способу для зварювання високолегованих псевдо- β сплавів є можливість зварювання із зменшеними витратами погонної енергії й металургійної обробки зварювальної ванни. Найкращі механічні властивості мають шви із флюсом з домішками фторидів рідкоземельних елементів, в першу чергу солей лантану. Такі флюси під час зварювання усувають несприятливі кристалізаційні ділянки, а вміст кисню не перевищує 0,09 %. Такі шви після зварювання мають високу пластичність і ударну в'язкість та перевищують значення з'єднань, отриманих ЕПЗ. Однак навіть такі шви після звичайної зміцнювальної термічної обробки, яку рекомендують для основного металу (загартування + старіння), не мають необхідного комплексу властивостей [43].

Дослідниками [44] встановлено, що мінімальна температура нагрівання швів під термообробку повинна відповідати закінченню $\omega \rightarrow \alpha$ -перетворення, тобто становити 470–490 °С. При нагріванні металу вище 490–510 °С спостерігається утворення інтерметалідів TiCr_2 , причому зі збільшенням часу витримки відбувається зростання і коагуляція частинок TiCr_2 . Тому верхня температурна межа нагрівання не повинна бути більшою за 510 °С. Таким чином, оптимальним температурним інтервалом старіння зварних з'єднань є 490–510 °С, коли $\omega \rightarrow \alpha$ -перетворення вже завершено, а кількість виділень TiCr_2 ще дуже не значна.

Псевдо- β титанові сплави можна також зміцнювати охолодженням з високої температури на повітрі до температури старіння з наступним перенесенням в піч із температурою старіння і витримкою при цій температурі. Охолодження з високої температури повинно бути повільним, що дозволяє використовувати вакуумну піч та 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 повинна бути більш тривала витримка під час старіння [45].

Таким чином, для покращення механічних властивостей зварних з'єднань β -сплавів розроблено спеціальні способи зміцнювальних термічних обробок:

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

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

- охолодження з високої температури до температури старіння зі швидкістю 4 °С/хв (з піччю) з подальшим старінням.

Рекомендовано також зменшувати кількість домішок. Однак це супроводжується зменшенням міцності й збільшенням ціни напівфабрикатів. У випадках, коли складно зменшити кількість домішок, слід створювати умови для більш рівномірного їхнього розповсюдження. Так, введення в псевдо- β титановий сплав 1 % Zr приводить до зменшення домішок на границях β -зерен, збільшення однорідності розпаду метастабільної β -фази і покращення механічних властивостей сплаву. Таке легування псевдо- β титанових сплавів використовували для сплавів ТС6, ВТ19 та ін. Неоднорідність розподілу β -стабілізуючого елемента збільшується із зростанням його концентрації, тому легування бажано проводити кількома β -стабілізаторами. Перспективне одночасне легування β -стабілізаторами з коефіцієнтом розподілу більше та менше одиниці у поєднанні з β -стабілізатором, коефіцієнт якого дорівнює одиниці.

Таким чином, зварні з'єднання псевдо- β титанових сплавів перспективно виконувати методами, що забезпечують зварювання на жорстких режимах з високими швидкостями охолодження 100–500 °С/с, а саме ЕПЗ, лазерне зварювання, а стосовно до дугового зварювання — аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом по шару флюсу. Висока швидкість охолодження швів пригнічує процеси розпаду β -фази. Крім того, застосування флюсів дозволяє провести металургійну обробку зварювальної ванни і зменшити концентрацію кисню в металі шва, а застосування присадного металу — збільшити вміст легуючого елемента, наприклад цирконію. Тому для вивчення можливостей отримання рівномірних зварних з'єднань псевдо- β титанових сплавів необхідні подальші дослідження в галузі технології та металургії зварювання.

1.4. МЕХАНІЧНІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВИСОКОМІЦНОГО ПСЕВДО- β ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ19

В даний час в розвинених країнах представлено велику кількість β - і псевдо- β титанових сплавів [46–50]. Одним з найперспективніших з псевдо- β титанових сплавів є сплав ВТ19, який порівняно з іншими найбільш відомими псевдо- β титановими сплавами має більшу питому міцність, невелику густину (табл. 1.2) та меншу

Таблиця 1.2. Основні β - і псевдо- β титанові сплави та їхні механічні властивості в загартованому й відпаленому стані [53–56]

Марка сплаву (хімічний склад, мас. %)	Коефіцієнт стабілізації β -фази K_β	Температура поліморфного перетворення $T_{п.п}$, °C	Густина ρ , кг/м ³	Межа міцності σ_v^* , МПа	Відносне подовження δ^* , %
BT19 (Ti–5.5Mo–3.5V–4.5Cr–3Al–1Zr)	1,72	–	4780	970/1420	18/5
BT35 (Ti–3Al–15V–3Sn–3Cr–1.5Zr–1.5Mo)	1,58	760	4774	850/1350	18/8
Ti 15333 (Ti–3Al–15V–3Sn–3Cr)	1,57	760	4800	800/1300	18/10
Timet LSB (Ti–4.5Fe–6.8Mo–1.5Al)	1,58	799–815	4790	1068/1475	24,5/13,5
Beta 21S (Ti–15Mo–2.6Nb–3Al–0.8Si)	1,58	799–810	4940	880/1420	18/7
8–8–2–3 (Ti–8Mo–8V–2Fe–3Al)	1,77	–	–	800/1450	20/5
BT32 (Ti–8Mo–8V–1.5Fe–1.5Cr–3Al)	1,80	780	4830	830/1350	20/6
10–2–3 (Ti–10V–2Fe–3Al)	1,30	812	4670	862/1431	34/3
T15 (Ti–10.5Cr–7Mo–3Al)	2,45	710	4890	850/1420	12/5
TC6 (Ti–11Cr–5Mo–6V–3Al–1Zr)	2,76	720	4890	850/1350	20/4
2.5–6.8–2.5–2 (Ti–2.5Fe–6.8Mo–2.5Al–2V)	1,52	–	–	–/1250–1520	–/7,3–16
5–5–5–3 (Ti–0.5Fe–5Mo–5Al–5V–3Cr)	1,40	–	–	–/1200	–/6

*В чисельнику наведено значення у відпаленому стані, в знаменнику — в загартованому.

на 20–25 % собівартість виробництва [51, 52]. Крім того, він має високу стійкість до корозії на повітрі з високим ступенем вологості та в морській воді.

Високоміцний псевдо β -сплав BT19 [52], створений для заміни сплаву BT15, має такий склад (мас. %): основа — Ti; 2.5–3.5 Al; 5–6 Mo; 3–4 V; 4–5 Cr; 0.5–1.5 Zr; не більше 0.15 Si, 0.10 C, 0.15 O, 0.05 N, 0.015 H. Сплав BT19 містить β -стабілізуючі елементи з коефіцієнтом розподілу більше (молібден) і менше (хром) одиниці, а також з коефіцієнтом розподілу, що дорівнює одиниці (ванадій). Вміст β -стабілізуючих елементів еквівалентно 13.7–17.0 % Mo при середньому вмісті, еквівалент-

ному 15.3 % Мо. Співвідношення ізоморфних (еквівалентно 7.8 % Мо) та евтектоїдоутворювальних β -стабілізуючих елементів (еквівалентно 7.5 % Мо), виражене в еквівалентних молібдену величинах, дорівнює 1:1.

Сплав VT19 виплавляється в вакуумних дугових печах з витратним електродом методом подвійного переплаву або в електронно-променевих установках з проміжною ємністю [57].

Сплав VT19 має високу технологічну пластичність в загартованому або відпаленому стані та високу міцність після старіння. Наприклад, відпалені листи зі сплаву VT19 задовільно штампують в холодному стані (без підігріву) з коефіцієнтом витяжки $K_{\text{виг}} = 1,94$.

Сплав VT19 зміцнюється шляхом гарту в воду і старіння; загартування, деформації та старіння; нагрівання зі сповільненим охолодженням в печі (атермічне старіння) і наступним додатковим старінням або без нього. У відпаленому при 750 °C стані сплав VT19 має межу міцності більше 1000 МПа. Сплав ефективно зміцнюється термічною обробкою: після гартування та старінням до $\sigma_{\text{в}} = 1550\div 1700$ МПа, після гартування, деформації та старіння до 1650–1750 МПа.

Сплав VT19, термічно зміцнений на високий рівень міцності, рекомендується для застосування у виробках ракетної техніки короткочасного ресурсу [58]. Так, з нового перспективного псевдо- β титанового сплаву VT19 виготовлено циліндричні тонкостінні ємності шляхом холодної поперечної прокатки кільцевих заготовок. У відпаленому стані з наступним термічним зміцненням на середній рівень міцності (1200–1300 МПа) його можна застосовувати для виготовлення тарілчастих пружин шляхом холодної штампування з листів [59].

Таким чином, сучасні високоміцні та високолеговані конструкційні псевдо- β титанові сплави, яскравим прикладом яких є сплав VT19, є одними з найбільш перспективних металевих матеріалів на основі титану, які мають високу технологічність, дозволяють виконувати деформацію при більш низьких зусиллях і температурах, ніж традиційні високоміцні сплави з псевдо- α і $\alpha+\beta$ -структурою. Зміцнювальну термічну обробку конструкцій псевдо- β титанових сплавів можна виконувати без перенесення в гартівне середовище, що зменшує короблення, поводки і залишкові напруги, а також виключається окиснення садки, тому псевдо- β титанові сплави можуть бути використані для виробництва листових штамповок без нагрівання заготовок з подальшим зміцненням готового продукту за допомогою низькотемпературного старіння.

Перспективними методами отримання зварних з'єднань псевдо- β титанового сплаву VT19 є електронно-променеве та аргонодугове зварювання, в тому числі із застосуванням локальної термічної обробки та безкисневих флюсів. Для забезпечення зняття внутрішніх напружень і приведення до одного рівня міцності основного металу і металу зварного шва зварні з'єднання псевдо- β титанового сплаву VT19 необхідно піддавати термічній обробці.

Розділ 2

ОБЛАДНАННЯ, МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1. ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ЗВАРЮВАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Зварювання зразків псевдо- β титанового сплаву VT19 виконували найбільш широко вживаними для титанових сплавів способами: електронно-променевим зварюванням (ЕПЗ) і аргонодуговим (АДЗ), причому останній здійснювали неплавким вольфрамовим електродом з наскрізним проплавленням і АДЗ вольфрамовим електродом з подачею присадного дроту. АДЗ вольфрамовим електродом виконували на постійному струмі прямої полярності, використовуючи джерело живлення ВДУ 511. При АДЗ наскрізним проплавленням був задіяний пальник спеціальної конструкції, оснащений захисним соплом, розташованим над поверхнею деталей. Конструктивну схему зварювальної головки для АДЗ представлено на рис. 2.1. Вона включає зварювальний пальник, що складається з цанги з неплавким електродом 1, захисного сопла із захисним пристроєм. Зварювальний пальник дозволяє встановити вільний виліт вольфрамового електрода. Зварювальний пальник оснащено захисним соплом 2 спеціальної конструкції, яке розташоване над поверхнею зварюваних деталей. Захисне сопло включає пристрій 3 для захисту охолоджуваних ділянок зварного шва. Зварні з'єднання можна виконувати із застосуванням зовнішнього керуючого магнітного поля.

У процесі зварювання неплавким електродом в середовищі аргону можливе відхилення деяких важливих параметрів зварювання від заданих значень. Перш за все це довжина дугового проміжку і пов'язана з ним напруга на дузі. Ці відхилення можуть бути обумовлені нерівномірністю як руху зварювальної головки, так і нерівномірністю подачі присадного дроту. Крім того, дуговий проміжок може бути різним на початку і 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 кромок, формування поверхні наплавленого шару. Тому при зварюванні необхідно контролювати довжину дугового проміжку. Для цього зварювальний пальник оснащено системою автоматичного регулювання на-

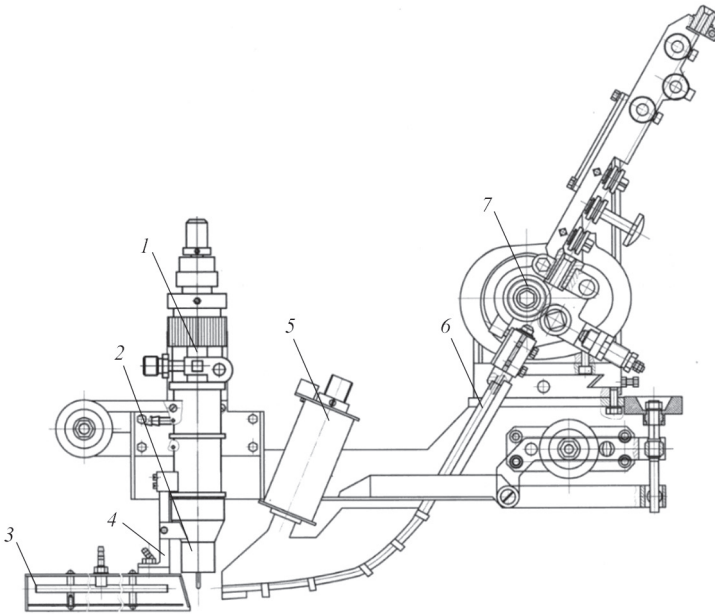


Рис. 2.1. Конструктивна схема зварювальної головки для АДЗ: 1 — цанга із неплавким електродом; 2 — захисне сопло; 3 — захисний пристрій; 4 — система стеження захисного пристрою; 5 — електромагніт; 6 — направляюча для подачі присадного дроту; 7 — механізм подачі дроту

пруги дуги (АРНД). Механізм системи АРНД в процесі зварювання піднімає або занурює неплавкий електрод залежно від вимірної напруги на струмовідводах. Напруга на струмовідводах U_{Σ} складається з падіння напруги на дузі U_d і падіння напруги на електроді U_e :

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

Падіння напруги на дузі залежить від режиму зварювання і є тим параметром, який потрібно утримувати в заданих рамках. Падіння напруги на електроді залежить від матеріалу неплавкого електрода, його температури та діаметра. Тому для роботи системи АРНД U_e є постійною і не змінюється в процесі зварювання.

АДЗ зразків титанового сплаву ВТ22 виконували вольфрамовим електродом марки ЕВИ-2 діаметром 5 мм на прямій полярності. Як джерело живлення використовували апарат АRISTO-500. Зварювання виконували із застосуванням керуючого магнітного поля. Поверхню пластин перед зварюванням зачищали металевою щіткою. Для зварювання виготовляли дослідні присадкові порошкові дроти з трьома типами флюсових наповнювачів. У зварюваних зразках визначали вміст газів, хімічний склад, а також виконували механічні випробування і металографічні дослідження.



Рис. 2.2. Зовнішній вид електронно-променевої гармати ЦФ-19

ЕПЗ проводили на модернізованій установці УЛ-144, оснащєній джерелом живлення ЕЛА 60/60, зварювальною гарматою ЦФ-19 (рис. 2.2) і приладом управління променем СУ-220.

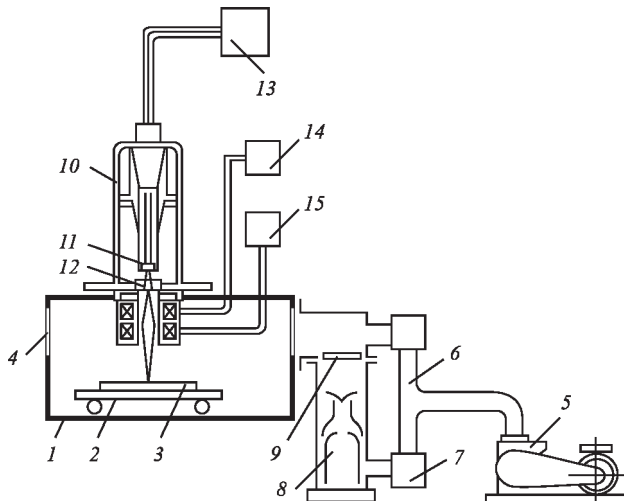


Рис. 2.3. Схема електронно-променевої зварювальної установки: 1 — вакуумна камера; 2 — механізм переміщення; 3 — виріб; 4 — оглядове вікно; 5 — форвакуумний насос; 6 — вакуумпровід; 7 — вентиль; 8 — високовакуумний насос; 9 — затвор високовакуумного агрегата; 10 — зварювальна гармата; 11 — катод; 12 — анод; 13 — високовольтне джерело живлення; 14 — система фокусування променя; 15 — система електромагнітного відхилення пучка електронів

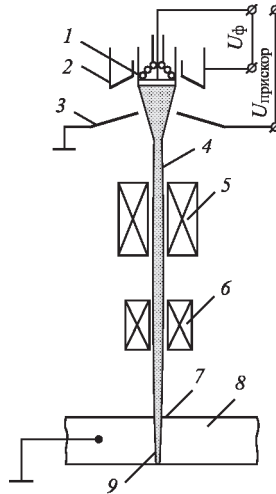


Рис. 2.4. Схема електронно-променевої гармати з електростатичним і електромагнітним фокусуванням: 1 — катод; 2 — прикатодний електрод; 3 — анод; 4 — електронний промінь; 5 — фокусувальна магнітна лінза; 6 — магнітна система відхилення; 7 — фокусувальна пляма; 8 — зварний виріб; 9 — зварний шов

Електронно-променева зварювальна установка включає такі основні вузли і пристрої (рис. 2.3): герметичну камеру, вакуумну систему з форвакуумним і високовакуумним насосами, зварювальну гармату з системами електроживлення, фокусування, управління променем, допоміжні ланцюги і контрольно-вимірвальну апаратуру.

Зварювальні гармати (рис. 2.4) — електронні пристрої, що створюють вузькі електронні пучки з великою щільністю енергії. Катод гармати, нагріваючись до високих температур, емітує електрони. Між катодом і анодом утворюється потужне електричне поле: позитивний потенціал анода досягає кількох десятків тисяч вольт. Тому електрони на шляху до анода отримують значну енергію і розганяються до великих швидкостей. Вони під дією прикатодного електрода стискаються в пучок, так зване статичне фокусування.

Катод, прикатодний електрод і анод (прискорювальний електрод) утворюють прожектор, який повинен забезпечувати первинне утворення пучка електронів, що сходиться. Однак такий пучок електронів ще не можна використовувати для зварювання: його необхідно додатково стиснути (сфокусувати) для максимальної щільності енергії в перетині пучка — плями при зустрічі його з поверхнею зварюваного виробу. Для цього на шляху променя встановлюють спеціальний пристрій — фокусувальні електромагнітні лінзи. В сучасних зварювальних гарматах використовують саме таке комбіноване електростатичне і електромагнітне фокусування. За допомогою відхиляючої магнітної системи коригують положення пучка щодо зварюваних кромek деталі.

2.2. МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ДОСЛІДЖЕННЯ ЗДАТНОСТІ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ BT19 ДО ЗВАРЮВАННЯ

Виплавку титанового сплаву BT19 для проведення досліджень здійснювали в електронно-променевої установці УЕ-208М [60]. Хімічний склад отриманого зливку діаметром 110 мм сплаву BT19 наведено в табл. 2.1, сплав має коефіцієнт стабілізації β -фази $K_\beta = 1,40$. Отриманий зливочок титанового сплаву BT19 після механічної обробки поверхні піддано термодформаційній обробці (ТДО) на реверсивному прокатному ДУО-стані Skoda 355/500 [54, 61]. Нагрівання заготовок здійснювали в електричній печі опору без використання захисної атмосфери і 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 $\beta \rightarrow \alpha$ ($T_{п.п}$) [62–65]. ТДО заготовок з титанового сплаву BT19 здійснювали за технологічними режимами, представленими в табл. 2.2. Температуру закінчення прокатки контролювали візуально, на перших етапах вона була не менше 850 °С.

За результатом проведеної ТДО отримано пластини титанового сплаву BT19 завтовшки 8 мм. На поверхні пластин відсутні тріщини або інші дефекти деформаційного походження, що підтверджує високу технологічну пластичність матеріалу та високу металургійну якість зливків, отриманих методом електронно-променевого плавлення.

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

Через високу хімічну активність титанових сплавів щодо активних газів і вологи при АДЗ для створення захисного середовища використовували аргон, чи-

Таблиця 2.1. Хімічний склад зливку псевдо- β титанового сплаву BT19

Марка сплаву	Вміст легуючих елементів, мас. %					Вміст домішок, мас. %		
	Al	Mo	V	Cr	Zr	Fe	O	N
BT19	3.4	5.3	3.2	4.2	0.9	0.25	0.08	0.005
Технічні умови	2.5–3.5	5–6	3–4	4–5	0.5–1.5	≤0.30	≤0.15	≤0.05

Таблиця 2.2. Технологічні режими ТДО заготовок з титанового сплаву BT19

Операція	Час нагрівання t , хв	Температура нагрівання T , °С	Ступінь деформації, %
Нагрівання під прокат	70	1150	0
Деформація заготовки (за один прохід 2–3 мм)	30	1150	0–60
Поворот заготовки на 90°	20	1150	60
Деформація заготовки (за один прохід 1 мм)	15	750	90

Таблиця 2.3. Хімічний склад присадного дроту марки ВТ1-00св за ТУУ 05416923.041–98

Fe	C	Si	N	Ti	O	H	Інші домішки
<0.15	<0.05	<0.08	<0.04	99.58–99.9	<0.1	<0.008	<0.1

стога якого становила 99,9 % згідно з ДСТУ 10157. Допустимі домішки в аргоні становили: кисню не більше 0.003, азоту не більше 0.01 і вологи не більше 0.03 %.

В якості неплавкого електрода використано вольфрамові електроди діаметром 3 і 5 мм марки ЕВИ-2. Товщина зварних зразків становила 6–8 мм. Для АДЗ застосовували присадний дріт марки ВТ1-00св діаметром 2 мм. Хімічний склад і вміст домішок в присадному дроті марки ВТ1-00св наведено в табл. 2.3.

2.3. МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ І МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

МЕТОДИКА МЕТАЛОГРАФІЧНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

Дослідження мікроструктури проводили на поперечних і поздовжніх мікрошліфах, які вирізали із зварних з'єднань різних титанових сплавів. Заготовки під шліфи затискали в струбцинах, після чого їх шліфували на шліфувальному папері різної зернистості з поступовим переходом від більш грубого до більш тонкого абразиву. Шліфування проводили вручну на шліфувальному станку заводу «Неріс».

Після шліфування заготовки піддавали механічному поліруванню в два етапи. На першому полірування проводили на кругах, обтягнутих сукном, за допомогою алмазних паст різної зернистості. На другому етапі полірування застосовували водну суспензію оксиду хрому (Cr_2O_3) та обробляли поверхню до дзеркального блиску. Після цього шліфи мили під струменем води і 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 їхні параметри: ширину, висоту і глибину проплавлення, наявність макродефектів (пор, тріщин, включень тощо). З метою оцінювання структурних змін наплавленого металу на мікрошліф проводили металографічне дослідження структури за допомогою оптичного мікроскопа «НЕОРНОТ-30», оснащеного приставкою для цифрового фотографування. Систему реєстрації зображень здійснювали за допомогою комп'ютерної програми «QuickPhoto». Цифрове зображення обробляли за допомогою програми «Atlas».

МІКРОДЮРОМЕТРИЧНИЙ АНАЛІЗ

Мікротвердість металу зварного шва, основного металу, ЗТВ визначали на приладі М-400 фірми «LECO» при навантаженні 100 г з автоматичною системою навантаження і на мікротвердомірі ПМТ-3 з навантаженням на інденторі 50 г.

ВИЗНАЧЕННЯ КІЛЬКОСТІ ФАЗ

Кількість фаз у зварному з'єднанні, ЗТВ та основному металі визначали на мікрошліфах. Виявлення мікроструктури та визначення фаз базувалося на тому, що різні фази протравлюються і фарбуються неоднаково. Так, β -фаза має світлий колір на мікрошліфах, α , α' , α'' темний. В результаті травлення можна виявити форму та розміри окремих зерен, встановити значення, форму і орієнтування зерен, окремі фази і структурні складові, зміну внутрішньої будови металів і сплавів залежно від умов їхнього отримання і обробки.

Для комп'ютерної обробки отриманих мікроструктур використовували програмний пакет Image-Pro Plus, призначений для швидкого отримання, обробки та аналізу зображень. Цей пакет відрізняється від подібних програм простим, дружнім та інтуїтивно зрозумілим інтерфейсом й інтегрує в собі текст, дані обчислень і вимірювань (в тому числі статистичні), а також графіку. Visual Basic — сумісна макромова, яка дозволяє легко адаптувати пакет під специфічні завдання і розширювати його можливості.

Отримані зображення мікроструктур з тієї чи іншої частини зварного з'єднання завантажували в цю програму, де визначали зони з найменшою кількістю дефектів і включень. Ці зони вирізали та конвертували у формат Gray Scale. За необхідності фотографії мікроструктури обробляли, додаючи яскравості, контрастності та/або кольорової гами. Після обробки за допомогою інструмента «Кронциркуль» програма Image-Pro Plus сканувала зображення та відокремлювала світлі частини від темних на мікрошліфі відповідно до заданих параметрів (рис. 2.5).

Image-Pro Plus підраховувала площину кожної виділеної в ході сканування області і їй присвоювався конкретний ідентифікаційний номер. Отримані роз-

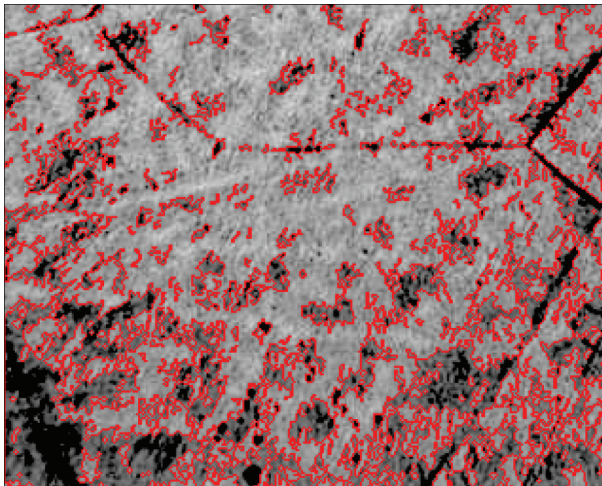


Рис. 2.5. Мікроструктура титанового сплаву BT19, отриманого за допомогою програмного пакета Image-Pro Plus

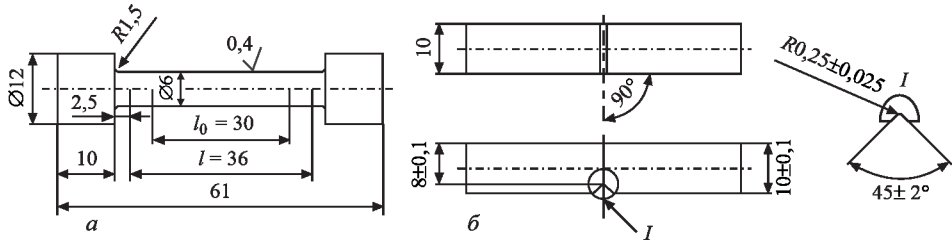


Рис. 2.6. Ескізи зразків для випробувань на статичний розтяг (а) і ударну в'язкість (б)

міри кожної частини того чи іншого кольору зберігаються в базі даних. Після закінчення обробки ця база даних вивантажується у форматі XLSX для подальшої роботи з нею у Microsoft Excel. За спеціально написаним макросом у Microsoft Excel вираховується площа всіх ділянок для кожного кольору, сумується 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, що характеризують титанові сплави (згідно з ГОСТ 1497–84), є: межа міцності σ_b , МПа, межа плинності σ_p , МПа, відносне подовження δ , %, відносне звуження ψ , %, і ударна в'язкість KCV , Дж/см².

Механічні властивості визначали при нормальній температурі на зразках, вирізаних з основного металу і металу шва. Для визначення механічних властивостей зварних з'єднань проведено випробування на статичний розтяг і ударну в'язкість. Ескізи зразків для випробувань на статичний розтяг і ударну в'язкість представлено на рис. 2.6.

Таким чином, висока реакційна здатність титану, його схильність до активної хімічної взаємодії з киснем, азотом, вуглецем та іншими елементами не дозволяють зварювати титан та сплави на його основі на повітрі, тому зварювання титану повинно проводитися за умов, що оберігають рідкий метал від насичення його газами та іншими шкідливими домішками. Найбільш широко застосовують для титанових сплавів такі способи зварювання: ЕПЗ і АДЗ, причому АДЗ можна здійснювати неплавким вольфрамовим електродом з наскрізним проплавленням і вольфрамовим електродом з подачею присадного дроту.

Розділ 3

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ АРГОНОДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ВОЛЬФРАМОВИМ ЕЛЕКТРОДОМ НА СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ВИСОКОМІЩНОГО ПСЕВДО- β ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19

3.1. РОЗРАХУНОК ТЕПЛОФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПСЕВДО- β ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19

Вплив термічного циклу АДЗ вольфрамовим електродом на структурні перетворення вивчали за допомогою нестационарного теплового аналізу з урахуванням теплоти фазового переходу. Задача теплового аналізу полягає в розрахунку і розподілі температур і відповідних теплових параметрів у заданій системі. Основою теплового аналізу є рівняння теплового балансу, отримане відповідно до принципу збереження енергії. За допомогою програмного комплексу ANSYS дану задачу розв'язували методом кінцевих елементів, отримуючи в результаті теплові поля в зварному виробі.

Експериментальне вивчення закономірностей процесу АДЗ псевдо- β титанового сплаву є трудомістким завданням через велику кількість параметрів процесу зварювання таких, як зварювальний струм, довжина дугового проміжку, ширина зазора, форма робочої частини вольфрамового електрода, кількість поданого металу в зону зварювання тощо. Моделювання процесу і аналіз отриманих результатів за допомогою ANSYS дозволив скоротити обсяги експериментальних робіт. Моделювання дозволяє вивчити вплив на форму проплавлення основного металу таких параметрів процесу, як зварювальний струм, напруга на дузі, швидкість переміщення анодної плями, кількість розплавленого присадного матеріалу [66, 67].

Температурне поле, отримане за допомогою програмного комплексу ANSYS, використовували для визначення інших теплових параметрів: швидкості охолодження, температурних градієнтів тощо. Нестационарний тепловий аналіз визначає розподіл температури та інших теплових параметрів при змінних в часі умовах.

Для проведення нестационарного теплового аналізу з фазовим переходом необхідно визначити залежність ентальпії від температури для псевдо- β тита-

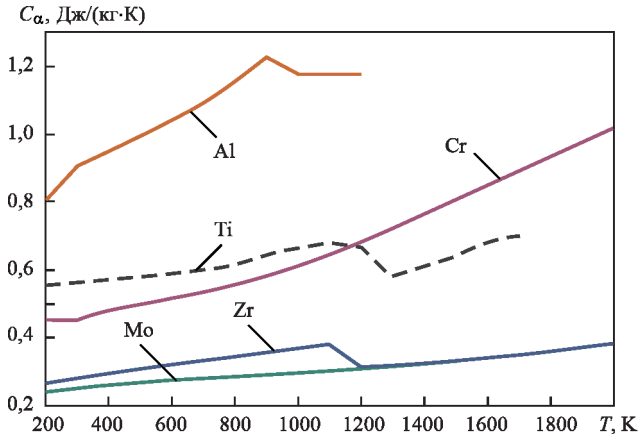


Рис. 3.1. Теплоємність легуючих елементів, що входять до складу псевдо- β титанового сплаву BT19, в діапазоні температур від 200 до 2000 К

нового сплаву BT19. З численних емпіричних співвідношень, що пропонувалися для обчислення теплоємностей твердих тіл, найбільшого поширення набуло правило Неймана–Коппа, відоме ще як правило адитивності теплоємності, яке дозволяє приблизно обчислювати теплоємність хімічних сполук. Згідно з цим правилом теплоємність хімічних сполук в твердому стані дорівнює сумі теплоємностей елементів, що входять в цю сполуку.

Для наближеного оцінювання питомої теплоємності сплаву C використовують співвідношення виду

$$C = \sum_{i=1}^n N_i C_i, \quad (3.1)$$

де N_i — масові частки компонентів сплаву, %; C_i — питомі теплоємності компонентів сплаву, Дж/(кг·К); n — кількість компонентів сплаву.

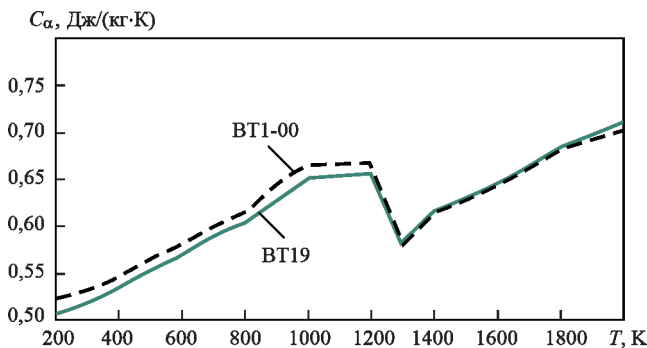


Рис. 3.2. Теплоємність псевдо- β титанового сплаву BT19 розрахована за виразом (3.1) порівняно з теплоємністю сплаву BT1-00 в діапазоні температур від 200 до 2000 К

Теплоємність при високих температурах для всіх легуючих елементів, що входять до складу псевдо- β титанового сплаву VT19, наведено на рис. 3.1. Результат розрахунку теплоємності за виразом (3.1) для сплаву VT19, порівняно з вже відомими даними про теплоємність сплаву VT1-00, наведено на рис. 3.2. Слід зазначити, що різке падіння теплоємності в діапазоні температур 1200–1300 К в сплавах пов'язано з $\alpha \rightarrow \beta$ -перетворенням і більш низькою теплоємністю β -фази.

Таким чином, для проведення математичного моделювання теплових процесів у псевдо- β титановому сплаві VT19 визначено його теплоємність в діапазоні температур від 200 до 2000 К. Показано, що такі легуючі елементи, як хром, цирконій і молібден, знижують теплоємність сплаву порівняно з нелегованим титаном марки VT1-00.

3.2. МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТЕПЛОВИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ АДЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19

Аналітичне вивчення впливу термічного циклу зварювання на структурно-фазовий стан зварних з'єднань двофазових титанових сплавів виконували шляхом математичного моделювання процесу АДЗ вольфрамовим електродом за допомогою програмного комплексу ANSYS. У процесі дослідження враховували вплив таких параметрів процесу АДЗ вольфрамовим електродом, як зварювальний струм, напруга на дузі, швидкість переміщення анодної плями на розміри і форму проплавлення основного металу, ЗТВ, імовірний фазовий склад металу шва і ЗТВ.

Для розрахункового визначення впливу параметрів режиму зварювання на формування зварного шва побудовано тривимірну математичну модель теплових процесів у титані при зварюванні зі скануючим джерелом нагрівання, основу якої складає диференціальне рівняння теплопроводності [68]

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

де t — поточний час, с; ρ — густина матеріалу (в даному випадку титану), кг/м³; λ — коефіцієнт теплопроводності, Вт/(м·К).

Розглянемо двофазове теплопровідне середовище і присвоємо індекс 1 всім величинам, що належать до твердої фази, індекс 2 — до рідкої. Тоді умова узгодження температур на межі фазового переходу має

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

а умовою для теплових потоків є умова Стефана (для одновимірного 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; $\xi(t)$ — межа фазового переходу.

Наявність розриву теплового потоку на межі фазового переходу можна інтерпретувати як δ -подібне джерело тепла потужністю

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

де p_0 — точка, що належить ξ ; p — довільна точка області розв'язку; \bar{n} — нормаль до межі, зовнішня щодо твердої фази.

Визначимо коефіцієнти рівняння у вигляді

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

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

$$\lambda_1 = \lambda_2; C_1 = C_2 \text{ при } T = T^*.$$

Тоді рівняння теплопроводності буде єдиним для рідкої й твердої фази

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

Розглянемо ентальпію (тепловміст) у вигляді

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

де $\eta(T - T^*)$ — одинична функція Хевісайда, яка має вигляд

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

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

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

і замість рівняння (3.8) в подальшому розглядатимемо рівняння виду

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

де

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

величину $L\delta(T - T^*)$ надалі інтерпретуємо як зосереджену на межі фазового переходу додаткову теплоємність.

Сформулюємо граничні умови, що описують теплообмін виробів з навколишнім середовищем. У загальному випадку визначено такі початкові й граничні умови:

1) $T|_{t=0} = T_c$ — задана температура виробу в початковий момент часу, яка дорівнює температурі навколишнього середовища (20 °С);

2) тепловий потік на поверхні в зоні дії джерела нагрівання 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), який наближено визначається за правилом Ньютона

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

де h_f — коефіцієнт конвективної тепловіддачі, в даній моделі він приймається постійним і рівним 70 Вт/(м²·К); T_c — температура навколишнього середовища, °С; T — температура поверхні моделі, К; $q_{\text{п}}$ — випромінювання через бічну поверхню, Дж/с, визначається за формулою

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

де ε — коефіцієнт випромінювання; σ — постійна Стефана–Больцмана ($\varepsilon = 0,3$, $\sigma = 5,6704 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·К⁴); $q_{\text{д}}$ — розподіл теплового потоку на поверхні виробу, Дж/с, визначається за формулою

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

де q_m — найбільший тепловий потік в центрі плями нагрівання, Дж/с; $v_{зв}$ — швидкість зварювання м/с; R — радіус плями нагрівання, м.

Як показано в роботах М.М. Рикаліна і М.Х. Шоршорова [69, 70], розподіл теплового потоку для джерел тепла, які не поглиблені значно в ванну металу, можна приблизно описати нормальним законом:

$$q = q_m e^{-\kappa r^2}, \quad (3.19)$$

де κ — коефіцієнт зосередженості теплового потоку, м^{-2} ; r — радіальна відстань даної точки від осі джерела, м, яку можна вирахувати як

$$r = \sqrt{x^2 + y^2}. \quad (3.20)$$

Радіусом плями нагрівання прийнято вважати відстань R , на якій питомий тепловий потік дорівнює: $q(R) = 0,05q_m$. Звідси

$$0,05q_m = q_m e^{-\kappa R^2}, \quad (3.21)$$

$$R = \sqrt{\frac{2,9957}{\kappa}}. \quad (3.22)$$

Діаметр плями нагрівання нашого джерела згідно з експериментальними даними становить близько 9,0 мм. Це джерело прийнято називати нормаль-но-круговим. Звідси визначаємо коефіцієнт зосередженості теплового потоку

$$\kappa = 1,5 \cdot 10^{-3} \text{ м}^{-2}. \quad (3.23)$$

Ефективну потужність джерела нагрівання визначимо за формулою

$$q = U_d I_{зв} \eta, \quad (3.24)$$

де q — ефективна потужність джерела нагрівання, Вт; U_d — напруга на дузі, В; $I_{зв}$ — зварювальний струм, А; η — коефіцієнт корисної дії дуги.

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

3.3. ВПЛИВ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ ЗВАРЮВАННЯ НА ФОРМУ ШВА І ЗТВ ЗВАРНОГО З'ЄДНАННЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ19

Кінцево-елементну тривимірну модель теплових процесів наплавлення представлено на рис. 3.3, а. З урахуванням наведених вище початкових і граничних умов та використанням програмного модуля ANSYS отримано розрахункові

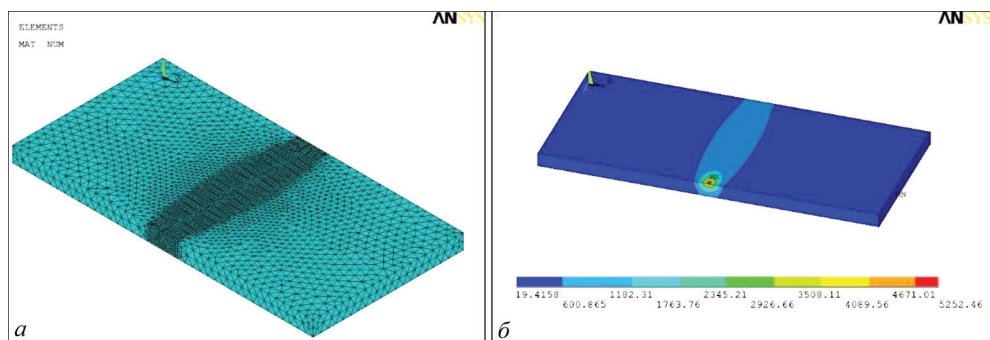


Рис. 3.3. Кінцево-елементна модель розміром $200 \times 100 \times 6$ мм застосована в розрахунках у програмі ANSYS (а) і результат розрахунку теплових полів після АДЗ на зразку того ж розміру (б)

теплові поля в зварюваному металі. За результатами розрахунків побудовано ізотерми максимальних температур, за якими визначали геометрію і розміри зони проплавлення, ЗТВ, зони поліморфного перетворення. Результат розрахунку теплових полів у зварному з'єднанні в тривимірному вигляді представлено на рис. 3.3, б.

