

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

С.В. Ахонін, В.О. Березос

**ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА
ПЛАВКА ЗЛИВКІВ
ПСЕВДО- β ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ**

Київ 2021

ЗВАРЮВАННЯ. МЕТАЛУРГІЯ. МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

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

УДК 669.187.826.002.2

Ахонін С.В., Березос В.О. Електронно-променева плавка зливків псевдо-β титанових сплавів. — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2021. — 88 стр.

В монографії розглянуто особливості виробництва зливків псевдо-β сплавів титану методом електронно-променевої плавки.

Детально досліджено механізми та закономірності поведінки легуючих елементів під час виготовлення зливків псевдо-β сплавів титану методом електронно-променевої плавки з використанням проміжної ємності. Показано особливості кристалізації рідкого металу зливків псевдо-β сплавів титану в умовах дії електронно-променевого нагріву.

З урахуванням виявлених залежностей, на прикладі титанових сплавів VT19 та VT22 запропоновано оптимальні технологічні режими їх виготовлення методом електронно-променевої плавки, які забезпечують високий рівень якісних та техніко-економічних показників. Наведено характеристики хімічного складу, стану поверхні, макро- та мікроструктури зливків псевдо-β сплавів титану. Розглянуто питання деформаційної обробки сплавів та наведено механічні характеристики напівфабрикатів із псевдо-β сплавів титану, виготовлених методом електронно-променевої плавки.

Представлено особливості конструкції промислових електронно-променевих установок та дано опис технологічних схем плавки зливків діаметром 110...600 мм псевдо-β сплавів титану.

Для наукових та інженерно-технічних працівників, а також для студентів металургійних спеціальностей. Бібліогр. 107, Табл. 17, Рис. 55.

Akhonin S.V., Berezos V.O. Electron beam melting of pseudo-β titanium alloy ingots. — Kyiv: E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. — 88 p.

The monograph deals with special features of producing pseudo-β titanium alloy ingots by electron beam melting process.

The mechanisms and regularities of alloying element behaviour during production of pseudo-β titanium alloy ingots by electron beam cold-hearth melting were studied in detail. Peculiarities of crystallization of liquid metal of pseudo-β titanium alloy ingots under the impact of electron beam heating are shown. Proceeding from the established dependencies, optimum technological modes were proposed for manufacturing VT19 and VT22 titanium alloys by electron beam melting, which will ensure a high level of their quality and technico-economic performance. Characteristics of chemical composition, surface condition, macro- and microstructure of pseudo-β titanium alloy ingots are given. Deformation treatment of the alloys is considered, and mechanical characteristics of semi-finished products from pseudo-β titanium alloys, produced by electron beam melting, are given.

Design features of industrial electron beam units are presented, and technological schemes of producing ingots of 110...600 mm dia. from pseudo-β titanium alloys are described.

For scientific and engineering-technical workers, as well as for students of metallurgical professions. 107 Ref., 18 Tables, 55 Figures.

Рецензенти: чл.-кор. НАН України В.О. Шаповалов (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України),

д.т.н. Ф.К. Біктагіров (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України)

Редактор *І.Ю. Романова*

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

Рішення вченої ради ІЕЗ ім. Є.О. Патона: Протокол № 2 від 18.11.2021

ISBN 978-617-7785-37-7

© С.В. Ахонін, В.О. Березос, 2021

Підписано до друку 26.11.2021. Формат 70×100/16. Офсетний друк. Гарн. Таймс Нью Роман.

Ум. печ. л. 7,15. Тираж 50 прим. Друк ТОВ «ДІА». 03022, м. Київ, вул. Васильківська, 45.

ЗМІСТ

| | |
|---|----|
| Вступ | 7 |
| Розділ 1. Високоміцні псевдо-β титанові сплави та методи їх отримання | 9 |
| 1.1. Хімічний склад та структура псевдо- β титанових сплавів | 9 |
| 1.2. Механічні властивості псевдо- β титанових сплавів | 14 |
| 1.3. Металургійні методи виготовлення псевдо- β титанових сплавів | 17 |
| Розділ 2. Процеси випаровування під час виготовлення псевдо-β титанових сплавів методом ЕПП | 21 |
| 2.1. Математична модель процесів випаровування при виготовленні псевдо- β титанових сплавів | 21 |
| 2.2. Залежність хімічного складу псевдо- β титанових сплавів від технологічних параметрів | 28 |
| 2.3. Перевірка адекватності математичної моделі процесів випаровування при ЕПП псевдо- β титанових сплавів | 31 |
| Розділ 3. Процеси формування зливка під час ЕПП псевдо-β титанових сплавів | 35 |
| 3.1. Математична модель теплових процесів в зливках псевдо- β титанових сплавів при ЕПП | 35 |
| 3.2. Якість поверхні злиwkів псевдо- β титанових сплавів, виготовлених методом ЕПП | 40 |
| 3.3. Вплив технологічних параметрів ЕПП на структуру злиwkів псевдо- β титанових сплавів | 42 |

| | |
|---|----|
| Розділ 4. Технологія ЕПП псевдо-β титанових сплавів | 45 |
| 4.1. Обладнання ЕПП псевдо-β титанових сплавів | 46 |
| 4.2. Технологія ЕПП зливків псевдо-β титанових сплавів | 55 |
| 4.3. Якість зливків псевдо-β титанових сплавів, виготовлених методом ЕПП | 59 |
| Розділ 5. Термодеформаційна обробка псевдо-β титанових сплавів | 69 |
| 5.1. Обладнання для термодеформаційної обробки псевдо-β титанових сплавів | 69 |
| 5.2. Розрахунок діаграми анізотермічних перетворень для псевдо-β титанового сплаву ВТ19 | 72 |
| 5.3. Визначення режимів термодеформаційної обробки псевдо-β титанових сплавів, виготовлених методом ЕПП | 73 |
| Література | 83 |

CONTENTS

| | |
|---|----|
| Introduction | 7 |
| Section 1. Features of melting and rolling of high-strength pseudo-β titanium alloys and making their sound welded joints | 9 |
| 1.1. Chemical composition and structure of pseudo- β titanium alloys | 9 |
| 1.2. Mechanical properties of pseudo- β titanium alloys | 14 |
| 1.3. Metallurgical methods of producing pseudo- β titanium alloys | 17 |
| Section 2. Evaporation processes during production of pseudo-β titanium alloys by EBM | 21 |
| 2.1. Mathematical model of evaporation processes during production of pseudo- β titanium alloys | 21 |
| 2.2. Dependence of chemical composition of pseudo- β titanium alloys on technological parameters | 28 |
| 2.3. Verification of the adequacy of mathematical model of evaporation processes at EBM of pseudo- β titanium alloys | 31 |
| Section 3. Processes of ingot formation during EBM of pseudo-β titanium alloys | 35 |
| 3.1. Mathematical model of thermal processes in ingots of pseudo- β titanium alloys at EBM | 35 |
| 3.2. Surface quality of pseudo- β titanium alloy ingots produced by EBM | 40 |
| 3.3. Influence of EBM technological parameters on the structure of pseudo- β titanium alloy ingots | 42 |

| | |
|---|----|
| Section 4. Technology of EBM of pseudo-β titanium alloys | 45 |
| 4.1. Equipment for EBM of pseudo-β titanium alloys | 46 |
| 4.2. Technology of EBM of pseudo-β titanium alloy ingots | 55 |
| 4.3. Quality of pseudo-β titanium alloy ingots produced by EBM | 59 |
| Section 5. Thermodeformation treatment of pseudo-β titanium alloys | 69 |
| 5.1. Equipment for thermodeformation treatment of pseudo-β titanium alloys | 69 |
| 5.2. Computation of anisothermal transformations diagram for pseudo-β titanium alloy VT19 | 72 |
| 5.3. Determination of the modes of thermodeformation treatment of pseudo-β titanium alloys | 73 |
| References | 83 |

ВСТУП

Серед нових галузей промисловості, які отримали широкий розвиток у зв'язку з вимогами сучасного машинобудування, виробництво титанових сплавів займає особливе місце. Основні переваги титанових сплавів у порівнянні з іншими конструкційними матеріалами — відмінна корозійна стійкість і висока питомі міцність при звичайних, низьких і підвищених температурах. Крім того, титанові сплави володіють такими цінними для багатьох виробів властивостями, як немагнітність, малий коефіцієнт лінійного розширення, висока температура плавлення та ін. Звичайно, ці переваги проявляються в повній мірі тільки в тому випадку, якщо розроблено технологічні процеси виготовлення високоякісних напівфабрикатів потрібних розмірів і форм.

В той же час ефективність і надійність в експлуатації деталей і вузлів з псевдо- β сплавів титану багато в чому визначається чутливістю їх механічних властивостей до відхилень технологічних параметрів в процесі обробки. Це стосується не тільки технології виготовлення тих чи інших деталей та вузлів, але в значній мірі і технології виробництва напівфабрикатів. Тому для більш широкого використання псевдо- β сплавів титану в різних конструкціях необхідно вдосконалювати виробництво напівфабрикатів з них. При цьому слід зазначити, що такі дефекти напівфабрикатів псевдо- β сплавів титану, як неоднорідність хімічного складу та структури, включення високої та низької щільності, підвищений вміст газових домішок (кисню, азоту та водню), закладаються в метал вже на стадії виплавки зливка та зберігаються в ньому при всіх подальших переробках. Причому, якщо включення в зливках титанових сплавів утворюються в результаті забруднення шихтових матеріалів, то виникнення хімічної неоднорідності та збільшення концентрації домішок в металі (в порівнянні з їх вмістом в шихті) зумовлені особливостями вакуумно-дугового переплаву (ВДП) — основного промислового способу виробництва титанових зливок. Ефективним шляхом попередження утворення зазначених дефектів в литому металі є електронно-променева плавка з проміжною ємністю (ЕПП). Це обумовлено тим, що ЕПП здійснюється при більш високому, ніж ВДП, вакуумі та в процесі плавки не відбувається помітного насичення металу газовими домішками. При ЕПП розплавлений титан тривалий час знаходиться в рідкому стані, що сприяє його дегазації (видалення водню) та вирівнюванню хімічного складу. Одночасно з дегазацією рідкого металу відбувається його рафінування від сторонніх часток великої та малої щільності, які при відсутності

проміжної ємності утворюють включення в зливку, що кристалізується. Таким чином, ЕПП дозволяє значно підвищити якість зливків з псевдо-β сплавів титану. Однак при цьому існує проблема отримання зливків заданого хімічного складу, так як рівень відносно глибокого вакууму сприяє виборчому випаровуванню легуючих елементів з високою пружністю пари.

Велике значення при виплавці зливків псевдо-β титанових сплавів має однорідність розподілу легуючих елементів за об'ємом зливків. В умовах ЕПП це забезпечується однорідністю шихтовки витратної заготовки, постійністю технологічних параметрів в процесі плавки та спеціальними технологічними прийомами. Тому в провідних матеріалознавчих центрах США, ЄС, РФ і КНР проводяться широкомасштабні дослідження в напрямку використання технології ЕПП для виготовлення зливків псевдо-β сплавів титану для деталей відповідального призначення.

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України накопичено великий досвід в області ЕПП та виготовлення зливків титану діаметром 80...1100 мм. Проведення досліджень і розробка наукових основ технології для виготовлення зливків псевдо-β титанових сплавів методом ЕПП дозволить накопичити та розширити наукові знання в цій області та створити відповідну технологію. Застосування розробленої технології у промислових масштабах дозволить задовольнити попит вітчизняних підприємств у напівфабрикатах псевдо-β сплавів титану.

Розділи 1 (п. 1.1 та 1.2), 2 та 5 написав С.В. Ахонін, розділи 1 (п. 1.3), 3 та 4 написав В.О. Березос.

Розділ 1

ВИСОКОМІЦНІ ПСЕВДО- β ТИТАНОВІ СПЛАВИ ТА МЕТОДИ ЇХ ОТРИМАННЯ

1.1. Хімічний склад та структура псевдо- β титанових сплавів

Конструкційні псевдо- β титанові сплави є одними з найбільш перспективних металевих матеріалів на основі титану. Однією з переваг сучасних псевдо- β титанових сплавів є їх 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 [1, 2]. Крім того, зміцнююча термічна обробка конструкцій з цих сплавів може виконуватись без перенесення в середу загартування з метою зменшення залишкових деформацій та напружень, а також запобігання окислення металу [3].

Титановими β -сплавами вважаються сплави, які при різкому охолодженні від температур β -області гартуються на β -фазу. Існує ціла низка легуючих елементів, які знижують температуру поліморфного перетворення титану з β -фази в α -фазу: молібден, ванадій, ніобій, хром, залізо, марганець, тантал, вольфрам, нікель та ін. Концентрацію легуючого елемента, при якій мартенситне перетворення в титановому сплаві пригнічується та при гартуванні металу з β -області фіксується однофазна β -структура, називають критичною концентрацією. На основі узагальнених опублікованих даних [4, 5] приймаються наступні значення критичних концентрацій (в мас. %): 11 Мо; 15 V; 36 Nb; 6.5 Cr; 4.5 Fe; 6.5 Mn; 45 Ta; 22 W; 8.5 Ni.

Для багатокомпонентних титанових сплавів приймається, що дія всіх β -стабілізаторів адитивна та їх сумарний вплив можна визначити еквівалентним вмістом молібдену $[\text{Mo}]_{\text{екв}}$, при якому кількість β -фази, її стабільність та здатність до перетворення в двійному сплаві Ti–Mo будуть такими ж, як і в даному сплаві.

$$[\text{Mo}]_{\text{екв}} = \sum (C_i C_{\text{Mo}}^{\text{кр}} / C_i^{\text{кр}}), \quad (1.1)$$

де C_i — концентрація i -го легуючого елемента; $C_{\text{Mo}}^{\text{кр}}$ і $C_i^{\text{кр}}$ — критичні концентрації молібдену та i -го легуючого елемента відповідно.

Для відображення того, наскільки даний сплав близький за складом до критичної концентрації, введено поняття коефіцієнту β-стабілізації K_β , значення якого визначають наступним чином:

$$K_\beta = [\text{Mo}]_{\text{екв}} / C_{\text{Mo}}^{\text{кр}} = \sum (C_i / C_i^{\text{кр}}). \quad (1.2)$$

Для β-сплавів, структура яких складається переважно з β-фази, $K_\beta \geq 1$ [6]. Серед цих сплавів виділяють β-сплави та сплави з невеликою кількістю α-фази — псевдо-β сплави. Вони мають $K_\beta = 1.4 \dots 2.4$, при цьому поліморфне перетворення протікає за схемою $\beta \rightarrow (\beta + \alpha)$. У стабільному стані вони мають (β+α)-структуру. Титанові сплави зі стабільною β-фазою подібно α-сплавам не можуть бути піддані термічній обробці, але при цьому містять велику кількість дорогих легуючих елементів, у зв'язку з чим вони мають вузьку сферу застосування [7].

Особливістю псевдо-β сплавів є їх висока пластичність, яка дозволяє піддавати їх інтенсивній холодній деформації. Псевдо-β і β-титанові сплави при обробці на твердий β-розчин мають однакові значення межі плинності порівняно з α- або (α+β)-сплавами, але значно більш високу пластичність і в'язкість руйнування, а також більшу деформаційну здатність при різних видах навантаження. Водночас їх характеристики міцності можуть бути істотно підвищені за рахунок старіння, яке призводить до розпаду β-твердого розчину та виділення зміцнюючих фаз [8]. У перспективі це дозволить отримати листові напівфабрикати зі сплавів на основі титану з високими експлуатаційними властивостями. Спроби створення високоміцного титанового сплаву для холодного листового штампування робляться вже давно. Отримання (β+α)-структури в сплаві досягається введенням великої кількості β-стабілізаторів. У перших розроблених псевдо-β сплавах (табл. 1.1) був характерний значний вміст 1–2-х легуючих елементів в кількості, еквівалентній 25...26 % Мо. Так, В120VCA (Ti–3Al–13V–11Cr, США) містить до 13 % ванадію та 11 % евтектоїдо-утворюючого хрому [9]. Титановий сплав VT15 (Ti–3Al–7.5Mo–11Cr) в якості β-стабілізуючих легуючих елементів містить молібден і хром. Трохи пізніше був розроблений більш складнолегований сплав ТС6, в якому міститься 11 % хрому, а частина ванадію була замінена на молібден: Ti–3%Al–6%V–5%Mo [10]. Ці сплави не знайшли широкого застосування в зварних конструкціях в основному через низьку пластичність зварних з'єднань в термічно зміцненому стані.

Дослідження сплавів, що містять велику кількість β-евтектоїдного елемента Cr, виявили їх суттєві недоліки: високу схильність до ліквідації легуючих елементів, сильну залежність тривалості старіння від вмісту легуючих елементів і домішок, низьку термічну стабільність, яка обумовлена виділенням в структурі цих сплавів інтерметалідів TiCr_2 . В металі зварного шва сплаву VT15 сполука TiCr_2 виявляється після гартування від температур 800...900 °С незалежно

Таблиця 1.1. Псевдо- β титанові сплави

| Марка сплаву | Система легування |
|--------------------|-------------------------------------|
| BT15 | Ti-3Al-7Mo-11Cr |
| TC6 | Ti-3Al-6V-7Mo-11Cr |
| TB3 | Ti-10Mo-8V-1Fe-3.5Al |
| BT19 | 3Al-5.5Mo-3.5V-5.5Cr-1Fe |
| BT32 | Ti-2.5Al-8.5Mo-8.5V-1.1Cr-3Sn-1.2Fe |
| BT35 | Ti-3Al-15V-3Cr-3Sn |
| Ti-15-3-3 | Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn |
| Beta 21S (США) | Ti-15Mo-2.7Nb-3Al-0.2Si |
| Ti-13-11-3 (США) | Ti-3Al-13V-11Cr |
| Ti-3-15-3-3 (США) | Ti-3Al-15V-3Cr-3Sn |
| Ti-1.5-7-11 | Ti-1.5Al-7Mo-11Cr |
| Beta C (Ti-38-644) | Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr |
| Timetal LCB (Jap) | Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al |
| ALLVAC 15-3 | Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al |
| TIMETAL 21 S | Ti-15Mo-2.6Nb-3Al-0.2Si |
| ALLVAC TMZF | Ti-12Mo-6Zr-2Fe |
| Ti-38-644 | Ti-3Al-8V-6Cr-4Zr-4Mo |
| TIMETAL 125 | Ti-6V-6Mo-5.7Fe-2.7Al |
| VST3331 | Ti-3Al-3V-3Mo-1Zr |
| VST5553 | Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr |

від способу зварювання [11, 12]. Нагрівання зварних з'єднань при загартуванні призводить до розвитку дифузійних процесів, які супроводжуються перерозподілом легуючих елементів, випаданню по межах зерен дисперсних виділень $TiCr_2$. При цьому термічна обробка за режимами, зазвичай рекомендованими для основного металу, призводить до значної зміни литої крупнозернистої структури β -фази металу шва та катастрофічного зниження пластичності та ударної в'язкості, при тому, що загартований основний метал має максимальні пластичність і ударну в'язкість. У цьому випадку для зварного з'єднання найбільш перспективною є низькотемпературна термообробка.

Неоднорідність розподілу β -стабілізуючого елемента зростає із збільшенням його концентрації, тому з метою підвищення стабільності сплаву та покращення механічних властивостей розроблено β -сплави зі зменшеною кількістю легуючих елементів. Так, сплав BT35 (Ti-3Al-15V-3Cr-3Sn) легований слабкіше, ніж сплав BT15, але більш стабільний та придатний для виготовлення листових напівфабрикатів для штампозварних конструкцій [13, 14]. Він має високу пластичність і порівняно низьку міцність в загартованому стані ($\sigma_b = 720...780$ Н/мм²) і високу міцність у зістареному стані (1200...1400 Н/мм²). Навіть в масивному зливку вагою 1 т зі сплаву BT35 розподіл хімічних елементів як по перетину, так і по висоті рівномірний [15]. Крім того, цей сплав містить меншу кількість елементів втілення, насамперед, кисню. В ряді випадків вдається створити умови для більш рівномірного розподілу легуючих елементів. Так, введення в β -сплав

1 % цирконію (в модернізованому сплаві ВТ15-1) призводить до зменшення кількості домішок на границі β-зерен, що сприяє підвищенню однорідності розпаду метастабільної β-фази та рівня механічних властивостей. Знизити концентрацію β-стабілізуючого елемента та неоднорідність його розподілу можливо шляхом розширення числа застосованих β-стабілізаторів. Перспективним є одночасне легування β-стабілізаторами, коефіцієнт розподілу яких більше одиниці (Mo), менше одиниці (Cr, Fe) та близький до одиниці (V).

Слід зазначити, що легування залізом β-сплавів навіть у невеликій (до 0.5 %) кількості призводить до того, що на границях зерен концентрація заліза може бути в 3...4 рази більше, ніж середня, внаслідок чого відбувається різке зниження експлуатаційних властивостей, особливо зварних з'єднань. Вміст у сплаві Т-10-2-3 2 % заліза призводить до неоднорідного розподілу його в литій структурі металу шва: 1.4...1.6 % в осях дендритів та 2.4...2.6 % в міжвісних зонах [16]. Проте хром та залізо в сукупності з молібденом і іншими β-ізоморфними елементами, які зменшують швидкість евтектоїдного розпаду, в даний час входять до складу багатьох сплавів (Beta C, Ti-17) [17]. Високолеговані псевдо-β сплави з великим вмістом заліза Timetal LCB (Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al, $Mo_{скв} = 18.1$) [18] і Timetal 125 мають задовільні технологічні характеристики та високу механічні властивості (рівень міцності, опір втоми та корозії). Однак, незважаючи на це, можливість отримання якісних зварних з'єднань ускладнена низкою їх серйозних недоліків, таких, як схильність до утворення в металі шва ліквідаційних неоднорідностей [19].

Низька пластичність литої структури титанового сплаву ВТ15 і деформованого металу, нагрітого до температури вище 1000 °С, можливо пов'язана з великим зерном і розпадом β-фази при порівняно повільному охолодженні сплаву. Слід зазначити особливо різке зниження пластичності β-сплаву при виділеннях β-фази у вигляді гострих тонких пластин, які грають роль внутрішніх концентраторів напружень.

Поковки та штамповки великих перетинів зі сплавів типу ВТ15 мають грубозернисту структуру та низькі механічні властивості в термічно зміцненому стані, що не дозволяє реалізувати перевагу β-сплавів в порівнянні з (α+β)-сплавами мартенситного типу — високу здатність до гартування [20]. Режим термічної обробки сплаву ВТ15, що складається з гартування в воду від температури β-області (800 °С) і наступного старіння, різко знижує пластичність зварних з'єднань аж до крихкості та супроводжується передчасним руйнуванням металу шва при низькій міцності. Запропоновано проводити гартування від температури (α+β)-області $T_{п.п.} - 20$ °С, яка дорівнює 680 °С, що забезпечило поліпшення механічних властивостей сплаву ВТ15 [21]. Даний режим зміцнюючої термічної обробки можна застосувати і для інших β-титанових сплавів.

Хімічна неоднорідність розподілу β-стабілізуючих елементів в сплаві ТС6 займає проміжне положення між сплавами ВТ15 і В120VCA. В результаті різного хімічного складу осей дендритів і міжосьових об'ємів і різного їх

електрохімічного потенціалу при травленні чітко виявляються дендрити шва безпосередньо після зварювання. Осі дендритів, що містять меншу кількість β -стабілізуючих елементів, термодинамічно менш стійкі, тому в них відбувається розпад метастабільних фаз при охолодженні.

Крім неоднорідності хімічного складу (дендритна ліквіація), має місце неоднорідність, обумовлена пружною взаємодією легуючих елементів хрому і молібдену (атомні діаметри яких менше відповідно на 12.9 і 4.8 % атомного діаметра титану). Така взаємодія призводить до збільшення концентрації цих елементів, особливо хрому, розмірна невідповідність якого з титаном більше на границях зерен. Тому виділення $TiCr_2$ мають місце на границях, що обумовлено також великим коефіцієнтом граничної дифузії в порівнянні з об'ємною.

Зниження механічних властивостей зварних з'єднань пов'язують з розміром зерна. Однак наявність грубої крупнозернистої структури не є головною причиною зниження механічних властивостей, так як метал шва після зварювання сплаву VT15 має більшу пластичність (кут вигину $\alpha = 180^\circ$), ніж основний метал (кут вигину $\alpha = 60^\circ$). Розмір зерна проявляє себе при старінні через неоднорідність розпаду [21].

Збільшення розміру зерен супроводжується збільшенням концентрації домішок кисню та азоту (атомні діаметри яких в порівнянні з атомом титану менше на 59.2 і 51 % відповідно) по границях зерен, протяжність яких зменшується. Велика чутливість до домішок титанових β -сплавів, ніж α -сплавів, пояснюється наступним. Низька температура ($\beta \rightarrow \alpha$)-перетворення β -сплавів призводить до того, що метал шва в процесі термічного циклу зварювання більший час знаходиться в однофазній β -області, коли має місце інтенсивна дифузія домішок до границь β -зерен. У процесі зварювання β -сплавів бажано зменшити час перебування металу при температурі β -області, в зв'язку з чим швидкість охолодження після зварювання рекомендується підтримувати в межах 100...500 °C/с. В цілому для підвищення механічних властивостей зварних з'єднань β -сплавів можна застосувати наступні способи термічної обробки:

- старіння в процесі безперервного охолодження з високої температури до 18...20 °C з регламентованою швидкістю, що забезпечує розпад метастабільної β -фази;

- охолодження з високої температури у воді, на повітрі та в інших середовищах до 18...20 °C і ізотермічного старіння;

- охолодження з високої температури до температури старіння зі швидкістю 4 °C/хв (в печі) і подальшого старіння.

Відомі β -сплави з кількістю β -стабілізаторів, близькою до критичної концентрації. Сплав VT30 зі змістом β -стабілізаторів, еквівалентним 11.5 % Mo, є єдиним титановим сплавом, який не містить алюмінію [22]. Такий хімічний склад дозволяє отримати в сплаві вельми пластичну суміш α - і β -фаз в загартованому та відпаленому стані. Кращі результати показали сплави $Ti-4Al-7Mo-4V-0.6Cr-0.6Fe$ (еквівалентно 12.2 % Mo) і сплав $Ti-4Al-5.5Mo-5.5V-0.6Cr-0.6Fe$ (еквівалент-

но 11.7 % Мо). Ці сплави були підставою для створення сплаву VT22 [23]. Сплави VT22 (Ti–5.2Al–4.8Mo–4.8V–1.2Cr–1.0Fe) і VT30 (Ti–11.5Mo–6.0Zr–4.5Sn), що містять β-стабілізуючі елементи в кількості, еквівалентній 11.5...12.5 % Мо, мають ряд особливостей в поведінці при зварюванні та подальшій термічній обробці, обумовлених наявністю великої кількості β-фази високого ступеня метастабільності [24]. За типом структури сплав VT22 (зміст β-стабілізаторів еквівалентний 12.5 % Мо) слід віднести до сплавів перехідного класу, але за характером легування та комплексом властивостей він ближчий до псевдо-β сплавів. Цей сплав знайшов широке застосування в авіабудуванні завдяки своїм високим механічним властивостям. З нього виготовляють силові деталі фюзеляжу, крила, штампування, деталі системи управління, кріпильні деталі типу вушкових болтів, високонавантажені деталі та конструкції, які тривалий час працюють при температурах, що не перевищують 350...400 °C [25].

1.2 Механічні властивості псевдо-β титанових сплавів

Псевдо-β титанові сплави відносяться до високолегованих сплавів, в яких сумарний вміст легуючих елементів досягає до 25 % та більше. В даний час в розвинених країнах світу створена велика кількість β- і псевдо-β титанових сплавів. Найбільш відомі сплави та їх деякі механічні властивості в загартованому та зістареному стані представлені в табл. 1.2.