Для перевірки адекватності математичної моделі (рис. 3.4, а) проведено експериментальне АДЗ зразка з псевдо- β титанового сплаву ВТ19 (рис. 3.4, б) на режимі, для якого проведено математичне моделювання теплових процесів АДЗ (режим зварювання $I_{зв} = 310$ А, $U_{д} = 12$ В, $v_{зв} = 10$ м/год). Різниця в ширині наплавленого валика в розрахунковому і експериментальному зразках становила 3,1, ширина зворотного валика — 2,4 %. Такі малі значення похибки між

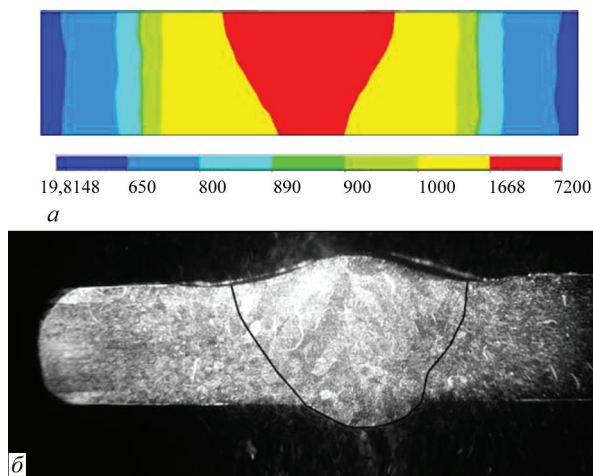


Рис. 3.4. Результат розрахунку зони проплавлення основного металу і форма металу ЗТВ (а) та макрошліф, отриманий АДЗ вольфрамовим електродом (б) (в обох випадках $I_{зв} = 310$ А, $U_{д} = 12$ В, $v_{зв} = 10$ м/год)

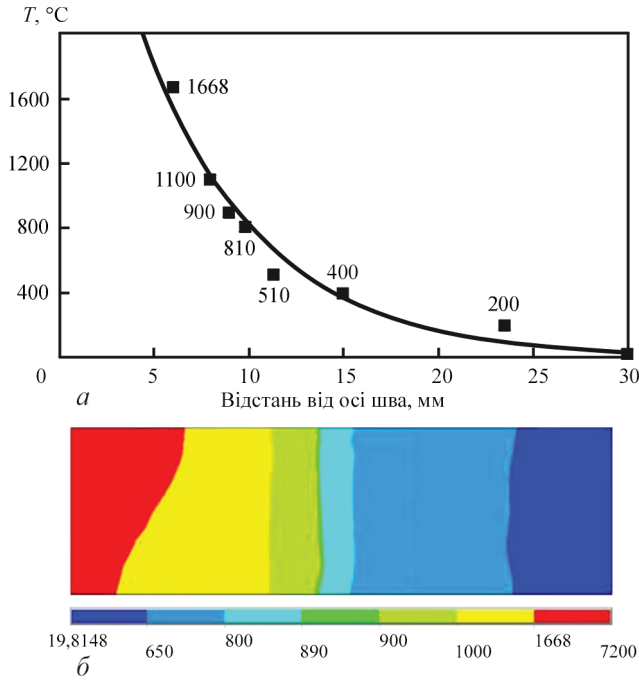


Рис. 3.5. Результат розрахунку розподілу максимальних температур на поверхні (а) та перерізі (б) моделі сплаву ВТ19 при $I_{зв} = 350$ А, $U_d = 12$ В, $v_{зв} = 10$ м/год

розрахунковими й експериментальними даними підтверджують адекватність розробленої математичної моделі.

Аналіз отриманих даних дозволяє виділити такі характерні ділянки, на яких метал нагрівається до відповідних максимальних температур (рис. 3.5). Комп'ютерне моделювання дозволило чітко визначити межі між характерними зонами ЗТВ: зона сплавлення, ділянка повного поліморфного перетворення, ділянка повної перекристалізації, ділянка неповної перекристалізації.

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

Ділянка повного поліморфного перетворення розташована на відстані від 6 до 10,25 мм, її ширина становить 4,25 мм. Тут температури нагрівання основного металу змінюються від температури плавлення до температури кінця поліморфного перетворення (810°С). Для цієї ділянки характерна великозерниста структура. Високотемпературна β -фаза зазнає при охолодженні поліморфне перетворення з утворенням великогільчастої α -, α'' -, ($\beta+\alpha$)-фази або зі збереженням лише метастабільної β -фази. У цій ділянці можна виділити зону початку інтенсивного росту β -зерен (900–1100 °С).

Ділянка повної перекристалізації протяжністю 1,1 мм розташована на відстані від 10,25 до 11,35 мм, температури нагрівання основного металу в цій ділянці змінюються від температур інтенсивного росту β -зерен до температур

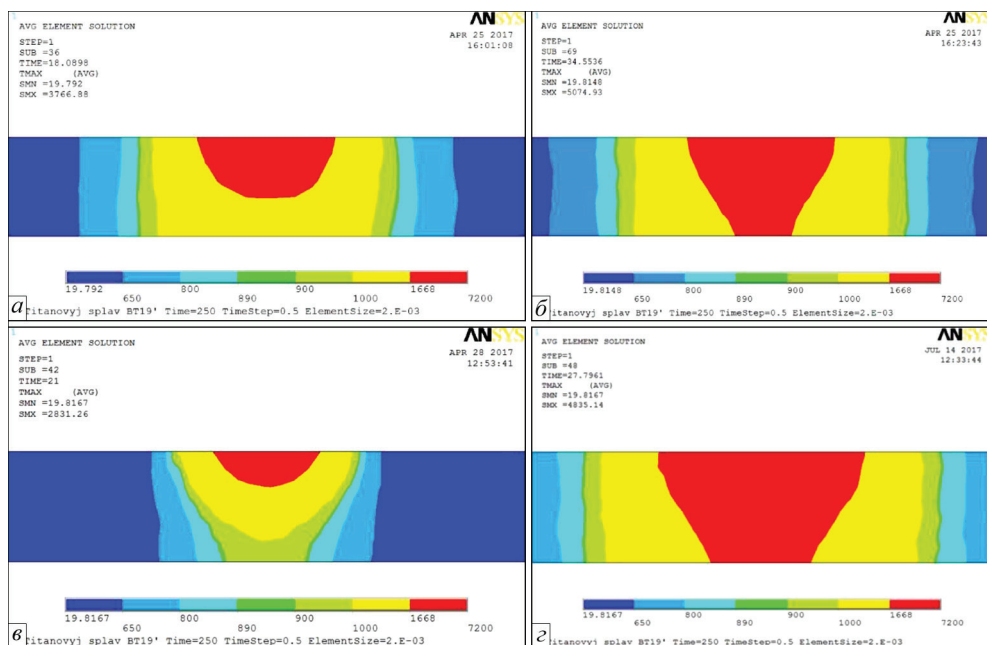


Рис. 3.6. Вплив струму і швидкості зварювання на проплавлення металу титанового сплаву VT19: а–г — відповідно режими 1–4 з табл. 3.1

кінця $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення (510 °C). Утворені при охолодженні структури аналогічні тим, що виникають в ділянці великого зерна.

Ділянка неповної перекристалізації завширшки приблизно 2,9 мм розташована на відстані від 11,35 до 14,25 мм від центру шва. Тут основний метал нагрівався до температур початку $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення. При нагріванні в цій ділянці зміни в металі шва, порівнюючи з іншими ділянками ЗТВ, менш негативно впливають на властивості зварних з'єднань.

Ділянка поступового переходу до основного металу, де фазової перекристалізації не спостерігається, завширшки приблизно 9,25 мм розташована на відстані від 14,25 до 23,5 мм. Тут може відбуватися низькотемпературне гідридне перетворення в разі забруднення основного металу воднем. Тут температура сягає значень, при яких відбувається окиснення металу на повітрі. Розрахунки показують закономірне збільшення глибини проплавлення металу титанового сплаву VT19 з 3,8 до 6 мм (повне проплавлення) при збільшенні зварювального струму з 240 до 310 А (рис. 3.6, табл. 3.1).

Аналіз проведених розрахунків показав, що при збільшенні швидкості зварювання глибина проплавлення сплаву VT19 значно менше і при швидкості 16 м/год становить лише 1,9 мм.

Таким чином, проведені розрахунки свідчать, що повне проплавлення металу при зварюванні поверхневою дугою можна забезпечити на двох режимах зварювання: $I_{3B} = 310$ А, $v_{3B} = 10$ м/год і $I_{3B} = 620$ А, $v_{3B} = 16$ м/год. Низькі зна-

Таблиця 3.1. Глибина проплавлення металу титанового сплаву BT19

№ режиму	Зварювальний струм $I_{зв}$, А	Напруга на дузі U_d , В	Швидкість зварювання $v_{зв}$, м/год	Погонна енергія, Дж/м	Глибина проплавлення, мм
1	240	12	10	622080	3,8
2	310	12	10	803520	6
3	320	12	16	518400	1,9
4	620	12	16	1004401	6

чення похибок при зіставленні форми і геометрії отриманих розрахункових і експериментальних даних показують адекватність розробленої математичної моделі теплових процесів при АДЗ псевдо- β титанового сплаву BT19.

3.4. ВПЛИВ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ ЗВАРЮВАННЯ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД МЕТАЛУ ЗВАРНОГО ШВА І ЗТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ BT19

Однією з важливих проблем, з якою стикаються при моделюванні різних фізичних явищ і процесів, є відсутність фізичних і теплофізичних даних про властивості моделюючого об'єкта, таких як коефіцієнти теплоємності, теплопровідності та їхні температурні залежності. Особливо гостро ця проблема постає при моделюванні нових перспективних матеріалів і сплавів складного хімічного складу і структури, до яких відноситься і псевдо- β титановий сплав BT19.

Для отримання значень фізичних характеристик нового титанового сплаву можна використати комп'ютерні моделі розрахунку теплофізичних і фізичних властивостей багатокомпонентних сплавів при затвердінні та охолодженні. Одним з основних методів отримання таких даних є термодинамічне моделювання за методикою CALPHAD на базі теорії багатокомпонентних сплавів [71]. При застосуванні методу CALPHAD на нерівноважні процеси була використана модель SG. Вона дає хороші результати для багатокомпонентних сплавів, що утворюються в процесі затвердіння, і дозволяє отримати залежність багатьох параметрів від їхнього складу і температури [72–76].

Властивості окремих фаз в багатокомпонентних системах, таких як молярний об'єм, теплопровідність, щільність, виражаються функціями, аналогічними тим, що використовуються для моделювання термодинамічних функцій в надлишкових багатокомпонентних сплавах [71]. Після того, як властивості окремих фаз визначено, властивість кінцевого сплаву розраховується з використанням добре зарекомендованих моделей суміші [77, 78]. Спочатку їх розробили для двофазових систем, а згодом розширили на багатокомпонентні структури [79]. Великі бази даних відповідних параметрів існують для більшості основних сталей і сплавів, зокрема алюмінієвих і титанових [80–82]. Використання такого підходу дозволило промоделювати фізичні, теплофізичні властивості та кінетику фазових перетворень псевдо- β титанового сплаву BT19.

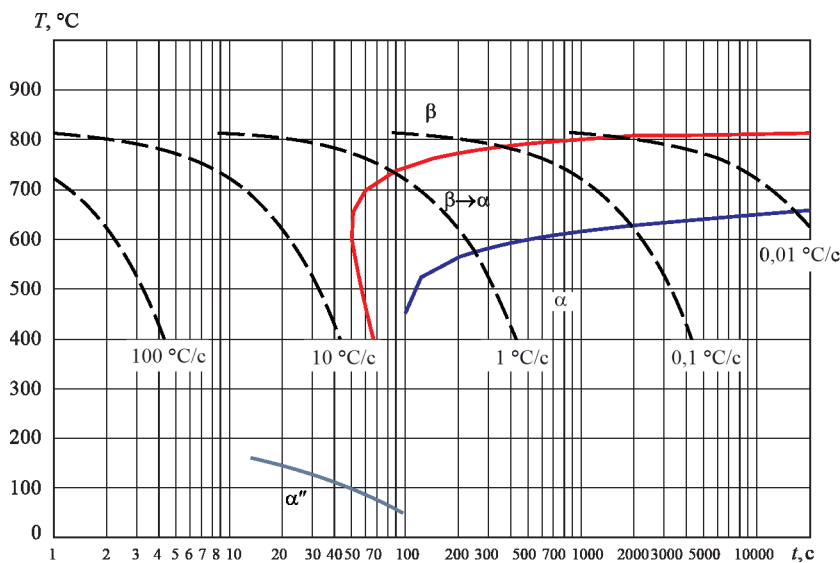


Рис. 3.7. Розрахункова діаграма анізотермічних перетворень псевдо- β титанового сплаву VT19

Для оцінки ймовірного фазового складу остигаючого металу шва і ЗТВ використовували розрахункову діаграму термічних перетворень титанового сплаву VT19 (рис. 3.7). На діаграмі відзначено температуру початку перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ (810 °C) для швидкостей 5–0,01 °C/c і температуру кінця $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення (520–660 °C) для цих же швидкостей. Крім того, на діаграмі анізотермічних перетворень зображена температура утворення метастабільної α'' -фази (50–150 °C) для швидкостей 12,5–4 °C/c. Метастабільна α'' -фаза утворюється при низьких температурах, коли дифузійні процеси практично не протікають, і при достатньо великих швидкостях охолодження. Вона являє собою перенасичений твердий розчин легуючих елементів в α -титані. Утворена внаслідок розпаду високотемпературної β -фази метастабільна α'' -фаза за своєю структурою і кінетикою має багато спільного з відомими в металознавстві мартенситними фазами.

Наведемо режими зварювання, для яких розраховувалися теплові поля в наплавлюваній пластині та швидкості охолодження:

- режим 1: $I_{зв1} = 310$ А, $U_{д1} = 12$ В, $\eta = 0,6$, $v_{зв1} = 10$ м/год;
- режим 2: $I_{зв2} = 620$ А, $U_{д2} = 12$ В, $\eta = 0,6$, $v_{зв2} = 16$ м/год.

Аналіз отриманих розрахункових даних показав, що при охолодженні від температури 1667 до 890 °C найбільші швидкості охолодження відзначаються в металі шва.

При охолодженні від температури 1200 °C швидкість охолодження в середині шва на режимі з меншою швидкістю зварювання досягає значень 228 °C/c (рис. 3.8), а в зоні сплавлення швидкість охолодження досягає 130 °C/c.

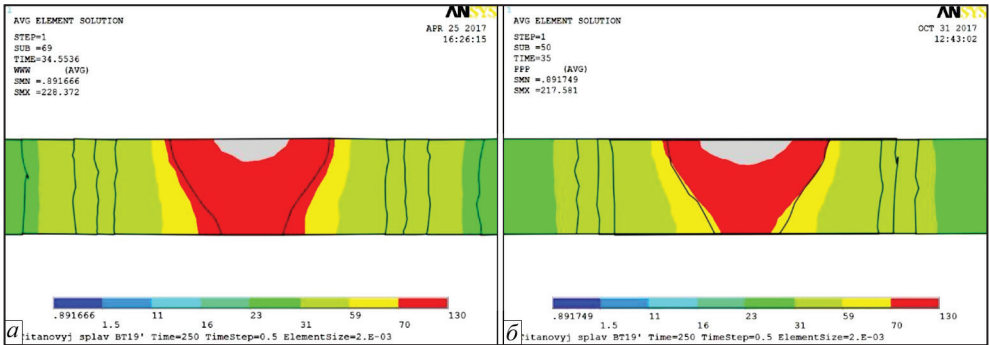


Рис. 3.8. Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 1200–1100 °С відповідно на режимі 1 (а), 2 (б) (див. с. 43)

Зростання швидкості зварювання і сили струму не призводить до відчутних змін в швидкостях охолодження в цих діапазонах температур, а максимальні значення швидкостей охолодження навіть трохи нижче — 217 °С/с.

При досягненні інтервалу температури 1000–890 °С максимальна швидкість охолодження в центрі шва на поверхні становить 177 °С/с, метал шва остигає зі швидкістю 130–70 °С/с, а в металі ЗТВ швидкості охолодження знаходяться в межах від 59 до 23 °С/с (рис. 3.9, а). Швидкості охолодження на режимі з більшою погонною енергією мають схожі значення: максимальна швидкість становить 169 °С/с, але площа, де такі значення фіксуються, значно більша (рис. 3.9, б). При цьому зі зворотного боку шва швидкості охолодження менші, ніж у зразка на режимі з меншою швидкістю зварювання.

В інтервалі температур 900–800 °С (рис. 3.10, а) швидкість охолодження металу шва в центрі на ділянці завширшки 6,5 мм і на глибині 2,5 мм все ще становить 130–70 °С/с. В іншій частині металу шва і ЗТВ швидкості охолодження вирівнюються і становлять 31–23 °С/с. У зварного зразка з більшою швидкістю зварювання максимальні швидкості охолодження зменшуються

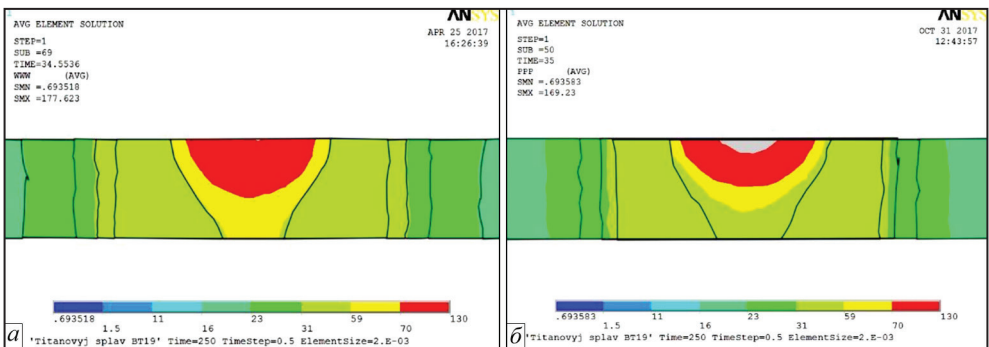


Рис. 3.9. Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 1000–900 °С відповідно на режимі 1 (а), 2 (б) (див. с. 43)

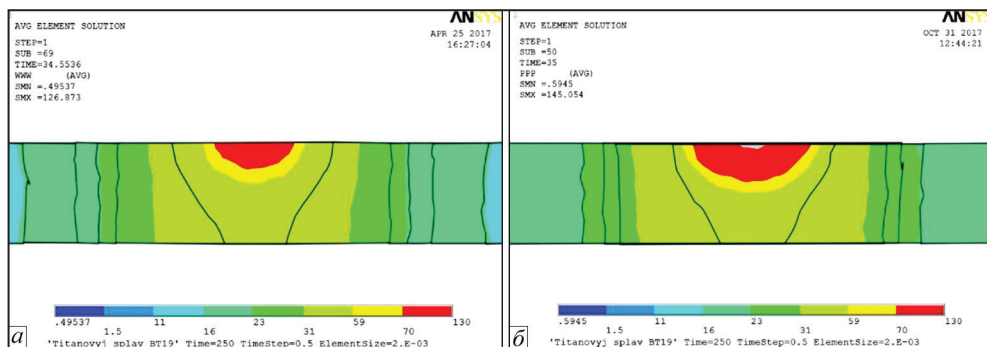


Рис. 3.10. Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 900–800 °С відповідно на режимі 1 (а), 2 (б) (див. с. 43)

до 145 °С/с, і площа, на якій зафіксовані швидкості охолодження 130–70 °С/с, більша, ніж у зразка з меншою швидкістю зварювання (рис. 3.10, б).

При досягненні діапазону температур, відповідному температурі поліморфного перетворення сплаву ВТ19, 800–700 °С ($T_{п.п} = 810$ °С) швидкості охолодження зменшуються і в зоні сплаву знаходяться в межах 59–23 °С/с, а в металі ЗТВ фіксується максимальна швидкість охолодження 11 °С/с. При цьому згідно з діаграмою у віддалених від центру шва ділянках ЗТВ починає фіксуватися $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення (рис. 3.11, а). У зразка з більшою погонною енергією все ще спостерігаються високі для такого діапазону температур швидкості охолодження: в центрі шва становлять 120–70 °С/с, в металі ЗТВ досягають 59 °С/с (рис. 3.11, б).

В інтервалі температур 600–500 °С (рис. 3.12, а) в центрі шва зразка, виконаного на режимі зі швидкістю зварювання 10 м/год, швидкості охолодження досягають 16, а в металі ЗТВ — 11 °С/с.

Згідно з діаграмою в ділянках ЗТВ, близьких до основного металу, де значення швидкостей охолодження менше 4 °С/с, утворюється чиста β -фаза. У

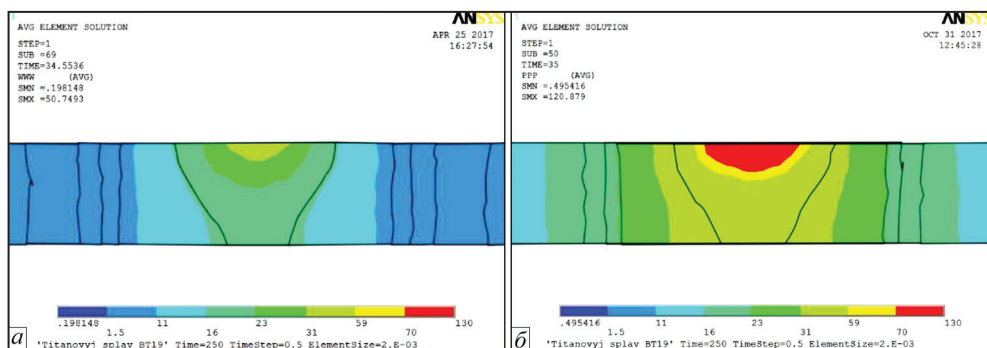


Рис. 3.11. Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 800–700 °С відповідно на режимі 1 (а), 2 (б) (див. с. 43)

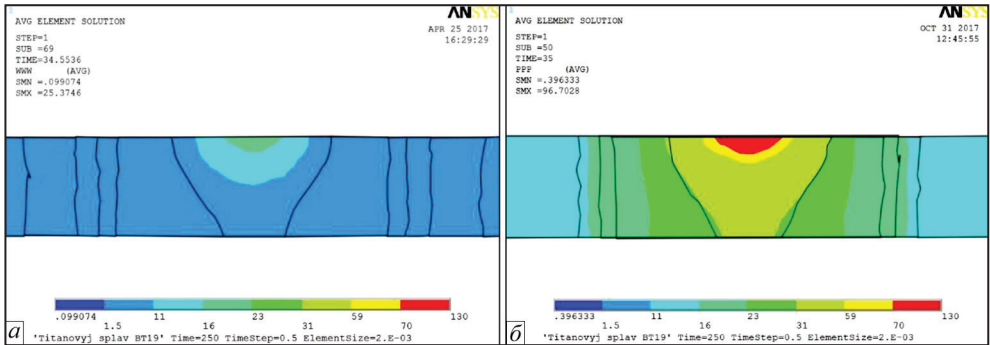


Рис. 3.12. Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 600–500 °С відповідно на режимі 1 (а), 2 (б) (див. с. 43)

цьому ж інтервалі температур при використанні більшої погонної енергії в центрі шва фіксуються швидкості охолодження практично в 4 рази більше.

У зварному шві та металу ЗТВ зразка, виконаного на режимі 1, розпад залишкової β -фази за мартенситною кінетикою з утворенням метастабільної α'' -фази не відбувається, оскільки в діапазоні температур 200–100 °С значення швидкостей охолодження становлять менше 0,01 °С/с, а α'' -фаза згідно з діаграмою (див. рис. 3.7) фіксується при значеннях швидкостей охолодження від 4 до 13 °С/с.

У зварному шві зразка, отриманого на режимі з більшою погонною енергією, в діапазоні температур 150–50 °С фіксуються швидкості охолодження 4,8 °С/с (рис. 3.13). Згідно з діаграмою при таких швидкостях охолодження в даному діапазоні температур відбувається виділення мартенситної α'' -фази.

Отримані результати швидкостей охолодження свідчать, що найбільші швидкості охолодження при високих температурах (1000 °С і більше) зафіксовано на режимі з малою погонною енергією. При зниженні температури (менше 1000 °С) максимальні швидкості охолодження фіксуються в зварному

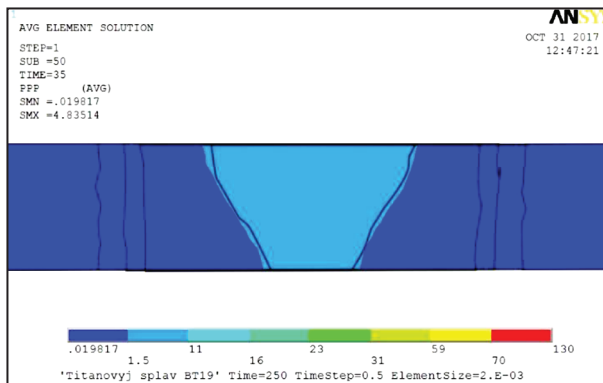


Рис. 3.13. Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 150–50 °С на режимі 2 (див. с. 43)

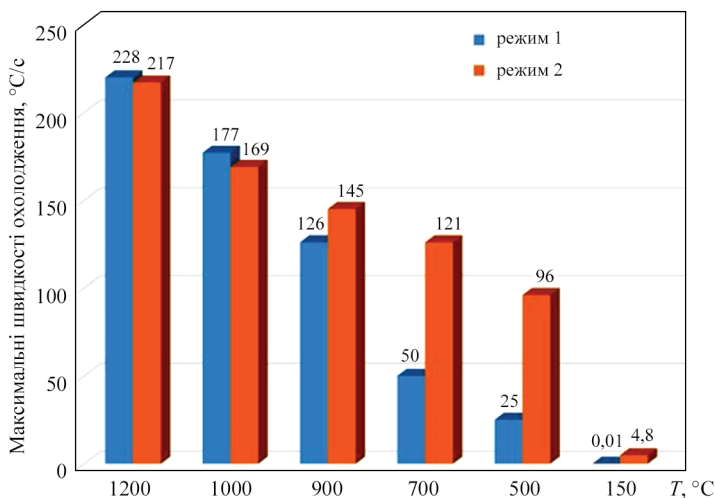


Рис. 3.14. Значення максимальних швидкостей охолодження при різних температурах

з'єднанні, виконаному з більшою погонною енергією. При цьому темп зміни швидкостей охолодження на цьому режимі так само більший (рис. 3.14).

За отриманими полями швидкостей охолодження і діаграмою фазових перетворень сплаву VT19 визначимо фазовий склад за таким алгоритмом: розглянемо квадратні області 1×1 мм на глибині 2 мм в напрямку поперек зварного шва (табл. 3.2, 3.3).

Таблиця 3.2. Фазовий склад металу зварного з'єднання титанового сплаву VT19, виконаного на режимі 1 (див. с. 43)

Відстань від центру шва*, мм	Швидкості охолодження, °C/s, залежно від інтервалу температури				Фазовий склад
	1000–890	800–700	500–400	150–50	
0–1	130	59	16	0,01	β
1–2	130	59	16	0,01	β
2–3	70	59	11	0,01	β
3–4	59	31	11	0,01	β
4–5	59	31	11	0,01	β
5–6	59	23	11	0,01	β, α
6–7	59	23	11	0,01	β, α
7–8	31	16	11	0,01	β, α
8–9	31	16	11	0,01	β, α
9–10	31	11	11	0,01	β, α
10–11	16	11	11	0,01	β, α
11–12	16	11	11	0,01	β, α
12–13	16	11	11	0,01	β, α
13–14	16	11	7	0,01	β
14–15	16	11	7	0,01	β

*Відстань наведено на глибині 2 мм поперек зварного шва.

Таблиця 3.3. Фазовий склад металу зварного з'єднання титанового сплаву ВТ19, виконаного на режимі 2 (див. с. 43)

Відстань від центру шва*, мм	Швидкості охолодження, °C/с, залежно від інтервалу температури				Фазовий склад
	1000–890	800–700	500–400	150–50	
0–1	169	145	72	4,8	β , α''
1–2	169	130	70	4,8	β , α''
2–3	130	130	59	4,8	β , α''
3–4	130	70	59	4,8	β , α''
4–5	70	59	31	4,8	β , α''
5–6	59	59	31	4	β , α''
6–7	59	59	23	1,5	β
7–8	31	59	23	1,5	β
8–9	31	31	16	1,5	β
9–10	31	31	16	1	β
10–11	23	31	11	1	β
11–12	23	23	11	0,1	β
12–13	23	23	11	0,1	β
13–14	23	16	11	0,1	β
14–15	16	16	11	0,1	β

*Відстань наведено на глибині 2 мм поперек зварного шва.

У кожній такій області простежимо історію її охолодження за діаграмою (див. рис. 3.7), при цьому враховуватимемо такі температурні інтервали: 1000–890; 800–700; 500–400 і 150–50 °C.

Швидкість охолодження і за умов зварювання є вирішальним фактором у формуванні кінцевих структур і властивостей. Охолодження металу з досить великими швидкостями сприяє отриманню менш рівноважної структури.

Згідно з діаграмою анізотермічних перетворень (див. рис. 3.7) при низьких температурах (150–50 °C), коли дифузійні процеси практично не протікають, і при швидкостях охолодження 2–5 °C/с, відбувається виділення мартенситної α'' -фази, яка являє собою перенасичений твердий розчин легуючих елементів у α -титані. Утворена внаслідок розпаду високотемпературної β -фази метастабільна α'' -фаза за своєю структурою і кінетикою має багато спільного з відомими в металознавстві мартенситними фазами. Її утворення супроводжується виникненням рельєфу на поверхні та першочергово відбувається переважно біля границь вихідного β -зерна і поступово заповнює все тіло зерна. Для α'' -фази характерні підвищена пластичність і знижена твердість. Однак при зварюванні на режимі 1 швидкості охолодження в даному проміжку температур низькі (0,01 °C/с), і відповідно виділень мартенситної α'' -фази не спостерігається (рис. 3.15).

Як видно з результатів розрахунку, в середині шва після зварювання на режимі 1 повинна утворюватися переважно β -фаза. Відповідно до кількісного підрахунку розподілу фаз в перерізі зварного з'єднання — площа β -фази становить 78, α -фази — 58 мм² (табл. 3.4).

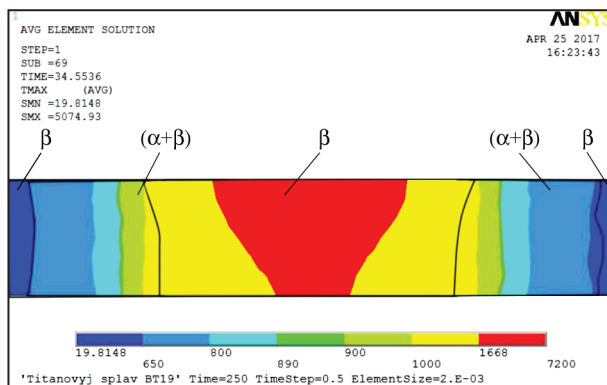


Рис. 3.15. Результат розрахунку фазового складу зварного з'єднання при зварюванні на режимі 1 (див. с. 43)

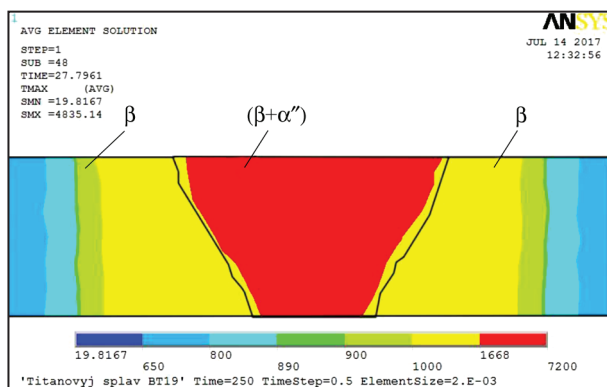


Рис. 3.16. Результат розрахунку фазового складу зварного з'єднання при зварюванні на режимі 2 (див. с. 43)

При зварюванні на режимі 2 в центрі шва фіксується β - і метастабільна α'' -фаза (рис. 3.16).

У ЗТВ і основному металі переважає β -фаза, що обумовлено значним темпом зміни швидкостей охолодження в різних діапазонах температур. Площа β -фази в перерізі зварного з'єднання становить 113 мм². Площа метастабільної α'' -фази — 23 мм² (табл. 3.4).

Таблиця 3.4. Площа виділення метастабільних фаз в поперечному перерізі з'єднання при АДЗ псевдо- β титанового сплаву ВТ19

№ режиму	Зварювальний струм $I_{зв}$, А	Швидкість зварювання $v_{зв}$, м/год	Площа фази, мм ²		
			β -фаза	α -фаза	α'' -фаза
1	310	10	78	58	—
2	620	16	113	—	23

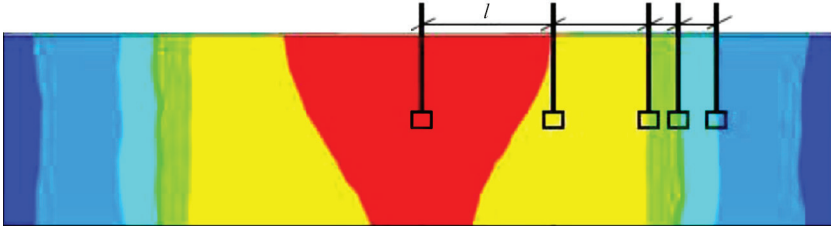


Рис. 3.17. Схема визначення розмірів ділянок максимальних температур в зварному з'єднанні (l — відстань від середини шва до досліджуваної точки на поперечному мікрошліфі зварного з'єднання)

Для вибору оптимальних режимів зварювання і прогнозування фазового складу необхідно знати кількість β -фази, що утворюється в шві та ЗТВ. З цією метою на режимі, для якого вище проведено математичне моделювання теплових процесів АДЗ (режим 1), проведено зварювання експериментального зразка псевдо- β титанового сплаву ВТ19. На отриманому зварному з'єднанні за поперечним мікрошліфом визначали структуру і кількість β -фази на різних ділянках (рис. 3.17), для яких вище отримано за допомогою математичного моделювання швидкості охолодження в різних температурних діапазонах. Структуру вивчали в середині зразка товщиною 6 мм (рис. 3.17). Кількість β -фази визначали на мікрошліфі за методикою, описаною в п. 2.3.

Метал шва (в ділянці $l = 0$) складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу зерен β -фази, волосоподібні границі яких виявляються на тлі дендритних структур (рис. 3.18, *a*).

Зона сплавлення (рис. 3.18, *б*) розташовується на відстані $l = 5,43$ мм від осі шва, праворуч на фото — зерна шва на тлі дендритних структур, ліворуч — рівноосні β -зерна ділянки ЗТВ біля зони сплавлення. Кількість β -фази на цій

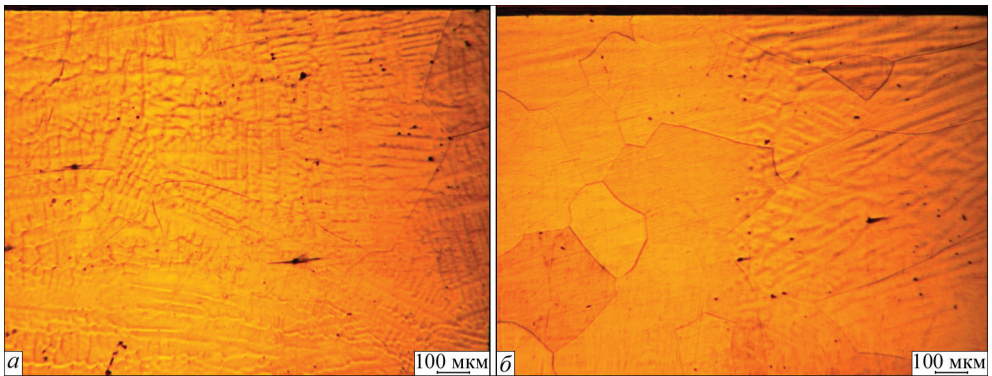


Рис. 3.18. Мікροструктура металу шва зварного з'єднання псевдо- β титанового ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, в стані після зварювання: *a* — центр шва; *б* — зона сплавлення

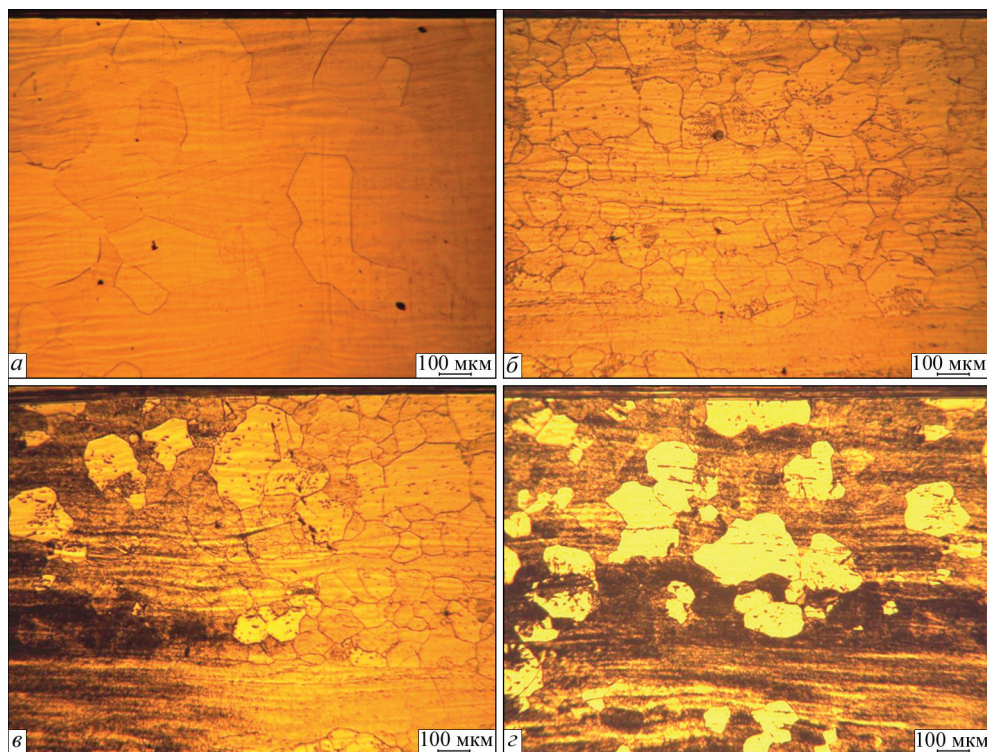


Рис. 3.19. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням, в стані після зварювання: *а* — ділянка повного поліморфного перетворення; *б* — зона неповного поліморфного перетворення; *в* — межа між зоною неповного поліморфного перетворення і основним металом; *г* — основний метал

ділянки становить 81 %. Безпосередньо в зоні сплавлення видно частково оплавлені зерна, що належать одночасно як металу ЗТВ, так і металу шва.

Ділянка металу ЗТВ, де сталося під час зварювання повне поліморфне перетворення ($l = 7,8$ мм), складається з рівноосних β -зерен (рис. 3.19, *а*), має ширину 4,75 мм. Тут кількість β -фази знаходиться на рівні 80 %.

Ділянка металу ЗТВ, де спостерігається неповне поліморфне перетворення ($l = 14,5$ мм), має ширину 2,50 мм (рис. 3.19, *б*), тут в β -зернах наявні частки інших фаз, що зустрічаються в основному металі, зокрема α -фази. Кількість β -фази — 75 %.

На рис. 3.19, *в* показано перехід від ділянки неповного поліморфного перетворення ЗТВ до основного металу ($l = 15,8$ мм), на рис. 3.19, *г* — основний метал. На границі переходу від неповного поліморфного перетворення до основного металу кількість β -фази становить 57, в основному металі — 31 %. Слід зауважити, що на різних ділянках металу ЗТВ, аж до металу шва, і в основному металі чітко виявляються сліди деформації у вигляді звивистих ліній, витягнутих у напрямку прокату.

Таблиця 3.5. Кількість β -фази і максимальні значення швидкостей охолодження в різних ділянках зварного з'єднання

Параметр	Центр шва	Зона сплавлення	Ділянка повного/неповного поліморфного перетворення	Границя між зоною неповного поліморфного перетворення і основним металом	Основний метал
Відстань від середини шва l , мм	0	5,43	7,8/14,5	15,8	17
Кількість β -фази, %	74	81	80/75	57	31
Максимальна швидкість охолодження, $^{\circ}\text{C}/\text{c}$					
при $T = 800^{\circ}\text{C}$	59	31	23/16	9	1,5
при $T = 500^{\circ}\text{C}$	16	11	11/1,5	1,5	1,5

Отримані за допомогою математичного моделювання розрахункові максимальні швидкості охолодження при температурах початку поліморфного перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ (810°C) зіставили з експериментально отриманими даними про вміст β -фази в розглянутих ділянках зварного з'єднання, виконаного на режимі 1, для точок на відстані l від середини шва (табл. 3.5). На основі зіставлених даних отримано залежність кількості β -фази від швидкості максимального охолодження при температурі початку поліморфного перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ (810°C) в сплаві VT19 (рис. 3.20).

Проведені дослідження дозволили доповнити побудовану діаграму анізотермічних перетворень експериментальними даними за фактичним вмістом залишкової β -фази для псевдо- β титанового сплаву VT19 (рис. 3.21).

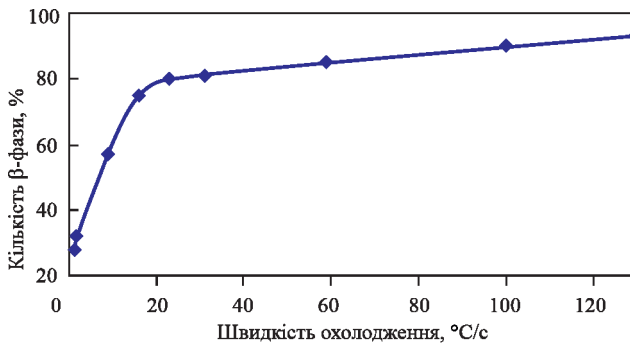


Рис. 3.20. Залежність кількості β -фази в металі зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву VT19 від максимальних швидкостей охолодження при температурі початку поліморфного перетворення (810°C)

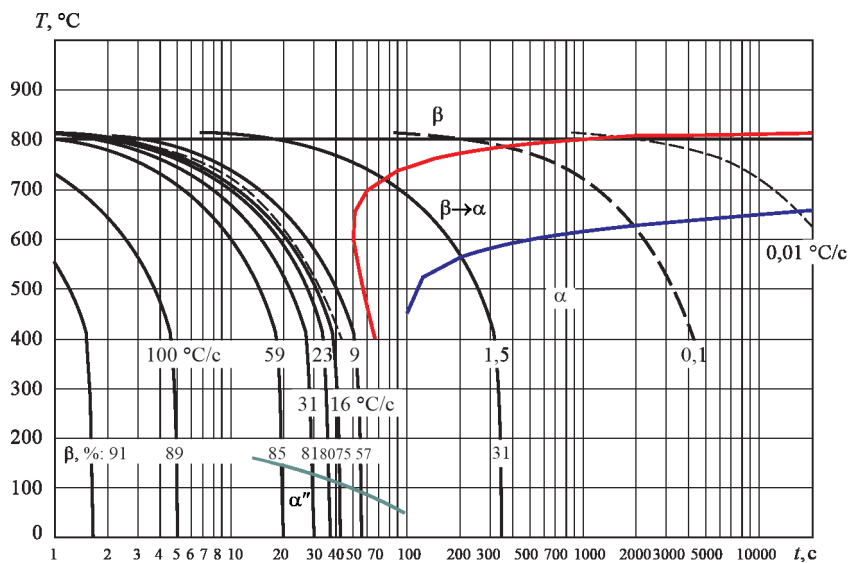


Рис. 3.21. Діаграма анізотермічних перетворень при охолодженні зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву VT19

Таким чином, при швидкостях охолодження металу шва зварного з'єднання ($v_{\text{охл}} = 20 \div 130 \text{ }^\circ\text{C/c}$), характерних для дугового зварювання, кількість β -фази в металі шва знаходиться на рівні 90 %. Крім того, слід відзначити, що істотне зменшення кількості β -фази відбувається при швидкостях охолодження від $9 \text{ }^\circ\text{C/c}$ і нижче, що характерно для металу ЗТВ. Це підтверджується і експериментальними дослідженнями структури зварних з'єднань.