Напівфабрикати зі сплавів В-120VCA, VT15, TC6 у відпаленому або загартованому станах мають межу міцності $\sigma_b = 820...850$ МПа при подовженні $\delta = 20...24$ %. Вони знаходять застосування в пружних елементах, пружинах, торсіонах, стільникових конструкціях тощо [25]. Сплави В-120VCA, VT15, TC6 протягом 60-х і початку 70-х років ХХ ст. пройшли широке випробування в промисловості. У США зі сплаву В-120VCA був виготовлений в декількох екземплярах невеликий військовий літак [25].

З титанового β-сплаву VT15 було виготовлено дослідну партію циліндричних тонкостінних оболонок двигунів, яку, проте, в серійне виробництво запустити не вдалося в зв'язку з високою вартістю сплавів, легованих великою кількістю дорогих легуючих елементів, а також тривалістю та великою трудомісткістю термічної обробки.

Сплав VT35 можна віднести до середньолегованих псевдо-β сплавів [6]. Він призначений для виготовлення листових напівфабрикатів, стільникових конструкцій, анкерних гайок, довгомірних листових лонжеронів, а також дроту, тонкостінних труб і т.п. Сплав добре гартується. Старіння призводить до істотного підвищення межі міцності $\sigma_b \geq 1200$ МПа [26]. У цьому сплаві β-фаза зберігається навіть при охолодженні напівфабрикатів в печі [15].

Сплав VT32 є одним з найбільш високолегованих псевдо-β сплавів ($K_\beta = 1.8$) в зміцненому стані, він має межу міцності $\sigma_b = 1260...1300$ МПа. Його особливість — можливість гартування при досить малих швидкостях охолодження $V_{охл} = 4$ °C/хв. [27]. Основне призначення сплаву — високоміцні листо-

Таблиця 1.2. Основні β- і псевдо-β титанові сплави та їх механічні властивості в загартованому та відпаленому стані*

| Марка сплаву (хім. склад, мас. %) | K_{β} | $T_{n.n.}, ^\circ\text{C}$ | Щільність, кг/м ³ | σ_e , МПа | δ , % |
|--|-------------|----------------------------|---------------------------------|------------------|--------------|
| 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 |
| BT19 (Ti-5.5Mo-3.5V-5.5Cr-3Al-1Zr) | 1.72 | – | 4780 | 970/1420 | 18/5 |
| 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 |
| BT15 (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 |
| – (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 |
| *Відпалений стан/загартований стан. | | | | | |

ві напівфабрикати, що допускають інтенсивну холодну деформацію, стільникові конструкції, холоднокатані труби [22].

Високоміцний псевдо-β сплав BT19 [10], створений для заміни сплаву BT15, містить (%): основа — Ti; 2.5...3.5 Al; 5...6 Mo; 3...4 Y; 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) [10]. Вміст β-стабілізуючих елементів еквівалентний 13.7...17.0 % Mo при середньому вмісті, еквівалентному 15.3% Mo. Співвідношення ізоморфних (еквівалентно 7.8 % Mo) та евтектоїдо-утворюючих β-стабілізуючих елементів (еквівалентно 7.5 % Mo), виражене в еквівалентних молібдену величинах, дорівнює 1:1. Сплав BT19 виплавляється в вакуумних дугових печах з витратним електродом методом подвійного переплаву. Він має високу технологічну пластичність в загартованому або відпаленому стані і високу міцність (до 1800 МПа) після старіння. Відпалені листи зі сплаву BT19 задовільно штампуються в холодному стані (без підігріву): коефіцієнт витяжки $K_{\text{вит}} = 1.94$. Сплав BT19 зміц-

нюються шляхом гартування в воду і старіння; гартування, деформації та старіння (НТМО); нагріву з повільним охолодженням в печі (атермічне старіння) і наступним додатковим старінням або без нього. Сплав ВТ19, термічно зміцнений на високий рівень міцності, рекомендується для застосування у виробках ракетної техніки короткочасного ресурсу [28]. Так, з нового перспективного псевдо-β сплаву ВТ19 було виготовлено циліндричні тонкостінні ємності шляхом холодної поперечної прокатки кільцевих заготовок. У відпаленому стані і термічно зміцненому на середній рівень міцності (1200...1300 МПа) його можна застосовувати для виготовлення тарілчастих пружин шляхом холодного штампування з листів [29].

Існує велика кількість β-титанових сплавів, які близькі один до одного за типом і структурою K_{β} . Зазвичай і властивості таких сплавів мало відрізняються. Тому є зацікавленість у всебічному дослідженні сплавів, які не сильно відрізняються за величиною K_{β} . Сплав ВТ22 ($\alpha+\beta$)-класу відноситься до складнолегованих високоміцних сплавів системи Ti-Al-Mo-V-Fe-Cr. За вмістом β-стабілізуючих елементів сплав ВТ22 близький до другої критичної концентрації ($K_{\beta} = 1.2$) і відноситься до сплавів перехідного класу, які характеризуються тим, що при охолодженні з β-області або ізотермічному нагріванні β-фаза може за деяких умов проходити $\beta \rightarrow (\beta+\omega)$ -перетворення. Для цих сплавів $K_{\beta} = 1.0 \dots 1.3$ [6]. Псевдо-β титанові сплави ($K_{\beta} = 1.4 \dots 2.4$) також піддаються перетворенню β-фази за схемою $\beta \rightarrow (\beta+\omega)$. В стабільному стані вони мають (β+α)-структуру. Структура та властивості сплаву ВТ22 сильно залежать від коливання хімічного складу в межах, встановлених технічними умовами. Залежно від вмісту легуючих елементів його структура після гартування з β-області може бути представлена або однією β-фазою, або β-фазою і мартенситом. Таким чином, за структурою в загартованому стані – це сплав перехідного класу.

Сплав має гарну технологічну пластичність при гарячій обробці тиском. З нього отримують прутки, профілі, труби, поковки, штампування, плити. Сплав задовільно зварюється аргонодуговим зварюванням, зварюванням під флюсом, точковим зварюванням. Після зварювання необхідно проводити відпал для підвищення комплексу механічних властивостей зварного з'єднання.

Сплав ВТ22 застосовують в відпаленому і термічно зміцненому станах. Структура відпаленого сплаву ВТ22 представлена приблизно рівними кількостями α- і β-фаз, і тому він відноситься до найміцніших титанових сплавів в відпаленому стані. Його властивості міцності в відпаленому стані такі ж, як у сплавів ВТ6, ВТ3-1, ВТ 14 після гартування та старіння. Це відкриває нові можливості використання титанових сплавів у великогабаритних виробках, коли зміцнююча термічна обробка ускладнена. Зі сплаву ВТ22 можуть бути виготовлені поковки та штампування масою в кілька тон.

Для забезпечення найкращого поєднання міцності та пластичних характеристик сплав ВТ22 піддають відпалу за досить складним режимом: нагрів при 820...850 °С впродовж 1...3 год., охолодження в печі до 740...760 °С, витримка

1...3 год., далі охолодження на повітрі та подальший нагрів до 500...650 °С впродовж 2...4 год. Додаткове зміцнення сплаву BT22 може бути досягнуто гартуванням з температур 720...780 °С і старінням при 480...600 °С впродовж 4...10 год. Тимчасовий опір розриву загартованого сплаву становить 1000...1100 МПа при подовженні 10...15 %, а зістареного — 1300...1600 МПа при подовженні 5...10 %. Сплав призначений для отримання високонавантажених деталей та конструкцій, які тривалий час працюють при температурах до 350...400 °С. З нього виготовляють силові деталі фюзеляжу, крила, штампування, деталі системи управління, деталі кріплення [30, 31].

Проведений аналіз літературних даних дозволяє зробити висновок, що розвиток авіаційної та ракетної техніки вимагає подальшого підвищення експлуатаційних характеристик титанових сплавів і для цього у провідних матеріалознавчих центрах США, ЄС, РФ і КНР проводяться інтенсивні роботи зі створення нових і модернізації існуючих титанових сплавів, як α + β -сплавів (BT23J, BT23K, BT43), так і сплав перехідного класу на зразок VST5553 (Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr), чи псевдо- β сплавів.

Таким чином, створені в даний час новітні псевдо- β титанові сплави мають сприятливий комплекс міцності та особливо пластичних властивостей, що перевершують як за абсолютними значеннями, так і за питомими показниками якості α - і α + β -сплави при кімнатній температурі. Багато з них можуть бути використані для виробництва листових штамповок без нагріву заготовок з подальшим зміцненням готового продукту за допомогою низькотемпературного старіння [32]. Слід мати на увазі, що конструкційні сплави, що розглядаються, перевершують α - і α + β -сплави за технологічними характеристиками, такими, як здатність до штампування, коефіцієнт витяжки і т.д. В цілому конструкційні β - і псевдо- β титанові сплави за співвідношенням ціна-якість виявляються привабливими для листового штампування, отримання шаруватих композиційних матеріалів.

1.3. Металургійні методи виготовлення псевдо- β титанових сплавів

Одним з прогресивних напрямків металургійного виробництва тугоплавких металів і сплавів є застосування технологічних процесів, що протікають у вакуумі. Використання високого та чистого вакууму в умовах підвищених температур дозволяє більш глибоко очищати ці матеріали від газових і летючих металевих домішок, що в подальшому забезпечує отримання виробів з якісними механічними властивостями.

Одним із способів виробництва зливоків титанових сплавів в світі є ВДП. При цьому вартість сировини, а саме губчастого титану та лігатури, з яких пресують електрод, становить 40...75 % вартості зливка [33]. Отже, істотне зниження вартості зливоків титанових сплавів можливе лише при зменшенні вартості сировини, тобто при введенні в процес виплавки зливоків максимально можливої кількості металургійних і машинобудівних відходів титану та використання губчастого титану зниженої якості [34]. Однак при ВДП в мідний водоохолоджуваний

кристалізатор кількість титанових відходів у витратному електроді обмежується 20...30 %, а за умов низького вакууму в зоні горіння дуги відбувається додаткове забруднення титану киснем і азотом. Тому умова відповідності хімічного складу зливків вимогам стандартів не дозволяє використовувати більш дешеві вхідні матеріали — губчастий титан зниженої якості та титановий брухт.

Крім того, технологія ВДП не дозволяє вирішити одну з найважливіших проблем якості металу зливка, а саме попередити утворення в ньому дефектів у вигляді включень низької та високої щільності [35]. Але навіть у вакуумі при ВДП домішки не видаляються повністю за один переplав. Тому зливки титанових сплавів обов'язково піддають другому переplаву. Це робиться також для більш повної гомогенізації хімічного складу зливків, тому що при одно-разовому переplаві не забезпечується досить рівномірний розподіл легуючих компонентів у зливку.

При плазмово-дуговій плавці джерелом нагріву шихти служить плазма — іонізована газова система з температурою 5000...30000 К. В плазмових печах можливий переplав як сипучої шихти, так і компактної заготовки. Відмінною особливістю плазмових джерел нагріву є порівняно висока концентрація нагріву та можливість гнучкого регулювання нагріву. Плазмово-дугова плавка має ряд позитивних моментів при виплавці титанових сплавів, а саме високу концентрацію енергії плазмового джерела нагріву; можливість проведення плавки як при розрідженні, так і при надмірному тиску в зоні плавки; неглибоку металеву ванну, що сприяє утворенню дрібнозернистої структури виготовленого зливка; мінімальне випаровування легколетючих компонентів, що особливо актуально при виплавці титанових сплавів.

Однак слід зазначити, що плазмові печі для виплавки зливків титанових сплавів мають складну конструкцію та вимагають застосування потужних систем рециркуляції плазмоутворюючих газів, а також складні в управлінні.

На ранній стадії розвитку титанового виробництва значного поширення набув метод плавки в вакуумних індукційних печах. В якості вогнетривкого матеріалу для виготовлення тиглів використовували міцний високоякісний графіт. Вакуум або атмосфера інертного газу (найчастіше аргону) досить надійно захищають метал від взаємодії з киснем і азотом повітря. Однак метал в процесі плавки насичувався вуглецем (0.7...2.0 %). Такий титан практично повністю втрачав пластичність і в литому стані нагадував чавун. Куванням вдавалося лише незначно поліпшити його властивості.

Проте індукційний нагрів має ряд характерних особливостей, а саме:

- інтенсивне перемішування рідкого металу, що забезпечує вирівнювання хімічного складу та температури в об'ємі ванни;
- низький угар легуючих елементів завдяки відсутності локального переplаву металу;
- можливість витримувати металевий розплав в рідкому стані необмежений час;

- джерело нагріву не залежить від параметрів технологічного середовища, в якому здійснюється нагрів або плавка, та не впливає на них;
- можливість вести нагрівання або плавку в вакуумі або в газовому середовищі будь-якого складу та тиску;
- можливість створювати процеси та агрегати з комбінованим нагрівом, наприклад, індукційний в поєднанні з плазмовим [36–38];
- висока надійність роботи технологічного обладнання через відсутність в джерелі нагрівання витратних елементів (наприклад, електродів).

В існуючих плавильних печах з тиглем з вогнетривкого матеріалу зазначені переваги індукційного джерела нагрівання реалізуються не в повній мірі, оскільки під час плавки рідкий метал контактує з вогнетривкою стінкою тигля та забруднюється продуктами взаємодії (неметалевими та газовими домішками). Інтенсивне перемішування розплаву в даному випадку інтенсифікує цей процес і сприяє насиченню металу продуктами взаємодії. Це звужує можливості застосування індукційних тигельних печей для виплавки та рафінування високореакційних металів, а також металів, що мають високу температуру плавлення.

Завдання усунення джерела забруднення рідкого металу при індукційній плавці вирішене в плавильних агрегатах з охолоджуваним секційним кристалізатором. Сутність індукційної плавки з формуванням зливка в секційному кристалізаторі (ІПСК) полягає в тому, що замість вогнетривкого тигля застосовується секційний водоохолоджуваний кристалізатор, «прозорий» для електромагнітного поля, в якому власне і відбувається розплавлення металу та формування зливка [39–41]. У внутрішньому просторі кристалізатора, виконаному з окремих, електрично ізольованих водоохолоджуваних секцій, за допомогою невеликого по висоті індуктора створюється високочастотне електромагнітне поле, в якому здійснюється плавлення кускової шихти та формування металеві ванни.

Завдяки взаємодії струмів, що протікають в секціях кристалізатора та поверхневому шарі металеві ванни, останній віджимається від стінки кристалізатора та її відкрита поверхня приймає куполоподібну форму. При цьому спостерігається інтенсивна циркуляція рідкого металу, яка прискорює розплавлення кускової шихти та сприяє гомогенізації розплаву за температурою та хімічним складом.

У роботах [42, 43] наведено результати досліджень щодо застосування плазмового та індукційного нагріву для плавки титану та його сплавів.

Останнім часом електрошлакова плавка, що має широке застосування при виробництві зливків якісних сталей, піддається ретельному дослідженню з метою оцінки можливості її використання для плавки титану та його сплавів. Ізоляція розплаву від агресивного впливу навколишнього середовища може бути виконана у вигляді камери з відкачуванням повітря перед плавкою, флюсовим затвором, продувом аргону в ході плавки в кристалізатор [44–46]. Під час плавки тепло для розплавлення електрода виділяється в шлаковій ванні [47–49]. Наявність шлакової ванни над рідким металом і в зазорі між мідною стінкою кристалізатора та рідким металом перешкоджає утворенню «корони» у верхній частині зливка, що виплавляється, і сприяє формуванню задовіль-

ної поверхні зливка. Поряд з низкою переваг ЕШП має суттєві недоліки: необхідність застосування кошового флюсу та зниження в порівнянні з ВДП і ЕПП рафінуючої здатності від водню. Традиційний електрошлаковий переплав титану супроводжується магнітогідродинамічною конвекцією розплаву, внаслідок чого можуть спостерігатися дефекти кристалічної будови зливка. З метою вдосконалення традиційної технології ЕШП було розроблено технологію магнітокерованої електрошлакової плавки (МЕР) [50]. Основне завдання МЕР — електромагнітне управління тепловою, хімічною та гідродинамічною активністю шлакової ванни. Управління потоками в рідкій ванні здійснюється за допомогою накладання на зону плавки зовнішніх магнітних полів – поперечних або радіальних. В результаті застосування електромагнітного управління забезпечується хімічна та фізична однорідність металу, видаляються шкідливі домішки, формується гарна поверхня зливка без тріщин і ужимів.

Серед сучасних способів спеціальної електрометалургії електронно-променевої плавки є найбільш ефективним методом вакуумної металургії та знайшла застосування в дослідницькій практиці та промисловості для отримання металів і сплавів, в тому числі тугоплавких і високореакційних, з наднизьким вмістом газів, летючих домішок і неметалевих включень [51, 52].

Глибоке розрідження в зоні плавки, перегрів металу під впливом електронного бомбардування, вільне дзеркало рідкого металу забезпечують найбільш сприятливі умови для видалення газових домішок з металу. Рафінуючий ефект підсилює використання в електронно-променевої печі проміжної ємності. При ЕПП можливе в широких межах регулювання швидкості плавлення зливка завдяки незалежному джерелу нагріву, що, в свою чергу, дозволяє регулювати тривалість перебування металу в рідкому перегрітому стані. ЕПП є найбільш ефективною технологією, що дозволяє практично повністю забезпечити видалення включень високої та низької щільності.

Під час електронно-променевої плавки можливе застосування шихти різного виду та розмірів (подрібнена титанова губка, пресована титанова губка, нероздроблені блоки губчастого титану та ін.). Крім того, плавка здійснюється в вакуумі 0,1...0,01 Па, що практично виключає додаткове забруднення титану газовими домішками. Це дозволяє використовувати в якості вхідної шихти до 100 % брукту та губчастого титану зниженої якості без його попереднього пресування в витратний електрод [53, 54]. Наявність проміжної ємності, в якій відбувається усереднення хімічного складу розплаву, дозволяє отримувати зливки титанових сплавів з рівномірним хімічним складом. У зв'язку з цим є можливість виготовлення складних титанових сплавів, які важко отримувати іншими металургійними методами плавки.

Метал зливків електронно-променевої плавки характеризується високим рівнем пластичності та циклічної міцності, тріщиностійкості, корозійної стійкості, чистоти обробки поверхні та іншими властивостями. Технологія ЕПП також дозволяє виплавляти зливки титанових сплавів як круглого, так і прямокутного перетину [55, 56].

Розділ 2

ПРОЦЕСИ ВИПАРОВУВАННЯ ПІД ЧАС ВИГОТОВЛЕННЯ ПСЕВДО- β ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ МЕТОДОМ ЕПП

2.1. Математична модель процесів випаровування при виготовленні псевдо- β титанових сплавів

При виплавці зливок титанових сплавів методом ЕПП виникає проблема забезпечення заданого хімічного складу металу. Це викликано тим, що плавка в електронно-променевої установці здійснюється при більш високому вакуумі, ніж ВДП, і легуючі елементи з пружністю пари, що перевищує пружність пари титану, випаровуються інтенсивніше. До таких елементів відносяться алюміній, хром, марганець. В першу чергу ця проблема стосується алюмінію, тому що у нього одне з найвищих значень пружності пари та цей елемент присутній практично у всіх титанових сплавах [57–59].

Характерною особливістю процесу ЕПП є наявність трьох зон плавки — торець витратної заготовки, проміжна ємність і кристалізатор (рис. 2.1) [58].

При цьому час перенесення рідкого металу з торця витратної заготовки в проміжну ємність і з проміжної ємності в кристалізатор незначні та на процеси випаровування практично не впливають [60].

Математична модель процесів випаровування при ЕПП будується на основі рівнянь матеріального балансу алюмінію, титану та інших легуючих елементів для кожної стадії плавлення, при цьому зв'язки між стадіями замінюють масопотоками.

Розглянемо виплавку зливка титанового сплаву ВТ19 наступного складу: Ті – (2.5...3.5), Al – (5.0...6.0), Мо – (4.0...5.0), Cr – (3.0...4.0), V – (0.5...1.5), Zr (мас. %). Припустимо, що в процесі електронно-променевої плавки витратна заготовка з площею поперечного перерізу S_1 (м²) подається в зону плавки над проміжною ємністю з постійною швидкістю m_0 (кг/с) та в ній міститься алюміній концентрації $[Al]_0$ (масова частка), титан концентрації $[Ti]_0$ (масова частка), молібден концентрації $[Mo]_0$ (масова частка), цирконій концентрації $[Zr]_0$ (масова частка), ванадій концентрації $[V]_0$ (масова частка) та хром концентрації $[Cr]_0$ (масова частка). При цьому будемо вважати, що рідкий метал надходить в проміжну ємність і кристалі-

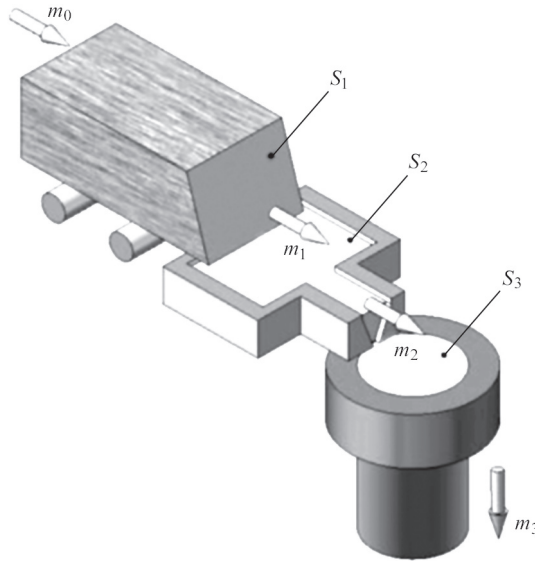


Рис. 2.1. Схема ЕПП з проміжною ємністю

затор безперервним потоком. У процесі плавки вміст алюмінію в рідкому металі змінюється до концентрації $[Al]_1$ (масова частка) на торці заготовки, $[Al]_2$ (масова частка) в проміжній ємності та $[Al]_3$ (масова частка) в кристалізаторі. Концентрація хрому в рідкому металі змінюється до $[Cr]_1$ (масова частка) на торці заготовки, $[Cr]_2$ (масова частка) в проміжній ємності та $[Cr]_3$ (масова частка) в кристалізаторі. Концентрація молібдену в рідкому металі змінюється до $[Mo]_1$ (масова частка) на торці заготовки, $[Mo]_2$ (масова частка) в проміжній ємності та $[Mo]_3$ (масова частка) в кристалізаторі. Концентрація ванадію в рідкому металі змінюється до $[V]_1$ (масова частка) на торці заготовки, $[V]_2$ (масова частка) в проміжній ємності та $[V]_3$ (масова частка) в кристалізаторі. Концентрація цирконію в рідкому металі змінюється до $[Zr]_1$ (масова частка) на торці заготовки, $[Zr]_2$ (масова частка) в проміжній ємності та $[Zr]_3$ (масова частка) в кристалізаторі. А концентрація титану в рідкому металі змінюється до $[Ti]_1$ (масова частка) на торці заготовки, $[Ti]_2$ (масова частка) в проміжній ємності та $[Ti]_3$ (масова частка) в кристалізаторі.

Через те, що при кристалізації зі швидкостями, які мають місце при ЕПП, для більшості елементів коефіцієнт розподілу дорівнює одиниці, концентрацію алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану в зливку позначимо як $[Al]_3$, $[Cr]_3$, $[V]_3$, $[Mo]_3$, $[Zr]_3$ і $[Ti]_3$ відповідно.

Рівняння матеріального балансу алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану для рідкого металу на торці витратної заготовки має вигляд:

$$\begin{aligned}
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[\text{Al}]_1 dV &= m_0[\text{Al}]_0 - S_1 \pi_1^{\text{Al}} - m_1[\text{Al}]_1, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[\text{Cr}]_1 dV &= m_0[\text{Cr}]_0 - S_1 \pi_1^{\text{Cr}} - m_1[\text{Cr}]_1, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[\text{V}]_1 dV &= m_0[\text{V}]_0 - S_1 \pi_1^{\text{V}} - m_1[\text{V}]_1 \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[\text{Mo}]_1 dV &= m_0[\text{Mo}]_0 - S_1 \pi_1^{\text{Mo}} - m_1[\text{Mo}]_1, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[\text{Zr}]_1 dV &= m_0[\text{Zr}]_0 - S_1 \pi_1^{\text{Zr}} - m_1[\text{Zr}]_1, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[\text{Ti}]_1 dV &= m_0[\text{Ti}]_0 - S_1 \pi_1^{\text{Ti}} - m_1[\text{Ti}]_1,
 \end{aligned} \tag{2.1}$$

де V_1 — об'єм рідкого металу на торці заготовки, м^3 ; ρ — щільність розплаву, $\text{кг}/\text{м}^3$; S_1 — площа рідкого металу на торці заготовки, м^2 ; π_1^{Al} , π_1^{Cr} , π_1^{V} , π_1^{Mo} , π_1^{Zr} , π_1^{Ti} — питомі потоки алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану через міжфазну поверхню в парову фазу, $\text{кг}/(\text{с}\cdot\text{м}^2)$; m_1 — масова швидкість надходження розплаву з торця заготовки в проміжну ємність, $\text{кг}/\text{с}$.

Записавши рівняння матеріального балансу алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану для рідкого металу в проміжній ємності, отримаємо:

$$\begin{aligned}
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Al}]_2 dV &= m_1[\text{Al}]_2 - S_2 \pi_2^{\text{Al}} - m_2[\text{Al}]_2, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Cr}]_2 dV &= m_1[\text{Cr}]_2 - S_2 \pi_2^{\text{Cr}} - m_2[\text{Cr}]_2, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{V}]_2 dV &= m_1[\text{V}]_2 - S_2 \pi_2^{\text{V}} - m_2[\text{V}]_2 \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Mo}]_2 dV &= m_1[\text{Mo}]_2 - S_2 \pi_2^{\text{Mo}} - m_2[\text{Mo}]_2, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Zr}]_2 dV &= m_1[\text{Zr}]_2 - S_2 \pi_2^{\text{Zr}} - m_2[\text{Zr}]_2, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Ti}]_2 dV &= m_1[\text{Ti}]_2 - S_2 \pi_2^{\text{Ti}} - m_2[\text{Ti}]_2,
 \end{aligned} \tag{2.2}$$

де V_2 — об'єм рідкого металу в проміжній ємності, м^3 ; S_2 — площа вільної поверхні рідкого металу в проміжній ємності, м^2 ; π_2^{Al} , π_2^{Cr} , π_2^{V} , π_2^{Mo} , π_2^{Zr} , π_2^{Ti} — питомі потоки алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію та тита-

ну з проміжної ємності в парову фазу, кг/(с·м²); m_2 — масова швидкість надходження розплаву з проміжної ємності в кристалізатор, кг/с.

Для розплаву в кристалізаторі рівняння матеріального балансу алюмінію, хрому, молібдену, цирконію та титану з урахуванням затвердіння розплаву на фронті кристалізації матимуть вигляд:

$$\begin{aligned}
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[\text{Al}]_3 dV &= m_2[\text{Al}]_2 - S_3 \pi_3^{\text{Al}} - m_3[\text{Al}]_3, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[\text{Cr}]_3 dV &= m_2[\text{Cr}]_2 - S_3 \pi_3^{\text{Cr}} - m_3[\text{Cr}]_3, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[\text{V}]_3 dV &= m_2[\text{V}]_2 - S_3 \pi_3^{\text{V}} - m_3[\text{V}]_3, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[\text{Mo}]_3 dV &= m_2[\text{Mo}]_2 - S_3 \pi_3^{\text{Mo}} - m_3[\text{Mo}]_3, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[\text{Zr}]_3 dV &= m_2[\text{Zr}]_2 - S_3 \pi_3^{\text{Zr}} - m_3[\text{Zr}]_3, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[\text{Ti}]_3 dV &= m_2[\text{Ti}]_2 - S_3 \pi_3^{\text{Ti}} - m_3[\text{Ti}]_3,
 \end{aligned} \tag{2.3}$$

де V_3 — об'єм рідкого металу в кристалізаторі, м³; S_3 — площа вільної поверхні рідкого металу в кристалізаторі, м²; π_3^{Al} , π_3^{Cr} , π_3^{V} , π_3^{Mo} , π_3^{Zr} , π_3^{Ti} — питомі потоки алюмінію, хрому, ніобію, цирконію та титану з кристалізатора в парову фазу, кг/(с·м²); m_3 — масова швидкість твердіння розплаву в кристалізаторі, кг/с.