Отримані дані про кількість β -фази в шві та ЗТВ і зіставлення їх з розрахунковими швидкостями охолодження дозволили дійти висновку, що найбільш інтенсивний розпад β -фази відбувається на границі ЗТВ і основного металу. Високі швидкості охолодження в діапазоні температур початку та кінця поліморфного перетворення зумовлюють вміст β -фази в металі шва зварного з'єднання на рівні 90 %.

Щодо процесу АДЗ титанового сплаву VT19, менша погонна енергія і менші значення швидкостей охолодження забезпечують кращий фазовий склад металу шва і ЗТВ. Зі збільшенням швидкостей охолодження інтервал швидкостей зростає і відбувається утворення метастабільної α'' -фази, що призводить до зниження твердості зварного з'єднання.

Розрахунковим методом визначено теплоємність псевдо- β титанового сплаву VT19 при різних температурах та встановлено, що теплоємність сплаву VT19 при температурах $20\text{--}810 \text{ }^\circ\text{C}$ нижче, ніж теплоємність технічного титану VT1-00.

У ході досліджень побудовано діаграму анізотермічних перетворень при охолодженні псевдо- β титанового сплаву VT19 із зазначенням ліній початку та кінця анізотермічних перетворень $\beta \rightarrow \alpha$ і $\beta \rightarrow \alpha''$, яка була доповнена залежністю

кількості β -фази в металі зварного з'єднання від максимальних швидкостей охолодження зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву VT19.

Методом математичного моделювання визначено теплові поля при АДЗ псевдо- β титанового сплаву VT19 і побудовано поля швидкостей охолодження зварного з'єднання в діапазоні температур від 1200 до 50 °С. За допомогою даної моделі показано, що отримати повне проплавлення при зварюванні поверхневою дугою сплаву VT19 можливо на режимах 1 ($I_{зв1} = 310$ А, $v_{зв1} = 10$ м/год) і 2 ($I_{зв2} = 620$ А, $v_{зв2} = 16$ м/год). Адекватність розробленої моделі підтверджено низьким рівнем похибки при зіставленні розрахункових і експериментальних даних зварного з'єднання, виконаного на режимі $I_{зв1} = 310$ А, $v_{зв1} = 10$ м/год.

На основі розробленої математичної моделі теплових процесів АДЗ титанових сплавів і розрахованої діаграми анізотермічних перетворень при охолодженні сплаву VT19 показано, що в зварному з'єднанні можливе утворення метастабільних β - і α'' -фаз. Метал шва, виконаного АДЗ на режимі $I_{зв1} = 310$ А, $v_{зв1} = 10$ м/год, переважно складається з β -фази з невеликим вмістом α -фази, в ЗТВ відбувається виділення α -фази спільно з β -фазою.

При АДЗ сплаву VT19 на режимі $I_{зв2} = 620$ А, $v_{зв2} = 16$ м/год в металі шва в діапазоні температур 150–50 °С фіксуються швидкості охолодження 2–5 °С/с, в результаті чого відбувається утворення спільно з β -фазою метастабільної α'' -фази.

Менші значення погонної енергії та швидкостей охолодження при АДЗ псевдо- β титанового сплаву VT19 забезпечують фазовий склад металу шва і ЗТВ з меншою кількістю метастабільних фаз. При отриманні зварних з'єднань на режимі з меншою погонною енергією зменшення кількості метастабільних фаз може позитивно впливати на механічні властивості з'єднання.

Розділ 4

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНОГО ПСЕВДО- β ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19, ОТРИМАНИХ АДЗ

4.1. АДЗ ВОЛЬФРАМОВИМ ЕЛЕКТРОДОМ ПСЕВДО- β ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19

Зварювання високоміцних псевдо- β титанових сплавів у першу чергу ускладнене через високий вміст в них легуючих елементів. Крім того, сплави титану, порівнюючи з α - і ($\alpha + \beta$)-сплавами, більш чутливі до домішок впровадження (кисню, азоту, вуглецю), оскільки розчинність останніх в ОЦК решітці β -фази титану значно нижче. Вони більш схильні в процесі зварювання до розвитку хімічної й фізичної неоднорідності в литому металі та металі ЗТВ в результаті чого можливе утворення крихких прошарків. Однак при правильному виборі режимів зварювання і подальшій термічній обробці в більшості випадків можливе отримання працездатних зварних з'єднань високоміцних псевдо- β титанових сплавів. Для цього вивчимо вплив основних параметрів режиму зварювання на властивості й структуру з'єднань псевдо- β титанового сплаву VT19.

Розглянемо існуючі способи дугового зварювання титану. Найбільш широкого застосування набуло АДЗ титанових сплавів вольфрамовим електродом. Цей спосіб зварювання є найбільш дешевим і універсальним, оскільки дозволяє з'єднувати в різних просторових положеннях за умов обмеженого простору і не вимагає переналадження обладнання при зміні товщини зварюваного виробу і типу з'єднання. Зварювання можна виконувати як із присадним металом (зварювальні дроти або прутки з титанових сплавів), так і без нього.

Для уникнення зайвого перегріву металу ЗТВ при дуговому зварюванні титанових сплавів прагнуть обмежити значення зварювального струму. Максимальне значення струму при зварюванні титану поверхневою дугою зазвичай не перевищує 300 А, що дозволяє зварювати без оброблення кромки за один прохід метал завтовшки до 3 мм.

АДЗ титану плавким електродом в аргоні, або MIG має низку технологічних недоліків таких, як значне розбризкування присадного матеріалу і пов'язані з цим складнощі щодо забезпечення якісного захисту зварного з'єднання.

Підвищити ефективність використання тепла дуги і збільшити її проплавляючу здатність при АДЗ титану вольфрамовим електродом можна завдяки зварюванню зануреною дугою, зварюванню наскрізним проплавленням, зварюванню по шару флюсу, зварюванню з присадним порошковим дротом, зварюванню у вузький зазор.

При зварюванні зануреною дугою заточений кінець вольфрамового електрода розташовують нижче поверхні зварюваного металу завдяки значному збільшенню коефіцієнта використання теплової потужності дуги можна зварювати за один прохід без оброблення кромки титанові сплави завтовшки до 15 мм [10]. В цьому випадку довжина дуги становить частки міліметра і можливі часті замикання електрода, проте процес зварювання поліпшується, якщо зварювальна головка обладнана автоматичною системою підтримки заданої довжини дугового проміжку. При зварюванні зануреною дугою в швах можуть утворюватися порожнечі, викликані специфікою руху розплавленого металу, щільні шви виходять лише у вузькому діапазоні режимів [83].

Для АДЗ металу завтовшки до 12 мм можливе застосування різновиду способу зварювання зануреною дугою, такого як зварювання наскрізним проплавленням. В цьому випадку електрод не розташовується нижче поверхні зварюваного металу, попередньо встановлена довжина дуги становить 0,5–1 мм [84]. Режими зварювання обирають таким чином, щоб під дугою утворювався отвір, який заповнюється рідким металом при подальшому просуванні дуги. Стовп дуги занурено в метал і завдяки цьому частково контрагован, втрати тепла також менші, ніж при зварюванні поверхневою дугою, а тиск дуги на поверхні рідкого металу зварювальної ванни вище, ніж при зварюванні поверхневою дугою. В результаті глибина проплавлення металу при зварюванні наскрізним проплавленням більше, ніж при зварюванні поверхневою дугою. Цей спосіб зварювання дозволяє зварювати за один прохід без оброблення кромки метал завтовшки до 12 мм [8]. Однак при зварюванні наскрізним проплавленням на поверхні металу можливе формування підрізів, тому для отримання повнорозмірного шва доцільно або подавати присадний дріт, або виконувати другий прохід з подачею присадного дроту [9].

АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу є ефективним способом впливу на проплавляючу здатність дуги, при якому в атмосферу дуги вводяться галогеніди лужних і лужноземельних металів, що змінює характер проплавлення металу шва і формує шви завдяки контрагуванню дуги [17]. Флюс сприяє збільшенню глибини провару і зміні форми проплавлення. В результаті збільшення проплавляючої здатності дуги, АДЗ з флюсом, нанесеним на поверхню зварюваних кромки, дозволяє зварювати за один прохід з'єднання титанових сплавів без оброблення кромки завтовшки до 6 мм. Флюс не лише сприяє збільшенню глибини провару, а й змінює форму провару. Із підвищенням струму зварювання ширина зворотного валика при зварюванні по шару флюсу збільшується швидше, ніж ширина лицьового валика [8].

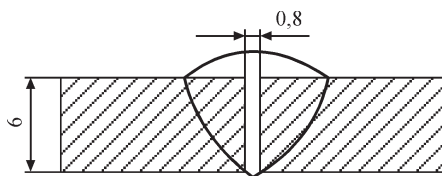


Рис. 4.1. Схема зборки під зварювання для одностороннього АДЗ титану вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням

Таблиця 4.1. Режими одностороннього АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням псевдо- β титанового сплаву VT19

№ режиму	Зварювальний струм $I_{зв}$, А	Напруга на дузі U_d , В	Швидкість зварювання $v_{зв}$, м/год	Встановлена довжина дуги l_d , мм	Швидкість подачі присадного дроту $v_{п.д}$, м/год	Кількість присадного металу в металі шва, %	Витрати аргону Q , л/хв		
							пальник	захист шва	піддув
1	310	12	10	1	—	0	18	22	6
2	380	12	8		30	10–12	18	22	6
3	420	12	8		60	22–24	18	22	6

Таким чином, для вивчення впливу зварювання на властивості та структуру з'єднань псевдо- β титанового сплаву VT19 доцільно застосувати АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням і АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу.

Виконувати з'єднання зварюванням вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням доцільно як без подачі присадного дроту, так і з його подачею в зварювальну ванну. Оброблення кромки для автоматичного АДЗ титану вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням представлено на рис. 4.1. Присадним металом може бути нелегований титановий зварювальний дріт VT1-00св діаметром 2 мм, що дозволить в невеликих межах змінювати

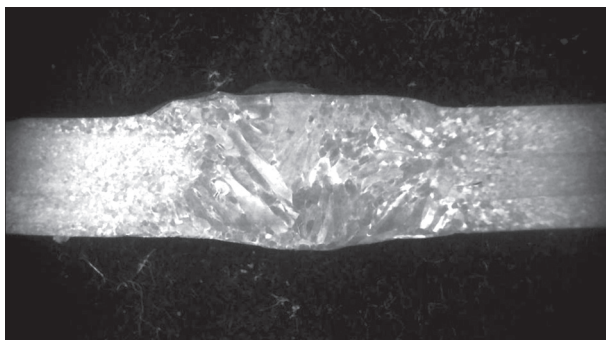


Рис. 4.2. Поперечний макрошліф зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву VT19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням без присадного дроту

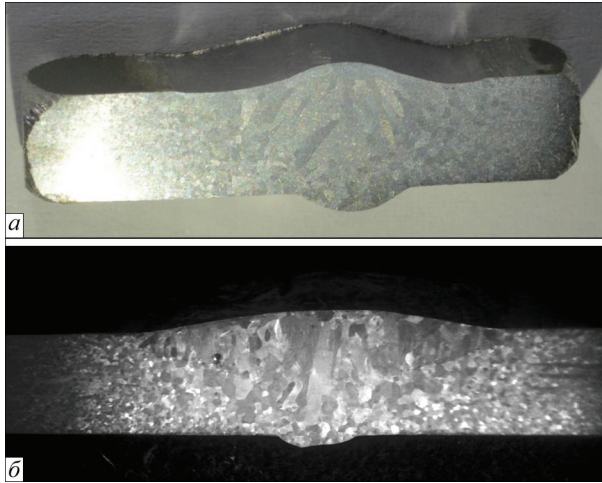


Рис. 4.3. Поперечний макрошліф зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням з присадним дротом: *а*, *б* — вміст дроту відповідно в шві 10, 22 %

ступінь легування металу шва. Кількість присадного металу в металі шва визначатимемо з макроструктури поперечних шліфів зварних швів.

Зварювали зразки розміром $200 \times 100 \times 6$ мм. Режими одностороннього АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням псевдо- β титанового сплаву ВТ19 наведено в табл. 4.1.

Кількість присадного металу в металі зварного шва розраховували за результатами дослідження отриманих поперечних макрошліфів (рис. 4.2, 4.3). За результатами проведених досліджень встановлено, що при швидкості подачі присадного дроту ВТ1-00св діаметром 2 мм 60 м/год і швидкості зварювання 8 м/год вміст присадного металу ВТ1-00св в металі зварного шва становить 22–24 %. Відповідно при швидкості подачі присадного дроту 30 м/год вміст присадного металу ВТ1-00св в металі зварного шва становить 10–12 %.

4.2. СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ19, ОТРИМАНИХ АДЗ ВОЛЬФРАМОВИМ ЕЛЕКТРОДОМ

Основний метал зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням без присадного дроту, складається з рекристалізованих зерен (рис. 4.4, *а*), переважно наявна дисперсна α -фаза, розмір α -частинок становить 1–2 мкм і менше (рис. 4.4, *б*).

Як бачимо з мікроструктури зварного шва, поблизу осі метал шва переважно представлено витягнутими в напрямку тепловідводу β -зернами, перпендикулярними до осі шва (рис. 4.5, *а*) на тлі дендритної структури (рис. 4.5, *б*).

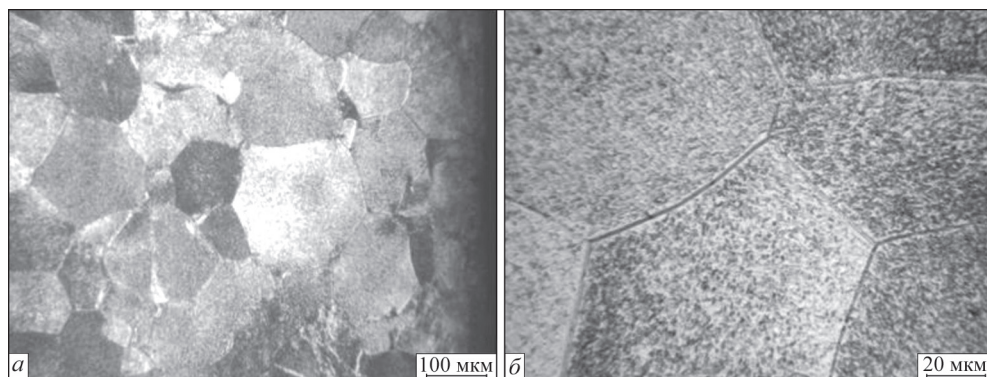


Рис. 4.4. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, в стані після зварювання

Метал ЗТВ, який нагрівався вище $T_{п.п}$, складається з рівноосних поліедричних зерен β -фази (рис. 4.6, *a*). В ділянці металу ЗТВ, що приєднується до основного металу і де температура не перевищувала $T_{п.п}$ сплаву, на тлі β -фази спостерігаються частинки α -фази, кількість яких зменшується з віддаленням від основного металу (приповерхнева зона — рис. 4.6, *б*, глибинна зона — рис. 4.6, *в*).

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням з подачею присадного дроту ВТ1-00св зі швидкістю 30 м/год, на режимі який забезпечує вміст нелегованого титану в шві не менше 10 %, в стані після зварювання представлено на рис. 4.7. Метал шва має дендритну структуру (рис. 4.7, *a*, *б*), на тлі якої утворилися зерна β -фази, витягнуті в напрямку відводу тепла. В β -зернах спостерігаються дисперсні частинки розміром близько 1 мкм і менше (рис. 4.7, *в*, *д*), розподіл таких частинок в об'ємі зерна не рівномірний (рис. 4.7, *в*, *г*). Найімовірніше це α -фаза, однак для уточнення фазового складу необхідні додаткові дослідження.

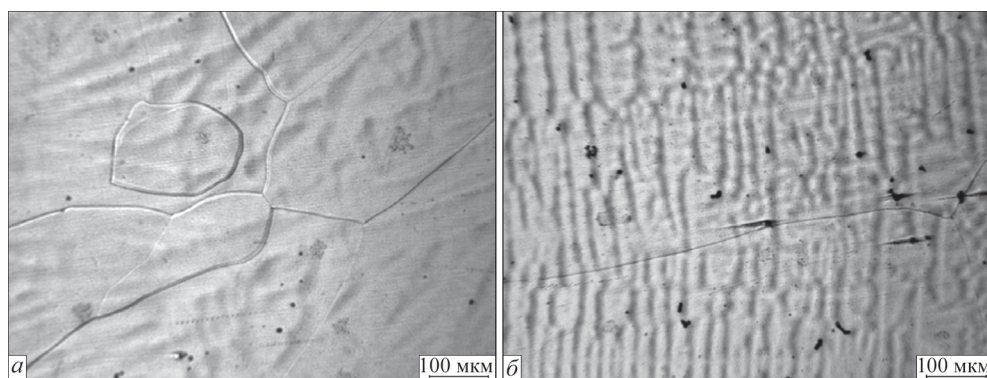


Рис. 4.5. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, в стані після зварювання

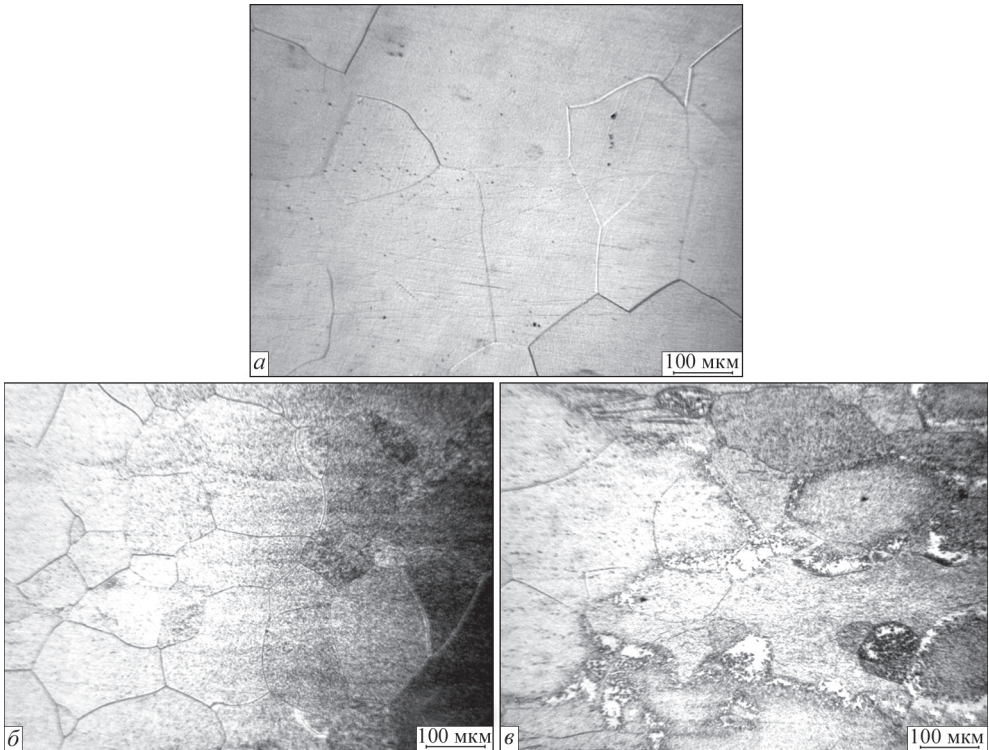


Рис. 4.6. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом: *a* — ділянка, що нагрівалася вище $T_{пн}$; *б, в* — ділянки, де температура не перевищувала $T_{пн}$

Як видно з рис. 4.8, *a, б*, поверхнева ділянка металу ЗТВ, що приєднується до основного, де температура при зварюванні не перевищувала температуру поліморфного перетворення, складається з рівноосних поліедричних β -зерен. Як і в основному, в цій частині металу ЗТВ мають місце виділення пластинчастих частинок α -фази завдовжки 2–7 мкм і завтовшки 1–1,5 мкм (рис. 4.8, *в*), а також дисперсні частинки α -фази розміром до 1 мкм (рис. 4.8, *a, б*).

У глибинній ділянці металу ЗТВ, що не нагрівається при зварюванні вище $T_{пн}$, ланцюжки рівноосних зерен β -фази чергуються з шарами масивної β -фази, витягнутої в напрямку прокату (рис. 4.9, *a, б*). В об'ємі зерен наявна пластинчаста α -фаза завдовжки 2–20 мкм, завтовшки 1–1,5 мкм, а також дисперсна фаза розміром до 1 мкм (рис. 4.9, *в*).

Інтенсивність внутрішньозеренних виділень зменшується з віддаленням від основного металу. В ділянці металу ЗТВ (рис. 4.10), де температура при зварюванні перевищувала $T_{пн}$, по всій товщині в результаті фазової перекристалізації сформувалися рівноосні поліедричні β -зерна. На рис. 4.10, *a*

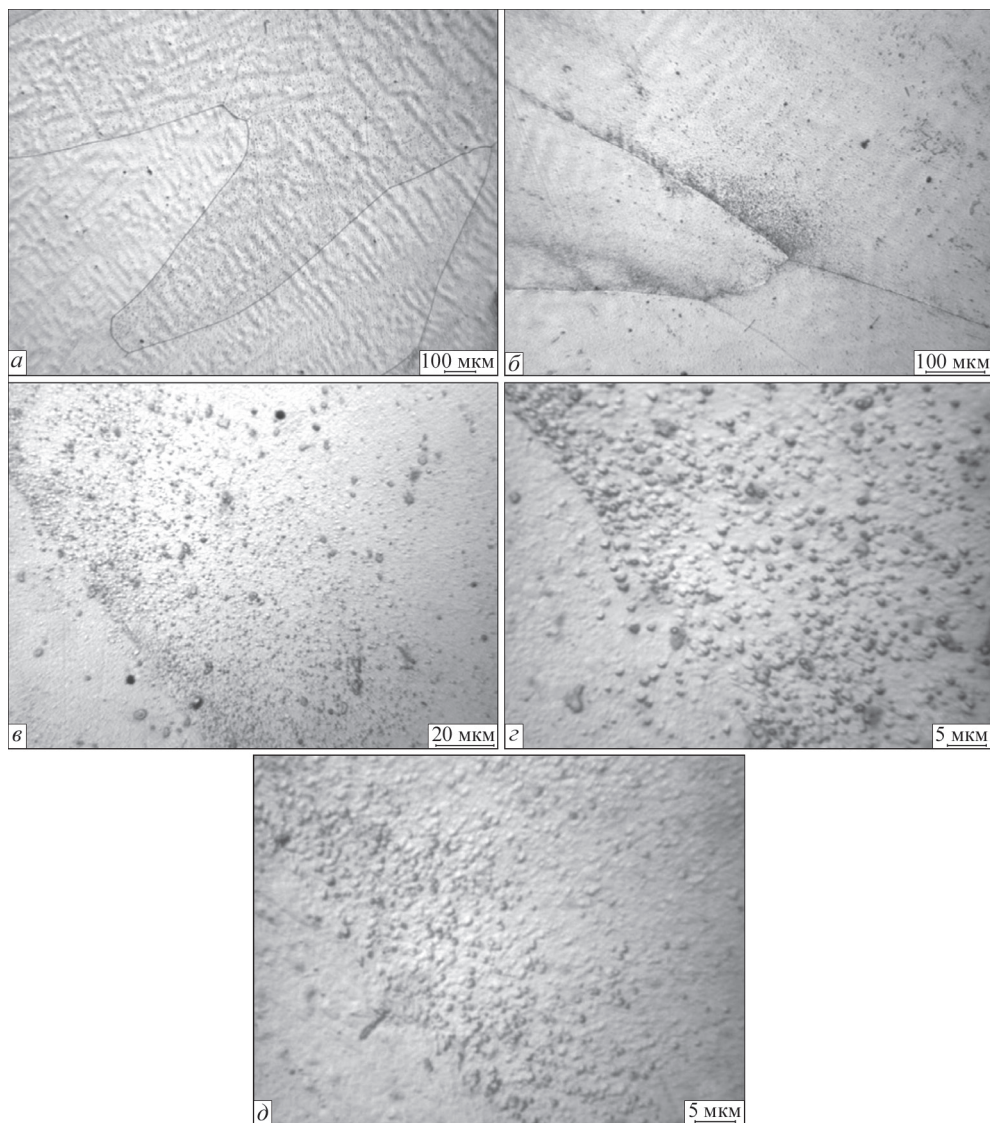


Рис. 4.7. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ з присадним дротом ВТ1-00св (вміст у шві 10 %)

ліворуч — шов, праворуч — ЗТВ. В об'ємі зерна наявні, як і в металі шва, дисперсні виділення у вигляді висипки (рис. 4.10, б).

У стані після зварювання в зварному з'єднанні сплаву ВТ19 утворюються зони, що різко відрізняються за структурою і фазовим складом, в металі шва і ЗТВ фіксуються метастабільні фази. Для досягнення рівномірної однорідної структури, що виключає наявність метастабільних фаз, а також зняття зварю-

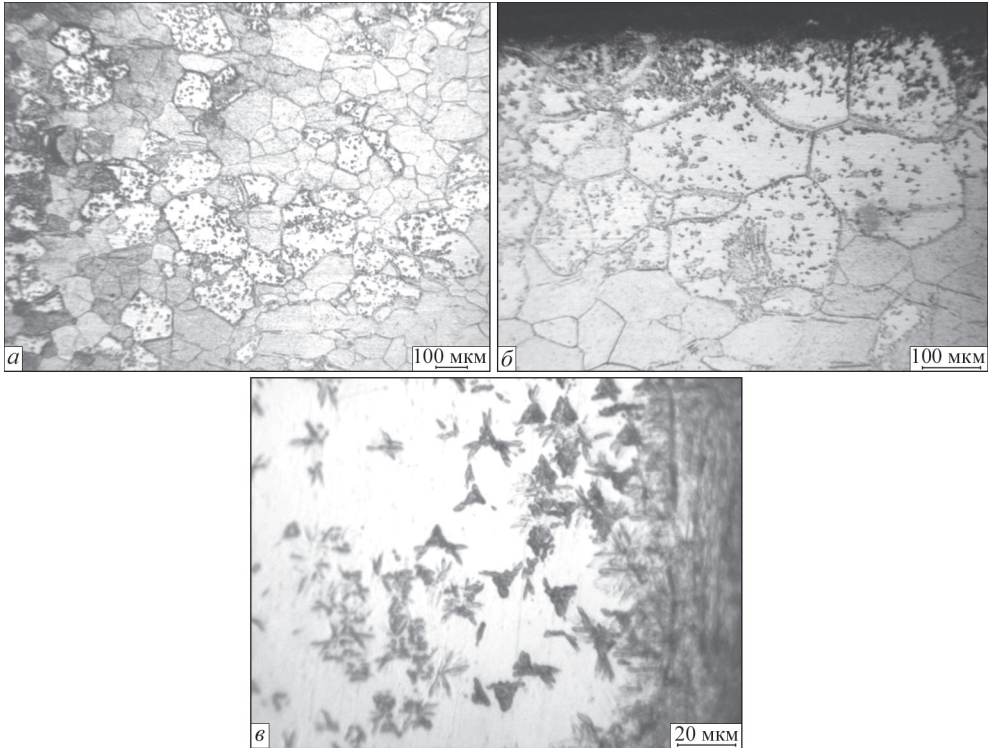


Рис. 4.8. Мікроструктура металу ЗТВ поверхневої ділянки зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст у шві 10 %), в стані після зварювання

вальних напружень зварні з'єднання сплаву ВТ19, виконані АДЗ, необхідно після зварювання піддавати термічній обробці.

Як бачимо з рис. 4.11, метал шва зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням з подачею присадного дроту ВТ1-00св зі швидкістю 60 м/год, переважно складається з β -фази, границі якої виявляються на тлі дендритної структури (рис. 4.11, *a*). Можна помітити численні ямки травлення, що локалізуються в міждендритних проміжках (рис. 4.11, *a*, *b*, *c*). Іноді їх можна ідентифікувати з дисперсними включеннями (рис. 4.11, *b*, *c*). У структурі металу шва також спостерігаються дисперсні виділення α -фази (рис. 4.11, *c-e*) розміром близько 1 мкм. Найбільш висока щільність таких виділень у верхній частині шва поблизу зони сплавлення (рис. 4.12, *a*, *b*), де розмір деяких частинок сягає 2–3 мкм. Мабуть, температурний режим в процесі зварювання і охолодження сприяв збільшенню щільності й розміру часток, які виділялись в цій ділянці шва у вигляді дисперсної фази.

Мікроструктуру металу ЗТВ показано на рис. 4.13. У металі ЗТВ структурно відрізняються поверхневі й глибинні ділянки, що піддавалися нагріванню

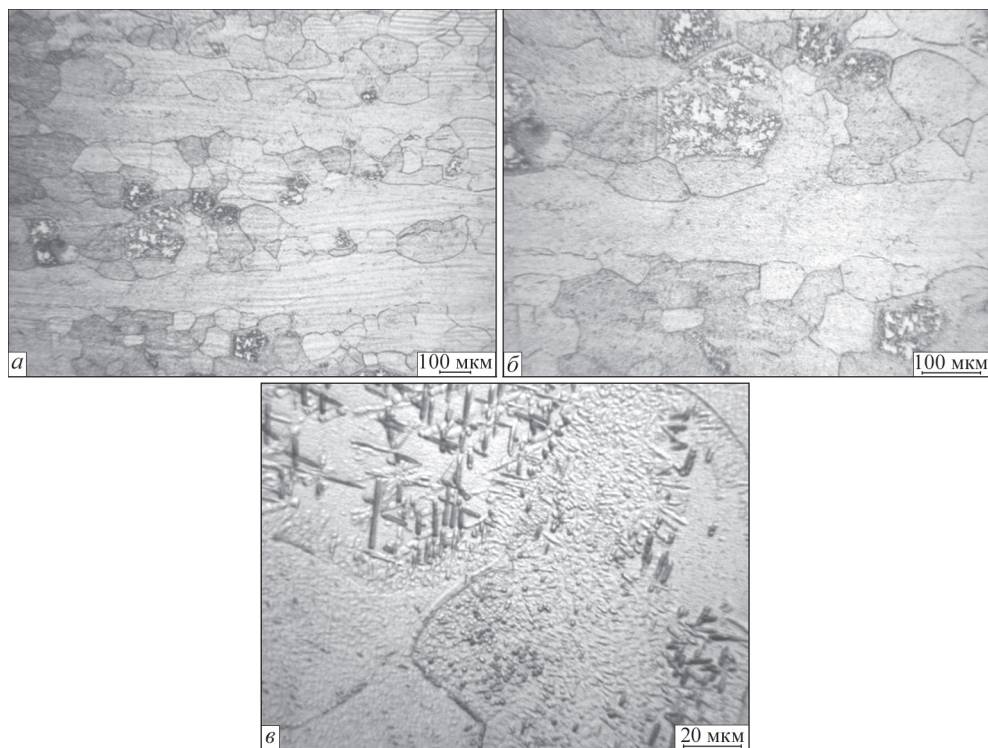


Рис. 4.9. Мікроструктура металу ЗТВ в глибокій ділянці зварного з'єднання сплаву VT19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом VT1-00св (вміст у шві 10 %), в стані після зварювання

при зварюванні до температур нижче $T_{пл}$. Так, в поверхневій ділянці на тлі β -зерен спостерігаються пластинчасті частинки α -фази (рис. 4.13, а), причому їхня кількість зменшується з наближенням до ділянки ЗТВ, яка піддавалась

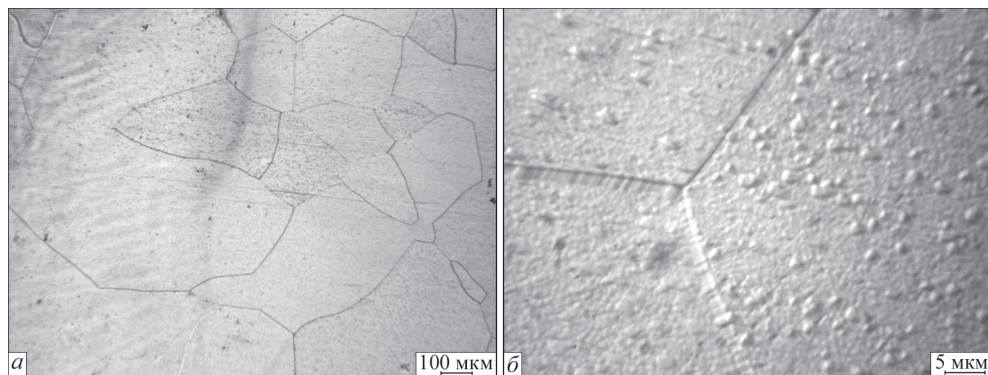


Рис. 4.10. Мікроструктура металу ділянки ЗТВ зварного з'єднання сплаву VT19, який нагрівався вище $T_{пл}$, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом VT1-00св (вміст у шві 10 %), в стані після зварювання

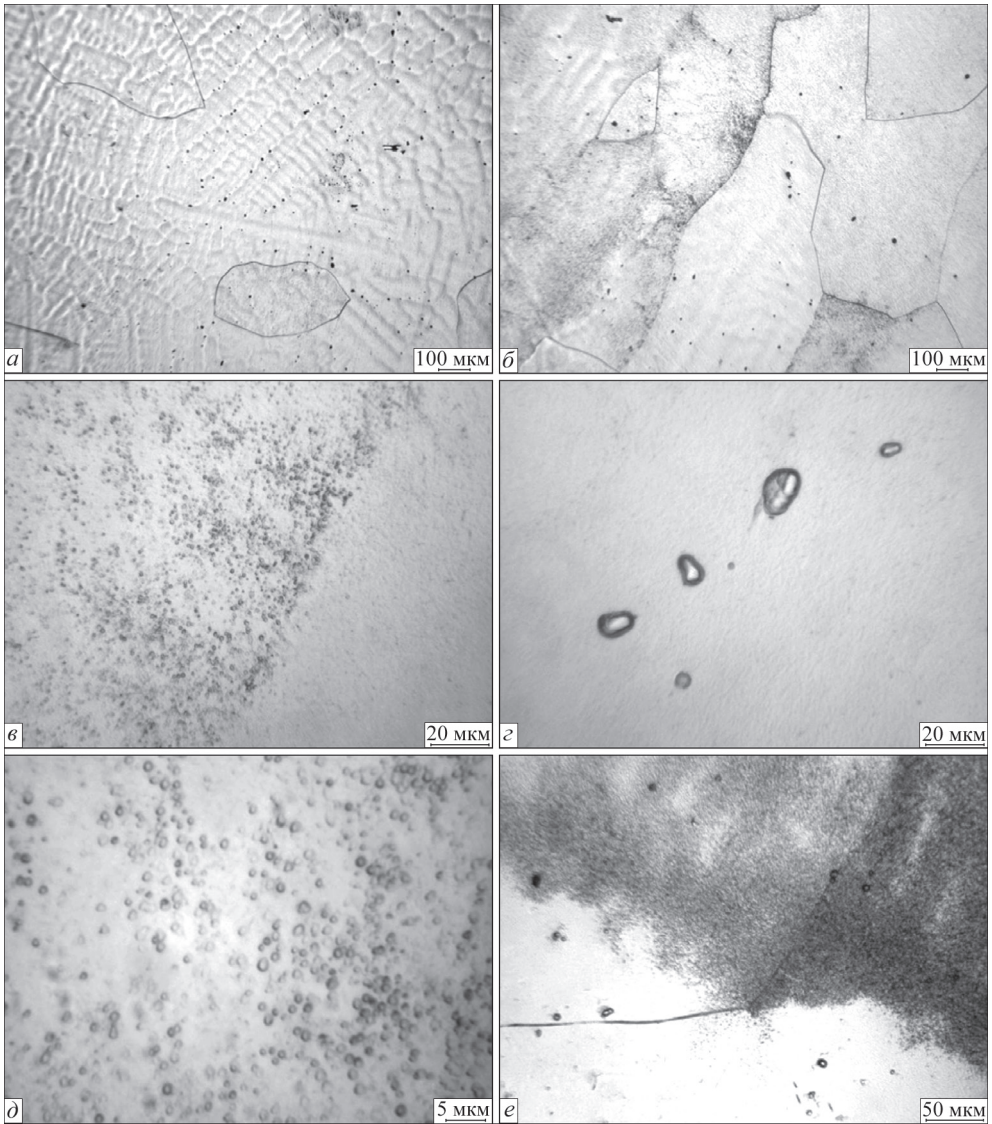


Рис. 4.11. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст у шві 22 %), в стані після зварювання

нагріванню при зварюванні до температур вище $T_{п.п}$. У глибинній ділянці ЗТВ пластинчасті частинки зустрічаються не часто (рис. 4.13, б).

В ділянці металу ЗТВ, де температура при зварюванні перевищувала $T_{п.п}$, мікроструктура поверхневої (рис. 4.13, в) і глибинної (рис. 4.13, з) ділянок металу ЗТВ однакова і складається з рівноосних зерен β -фази з дрібнодисперсними виділеннями іншої фази, розподіл якої в об'ємі зерна більш рівномірний, ніж у шві.

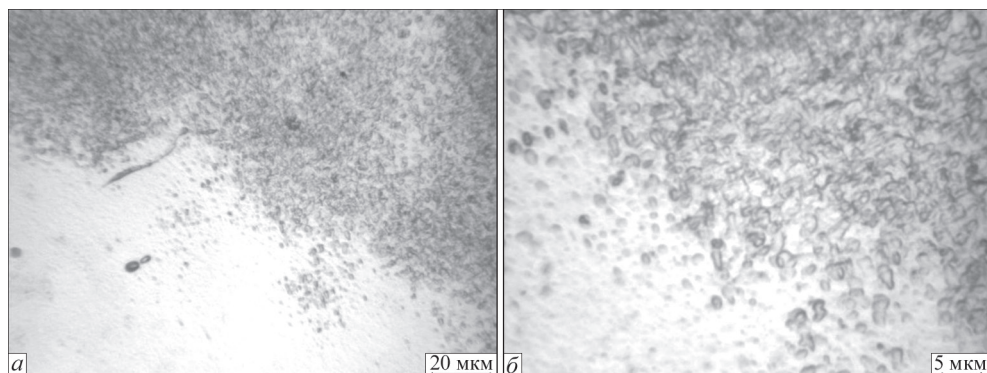


Рис. 4.12. Мікроструктура металу шва поблизу лінії сплавлення зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним пропаленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст у шві 22 %), в стані після зварювання

Як бачимо, мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св зі швидкістю 60 м/год, подібна мікроструктурі цієї зони в зварному з'єднанні сплаву ВТ19,

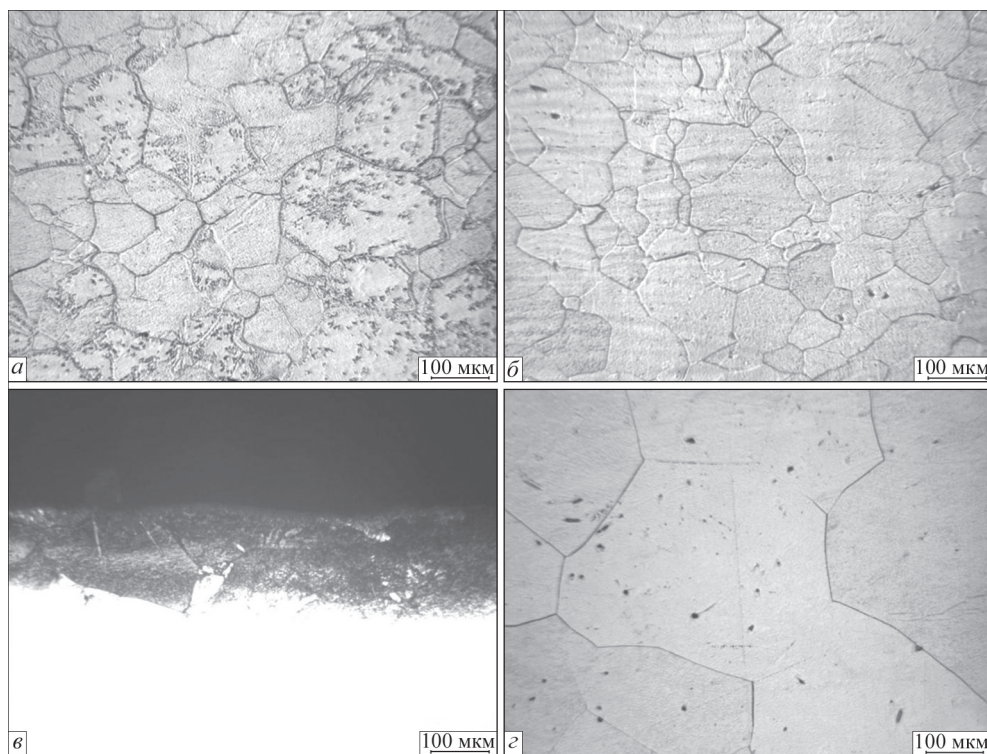


Рис. 4.13. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним пропаленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст у шві 22 %), в стані після зварювання

Таблиця 4.2. Кількість β -фази в основному металі та металі шва зварних з'єднань титанового сплаву ВТ19, виконаних АДЗ

№ режиму	Тип зразка	Кількість β -фази, %
	Основний метал	55,7
1	Зварне з'єднання, без присадки	77,1
2	Зварне з'єднання, кількість присадки 10 %	69,1
3	Зварне з'єднання, кількість присадки 22 %	60,3

виконаному із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св, з вмістом ВТ1-00св в шві 10 %, яке докладно описано вище.

Таким чином, ми дійшли висновку, що в основному металі в стані після прокату в великій кількості наявна дисперсна α -фаза, розмір α -частинок становить 1–2 мкм і менше, в результаті впливу термічного циклу зварювання в металі шва фіксується переважно β -фаза, в β -зернах спостерігаються дисперсні частинки α -фази розміром близько 1 мкм.

В швах, виконаних з присадним дротом ВТ1-00св в кількості 10 і 22 %, кількість дисперсних частинок α -фази більше і їхній розмір збільшується до 2–3 мкм в швах з 20 % дроту ВТ1-00св. У металі ЗТВ також фіксуються метастабільні фази, а довжина пластинчастої α -фази становить 2–20 мкм, товщина 1–1,5 мкм.

Кількість β -фази в металі зварних з'єднань найбільша при зварюванні без присадного дроту. При зварюванні з присадним дротом кількість β -фази в металі швів знижується до 60 % при АДЗ з присадкою ВТ1-00св в кількості 22 % в металі шва (табл. 4.2).

Вивчення механічних властивостей зварних з'єднань титанового псевдо- β сплаву ВТ19, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом як без присадного дроту, так і з присадним дротом ВТ1-00св, показало, що найнижчі значення міцності в стані після зварювання мають з'єднання, виконані без присадного дроту (табл. 4.3).

Найбільшу міцність мають з'єднання, які виконані з присадним дротом ВТ1-00св і забезпечують вміст металу ВТ1-00 в шві на рівні 22–24 %. Міцність матеріалу присадного дроту ВТ1-00св (295–470 МПа) набагато менше міцності основного металу ВТ19 (960 МПа) і не може бути зміцнювальним легуючим матеріалом. З'єднання, виконані з присадним дротом ВТ1-00св, в якому вміст металу ВТ1-00 в шві знаходиться на рівні 10–12 %, мають проміжні значення міцності. Це пояснюється великим вмістом β -фази в металі шва в з'єднаннях, виконаних без присадного дроту. Метастабільна β -фаза має низьку міцність, тому зварні з'єднання мають низькі показники міцності.

Ударна в'язкість зразків з гострим надрізом *KCV* металу шва зварних з'єднань, виконаних з присадним дротом ВТ1-00св в кількості 22–24 %, також максимальна і становить 32 Дж/см².

Таблиця 4.3. Механічні властивості зварних з'єднань титанового псевдо- β сплаву ВТ19, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом

Тип зразка, стан	Межа міцності σ_b , МПа	Межа плинності σ_T , МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість KCV , Дж/см ²
Основний метал, після прокату	958	887	12	42	22
Зварне з'єднання АДЗ без присадки, після зварювання	860	839	13,3	60	19
Зварне з'єднання АДЗ з присадкою ВТ1-00св 10 %, після зварювання	895	868	7,3	25,4	28
Зварне з'єднання АДЗ з присадкою ВТ1-00св 20 %, після зварювання	963	942	6	24,5	32

Таким чином, при дослідженні властивостей зварних з'єднань псевдо- β сплаву ВТ19, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом як без присадного дроту, так і з застосуванням присадного дроту ВТ1-00св, встановлено, що з'єднання виконані із присадним дротом ВТ1-00св в кількості 22 % рівномічної основному металу, а збільшення міцності з'єднань, виконаних з присадним дротом ВТ1-00св в кількості 22 %, відбувається завдяки зменшенню кількості β -фази в металі шва з 77 до 60 %. Однак для забезпечення рівномірної структури та розпаду метастабільних фаз, виконаних як без застосування присадного дроту ВТ1-00св, так із присадним матеріалом ВТ1-00св, з'єднання необхідно піддавати подальшій термічній обробці.

4.3. ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СПЛАВУ ВТ19, ОТРИМАНИХ АДЗ ВОЛЬФРАМОВИМ ЕЛЕКТРОДОМ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ БЕЗКИСНЕВИХ ФЛЮСІВ

Одним із суттєвих недоліків АДЗ вольфрамовим електродом вважається мала проплавляюча здатність поверхневої зварювальної дуги. Одним із шляхів зростання проплавляючої здатності дуги при зварюванні вольфрамовим електродом є стиснення стовпа дуги. Це можливо завдяки застосуванню водоохолоджувальних сопел плазмотронів, або за допомогою безкисневих флюсів, що вводяться в дугу. Застосування безкисневих флюсів-паст розширює технологічні можливості АДЗ титанових сплавів вольфрамовим електродом. В цьому випадку зварювання титанового сплаву виконується на попередньо нанесеному тонкому прошарку флюсу, в результаті в атмосферу дуги потрапляють нітрати лужних і лужноземельних металів, що призводить до контрагування дуги і зміни характеру проплавлення металу шва і формування швів. АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу має суттєві технологічні та металургійні переваги, порівнюючи з простою АДЗ. Головні з них — це глибоке проплав-

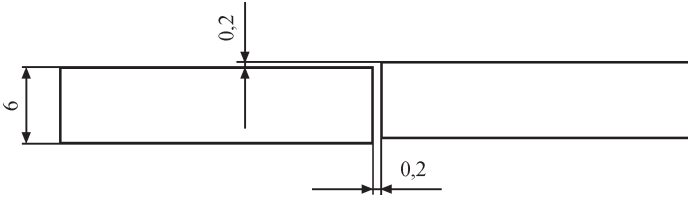


Рис. 4.14. Схема зборки під зварювання для АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу псевдо- β титанового сплаву ВТ19

лення, невелика протяжність металу ЗТВ, зменшення зварювального струму і погонної енергії при збереженні тієї ж глибини проплавлення, а також запобігання виникненню пористості в металі швів.

Для дослідження оптимального способу дугового зварювання псевдо- β титанового сплаву ВТ19 необхідно вивчити вплив флюсів на властивості зварних з'єднань. Зварювання по шару флюсу можна виконувати з присадним дротом, однак доцільно вивчити властивості зварних з'єднань, отриманих зварюванням без подачі присадного дроту.

Застосування флюсу дещо посилює вимоги до точності складання з'єднань під зварювання. Стабільність провару і задовільна якість формування швів зберігаються до того часу, поки зміщення кромки за висотою або зазор не досягнуть критичних розмірів, при яких порушується безперервність плівки рідкого флюсу навколо зварювальної ванни. Максимально допустимі відхилення при АДЗ по шару флюсу пластин псевдо- β титанового сплаву ВТ19 завтовшки 6 мм наведено на рис. 4.14. При зварюванні вольфрамовим електродом по шару флюсу довжина дуги становить 2–3 мм. Завдяки контрагуванню дуги і розплавленого металу розплавленим флюсом втрати тепла в довкілля менші, ніж при звичайному зварюванні поверхневою дугою, що підвищує коефіцієнт використання тепла дуги.

Швидкість зварювання становила 10–16 м/год, що дало змогу дослідити вплив режиму зварювання в широких діапазонах на властивості, структуру і фазовий склад металу з'єднань псевдо- β титанового сплаву ВТ19 (табл. 4.4).

Зовнішній вигляд зварних з'єднань перед зварюванням з попередньо нанесеним флюсом наведено на рис. 4.15, після зварювання — на рис. 4.16. Приклад поперечного макрошліфа виконаного зварного з'єднання наведено на рис. 4.17.

Метал швів і навколошовної ділянки ЗТВ з'єднань, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу на режимах 1–4 (табл. 4.4), відрізняючись параметрами і конфігурацією зон, напрямком росту кристалітів, мають ідентичну мікроструктуру, що складається із зерен β -фази, зі з'єднаннями, виконаними АДЗ вольфрамовим електродом без присадного дроту (див. табл. 4.1, режим № 1). Метал всіх цих швів складається з рівноосних і переважно витягнутих у напрямку тепловідводу зерен β -фази. У навколошовній ділянці ЗТВ метал складається з рівноосних поліедричних зерен β -фази.



Рис. 4.15. Зразок зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, зібраний під АДЗ вольфрамовим електродом з нанесеним флюсом АНТ-25

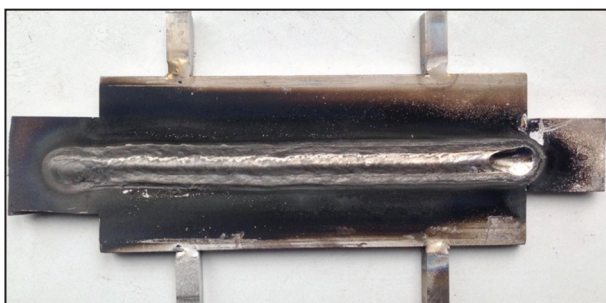


Рис. 4.16. Зварне з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконане АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу



Рис. 4.17. Поперечний макрошліф зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу

Таблиця 4.4. Режими АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу псевдо- β титанового сплаву ВТ19

№ режиму	Зварювальний струм $I_{зв}$, А	Напруга на дузі $U_{д}$, В	Швидкість зварювання $v_{зв}$, м/год	Встановлена довжина дуги $l_{д}$, мм	Витрати аргону Q , л/хв		
					пальник	захист шва	піддув
1	240	11	10	2	18	22	6
2	220	11	10	2	18	22	6
3	340	11	16	2	18	22	6
4	320	11	16	2	18	22	6

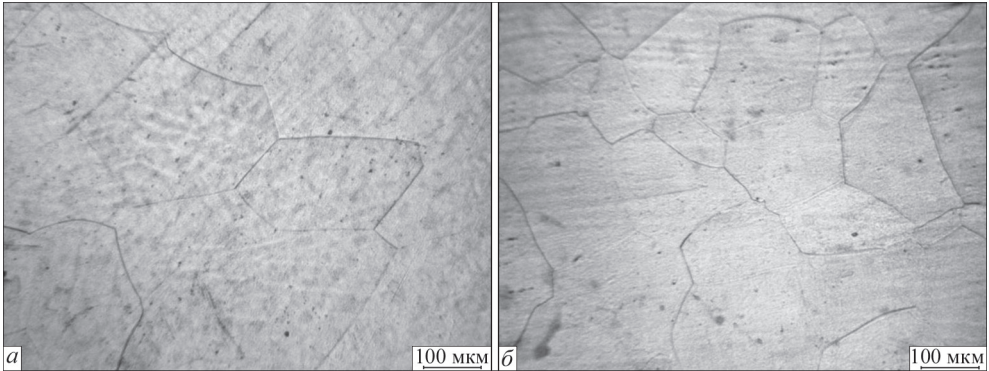


Рис. 4.18. Мікроструктура зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ (табл. 4.4, режим № 1) вольфрамовим електродом по шару флюсу, в стані після зварювання: *a* — метал шва; *б* — метал ЗТВ

Мікроструктуру металу зварного з'єднання, виконаного вольфрамовим електродом по шару флюсу зі швидкістю зварювання 10 м/год (див. табл. 4.4, режим № 1), в стані після зварювання представлено на рис. 4.18. Метал шва складається із зерен β -фази, тонкі границі якої видно на тлі дендритної структури. Метал навколошовної зони складається з рівноосних зерен β -фази.

Мікроструктуру металу шва і навколошовної зони зварного з'єднання, виконаного зі швидкістю зварювання 10 м/год (табл. 4.4, режим № 2), показано на рис. 4.19. Метал шва складається з рівноосних і нерівноосних зерен β -фази з тонкими границями, на тлі дендритної структури, метал навколошовної зони складається з рівноосних зерен β -фази.

Мікроструктуру металу шва і навколошовної зони зварного з'єднання, виконаного зі швидкістю зварювання 16 м/год (табл. 4.4, режим № 3), наведено на рис. 4.20. Метал шва складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловід-

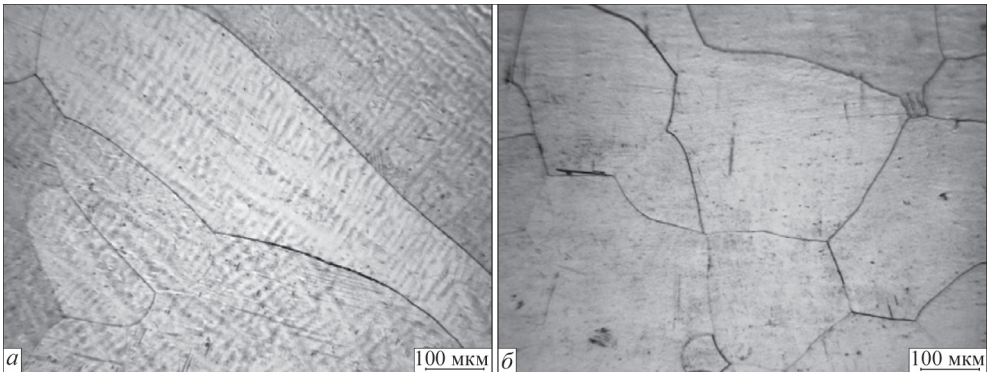


Рис. 4.19. Мікроструктура зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ (табл. 4.4, режим № 2) вольфрамовим електродом по шару флюсу, в стані після зварювання: *a* — метал шва; *б* — метал ЗТВ

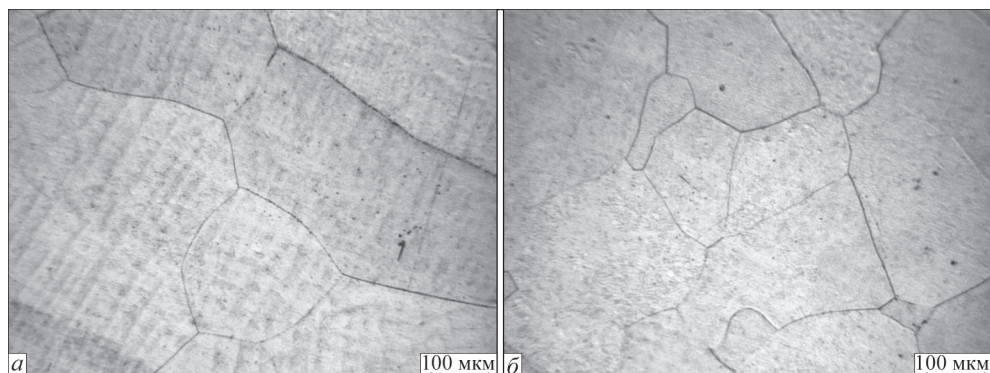


Рис. 4.20. Мікроструктура зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ (табл. 4.4, режим № 3) вольфрамовим електродом по шару флюсу, в стані після зварювання: *а* — метал шва; *б* — метал ЗТВ

воду нерівноосних β -зерен з тонкими волосоподібними границями на тлі дендритної структури. Метал навколошовної зони становлять рівноосні β -зерна.

Мікроструктуру металу шва і навколошовної зони зварного з'єднання, виконаного зі швидкістю зварювання 16 м/год (табл. 4.4, режим № 4), показано на рис. 4.21. Мікроструктура металу зварного шва так само, як і попередніх зварних з'єднань, виконаних АДЗ по шару флюсу, складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу нерівноосних β -зерен з тонкими волосоподібними межами на тлі дендритної структури. Навколошовну зону складають рівноосні β -зерна.

Вивчення механічних властивостей зварних з'єднань титанового псевдо- β сплаву ВТ19, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом із застосуванням флюсів, показало, що найнижчі значення міцності в стані після зварювання мають з'єднання, виконані на швидкостях зварювання 16 м/год (табл. 4.5, ре-

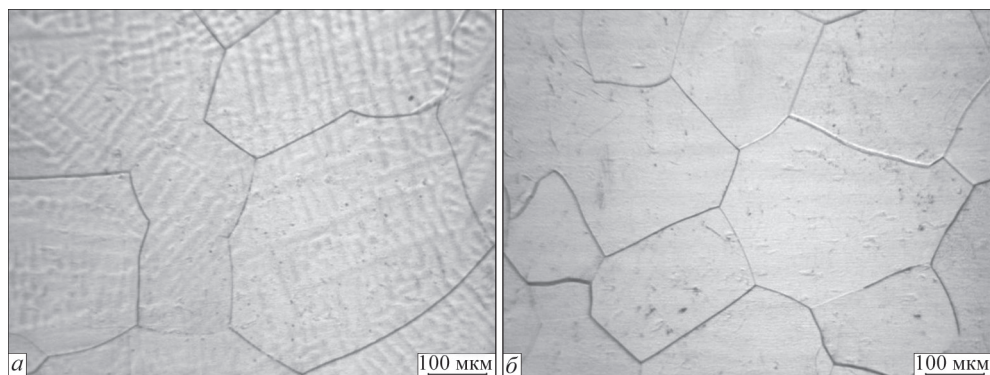


Рис. 4.21. Мікроструктура зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ (табл. 4.4, режим № 4) вольфрамовим електродом по шару флюсу, в стані після зварювання: *а* — метал шва; *б* — метал ЗТВ

Таблиця 4.5. Механічні властивості зварних з'єднань титанового псевдо- β сплаву ВТ19, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу, в стані після зварювання

№ режиму	Межа міцності σ_B , МПа	Межа плинності σ_T , МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість KCV , Дж/см ²	
					шов	ЗТВ
1	857	815	13,3	55	14	26
2	863	820	10	40	12	20
3	849	813	10,7	45,1	13	22
4	836	801	12	50,3	15	26

жим № 4). Однак міцність в цілому зварних з'єднань, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом із застосуванням флюсів, відповідає міцності з'єднань, виконаних АДЗ без застосування флюсів і присадного дроту, де межа міцності $\sigma_B = 860$ МПа. При зварюванні на швидкостях 16 м/год міцність з'єднань відповідає 97 % міцності з'єднань, виконаних без застосування флюсів. Це дозволяє зробити висновок, що застосування флюсів при АДЗ не надає особливого впливу на вміст β -фази в металі шва.

Ударна в'язкість зразків з гострим надрізом KCV металу шва зварних з'єднань, виконаних флюсами, знаходиться на одному рівні та становить 13–15 Дж/см². Ударна в'язкість зразків з гострим надрізом KCV металу ЗТВ зварних з'єднань, виконаних флюсами, знаходиться трохи вище і становить 20–26 Дж/см² (табл. 4.5).

Слід зазначити, що при рентгенівському контролі деяких зварних з'єднань сплаву ВТ19, виконаних з присадним дротом ВТ1-00св, а також при дослідженні їхньої мікроструктури, виявлено поодинокі пори, максимальний розмір яких близько 0,1 мм (рис. 4.22). Велику пору діаметром 0,8 мм виявлено в самому верху шва поблизу від зони сплавлення (рис. 4.22, а). У верхній частині шва поблизу зони сплавлення виявлено і більш дрібні пори розміром 50 і 160 мкм (рис. 4.22, б). У зварних з'єднаннях, виконаних із застосуванням флюсів, пор не зафіксовано. Це підтверджує ефективність застосування флюсів таких, як АНТ-25 і АНТ-23, для запобігання пористості при АДЗ вольфрамовим електродом титанових сплавів.

Таким чином, міцність на розрив зварних з'єднань псевдо- β сплаву ВТ19, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом із застосуванням флюсів, відповідає міцності з'єднань, виконаних АДЗ без застосування флюсів і присадного дроту. Для забезпечення рівномірної структури, розпаду метастабільних фаз і отримання рівномірності з'єднань основному металу їх необхідно піддавати подальшій термічній обробці.

За результатами проведених досліджень встановлено, що в результаті впливу термічного циклу зварювання в металі шва з'єднань псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаних АДЗ без присадного дроту, фіксується переважно β -фаза, в

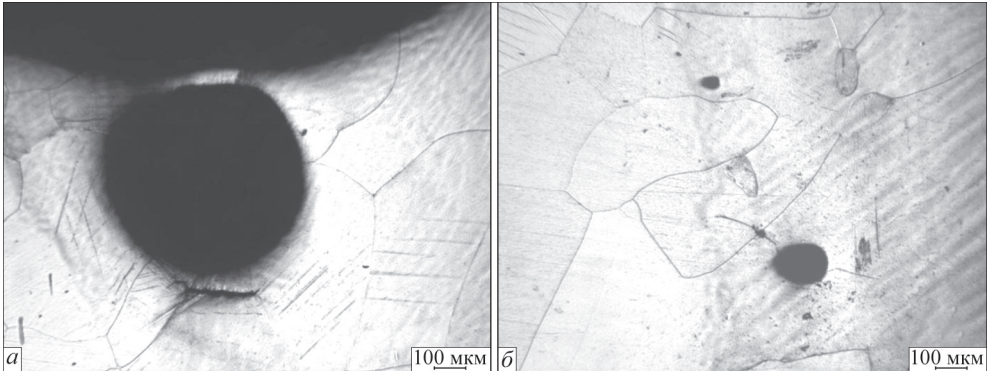


Рис. 4.22. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву VT19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з подачею присадного дроту VT1-00св зі швидкістю 60 м/год, в стані після зварювання

β -зерна спостерігаються дисперсні частинки α -фази розміром близько 1 мкм, а кількість β -фази в металі зварних з'єднань максимальна і становить 77 %.

У зварних швах псевдо- β титанового сплаву VT19, виконаних з присадним дротом VT1-00св в кількості 10 і 22 %, кількість дисперсних частинок α -фази збільшується і їхній розмір зростає до 2–3 мкм в швах з 22 % дроту VT1-00св, а кількість β -фази в металі швів знижується до 60 %.

З'єднання сплаву VT19, виконані АДЗ з присадним дротом VT1-00св в кількості 22 %, мають показники тимчасового опору розриву на рівні $\sigma_b = 965$ МПа, що співпадає з міцністю основного металу.

З'єднання сплаву VT19, виконані АДЗ без присадного матеріалу, мають показники тимчасового опору розриву на рівні $\sigma_b = 860$ МПа, для розпаду метастабільних фаз і забезпечення рівномірності з'єднань, їх необхідно піддавати подальшій термічній обробці — відпалу.

Розділ 5

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНОГО ПСЕВДО- β ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19, ОТРИМАНИХ ЕПЗ

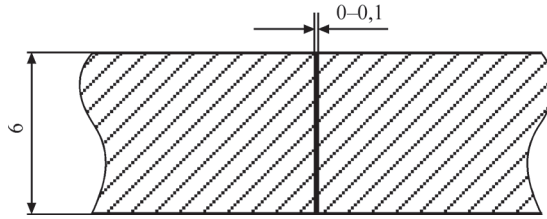
5.1. ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВЕ ЗВАРЮВАННЯ ПСЕВДО- β ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19

Електронно-променево зварювання широко застосовується при виробництві конструкцій з високолегованих 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 в стані після зварювання.

Розміри, конфігурація і якість формування швів при ЕПЗ визначаються існуванням пароголового каналу зварювальної ванни. Розміри і форма пароголового каналу зварюваної деталі залежать від потужності, ефективного радіуса, кута збіжності променя, положення фокальної плями променя, просторового положення стику, а також від теплофізичних властивостей металу і швидкості зварювання.

Крім того, 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 АДЗ вольфрамовим електродом. Відповідно швидкість охолодження при ЕПЗ металу шва і ЗТВ вище, ніж при АДЗ вольфрамовим електродом. Підвищена швидкість охолодження рідкого металу зварювальної ванни призводить до підвищеної швидкості кристалізації малої за об'ємом зварювальної ванни, завдяки чому можливе формування гартівних структур в металі зварного шва.

Зварювання псевдо- β титанового сплаву VT19 ускладнюється в зв'язку з високим вмістом β -стабілізаторів у металі зварного шва. Крім того, під впливом термічного циклу зварювання в металі шва і ЗТВ цього сплаву відбуваються структурні зміни, в результаті яких утворюється пластична β -фаза низької міцності, а також можливе утворення інших крихких метастабільних фаз. Однак при правильному виборі режимів зварювання і термічній обробці можна управляти властивостями зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів. Псевдо- β титановий сплав VT19 має високу чутливість до термічного циклу

Рис. 5.1. Схема збірки під зварювання для ЕПЗ з'єднань псевдо- β титанового сплаву ВТ19**Таблиця 5.1. Параметри електронного променя при ЕПЗ псевдо- β титанового сплаву ВТ19**

Параметр	Значення
Прискорювальна напруга, кВ	60
Струм променя, мА	120
Діаметр кругової розгортки, мм	2

зварювання, тому вивчимо вплив на властивості зварних з'єднань цього сплаву таких технологічних прийомів, доступних для ЕПЗ, як попередній підігрів і локальна термічна обробка (ЛТО) у вакуумній камері.

Збірку зварних з'єднань завтовшки 6 мм здійснювали з мінімальним зазором, що становив 0–0,1 мм (рис. 5.1). ЕПЗ виконували за один прохід без обробки кромки і без присадного дроту, тому властивості зварних з'єднань визначали за хімічним складом основного металу (кількістю легуючих елементів і домішок у зварних пластинах), режимом термічної обробки після зварювання і способом зварювання — значенням погонної енергії та характером термічного циклу.

Зварювання виконували на установці УЛ-144, оснащений енергоблоком ЕЛА 60/60 і здійснювали за один прохід. Фокусування променя обирали найбільш вигідну форму плями нагрівання, що забезпечує оптимальне формування металу шва, параметри електронного променя наведено в табл. 5.1.

Однією з переваг технології ЕПЗ щодо титану і сплавів на його основі, крім забезпечення надійного захисту зварних з'єднань, є можливість здійснення локального підігріву і подальшої термічної обробки у вакуумній камері. Попередній підігрів зварних з'єднань — досить ефективний технологічний прийом, який використовують при зварюванні високоміцних сталей для попередження утворення так званих холодних тріщин [85].

5.2. ЛОКАЛЬНА ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ПСЕВДО- β ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ19

Локальну електронно-променеву термічну обробку (ЛТО), як правило, проводять для зняття зварювальної напруги і стабілізації структури високолегованих титанових сплавів. Зазвичай ЛТО після зварювання зварних з'єднань титано-

вих сплавів проводили за такими режимом: нагрівання до 900 °С, витримка 10 хв і подальше охолодження в вакуумі, як запропоновано в роботах [86, 87] для зменшення залишкових напружень. Для псевдо- β титанового сплаву ВТ19, який є високолегованим сплавом, доцільно вивчити вплив на властивості отриманих з'єднань подальшої ЛТО.

Оскільки зварні з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19 не схильні до утворення холодних тріщин, доцільно також вивчити вплив попереднього підігріву на структуру і властивості зварних з'єднань в результаті зміни теплових умов у зоні зварювання, тому що попередній підігрів дозволяє зменшити швидкість охолодження з'єднань титанових сплавів після зварювання.

Для проведення попереднього підігріву перед зварюванням і ЛТО безпосередньо у вакуумній камері після зварювання зварні з'єднання нагрівали електронним пучком, розгорнутим в прямокутний растр. Параметри нагрівання визначали кількістю точок електронно-променевого нагрівання по осях X (поперек шва) і Y (уздовж шва), а також відстанню між цими точками. При проведенні експериментів растр складався з 50 точок по координаті X і 100 точок по координаті Y . Площу нагрівання можна регулювати за рахунок зміни відстані між точками нагрівання. На рис. 5.2 наведено схему сканування електронного променя при ЛТО зразків з титанових сплавів.

Режим термічної обробки обирали шляхом зміни потужності пучка і ширини опромінюваної області (тобто ширини растра). Струм фокусуєної котушки визна-

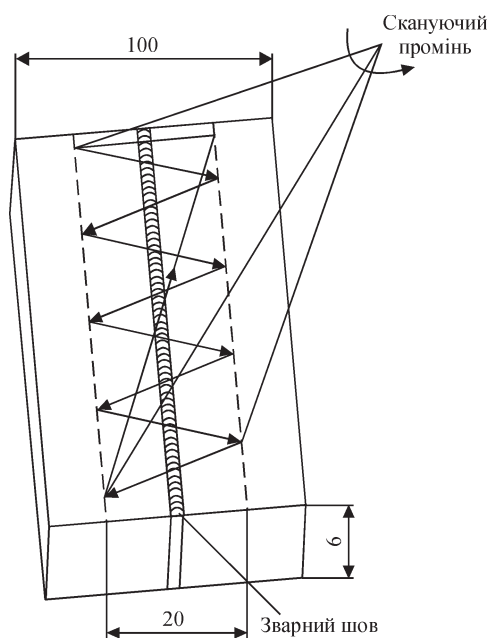


Рис. 5.2. Схема сканування зварного з'єднання зразка з псевдо- β титанового сплаву ВТ19 при ЛТО

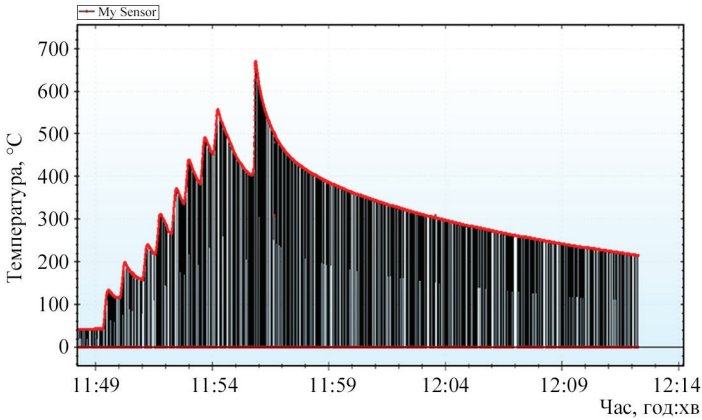


Рис. 5.3. Термічний цикл в металі ЗТВ при ЕПЗ псевдо- β титанового сплаву ВТ19 з попереднім підігрівом до 400 °С

час щільність енергії в плямі нагрівання, тому, змінюючи струм фокусування, можна управляти швидкістю нагрівання. Потужність електронного променя в процесі попереднього підігріву і ЛТО становила близько 3 кВт і піддавалася коригуванню для підтримки температури в зоні обробки на рівні 750 °С.

З метою контролю температури металу в зоні попереднього підігріву і ЛТО на зворотній поверхні зразка для установки термомпери свердлили отвір діаметром 1,8 мм. У просвердлений отвір завглибшки 3 мм встановлювали накінецьник термомпери (хромель-алюмель). Температуру оброблюваного зразка контролювали за допомогою термомпери і фіксували багатоканальним потенціометром КСП4.

На рис. 5.3 наведено приклад записаного термічного циклу при зварюванні з попереднім підігрівом до 400 °С, а на рис. 5.4 — з попереднім підігрівом до 400 °С і після зварювання ЛТО при 750 °С.

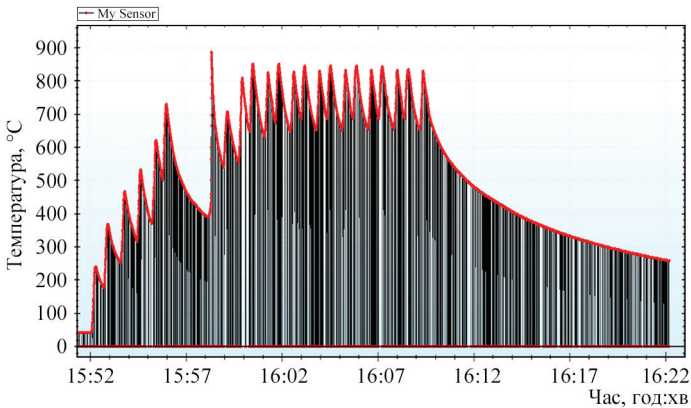
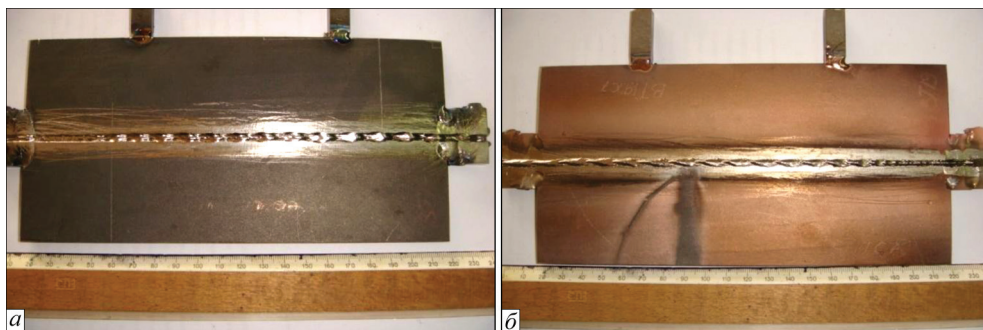


Рис. 5.4. Термічний цикл в металі ЗТВ при ЕПЗ псевдо- β титанового сплаву ВТ19 з попереднім підігрівом до 400 °С і подальшою ЛТО при 750 °С

Таблиця 5.2. Режими ЕПЗ зразків псевдо- β титанового ВТ19

№ режиму	Струм променя $I_{\text{п}}$, МА	Швидкість зварювання $v_{\text{зв}}$, мм/с	Температура попереднього підігріву $T_{\text{п}}$, °С	Температура ЛТО, °С	Тривалість ЛТО, хв
1	120	7	—	—	—
2	120	11	—	—	—
3	120	7	400	—	—
4	120	7	400	750	10

Рис. 5.5. Зварне з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконане ЕПЗ ($I_{\text{п}} = 120$ МА, $v_{\text{зв}} = 7$ мм/с), в стані після зварювання: *а* — лицьовий бік; *б* — кореневий

ЕПЗ зразків ВТ19 виконували на режимах, наведених в табл. 5.2. Зварювання з'єднань псевдо- β титанового сплаву ВТ19 завтовшки 6 мм виконували зі швидкостями 7 і 11 мм/с, частину з'єднань, виконаних зі швидкостями 7 мм/с, перед зварюванням піддавали попередньому підігріву, а частину з'єднань після зварювання — попередньому підігріву та ЛТО у вакуумній камері.

На рис. 5.5 представлено зовнішній вигляд зразка, виконаного ЕПЗ без попередньої та локальної обробки.

У всіх зразках, виконаних ЕПЗ з подальшою ЛТО і без такої, немає дефектів за даними рентгенівського контролю.

5.3. СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ19, ОТРИМАНИХ ЕПЗ

Поперечні макрошліфи зварних з'єднань псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаних ЕПЗ, після зварювання наведено на рис. 5.6, *а*. На рис. 5.6, *б* зображено поперечний макрошліф зварного з'єднання сплаву ВТ19 після попереднього підігріву і ЛТО.

Вивчення структури отриманих зварних з'єднань показало, що у верхній частині шва з'єднання, виконаного на режимі № 1 з табл. 5.2 без попереднього підігріву і ЛТО, переважають нерівноосні витягнуті в напрямку тепловідводу

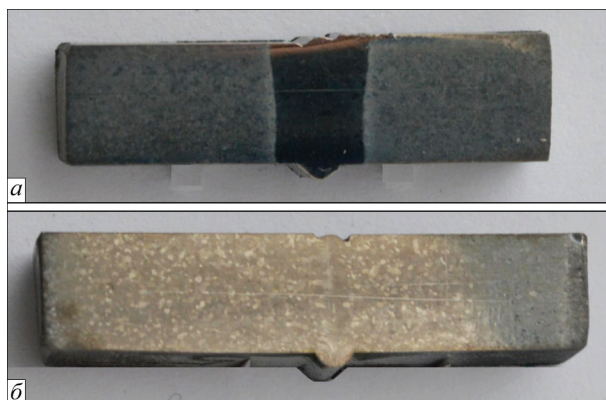


Рис. 5.6. Макрошліфи зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву VT19, виконаного ЕПЗ: *a* — режим № 1 з табл. 5.2; *б* — режим № 4 з табл. 5.2

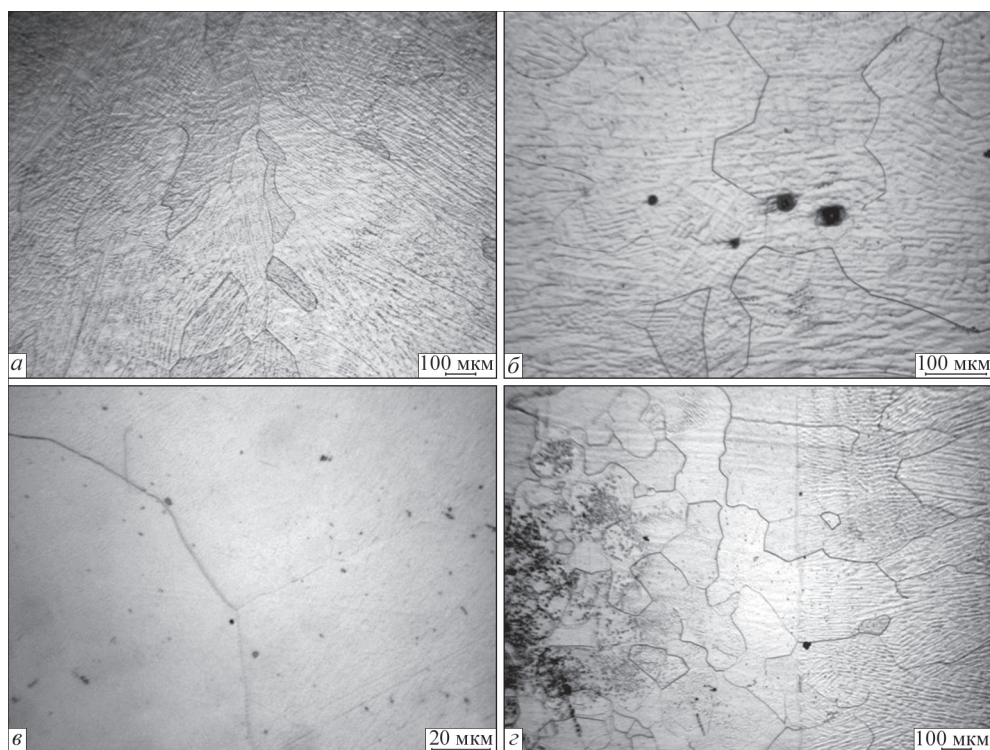


Рис. 5.7. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву VT19, виконаного ЕПЗ, режим № 1 з табл. 5.2, в стані після зварювання

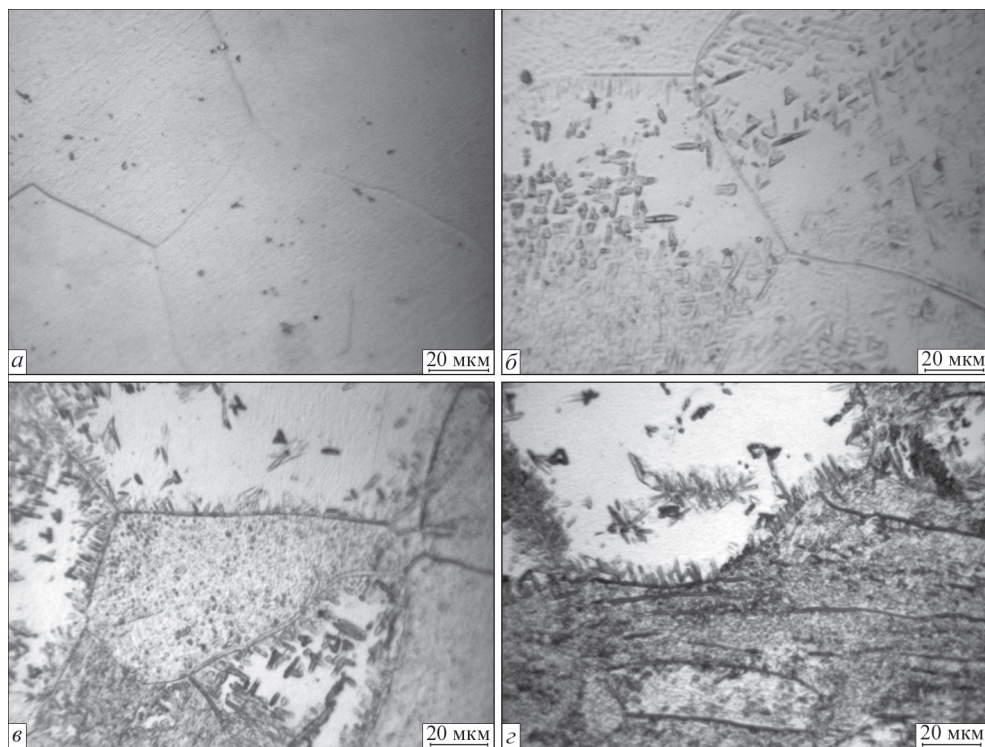


Рис. 5.8. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим № 1 з табл. 5.2, після зварювання

великі β -зерна, границі яких видно на тлі дендритної структури (рис. 5.7, *а*). У середній частині шва (рис. 5.7, *б*) збільшується кількість рівноосних поліедричних зерен, виявлено пори розміром до 30 мкм. Метал шва практично складається з чистої β -фази (рис. 5.7, *в*) з волосоподібними границями. На рис. 5.7, *г* показано зону сплавлення.

Ділянка металу ЗТВ, що примикає до шва, зазнала повного поліморфного перетворення, не широка його ширина становить 2–3 зерна (рис. 5.7, *г*), далі від шва розташована ділянка ЗТВ, де поліморфне перетворення не закінчилось до кінця. Ділянка повного поліморфного перетворення складається з практично чистої β -фази (рис. 5.8, *а*).

Аналіз структури зварних з'єднань, виконаних з більшою швидкістю зварювання на режимі № 2 з табл. 5.2 без попереднього підігріву і ЛТО, показав, що структура з'єднання аналогічна структурі з'єднання, виконаного на режимі № 1 з табл. 5.2. Метал шва також складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу зерен β -фази, границі яких виявляються на тлі дендритної структури (рис. 5.9, *а*). Нечисленні дисперсні фазові виділення зустрічаються в деяких зернах металу шва (рис. 5.9, *б*).