При стаціонарних умовах плавки хімічний склад розплаву в кожній зоні рафінування залишається незмінним в часі, тобто повинні виконуватися наступні рівності [61]:

$$\begin{aligned}
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[\text{Al}]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Al}]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[\text{Al}]_3 dV = 0, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[\text{Cr}]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Cr}]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[\text{Cr}]_3 dV = 0, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[\text{V}]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{V}]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[\text{V}]_3 dV = 0, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[\text{Mo}]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Mo}]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[\text{Mo}]_3 dV = 0, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[\text{Zr}]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Zr}]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[\text{Zr}]_3 dV = 0, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[\text{Ti}]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Ti}]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[\text{Ti}]_3 dV = 0.
 \end{aligned} \tag{2.4}$$

Так як для кожної зони рафінування виконується умова:

$$[\text{Ti}]_j + [\text{Al}]_j + [\text{Cr}]_j + [\text{V}]_j + [\text{Mo}]_j + [\text{Zr}]_j = 1, \quad (2.5)$$

де $j = 1, 2, 3$ — зони рафінування, то при сталих режимах плавки, відповідно до рівнянь (2.1)–(2.4), масові потоки металу між зонами рафінування будуть пов'язані такими співвідношеннями:

$$\begin{aligned} m_1 &= m_0 - S_1 \left(\pi_1^{\text{Al}} + \pi_1^{\text{Cr}} + \pi_1^{\text{V}} + \pi_1^{\text{Mo}} + \pi_1^{\text{Zr}} + \pi_1^{\text{Ti}} \right); \\ m_2 &= m_1 - S_2 \left(\pi_2^{\text{Al}} + \pi_2^{\text{Cr}} + \pi_2^{\text{V}} + \pi_2^{\text{Mo}} + \pi_2^{\text{Zr}} + \pi_2^{\text{Ti}} \right); \\ m_3 &= m_2 - S_3 \left(\pi_3^{\text{Al}} + \pi_3^{\text{Cr}} + \pi_3^{\text{V}} + \pi_3^{\text{Mo}} + \pi_3^{\text{Zr}} + \pi_3^{\text{Ti}} \right). \end{aligned} \quad (2.6)$$

У камері плавки електронно-променевої установок тиск залишкових газів становить 0.01...0.1 Па. При такому тиску довжина вільного пробігу атомів λ більша за характерний розмір вакуумної камери, тому зіткненням атомів в паровій фазі можна знехтувати і, отже, має місце молекулярний режим випаровування [62, 63]. В цьому випадку питома масова швидкість випаровування компонентів сплаву з поверхні в парову фазу J_{ev} , кг/(с·м²) буде пропорційна їх концентрації в розплаві та визначатися рівнянням Ленгмюра [64, 65]:

$$J_{ev} = \alpha_c p_i^0 \gamma_i N_i \sqrt{M_i / 2\pi RT}, \quad (2.7)$$

де α_c — коефіцієнт конденсації; N_i — мольна доля i -того елемента; p_i^0 — рівноважна пружність пари i -го елемента, Па; γ_i — коефіцієнт активності i -го елемента; M_i — атомна маса легуючого елемента, кг/моль; R — універсальна газова постійна, Дж/(моль·К); T — температура розплаву, К.

Мольна доля i -го елемента в розплаві сплаву ВТ19 пов'язана з його масовою концентрацією $[X_i]$ наступним співвідношенням:

$$\frac{N_i = [X_i]}{M_i / (\Omega_1 + \Omega_2)}, \quad (2.8)$$

де $\Omega_1 = [\text{Ti}]/M_{\text{Ti}} + [\text{Al}]/M_{\text{Al}} + [\text{Cr}]/M_{\text{Cr}}$; $\Omega_2 = [\text{V}]/M_{\text{V}} + [\text{Mo}]/M_{\text{Mo}} + [\text{Zr}]/M_{\text{Zr}}$; M_{Ti} , M_{Al} , M_{Cr} , M_{V} , M_{Mo} , M_{Zr} — атомні маси титану, алюмінію, хрому, ванадію, молібдену та цирконію відповідно, кг/моль. З урахуванням виразу (2.5), після нескладних перетворень рівняння (2.8) можна записати в наступному вигляді:

$$N_i = k_c \frac{M_{\text{Ti}}}{M_i} [X_i], \quad (2.9)$$

де k_c — коефіцієнт, значення якого залежить від хімічного складу розплаву та визначається рівнянням:

$$k_c = \frac{1}{1 + \Psi_1 + \Psi_2},$$

де $\Psi_1 = [\text{Al}] \left(\frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{Al}}} - 1 \right) + [\text{Cr}] \left(\frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{Cr}}} - 1 \right)$; $\Psi_2 = [\text{V}] \left(\frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{V}}} - 1 \right) + [\text{Mo}] \left(\frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{Mo}}} - 1 \right) + [\text{Zr}] \left(\frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{Zr}}} - 1 \right)$.

Розрахунок за представленою вище формулою показав, що для процесу виплавки сплаву ВТ19 чисельне значення коефіцієнту рівне $k_c = 0.86$.

Виходячи з рівнянь (2.7) і (2.9) і приймаючи значення коефіцієнта конденсації α_c рівним одиниці, питомі потоки хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану через міжфазну поверхню в парову фазу в j -й зоні плавки можна визначити таким чином:

$$\begin{aligned} \pi_j^{\text{Cr}} &= k_j^{\text{Cr}} [\text{Cr}]_j, & \pi_j^{\text{V}} &= k_j^{\text{V}} [\text{V}]_j, \\ \pi_j^{\text{Mo}} &= k_j^{\text{Mo}} [\text{Mo}]_j, & \pi_j^{\text{Zr}} &= k_j^{\text{Zr}} [\text{Zr}]_j, & \pi_j^{\text{Ti}} &= k_j^{\text{Ti}} [\text{Ti}]_j, \end{aligned} \quad (2.10)$$

де

$$\begin{aligned} k_j^{\text{Cr}} &= k_c p_{\text{Cr}}^0(T_j) \gamma_j^{\text{Cr}} \frac{M_{\text{Ti}}}{\sqrt{2\pi R M_{\text{Cr}} T_j}}, & k_j^{\text{V}} &= k_c p_{\text{V}}^0(T_j) \gamma_j^{\text{V}} \frac{M_{\text{Ti}}}{\sqrt{2\pi R M_{\text{V}} T_j}}, \\ k_j^{\text{Mo}} &= k_c p_{\text{Mo}}^0(T_j) \gamma_j^{\text{Mo}} \frac{M_{\text{Ti}}}{\sqrt{2\pi R M_{\text{Mo}} T_j}}, \\ k_j^{\text{Zr}} &= k_c p_{\text{Zr}}^0(T_j) \gamma_j^{\text{Zr}} \frac{M_{\text{Ti}}}{\sqrt{2\pi R M_{\text{Zr}} T_j}}, & k_j^{\text{Ti}} &= k_c p_{\text{Ti}}^0(T_j) \gamma_j^{\text{Ti}} \sqrt{\frac{M_{\text{Ti}}}{2\pi R T_j}} \end{aligned}$$

є константами швидкості випаровування хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану в j -й зоні плавки відповідно, $\text{кг}/(\text{с}\cdot\text{м}^2)$; $p_{\text{Cr}}^0, p_{\text{V}}^0, p_{\text{Mo}}^0, p_{\text{Zr}}^0, p_{\text{Ti}}^0$ — пружності парів хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану в j -й зоні плавки відповідно; $\gamma_i^{\text{Cr}}, \gamma_i, \gamma_i^{\text{Mo}}, \gamma_i^{\text{Zr}}, \gamma_i^{\text{Ti}}$ — коефіцієнти активності хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану в j -й зоні плавки, відповідно; T_j — температура розплаву в j -й зоні плавки, К.

Пружність пари алюмінію набагато вище пружності парів титану, молібдену, цирконію та ванадію. Так, наприклад, для температури 2000 К пружність пари молібдену становить 10^{-6} Па, пружність пари цирконію становить $3.5 \cdot 10^{-4}$ Па, титану — 1 Па, хрому — 114 Па, а алюмінію — 642 Па. Тому алюміній випаровується набагато інтенсивніше, ніж молібден, цирконій, титан і навіть хром. Внаслідок цього концентрація алюмінію на поверхні розплаву стає набагато менше концентрації алюмінію в обсязі розплаву та виникає градієнт концентрації алюмінію в приповерхневому шарі розплаву. В роботі [66] отримано кінетичне рівняння процесу випаровування легуючих елементів, яке одночасно враховує масоперенос в розплаві та фізико-хімічні реакції десорбції

з поверхні розплаву. Для розплаву титану питомий потік алюмінію з рідкого металу буде визначатися таким виразом:

$$\pi_j^{\text{Al}} = \rho_{\text{Ti}} \beta_j^{\text{Al}} [\text{Al}]_j, \quad (2.11)$$

де $\beta_j^{\text{Al}} = \left(\frac{1}{\beta_{\text{Al}}} + \frac{\rho_{\text{Ti}}}{k_j^{\text{Al}}} \right)^{-1}$ — сумарний коефіцієнт масопереносу алюмінію в рідкому металі в j -й зоні плавки, м/с; β_{Al} — коефіцієнт масопереносу алюмінію в роз-

плаві титану, м/с; ρ_{Ti} — щільність розплаву титану, кг/м³; $k_j^{\text{Al}} = k_c \frac{p_{\text{Al}}^0 \gamma_j^{\text{Al}} M_{\text{Ti}}}{\sqrt{2\pi M_{\text{Al}} RT_j}}$ —

константа швидкості випаровування алюмінію в j -й зоні плавки, кг/(с·м²); $[\text{Al}]_j$ — концентрація алюмінію в j -й зоні плавки, масова частка; p_{Al}^0 — пружність пари чистого алюмінію; P_a ; γ_j^{Al} — коефіцієнт активності алюмінію в j -ї зоні плавки.

Рівноважні пружності парів алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану розраховані за наступними рівняннями [67]:

$$\begin{aligned} \lg p_{\text{Al}}^0 &= -\frac{16379}{T} + 9.979 - 0.335 \lg T, \\ \lg p_{\text{Cr}}^0 &= -\frac{22598}{T} + 11.454 + 0.406 \lg T - \frac{0.781}{1000} T, \\ \lg p_{\text{V}}^0 &= -\frac{28566}{T} + 12.547 + 0.034 \lg T - \frac{0.564}{1000} T, \\ \lg p_{\text{Mo}}^0 &= -\frac{35904}{T} + 12.370 - 0.107 \lg T - \frac{0.363}{1000} T, \\ \lg p_{\text{Zr}}^0 &= -\frac{32541}{T} + 13.966 - 0.847 \lg T - \frac{0.243}{1000} T, \\ \lg p_{\text{Ti}}^0 &= -\frac{25860}{T} + 12.392 - 0.142 \lg T - \frac{0.551}{1000} T. \end{aligned} \quad (2.12)$$

З урахуванням рівнянь (2.10), (2.11) з системи рівнянь (2.1)–(2.6) отримаємо математичну модель процесів випаровування компонентів сплаву ВТ19 при електронно-променевої плавці з проміжною ємністю:

$$\begin{aligned} m_{j-1}[\text{Al}]_{j-1} &= (S_j \rho_{\text{Ti}} \beta_j^{\text{Al}} + m_j)[\text{Al}]_j; & m_{j-1}[\text{Mo}]_{j-1} &= (S_j k_j^{\text{Mo}} + m_j)[\text{Mo}]_j; \\ m_{j-1}[\text{Cr}]_{j-1} &= (S_j k_j^{\text{Cr}} + m_j)[\text{Cr}]_j; & m_{j-1}[\text{V}]_{j-1} &= (S_j k_j^{\text{V}} + m_j)[\text{V}]_j; \\ m_{j-1}[\text{Zr}]_{j-1} &= (S_j k_j^{\text{Zr}} + m_j)[\text{Zr}]_j; & m_{j-1}[\text{Ti}]_{j-1} &= (S_j k_j^{\text{Ti}} + m_j)[\text{Ti}]_j; \end{aligned} \quad (2.13)$$

$$\begin{aligned} m_{j-1} &= m_j + S_j (\rho_{\text{Ti}} \beta_j^{\text{Al}} [\text{Al}]_j + k_j^{\text{Mo}} [\text{Mo}]_j + \\ &+ k_j^{\text{Cr}} [\text{Cr}]_j + k_j^{\text{V}} [\text{V}]_j + k_j^{\text{Zr}} [\text{Zr}]_j + k_j^{\text{Ti}} [\text{Ti}]_j), \end{aligned}$$

де $j = 1, 2, 3$ — стадії процесу випаровування при ЕПП.

Згідно з дослідженнями, проведеними в роботі [68], коефіцієнт масопере-
носу алюмінію в розплаві титану в умовах електронно-променевої плавки $\beta_{Al} =$
 $= 6.6 \cdot 10^{-6}$ м/с. Оцінка чисельних значень коефіцієнтів активності в рамках мо-
делі Редліха–Кістера [69] для титану, ванадію, цирконію та молібдену можуть
бути прийняті рівними одиниці, для хрому — 0.8, для алюмінію — 0.3.

В цілому, математична модель являє собою систему нелінійних алгебраїч-
них рівнянь, яку вирішували чисельними методами.

Розроблена математична модель (2.13) встановлює залежність концентра-
ції алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану у виготовленому
методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю зливку сплаву
BT19, від швидкості плавки, концентрації легуючих елементів у витратній за-
готовці і температури розплаву. Дана модель дозволяє прогнозувати хімічний
склад зливків титанового сплаву BT19, що виплавляються, і може бути викори-
стана для виготовлення зливків з необхідним хімічним складом.

2.2. Залежність хімічного складу псевдо-β титанових сплавів від технологічних параметрів

Для аналізу впливу технологічних параметрів плавки та хімічного складу ви-
хідної шихти на хімічний склад зливків, що виплавляються, розглянемо процес
виготовлення зливка титанового сплаву BT19 методом електронно-променевої
плавки з проміжною ємністю в кристалізатор \varnothing 110 мм.

За допомогою математичної моделі процесів випаровування (2.13) для
сплаву BT19 було визначено залежності вмісту легуючих елементів в зливку,
проміжній ємності та торці заготовки від швидкості плавки m при різному хі-
мічному складі вихідної шихти $[Al]_0$, $[Cr]_0$, $[Mo]_0$, $[V]_0$, $[Zr]_0$ (рис. 2.2, *a–d*).

Характер отриманих залежностей показує, що при фіксованому складі ви-
хідної шихти збільшення швидкості плавки до 30 кг/год і вище (для кристалі-
затора \varnothing 110 мм) призводить до зменшення втрат випаровуванням алюмінію
(рис. 2.2, *a*) і хрому (рис. 2.2, *b*) і, отже, до збільшення їх вмісту в зливку. При
швидкостях плавки понад 30 кг/год швидкості випаровування цих елементів
мінімальні на всіх стадіях плавки.

Таким чином, для виплавки якісного зливка сплаву BT19 необхідно забез-
печувати швидкість плавки 30 і більше кг/год для кристалізатора \varnothing 110 мм.
Однак збільшення швидкості плавки понад 40 кг/год може призвести до утво-
рення глибокої рідкої ванни в кристалізаторі, що може негативно позначитись
на структурі зливка [70]. Показано, що основним чинником, які впливає на
концентрацію алюмінію та хрому в зливку, є їх початковий вміст в витратній
заготовці. Тобто, чим більше початковий вміст елементу в шихті $[Al, Cr]_0$, тим
більша різниця між його початковим вмістом і його концентрацією в зливку —
 $\Delta [Al, Cr] = [Al, Cr]_0 - [Al, Cr]_{zt}$ (рис. 2.3). Цей момент так само необхідно вра-
ховувати при розрахунку шихтової заготовки.

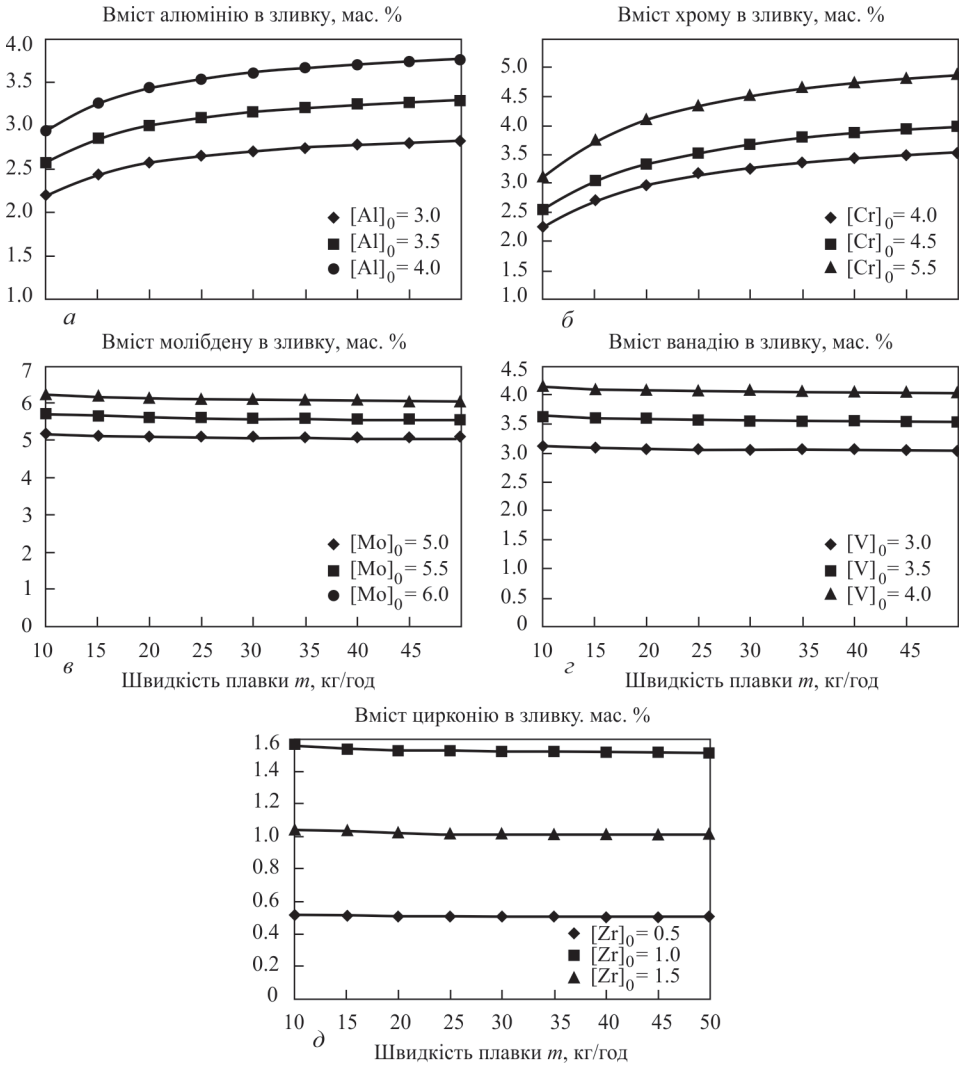


Рис. 2.2. Залежності вмісту легуючих елементів в зливку сплаву ВТ19 від швидкості плавки m при різному початковому вмісті цих елементів $[Al]_0$, $[Cr]_0$, $[Mo]_0$, $[V]_0$, $[Zr]_0$ в початковій шихті

Проаналізовано процес випаровування легколетючих елементів на кожній стадії електронно-променевої плавки (рис. 2.4). Показано, що максимальне випаровування алюмінію та хрому відбувається в проміжній ємності (близько 50 % від загальних втрат випаровуванням). Це в першу чергу пов'язано з максимальною площею рідкої ванни в проміжній ємності. Отже, даний факт необхідно враховувати при виборі технологічного устаткування для виплавки зливок методом ЕПП.

За допомогою математичного моделювання так само було проаналізовано взаємний вплив вихідних концентрацій алюмінію та хрому на їх кінцевий

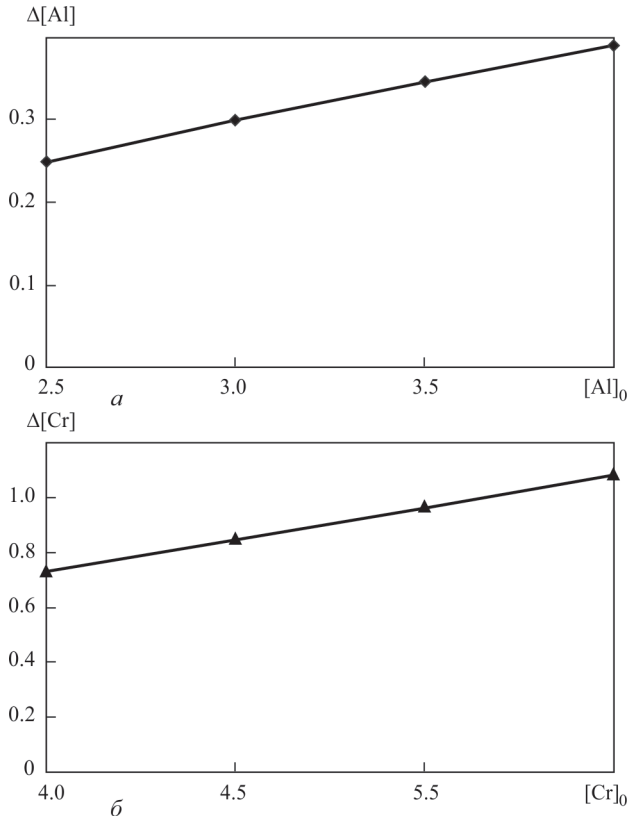


Рис. 2.3. Залежності різниці між початковою і кінцевою концентрацією алюмінію (а) і хрому (б) в зливку — $\Delta [Al, Cr]$ від їх вихідного вмісту $[Al, Cr]_0$

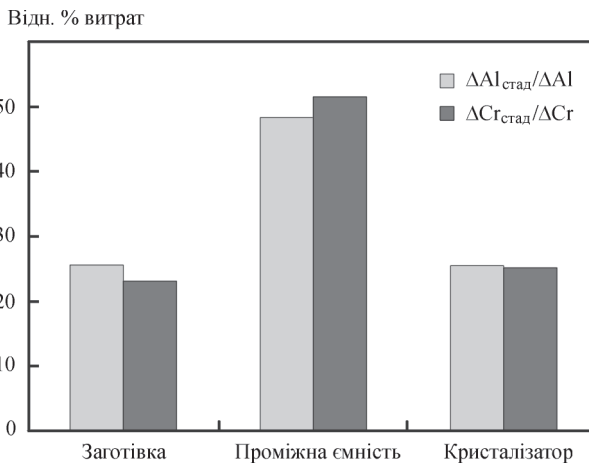


Рис. 2.4. Відносні втрати алюмінію і хрому на стадіях електронно-променевої плавки сплаву ВТ19, де $\Delta [Al, Cr]$ — загальні втрати елементів за плавку, а $\Delta [Al, Cr]_{\text{стад}}$ — втрати елементів на кожній стадії плавки

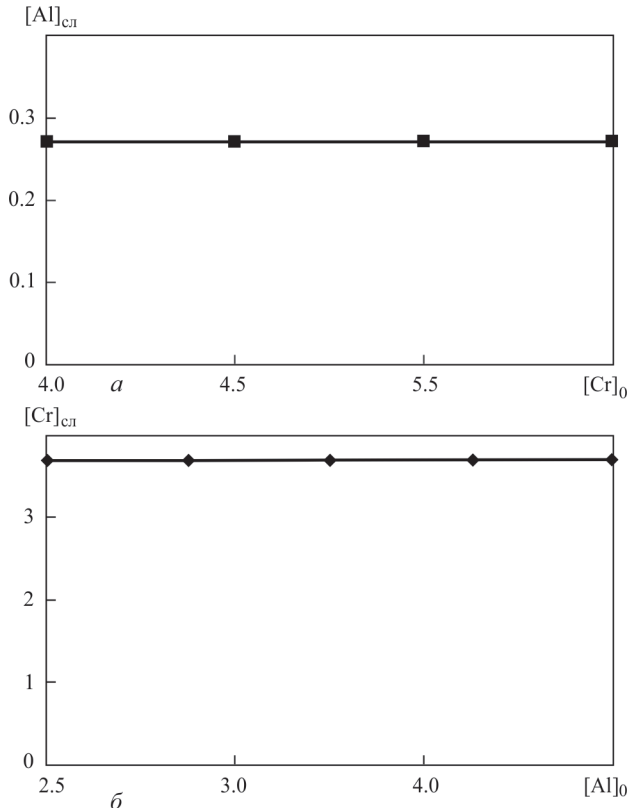


Рис. 2.5. Залежності вмісту алюмінію (*a*) і хрому (*б*) в зливку від початкової концентрації іншого елемента у вихідній шихті

вміст в зливку. З'ясовано, що зміна початкового вмісту кожного з цих елементів у вихідній шихті ніяк не позначається на концентрації іншого елемента в зливку (рис. 2.5).

За результатами аналізу даних розрахунків встановлено, що концентрація таких елементів сплаву VT19, як молібден, ванадій та цирконій, зі збільшенням швидкості плавки монотонно зменшується (рис. 2.2, *в–д*), що обумовлено більш низькою пружністю парів цих елементів у порівнянні з іншими компонентами сплаву. Слід зазначити, що при швидкостях плавки понад 30 кг/ч вміст молібдену, ванадію та цирконію в зливку лише незначно збільшується в порівнянні з їх концентрацією в вихідній шихті, що пов'язано з меншими втратами алюмінію, хрому та основи сплаву титану на цих швидкостях плавки.

2.3. Перевірка адекватності математичної моделі процесів випаровування при ЕПП псевдо- β титанових сплавів

Важливим етапом математичного моделювання будь-якого технологічного процесу має бути перевірка адекватності побудованої математичної моделі, тобто порівняння результатів розрахунків за математичною моделлю з експе-



Рис. 2.6. Зовнішній вигляд лабораторної електронно-променевої установки UE-208M

риментальними даними. В нашому випадку це є порівняння фактичного хімічного складу виплавлених зливків з розрахунковим складом зливків, отриманих за допомогою математичної моделі процесів випаровування при ЕПП псевдо- β титанових сплавів.

Тому для перевірки адекватності математичної моделі (2.13) і розрахованих технологічних режимів була проведена серія плавок зливків титанового сплаву VT19 в кристалізатор \varnothing 110 мм.

Дослідні зливки виплавлялись на лабораторній електронно-променевої установці UE-208M, яка оснащена трьома газорозрядними електронно-променевої гарматами потужністю 300 кВт кожна (рис. 2.6). Процес плавлення відбувається в камері плавки, в якій підтримується вакуум від $6 \cdot 10^{-2}$ Па на початку процесу плавки до $1.2 \cdot 10^{-1}$ Па під час плавки. Найбільші розміри зливків, що можуть виплавлятися в цій установці, є за діаметром — 300 мм, за довжиною — 1700 мм. Технологічне устаткування складається з проміжної ємності з розмірами ванни для рідкого металу $50 \times 200 \times 300$ мм і прохідного кристалізатора з відокремленим піддоном. Все технологічне устаткування виготовлено з міді та має внутрішнє охолодження проточною водою.

В якості вихідних шихтових матеріалів використовувались технічно чистий титан, алюміній та ванадій, а також електролітичний хром, молібден і цирконій. Шихтові матеріали завантажувались в короб згідно з технологічними схемами (рис. 2.7, а). Плавки велись за наступними технологічними режимами: потужність електронно-променевого нагріву в кристалізаторі — 20 кВт, потужність електронно-променевого нагріву в проміжній ємності та на заготовці — 120 кВт, масова швидкість плавки — 30 кг/год. Виготовлено зливки \varnothing 110 мм і довжиною до 800 мм (рис. 2.7, б).

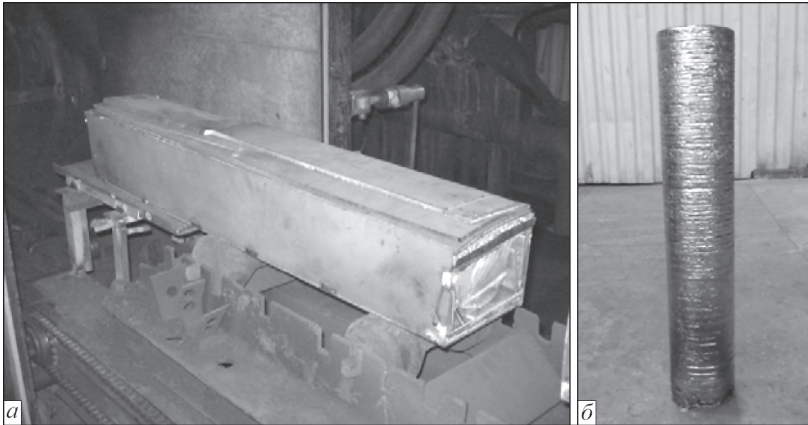


Рис. 2.7. Вихідна шихта (а) і отриманий зливок (б) титанового сплаву BT19

Таблиця 2.1. Фактичний і розрахунковий хімічний склад злиwkів титанового сплаву BT19

| Характеристика металу | Вміст елементів, мас. % | | | | | |
|--------------------------|-------------------------|------|------|------|------|------|
| | Al | Cr | V | Mo | Zr | Ti |
| Вихідна шихта | 3.57 | 5.29 | 3.38 | 5.23 | 0.88 | Інше |
| Зливok ЕПП (експеримент) | 3.35 | 4.19 | 3.5 | 5.24 | 0.91 | |
| Зливok ЕПП (розрах.) | 3.22 | 4.34 | 3.43 | 5.32 | 0.9 | |

Для дослідження хімічного складу злиwkів титанового сплаву BT19 на верстаті відбирались проби у вигляді стружки для хімічного аналізу. Вміст елементів в зливках приймався рівним середньоарифметичним значенням результатів вимірювань шести зразків, взятих еkvідистантно уздовж зливка. Причому з верхньої та нижньої частин зливка проби відбирались на відстані 30...50 мм від його торців для виключення впливу нестационарних режимів плавки. Вага кожної проби складала не менше 20...30 г.

Відбір проб проводився з бічної поверхні зливка при його механічній обробці наступним чином: робилась попередня проточка на глибину 2...3 мм, стружка при цьому відкидалась. Придатна проба відбиралась при подальшій проточці на глибину 7...10 мм. Перегрів стружки та застосування мастильно-охолоджуючих рідин при відборі проб не допускався.

Вміст легуючих елементів сплаву визначали методом індуктивно-зв'язаної плазми/оптичної емісійної спектроскопії (ICP-OES) на ICP-спектрометрі ICAP 6500 DUO, який є високотехнологічним компактним емісійним спектрометром виробництва фірми «Thermo Electron Corporation» з напівпровідниковим детектором.

Аналіз хімічного складу отриманих злиwkів показав, що побудована математична модель описує процес випаровування легуючих елементів з титанового сплаву BT19 при ЕПП з досить високим ступенем точності (табл. 2.1).

Відносна похибка розрахункових результатів від експериментальних даних при електронно-променевої плавці зливків сплаву ВТ19 склала: 4 % (відн.) для алюмінію; 4 % (відн.) для хрому; 2 % (відн.) для ванадію; 1,5 % (відн.) для молібдену і 1 % (відн.) для цирконію.

Таким чином, за результатами проведених розрахунків встановлено, що для забезпечення заданого хімічного складу зливка сплаву ВТ19 Ø 110 мм оптимальною швидкістю плавки буде 30...40 кг/год при потужності електронно-променевого нагріву в кристалізаторі 20 кВт, в проміжній ємності та заготовці 120 кВт, що підтверджується експериментальними даними.

Розділ 3

ПРОЦЕСИ ФОРМУВАННЯ ЗЛИВКА ПІД ЧАС ЕПП ПСЕВДО- β ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

3.1. Математична модель теплових процесів в зливках псевдо- β титанових сплавів при ЕПП

Розробка ефективних технічних рішень і пошук оптимальних режимів управління існуючими процесами є пріоритетним завданням сучасної металургії. При створенні та реалізації різних технологій металургійного виробництва велике значення має рівень знань про механізми розвитку тепломасообміну в високотемпературних гетерогенних системах, різних за рівнями взаємодії та складності.

Важливим етапом в отриманні якісних зливок сплавів титану є процес переходу металу з рідкого стану в твердий. Затвердіння зливка супроводжується складними швидкоплинними фізико-хімічними процесами, що включають явища тепломасопереносу, розвиток усадочних і ліквідаційних явищ, зміну хімічного складу, зменшення обсягу та ін. Ці процеси істотно зумовлюють формування кінцевої внутрішньої структури металу зливок сплавів титану.

На практиці часто не можливо виміряти значення параметрів цих процесів, тим більше з достатньою точністю. Крім того, в металургії натурні експерименти пов'язані з великими матеріальними витратами з-за енерговитратності процесів і дорожнечі металу. Тому велике значення мають чисельні експерименти із застосуванням методів математичного моделювання та розрахунків на комп'ютерах, які дозволяють при порівняно малих витратах і мінімальній кількості експериментальних даних скласти якісну та кількісну картину явищ, що відбуваються в металургійних процесах.

Перевага чисельних методів полягає в тому, що вони дозволяють враховувати не тільки середні показники фізичних величин, але і задавати їх розподіл в просторі та часі, що максимально наближений до реальних процесів. Метою моделювання є, в ідеалі, відмова від коштовного натурального експерименту шляхом обчислення розподілу необхідного параметру в будь-який момент часу з заданою точністю. На практиці ж зазвичай домагаються скорочення кількості експериментів за рахунок обчислення характеру розподілу та тенденції зміни необхідного параметру.

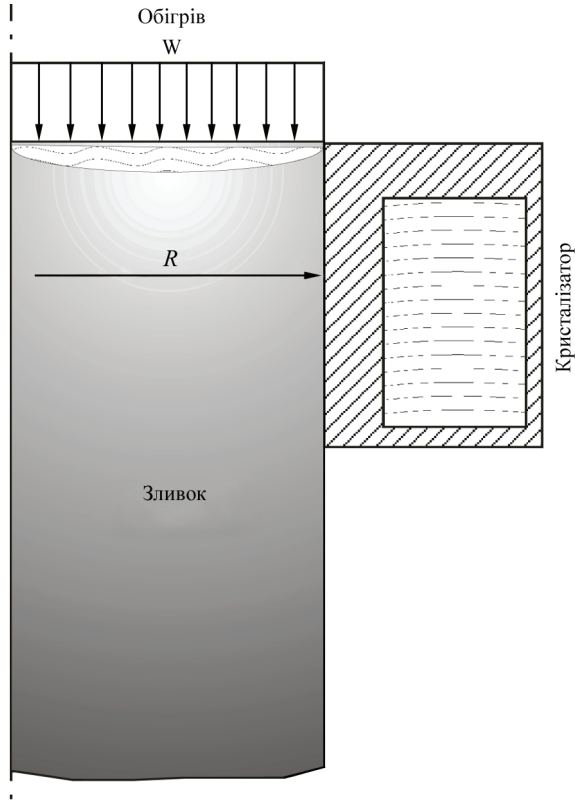


Рис. 3.1. Схема моделювання процесу ЕПП

Основні принципи моделювання теплофізичних процесів в зливках, отриманих методами спеціальної електromеталургії, сформульовані в роботах [71, 72]. В останні роки створено кілька математичних моделей, що описують різні стадії ЕПП: плавлення вихідної шихти, перемішування та випаровування металу та домішок в проміжній ємності, формування зливка в кристалізаторі (в т.ч. виведення усадочної раковини), охолодження зливка [73–75].

В ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України було розроблено [57], а потім вдосконалено математичну модель кристалізації циліндричних зливків при ЕПП. Ця математична модель дозволяє отримати розподіл температур в циліндричному зливку в будь-який момент часу, а, отже, конфігурацію рідкої ванни та зони твердо-рідкого стану металу в залежності від технологічних параметрів електронно-променевої плавки — продуктивності процесу, періодичності заливки розплаву в кристалізатор і потужності електронно-променевого нагріву.

Моделювався процес формування зливка в мідному водоохолоджуваному кристалізаторі (рис. 3.1).

У запропонованій моделі рідкий метал зливається в кристалізатор порціями, а зливков періодично витягується за допомогою піддону. Поверхня зливка

обігривається одним електронним променем, потужність якого рівномірно розподілена в центральній частині зливка. У математичній моделі контрольованими технологічними параметрами є: потужність центрального променя W , періодичність заливки τ , висота порції h , що одночасно зливається в кристалізатор, радіус кордону між центральною та периферійною зонами обігріву.

Процес перенесення тепла будемо описувати рівнянням теплопровідності в циліндричній системі координат $(r, 0, z)$ для випадку осьової симетрії. Введемо циліндричну систему координат, у якій вісь OZ збігається з віссю зливка (вісь симетрії), а вісь OR — з радіальним напрямком. Початок координат задамо на нижній основі зливка.

Рівняння теплопровідності в цьому випадку приймає вигляд:

$$cp \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \right);$$

$$0 < r < R; \quad 0 < z < s(t); \quad t > 0. \quad (3.1)$$

Залежність $\rho(T)$, $c(T)$, $\lambda(T)$ для більшості випадків з достатньою точністю можна апроксимувати кусково-лінійними функціями температури:

$$\lambda(T) = A_\lambda T + B_\lambda. \quad (3.2)$$

Коефіцієнти A_λ , B_λ були визначені експериментально та виходячи з літературних даних [76].

На верхньому торці зливка відбувається підведення тепла за рахунок обігріву електронними променями та випромінювання тепла за законом Стефана–Больцмана. Таким чином, гранична умова на верхньому торці зливка може бути записано у вигляді:

$$\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=s(t)} = -\varepsilon \sigma (T^4 - T_{cp}^4) + w(r, t). \quad (3.3)$$

На бічній поверхні зливка, що знаходиться в кристалізаторі, теплообмін зливка відбувається зі стінками кристалізатора. Відповідно прийнято, що в залежності від того, в якому відношенні знаходиться температура поверхні зливка до деякої критичної температури T_k (при якій поверхня зливка відділяється від стінки кристалізатора), теплообмін зливка з кристалізатором здійснюється за різними законами:

При $T < T_k$ — за законом Стефана–Больцмана:

$$-\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R} = \varepsilon \sigma (T^4 - T_{cp}^4). \quad (3.4)$$

При $T > T_k$ — за законом Ньютона–Ріхмана:

$$-\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R} = \alpha (T - T_{cp}), \quad (3.5)$$

где α — коефіцієнт теплопередачі між зливком і кристалізатором.

У моделі прийнято, що на піддоні відбувається теплообмін за законом Ньютона–Ріхмана по всій поверхні піддону. Гранична умова на нижньому торці зливка має вигляд:

$$\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=0} = \alpha(T - T_{cp}). \quad (3.6)$$

Таким чином, була сформульована математична модель процесів переносу тепла в циліндричному зливку при ЕПП (3.1)–(3.6).

В цілому модель з достатньою точністю відображає тенденцію зміни глибини формування рідкої ванни в залежності від зміни потужності нагріву зливка [77].

За допомогою даної математичної моделі було виконано моделювання трьох режимів плавки зливків Ø 100 мм псевдо-β титанового сплаву ВТ19. Розрахунки проводились чисельно за допомогою методу кінцевих різниць.

З огляду на малі обсяги металу, що знаходиться в рідкому стані при виплавці зливків малих діаметрів, регулювати одночасно величину порції, що заливається, важко. Крім того, малий обсяг розплаву, що знаходиться в проміжній ємності при виплавці зливків діаметром до 150 мм, не дозволяє управляти продуктивністю процесу плавки в широких межах. Тому при виплавці зливків Ø 100 мм псевдо-β титанових сплавів методом ЕПП було прийнято постійне значення швидкості плавки 40 кг/год. При цьому висота порції, що одночасно заливається, становила $h = 0.04$ м, періодичність між заливками $\tau = 130$ с. Змінювалась лише потужність обігріву верхнього торця зливка в кристалізаторі.

При обігріві верхнього торця зливка Ø 100 мм достатньо потужності одного електронного променя. При цьому нагрів виконаний скануванням електронного променя по спіралі (рис. 3.2).

Необхідно відзначити, що електронно-променеви́й пере́плав з проміжною ємністю за рахунок застосування незалежного джерела нагріву (електронного

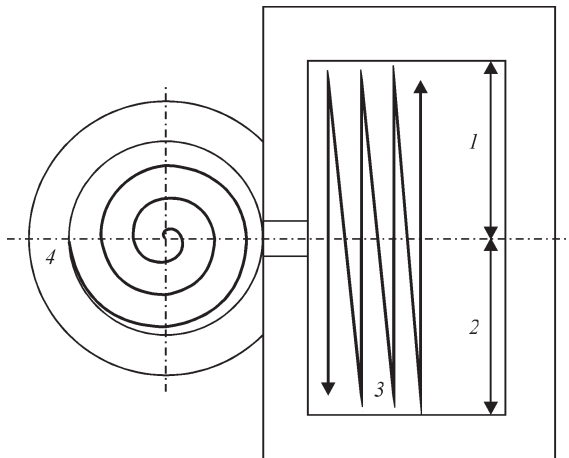


Рис. 3.2. Схема розташування розгорток променів для плавки зливків Ø 100 мм

Таблиця 3.1. Режими електронно-променевого нагріву поверхні зливка Ø 100 мм в кристалізаторі

| Номер режиму | Характеристика ванни | Потужність обігріву, кВт |
|--------------|-------------------------------|--------------------------|
| 1 | Розвинена глибока рідка ванна | 30 |
| 2 | Глибока рідка ванна | 20 |
| 3 | Мілка рідка ванна | 15 |

променя) дозволяє в широких межах змінювати умови нагріву поверхні зливка в кристалізаторі [78]. Шляхом зміни величини енергії, що передається електронним променем вільній поверхні зливка, виконано моделювання трьох режимів плавки (табл. 3.1).

В результаті розрахунків в рамках даної моделі отримано наступні поля температур в зливку (рис. 3.3).

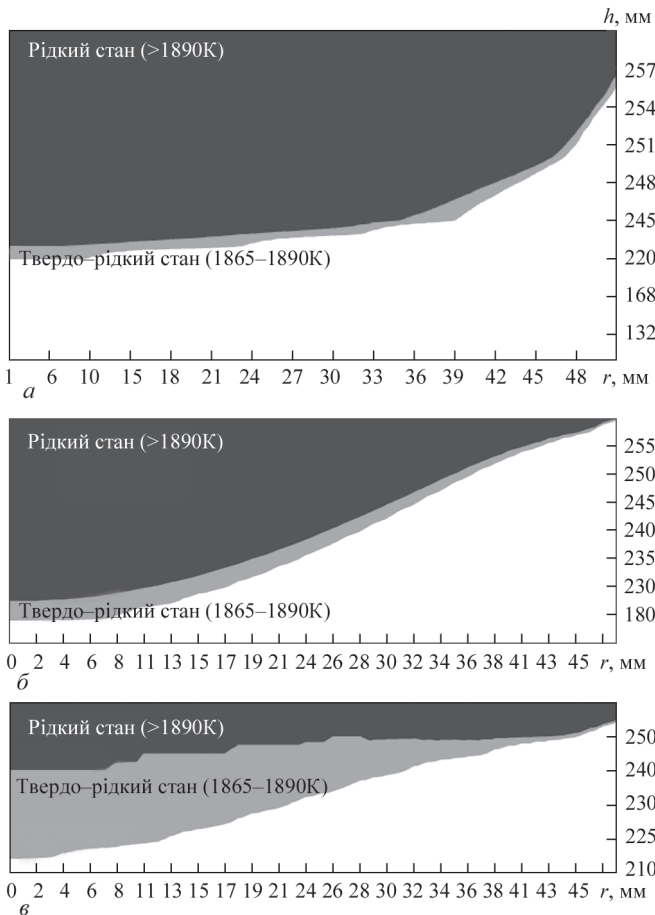


Рис. 3.3. Розрахункові температурні поля в зливку Ø 100 мм псевдо-β сплаву титану при різних режимах нагріву: а — режим 1; б — режим 2; в — режим 3

В ході проведених розрахунків в рамках математичної моделі визначено, що квазістаціонарний температурний режим у верхній частині зливка досягається при формуванні довжини зливка не менше 100 мм, тобто дорівнює діаметру зливка.

Отримані теплові поля показали, що при зміні величини електронно-променевого нагріву верхнього торця зливка в кристалізаторі змінюється глибина рідкої ванни та переходу металу на поверхні зливка в твердо-рідкий стан. При цьому кардинально змінюються умови охолодження порції розплаву, що знову заливається з проміжної ємності при її кристалізації.

Швидкість охолодження металу перед початком зародкоутворення (швидкість зниження температури при перетині ізотерми ліквідусу) змінюється в кілька разів. Відповідно до теорії кристалізації металів і сплавів [76, 78], така значна зміна початкової швидкості охолодження повинна призводити до зміни структури виготовленого зливка.

Отримані температурні поля показали, що при постійній швидкості плавки та при різній потужності обігріву верхнього торця зливка Ø 100 мм істотно змінюється глибина та форма рідкої фази. При цьому глибина твердо-рідкої складової залишається практично незмінною.

3.2. Якість поверхні зливків псевдо-β титанових сплавів, виготовлених методом ЕПП

Для визначення впливу загальної потужності електронно-променевого нагріву та її розподілу по поверхні розплаву в кристалізаторі на структуру зливків проведено експерименти з виготовлення зливків Ø 110 мм методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю. В якості модельного сплаву був використаний сплав титану ВТ19. У технологічних параметрах експериментальних плавок було застосовано режими нагріву поверхні зливка в кристалізаторі, використані в математичній моделі (табл. 3.1). Для всіх проведених експериментальних плавок постійними були хімічний склад шихти та продуктивність процесу плавки. Змінювалась лише потужність обігріву верхнього торця зливка в кристалізаторі.

При плавці за режимом 1 на поверхні зливка в кристалізаторі спостерігали розвинену рідку ванну металу з активними процесами перемішування. Даний режим плавки характеризується низькою швидкістю охолодження. Плавка за режимом 3 характеризується наявністю в кристалізаторі рідкої ванни по всій поверхні зливка. При цьому рідкий метал в періодах між зливом чергової порції розплаву з проміжної ємності був «спокійним», глобальних конвективних потоків не спостерігалось.

Виготовлені зливки Ø 110 мм за розрахунковими режимами мали різну якість поверхні. Підвищена потужність вкладення тепла в торець зливка, який обігривається, сприяє зростанню рідкої фази, що при витягуванні зливка в процесі наплавлення викликає формування грубої поверхні з можливими розривами зливка (рис. 3.4).



Рис. 3.4. Поверхня зливка \varnothing 110 мм, виплавленого за режимом 1



Рис. 3.5. Поверхня зливка \varnothing 110 мм, виплавленого за режимом 3



Рис. 3.6. Поверхня зливка Ø 110 мм, виплавленого за режимом 2

Також низька потужність обігріву верхнього торця виготовленого зливка, і, як наслідок, малий об'єм металу в рідкій фазі, викликає швидку його кристалізацію біля стінки кристалізатора, що веде до формування шаруватої поверхні з утворенням так званих «гофр» (рис. 3.5).

Найбільш оптимальним рівнем продуктивності заповнення торця зливка в кристалізаторі є потужність, при якій метал в периферійній зоні зливка знаходиться в рідкому стані за винятком тонкої скоринки затверділого металу в безпосередній близькості до водоохолоджуваної поверхні кристалізатора.

Найліпшу якість поверхні мав зливок, виготовлений за режимом 2 (рис. 3.6).

Так, на поверхні зливка не спостерігалось грубих дефектів у вигляді розривів, характерних для режиму 1, а також були відсутні грубі «гофри», характерні для режиму 3. Поверхня зливка була рівна з невеликими нерівностями глибиною до 1...2 мм, які легко можна усунути при механічній обробці зливка без істотної втрати дорогого матеріалу в стружку.

3.3. Вплив технологічних параметрів ЕПП на структуру зливків псевдо-β титанових сплавів

За допомогою зміни потужності обігріву центральної частини поверхні зливка в кристалізаторі при електронно-променевої плавці з проміжною ємністю можна в широких межах варіювати його кристалічну будову. Якщо потужність нагріву велика, то під час плавки в верхній частині зливка присутня розвинена

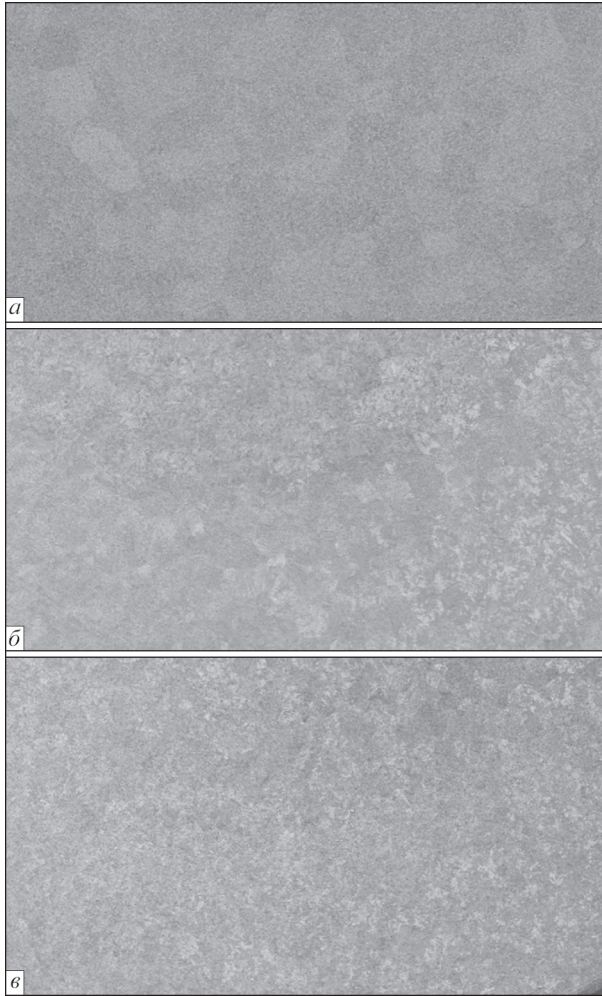


Рис. 3.7. Макроструктура поперечного перерізу зливків Ø 110 мм: *а* — режим 1; *б* — режим 2; *в* — режим 3

рідка ванна металу. Це призводить до зменшення швидкості кристалізації і, відповідно, до виникнення великих кристалітів.

При зниженні потужності і, відповідно, зменшенні металу в рідкій фазі швидкість охолодження розплаву при кристалізації зростає. При зростанні швидкості охолодження змінюється характер кристалізації металу — зі спрямованої на об'ємну, при цьому макроструктура зливка Ø 110 мм стає більш дрібною.

Було досліджено структуру поперечних темплетів (рис. 3.7).

Режиму 1 відповідає яскраво виражена грубозерниста структура, характерна для традиційних методів вакуумного переплаву титанових сплавів. Для режиму 2 характерна «перехідна» або проміжна структура, при якій є як дрібні,



Рис. 3.8. Ліквация хімічних елементів осьової частини зливка Ø 110 мм

так і більші зерна. Найбільший практичний інтерес представляє структура, що відповідає режиму 3. По всій поверхні темплетів спостерігаються практично рівновісні дрібні кристали без характерної орієнтації. Це говорить про об'ємний характер кристалізації.

При кристалізації багатокомпонентних розплавів, до яких відноситься титановий сплав ВТ19, через високий вміст різних легуючих елементів з різною температурою плавлення може виникати так зване концентраційне переохолодження. Цей ефект може бути викликаний різницею хімічного складу твердої та рідкої фаз, що виникає при кристалізації або ж, іншими словами, ліквациєю. Найбільший вплив на розвиток ліквацийних явищ в даному випадку мають такі хімічні елементи, як алюміній, хром, молібден.

Відмінності в хімічному складі різних обсягів металу, що виникли в результаті ліквациї, можуть зберігатися в сплаві після повного його затвердіння.

Так, на зливку, отриманому за режимом 1, на поперечному темплеті були виявлені неоднорідності, викликані ліквацийними процесами (рис. 3.8). Це було обумовлено перегрівом центральної зони зливка та зростанням глибини рідкої фази та, як наслідок, ліквацийним збагаченням центральних зон легуючими елементами та усадкою осьової зони при затвердінні. На зливках, виплавлених за режимами 2 і 3, таких дефектів не виявлено. З цього випливає, що значно знизити ступінь виникнення та розвитку осьової ліквациї дозволяє зниження температури перегріву металу на верхньому торці зливка.

Таким чином, встановлено, що зміна умов електронно-променевого нагріву зливка псевдо-β сплавів титану в кристалізаторі і, відповідно, теплових умов його формування в значній мірі впливає на його кристалічну будову, якість бічної поверхні та виникнення дефектів кристалізаційного характеру.

Розділ 4

ТЕХНОЛОГІЯ ЕПП ПСЕВДО- β ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

До деталей відповідального призначення пред'являються високі вимоги і в першу чергу до якості матеріалів. Ці вимоги постійно удосконалюються та стають більш жорсткими. Тому з метою широкого застосування титанових сплавів в різних конструкціях необхідно не тільки створювати нові матеріали на основі титану з більш високими експлуатаційними характеристиками, але і в подальшому вдосконалювати виробництво вже існуючих титанових напівфабрикатів. Будь-які недосконалості хімічної та структурної однорідності в титанових сплавах призводять до зниження міцності та довговічності виробів. Виробництво титанових сплавів пов'язано з труднощами, зумовленими високою чутливістю титану до домішок втілення, особливо до кисню, азоту, водню, вуглецю, і взаємодією з багатьма хімічними елементами, в результаті чого утворюються тверді розчини або хімічні сполуки. Крім того, однією з основних структурних недосконалостей титанових сплавів є наявність неметалевих включень [79]. Висока активність титану призводить до протікання фізико-хімічних процесів взаємодії з газами навіть у твердому стані. Тому неметалеві включення, зокрема гідриди, нітриди, оксиди, можуть утворюватися як в процесі виплавки зливків, так і на різних етапах їх технологічної переробки в готову продукцію. Неметалеві включення в готовий виріб можуть бути внесені з шихтових матеріалів в процесі плавки, а також сформовані в процесі термічної обробки готового виробу. Титан активно взаємодіє не тільки з газами, але і з іншими елементами, в тому числі з легуючими компонентами сплавів. Тому локальне збагачення окремих обсягів зливків легуючими елементами може призводити до утворення інтерметалідних включень, наприклад, Ti_3Al , $TiAl$, $TiCr$ та ін. [79].