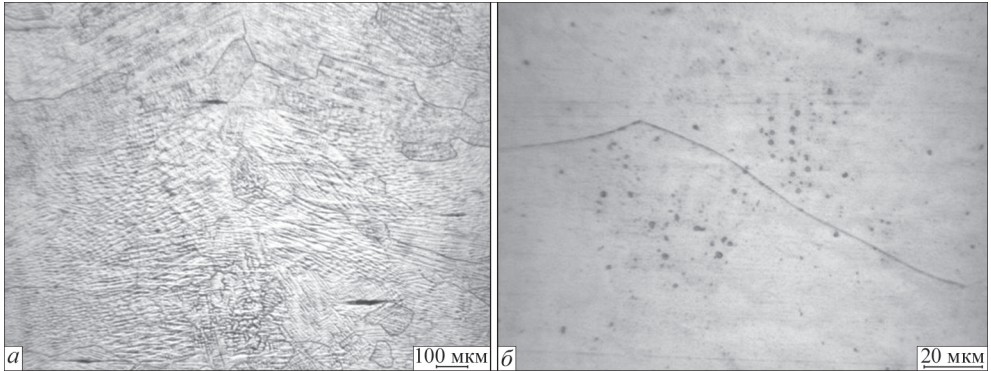


Рис. 5.9. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим № 2 з табл. 5.2, після зварювання

ЗТВ цього зварного з'єднання складається з навколошовної зони, де метал при зварюванні нагрівався до температур вище $T_{п.п}$ (рис. 5.10, *а, б*), і ділянки, де метал нагрівався до температур інтервалу поліморфного перетворення, але не перевищував $T_{п.п}$ (рис. 5.10, *в, г*).

На ділянці ЗТВ, розташованій поблизу навколошовної зони (рис. 5.10, *в*), спостерігається мінімальна кількість зкугульованої залишкової α -фази в вигляді великих пластин завдовжки до 12 мкм, дрібнодисперсна фракція α -фази частково розчиняється і наявна в мінімальній кількості. Поблизу основного металу (рис. 5.10, *г*) кількість пластинчастої і дрібнодисперсної фракції збільшується, досягаючи максимуму в основному металі (рис. 5.10, *д*).

Таким чином, мікроструктура металу зварного шва і металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ зі швидкістю 11 мм/с, аналогічна структурі металу зварного шва і ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ зі швидкістю 7 мм/с.

Структуру металу шва зварного з'єднання, виконаного на режимі № 3 з табл. 5.2 з попереднім підігрівом перед зварюванням до температури 400 °С, представлено на рис. 5.11. Метал шва складається з витягнутих в напрямку тепловідводу і рівноосних зерен β -фази на тлі дендритної структури (рис. 5.11, *а*).

У багатьох зернах металу шва спостерігаються нерівномірно розподілені дрібнодисперсні виділення другої фази (рис. 5.11, *б, в*). Дрібнодисперсні виділення спостерігаються як в об'ємі зерен, так і на границі зерен і субзерен (рис. 5.11, *в, г*). Дрібнодисперсні частки мають розміри менше 1 мкм (рис. 5.11, *д*). На рис. 5.11, *е* показана зона сплавлення, де видно, що відразу за нею в металі ЗТВ спостерігаються дисперсні виділення і має місце субструктура.

Мікроструктуру металу ЗТВ поблизу шва показано на рис. 5.12, *а, б*, а поблизу основного металу — на рис. 5.12, *в, г*. Поблизу шва в металі ЗТВ так

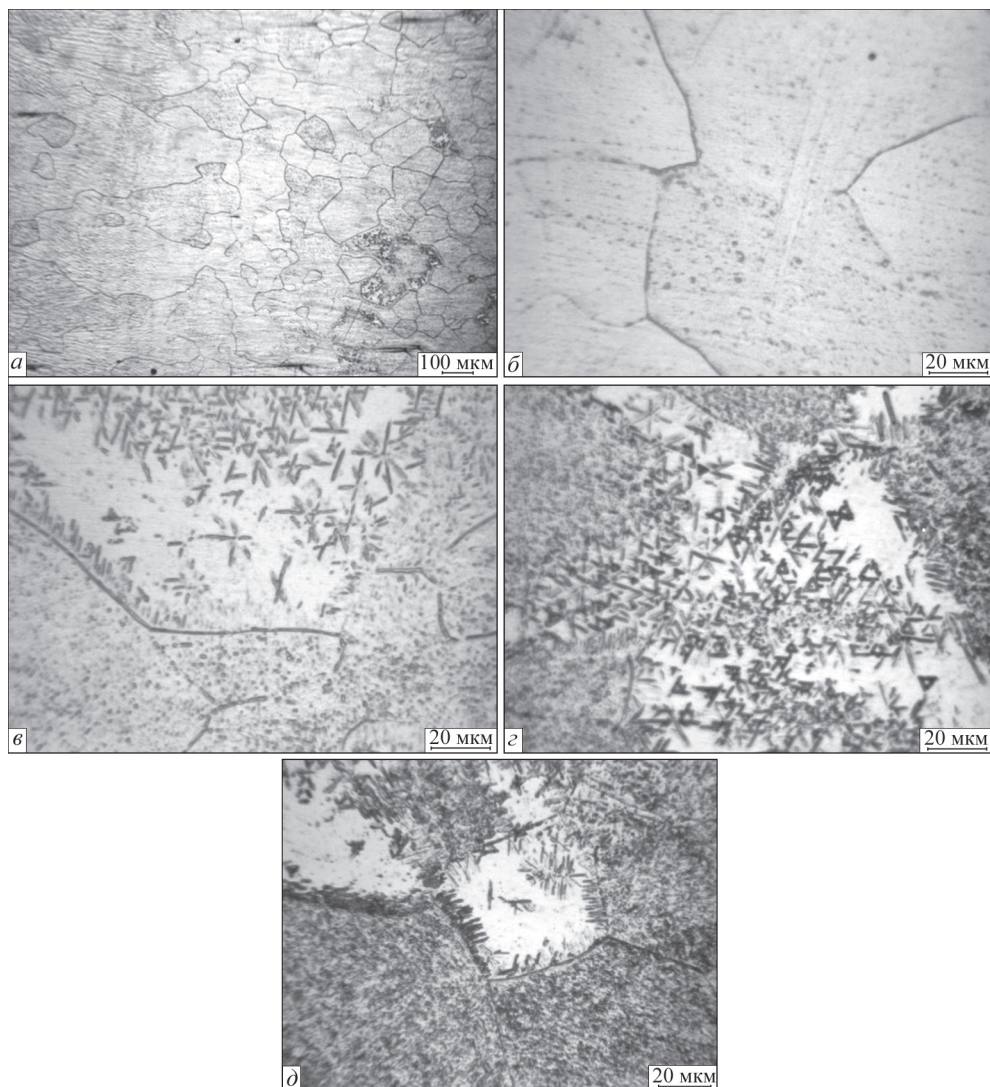


Рис. 5.10. Мікροструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим № 2 з табл. 5.2, після зварювання

само, як і в металі шва, спостерігаються дрібнодисперсні виділення розміром менше 1 мкм, розподілені нерівномірно на границях зерен. Поблизу основного металу кількість дисперсних частинок і їхні розміри зростають. Окремі частинки досягають 2 мкм. Мікροструктуру металу ЗТВ в ділянці неповного поліморфного перетворення показано на рис. 5.12, д, е. Основний метал складається зі смуг з рекристалізованою і нерекристалізованою структурою, що чергуються за товщиною прокату і витягнуті у напрямку прокату (рис. 5.12, д). У структурі основного металу наявні як дрібнодисперсні частки округлої фор-

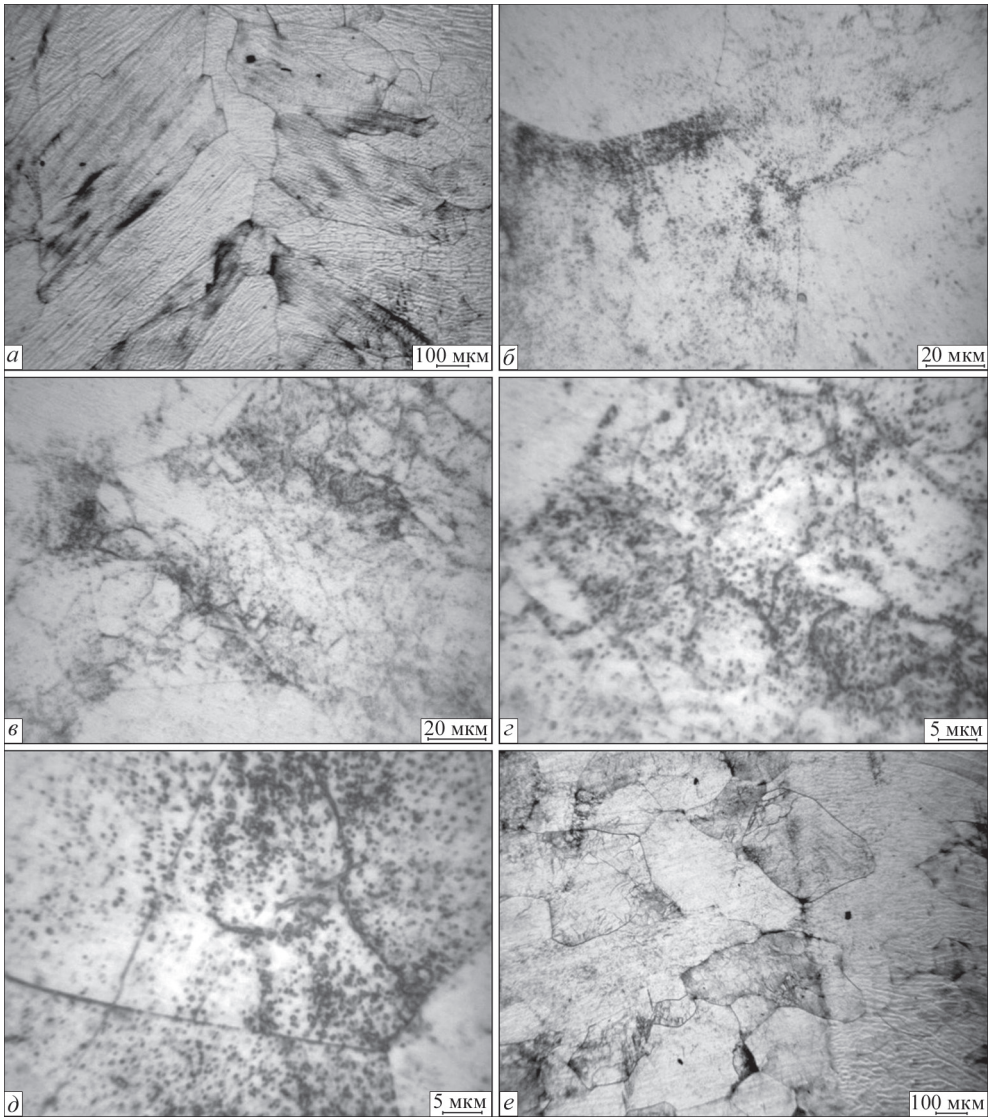


Рис. 5.11. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим № 3 з табл. 5.2, після зварювання

ми розміром до 1 мкм, так і пластини α -фази завдовжки до 10 мкм і завтовшки близько 1 мкм (рис. 5.12, e).

Структуру металу шва зварного з'єднання, виконаного на режимі № 4 з табл. 5.2 з попереднім підігрівом перед зварюванням до температури 400 °С і подальшою ЛТО безпосередньо після зварювання у вакуумній камері, представлено на рис. 5.13. Температура при ЛТО підтримувалася на рівні 750 °С протягом 10 хв і контролювалася на зворотному боці зразка. Очевидно, що на

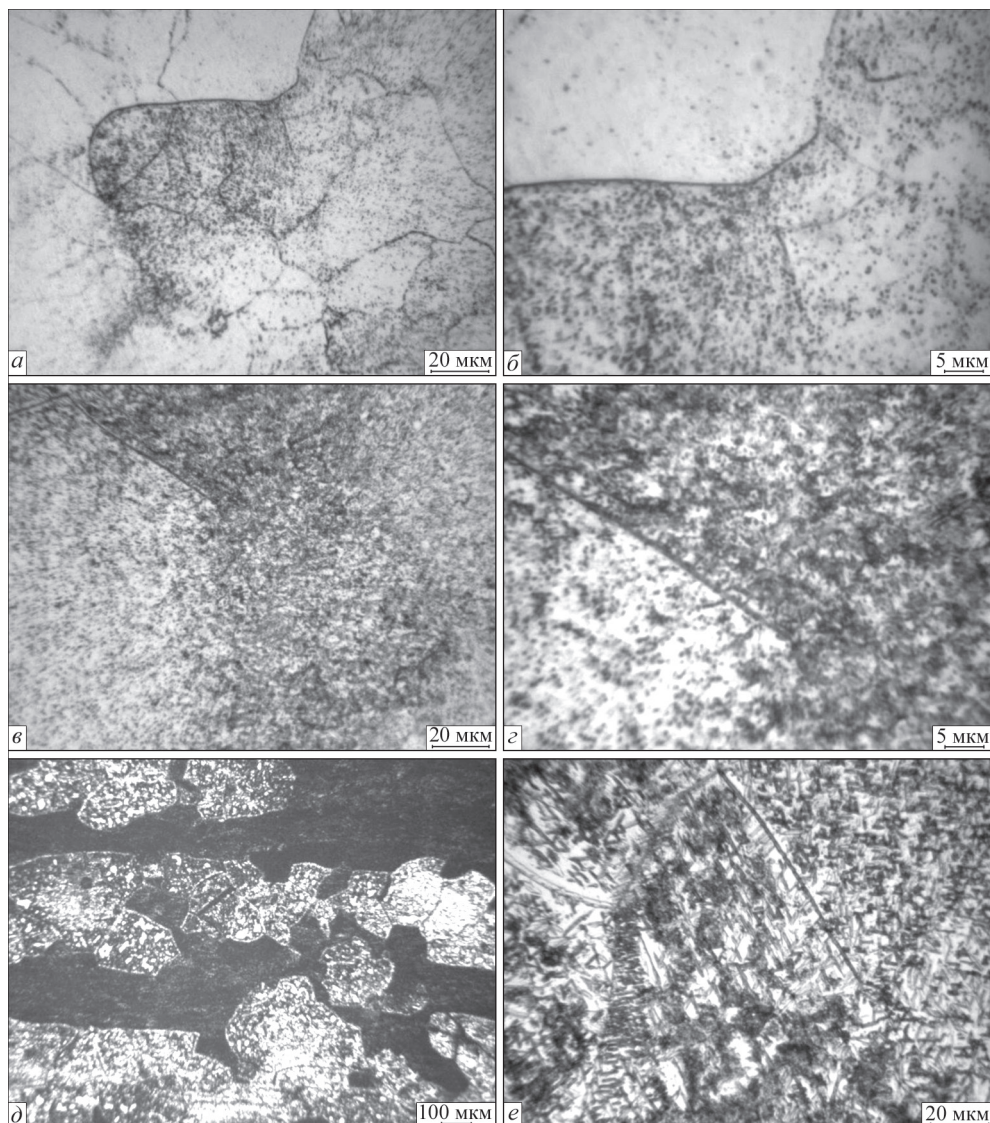


Рис. 5.12. Мікροструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим № 3 з табл. 5.2, після зварювання

лицьовій поверхні зразка температура могла бути трохи вище, ніж на його зворотному боці.

Метал шва складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу β -зерен, межі яких виявляються на тлі дендритної структури (рис. 5.13, *a*). В об'ємі зерен (рис. 5.13, *б*) і на границях (рис. 5.13, *в*) видно дисперсні нерівномірно розподілені фазові виділення в незначній кількості. На рис. 5.13, *г* представлено зону сплавлення.

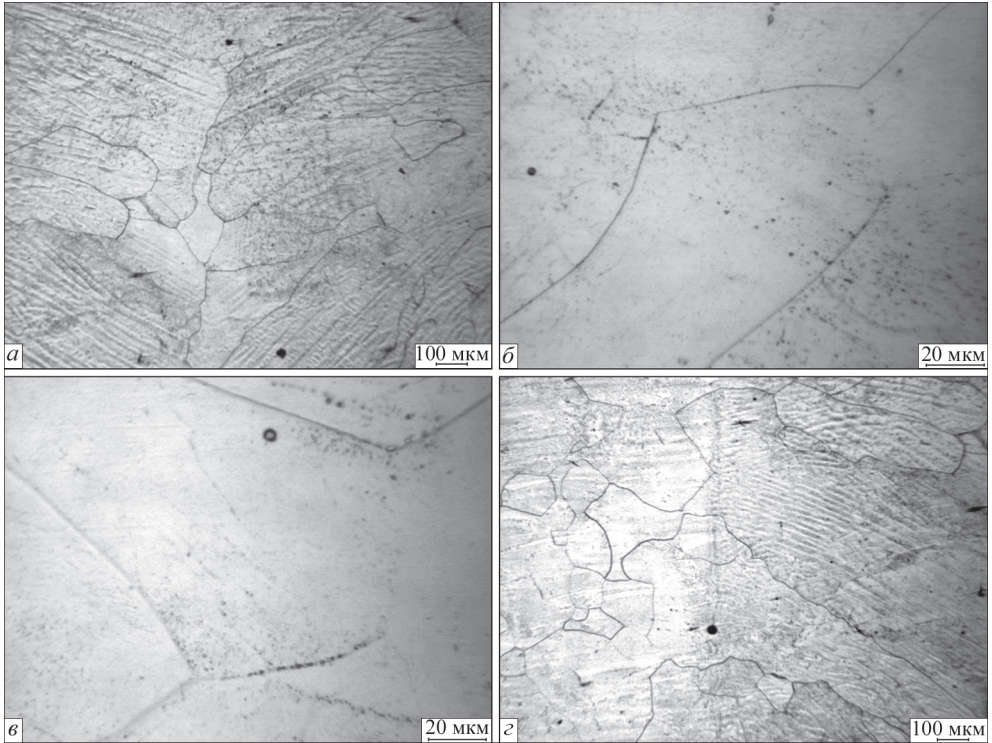


Рис. 5.13. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим № 4 з табл. 5.2, в стані після зварювання ЛТО

Метал навколошовної зони ЗТВ складається з рівноосних поліедричних β -зерен (рис. 5.14, *г*) з незначними дисперсними виділеннями (рис. 5.14, *а, б*), як і в металі шва. При віддаленні від навколошовної зони збільшується кількість і розмір фазових виділень аж до основного металу (рис. 5.14, *г*).

Оскільки ширина зони ЛТО становить 20 мм, локальній термообробці піддавався не лише метал шва і ЗТВ, а й частина основного металу. Основний метал зварного з'єднання сплаву ВТ19 в зоні, яка піддавалась ЛТО, має смугасту структуру, що складається зі смуг рекристалізованих зерен, витягнутих у напрямку прокату, і смуг нерекристалізованої структури, що чергуються за товщиною прокату (рис. 5.15, *а*). Ступінь розпаду β -фази в рекристалізованих зернах різна: поряд із зернами, в яких спостерігається повний розпад β -фази, наявні зерна з невеликою кількістю α -фази (рис. 5.15, *б, в*). Поряд з дисперсними продуктами розпаду розміром менше 1 мкм в структурі наявні більші частки α -фази завдовжки 2–8 мкм і завтовшки 1–2 мкм (рис. 5.15, *г*).

Дослідження мікроструктури зварних з'єднань дозволили дійти висновку, що мікроструктура зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного зі швидкістю 11 мм/с, подібна мікроструктурі зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного

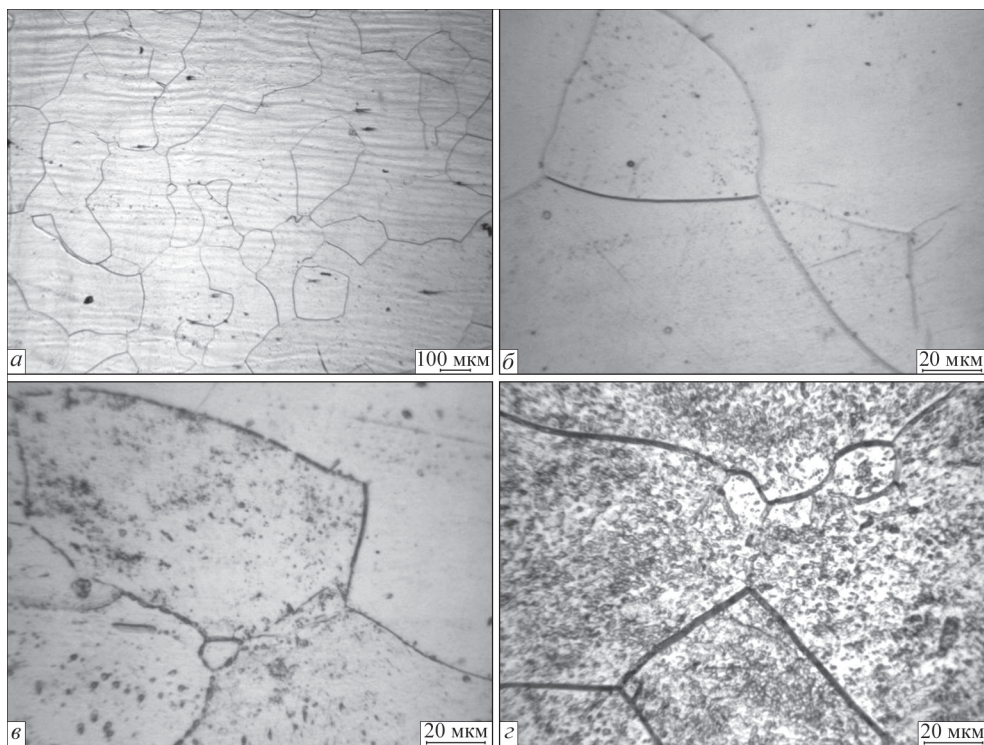


Рис. 5.14. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим № 4 з табл. 5.2, в стані після ЛТО

зі швидкістю 7 мм/с, в аналогічних ділянках незважаючи на різну швидкість зварювання. Метал шва складається з великих β -зерен практично з чистої β -фази, проте в металі шва, виконаного зі швидкістю 11 мм/с, в деяких зернах металу шва з'являються нечисленні дисперсні виділення α -фази.

У зварних з'єднаннях, виконаних з попереднім підігрівом перед зварюванням до температури 400 °С і ЛТО, в багатьох зернах металу шва в значній кількості спостерігаються нерівномірно розподілені дрібнодисперсні виділення α -фази розміром менше 1 мкм як в обсязі зерен, так і по границях. Поблизу основного металу кількість дисперсних частинок і їхні розміри зростають, окремі частинки сягають 2 мкм. Однак структура металу шва і ЗТВ помітно відрізняється від структури основного металу, в якій спостерігається повний розпад β -фази, а в структурі наявні більші частки α -фази завдовжки 2–8 мкм і завтовшки 1–2 мкм.

Таким чином, застосування після ЕПЗ локальної термічної обробки на електронно-променевої установці не дозволило забезпечити отримання повністю однорідної рівномірної структури з близьким фазовим складом у всіх зонах зварного з'єднання. Тому для отримання повністю однорідної рівномірної структури

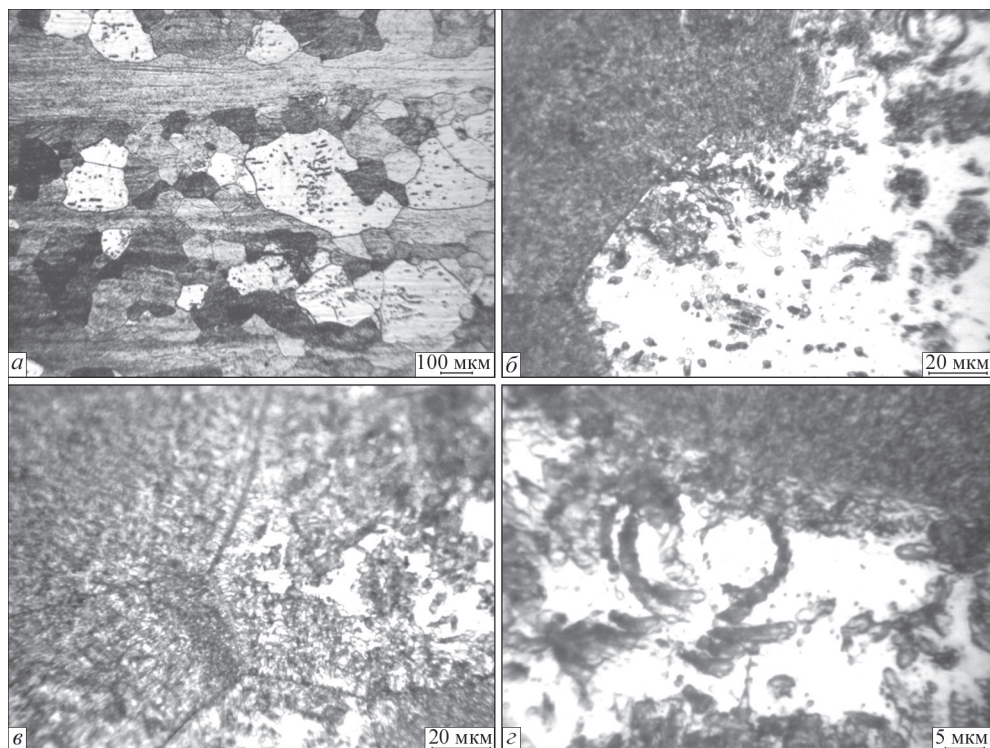


Рис. 5.15. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання сплаву VT19, частина якого піддавалась ЛТО, виконаного ЕПЗ, режим № 4 з табл. 5.2, в стані після ЛТО

з близьким фазовим складом у всіх зонах зварного з'єднання титанового сплаву VT19, отриманого методом ЕПЗ, так само як і отриманого методом АДЗ, їх необхідно піддавати після зварювання додатковій термічній обробці.

Розділ 6

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19

6.1. ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19, ОТРИМАНИХ АДЗ

Зварні з'єднання псевдо- β титанового сплаву V19, виконані АДЗ без присадного дроту, мають низькі показники міцності, що пов'язано з формуванням метастабільної β -фази в металі шва. Для забезпечення рівномірності основного металу і формування рівномірної однорідної структури, що виключає наявність метастабільних фаз, а також зняття зварювальних напружень, зварні з'єднання сплаву VT19, які виконано АДЗ без присадного дроту, а також із застосуванням флюсів, необхідно піддавати термічній обробці після зварювання — відпалу. Відпал титанового сплаву VT19 передбачає нагрівання до температури 750–760 °С, витримку і подальше охолодження в печі.

Дослідимо вплив пічного відпалу на структуру і властивості з'єднань псевдо- β титанового сплаву V19, виконаних АДЗ без флюсів наскрізним проплавленням без застосування присадного дроту і флюсів, а також з'єднання, виконані АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом VT1-00св зі швидкістю його подачі 60 м/год.

Основний метал зварних з'єднань — прокат сплаву VT19 завтовшки 6 мм, на якому проводили зварювання, має неоднорідну за товщиною структуру, причому відмінність спостерігається в структурі поверхневих і глибинних шарів основного металу. Мікроструктуру поверхневої ділянки основного металу зварного з'єднання завширшки близько 1,5 мм представлено на рис. 6.1. У поверхневій ділянці основний метал складається з рівноосних полідричних первинних β -зерен (рис. 6.1, *a*), в яких в результаті термічної обробки при температурі 800 °С утворилася досить дрібна внутрішньозеренна ($\alpha + \beta$)-структура. Вздовж границь зерен спостерігається утворення переривчастої α -облямівки завтовшки близько 1 мкм. У середині зерен наявні ділянки з глобулярною структурою, де розмір глобулярних частинок α -фази становить 0,5–2 мкм. Мають місце ділянки

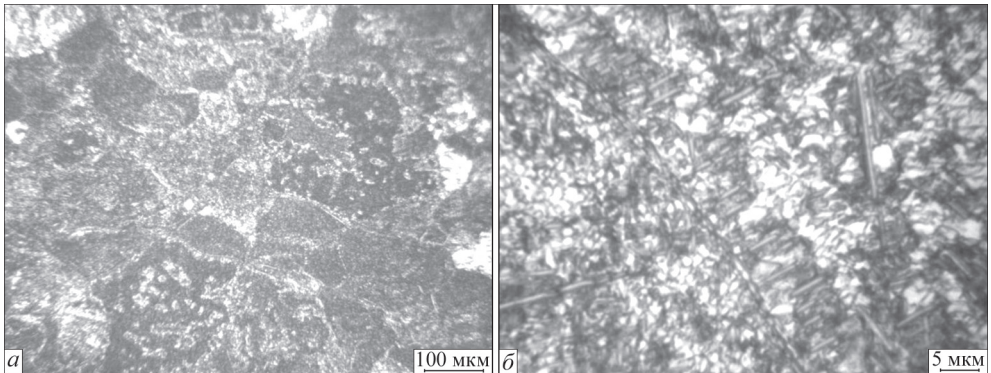


Рис. 6.1. Мікроструктура поверхневих ділянок основного металу зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, в стані після відпалу при температурі 760 °С

зерен з глобулярно-пластинчастою структурою (рис. 6.1, б), де поряд з глобулярною α -фазою наявна пластинчаста α -фаза завдовжки до 6 μm і завтовшки

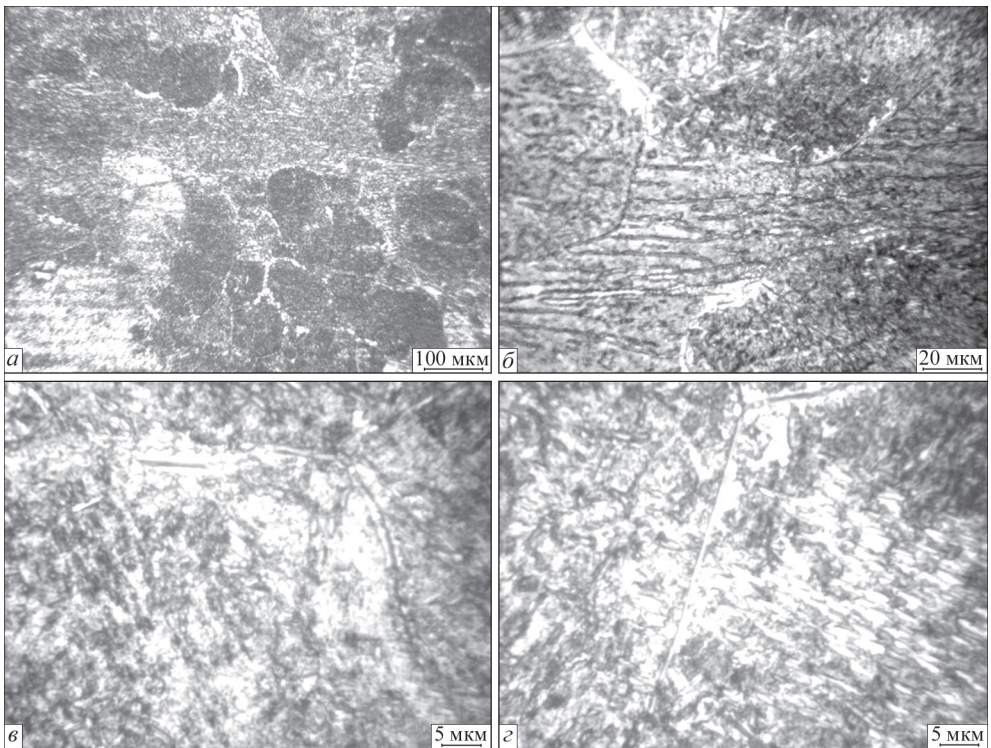


Рис. 6.2. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом, в стані після відпалу при температурі 760 °С

0,5–0,7 мкм. Пластинчаста складова переважно зосереджена поблизу границь зерен, де часто пластини розташовуються паралельно одна одній.

Мікроструктуру глибоких ділянок основного металу зварного з'єднання наведено на рис. 6.2. Структура глибоких ділянок основного металу зварного з'єднання відрізняється від поверхневої тим, що тут має місце часткова рекристалізація металу, що виражається в чергуванні шарів рекристалізованих зерен з шарами нерекристалізованої структури (рис. 6.2, *a*). Такі відмінності обумовлені тим, що під час прокату поверхневі ділянки металу зазнають більш високу ступінь деформації, ніж глибокі, а чим вище ступінь деформації, тим вище ступінь рекристалізації металу, ступінь рекристалізації також безпосередньо залежить від температури нагрівання металу.

В глибокій ділянці основного металу виділення α -фази в першу чергу відбувається на границях зерен і слідах деформації (рис. 6.2, *b*), товщина її становить близько 1 мкм. В металі глибокої ділянки зустрічаються зони з первинною β -фазою (рис. 6.2, *b*). В структурі глибоких ділянок глобулярні частинки більш дисперсні, ніж в поверхневих, їхній розмір в більшості випадків

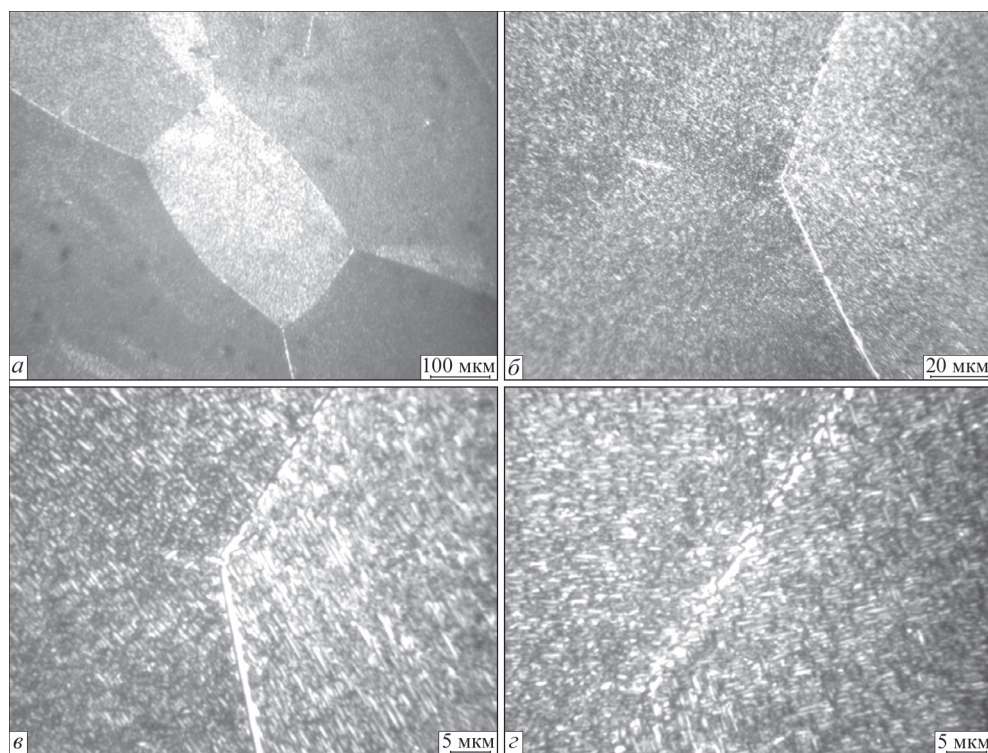


Рис. 6.3. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву VT19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом, в стані після відпалу при температурі 760 °С

не перевищує 0,5 мкм (рис. 6.2, *в*), а пластинчаста складова має довжину не більше 3–4 мкм (рис. 6.2, *з*).

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання представлено на рис. 6.3. Метал шва зварного з'єднання переважно складається з нерівноосних, витягнутих у напрямку тепловідводу первинних β -зерен (рис. 6.3, *а*) з дуже дрібною внутрішньозеренною структурою, що утворилася після розпаду метастабільних фаз (переважно β -фази) в результаті відпалу цього зварного з'єднання при температурі 760 °С протягом 1 год (рис. 6.3, *б*). Після стабілізації структури металу шва сформувалася рівномірна однорідна для всього шва дрібнодисперсна двофазна (α + β)-структура (рис. 6.3, *в*, *з*). Пластини α -фази мають довжину 2–4 мкм і товщину близько 0,5 мкм, дисперсні глобулярні частинки — розмір 0,5–1 мкм і менше.

Уздовж границь зерен спостерігається суцільна або переривчаста α -облямівка завширшки 1–1,5 мкм. Дрібнодисперсна структура металу шва може забезпечувати йому високу міцність.

Як видно з рис. 6.4, *а*, метал ЗТВ в навколошовній зоні складається з рівноосних поліедричних зерен з рівномірною однорідною двофазною (α + β)-структурою всередині зерна (рис. 6.4, *б*, *в*). Для ділянки металу ЗТВ, що межує з основним металом, де при зварюванні температура не перевищувала $T_{п.п}$, в глибинній ділянці спостерігалася спадкова від основного металу частково рекристалізована структура, детально охарактеризована вище. Мікроструктура всередині зерен ідентична внутрішньозеренній структурі металу навколошовної зони. Внутрішньозеренна структура металу ЗТВ складається з пластинчастої α -фази (рис. 6.4, *з*, *д*) завдовжки 2–5 мкм і завтовшки до 1 мкм, між якими розташовуються дисперсні частинки α - і β -фази, розмір яких становить менше 1 мкм. В деяких зернах (рис. 6.4, *е*) в β -матриці виділяються дисперсні глобулярні частинки розміром до 1 мкм. Границі зерен мають α -облямівку завширшки 1–2 мкм.

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св зі швидкістю подачі 60 м/год на режимах, що забезпечують вміст металу ВТ1-00св в шві на рівні 22–24 %, представлено на рис. 6.5. Мікроструктура основного металу ідентична мікроструктурі основного металу зварного з'єднання, розглянутого вище. Метал шва складається з витягнутих в напрямку тепловідводу первинних β -зерен (рис. 6.5, *а*) з двофазною внутрішньозеренною структурою переважно з дисперсних α - і β -фаз (рис. 6.5, *б*). Товщина частинок α -фази менше 1 мкм при довжині 0,7–5 мкм. На границях β -зерен наявна α -облямівка завширшки до 2 мкм (рис. 6.5, *в*, *з*).

Як бачимо з рис. 6.6, мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св зі швидкістю подачі 60 м/год, подібна мікроструктурі відповідних зон зварного з'єднання ВТ10, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням без присадного дроту, розглянутого вище. Метал ЗТВ складається з рівноосних поліедрич-

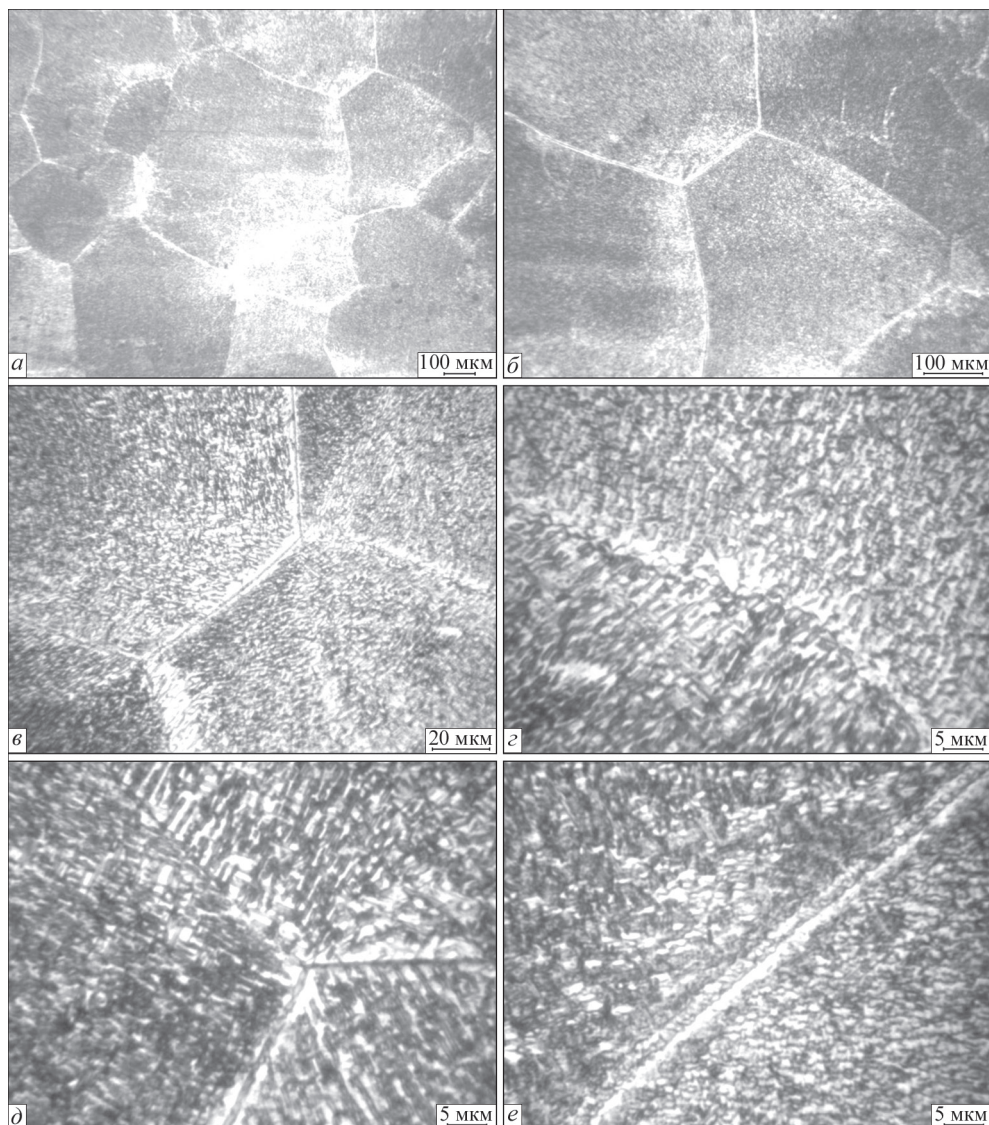


Рис. 6.4. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, в стані після відпалу при температурі 760 °С

них первинних β -зерен з двофазною внутрішньозеренною ($\alpha+\beta$)-структурою (рис. 6.6, *a, б*). Внутрішньозеренна α -фаза дрібнодисперсна, її розмір не перевищує 1,5–2 мкм (рис. 6.6, *в, г*), має місце і α -облямівка вздовж границь зерен.