В даний час не всі методи виробництва зливків титанових сплавів дозволяють отримати якісний метал, а при порушенні технологічного процесу виробництва сплавів титану в зливках виявляються дефекти, які знижують якість металу [80]. Таким чином, рішення проблеми отримання якісних зливків високоміцних титанових сплавів з різних шихтових матеріалів є досить актуальним.

ЕПП є найбільш ефективним методом вакуумної металургії для виготовлення сплавів, в тому числі тугоплавких і високореакційних, з наднизьким вмістом газів, легких домішок і неметалевих включень. При ЕПП можливе в широких межах регулювання швидкості плавлення зливка завдяки незалежному джерелу нагріву, що, в свою чергу, дозволяє регулювати тривалість пере-

бування металу в рідкому перегрітому стані. ЕПП є технологією, що дозволяє практично повністю забезпечити видалення тугоплавких включень високої та низької щільності [57, 81]. Таким чином, ЕПП дозволяє значно підвищити якість зливків з титанових сплавів [82–85].

Однак більшість високоміцних титанових сплавів мають високий вміст легуючих елементів, що дещо ускладнює їх виробництво методом ЕПП, так як при виплавці зливків високоміцних титанових сплавів методом ЕПП виникає проблема забезпечення заданого хімічного складу зливка, так як плавка у відносно глибокому вакуумі сприяє вибірковому випаровуванню легуючих елементів з високою пружністю пари [68, 86]. В даному випадку до таких елементів відносяться алюміній та хром. Концентрація в зливку елементів з пружністю пари нижче пружності пари титану, в даному випадку Мо, V і Zr, може навіть декілька підвищуватися.

4.1. Обладнання ЕПП псевдо-β титанових сплавів

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України для проведення фундаментальних науково-дослідних робіт з вивчення металургійних процесів в вакуумі, вдосконалення існуючих і розробки нових технологічних процесів, а також вдосконалення техніки ЕПП використовуються електронно-променеві установки лабораторного та промислового типу [57].

Лабораторна установка УЕ-208М. Для проведення експериментальних досліджень використовувалася багатоцільова лабораторна електронно-променева установка УЕ-208М [87], яка забезпечує можливість проведення декількох технологічних процесів на одній установці (рис. 2.6).

Конструкція електронно-променевої установки та змінне технологічне устаткування дозволяють здійснювати наступні технологічні процеси: переплав металу безпосередньо в круглий або прямокутний кристалізатор; виплавку круглих і плоских зливків із застосуванням проміжної ємності; плавку зливків в горизонтальну виливницю, в тому числі біметалевих і багатошарових; переробку кускових відходів металу і стружки, а також виплавку сплавів з різної шихти; переплав з присадкою легколетючих елементів або флюсу на поверхню рідкого металу як в кристалізатор, так і в проміжну ємність; виплавку малогабаритних зливків.

Установка має відносно невеликі габаритні розміри, її технічні характеристики наведені в табл. 4.1.

Конструктивна схема електронно-променевої установки УЕ-208М зображена на рис. 4.1. Камера плавки 4 є центральною частиною установки, в якій власне і реалізується процес плавки, і являє собою горизонтально розташований циліндр, на верхній частині якого встановлено електронно-променеві гармати 6.

Для реалізації проекту по створенню лабораторної електронно-променевої установки УЕ-208М були застосовані газорозрядні електронно-променеві гармати конструкції ПрАТ «НВО «Червона Хвиля» (м. Київ). Даний тип гармат призначений для нагріву, плавлення, випаровування матеріалів в умовах

Таблиця 4.1. Технічні характеристики лабораторної електронно-променевої установки УЕ-208М

| Показник | Значення |
|---|----------------------------|
| Встановлена потужність, кВ·А | 960 |
| Потужність ЕПП, кВт | 900 |
| Прискорююча напруга, кВ | 28 |
| Кількість гармат, шт. | 3 |
| Максимальна сила струму гармат, А | 10 |
| Найбільші розміри заготовки, м: | |
| довжина | 1.8 |
| діаметр | 0.3 |
| Найбільші розміри злиwkів, м: | |
| довжина | 1.7 |
| діаметр | 0.3 |
| Продуктивність високовакуумної системи вакуумування, л/с | 20000 |
| Робочий вакуум в камері плавки, Па | $(6.6...12) \cdot 10^{-2}$ |
| Максимальна витрата охолоджувальної води, м ³ /год | 30 |
| Габарит установки, м | 6.5×3×6 |

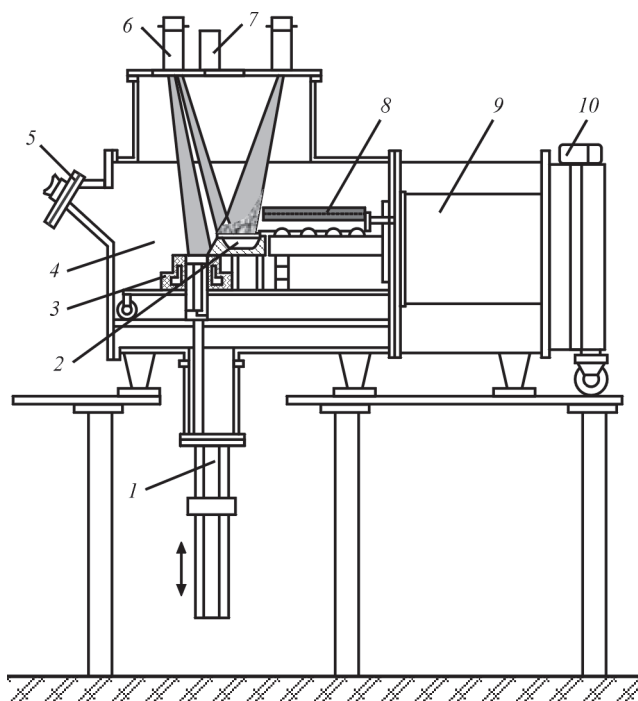


Рис. 4.1. Схема електронно-променевої установки УЕ-208М: 1 — механізм витягування зливка; 2 — проміжна ємність; 3 — кристалізатор; 4 — камера плавки; 5 — оглядова система; 6 — електронно-променеві гармати; 7 — водяний реостат; 8 — витратна заготовка; 9 — камера заготовки; 10 — механізм подачі заготовки

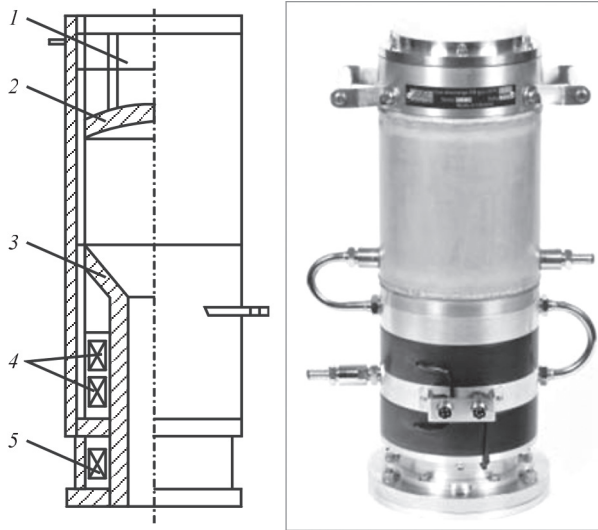


Рис. 4.2. Зовнішній вигляд і конструктивна схема газорозрядної електронно-променевої гармати ВТР-300: 1 — вузол введення високої напруги і охолодження катода; 2 — катодний вузол; 3 — анодний вузол; 4 — магнітні фокусуєчі лінзи; 5 — відхиляючі котушки

технологічних установок як високого, так і низького вакууму. Гармата працює від прискорювальної напруги живлення до 30 кВ, регулювання потужності забезпечується в межах 0...300 кВт зміною подачі робочого газу або зміною величини напруги живлення. Можливе застосування і інших газів (повітря, азоту, кисню, інертних газів), але максимальна потужність при цьому може істотно знижуватись. Найбільш ефективним для роботи гармати є технічний водень, що містить в складі домішки 0.3...0.5 % кисню. Кисень потрібен для підтримки емісійних властивостей поверхні катода, при цьому для запобігання інтенсивного дугоутворення в розрядному проміжку його кількість в складі робочого газу не повинна перевищувати 0.5 %. Конструктивна схема та зовнішній вигляд газорозрядної електронно-променевої гармати представлені на рис. 4.2.

Газорозрядні електронні гармати, незважаючи на відсутність власної системи відкачування, мають істотний, в порівнянні з традиційними гарматами, запас стійкості проти впливу газовиділення з боку технологічної камери.

Технологічне устаткування (рис. 4.3), в якому власне відбувається процес ЕПП, складається з проміжної ємності та кристалізатора.

Проміжна ємність служить для усереднення хімічного складу, рафінування розплаву від домішок (в тому числі і газових) і включень [88].

Конструктивна схема кріплення оснастки всередині камери дозволяє оперативно замінити її вузли (переходити на інші розміри зливка). Охолодження оснастки здійснюється охолоджувальною рідиною, яка подається по системі труб.

Вакуумна система включає в себе послідовно з'єднані високовакуумний бустерний паромасляний насос і механічні форвакуумні насоси, а також вакуумні затвори та систему управління.



Рис. 4.3. Технологічне устаткування для проведення ЕПП

Вакуумна система установки дозволяє створювати та підтримувати розрідження в об'ємі плавильної камери (до $6 \cdot 10^{-2}$ Па на початку процесу плавки і в діапазоні 10^{-1} Па під час плавки), яке забезпечує безперебійну роботу гармат і необхідний ступінь рафінування металу, що переплавляється, протягом всього технологічного процесу, швидко ліквідує підвищення тиску при пікових газовиділеннях, володіє достатньою надійністю при експлуатації та зручна для обслуговування.

В цілому слід зазначити, що лабораторна електронно-променева установка УЕ-208М характеризується високою експлуатаційною надійністю електро-і вакуумного устаткування, а конструкція установки та змінне технологічне устаткування дають можливість проводити експериментальні роботи по створенню та відпрацюванню нових електронно-променевих технологій плавки тугоплавких і високореакційних металів та сплавів.

Промислова установка УЕ-5812. Для проведення плавок зливків $\varnothing 400$ мм високоміцних сплавів титану використовувалась промислова електронно-променева установка УЕ-5812 (рис. 4.4), оснащена проміжною ємністю [89].

Конструкція УЕ-5812 відрізняється від раніше розроблених і експлуатованих в промисловості України установок більш високим рівнем технічних та економічних характеристик. В УЕ-5812 штокові механізми подачі в зону плавки сировини та витягування зливка замінені на ланцюгові. Це дозволило при

тій же продуктивності процесу зменшити вдвічі габарити камер завантаження та зливка, що значно зменшило монтажний простір, та збільшити масу зливків, що виплавляються, в два рази. Крім того, установка відрізняється високою технологічністю при проведенні деяких технологічних процесів плавки, яка досягається шляхом нескладної заміни однієї оснастки на іншу, зокрема, дозволяє проводити плавку зливків круглого перетину від 100 до 600 мм, зливків прямокутного перетину розміром від 80×400 до 1100×300 мм і довжиною до 4 м.

Конструктивно електронно-променева установка УЕ-5812 складається з плавильної камери, камери заготовки та камери зливка (рис. 4.5). Всі елементи конструкції виконані з порожніми стінками, в яких циркулює вода для примусового охолодження під час плавки та охолодження зливка. Основні параметри установки наведені в табл. 4.2.

Вакуумна система установки УЕ-5812 дозволяє створити розрідження в об'ємі плавильної камери (10^{-2} Па) і гарматах (10^{-3} Па), яке забезпечує безперебійну роботу гармат і необхідний ступінь рафінування металу, що переплавляється, впродовж всього технологічного процесу.

Установка УЕ-5812 оснащена електронно-променевими гарматами «Патрон-300». Ці гармати (рис. 4.6, табл. 4.3) являють собою електронно-променеві нагрівачі аксіального типу [57]. Кожна гармата складається з катодного вузла з вольфрамовим електродом, встановленого на високовольтному ізоляторі, анодного водоохолоджуваного вузла, магнітної лінзи, що відхиляє промінь, променевода, та оснащена індивідуальною системою відкачування, яка дозволяє стабілізувати роботу гармати в умовах інтенсивного газовиділення в процесі плавки шихтових матеріалів.

Електроживлення гармат здійснюється за допомогою високовольтних джерел постійної напруги 30 кВ, що складаються з комутаційної пускозахисної апаратури, тиристорних ключів, дроселів, трансформаторів, випрямлячів і джерел накаливання катодів гармат.



Рис. 4.4. Зовнішній вигляд промислової електронно-променевої установки УЕ-5812

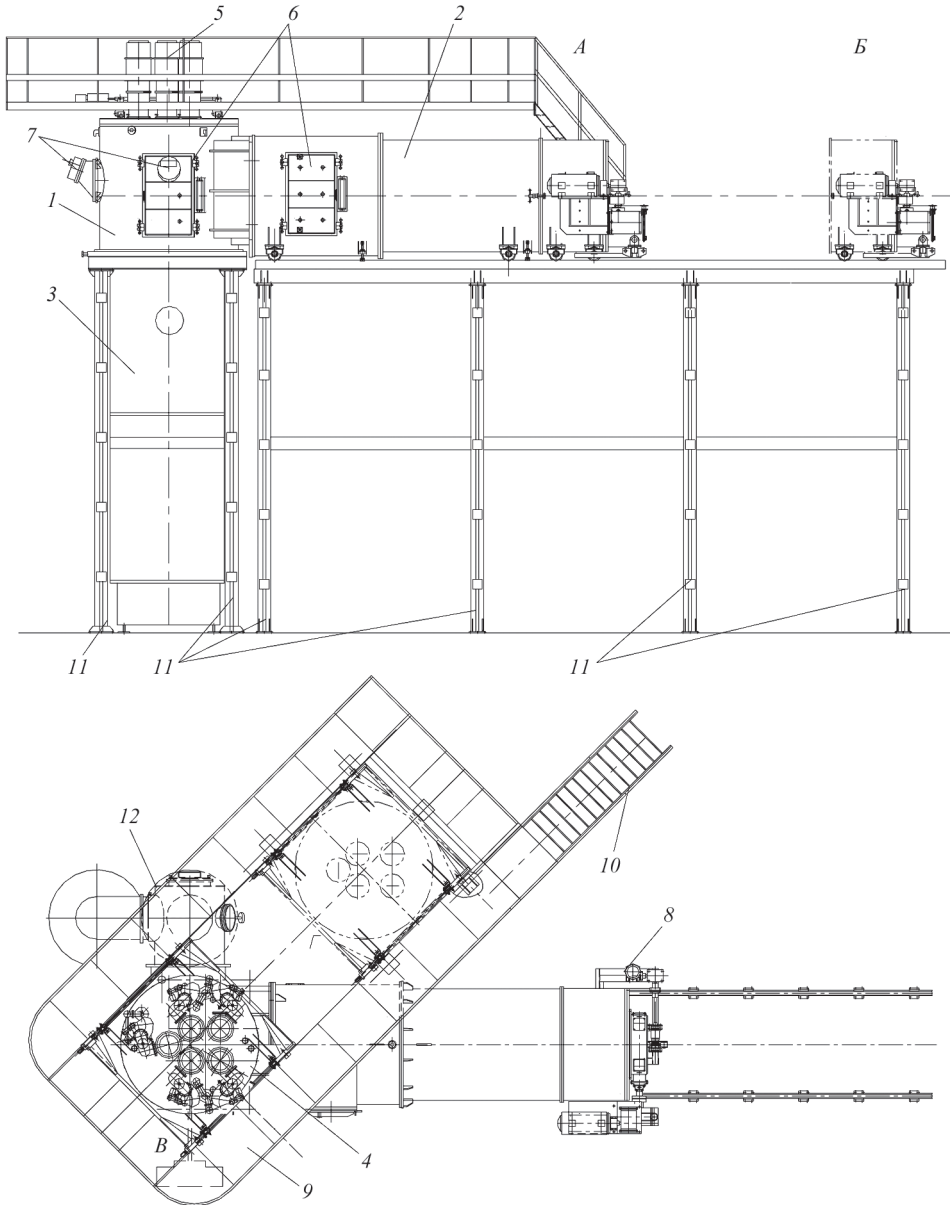


Рис. 4.5. Схема електронно-променевої установки UE-5812: 1 — камера плавки; 2 — камера заготовки (в закритому А і відкритому В вигляді); 3 — камера зливка; 4 — плита гармат (в закритому В і відкритому Г вигляді); 5 — електронно-променеві гармати; 6 — технологічні двері; 7 — оглядові системи; 8 — привід переміщення камери заготовки; 9 — майданчик обслуговування гармат; 10 — сходи; 11 — колони опорні; 12 — перехідник до бустерних насосів

Таблиця 4.2. Технічні характеристики електронно-променевої установки УЕ-5812

| Показник | Значення |
|------------------------------------|----------------------------|
| Встановлена потужність, кВ·А | 1500 |
| Прискорююча напруга, кВ | 30 |
| Кількість гармат, шт. | 5 |
| Найбільші розміри заготовки, м: | |
| довжина | 5.3 |
| перетин | 0.55×0.8 |
| Найбільші розміри зливків, м: | |
| довжина | 4.0 |
| діаметр | 0.6 |
| для прямокутного перетину | 1.1×0,3 |
| Робочий вакуум в камері плавки, Па | $(6.6...13) \cdot 10^{-2}$ |
| Габарити установки, м | 14×8×5 |

Електронно-променева установка УЕ-5812 є високопродуктивним агрегатом промислового типу для плавки металів і сплавів з проміжною ємністю. В якості шихтових матеріалів можуть бути використані наступні: цілісна витратна заготовка; кускові відходи; насипні матеріали; недроблені блоки губчастого титану масою до 1 т кожен. Конструкція установки дозволяє виплавляти зливки як круглого, так і прямокутного перетинів зі сплавів на основі заліза, нікелю, титану та тугоплавких металів.

Багатоцільова промислова установка УЕ-5810. Одним з основних завдань розробок в області спеціальної електрометалургії є скорочення відходів металу та зниження виробничих витрат. При сучасному стані техніки та технології найбільш повно відповідає цим вимогам впровадження прогресивних методів плав-

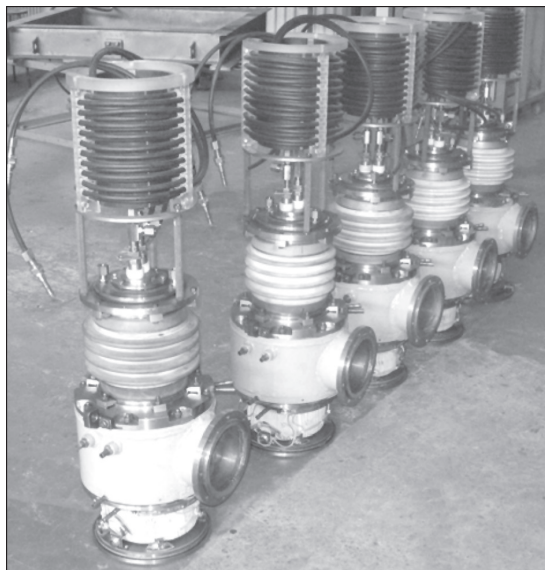


Рис. 4.6. Електронні гармати «Патон-300»

Таблиця 4.3. Технічні характеристики гармати «Патон-300»

| Показник | Значення |
|---|----------|
| Номінальна потужність, кВт | 300 |
| Прискорююча напруга, кВ | 30 |
| Максимальна частота розгортки, Гц | 1000 |
| Максимальна сила струму, А | 10 |
| Кут відхилення пучка від осі гармати, град. | 0...35 |

ки сплавів в сферу виробництва початкових заготовок і, в першу чергу, для таких виробів, де найбільш великі відходи металу та витрати по переробці.

Зростаючі вимоги до якості металу, а також останні досягнення в підвищенні надійності роботи електронно-променевого обладнання та його автоматизації обумовлюють все більш широке застосування технології ЕПП в металургійній переробці титану. На межі XX і XXI століть були введені в експлуатацію нові електронно-променеві установки для виплавки титанових зливок в США (фірми ТІМЕТ, Allegheny Technologies Inc.) і Україні (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона, ТОВ «ФІКО», МК «АНТАРЕС»). Активно використовуються електронно-променеві технології виробництва високоякісних зливок титану в РФ (Південно-Уральський металургійний комбінат, НВО «Композит»), Японії (ТОНО Titanium). Ведеться будівництво нових електронно-променевих печей для плавки губчастого титану та титанового брухту в США (ТІМЕТ), КНР (Баоцзі), Японії (ТОНО Titanium), Україні (ДП «НВЦ «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, МК «АНТАРЕС», ТОВ «Стратегія БМ»).

Загальна річна виробнича потужність випуску титанових зливок методом ЕПП найближчим часом складе більше 50 тис. т. Це обумовлено тим, що заснована на використанні електронного променя як джерела нагріву технологія ЕПП отримала в останні роки надійну технічну реалізацію у вигляді сучасних вископродуктивних і ефективних електронно-променевих установок конструкції фірм Німеччини, США, України, які забезпечують виготовлення високоякісних зливок титану та зниження собівартості його металургійної переробки.

Основною тенденцією в розвитку обладнання для ЕПП є створення великих багатофункціональних електронно-променевих установок мегаватного класу, розрахованих на виплавку зливок вагою 8 т і більше. Електронно-променеві установки останнього покоління дозволяють за рахунок досить простих операцій заміни технологічної оснастки здійснювати практично всі технологічні схеми ЕПП.

В ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України накопичено багатий досвід по створенню таких установок. В 2004 р. було спроектовано, побудовано та введено в експлуатацію універсальну багатоцільову промислову електронно-променеву установку УЕ-5810 з продуктивністю 1.5 тис. т на рік (рис. 4.7).

При цьому, з огляду на всі переваги ЕПП з проміжною ємністю, крім звичайного титанового брухту в якості вихідної шихти, можливе застосування недобрених блоків титанової губки масою до 5 т кожний.



Рис. 4.7. Зовнішній вигляд електронно-променевої установки UE-5810

Це дозволяє практично виключити трудомістку операцію дроблення блоків губчастого титану на шматки розмірами до 70 мм та сортування губки, залучати до переплаву титанову губку низьких сортів, що, в свою чергу, забезпечує підвищення техніко-економічних показників на 20 % в порівнянні з ЕПП губчастого титану фракції 12...70 мм та істотно знижує витрати на виробництва титанових зливків діаметром до 1200 мм і довжиною до 4000 мм з первинної сировини.

Крім того, UE-5810 конструктивно дозволяє поєднати процеси плавки та оплавлення бічної поверхні блоку на етапі попереднього підігріву та плавки в одній вакуумній камері.

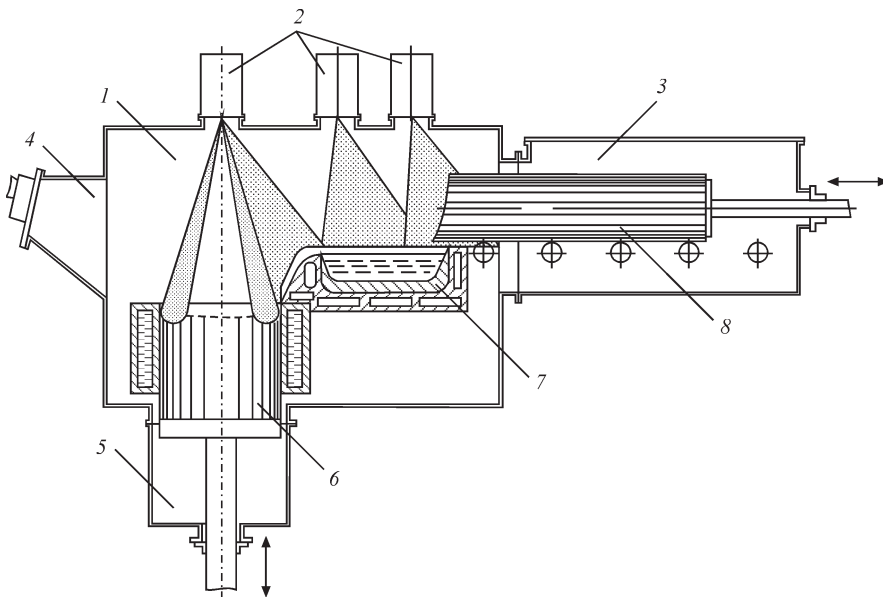


Рис. 4.8. Схема установки UE-5810: 1 — камера плавки; 2 — електронні гармати; 3 — камера заготовки; 4 — оглядова система; 5 — камера зливки; 6 — зливоч; 7 — проміжна ємність; 8 — шихтова заготовка

Таблиця 4.4. Технічні характеристики електронно-променевої установки УЕ-5810

| Показник | Значення |
|--|--|
| Встановлена потужність, кВ·А | 5100 |
| Технологічна потужність, кВт | 3700 |
| Прискорююча напруга, кВ | 30 |
| Кількість гармат, шт. | 11 |
| Найбільші розміри заготовки, м: довжина перетин | 6 0.9 |
| Найбільші розміри зливків, м: довжина діаметр для прямокутного перетину | 4.0 1.2 1.3×0.4 |
| Продуктивність високовакуумної системи відкачування, л/с | 50000 |
| Робочий вакуум, Па: в гарматах в камері плавки | (6.6...13)·10 ⁻³ (6.6...13)·10 ⁻² |
| Максимальна витрата охолоджуючої води, м ³ /год | 150 |
| Габарит установки, м | 27×10×6 |

Конструктивно електронно-променева установка УЕ-5810 складається з плавильної камери, камери завантаження та камери зливка (рис. 4.8).

Основні параметри установки УЕ-5810 наведені в табл. 4.4.

Установка оснащена електронними гарматами «Патон-300», загальна кількість яких на установці складає 11 шт.

Вакуумна система установки УЕ-5810 дозволяє створити розрідження в об'ємі плавильної камери 10^{-2} Па і гарматах 10^{-3} Па, яке забезпечує безперебійну роботу гармат і необхідний ступінь рафінування металу, що переплавляється, протягом всього технологічного процесу.

Завдяки можливості оперативної заміни технологічної оснастки, на електронно-променевій установці УЕ-5810 можна виплавляти зливки як круглого, так і прямокутного перетинів зі сплавів тугоплавких і високореакційних металів, а також проводити оплавлення поверхні отриманих зливків.

4.2. Технологія ЕПП зливків псевдо-β титанових сплавів

Технологія ЕПП з проміжною ємністю є ефективним методом отримання бездефектних зливків титану та його сплавів з високою часткою використання відходів.

Застосування проміжної ємності дозволяє не тільки провести очищення від шкідливих домішок і включень різної щільності, а й отримати зливки з однорідним хімічним складом і якісною структурою. Крім того, переплав з проміжною ємністю дозволяє здійснювати легування рідкого металу в процесі плавки, а також обробляти розплав металу різними реагентами.

При переплаві кристалізація протікає в умовах безперервного надходження металу в рідку ванну, обігріву дзеркала рідкої ванни, охолодження зливка.

Ці фактори забезпечують сприятливу конфігурацію рідкої ванни та високий температурний градієнт при кристалізації, що знижує ймовірність виникнення та розвитку дефектів макроструктури.

В якості шихтових матеріалів можуть бути використані губчастий титан, брикети з губчатого титану, нероздроблені блоки губчастого титану, лом і відходи титану та його сплавів (в кількості до 100 %). При виплавлянні сплавів також використовуються різні легуючі компоненти.

Технологічна послідовність отримання зливків методом електронно-променевої плавки складається з наступних етапів:

- підготовка шихтових матеріалів і витратної заготовки для плавки;
- підготовка обладнання та технологічної оснастки до плавки;
- процес плавки;
- контроль якості отриманого зливка.