Відпал зварного з'єднання сплаву ВТ19 при температурі 750 °С протягом 1 год забезпечив отримання рівномірної однорідної структури в різних ділянках зварного з'єднання завдяки розпаду метастабільних фаз, зафіксованих під

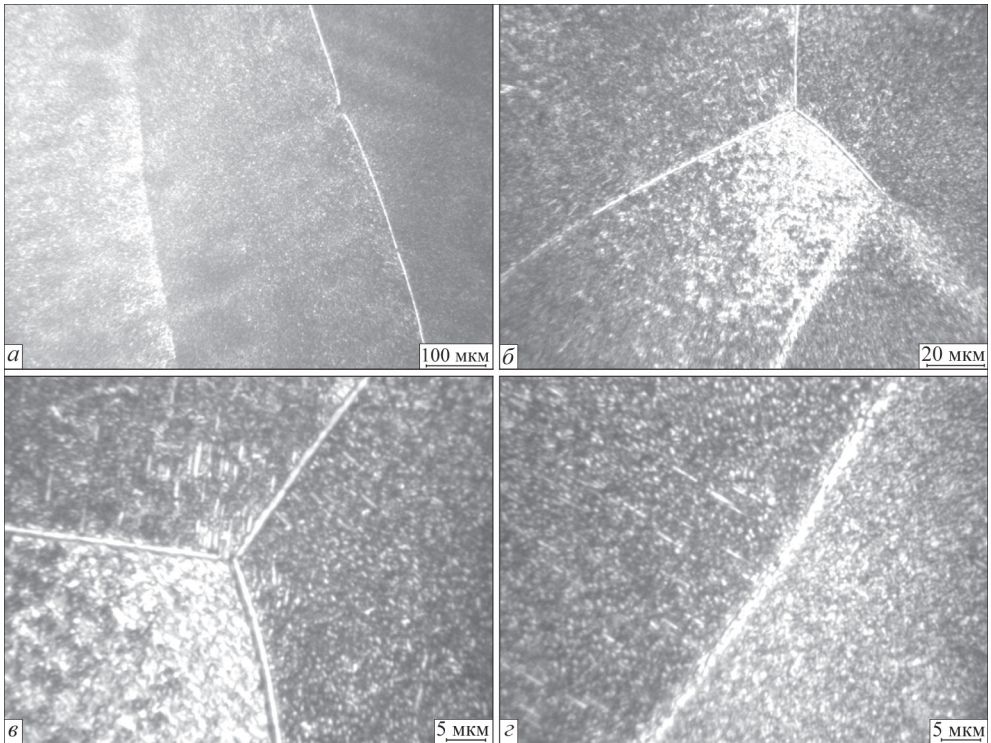


Рис. 6.5. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву VT19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням із застосуванням присадного дроту VT1-00св (вміст в шві 22–24 %), в стані після відпалу при температурі 760 °С

час зварювання в металі шва і ЗТВ. Застосування присадного дроту при АДЗ сплаву VT19 дозволяє зменшити вміст β -фази в металі шва і після відпалу. Так, після відпалу в металі швів, виконаних з присадкою VT1-00св в кількості 22 %, міститься β -фаза на рівні 30 % (табл. 6.1). У швах без застосування присадного дроту кількість β -фази фіксується після відпалу на рівні 43 %.

Таким чином, після відпалу в металі шва сформувалася рівномірна однорідна для всього шва дрібнодисперсна двофазна ($\alpha+\beta$)-структура з пластинами α -фази завдовжки 2–4 мкм і завтовшки 0,5 мкм, уздовж границь зерен сформувалася α -облямівка завширшки 1–1,5 мкм. Дрібнодисперсна структура металу шва забезпечує йому високу міцність. В металі шва, виконаного з присадним дротом VT1-00св в кількості 20 %, розмір часток α -фази більше — товщина часток α -фази близько 1 мкм при довжині 0,7–5 мкм. У металі ЗТВ товщина α -фази в результаті відпалу збільшилася до 1,5–2 мкм.

Вивчення механічних властивостей зварних з'єднань титанового псевдо- β сплаву VT19, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом без присадного дроту та із застосуванням дроту VT1-00св, показало, що як в стані після зварювання,

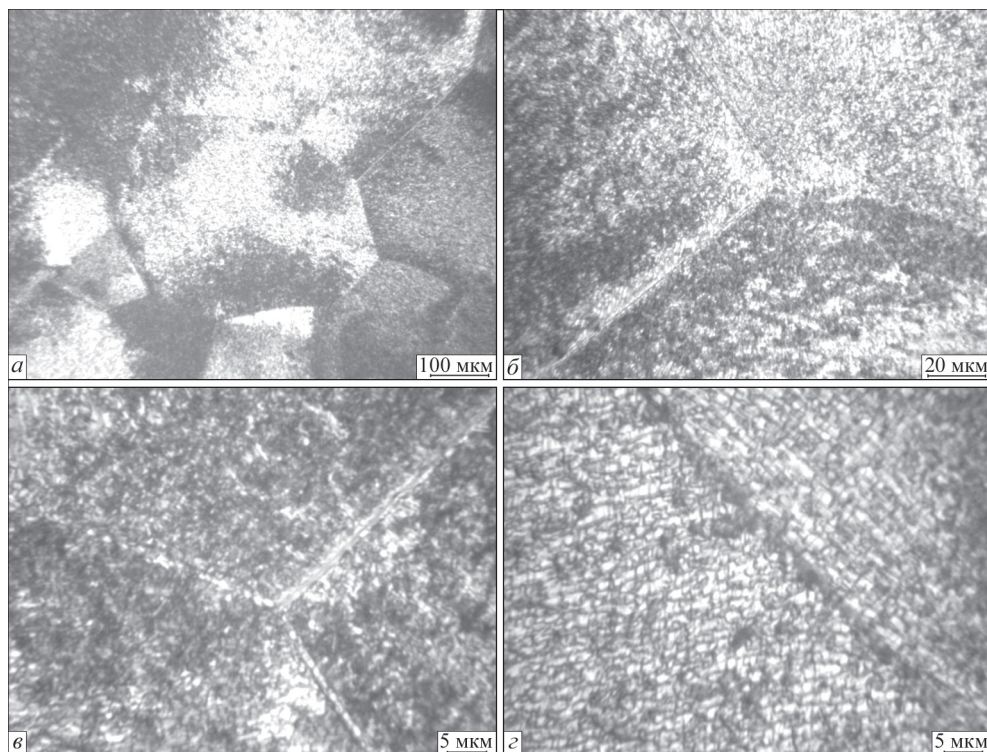


Рис. 6.6. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст в шві 22–24 %), в стані після відпалу при температурі 760 °С

Таблиця 6.1. Кількість β -фази в основному металі та металі зварних швів сплаву ВТ19 після відпалу при температурі 760 °С, 1 год, охолодження з піччю

Тип зразка	Кількість β -фази, %
Основний метал	22,98
Метал шва без присадки, після відпалу	43,72
Метал шва з присадкою ВТ1-00св, вміст в шві 22–24 %	29,87

Таблиця 6.2. Механічні властивості зварних з'єднань титанового псевдо- β сплаву ВТ19, виконані АДЗ, в стані після відпалу при температурі 760 °С, 1 год охолодження з піччю

№ режиму	Тип зразка, стан	Межа міцності σ_b , МПа	Межа плинності σ_T , МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість KCV , Дж/см ²
1	АДЗ без присадки, відпал, охолодження з піччю	981	946	9,7	15,3	29,4
2	АДЗ з присадкою $v_{п.д} = 60$ м/год, відпал, охолодження з піччю	1010	989	9,1	15,1	25,9

так і в стані після відпалу при температурі 760 °С найнижчі значення міцності мають з'єднання, виконані без присадного дроту (табл. 6.2).

Таким чином, в результаті впливу відпалу при температурі 760 °С в металі з'єднань сплаву VT19, виконаних АДЗ, формується рівномірна однорідна дрібнодисперсна двофазна ($\alpha + \beta$)-структура з пластинами α -фази завдовжки 2–4 мкм і завтовшки 0,5 мкм з показниками тимчасового опору розриву зварних з'єднань на рівні $\sigma_b = 980$ МПа.

З'єднання сплаву VT19, виконані АДЗ з присадним дротом VT1-00св на режимах, що забезпечують вміст присадного металу в шві 22–24 % після відпалу при температурі 760 °С, мають показники тимчасового опору розриву на рівні $\sigma_b = 1010$ МПа.

6.2. ВПЛИВ ПІЧНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19, ОТРИМАНИХ ЕПЗ

Для отримання повністю однорідної рівномірної структури з близьким фазовим складом у всіх зонах зварного з'єднання досліджували вплив пічного відпалу при температурі 750 °С. Відпал проводили протягом 1 год з моменту прогріву всієї садки, охолодження зразків здійснювали з піччю. Відпалу піддавали з'єднання, виконані на режимі № 2 з табл. 5.2, що передбачає ЕПЗ зі швидкістю 11 мм/с без застосування попереднього підігріву і ЛТО. Цей режим ЕПЗ забезпечував найбільші швидкості охолодження з'єднання після зварювання. Відпалу також піддавали з'єднання, виконані на режимі № 3 з табл. 5.2, що передбачає ЕПЗ зі швидкістю 7 мм/с з попереднім підігрівом при температурі 400 °С з найменшими швидкостями охолодження з'єднання після зварювання.

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання сплаву VT19 на режимі зварювання № 2, в стані після пічного відпалу при температурі 750 °С наведено на рис. 6.7. Метал шва складається з рівноосних витягнутих в напрямку тепловідводу первинних β -зерен (рис. 6.7, *а*), які при відпалі зазнали розпаду β -фази з утворенням рівномірної однорідної ($\alpha + \beta$)-структури (рис. 6.7, *б*) з пластинчастою α -фазою завдовжки 1–5 мкм і завтовшки 0,5–1 мкм (рис. 6.7, *в*).

Мікроструктуру металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву VT19 показано на рис. 6.8. Як випливає з рис. 6.8, *а–в*, в металі ЗТВ відпал викликав створення рівномірної однорідної структури, аналогічної структурі металу шва (рис. 6.7, *б*) з близькими параметрами структурних складових.

Як видно з рис. 6.9, метал шва з'єднання, виконаного на режимі № 3 після відпалу, складається з рівноосних витягнутих в напрямку тепловідводу первинних β -зерен, які зазнали в результаті відпалу розпаду (рис. 6.9, *а*) з утворенням рівномірної однорідної двофазної структури (рис. 6.9, *б*), що складається з частинок α - і β -фаз. Частинки α -фази мають пластинчасту морфологію (рис. 6.9, *в*), довжина α -пластин становить 1–5 мкм при товщині 0,5–0,8 мкм.

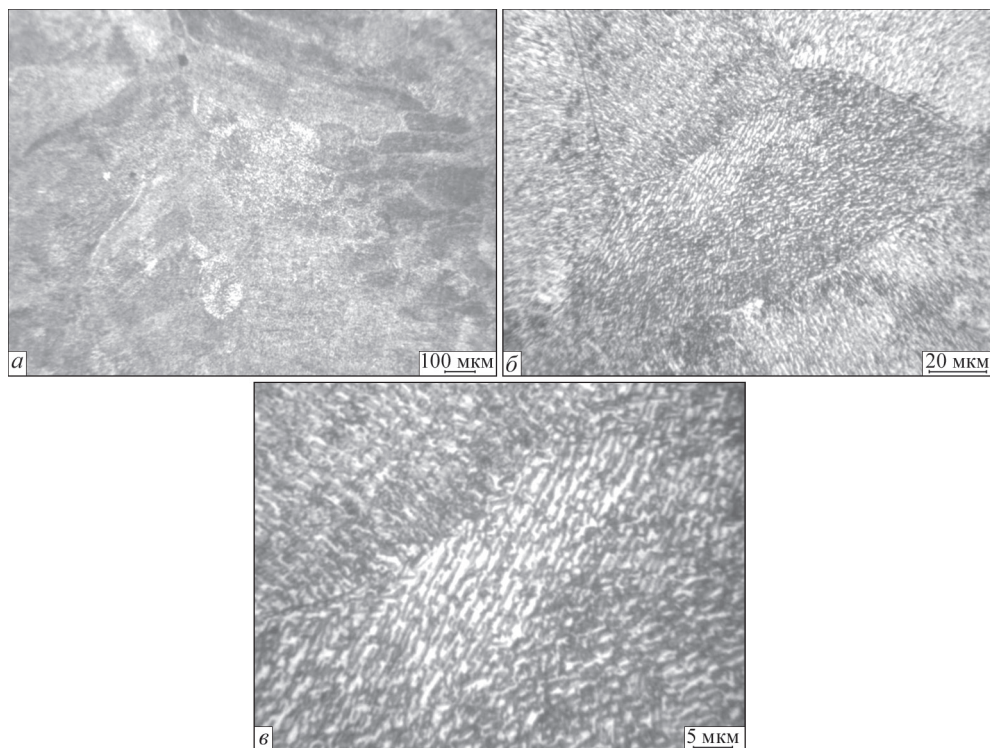


Рис. 6.7. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ на режимі № 2 з табл. 5.2, в стані після пічного відпалу при температурі 750 °С, 1 год охолодження з піччю

Мікроструктуру металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19 наведено на рис. 6.10. Метал ЗТВ складається з рівноосних поліедричних зерен з внутрішньозеренною ($\alpha+\beta$)-структурою, що утворилася в цій зоні зварного з'єднання після відпалу (рис. 6.10, *a, б*). Внутрішньозеренна мікроструктура металу ЗТВ ідентична внутрішньозеренній мікроструктурі металу шва (рис. 6.10, *в*), вона однорідна рівномірна, пластини α -фази мають такі ж параметри.

Мікроструктура основного металу зображена на рис. 6.11. Основний метал має, як описувалося вище, нерівномірну структуру, що виражається в чергуванні смуг з рекристалізованою і нерекристалізованою структурою за товщиною основного металу, витягнутих у напрямку прокату (рис. 6.11, *a*), проте внутрішньозеренна структура стала більш однорідною після відпалу (рис. 6.11, *б*), оскільки стався розпад у всіх зернах основного металу. Внутрішньозеренна структура основного металу відрізняється більшим діапазоном розмірів частинок, ніж в металі шва і ЗТВ (рис. 6.11, *в, г*).

Поряд зі зкупченням дрібнодисперсних частинок розміром менше 1 мкм наявні пластини завдовжки 1–5 мкм, що становлять більшість. Зустрічаються і більші α -пластини завдовжки 6–10 мкм, товщина пластин становить

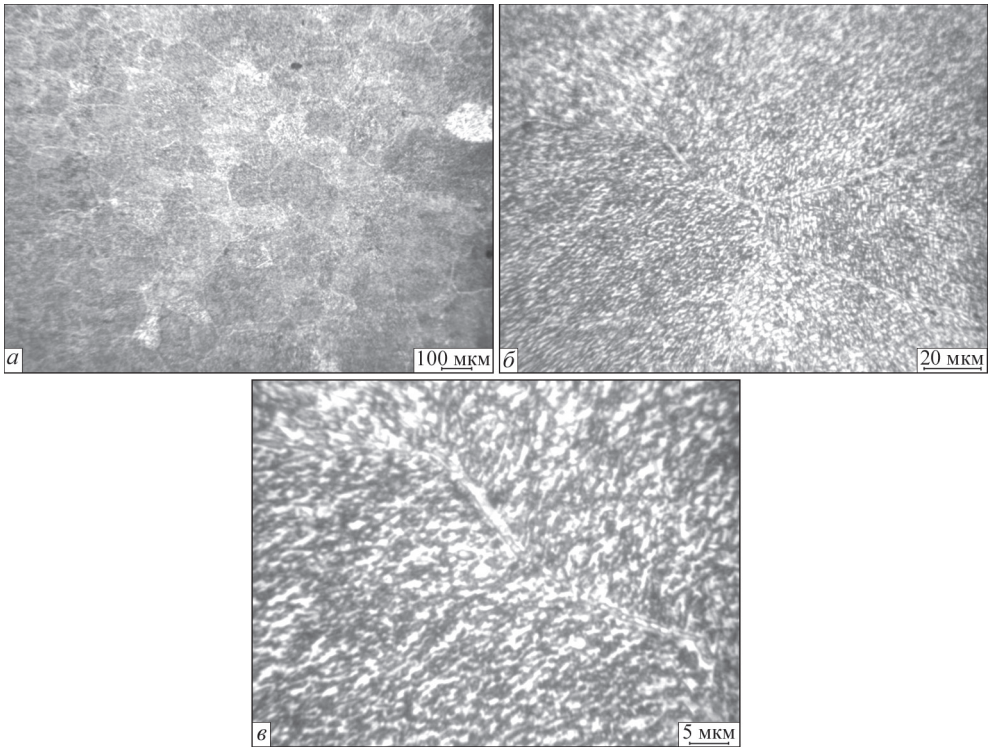


Рис. 6.8. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву VT19, виконаного ЕПЗ на режимі № 2 з табл. 5.2, в стані після пічного відпалу при температурі 750 °С, 1 год охолодження з піччю

0,5–1,5 мкм. Для металу всіх зон зварного з'єднання характерна наявність α -облямівки на границях багатьох зерен.

Таким чином, в результаті проведення відпалу після зварювання структура металу зварного з'єднання стала більш однорідною, вирівнявся і фазовий склад, у всіх зонах переважає $(\alpha+\beta)$ -структура.

Вивчення розподілу мікротвердості металу зварних з'єднань сплаву VT19 підтвердило результати досліджень мікроструктури. Після ЕПЗ в стані після зварювання рівень мікротвердості в з'єднаннях сплаву VT19 найменший в металі шва і трохи вище в металі ЗТВ (рис. 6.12). Розподіл мікротвердості після ЕПЗ з попереднім підігрівом і ЛТО більш нерівномірний (рис. 6.13) через формування в значних кількостях дрібнодисперсних частинок α -фази розміром менше 1 мкм як в обсязі зерен, так і на границях, а рівень мікротвердості в цілому дещо вище. В обох випадках при ЕПЗ без та з попереднім підігрівом і ЛТО міцність шва і ЗТВ нижче міцності основного металу через більшу кількість метастабільної β -фази.

Розподіл мікротвердості після ЕПЗ в стані після відпалу при температурі 750 °С рівномірний (рис. 6.14), рівень мікротвердості металу шва і металу ЗТВ відповідає рівню мікротвердості основного металу завдяки формуванню одно-

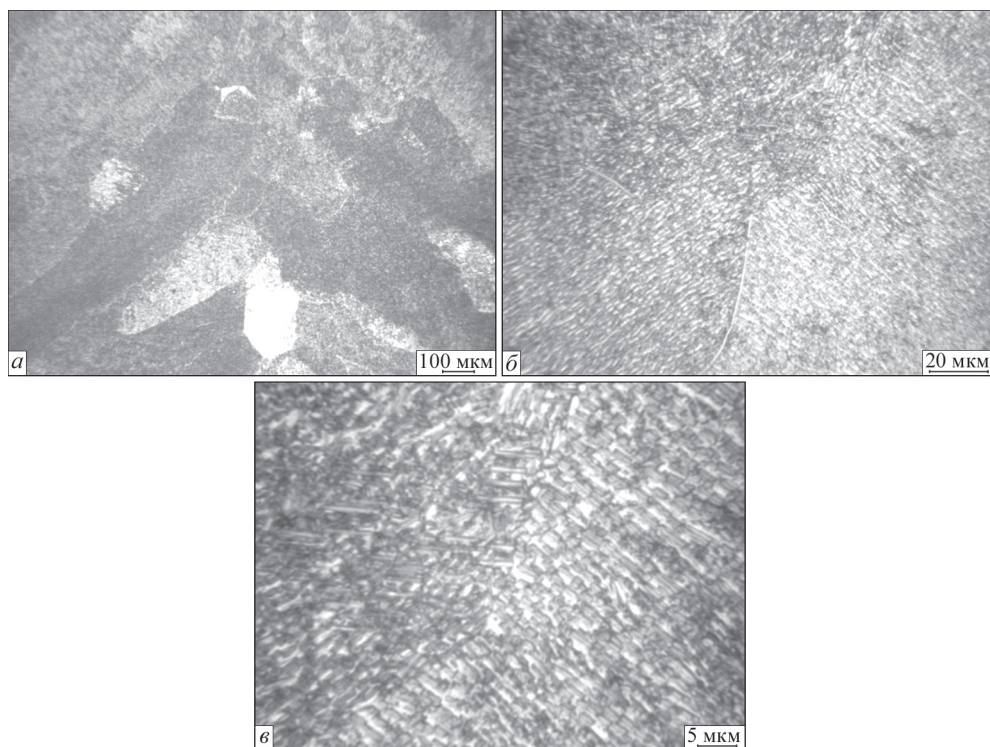


Рис. 6.9. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ на режимі № 3 з табл. 5.2, в стані після пічного відпалу при температурі 750 °С, 1 год охолодження з піччю

рідної ($\alpha+\beta$)-структури, а рівень мікротвердості в цілому вище на 1000 МПа, що підтверджує більш високі механічні властивості зварних з'єднань.

Кількість β -фази в результаті застосування пічного відпалу мінімальна для зварних з'єднань і знаходиться на рівні 35 % (табл. 6.3). Після зварювання кількість β -фази в металі шва знаходиться на рівні 92–99 %. Відповідно до цього випадку з'єднання мають мінімальну міцність 876 МПа (табл. 6.4). Застосування локальної термообробки і попереднього підігріву дозволило збільшити міцність з'єднань і зменшити кількість β -фази в металі шва.

Аналіз проведених досліджень вмісту β -фази в шві дозволив дійти висновку, що попередній підігрів для сплаву ВТ19 є ефективним технологічним прийомом, який дозволяє змінювати температурні умови в зоні формування зварного з'єднання, і як результат зменшити кількість β -фази в металі шва. Так, при застосуванні попереднього підігріву до температури 400 °С кількість β -фази зменшується з 91 до 53 %. Міцність зварних з'єднань в стані після відпалу максимальна і становить 105–107 % міцності сплаву в стані після прокату. В даному випадку відпал виконує функцію термічної обробки.

Слід зазначити, що сплав ВТ19 дозволяє застосовувати термічні обробки при більш низьких температурах, порівнюючи з високоміцними двофазними

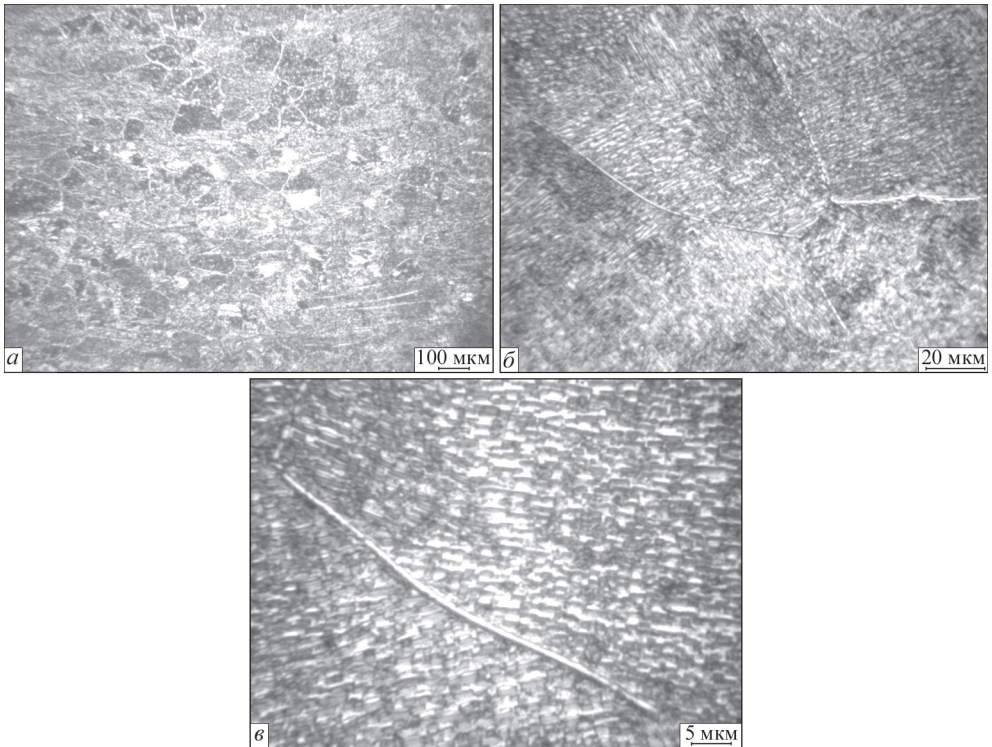


Рис. 6.10. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ на режимі № 3 з табл. 5.2, в стані після пічного відпалу при температурі 750 °С, 1 год охолодження з піччю

сплавами, такими як ВТ23, Т110 або Т120 [88]. Так, температура відпалу становить 750 °С, що є нижче температури ЛТО (850 °С) або температури рекомендованого вакуумного відпалу (900 °С) [88].

Проведені дослідження показали, що міцність зварних з'єднань сплаву ВТ19 в стані після ЛТО нижче, ніж їхня міцність в стані після ЕПЗ з попереднім підігрівом. Це дозволяє зробити висновок, що після ЛТО відбувається зниження кількості метастабільної β -фази в металі шва в меншому ступені порівняно з ЕПЗ з попереднім підігрівом при температурі 400 °С. Так, кількість β -фази в металі шва в стані після ЕПЗ з попереднім підігрівом 400 °С становить 53, а в стані після ЛТО — 60 % (див. табл. 6.3). Отримані результати обумовлюють необхідність знижувати температуру ЛТО для сплаву ВТ19 нижче 750 °С.

Таким чином, в результаті проведення відпалу після зварювання структура металу шва зварного з'єднання стала більш однорідною, вирівнявся і фазовий склад, у всіх зонах переважає $(\alpha+\beta)$ -структура з пластинчастою α -фазою завдовжки 1–5 мкм і завтовшки 0,5–1 мкм.

В металі ЗТВ також відбулося формування рівномірної однорідної структури, аналогічної структурі металу шва з близькими параметрами структурних складових. Крім того, застосування попереднього підігріву до температури

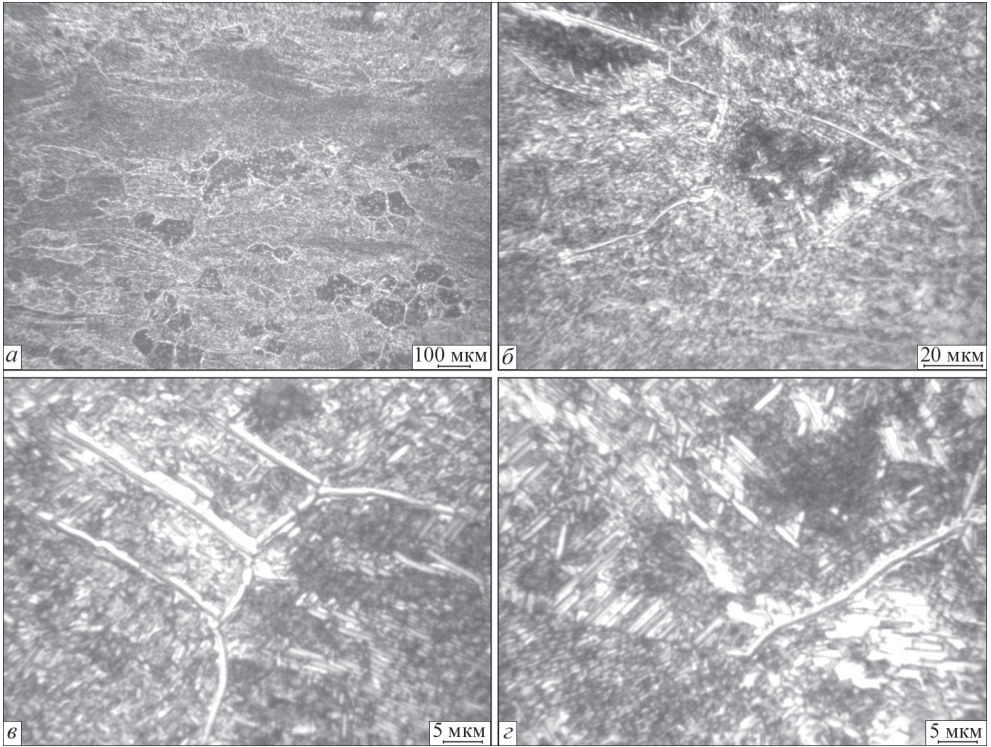


Рис. 6.11. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання сплаву VT19, виконаного ЕПЗ на режимі № 3 з табл. 5.2, в стані після пічного відпалу при температурі 750 °С, 1 год охолодження з піччю

400 °С при ЕПЗ псевдо- β титанового сплаву VT19 забезпечує рівномірність зварних з'єднань, а застосування пічного відпалу підвищує міцність з'єднань до рівня 1020–1030 МПа (табл. 6.4).

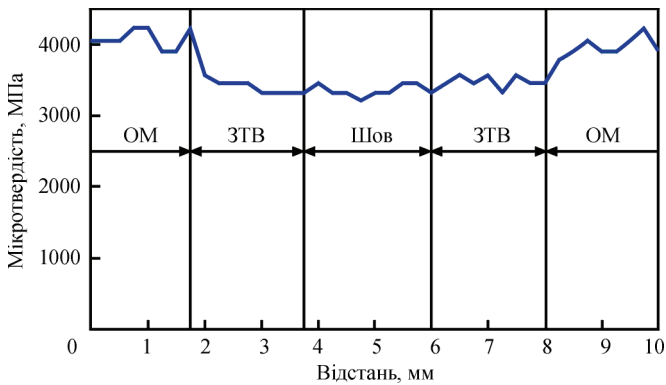


Рис. 6.12. Розподіл мікротвердості зварного з'єднання титанового сплаву VT19, виконаного ЕПЗ на режимі № 2 з табл. 5.2, в стані після зварювання

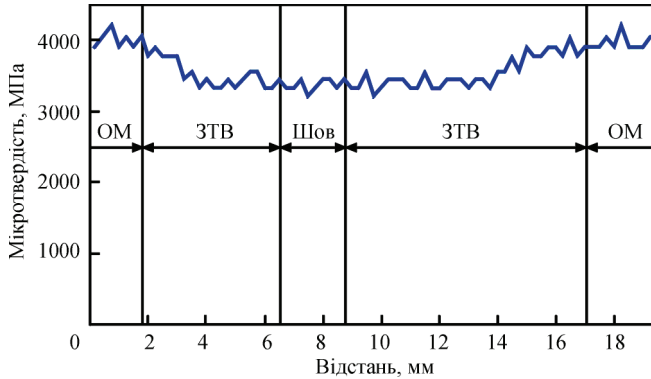


Рис. 6.13. Розподіл мікротвердості зварного з'єднання титанового сплаву VT19, виконаного ЕПЗ на режимі № 3 з табл. 5.2, в стані після ЛТО

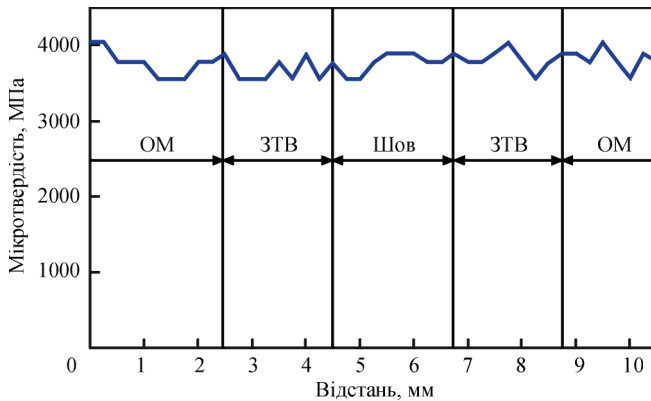


Рис. 6.14. Розподіл мікротвердості зварного з'єднання титанового сплаву VT19, виконаного ЕПЗ на режимі № 4 з табл. 5.2, в стані після пічного відпалу при температурі 750 °C, 1 год охолодження з піччю

Таким чином, пічний відпал зварних з'єднань титанового сплаву VT19 після ЕПЗ сприяє розпаду метастабільних фаз, формує в металі шва і ЗТВ

Таблиця 6.3. Кількість β -фази в основному металі та металі шва зварних з'єднань титанового сплаву VT19, виконаних ЕПЗ

№ зразка	Тип зразка, швидкість зварювання, термічна обробка	Кількість β -фази, %
1	Основний метал	44,3
2	Зварне з'єднання, 7 мм/с	91,8
3	Зварне з'єднання, 11 мм/с	99,3
4	Зварне з'єднання, 7 мм/с, попередній підігрів 400 °C	53
5	Зварне з'єднання, 7 мм/с, попередній підігрів 400 °C, ЛТО 750 °C 10 хв	60
6	Зварне з'єднання, 7 мм/с, відпал 750 °C 1 год	34
7	Зварне з'єднання, 11 мм/с, відпал 750 °C 1 год	36,5

Таблиця 6.4. Властивості зварних з'єднань титанового сплаву VT19, виконаних ЕПЗ

№ зразка	Тип зразка, швидкість зварювання, термічна обробка	Межа міцності σ_b , МПа	Межа плинності, σ_T , МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість металу шва КСЧ, Дж/см ²
1	Зварне з'єднання, режим № 1 з табл. 5.2, 7 мм/с	876	842	11,3	36,8	29
2	Зварне з'єднання, режим № 2 з табл. 5.2, 11 мм/с	890,7	847,0	10,0	45,9	28
3	Зварне з'єднання, режим № 3 з табл. 5.2, 7 мм/с, попередній підігрів 400 °С	937	868	5,3	19	21
4	Зварне з'єднання, режим № 4 з табл. 5.2, 7 мм/с, попередній підігрів 400 °С, ЛТО 750 °С 10 хв	893	879	12	47	20
5	Зварне з'єднання, режим № 3 з табл. 5.2, 7 мм/с, попередній підігрів 400 °С, відпал 750 °С 1 год	1026,7	985,7	12,0	31,5	26
6	Зварне з'єднання, режим № 2 з табл. 5.2, 11 мм/с, відпал 750 °С 1 год	1023,7	984,9	8,7	30,6	24
7	Основний метал	958	887	12	47	27

($\alpha+\beta$)-структуру з пластинчастою α -фазою завдовжки 1–5 мкм і завтовшки 0,5–1 мкм, підвищує як рівень мікротвердості металу шва на 1000 МПа, так і міцність з'єднань до рівня 105–107 % міцності сплаву після прокату.

6.3. ВПЛИВ ЗМІЦНЮВАЛЬНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19

Міцність псевдо- β титанового сплаву VT19 в деформованому і зміцненому стані може перевищувати 1500 МПа [52]. Тому актуальна задача оцінювання можливості зміцнення зварних з'єднань, виконаних АДЗ та ЕПЗ. Дослідження проводили на зварних з'єднаннях, виконаних ЕПЗ та АДЗ вольфрамовим електродом з наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту, які після зварювання піддавали термічному зміцненню за трьома режимами (табл. 6.5).

Дослідження мікроструктури зварного з'єднання, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту, в стані після загартування і подальшого старіння (режим № 1 з табл. 6.5) показали, що структура основного металу такого зварного з'єднання характеризується наявністю смуг нерекристалізованих і рекристалізованих зерен, ви-

Таблиця 6.5. Режими термічної обробки зварних з'єднань псевдо- β титанового сплаву ВТ19

№ режиму	Тип термічної обробки	Примітка
1	Нагрівання до 760 °С, витримка 1 год, загартування в воду, старіння при температурі 450° 4 год	Нагрівання в печі без захисної атмосфери
2	Регламентований відпал в печі на режимі нагрівання і витримка при температурі 750 °С 1 год; охолодження до 680 °С, витримка 1 год; охолодження до 380 °С, витримка 8 год, охолодження на повітрі; старіння при 450 °С, витримка 4 год, охолодження на повітрі	Те саме
3	Нагрівання до 760 °С, сповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °С/хв	Нагрівання і охолодження у вакуумній печі

тягнутих у напрямку прокату (рис. 6.15, *а*). Деякі границі зерен мають α -облямівку (рис. 6.15, *б*, *в*). Внутрішньозеренна структура дисперсна. Переважають частки розміром 1 мкм і менше, окремі α -пластини мають довжину 2–10 мкм при товщині близько 1 мкм (рис. 6.15, *з*).

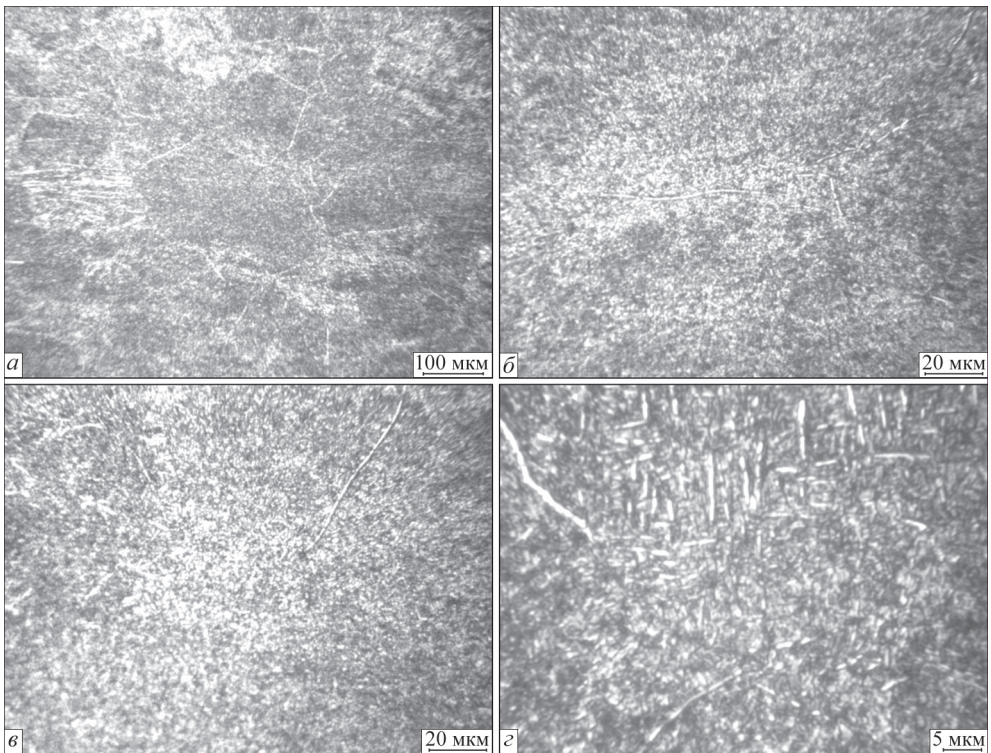


Рис. 6.15. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, після загартування і старіння згідно з режимом № 1 з табл. 6.5

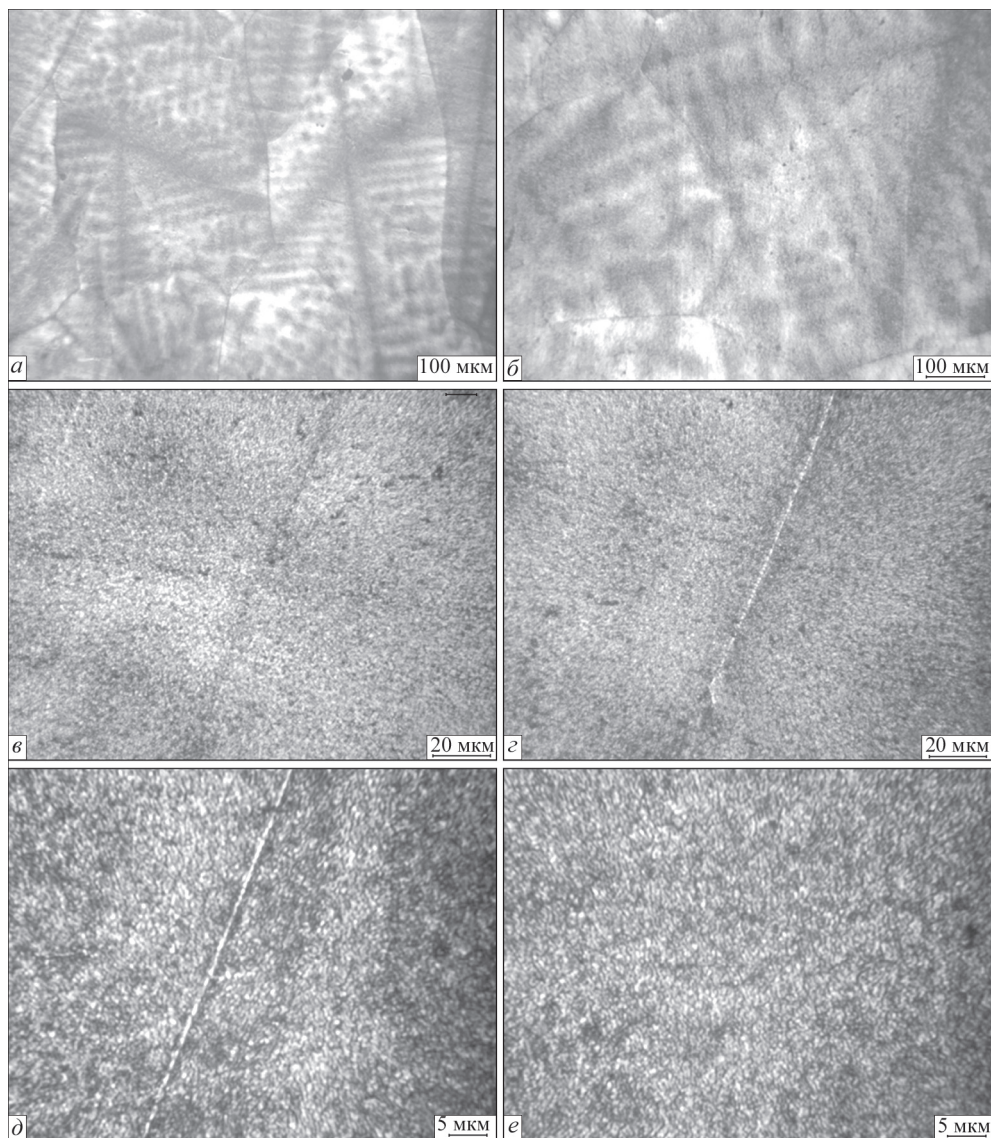


Рис. 6.16. Мікροструктура металу шва зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, після загартування і старіння згідно з режимом № 1 з табл. 6.5

У металі шва титанового сплаву ВТ19 після термічної обробки при дослідженні під мікроскопом при невеликому збільшенні чітко проявляється дендритна структура (рис. 6.16, а, б). Можна спостерігати зв'язок характеру розпаду β -твердого розчину в металі шва з дендритною структурою, обумовленою ліквідацією легуючих елементів. На тлі дендритної структури видно витягнуті в напрямку тепловідводу великі первинні β -зерна і щонайменше рівноосні зерна.

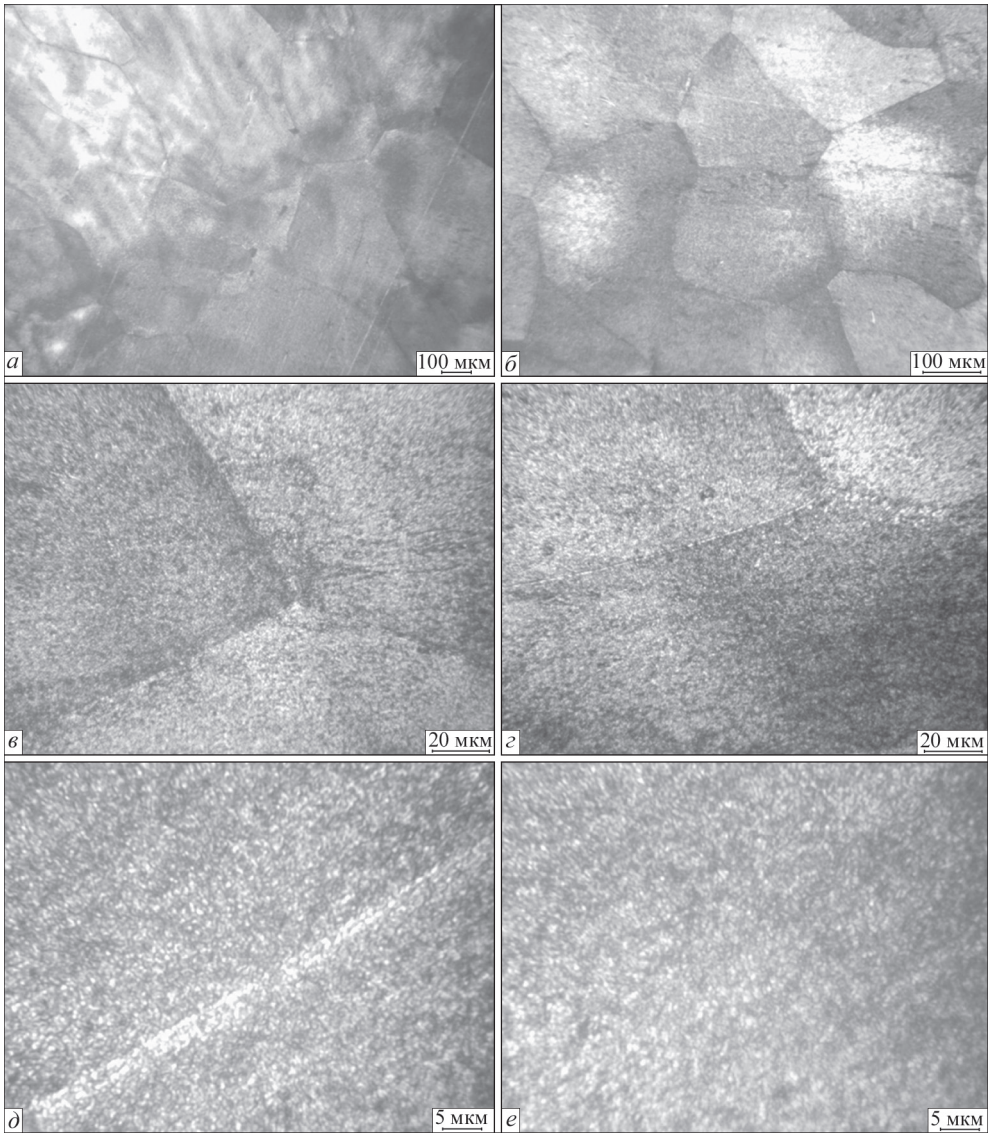


Рис. 6.17. Мікροструктура металу ЗТВ зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, в стані після загартування і старіння відповідно до режиму № 1 з табл. 6.5

Мікροструктура всередині зерен металу шва відрізняється високим ступенем дисперсності й рівномірністю (рис. 6.16, в, з). Частинки α - і β -фаз в переважно мають розмір 1 мкм і менше (рис. 6.16, д, е).

Навколошовна зона металу ЗТВ складається з рівноосних поліедричних зерен (рис. 6.17, а, б) з дрібнодисперсною внутрішньозеренною структурою (рис. 6.17, в, з). Розмір часток ($\alpha+\beta$)-структури становить не більше 1 мкм (рис. 6.17, д, е).

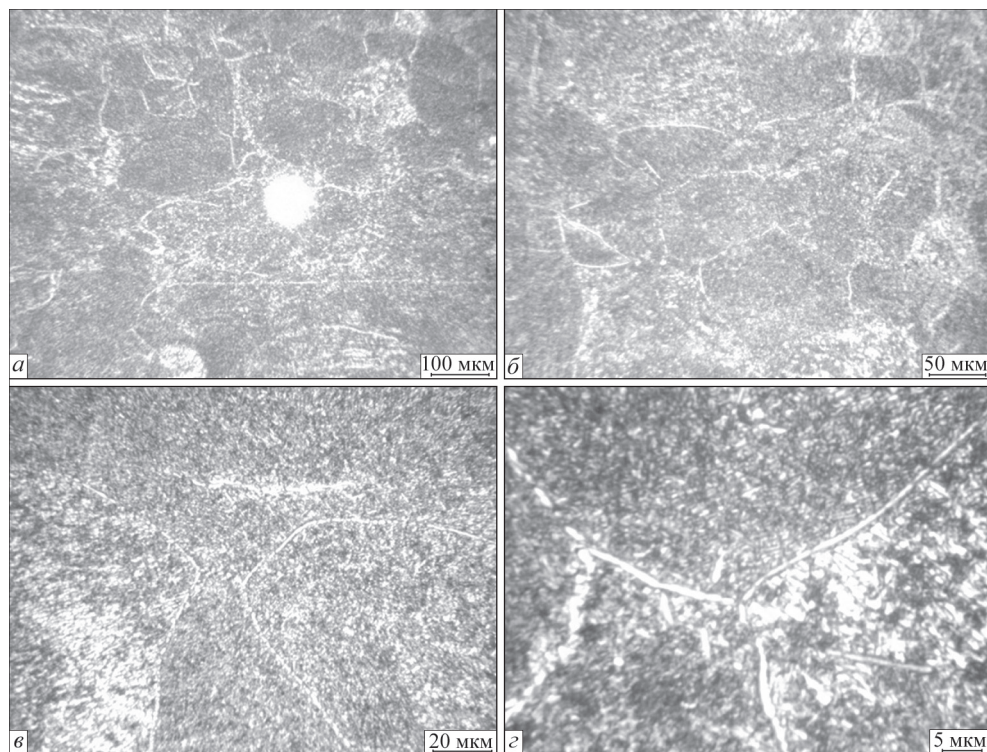


Рис. 6.18. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву VT19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, в стані після ступінчастого відпалу відповідно до режиму № 2 з табл. 6.5

Очевидно, така дисперсна структура після загартування і старіння у всіх ділянках зварного з'єднання VT19 повинна забезпечувати високу міцність.

Мікроструктуру зварного з'єднання, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту, представлено на рис. 6.18, в стані після ступінчастого регламентованого відпалу, режим № 2 з табл. 6.5.

Як зазначалося вище, структура прокату завтовшки 6 мм зі сплаву VT19 неоднорідна за товщиною, має місце смугастість, що виявляється в чергуванні смуг з рекристалізованою і нерекристалізованою структурами, витягнутих у напрямку прокату (рис. 6.18, *a, б*). На деяких шліфах структура основного металу повністю рекристалізована. Смугаста структура основного металу зварного з'єднання VT19 в стані після ступінчастого відпалу зберігається.

В основному металі зустрічаються також β -плями (рис. 6.18, *a*), що, очевидно, пов'язано з підвищеною концентрацією β -стабілізаторів у деяких локальних ділянках основного металу. У таких місцях стабілізується β -фаза і навіть після термічної обробки, що складається з відпалу і старіння. В цих зонах не відбувається розпаду β -фази на відміну від решти металу. В межах первинних β -зерен спостерігається виділення дисперсних частинок β - і α -фази (рис. 6.18,

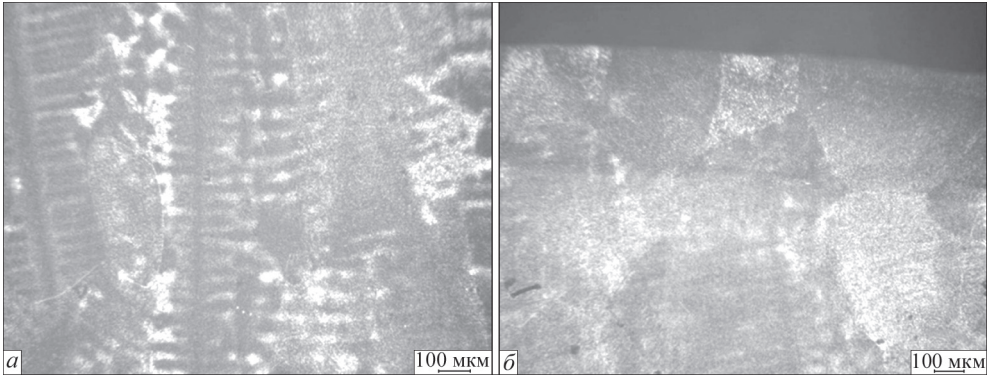


Рис. 6.19. Мікроструктура поверхневих ділянок металу шва зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, в стані після ступінчастого відпалу відповідно до режиму № 2 з табл. 6.5

в, з). Розмір більшості дисперсних частинок становить 1 мкм і менше, деякі частинки α -фази досягають 3–5 мкм при товщині близько 1 мкм. Границі зерен потовщені, ширина α -облямівки становить 1–2 мкм.

Мікроструктуру металу шва цього зварного з'єднання сплаву ВТ19 в стані після ступінчастого відпалу представлено на рис. 6.19. Метал шва переважно складається з великих витягнутих у напрямку тепловідводу, майже вертикальних зерен з дендритною структурою (рис. 6.19, а, 6.20, а). На верхній поверхні металу шва утворився шар дрібних рівноосних зерен завтовшки в 1–2 зерна (рис. 6.19, б). Розмір цих зерен становить 100–250 мкм.

Видно зв'язок фазового складу металу шва після термічної обробки з його дендритною структурою (рис. 6.20, а, б), що пов'язано з локалізацією α - і β -стабілізаторів у різних ділянках дендритної структури при охолодженні металу шва після зварювання. Так, по осях дендритів локалізуються β -стабілізуючі легуючі елементи (темні ділянки на рис. 6.20, а, б), а в міждендритних проміжках — α -стабілізуючі легуючі елементи (світлі ділянки). Після старіння в міждендритних проміжках відбувається виділення більшої кількості α -фази і її частки тут більше, ніж по осях дендритів.

Після термічної обробки, що складається із ступінчастого відпалу і подальшого старіння, зафіксована після зварювання β -фаза розпадається з виділенням дисперсних α - і β -частинок. Уздовж границь зерен наявна α -облямівка завтовшки до 2 мкм (рис. 6.20, в, з). Розпад β -твердого розчину відбувається нерівномірно і неоднорідно, що пов'язано з дифузиею легуючих елементів при зварюванні та різною їхньою концентрацією в різних ділянках дендритної структури металу шва (рис. 6.20, а–з). Поряд з ділянками, де в результаті розпаду β -фази утворилася дуже дисперсна структура, що складається з частинок β - і α -фази розміром в 1 мкм і менше (рис. 6.20, з), наявні ділянки, де розмір α -пластин сягає 2–7 мкм (рис. 6.20, д, е) при товщині до 1,5 мкм.

Мікроструктуру металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19 в стані після ступінчастого відпалу представлено на рис. 6.21. Навколошовна частина металу ЗТВ, яку піддавали при зварюванні нагріванню до температур, вищих за $T_{п.п}$, складається з рівноосних поліедричних β -зерен (рис. 6.21, *a, б*), які після термічної обробки зазнали розпаду з утворенням дисперсної ($\alpha+\beta$)-структури

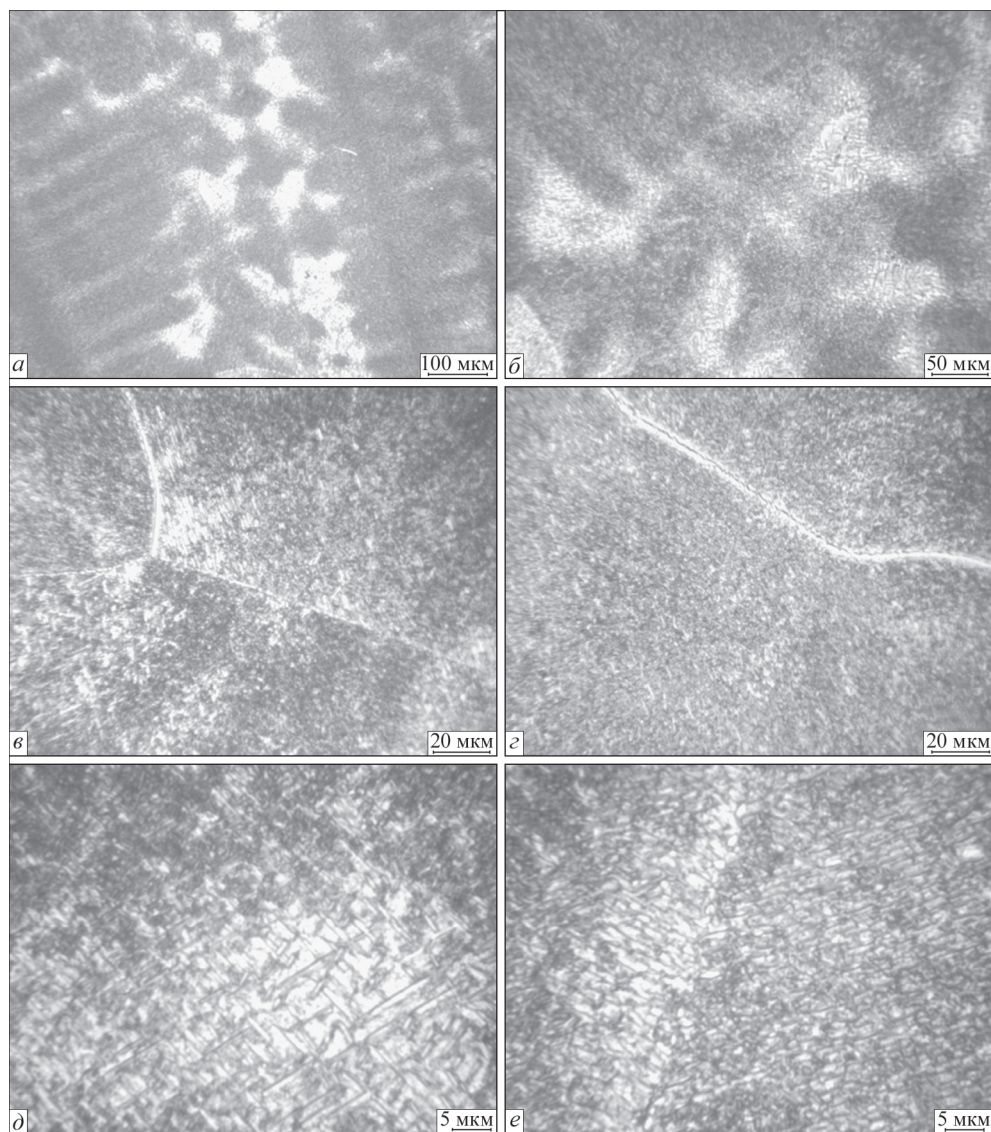


Рис. 6.20. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, в стані після ступінчастого відпалу відповідно до режиму № 2 з табл. 6.5

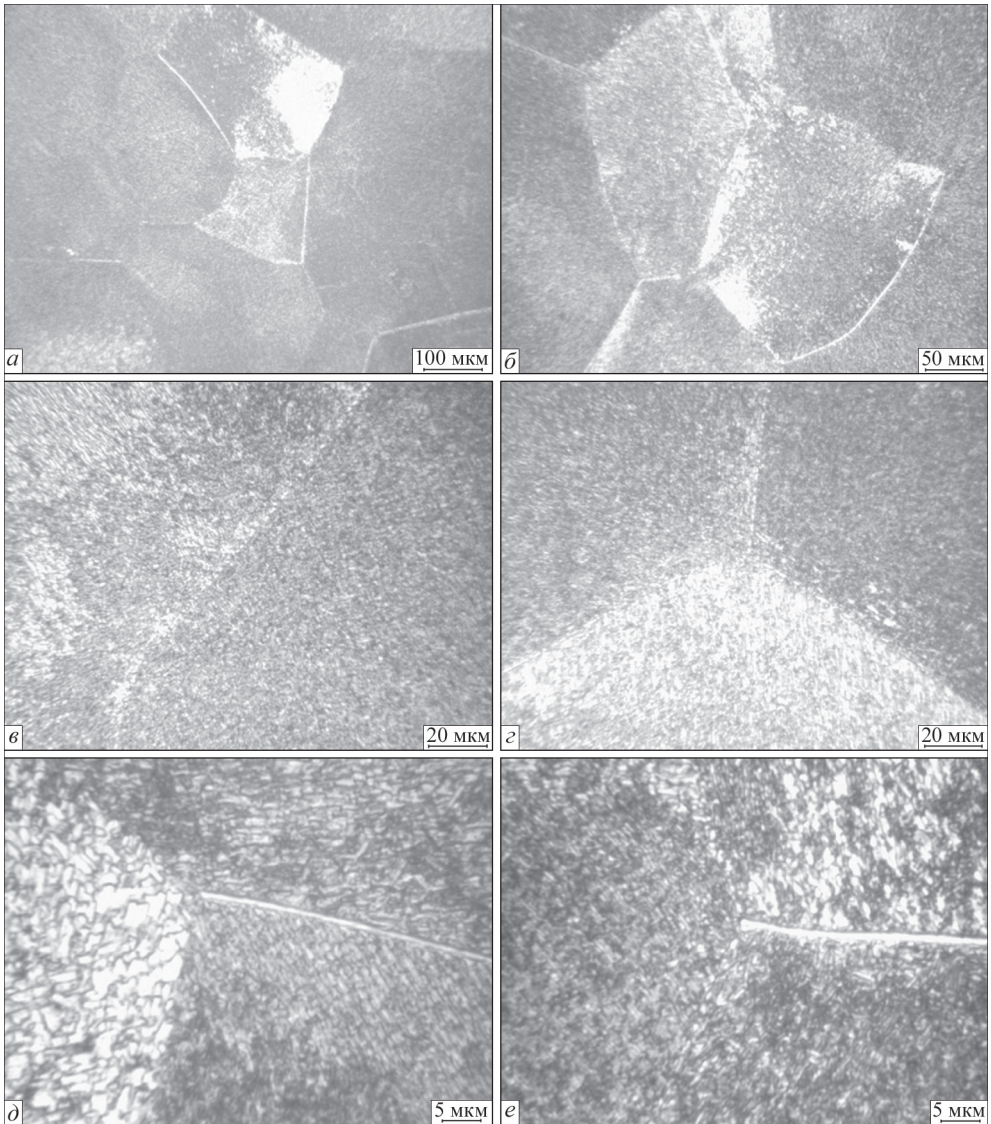


Рис. 6.21. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання псевдо- β титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, в стані після ступінчастого відпалу на режимі № 2 з табл. 6.5

(рис. 6.21, в, з). Розмір α -пластин становить 1–4 мкм (рис. 6.21, д, е). Деякі граніці зерен мають α -облямівку завширшки 1–1,5 мкм.

Дослідження мікроструктури зварного з'єднання, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту, що представлені в стані після відпалу і подальшого сповільненого охолодження (режим № 3 з табл. 6.5), показали, що мікроструктура основного металу

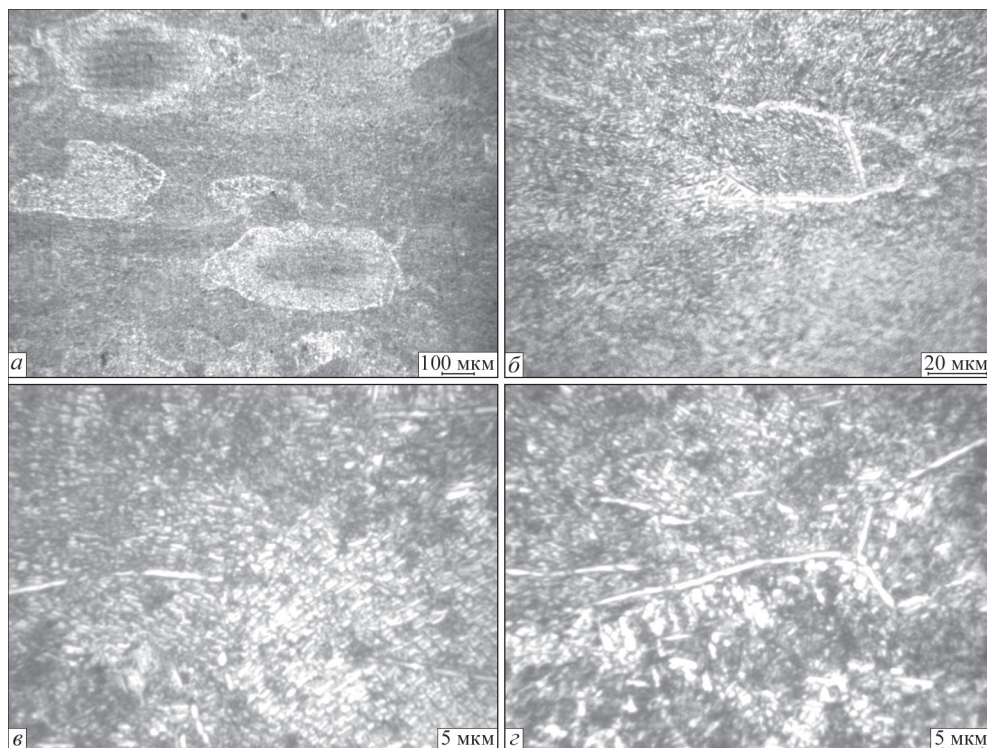


Рис. 6.22. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання титанового сплаву BT19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, в стані після відпалу зі сповільненим охолодженням на режимі № 3 з табл. 6.5

цього зварного з'єднання (рис. 6.22, *a*) має смугасту структуру, яка складається з чергуючих за товщиною смуг з нерекристалізованою структурою і смуг з частково рекристалізованою структурою, яка являє собою поодинокі рекристалізовані зерна або їхні ланцюжки на фоні нерекристалізованої структури.

На границях деяких зерен наявна α -облямівка (рис. 6.22, *a*, *г*) завширшки 1–1,5 мкм. Поряд з дрібнодисперсними продуктами розпаду розміром 1 мкм і менше, в структурі наявні α -пластини розміром 2–7 мкм (рис. 6.22, *в*, *д*) завтовшки до 1 мкм.

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання сплаву BT19, виконано-го АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, в стані після відпалу з подальшим сповільненим охолодженням зі швидкістю 1 °С/хв на режимі № 3 з табл. 6.5, представлено на рис. 6.23. Незважаючи на інтенсивний розпад β -твердого розчину спостерігається дендритна структура металу шва (рис. 6.23, *a*, *б*). Границі деяких зерен мають α -облямівку завширшки до 1 мкм (рис. 6.23, *в*, *г*). Усередині зерна розпад β -фази після термічної обробки привів до утворення як дрібнодисперсних частинок розміром 1 мкм і менше, так і пластинчастої α -фази розміром 2–7 мкм (рис. 6.23, *д*, *е*) і завтовшки близько 1 мкм.

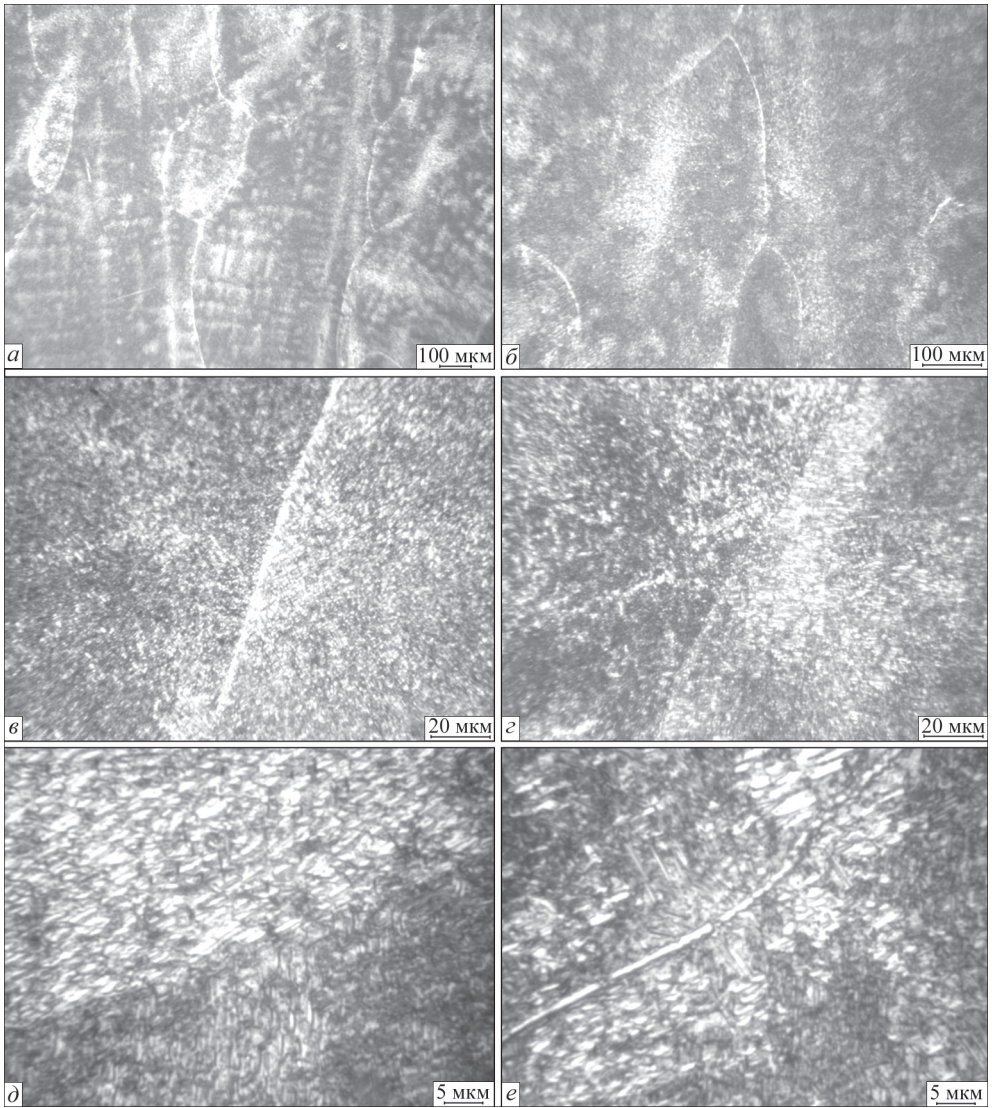


Рис. 6.23. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву VT19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, в стані після відпалу зі сповільненим охолодженням на режимі № 3 з табл. 6.5

Мікроструктуру металу ділянки ЗТВ, що нагрівається до температури вище $T_{п.п}$, представлено на рис. 6.24. На рис. 6.24, *a* показано перехід від металу шва до металу ЗТВ (шов — в правому верхньому куті, ЗТВ — в лівому нижньому). Метал цієї ділянки ЗТВ складається з рівноосних поліедричних β -зерен, що утворилися в результаті дії температур вище $T_{п.п}$ при зварюванні та зазнали розпаду з виникненням $(\alpha+\beta)$ -структури в результаті дії термічної обробки (рис. 6.24, *б, в*).

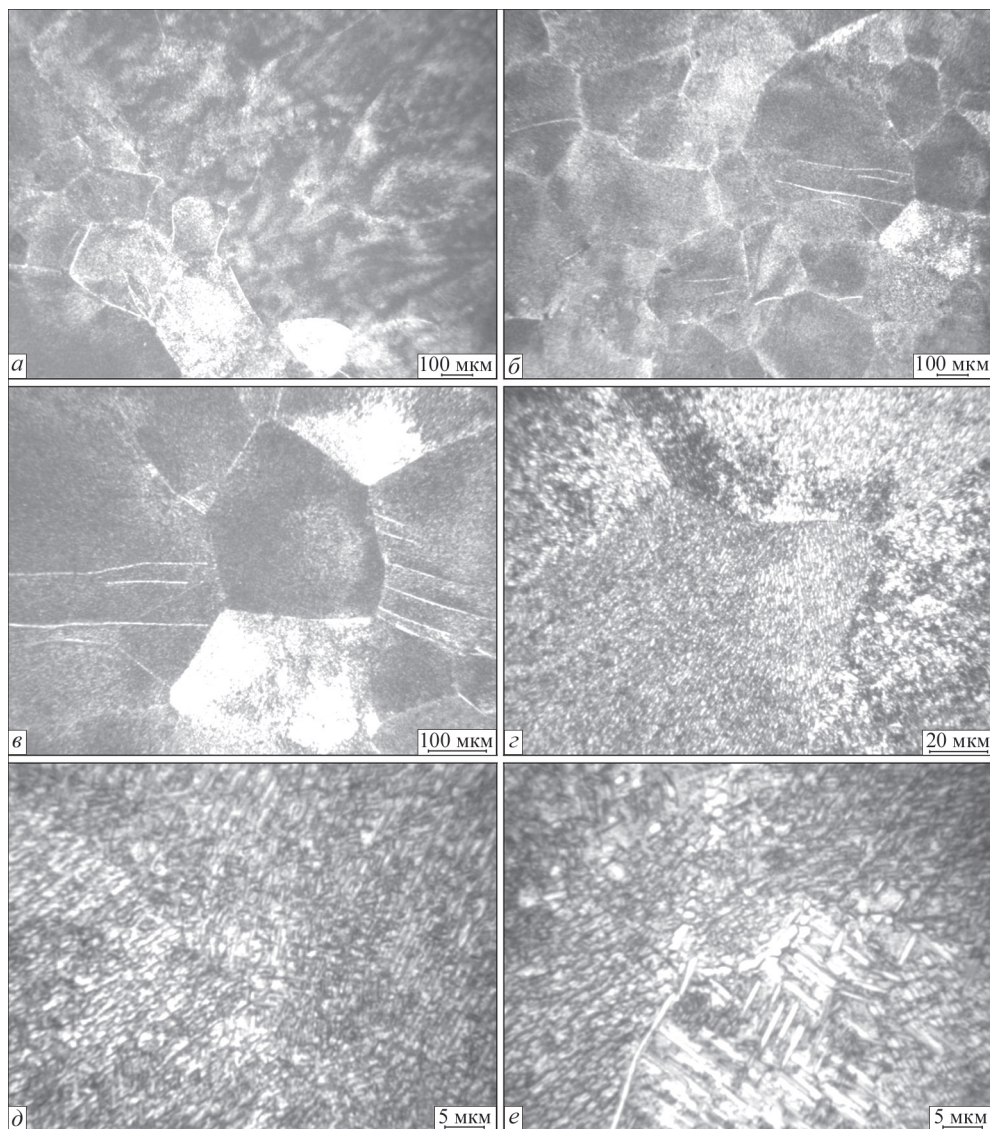


Рис. 6.24. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням, в стані після відпалу зі сповільненим охолодженням на режимі № 3 з табл. 6.5

На міжзеренних границях окремих зерен видно α -облямівку (рис. 6.24, в). Внутрішньозеренна структура характеризується наявністю як дрібнодисперсних виділень розміром до 1 мкм, так і пластинчастої α -фази розміром до 7 мкм (рис. 6.24, г, д), причому переважають пластини завдовжки 2–4 мкм і завтовшки близько 1 мкм (рис. 6.24, е).

Таблиця 6.6. Механічні властивості зварних з'єднань титанового псевдо- β сплаву ВТ19, виконаних АДЗ, в стані після зміцнювальної термічної обробки

№ режиму	Тип термічної обробки	Межа міцності σ_B , МПа	Межа плинності σ_T , МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість, KCV , Дж/см ²
1	Загартування в воду і старіння 450 °С	1273	–	–	–	11
2	Регламентований ступінчастий відпал 750 °С, 680 °С, 380 °С, старіння 450 °С	1074	1040	7,3	14,0	19,3
3	Сповільнене охолодження зі швидкістю 1 °С/хв	1033	1005	6,0	12,9	23,9

Таким чином, можна зробити висновок, що в результаті сповільненого охолодження від температури відпалу в зварному з'єднанні титанового сплаву ВТ19 утворилися більш різноманітні за розмірами α -частинки, ніж в зварних з'єднаннях сплаву ВТ19, підданих загартуванню зі старінням або регламентованому ступінчастому відпалу.

Отже, після гартування і подальшого старіння в зварному з'єднанні титанового псевдо- β сплаву ВТ19 формується структура металу шва і ЗТВ з найбільшим ступенем дисперсності та рівномірності, частинки α - і β -фаз переважно мають розмір 1 мкм, що забезпечує високу міцність з'єднань.

В результаті ступінчастого відпалу, а також після сповільненого охолодження в металі шва сформувалася нерівномірна структура, що містить більш різноманітні за розмірами елементи і складається як з частинок β - і α -фази розміром в 1 мкм і менше, так і α -пластин завдовжки 2–7 мкм.

Дослідження механічних властивостей зварних з'єднань титанового псевдо- β сплаву ВТ19, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням без присадного дроту, які були піддані таким видам термічного зміцнення як гартування у воді зі старінням, регламентованому ступінчастому відпалу, сповільненому охолодженню з регламентованою швидкістю 1 °С/хв, дозволило зробити висновок, що найвищі значення міцності в стані після термічної обробки 1273 МПа мають з'єднання, піддані загартуванню в воду з подальшим старінням (табл. 6.6). Найменші значення міцності мають з'єднання, піддані сповільненому охолодженню зі швидкістю 1 °С/хв, які становлять 1033 МПа, що знаходиться на рівні міцності зварних з'єднань, виконаних з присадним дротом ВТ1-00св і підданих відпалу після зварювання (1011 МПа).

Таким чином, дослідження властивостей зварних з'єднань сплаву ВТ19, виконаних АДЗ і підданих трьома видами зміцнювальної термічної обробки, дозволило зробити висновок, що найбільший ефект зміцнення має гартування в воду з подальшим старінням, що дозволяє підвищити рівень міцності з'єднань з 981 МПа

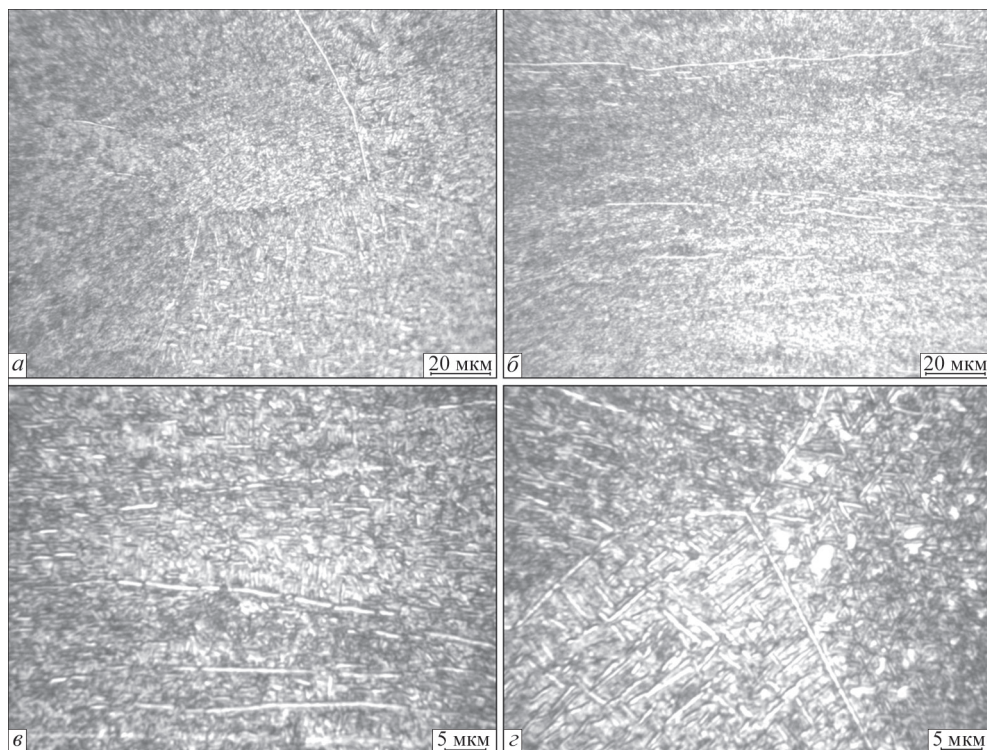


Рис. 6.25. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання титанового сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, в стані після гартування і подальшого старіння відповідно до режиму № 1 з табл. 6.5

в стані після відпалу до 1273 МПа в стані після гартування в воду з наступним старінням. Зміцнювальна термічна обробка без перенесення в охолоджувальне середовище дозволяє підвищити міцність з'єднань до рівня 1030–1070 МПа.

З метою дослідження впливу зміцнювальної термічної обробки на структуру і властивості титанового сплаву ВТ19 зварні з'єднання, отримані методом ЕПЗ, піддавали трьом видам термообробки (див. табл. 6.5).

Мікроструктуру зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ на режимі № 1 з табл. 5.2, в стані після гартування і подальшого старіння на режимі № 1 з табл. 6.5, представлено на рис. 6.25. Дослідження мікроструктури зварних з'єднань показали, що основний метал має нерівномірну за товщиною смугасту структуру, що складається з витягнутих зерен в напрямку прокату, що чергуються за товщиною смуг з рекристалізованою (рис. 6.25, а, г) і нерекристалізованою (рис. 6.25, б, в) структурою. На деяких границях зерен наявна α -облямівка. Більшість елементів структури дрібнодисперсні, їхній розмір становить 1–1,5 мкм і менше, хоча в окремих зернах зустрічаються α -пластини завдовжки 2–7 мкм, завтовшки 1 мкм.

Мікроструктуру металу шва представлено на рис. 6.26. Внутрішньозере-нна структура металу шва дрібнодисперсна, розмір продуктів розпаду найчас-

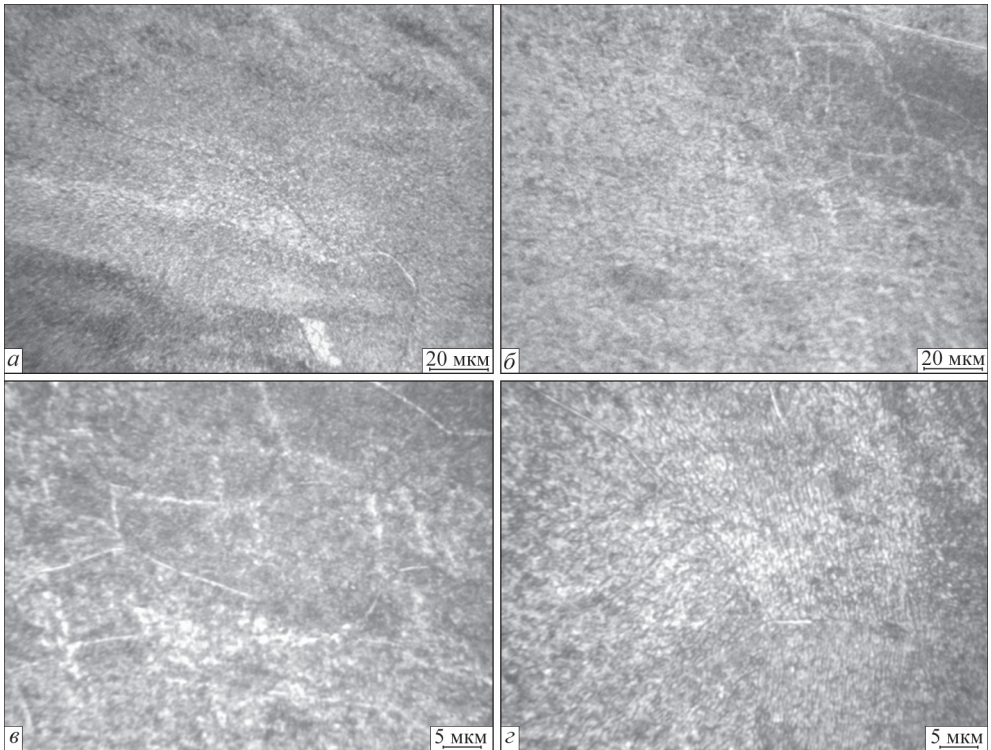


Рис. 6.26. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, в стані після гартування і подальшого старіння відповідно до режиму № 1 з табл. 6.5

тіше не перевищує 1 мкм (рис. 6.26, в). В окремих зернах (рис. 6.26, г) видно пластини завдовжки до 2–3 мкм. В окремих зернах металу шва має місце субструктура (рис. 6.26, б, в).