Важливою вимогою при виготовленні сплавів титану є правильний підбір легуючих компонентів і лігатур. Введення легуючих компонентів в чистому вигляді або у вигляді лігатур обумовлено температурою їх плавлення та можливістю розплавлення (або розчинення) в умовах плавки.

При виплавці сплавів процентне співвідношення маси різних легуючих елементів в шихті видається завданням на плавку в залежності від марки сплаву, що виплавляється. Зважування шихти різних марок і складу роблять окремо. При введенні в сплав елементів з високою пружністю пари необхідно враховувати втрати на випаровування. Зокрема це відноситься до алюмінію, хрому тощо.

Сутність процесу електронно-променевої плавки (рис. 4.9) полягає в горизонтальній подачі витратної заготовки 6 із заданою швидкістю в зону плавки, її плавлення електронними променями гармат 1–3 над проміжною ємністю 7. У міру наповнення проміжної ємності рідкий метал зливається в кристалізатор 8, де відбувається формування зливка 9 необхідної довжини.

При роботі на електронно-променевих установках керуються технічним описом установки та інструкцією з експлуатації електронно-променевої установки.

При підготовці електронно-променевої установки до плавки:

- проводиться чищення внутрішніх порожнин плавильної камери, плити гармат, променеводів електронних гармат, проміжної ємності та кристалізатора, ланцюгів приводу подачі заготовки та механізму витягування зливка від конденсату та конденсату попередньої плавки;

- проводиться чистка оглядових систем. При цьому в обов'язковому порядку очищаються скла оглядових систем від конденсату та протираються спиртом;

- встановлюється закладна на піддон, яка фіксується гвинтом;
- проводиться завантаження шихтових матеріалів в камеру заготовки;
- піддон встановлюється в кристалізаторі на глибину 30...40 мм нижче верхньої кромки кристалізатора;
- встановлюються захисні екрани;

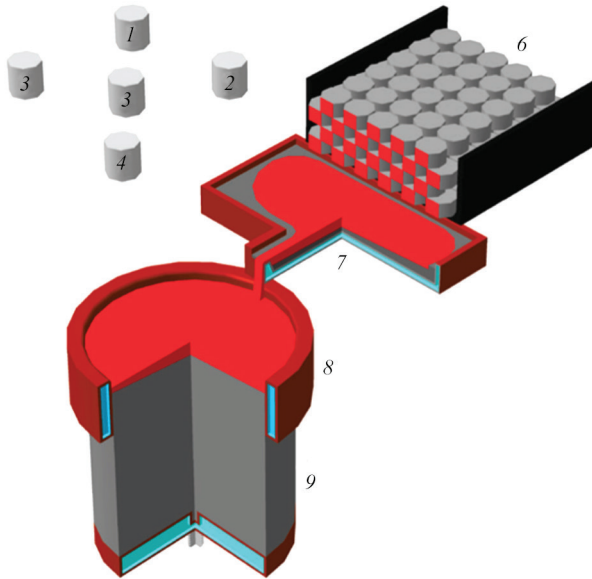


Рис. 4.9. Схема електронно-променевої плавки з проміжною ємністю: 1–5 — електронно-променеві гармати; 6 — витратна заготовка; 7 — проміжна ємність; 8 — кристалізатор; 9 — зливко, що виплавляється

- чистою ганчіркою, змоченою бензином РБР «Калоша», протираються ущільнюючі з'єднання на фланцях рухомих частин камер, дверей, технологічних люків. Камери закриваються та фіксуються за допомогою затискачів;
- подається охолоджуюча вода на всі вакуумні насоси, технологічне оснащення, охолодження електронних гармат, кожухів охолодження камер установки;
- проводиться вакуумування електронно-променевої установки;
- при досягненні робочого тиску в камері плавки $1.33 \cdot 10^{-2} \dots 6.66 \cdot 10^{-3}$ Па визначається рівень натікання в робочий об'єм камери. Допустиме значення натікання не більше $30 \text{ мкм} \cdot \text{л/с}$;
- проводиться включення установки в роботу згідно з керівництвом з експлуатації.

Процес плавки проходить наступним чином. Вмикаються автомати шаф управління приводами, механізмів витягування зливка та подачі заготовки, оглядових систем, управління електронними променями.

Впродовж 10 хв. проводиться прогрів катодів на струмені бомбардування $0.25 \dots 0.3$ А. Після включення напруги гармат встановлюються струми для кожної електронної гармати потенціометрами та коригується положення та геометрія зони нагріву електронних променів за допомогою ручок розгортки та статичного відхилення електронних променів кожної гармати. На малих струмах виставляються електронні промені в їх робочі положення (рис. 4.10): промінь 1 гармати встановлюється на обігрів верхнього торця зливка з розгорткою по спіралі; промені 2 і 3 гармат працюють з растровою розгорткою в проміжній

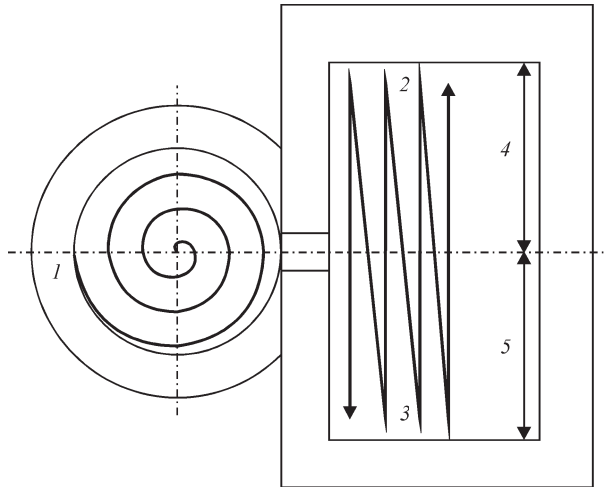


Рис. 4.10. Схема розташування та розгорток променів для плавки зливків сплавів титану ємності, а також будь-який з них може використовуватися для роботи в режимі «точка», «підрізування точкою» і зливу рідкого розплаву в кристалізатор; промені 4 і 5 встановлюються на плавлення витратної заготовки та обігрів поверхні металу в проміжній ємності.

Плавка починається з плавного підвищення струмів променів на гарматах до значень 0.5 А і встановлення променів в робоче положення на витратній заготовці, проміжній ємності та кристалізаторі. Витратна заготовка прогрівається протягом 10... 15 хв, після чого встановлюються робочі значення струмів променів і починається процес плавлення витратної заготовки в проміжну ємність.

Після заповнення проміжної ємності виставляється робочий струм гармати 1 і рідкий метал зливається в кристалізатор. Затравка зливка формується за 3–5 зливів рідкого металу в кристалізатор. Після формування затравки встановлюються робочі струми променів на гарматах і вмикається робоча швидкість подачі заготовки.

В процесі плавки застосовується кристалізатор циліндричної форми з потрібним внутрішнім діаметром (рис. 4.11), оснащений піддоном, що вертикально переміщується.

По мірі наплавлення зливок опускається вниз механізмом витягування за напівбезперервним режимом: після підвищення рівня рідкого металу в кристалізаторі на необхідну величину злинок опускається до тих пір, поки ванна не опуститься до колишнього рівня.

У процесі плавки витратна заготовка безперервно подається в робочу область над проміжною ємністю, де під дією електронно-променевого нагріву відбувається її плавлення.

З метою запобігання виникнення в головній частині зливка дефектів усадочного походження (усадовна раковина, пори) в кінці плавки проводиться ви-

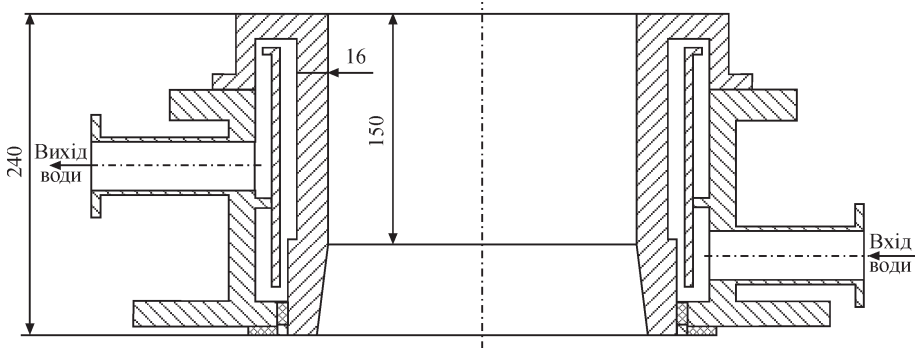


Рис. 4.11. Схема кристалізатора

від усадки шляхом поступового зниження потужності обігріву верхнього торця зливка в кристалізаторі. Весь процес виведення усадочної раковини можна умовно розділити на чотири періоди. Спочатку потужність, що подається в кристалізатор, не змінюється в порівнянні зі сталим режимом плавки, при цьому надходження рідкого металу припиняється. Це запобігає швидкому охолодженню зливка та виникненню зустрічного фронту кристалізації. Глибина ванни рідкого металу поступово зменшується. На другому етапі проводиться перерозподіл потужності. Зменшується розгортка електронного променя. Внаслідок цього зростає частка тепла, що вкладається в осьову зону зливка. Одночасно поступово знижуються струми променів до нуля. В цьому випадку візуально спостерігається кристалізація поверхні зливка, спрямована від периферії до центру. При досягненні робочими струмами нульової позначки кристалізація закінчується. Третій період полягає в тимчасовій витримці поверхні зливка без обігріву впродовж 2...3 хв. В останньому періоді процесу (контрольне проплавлення) сконцентрованим променем в осьовій зоні зливка проплавляється коло впродовж 2...3 хв. Потім струми поступово знижуються до нуля.

Під час ведення процесу плавки проводився контроль технологічних параметрів: швидкості плавки, струмів променів, величини прискорюючої напруги. Чисельні значення прискорюючої напруги та струму променя вимірюються та регулюються оператором за допомогою призначених для цього приладів. Швидкість плавки регулюється швидкістю подачі витратної заготовки в зону плавки.

Після виплавки зливков охолоджується в камері плавки в умовах вакууму. Після охолодження зливка установка розвакуується та вивантажується зливков. Виплавлений зливков маркується та відбираються проби на хімічний та газовий аналіз.

4.3. Якість злиwkів псевдо- β титанових сплавів, виготовлених методом ЕПП

З метою вдосконалення технології виробництва злиwkів складнолегованих сплавів титану в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України були проведені роботи по виплавці



Рис. 4.12. Шихтова заготовка для виплавки зливка титанового сплаву ВТ22

партії зливків сплавів ВТ22, ВТ19. Отримували зливки круглого перетину \varnothing 110, 400 та 600 мм. Зливки виробляли за технологією ЕПП з проміжною ємністю та порціонною подачею рідкого металу в водоохолоджуваній кристалізатор.

На основі раніше проведених в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України фундаментальних досліджень процесів випаровування компонентів сплавів з розплаву у вакуумі [57, 90] проводились розрахунки прогнозованого хімічного складу зливків, що виплавляються, за результатами яких здійснювалось коригування складових шихтової заготовки. Легуючі компоненти з високою пружністю пари (Al, Cr) шихтувались з урахуванням компенсації втрат на випаровування.

Шихтову заготовку для виплавки зливків сплаву титану ВТ22 формували в невитратний короб. Заготовка являла собою щільно укладені брикети титанової губки ТГ-120 з легуючими компонентами (рис. 4.12).

Для проведення дослідних плавок для отримання зливків \varnothing 600 мм сплаву титану ВТ22 використовувалась електронно-променева установка УЕ5810 (рис. 4.13).

Для отримання зливків \varnothing 400 мм сплаву титану ВТ22 використовувалась електронно-променева установка УЕ-5812 (рис. 4.14) [89].

Отримання зливків \varnothing 110 мм сплаву титану ВТ19 проводили на електронно-променевій установці УЕ-208М (рис. 4.15).

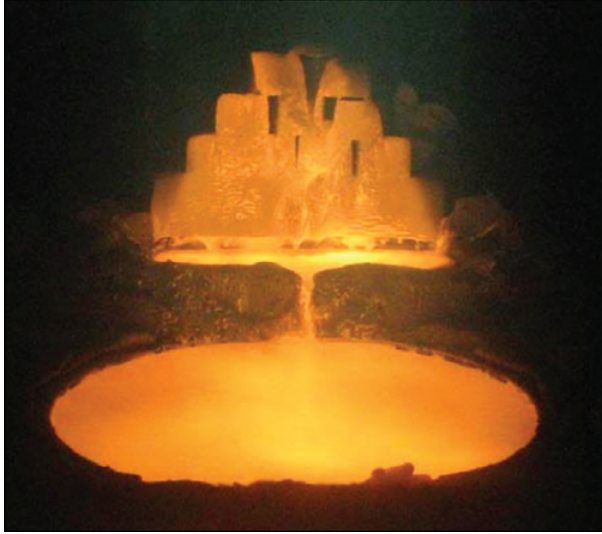


Рис. 4.13. Процес ЕПП зливка Ø 600 мм

В усіх випадках в процесі плавки контролювались наступні технологічні параметри: прискорююча напруга електронно-променевої гармати, струми променів, швидкість подачі вихідної шихти в зону плавки, швидкість витягування зливка із кристалізатора, температура охолоджуючої води.

Чисельні значення технологічних параметрів плавки, що використовувалися при виплавці зливків сплавів титану ВТ19 і ВТ22, наведені в табл. 4.5.



Рис. 4.14. Процес ЕПП зливка Ø 400 мм



Рис. 4.15. Процес ЕПП зливка Ø 110 мм

В кінці плавки проводилось виведення усадки шляхом поступового зниження потужності обігріву верхнього торця зливка в кристалізаторі (рис. 4.16–4.18).

Бічна поверхня виплавлених зливків після охолодження в вакуумі до температури нижче 300 °С чиста, підвищена концентрація домішкових елементів на поверхні у вигляді окисленого або альфованого шару відсутня (рис. 4.19). Глибина поверхневих дефектів типу «гофр» становить 1...3 мм, дефекти у вигляді розривів, тріщин або несплавлень відсутні.

Для оцінки якості металу виготовлених зливків проводилось дослідження хімічного складу зразків, відібраних по довжині зливка з верхньої, середньої та нижньої частин. Результати аналізу хімічного складу металу отриманих зливків (табл. 4.6) показали, що розподіл легуючих елементів по довжині зливків рівномірний та відповідає марочному складу.

З метою скорочення втрат дорогого металу в стружку та через відсутність окисленого або альфованого шару дефекти типу «гофри» на зливку Ø 400 мм

Таблиця 4.5. Технологічні параметри плавки

| Технологічний параметр | Ø110 мм | Ø 400 мм | Ø 600 мм |
|---|---------|----------|----------|
| Електронно-променева установка | УЕ-208М | УЕ-5812 | УЕ-5810 |
| Швидкість плавки, кг/год | 30 | 270 | 300 |
| Висота порцій, що одночасно заливаються в кристалізатор, мм | 4 | 8 | 12 |
| Потужність в кристалізаторі, кВт | 20 | 120 | 205 |
| Потужність в проміжній ємності, кВт | 120 | 240 | 300 |

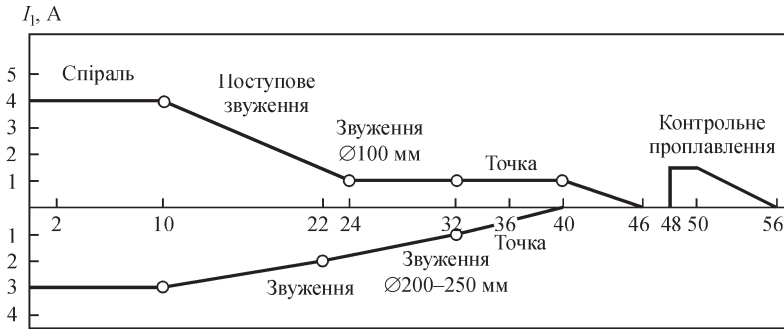


Рис. 4.16. Режим виведення усадкової раковини для зливків із сплавів титану Ø 600 мм

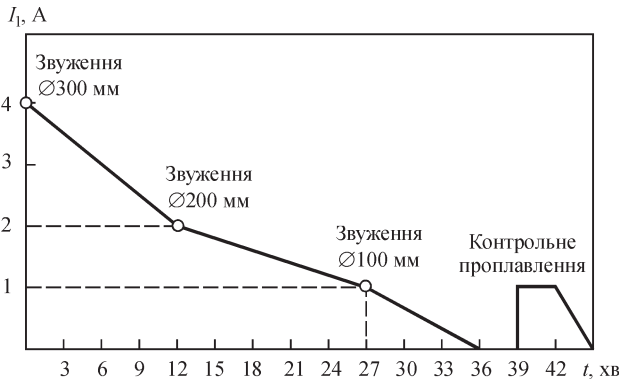


Рис. 4.17. Режим виведення усадкової раковини для зливків із сплавів титану Ø 400 мм

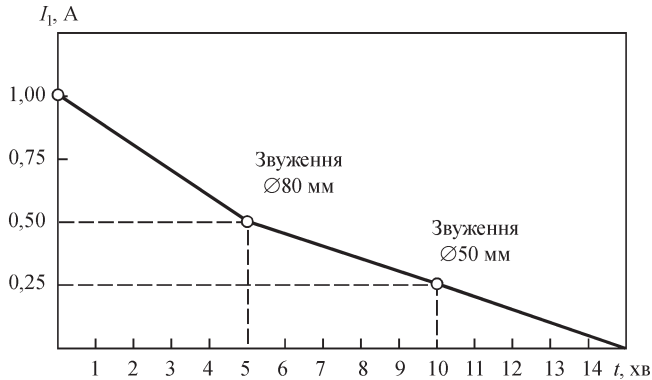


Рис. 4.18. Режим виведення усадкової раковини зливка Ø 110 мм

сплаву титану ВТ22 були вилучені шляхом електронно-променевого оплавлення бічної поверхні зливка [91].

Оплавлення здійснювали на спеціалізованій електронно-променевої установці УЕ-185, оснащений трьома електронно-променевими гарматами. Суть технології оплавлення поверхневого шару зливка електронним променем по-

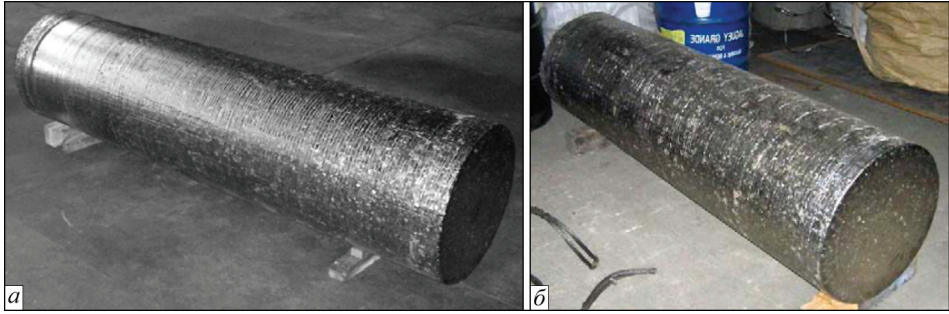


Рис. 4.19. Зливки сплаву титану BT22: а — Ø 400 мм; б — Ø 600 мм

лягала в наступному. Отриманий зливок цеховим краном поміщали на валки механізму обертання, після чого проводили герметизацію робочого об'єму камери. За допомогою вакуумних насосів проводили вакуумування камери оплавлення до робочого тиску 10^{-2} Па. Далі вмикали приводи обертання валків, а також схеми живлення та управління електронними гарматами. При обертальному русі валків розташований на них зливок також набував обертального руху навколо своєї поздовжньої осі. Електронні промені за допомогою систем фокусування та відхилення проектувалися на поверхню зливка, що оброблюється. Оплавлення зливка здійснювалось за рахунок нагріву та розплавлення поверхневого шару електронними променями уздовж його твірної. Поверхня оплавлялась одночасно по всій довжині трьома електронними гарматами. При оплавленні зони нагріву кожного променя перекривали на 5...10 мм. За три оберти проводили повне оплавлення поверхні зливка.

Параметри процесу оплавлення були наступні: розмір фокальної плями електронного променя 0.67×0.02 м, потужність 90 кВт. Зазначений режим оплавлення дозволив проплавити поверхневий шар зливка на глибину 5...8 мм, що забезпечило повне усунення поверхневих дефектів (рис. 4.20). Шорсткість поверхні відповідала 3–4 класу при хвилястості поверхні, що відповідно дорівнює 0.2...0.6 мм.

Таблиця 4.6. Розподіл легуючих елементів і домішок по довжині зливоків титанових сплавів, отриманих ЕПП

| Марка сплаву | Частина зливка | Вміст, % ваг. | | | | | | | |
|-------------------|----------------|---------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-------|--------|
| | | Al | Mo | V | Fe | Zr | Cr | O | N |
| BT22 | Верхня | 5.1 | 4.2 | 4.9 | 0.90 | 0.01 | 1.3 | 0.11 | 0.012 |
| | Середня | 5.2 | 4.5 | 4.7 | 1.0 | 0.01 | 1.4 | – | – |
| | Нижня | 5.0 | 4.1 | 5.0 | 1.0 | 0.01 | 1.4 | – | – |
| ГОСТ 19807–91 | | 4.4...5.7 | 4.0...5.5 | 4.0...5.5 | 0.5...1.5 | <0.3 | 0.5...1.5 | <0.15 | <0.05 |
| BT19 | Верхня | 3.2 | 5.3 | 3.8 | – | 0.8 | 4.0 | 0.08 | 0.005 |
| | Середня | 3.4 | 5.2 | 3.6 | – | 0.9 | 4.2 | – | – |
| | Нижня | 3.5 | 5.2 | 3.3 | – | 0.9 | 4.4 | – | – |
| Вимоги стандартів | | 2.5...3.5 | 5.0...6.0 | 3.0...4.0 | – | 0.5...1.5 | 4.0...5.0 | <0.15 | <0.015 |

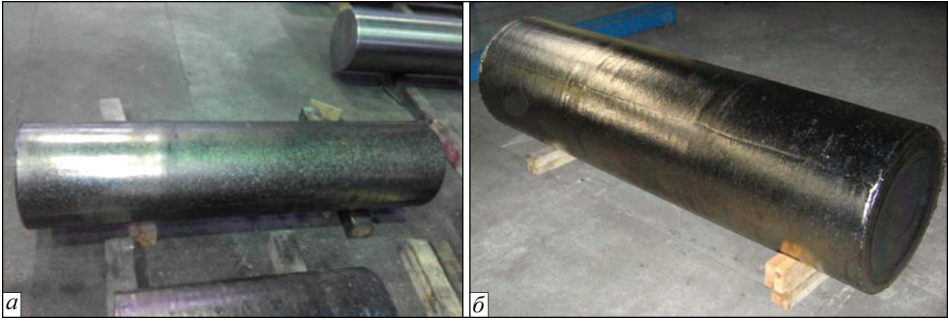


Рис. 4.20. Зовнішній вигляд оплавлених зливків з титанового сплаву ВТ22: а — \varnothing 400 мм; б — \varnothing 600 мм

Приймаючи до уваги невеликі розміри зливка \varnothing 110 мм сплаву титану ВТ19, він був підданий механічній обробці поверхні на токарному верстаті. Поверхневий шар був видалений на глибину не більше 3 мм на сторону. Торці механічно оброблені (рис. 4.21).

Макроструктура зливків вивчалась на поперечних темплетях, вирізаних з середини зливків. Виявлення структури проводилось травленням темплетів в 15%-у розчині фтористої кислоти з додаванням 3%-ї азотної кислоти при кімнатній температурі.

Структура металу зливків (рис. 4.22, 4.23) щільна, однорідна, з відсутністю зон, що по-різному травляться по перетину зливка. Істотної різниці в структурі центральної зони зливка та периферійної зони не спостерігається. Дефектів у вигляді пор, раковин, тріщин і неметалевих включень не виявлено. Характерної для зливків ВДП сегрегації легуючих елементів [92] не виявлено.



Рис. 4.21. Механічно оброблений зливков сплаву титану ВТ19

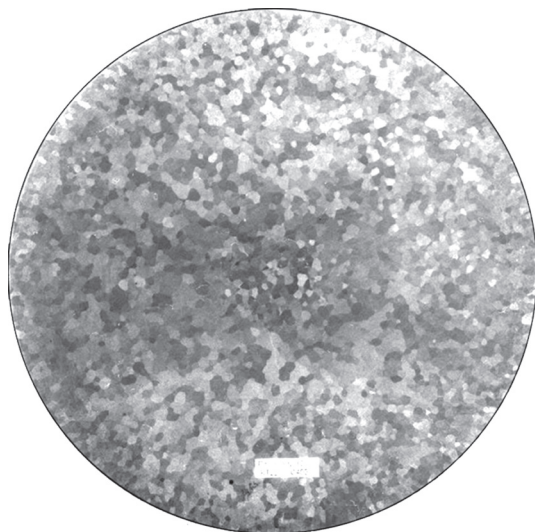


Рис. 4.22. Макроструктура зливка титанового сплаву BT22, виготовленого методом ЕПП

Кристалічна будова металу однакова по всій довжині зливків і характеризується кристалами, за формою, близькою до рівновісної. Ділянки стовбчастої структури відсутні.

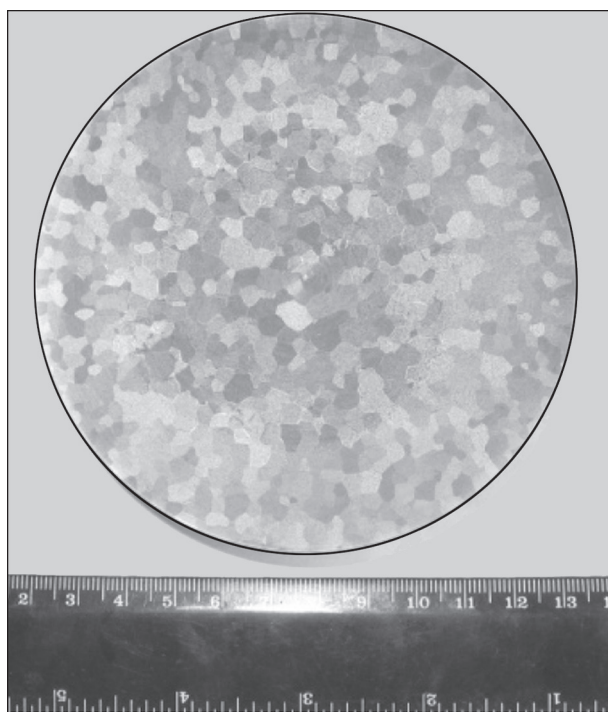


Рис. 4.23. Макроструктура литого металу зливка сплаву титану BT19

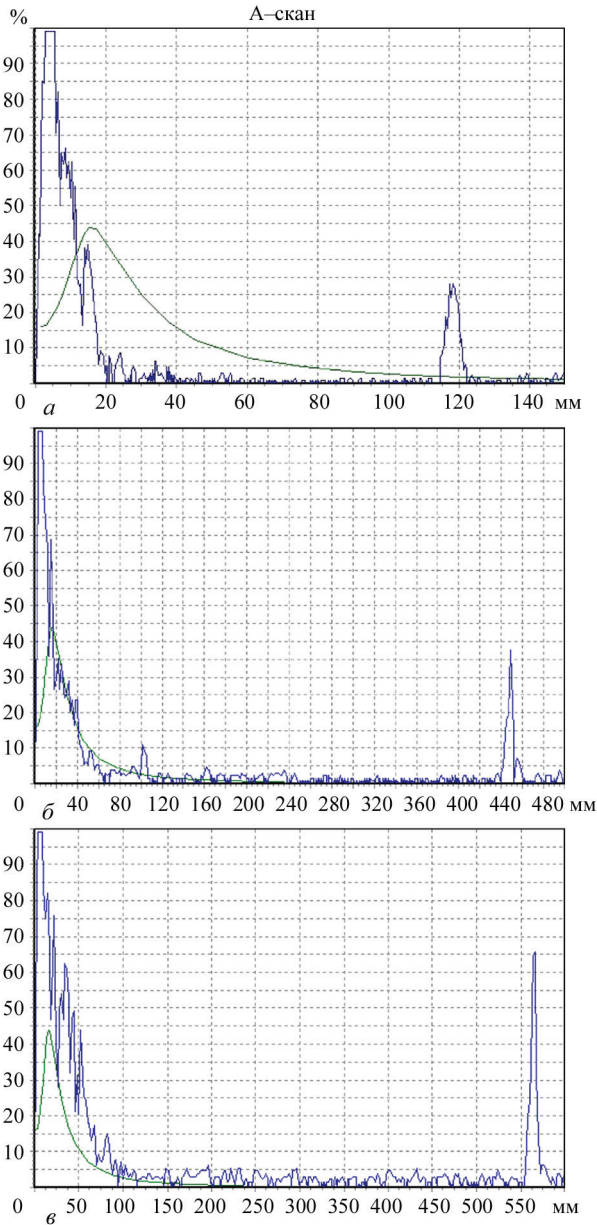


Рис. 4.24. Скан центральної частини зливка: а — \varnothing 110 мм; б — \varnothing 400 мм; в — \varnothing 600 мм

Найважливішим критерієм якості злиwkів сплавів титану є відсутність в металі неметалічних включень, особливо у вигляді азотовмісних альфованих частинок або нітридів титану. При переплаві титану за технологією електроно-променевої плавки з проміжною ємністю створюються термічні та фізико-хімічні умови, що забезпечують видалення вищевказаних включень.