Метал ЗТВ в навколошовній зоні складається з рівноосних поліедричних зерен. Мікроструктуру металу ЗТВ представлено на рис. 6.27. Після термічної обробки, що складається з гартування і старіння, в ЗТВ цього зварного з'єднання утворюються дрібнодисперсні продукти розпаду, розмір яких переважно становить 1–1,5 мкм і менше, в деяких зернах (рис. 6.27, г) окремі частинки досягають 2–3 мкм. Дрібнодисперсна структура у всіх зонах зварного з'єднання сплаву ВТ19 повинна забезпечувати йому високу міцність.

Мікроструктуру основного металу зварного з'єднання сплаву ВТ19 в стані після зміцнювальної термообробки, яка включає ступінчастий регламентований відпал і старіння відповідно до режиму № 2 з табл. 6.5, наведено на рис. 6.28.

Метал шва, виконаного ЕПЗ, складається з витягнутих в напрямку тепловідводу рівноосних зерен, розташованих уздовж осі шва (рис. 6.29, а).

Слід зауважити, що дендритна структура металу шва після термічної обробки майже не виявлялася тому, що охолодження металу шва малого обсягу

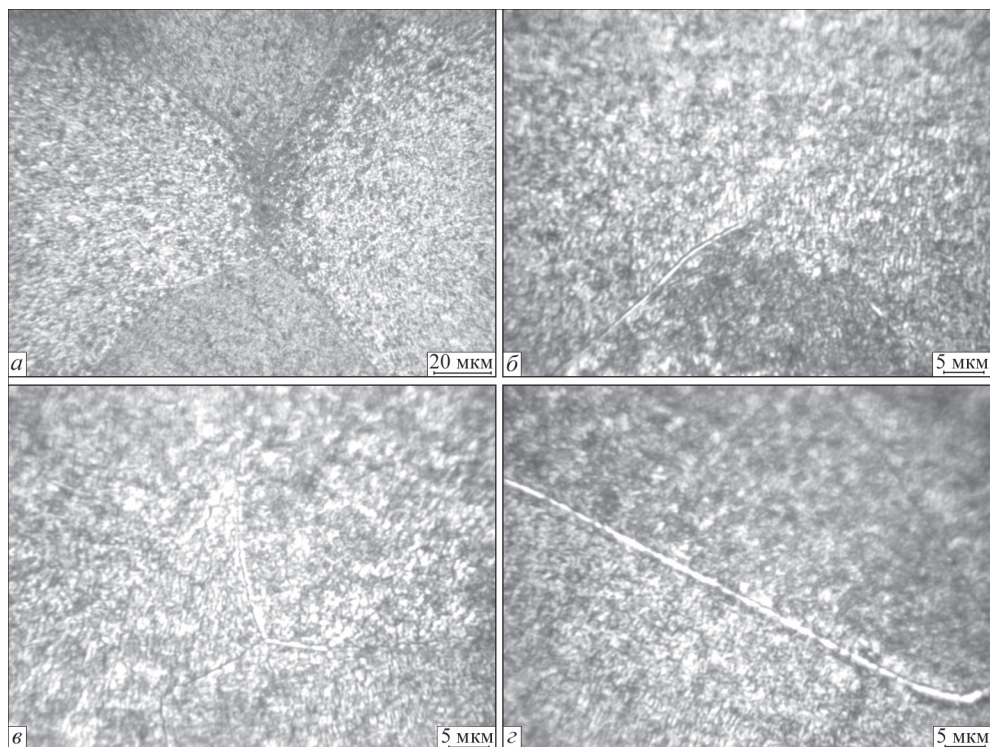


Рис. 6.27. Мікροструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, в стані після гартування і подальшого старіння відповідно до режиму № 1 з табл. 6.5

відбувалося так швидко, що дифузійні процеси не знайшли такого розвитку, як при АДЗ.

Внутрішньозеренна структура металу шва, виконаного ЕПЗ (рис. 6.29, б, г), ідентична внутрішньозеренній структурі металу шва, виконаного АДС, у

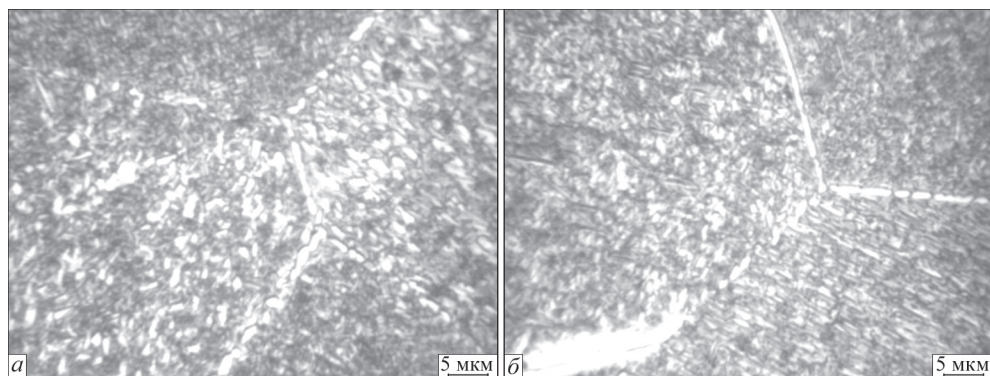


Рис. 6.28. Мікροструктура основного металу зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, в стані після ступінчастого відпалу відповідно до режиму № 2 з табл. 6.5

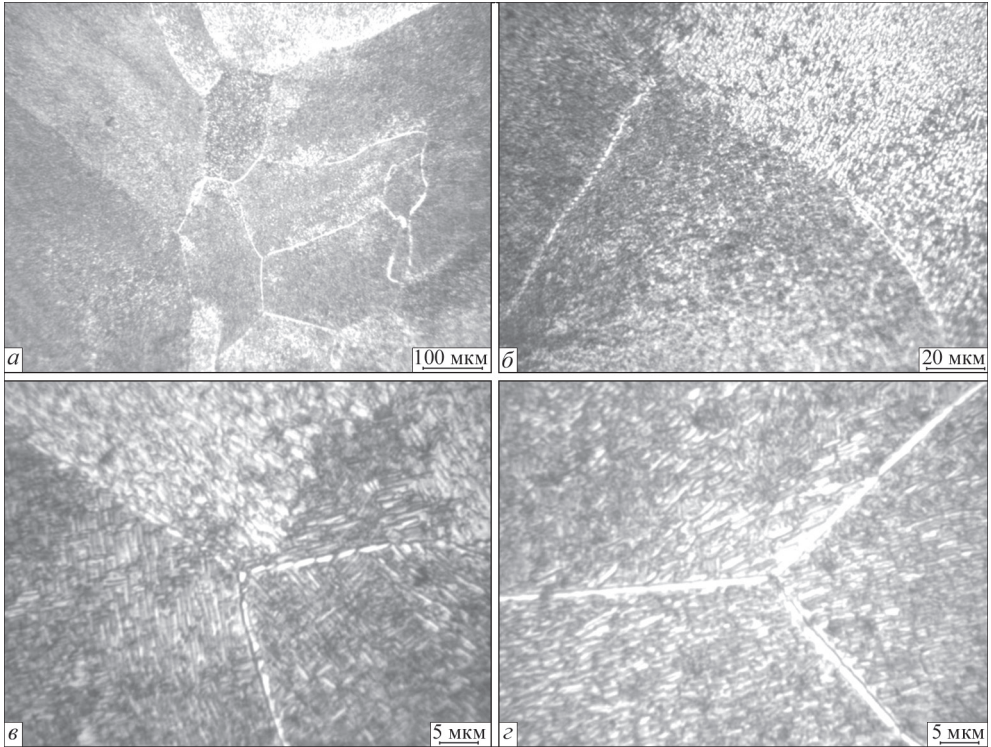


Рис. 6.29. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, в стані після ступінчастого відпалу відповідно до режиму № 2 з табл. 6.5

випадку термічної обробки на одному і тому ж режимі. Розмір α -пластин в металі шва, виконаного ЕПЗ, становить 1–6 мкм при товщині до 1 мкм, на границях зерен наявна α -облямівка.

Слід зазначити, що метал ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, має меншу ширину, ніж після АДЗ. Ділянка металу ЗТВ, де нагрівання відбувалось до температур вище $T_{\text{пп}}$, складається з рівноосних поліедричних зерен (рис. 6.30, а).

Деякі границі зерен декоровані α -облямівкою (рис. 6.30, в) завширшки 1–1,5 мкм. Пластини α -фази всередині зерна мають довжину 1–4 мкм при товщині до 1,5 мкм. На рис. 6.30, г видно перехід від ділянки ЗТВ, де нагрівання відбувалось до температур вище $T_{\text{пп}}$ з рівноосними зернами (праворуч) до ділянки ЗТВ, де метал нагрівався до температур нижче $T_{\text{пп}}$ і видно не перекристалізовані зерна, витягнуті в напрямку прокату (ліворуч), характерні для основного металу.

Мікроструктуру основного металу зварного з'єднання сплаву ВТ19 в стані після зміцнювальної термообробки відповідно до режиму № 3 з табл. 6.5 (сповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °С/хв) показано на рис. 6.31. В основному металі зварного з'єднання сплаву ВТ19 так само, як і на інших зварних з'єднаннях сплаву ВТ19, має місце смугастість (рис. 6.31, б). На

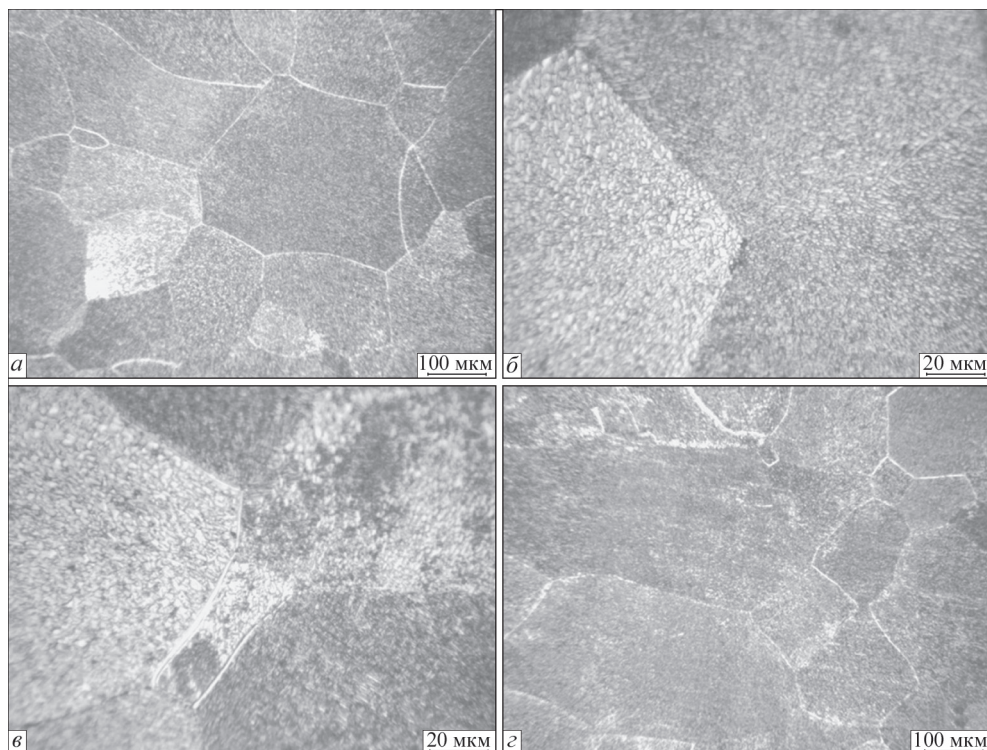


Рис. 6.30. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, в стані після ступінчастого відпалу відповідно до режиму № 2 з табл. 6.5

рис. 6.31, *a* зображено ділянки смуги в основному металі з повністю рекристалізованою структурою, на рис. 6.31, *б* — рекристалізовані дрібні зерна (знизу) і нерекристалізовані, витягнуті в напрямку прокату, великі зерна (вгорі). Граніці зерен мають α -облямівку (рис. 6.31, *в*, *г*) завширшки 1–1,5 мкм. Усередині зерен наявні дрібнодисперсні частинки (до 1 мкм) ($\alpha + \beta$)-суміші, а також пластинчаста α -фаза розміром 2–5 мкм, в проміжках якої знаходиться β -фаза.

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання ВТ19 представлено на рис. 6.32. На рис. 6.32, *a* показана верхня частина шва, а на рис. 6.32, *б* — середня частина шва за висотою. У верхній частині шва, виконаного ЕПЗ, зрощення кристалітів відбувається по осі шва, в середній і кореневій частинах уздовж осі ростуть рівноосні або витягнуті зерна. Термічна обробка викликає в металі шва розпад β -фази з виділенням α - і β -частинок різних розмірів. Поряд з дрібнодисперсними продуктами розпаду розміром менше 1 мкм, на тлі β -матриці спостерігаються α -пластини завдовжки 2–5 мкм, завтовшки менше 1 мкм, які переважають в структурі (рис. 6.32, *г*). На границях деяких зерен має місце α -облямівка завширшки близько 1 мкм (рис. 6.32 *в*, *г*).

Мікроструктуру навколошовної зони металу ЗТВ представлено на рис. 6.33. Метал навколошовної зони складається з рівноосних полідричних зе-

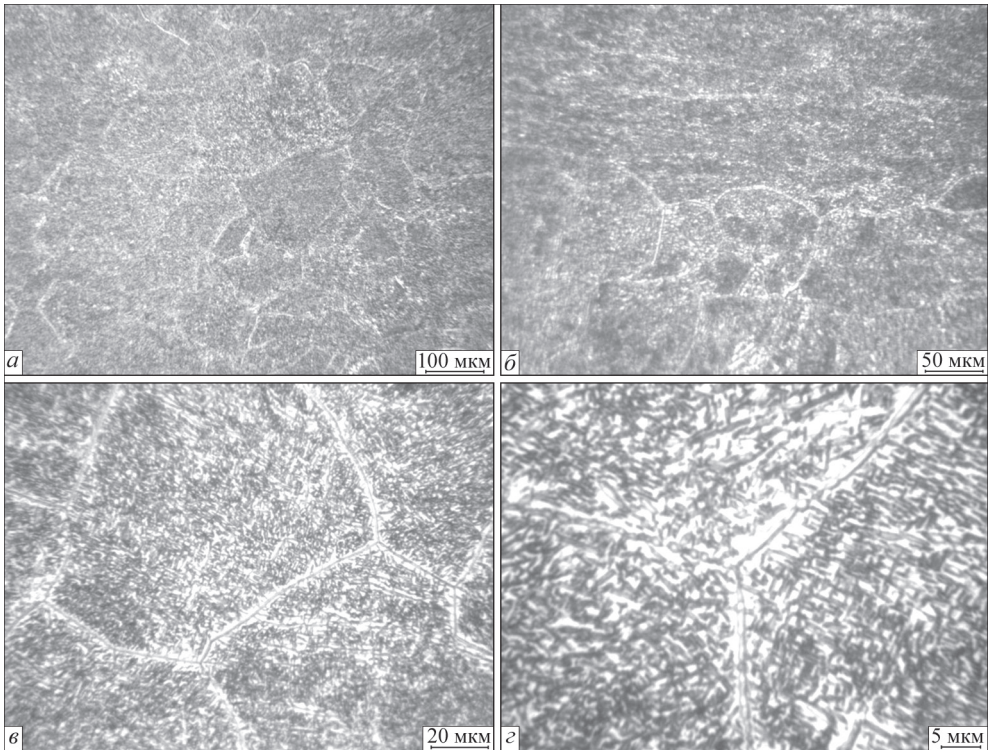


Рис. 6.31. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, в стані після сповільненого охолодження з регламентованою швидкістю $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ відповідно до режиму № 3 з табл. 6.5

рен (рис. 6.33, *a, v*), на границях яких має місце α -облямівка завширшки близько $1\text{ }\mu\text{m}$ (рис. 6.33, *б*).

Внутрішньозернна структура металу навколошовної зони після регламентованого відпалу являє собою суміш часток α - і β -фази. Наявні дрібнодисперсні частинки розміром близько $1\text{ }\mu\text{m}$ і менші (рис. 6.33, *з*), а також пластинчасті α -частинки завдовжки $2\text{--}4\text{ }\mu\text{m}$ і завтовшки $1\text{--}1,5\text{ }\mu\text{m}$ на тлі β -матриці.

Таким чином, ступінчастий відпал призводить до формування в структурі металу шва і ЗТВ зварного з'єднання більш великих елементів, так розмір α -пластин в металі шва становить $1\text{--}6\text{ }\mu\text{m}$ при товщині до $1\text{ }\mu\text{m}$, в металі ЗТВ пластини α -фази всередині зерна мають довжину $1\text{--}4\text{ }\mu\text{m}$ при товщині до $1,5\text{ }\mu\text{m}$.

Сповільнене охолодження з регламентованою швидкістю $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ викликає в металі шва розпад β -фази з виділенням α - і β -частинок різних розмірів. Поряд з дисперсними продуктами розпаду розміром менше $1\text{ }\mu\text{m}$ на тлі β -матриці спостерігаються α -пластини завдовжки $2\text{--}5\text{ }\mu\text{m}$. У металі ЗТВ також має місце розмаїтість структурних складових, в ЗТВ на тлі β -матриці наявні дрібнодисперсні частинки розміром до $1\text{ }\mu\text{m}$, а також пластинчасті α -частинки завдовжки $2\text{--}4\text{ }\mu\text{m}$

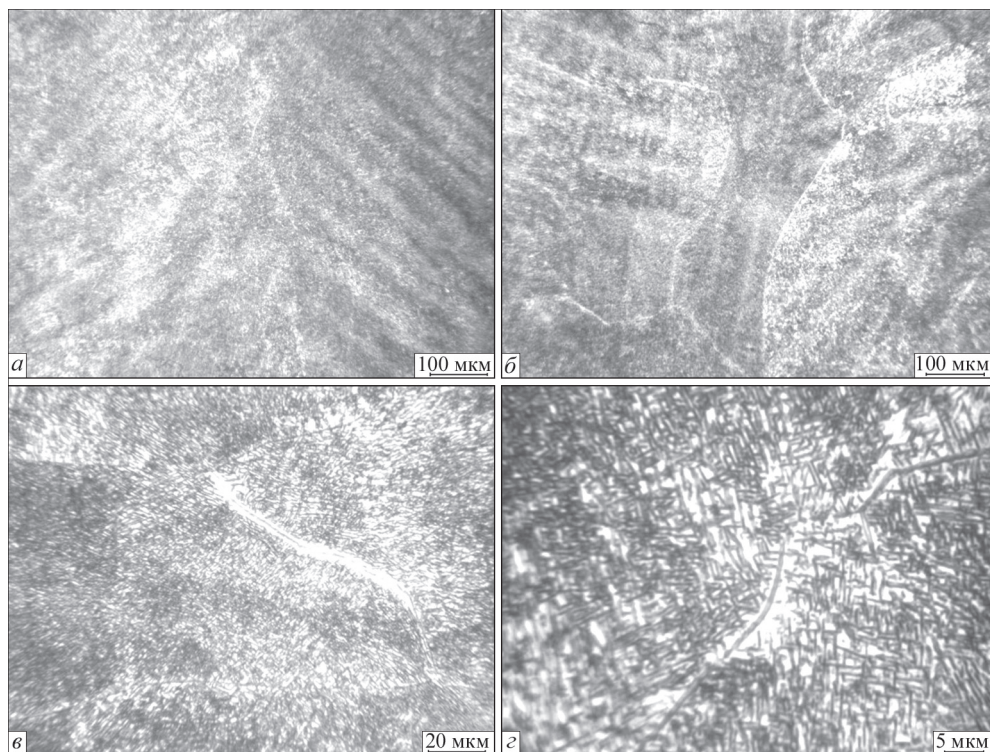


Рис. 6.32. Мікροструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, в стані після сповільненого охолодження з регламентованою швидкістю 1 °С/хв відповідно до режиму № 3 з табл. 6.5

і завтовшки 1–1,5 мкм. Це супроводжується збільшенням міцності зварного з'єднання при високих показниках пластичності та ударної в'язкості.

Таблиця 6.7. Механічні властивості зварних з'єднань титанового псевдо-β сплаву ВТ19, виконані ЕПЗ, в стані після зміцнювальної термообробки

№ режиму	Тип термічної обробки	Межа міцності σ_b , МПа	Межа плинності σ_T , МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість KCV , Дж/см ²
1	Загартування в воду і старіння 450 °С	1285	1234	4,7	20,6	23
2	Регламентований ступінчастий відпал 750 °С, 680 °С, 380 °С, старіння 450 °С	1047	985	6,0	25,4	28
3	Сповільнене охолодження зі швидкістю 1 °С/хв	1068	1012	11,3	36	22,5

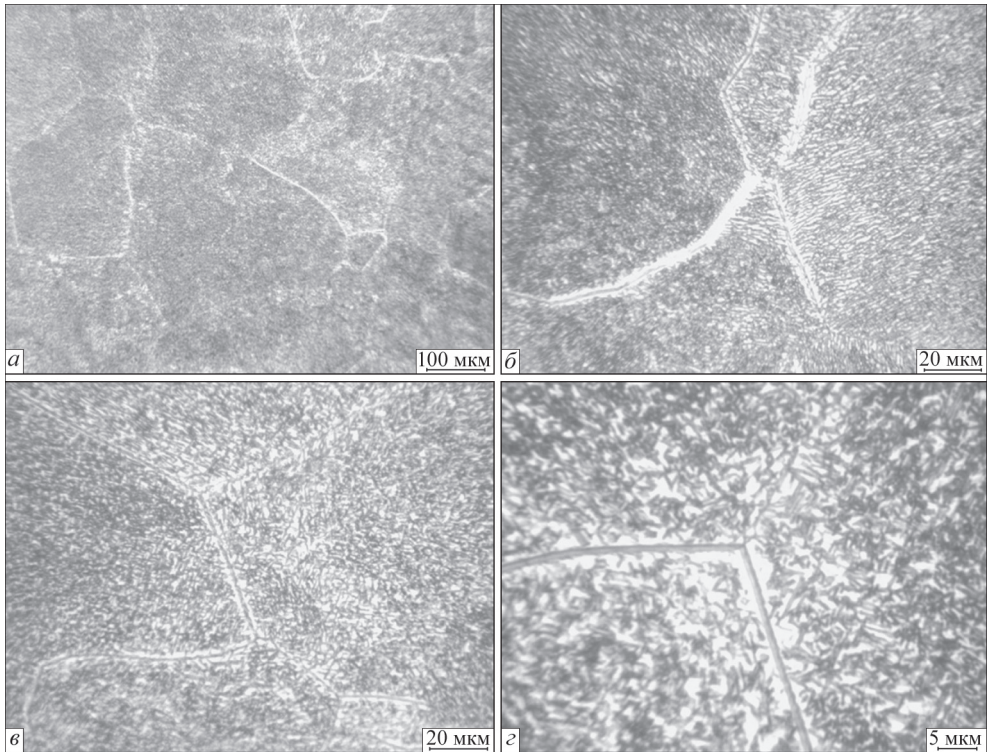


Рис. 6.33. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, в стані після сповільненого охолодження з регламентованою швидкістю $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ відповідно до режиму № 3 з табл. 6.5

Вивчення механічних властивостей зварних з'єднань титанового псевдо- β сплаву ВТ19, виконаних ЕПЗ, які були піддані таким видам термічного зміцнення, як гартування в воду зі старінням, регламентованому ступінчастому відпалу, сповільненому охолодженню з регламентованою швидкістю $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{хв}$, показало, що найвищі значення міцності мають з'єднання, піддані загартуванню в воду з подальшим старінням (табл. 6.7) і становлять 1285 МПа.

Найменші значення міцності мають з'єднання, піддані регламентованому ступінчастому відпалу і становлять 1047 МПа. Міцність зварних з'єднань, виконаних ЕПЗ після регламентованого відпалу і сповільненого охолодження, знаходиться на рівні міцності з'єднань в стані після пічного відпалу при температурі $750\text{ }^{\circ}\text{C}$. Це дозволяє зробити висновок, що дані види зміцнювальної термічної обробки неефективні для зварних з'єднань титанового псевдо- β сплаву ВТ19.

Таким чином, в результаті загартування і подальшого старіння в зварних з'єднаннях сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, формується найбільш дрібнодисперсна внутрішньозеренна структура металу шва, в якій розмір продуктів розпаду найчастіше не перевищує 1 мкм. В металі ЗТВ розмір продуктів розпаду становить 1–1,5 мкм. Дрібнодисперсна структура у всіх зонах зварного з'єднання

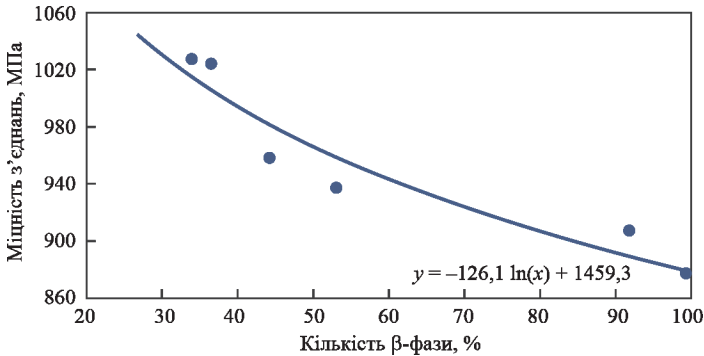


Рис. 6.34. Залежність міцності з'єднань, виконаних ЕПЗ, від кількості β-фази в металі шва титанового сплаву VT19

сплаву VT19 забезпечує йому високу міцність, яка досягає 1285 МПа, при високих показниках ударної в'язкості $KCV = 23$ Дж/см².

Необхідно відзначити, що для зварних з'єднань титанового псевдо-β сплаву VT19 ефективною зміцнювальною термообробкою є гартування в воду з наступним старінням, що забезпечує міцність з'єднань на рівні 130 % міцності сплаву в стані після прокату.

Дослідження мікроструктури з'єднань і їхнє зіставлення з результатами механічних властивостей з'єднань дозволили встановити залежність міцності з'єднань від кількості β-фази в металі шва титанового сплаву VT19 (рис. 6.34) такого виду:

$$\sigma_b = 1460 - 126 \cdot \ln(\beta, \%), \text{ МПа.}$$

Таким чином, за результатами проведених досліджень встановлено, що в результаті впливу зміцнювальної термічної обробки — гартування у воду і подальше старіння — в зварних з'єднаннях титанового псевдо-β сплаву VT19 формується структура металу шва і ЗТВ з найбільшим ступенем дисперсності і рівномірності, частинки α- і β-фаз переважно мають розмір 1 мкм, що забезпечує високу міцність з'єднань з показниками тимчасового опору розриву зварних з'єднань на рівні $\sigma_b = 1270 \div 1285$ МПа.

Дослідження структурно-фазового складу металу зварних з'єднань та механічних властивостей цих з'єднань дозволили встановити залежність міцності з'єднань титанового псевдо-β сплаву VT19, виконаних ЕПЗ, від кількості β-фази в металі шва виду $\sigma_b = 1460 - 126 \cdot \ln(\beta, \%)$, згідно з якою мінімальні значення міцності $\sigma_b = 881$ МПа зварних з'єднань фіксуються при вмісті β-фази 99 %, а максимальні $\sigma_b = 1054$ МПа при вмісті β-фази 25 %.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Колачев Б.А. (1976) *Физическое металловедение титана*. Москва, Металлургия.
2. (1993) *Materials properties handbook. Titanium alloys*. Boyer R., Welsch G., Collings E.W. (Eds). ASM International. The Material Information Society.
3. Мороз Л.С., Чечулин Б.Б., Полин И.В. и др. (1960) *Титан и его сплавы*. Ленинград, Судпромгиз-1.
4. Цвиккер У. (1979) *Титан и его сплавы*. Москва, Металлургия.
5. Войтович Р.Ф., Головкин Э.И. (1984) *Высокотемпературное окисление титана и его сплавов*. Киев, Наукова думка.
6. Агеев Е.В., Чумак-Жунь Д.А., Алтухов А.Ю. (2014) *Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов*. Курск, Университетская книга.
7. Шоршоров М.Х., Назаров Г.В. (1959) *Сварка титана и его сплавов*. Москва, Машгиз.
8. Гуревич С.М., Замков В.Н., Блащук В.Е. и др. (1986) *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов*. Киев, Наукова думка.
9. Гуревич С.М. (1990) *Справочник по сварке цветных металлов*. Киев, Наукова думка.
10. Горячев А.П., Зеленин В.А. (1964) Механизированная сварка неплавящимся электродом углубленной дугой. *Автоматическая сварка*, **12**, 24–29.
11. Гусева Е.А., Климычев А.И. (1970) Аргонодуговая сварка титановых сплавов сквозным проплавлением. *Сварочное производство*, **2**, 15–16.
12. Malin V. (1987) Monograph on narrow-gap welding technology. *WRC Bulletin*, **323**.
13. Замков В.Н., Прилуцкий В.П., Лапченко С.В. (1986) Применение управляющего магнитного поля при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом в узкий зазор. *Сб. тр. 3-й Всесоюз. конф. по сварке цветных металлов, 1986 г., г. Тольятти*, 44.
14. Белоус В.Ю. (2002) Дуговая сварка в узкий зазор титановых сплавов. *Автоматическая сварка*, **9**, 39–43.
15. Замков В.Н., Прилуцкий В.П., Гуревич С.М. (1977) Влияние состава флюса на процесс сварки титана неплавящимся электродом. *Там же*, **4**, 22–26.
16. Гуревич С.М., Блащук В.Е. (1968) Сварка титана плавящимся электродом в инертных газах. *Там же*, **11**, 87–89.
17. Гуревич С.М., Куликов В.Р., Замков В.Н. и др. (1975) *Сварка высокопрочных титановых сплавов*. Москва, Машиностроение.
18. Головченко В.С. (1969) Исследование сварки титановых сплавов плавящимся электродом в инертных газах. *Технология судостроения*, **1**, 21–25.
19. Бельчук Г.А., Титов Н.Я. (1972) Методика выбора режимов механизированной газозлектрической сварки плавящимся электродом по узкому зазору. *Автоматическая сварка*, **12**, 23–26.
20. Кудояров Б.В., Николаев А.А., Поляков В.Б. (1970) Полуавтоматическая импульсно-дуговая сварка титановых сплавов плавящимся электродом в инертном газе. *Сварочное производство*, **11**, 17–19.
21. ГОСТ 27265–87: *Проволока сварочная из титана и титановых сплавов. Технические условия*.
22. ТУУ 05416923.041–98: *Проволока сварочная из титана и титановых сплавов*.

23. Гуревич С.М. (1957) Сварка титана под флюсом. *Авиационная промышленность*, **4**, 13–16.
24. Гуревич С.М. (1961) Флюсы для автоматической сварки титановых сплавов. *Там же*, **5**, 55–59.
25. Ахонин С.В., Белоус В.Ю. (2017) Аргодуговая сварка титана и его сплавов с применением флюсов. *Автоматическая сварка*, **2**, 8–14.
26. Назаренко О.К., Истомин Е.И., Локшин В.Е. (1966) *Электроннолучевая сварка*. Москва, Машиностроение.
27. Солонина О.П., Глазунов С.Г. (1976) *Титановые сплавы. Жаропрочные титановые сплавы*. Москва, Металлургия.
28. Назаренко О.К., Пацьора С.К., Иваненко В.Е. (1985) Высокопроизводительная откатная система крупногабаритных установок для ЭЛС. *Автоматическая сварка*, **1**, 39–41.
29. Назаренко О.К., Кайдалов А.А., Ковбасенко С.Н. и др. (1987) *Электронно-лучевая сварка*. Патон Б.Е. (ред.). Киев, Наукова думка.
30. 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. Москва, ВИНТИ.
31. Ильченко Г.А., Полоскин Ю.В., Андреев В.И. и др. (1983) Электроннолучевой отжиг сварных соединений. *Сб. тр. 8 Всесоюз. конф. по электронно-лучевой сварке, 1–3 февраля 1983 г., г. Москва*, 54–58.
32. Лысенков Ю.Г., Власов Г.А., Овчинников В.В. (1980) Повышение свойств сварных соединений сплава ВТ20 путем местной термической обработки электронным лучом. *Сварочное производство*, **4**, 7–8.
33. 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.
34. Лясоцкая В.С., Лысенков Ю.Т., Герасименко А.В. и др. (1985) Влияние локальной термической обработки на структуру и свойства сварных соединений сплава ВТ6ч. *Там же*, **11**, 57–59.
35. Хорев М.А., Йода А.В., Красножан А.И. (1981) Механические свойства и структура сварных соединений из титанового сплава ВТ23, выполненных ЭЛС. *Сварочное производство*, **7**, 25–26.
36. Моисеев В.Н., Куликов Ф.Р., Кириллов Ю.П. и др. (1978) *Сварные соединения титановых сплавов*. Москва, Металлургия.
37. Хорев А.И., Груздеева Л.А., Титаренко И.И. (1969) Влияние легирования и термической обработки на механические свойства сварных соединений титановых сплавов. *Сварочное производство*, **6**, 27–29.
38. Компан Я.Ю., Гуревич С.М. (1968) Электрошлаковая сварка титана проволочными электродами. *Автоматическая сварка*, **2**, 47–50.
39. Бокштейн С.З. (1971) *Строение и свойства металлических сплавов*. Москва, Металлургия.
40. Гуревич С.М., Замков В.Н., Кушниренко Н.А. (1971) Сварка титановых сплавов типа ВТ15. *Автоматическая сварка*, **10**, 46–50.
41. Попов А.А., Илларионов А.Г., Оленева О.А. (2010) Структура и свойства сварных соединений из высоколегированного титанового сплава после термической обработки. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **10**, 23–27.
42. Gavze A.L., Petrova E.N., Chusov S.Y., Yankov V.P. (2009) Investigation of properties of titanium alloys with mechanically stable beta-structure for body armor application. *Techniczne Wyroby Włókiennicze*, **17**, 54–57.
43. Baeslack III W.A., Li P.S., Barbis D.P. et al. (1993) Postweld heat treatment of GTA welds in a high-strength metastable titanium alloy-beta-CTM. *Titanium '92, Science & Tech.* Froes F.H., Chaplan I. (Eds). TMS, pp. 1469–1476.

44. Dos Santos D.S., Bououdina M., Fruchart D. (2002) Structural and thermodynamic properties of the pseudo-binary $TiCr_2-xVx$ compounds with $0.0 \leq x \leq 1.2$. *J. of Alloys and Compounds*, 340(1–2), 101.
45. Eylon D., Boyer R.R., Koss D.A. (1993) Beta titanium alloys in the 1990's. *Minerals, Metals and Materials Soc.*, pp. 3–14. TMS, Warrendale, PA (United States).
46. Анташев В.Г., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Изотова А.Ю. (2011) Перспективы разработки новых титановых сплавов. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение*, 60–67.
47. Колачева Б.А., Елисеев Ю.С., Братухин А.Г., Талалаев В.Д. (2001) *Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники*. Братухин А.Г. (ред.). Москва, МАИ.
48. Антонюк С.Л., Моляр А.Г., Калинин А.Н. и др. (2003) Титановые сплавы для авиационной промышленности Украины. *Современная электрометаллургия*, 1, 5–10.
49. Хорев А.И. (2007) Основные направления создания высокопрочных и высоконадежных композиционных материалов на основе титана. *Технология машиностроения*, 5, 9–16.
50. Хорев А.И. (2009) Разработка конструкционных титановых сплавов для изготовления деталей узлов авиакосмической техники. *Сварочное производство*, 3, 13–23.
51. Хорев А.И. (2007) Теория и практика создания титановых сплавов для перспективных конструкций. *Технология машиностроения*, 12, 5–13.
52. Хорев А.И. (2012) Сверхпрочный титановый сплав ВТ19. *Там же*, 6, 5–8.
53. Антипов А.И., Моисеев В.Н. (1996) Упрочнение сплава ВТ35 при старении. *МиТОМ*, 12, 22–25.
54. Ахонин С.В., Березос В.О. (2021) *Електронно-променева плавка зливків псевдо- β титанових сплавів*. Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.
55. Моисеев В.Н. (1998) Бета-титановые сплавы и перспективы их развития. *МиТОМ*, 12, 11.
56. Хорев А.И. (2007) Влияние комплексного легирования на механические свойства сварных соединений и основного металла ($\alpha+\beta$ - и β -титановых сплавов). *Технология машиностроения*, 2, 29–34.
57. Ахонин С.В., Северин А.Ю., Березос В.А. и др. (2016) Особенности выплавки слитков титанового сплава ВТ19 в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*, 2, 23–27.
58. Тарасов Ю.М., Антипов В.В. (2012) Новые материалы ВИАМ — для перспективной авиационной техники производства ОАО «ОАК». *Авиационные материалы и технологии*, 2, 5–6.
59. Хорев А.И. (2009) Легирование и термическая обработка ($\alpha+\beta$ -)титановых сплавов высокой и сверхвысокой прочности. *Технология машиностроения*, 1, 5–13.
60. Ахонин С.В., Пикунин А.Н., Березос В.А. (2019) Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М. *Современная электрометаллургия*, 3, 15–22.
61. Ахонин С.В., Северин А.Ю., Белоус В.Ю. и др. (2017) Структура и свойства титанового сплава ВТ19, полученного способом электронно-лучевой плавки, после термомеханической обработки. *Там же*, 3, 19–24.
62. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник*. Москва, ВИЛС–МАТИ.
63. Александров В.К., Аношкин Н.Ф., Бочвар Г.А. и др. (1979) *Полуфабрикаты из титановых сплавов*. Москва, Металлургия.
64. Хорев А.И. (2012) Термическая, термомеханическая обработка и текстурное упрочнение свариваемых титановых сплавов. *Сварочное производство*, 10, 11–20.
65. Хорев М.А., Хорев А.И. (2008) Основы легирования и теория термической обработки сварных соединений титановых β -сплавов. *Цветные металлы*, 9, 12–14.
66. Чигарев А.В., Кравчук А.С., Смалюк А.Ф. (2004) *ANSYS для инженеров: Справочное пособие*. Москва, Машиностроение-1.
67. Каплун А.Б., Морозов Е.М., Олферьева М.А. (2003) *ANSYS в руках инженера: Практическое руководство*. Москва, Едиториал УРСС.

68. Коздоба Л.А. (1975) *Методы решения нелинейных задач теплопроводности*. Москва, Наука.
69. Рыкалин Н.Н. (1951) *Расчеты тепловых процессов при сварке*. Москва, Машгиз.
70. Шоршоров М.Х., Мещеряков В.Н. (1973) *Фазовые превращения и изменения свойств титановых сплавов при сварке: Атлас*. Москва, Наука.
71. Hai-Lin Chen, Huahai Mao, Qing Chen (2017) Database development and Calphad calculations for high entropy alloys: Challenges, strategies, and tips. *Materials Chemistry and Physics*, **210**, 279–290.
72. Spencer P.J. (2008) A brief history of CALPHAD. *Calphad*, **32**(1), 1–8.
73. Joonho Lee, Ki Joo Sim (2014) General equations of CALPHAD-type thermodynamic description for metallic nanoparticle systems. *Ibid.*, **44**, 129–132.
74. Jokisaari A.M., Thornton K. (2015) General method for incorporating CALPHAD free energies of mixing into phase field models. *Ibid.*, **51**, 334–343.
75. Ales Kroupa (2013) Modelling of phase diagrams and thermodynamic properties using Calphad method — development of thermodynamic databases. *Computational Mat. Sci.*, **66**, 3–13.
76. Lijun Zhang, Qing Chen (2017) *Chapter 6: CALPHAD-type modeling of diffusion kinetics in multicomponent alloys*: Handbook of solid state diffusion, **1**, 321–362.
77. Kaisheng Wu, Ömer N. Doğan, Velikokhatnyi O.I., Prashant N. Kumta (2011) A CALPHAD study on the thermodynamic stability of calcium-, zinc-, and yttrium-doped magnesium in aqueous environments. *Mat. Sci. and Eng.: B*, **176**(20), 1727–1732.
78. Wang H., Reed R.C., Gebelin J.-C., Warnken N. (2012) On the modelling of the point defects in the ordered B2 phase of the Ti–Al system: Combining CALPHAD with first-principles calculations. *Calphad*, **39**, 21–26.
79. Saal J.E., Berglund I.S., Sebastian J.T. et al. (2018) Equilibrium high entropy alloy phase stability from experiments and thermodynamic modeling. *Scripta Materialia*, **146**, 5–8.
80. Saunders N., Li X., Miodownik A.P., Schille J.Ph. (2003) *Modelling of casting, welding and advanced solidification processes X*. Stefanescu D., Warren J.A., Jolly M.R., Krane M.J.M. (Eds). TMS.
81. Saunders N., Li X., Miodownik A.P., Schille J.Ph. (2003) *Light metals*. Crepeau P. (Ed.). TMS.
82. Saunders N., Li X., Miodownik A.P., Schille J.Ph. (2003) Using JMatPro to model materials properties and behavior. *Proc. of the Conf. Liquid Metal Proc., Nancy, France, September 21–24*. 253.
83. Кудояров Б.В., Курашев А.А., Хатунцев А.Н. (1968) Удлиненные газовые полости в шве при автоматической сварке титановых сплавов в инертных газах. *Автоматическая сварка*, **1**, 28–31.
84. Гусева Е.А., Климычев А.И., Фомичева И.А., Мазок В.К. (1970) Аргонодуговая сварка титановых сплавов сквозным проплавлением. *Сварочное производство*, **2**, 15–16.
85. Макаров Э.Л. (1981) *Холодные трещины при сварке легированных сталей*. Москва, Машиностроение.
86. 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.
87. Лясоцкая В.С. (2003) *Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов*. Колачев Б.А. (ред.). Москва, Экомет.
88. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. и др. (2015) Структура и свойства сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов, выполненных ЭЛС и ТИГ. *Автоматическая сварка*, **8**, 16–19.