Для дослідження наявності або відсутності в титанових зливках внутрішніх дефектів у вигляді неметалевих включень, а також пор і нещільностей використовувався метод ультразвукової дефектоскопії. Дослідження проводились з використанням ультразвукового дефектоскопа УД4-76 ехо-імпульсним методом при контактному варіанті контролю. Робоча частота аналізу становила 1.25 МГц, що забезпечувало максимальне співвідношення «сигнал/шум». При дослідженні зливків спостерігались множинні відбивання малої амплітуди. Це типово для литого металу та є результатом відбивання сигналу від границь зерен. Проведеним аналізом не виявлено відбивань, які можна було б інтерпретувати як великі неметалеві включення, пори, усадкові раковини. На скані чітко визначається відбивання донного імпульсу (рис. 4.24). В районі введення зондуючих сигналів присутні шуми, які обумовлені нещільним приляганням датчика до поверхні зливка, яке не вдається компенсувати застосуванням «ущільнюючого» мастила.

Таким чином, проведені дослідження показали, що в виплавлених методом ЕПП зливках Ø 400, Ø 600 мм титанового сплаву ВТ22 і Ø 110 мм титанового сплаву ВТ19 відсутні нещільності, неметалеві включення з розміром більше 1 мм, а також щільні скупчення більш дрібних включень.

Розділ 5

ТЕРМОДЕФОРМАЦІЙНА ОБРОБКА ПСЕВДО- β ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

5.1 Обладнання для термомодеформаційної обробки псевдо- β титанових сплавів

Пластична деформація заготовок проводилась на прокатному стані марки Skoda 355/500 (рис. 5.1), основні характеристики якого наведені в табл. 5.1. Реверсивний дуо-стан призначений для експериментальної прокатки смуг мінімальною 250 мм і максимальною 400 мм шириною. Мінімальна товщина прокатної заготовки — 6 мм, максимальна висота заготовки при цьому становить 150 мм. На стані можлива пластична деформація чорних і кольорових металів і сплавів.

Пресову обробку заготовок проводили на одноциліндровому гідравлічному пресі П-457 (рис. 5.2). Прес призначений для кування, гарячого об'ємного та холодного листового штампування з вуглецевих і легованих сталей, а також пресування виробів з кольорових металів і їх сплавів.

Таблиця 5.1. Технічні характеристики лабораторного реверсивного дуо-стану Skoda 355/500

| Параметри | Значення |
|--|---------------------|
| Розміри валків, мм: діаметр | 330 |
| довжина | 500 |
| Максимальний підйом верхнього валка h , мм | 150 |
| Швидкість прокатки V , м/с | 0.75 |
| Навантаження при прокатці $P_{\text{макс}}$, т | 120 |
| Розмір вихідного матеріалу для слябів, мм | 250×300×100 |
| Розмір полос, що виготовляються із зливків, мм: мін. ширина | 250 |
| мін. товщина | 6 |
| Потужність головного двигуна N , кВт | 90 і 160 |
| Потужність електродвигунів для привода валків N , кВт | 1.8 |
| Максимальне число реверсування | 240 разів за годину |



Рис. 5.1. Зовнішній вигляд реверсивного дуо-стану Skoda 355/500



Рис. 5.2. Зовнішній вигляд гідравлічного пресу П-457

Таблиця 5.2. Технічні характеристики гідравлічного пресу моделі П-457

| Параметри | Величина |
|---|----------|
| Номінальне зусилля пресу, т | 200 |
| Тиск робочої рідини, кг/см ² | 200 |
| Кількість головних циліндрів, шт. | 1 |
| Діаметр плунжера циліндру, мм | 360 |
| Кількість під'ємних циліндрів, шт. | 2 |
| Зусилля під'ємних циліндрів, т | 30 |
| Максимальний хід траверси, мм | 700 |
| Максимальна швидкість траверси, мм/с | 300 |
| Продуктивність насосу, л/хв | 100 |

Технічні характеристики гідравлічного пресу моделі П-457 наведені в табл. 5.2.

Нагрівання заготовок для пластичної деформації здійснювався в печах опору потужністю 70 кВт (рис. 5.3).

Однією з основних тенденцій розвитку сучасної металургії є отримання на стадії зливка структури та властивостей металу, які максимально сприяють подальшій термодеформаційній обробці зливка. Особливо високі вимоги висуваються до злиwkів із складнолегованих сплавів. Завданнями, які необхідно



Рис. 5.3. Зовнішній вигляд печі опору потужністю 70 кВт

вирішувати при виплавці таких зливків, є подрібнення структури, подолання структурної та хімічної макро- і мікронеоднорідності.

5.2. Розрахунок діаграми анізотермічних перетворень для псевдо-β титанового сплаву VT19

Однією з важливих проблем, яка зустрічається при моделюванні різних фізичних явищ і процесів, є відсутність фізичних і теплофізичних даних про властивості об'єкту, що модулюється, таких, як коефіцієнти теплоємності, теплопровідності та їх температурної залежності. Особливо гостро ця проблема постає при моделюванні нових перспективних матеріалів і сплавів складного хімічного складу та структури, до яких відноситься і псевдо-β титановий сплав VT19.

Для того, щоб отримати значення фізичних характеристик нового титанового сплаву, можливе використання комп'ютерних моделей для 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 підставі теорії багатокомпонентних сплавів [93]. Із застосуванням методу CALPHAD для нерівноважних процесів була використана модель SG, яка дає хороші результати для багатокомпонентних сплавів, що утворюються в процесі затвердіння, і яка дозволяє отримати залежність багатьох параметрів від їх складу та температури [94–98].

Властивості окремих фаз в багатокомпонентних системах, таких, як молярний об'єм, теплопровідність, щільність, виражаються функціями, аналогічними тим, які використовуються для моделювання термодинамічних функцій в надлишкових багатокомпонентних сплавах [93]. Після того, як властивості окремих фаз були визначені, властивість кінцевого сплаву розраховується з використанням добре зарекомендованих моделей суміші [99, 100]. Такі моделі, які спочатку були розроблені для двофазних систем, були розширені на багатокомпонентні структури [101]. Великі бази даних відповідних параметрів в даний час існують для більшості основних сталей і сплавів, алюмінієвих і титанових сплавів [102–104]. Використання такого підходу дозволило промоделювати фізичні та теплофізичні властивості та кінетику фазових перетворень псевдо-β титанового сплаву VT19 [105].

Для оцінки ймовірного фазового складу остигаючого металу використовували розрахункову діаграму анізотермічних перетворень титанового сплаву VT19 (рис. 5.4).

На діаграмі відзначена температура початку перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ (810 °C), для швидкостей 5...0.01 °C/c і температура кінця $\beta \rightarrow \alpha$ перетворення (520...660 °C) для цих же швидкостей. Так само 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 швидких швидкостях охолодження. Вона являє собою перенасичений твердий розчин

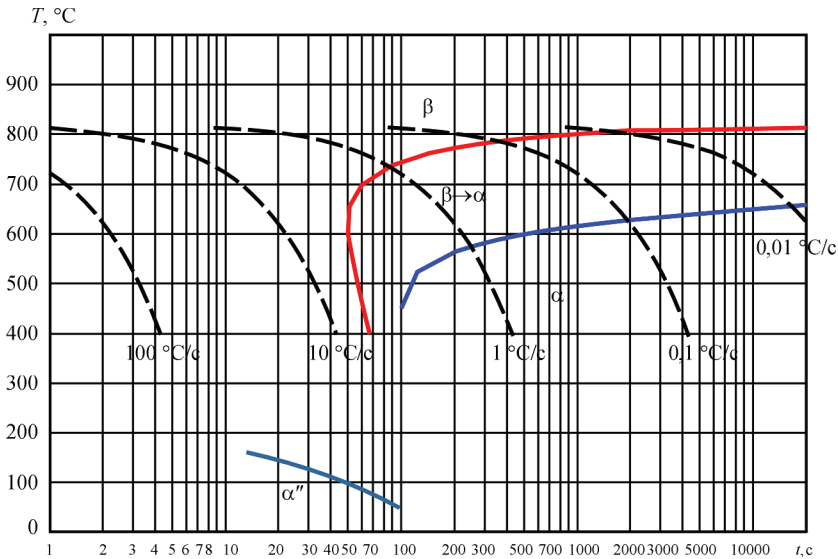


Рис. 5.4. Розрахункова діаграма анізотермічних перетворень псевдо- β титанового сплаву VT19 легуючих елементів в α -титані. Утворена внаслідок розпаду високотемпературної β -фази, метастабільна α'' -фаза за своєю структурою та кінетикою має багато спільного з відомими в металознавстві мартенситними фазами.

Отримані значення температур початку та кінця перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ були використані при розрахунку технологічних параметрів прокатки псевдо- β титанового сплаву VT19.

5.3. Визначення режимів термодеформаційної обробки псевдо- β титанових сплавів, виготовлених методом ЕПШ

Міцність високоміцних титанових сплавів визначається не тільки ступенем легування, а й параметрами обробки тиском, подальшої термічної або термо-механічної обробки. Однак з підвищенням міцності сплаву, як правило, знижується його пластичність, що є істотним недоліком матеріалу при виготовленні з нього конструкцій, що працюють на вібрацію, повторну статику, вигин, ударні навантаження. Тому останнім часом все більша увага приділяється оптимізації параметрів деформування зливків при виготовленні з них напівфабрикатів і режимам термічної обробки.

Фізико-хімічні та теплофізичні особливості титану та сплавів на його основі вимагають ретельного підходу до процесів їх деформування. Це обумовлено наступними факторами. Знижена теплопровідність титанових сплавів призводить до температурних перепадів по перетину зливків і заготовок при їх нагріванні, виникнення значних внутрішніх напружень, а в окремих випадках до утворення тріщин. Це обумовлює необхідність обмеження швидкості нагріву, особливо зливків і заготовок великих розмірів. При охолодженні загото-

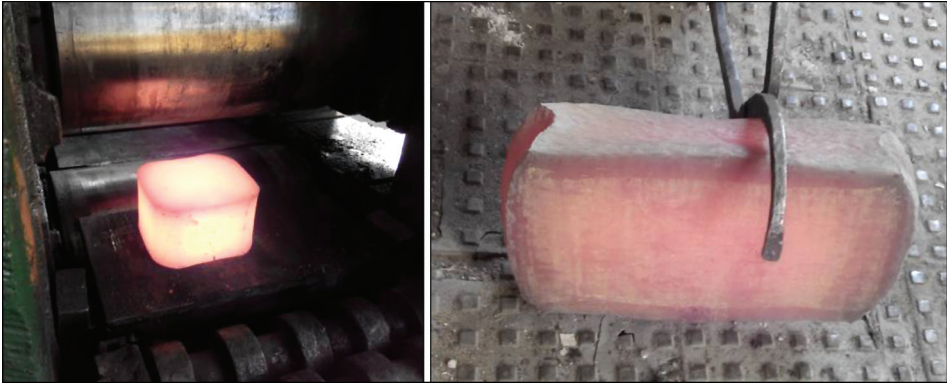


Рис. 5.5. Прокатка титанового сплаву VT22

вок також можуть виникати значні температурні перепади. Наприклад, швидке охолодження гострих кутів, тонких елементів перетинів заготовок надзвичайно ускладнює забезпечення рівномірної деформації, призводить до утворення тріщин і ряду інших дефектів.

З метою подальшого вивчення якості титанових зливків були проведені комплексні дослідницькі роботи по виготовленню напівфабрикатів зі зливків високоміцних сплавів титану, отриманих методом ЕПП.

Вироблено напівфабрикати у вигляді листів. Від механічно обробленого зливка відрізали вихідні заготовки, які піддавалися гарячій деформаційній обробці у вигляді прокатки в поздовжньому та поперечному напрямках на реверсивному прокатному ДУО-стані Skoda 355/500 (рис. 5.5).

Нагрівання заготовок здійснювалось в електропечі опору без застосування захисної атмосфери та захисних покриттів. Температура початку деформації становила 1180 °С, кінця 850 °С. Було виготовлено пластини шириною 350 мм, довжиною 700 мм, товщиною 10 мм (рис. 5.6). На поверхні отриманих пластин при візуальному огляді тріщин, розшарувань, а також включень не виявлено.

Мікроструктуру пластин сплаву VT22 після прокатки досліджували на мікроскопі «Neophot-2». Мікроструктура деформованого металу складається з

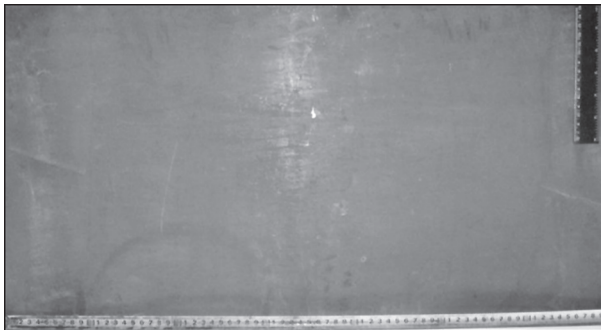


Рис. 5.6. Пластина 350×700×10 мм з титанового сплаву VT22

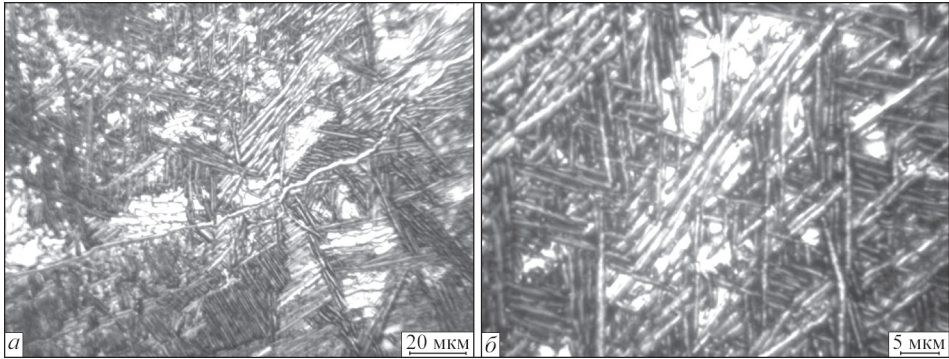


Рис. 5.7. Мікроструктура сплаву VT22 після деформаційної обробки: *a* — $\times 500$; *б* — $\times 1200$

Таблиця 5.3. Механічні властивості сплаву VT22 після деформаційної обробки

| σ_e , МПа | σ_m , МПа | KCV , Дж/см ² |
|------------------|------------------|----------------------------|
| 1228...1274 | 1182...1205 | 19...21 |

великих β -зерен з нерекристалізованою пластинчастою α -фазою в обсязі зерна, згрупованою в колонії (рис. 5.7). Товщина пластин α -фази становить 0.7...2 мкм. У проміжках між α -колоніями та α -пластинами розташовується β -фаза. По межах β -зерен спостерігається α -облямівка. Більшість α -пластин мають хвилясті границі, що може свідчити про складну внутрішню будову пластин. Складна будова α -фази може вносити значний вклад у збільшення міцності металу. Так, межа міцності основного металу становить 1230...1270 МПа (табл. 5.3).

У подальшому отримані пластини були піддані відпалу за такими режимами: нагрів до 750 °С, витримка 1 год з наступним охолодженням в печі [106].

Вивчення мікроструктури відпалених пластин показало, що в структурі зразка зустрічаються α -пластини з хвилястими та прямолінійними границями (рис. 5.8). Метал зразка складається з великих первинних β -зерен з нерекристалізованою внутрішньозеренною структурою. На границях зерен присутня α -облямівка шириною 1.5...2.5 мкм. Пластинчаста α -фаза в об'ємі зерна зібрана

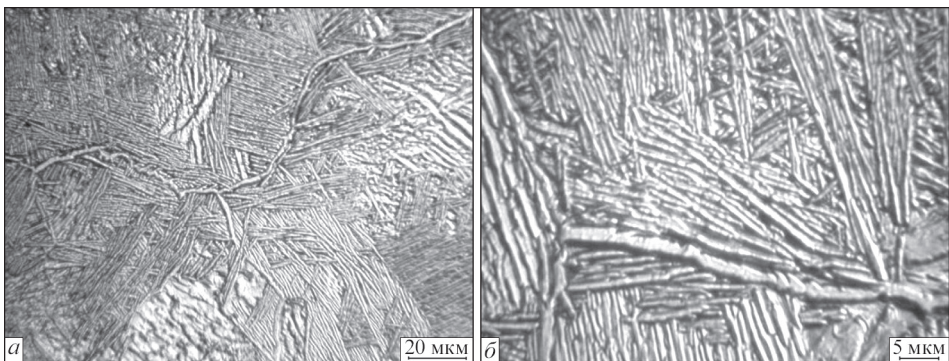


Рис. 5.8. Мікроструктура відпалених пластин сплаву титану VT22: *a* — $\times 500$; *б* — $\times 1200$

Таблиця 5.4. Механічні властивості сплаву ВТ22 після відпалу

| σ_b , МПа | σ_p , МПа | δ , % | ψ , % | КСІ, Дж/см ² |
|------------------|------------------|--------------|------------|-------------------------|
| 1026...1088 | 967...981 | 15...17 | 25...30 | 22...25 |

в колонії, довжина пластин становить 10...30 мкм, ширина — близько 1 мкм. У проміжках між α -пластинами розташовується β -фаза. Межі деяких пластин мають звивистий характер, що може вказувати на процес глобуляризації α -фази.

Механічні властивості відпалених зразків наведені в табл. 5.4.

Механічні випробування показали деякий розкид властивостей, особливо тих, що характеризують пластичність металу. Причиною цього може бути структурна неоднорідність металу зразків. Для отримання найкращого поєднання характеристик міцності для титанового сплаву ВТ22 рекомендується проводити більш складні режими термічної обробки. Так як відпалені пластини в подальшому були використані для дослідження зварюваності сплаву ВТ22, отриманого методом ЕПП, зміцнююча термічна обробка пластин не проводилася.

Так само були проведені роботи по виготовленню гарячепресованих прутків \varnothing 60 мм із зливка сплаву ВТ22, виплавленого методом ЕПП. Спочатку із зливка \varnothing 400 мм титанового сплаву ВТ22 на кувальному пресі були зроблені ковани заготовки \varnothing 180 мм. Нагрівання вихідних заготовок здійснювалося в печі, оснащених газовими пальниками, до температури заготовки 1020 °С. Перед початком кування здійснюється нагрів кувального бойка до температури 250...300 °С. Кування на початковій стадії обробки зливків проводилось до ступеня деформації заготовки 20...30 %. Температура кінця кування була не нижче 800 °С. В кінці першого етапу кування отримана заготовка перерубувалась на дві рівні частини, після чого клалась в піч з наступним нагріванням до температури 980 °С. Після нагріву заготовка протягувалась на діаметр \approx 180 мм з подальшою правкою.

Далі заготовки \varnothing 180 мм були піддані пресуванню в пруток \varnothing 60 мм. Нагрівання перед пресуванням здійснювалось в електропечі до температури 1050...1100 °С в ($\alpha+\beta$)-області. Від отриманих прутків були відібрані проби для визначення макроструктури. У макроструктурі металу отриманих прутків тріщин, розшарувань, порот, металевих і неметалевих включень не виявлено (рис. 5.9). Величина макрозерна відповідає 3-у балу відповідно за 10-бальною шкалою макроструктур за ГОСТ 26492–85.

Виготовлені прутки були піддані термічній обробці за такими режимами: нагрів до температури 850 °С з подальшою витримкою 1,5 год.; охолодження в печі до 790 °С, витримка 2 год. з подальшим охолодженням на повітрі; старіння при 600 °С, витримка 4 год. з подальшим охолодженням на повітрі. Після термічної обробки прутки були механічно оброблені до \varnothing 60 мм, довжиною 500...800 мм (рис. 5.10).

Механічні властивості визначали при 20 °С після вищенаведеної термічної обробки. У табл. 5.5 показані механічні властивості пресованих прутків. Ці дані дозволяють зробити висновок, що механічні властивості напівфабрикатів

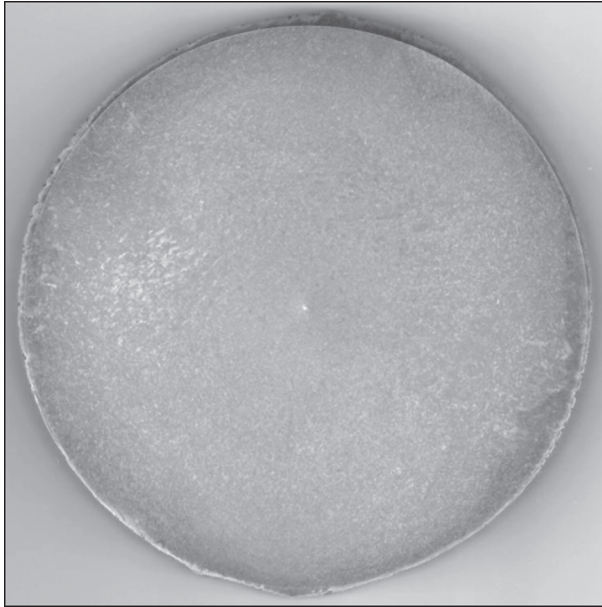


Рис. 5.9. Мікроструктура пресованого прутка \varnothing 60 мм

із сплаву ВТ22, виготовленого методом ЕПП, повністю відповідають вимогам стандартів.

Таким чином, проведені роботи показують, що електронно-променева плавка є ефективним методом виготовлення якісних зливок високоміцного сплаву титану ВТ22, а якість напівфабрикатів відповідає вимогам стандартів. При цьому метал характеризується підвищеною пластичністю при високій міцності.

Досить важливими елементами конструкцій є циліндричні оболонки корпусів, двигунів і т.д., які виготовляються з листів різних титанових сплавів, в тому числі і зі сплаву ВТ19. Листові заготовки згинають на спеціальних станах, а потім зварюють [30, 107]. У зв'язку з цим вивчення процесів деформаційної



Рис. 5.10. Пресовані прутки \varnothing 60 мм з титанового сплаву ВТ22

Таблиця 5.5. Механічні властивості напівфабрикатів з високоміцного титанового сплаву ВТ22, виготовленого методом ЕПП

| Сплав | Вид заготовки | σ_0 , МПа | σ_{02} , МПа | δ , % | ψ , % | KCU , Дж/ см ² | HV |
|----------------|-------------------|------------------|---------------------|--------------|------------|--------------------------------|-----------|
| ВТ22 | Пресований пруток | 1250 | 1200 | 10 | 35 | 40 | 320 |
| ОСТ 1 90266–86 | | >1200 | – | >6 | >14 | >18 | 300...340 |

обробки сплаву ВТ19 для виготовлення листових напівфабрикатів, а потім і подальшого їх зварювання є досить важливим завданням.

В якості вихідних заготовок використовувались виготовлені методом ЕПП зливки Ø 110 мм зі сплаву ВТ19.

Механічно оброблені зливки піддавались гарячій деформаційній обробці на реверсивному прокатному ДУО-стані Skoda 355/500. Нагрівання заготовок здійснювалось в електропечі опору без застосування захисної атмосфери та захисних покриттів.

При виробництві деформованих напівфабрикатів з псевдо-β сплавів хороші результати отримують при прокатці заготовок, нагрітих до температур β-області, при цьому заключні операції термодформаційної обробки закінчували при температурі трохи нижче точки $T_{п.п.}$. Це дозволяє при наступній операції гартування з (α+β)-області отримати матеріал з підвищеними характеристиками міцності, пластичності та в'язкості руйнуванню [108].

Термомеханічна обробка (ТМО) заготовок зі сплаву ВТ19 здійснювалась за технологічним режимом, представленим в табл. 5.6.

Температура закінчення прокату контролювалась візуально та на початковому етапі становила не менше 850 °С.

Після проведення операції прокатки проводилось рихтування попередньо нагрітого деформованого напівфабрикату на гідравлічному пресі з метою усунення прогинів. Охолодження отриманих заготовок проходило на повітрі до температури навколишнього середовища.

В результаті проведеної термомеханічної обробки зливків ЕПП сплаву ВТ19 отримано листи розмірами 300×350 мм, товщиною 6 мм (рис. 5.11). На поверхні листових напівфабрикатів не виявлено тріщин і розшарувань, що дозволяє говорити про хорошу технологічну пластичність матеріалу та металургійну якість вихідних зливків-заготовок.

Таблиця 5.6. Режими термодформаційної обробки сплаву титану ВТ19

| Операція | Час нагріву, хв. | Температура нагріву, °С | Ступінь деформації, % |
|--|------------------|-------------------------|-----------------------|
| Нагрів під прокат | 70 | 1150 | 0 |
| Деформація заготовки (за один прохід — 2...3 мм) | 30 | 1150 | 0...60 |
| Розворот заготовки на 90° | 20 | 1150 | 60 |
| Докатка (деформація заготовки за один прохід — 1 мм) | 15 | 750 | 90 |

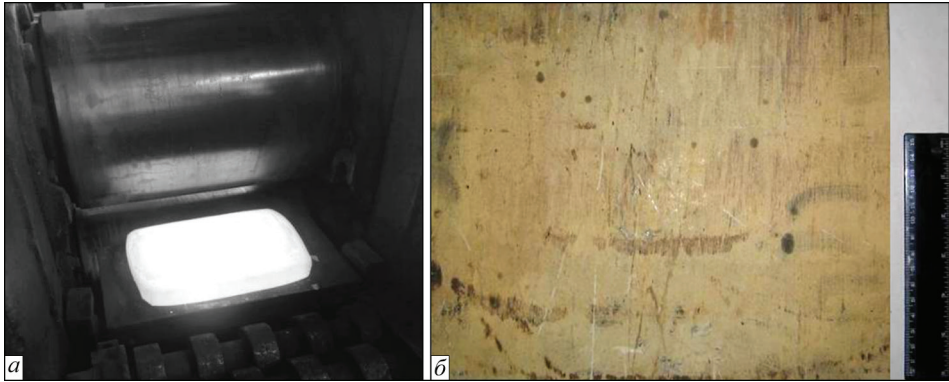


Рис. 5.11. Процес прокату (а) та листи 350×300×6 мм (б) сплаву ВТ19

Для зняття залишкових напружень листові деформовані напівфабрикати відпалювали при температурі 750 °С протягом 1 год.

Дослідження деформованого металу сплаву ВТ19, отриманого зі зливка ЕПП, показало, що після прокатки при температурах, що відповідають області існування β -фази, структура складається з рівновісних поліедричних первинних β -зерен розмірами 80...125 мкм. Встановлено, що після проведеної термо-механічної обробки зразок має дещо неоднорідну по товщині структуру. Так, приповерхневий шар металу товщиною 1.5...2 мм має повністю рекристалізовану структуру. У рівновісних поліедричних зернах «приповерхневої» зони спостерігаються рівномірно розподілені по тілу зерна дисперсні виділення α -фази (рис. 5.12, а, б). Розміри α -частинок складають 1...2 мкм і менше. У деяких зернах «приповерхневої» зони деформованого металу зустрічаються ділянки з нерівномірним розподілом часток α -фази в зерні (рис. 5.12, в, г) з розмірами пластинок до 10 мкм.

Дослідження мікроструктури «глибинної» зони товщиною 2...2.5 мм показали, що в структурі зустрічаються смуги рекристалізованих зерен, які витягнуті в напрямку прокату (рис. 5.13, а), а також поодинокі рекристалізовані зерна на тлі нерекристалізованої структури (рис. 5.13, б).

В «глибинній» зоні зустрічаються як дисперсні, так і досить великі пластинчасті частинки α -фази (рис. 5.14, а). Крім того, виявлено обривки границь деформованих зерен, витягнуті в напрямку прокату (рис. 5.14, б). В окремих зернах, як в приповерхневій, так і в глибинній зоні спостерігаються візерунки з серій паралельних ліній (рис. 5.14, в, г).

Проведені дослідження деформованого металу показують, що в зерні, в основному, переважає дисперсна α -фаза, проте в деяких ділянках зразків спостерігаються невеликі скупчення більшої пластинчастої α -фази, рідше в приповерхневій зоні (рис. 5.15, а), частіше в глибинній зоні (рис. 5.15, б). Істотних облямівок α -зерен на кордонах не спостерігається, що говорить про правильність вибору режиму термо-механічної обробки.

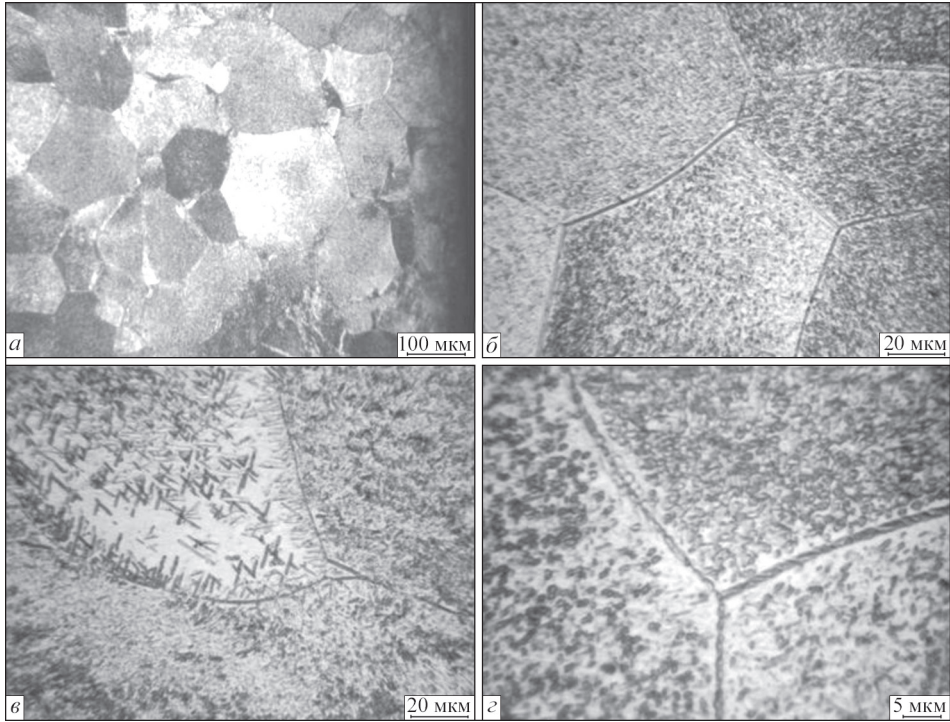


Рис. 5.12. Мікроструктура приповерхневої зони деформованого металу сплаву VT19 ЕПП

Дослідження приповерхневої зони показали, що завдяки оптимізації часу перебування заготовок, що прокатуються в печі при проміжних нагрівах, мінімізована товщина поверхневого окисленого та альфованого шару. Як видно з рис. 5.16, максимальна товщина поверхневого шару становить приблизно 20 мкм. Окисний шар досить щільний, в ньому не спостерігаються тріщини та відколи.

Основними показниками механічних властивостей, які характеризують титанові сплави є: межа міцності (σ_b , МПа), межа текучості (σ_r , МПа), відносне подовження (δ , %), відносне звуження (ψ , %) і ударна в'язкість (KCV , Дж/см²). Меха-

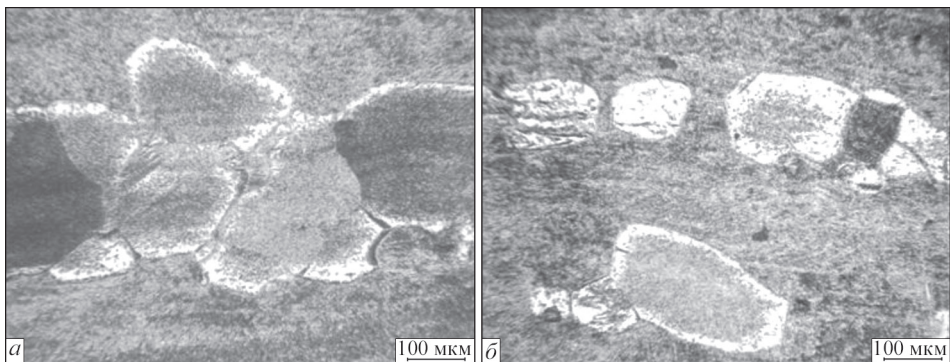


Рис. 5.13. Мікроструктура глибокої зони деформованого металу сплаву VT19 ЕПП

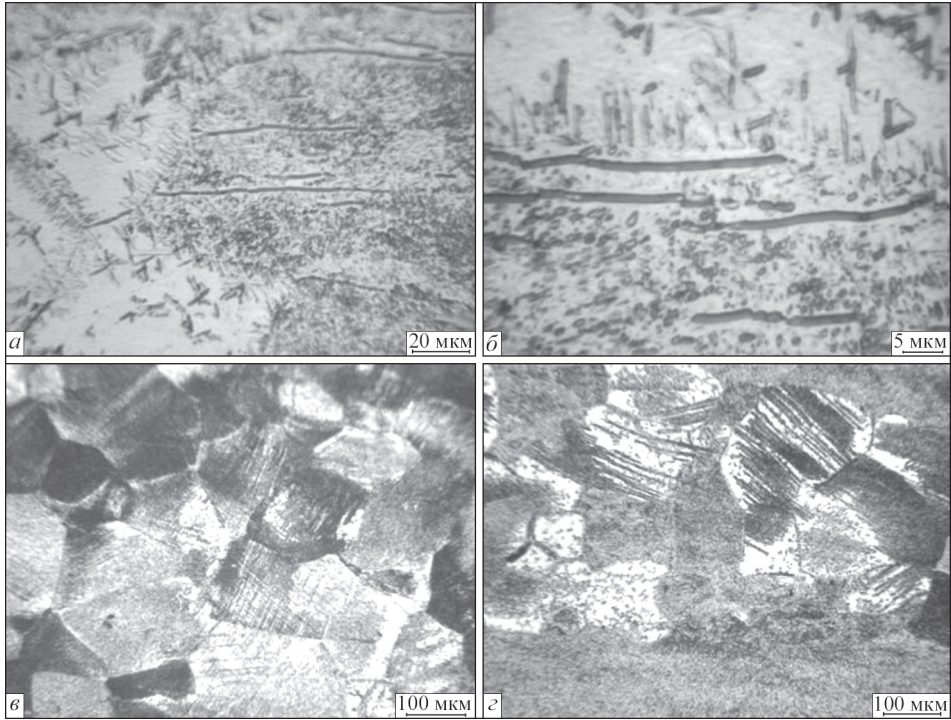


Рис. 5.14. Мікροструктура деформованого металу сплаву ВТ19 ЕПП

нічні властивості визначали при нормальній температурі на зразках, вирізаних з деформованого та відпаленого металу. Деякі механічні властивості сплаву ВТ19 після проведених обробок наведені в табл. 5.7.

Дещо знижені значення опору розриву та межі текучості, а також дещо підвищені значення пластичних характеристик, мабуть, пов'язані зі зменшенням розмірів первинних β -зерен і істотним подрібненням внутрішньозеренної структури, а також досить низьким вмістом домішкових газів в металі, що отриманий методом ЕПП.

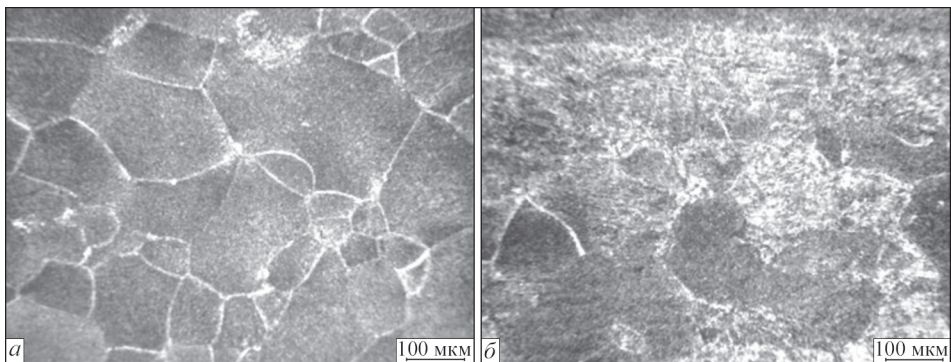


Рис. 5.15. Мікροструктура деформованого металу сплаву ВТ19 ЕПП

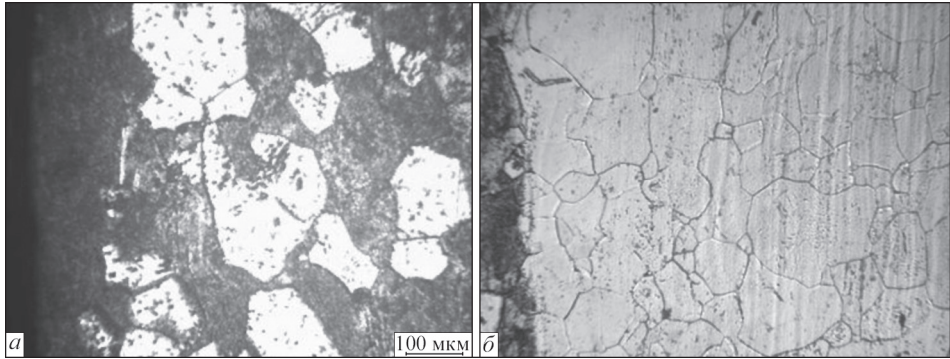


Рис. 5.16. Мікрошліф поверхневої (а) і при поверхневої зони (б) деформованого металу сплаву VT19 ЕПП

Таблиця 5.7. Механічні властивості деформованого металу сплаву VT19 ЕПП в стані після відпалу

| Вид термообробки | σ_s , МПа | σ_m , МПа | δ , % | ψ , % |
|------------------------|------------------|------------------|--------------|------------|
| Відпал 750 °С — 1 год. | 978 | 887 | 12 | 42 |

Подальша зміцнююча термообробка отриманих листів із зливків ЕПП сплаву VT19 не проводилась, але міцність напівфабрикатів з сплаву VT19 може бути підвищена шляхом проведення операції загартовування в воду та старінням. Після проведення вищевказаних операцій міцність матеріалу може підвищуватися до 1550 МПа [27].

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. (2012) Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года. *Авиационные материалы и технологии*, **2**, 7–17.
2. Тарасов Ю.М., Антипов В.В. (2012) Новые материалы ВИАМ — для перспективной авиационной техники производства ОАО «ОАК». *Там же*, **2**, 5–6.
3. Хорев М.А., Хорев А.И. (2008) Основы легирования и теория термической обработки сварных соединений титановых β -сплавов. *Цветные металлы*, **9**, 12–14.
4. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. (2005) *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*. Москва, МИСиС.
5. Колачев Б.А., Полькин И.С., Талалаев В.Д. (2000) *Титановые сплавы разных стран*. Москва, ВИЛС.
6. Моисеев В.Н. (1998) Бета-титановые сплавы и перспективы их развития. *МиТОМ*, **12**, 11.
7. 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.
8. Хорев А.И. (2007) *Разработка теоретических и практических основ повышения конструкционной прочности титановых сплавов путем комплексного легирования и микролегирования*. ПТ1-2007 в СНГ. Москва, 226–234, 423–430.
9. (1996) Titanium 95: Science and technology. *Proc. of 8th World Conf. on Titanium, Birmingham, UK, London, 1996*, p. 1264.
10. Хорев А.И. (2012) Сверхпрочный титановый сплав ВТ19. *Технология машиностроения*, **6**, 5–8.
11. Хорев А.И. (1979) *Современные методы повышения конструкционной прочности титановых сплавов*. Москва, Воениздат.
12. Хорев А.И. (1979) *Комплексное легирование и термомеханическая обработка титановых сплавов*. Москва, Машиностроение.
13. Хорев А.И. (1977) *Опыт применения титановых сплавов в народном хозяйстве*. Москва, ЦНИИТЭМС.
14. (1996) *Advances in the science and technology of titanium alloy processing*. Anaheim, California, TMS.
15. Антипов А.И., Моисеев В.Н. (1996) Упрочнение сплава ВТ35 при старении. *МиТОМ*, **12**, 22–25.
16. (1984) Titanium: Science and technology. *Proc. of 5th World Conf. on Titanium, Munich, 1984*. V1-4. Oberursel, p. 499.
17. (1996) Titanium 92: Science and technology. *Proc. of 7th World Conf. on Titanium, San Diego, California, USA, 1996*, p. 15.
18. (2003) Titanium 2003: Science and technology. *Proc. of 10th World Conf. on Titanium, Hamburg Germany, July 13–18, 2003*, V.1-5, p. 357.
19. (1996) Titanium 92: Science and technology. *Proc. of 7th World Conf. on Titanium, San Diego, California, USA, 1996*, p. 2899.

20. 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.
21. Хорев А.И. (2009) Легирование и термическая обработка ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов высокой и сверхвысокой прочности. *Там же*, **1**, 5–13.
22. (1994) Наука, производство и применение титана в условиях конверсии. *Сб. тр. I Международ. конф. по титану стран СНГ, г. Москва, 1994*. Т. 1, 2, с. 567.
23. Братухин А.Г., Колачева Б.А., Садков В.В. и др. (1995) *Технология производства титановых самолетных конструкций*. Москва, Машиностроение.
24. Колачева Б.А., Елисеев Ю.С., Братухин А.Г., Талалаев В.Д. (2001) *Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники*. Москва, Изд-во МАИ.
25. (1994) *Materials properties handbook. Titanium alloys*. Boyer R., Welsch G., Collings E.W. (Eds). ASM International. The Material Information Society.
26. Антипов А.И, Моисеев В.Н. (1993) Структура и механические свойства титанового сплава BT35 в литом состоянии. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **9**.
27. Моисеев В.Н., Шолохова Л.В., Терентьева Л.Н. (1976) Самозакаливающийся титановый сплав. *Технология легких сплавов*, **4**, 46–51.
28. Хорев А.И. (2009) Разработка конструкционных титановых сплавов для изготовления деталей узлов авиакосмической техники. *Сварочное производство*, **3**, 13–23.
29. Хорев А.И. (2007) Теория и практика создания титановых сплавов для перспективных конструкций. *Технология машиностроения*, **12**, 5–13.
30. Антонюк С.Л., Моляр А.Г., Калинюк А.Н. и др. (2003) Титановые сплавы для авиационной промышленности Украины. *Современная электрометаллургия*, **1**, 5–10.
31. Хорев А.И. (2007) Основные направления создания высокопрочных и высоконадежных композиционных материалов на основе титана. *Технология машиностроения*, **5**, 9–16.
32. Антипов В.В. (2012) Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов. *Авиационные материалы и технологии: Юбилейный науч.-технич. сб. (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»)*. Москва, ВИАМ, 157–167.
33. Тихоновский А.Л., Тригуб Н.П., Дереча А.Я. и др. (1991) Утилизация отходов титанового производства методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **1**, 71–74.
34. Тригуб Н.П. (2003) Электронно-лучевая плавка титана. *Металлургия машиностроения*, **1**, 20–23.
35. Тригуб Н.П., Дереча А.Я., Калинюк А.Н. и др. (1998) Рафинирование титана в электронно-лучевых печах с промежуточной емкостью. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **2**, 16–20.
36. Шейко И.В., Латаш Ю.В., Степаненко В.В. (1996) Некоторые особенности создания плазменно-дуговых нагревателей для индукционных плавильных печей. Открытые индукционные печи. *Там же*, **2**, 26–31.
37. Шейко И.В., Латаш Ю.В., Степаненко В.В. (1996) Некоторые особенности создания плазменно-дуговых нагревателей для индукционных плавильных печей. Вакуумно-индукционные печи. *Там же*, **3**, 37–43.
38. Рудой А.П., Фиалковский Д.В. (1976) Индукционно-дуговой способ плавления металлов. *Металлофизика*, **65**, 104–107.
39. Тир Л.Л., Фомин Н.И. (1975) *Современные методы индукционной плавки*. Москва, Энергия.
40. Shippereit G.H., Zetherman A.F., Everts D.H. (1961) Cold-crucible induction melting of reactive metals. *J. of Metals*, **2**, 140–144.
41. Sheiko I.V., Latash Yu.V. (1999) *Induction melting with an ingot formation in a sectional mould*. Pt 4, **11**. Gordon and Breach Publishing Group. Киев, Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.

42. Шейко И.В., Латаш Ю.В. и др. (2001) К вопросу о применении независимых источников нагрева для утилизации промышленных отходов титана и его сплавов. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **1**, 24–28.
43. Тресевич С.М. (2006) *Новые технологии и оборудование для получения титановой губки и переплава ее в слиток*: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Киев.
44. Гисер Е.Н., Чекотило Л.В., Белецкий В.М. и др. (1977) Электрошлаковая отливка заготовок из высокопрочного титанового сплава ВТ22. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **6**, 21–23.
45. Медовар Б.И., Попов Б.Г., Чекотило Л.В. и др. (1978) Электрошлаковая выплавка опытных слитков в бескамерной печи ЭШП. *Там же*, **8**, 41–45.
46. Медовар Б.И., Саенко В.Я., Кумыш В.И. и др. (1995) Свойства толстых плит, прокатанных из листового крупнотоннажного слитка титана ВТ 1-0 ДШП массой 4,5 т. *Там же*, **2**, 18–29.
47. Медовар Л.Б., Саенко В.Я., Помарин Ю.М., Ус В.И. (2000) Перспективы применения металлургического кальция и РЗМ при ЭШП. *Там же*, **4**, 18–19.
48. Радченко В.Н., Тарлов О.В., Максимов А.П. (1991) О поведении кислорода при электрошлаковом переплаве титана. *Там же*, **2**, 15–19.
49. Рябцев А.Д., Троянский А.А., Тарлов О.В. и др. (2000) Исследование возможности получения титан-алюминиевого сплава методом электрошлакового переплава в инертной атмосфере под «активными» кальцийсодержащими флюсами. *Там же*, **1**, 75–78.
50. Компан Я.Ю., Протокивилос И.В. (2002) *Некоторые технологические аспекты магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП) титановых сплавов. Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра*. Киев, Політехніка, 256–262.
51. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Козлитин Д.А., Ахонин С.В., Дереча А.Я., Пап П.А. (1997) *Электронно-лучевая плавка*. Киев, Наукова думка.
52. Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Дереча А.Я. (1994) Электронно-лучевая плавка — технология получения металлов и сплавов особо высокого качества. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **3–4**, 33–41.
53. Тихоновский А.Л., Ахонин С.В., Тур А.А., Туник А.В. (1993) Электронно-лучевой переплав титановой губки — новый способ получения титановых слитков и слябов. *Там же*, **1**, 66–70.
54. Ахонин С.В., Дереча О.Я., Прозоровський А.І. (1997) *Способ электронно-променевої плавки титанової губки*. Україна, Пат. 93005469, 18896А С22В9/22.
55. Тригуб М.П., Жук Г.В., Калинюк О.М., Пікулін О.М. (2003) *Способ отримання великогабаритних плоских зливків методом електронно-променевої плавки*. Україна, Пат. 55475 С22В9/22, В23К15/06, 2000031294.
56. Патон Б.Е., Тригуб М.П., Жук Г.В. та ін. (1998) *Способ одержання біметалу в електронно-променевих установках*. Україна, Пат. 20591А В22D23/00, 95031200.
57. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
58. Тригуб Н.П. и др. (1998) Рафинирование титана в электронно-лучевых печах с промежуточной емкостью. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **2**, 16–20.
59. Варич И.Ю., Ахонин С.В., Тригуб Н.П., Калинюк А.Н. (1997) Испарение алюминия из сплавов на основе титана в процессе электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. *Там же*, **4**, 15–21.
60. Ахонин С.В., Тихоновский А.Л., Тур А.А. (1986) Математическое описание процесса рафинирования при ЭЛП расходуемой заготовки с учетом реакции второго порядка на границе раздела фаз. *Там же*, **2**, 43–49.
61. Мовчан Б.А., Ахонин С.В. (1996) Математическое моделирование процессов электронно-лучевого испарения многокомпонентного сплава на основе никеля из расплава ниобия. *Там же*, **3**, 20–24.

62. Bellot J.P., Duval H., Ablitzer D. (1996) Validity of the Kinetic Langmuir's law for the volatilization of metallic element in vacuum metallurgy. *Proc. of Symp. of Gas Enterection in Nonferrous Metals Processing, Anaheim, USA, 1996*, pp. 109–124.
63. Bellot J.P., Duval H., Ritchie M., Ablitzer D. (1999) *The use of mathematical models to determine parameters minimizing the volatilization losses in the electron beam melting process. Proc. of 9th World Conf. on Titanium, 1999*. Sanct-Petersburg, Russia: CSICM «Prometey», Vol. 1, pp. 1442–1449.
64. Жуховицкий А.А., Шварцман Л.А. (1976) *Физическая химия*. Москва, Металлургия.
65. Шиллер З. Гайзинг У., Панцер З. (1980) *Электронно-лучевая технология*. Москва, Энергия.
66. Ахонин С.В., Тихоновский А.Л. (1992) Кинетика процессов массообмена в системе реальный раствор — паровая фаза. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **2**, 61–64.
67. Ефимов А.И., Белокурова Л.П., Василькова И.В., Чечев В.П. (1993) *Свойства неорганических соединений*: Справочник. Ленинград, Химия.
68. Akhonin S.V., Trigub N.P., Zamkov V.N., Semiatin S.L. (2003) Mathematical modeling of aluminum evaporation during electron-beam cold-hearth melting of Ti–6Al–4V ingots. *Metallurgy and Materials Transact. B*, **34B**, August, 447–454.
69. Иванченко Н.В., Устинов А.И., Мохорт В.А. (2003) Термодинамический анализ испарения в вакууме титана и никеля из расплава Ti–Ni. *Современная электрометаллургия*, **3**, 15–18.
70. Жук Г.В., Ахонина Л.В., Тригуб Н.П. (1998) Математическое моделирование процессов кристаллизации титанового сплава Ti–6Al–4V при ЭЛПЕ. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **2**, 21–26.
71. Белло Ж.-П., Флори Е., Эсс Е., Аблизер Д. (1996) Математическое моделирование процесса электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью и его применение для производства титана. *Там же*, **4**, 27–37.
72. Bellot J.P., Jardy A., Ablitzer D. (1992) Thermal modelling of solidification and cooling of an electron beam melted titanium ingot. *Proc. of Seventh Intern. Conf. on Titanium «Titanium '92, Science and Technology», San Diego, California, June 29–July 2, 1992*, Vol. 3, pp. 2,347–2,354.
73. Лесной А.Б., Демченко В.Ф., Жадкевич М.Л. (2001) Моделирование гидродинамики и теплообмена при кристаллизации слитков электронно-лучевого переплава. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **2**, 17–21.
74. Калинюк А.Н., Жук Г.В., Тригуб Н.П. (2002) Моделирование режимов вывода усадочной раковины в цилиндрических слитках ЭЛПЕ. *Там же*, **1**, 23–25.
75. Жук Г.В., Ахонина Л.В., Тригуб Н.П. (1998) Математическое моделирование процессов кристаллизации титанового сплава Ti–6Al–4V при ЭЛПЕ. *Там же*, **2**, 21–25.
76. Жук Г.В., Тригуб Н.П., Калинюк А.Н. (2003) Влияние скорости охлаждения на структуру цилиндрических слитков ЭЛПЕ титанового сплава Ti–6Al–4V. *Процессы литья*, **4**, 79–82.
77. Березос В.А. (2010) Проверка адекватности математической модели процесса кристаллизации титанового слитка ЭЛПЕ. *Современная электрометаллургия*, **3**, 14–17.
78. Жук Г.В. (2008) О влиянии распределения мощности нагрева металла в кристаллизаторе в процессе ЭЛПЕ на структуру титановых слитков. *Там же*, **2**, 17–20.
79. Бабенко Е.П., Долженкова Е.В. (2014) Исследование причин разрушения крупногабаритного изделия из сплава ВТ23. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, **3**, 82–85.
80. Хореев А.И. (2007) Комплексно-легированный титановый сплав ВТ23 универсального применения. *Технология машиностроения*, **7**, 5–11.
81. Ахонин С.В., Березос В.А., Крьюжановский В.А. и др. (2012) Производство дисков для энергетического машиностроения из титанового сплава ВТ6, полученного способом электронно-лучевой плавки. *Современная электрометаллургия*, **4**, 15–20.
82. Clifford E. Shambten (1995) Titanium alloy hearth melt «only» technology development. *Proc. of 8th World Conf. on Titanium «Titanium 95. Science and Technology», October 22–26, 1995, Birmingham, UK*. Vol. 2, pp. 1438–1446.

83. Buttrill W.H., Shamblen C.E. Hearth melt plus vacuumarc remelt: production status. *Ibid.*, pp. 1446–1454.
84. Eldon Poulsen, William Chitmis, Matt Made (1999) Status of titanium cold hearth melting. *Proc. of 9th World Conf. on Titanium «Titanium '99. Science and Technology», June 7–11, 1999, Saint-Petersburg, Russia*. Vol. 3, pp. 1328–1335
85. Paton B.E, Trigub N.P, Akhonin S.V. Electron beam melting of titanium. *Ibid.*, pp. 1373–1379.
86. Ахонин С.В., Северин А.Ю., Березос В.А., Ерохин А.Г. (2013) Математическое моделирование процессов испарения при выплавке слитков многокомпонентных титановых сплавов в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*, **4**, 34–39.
87. Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. и др. (2019) Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М. *Современная электрометаллургия*, **3**, 15–22. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem2019.03.03>.
88. Tripp D., Mitchel A., Hayden M. (1986) The effect of power on the thermal regime in an EB hearth. *Proc. of Conf. On Electron Beam Melting and Ref. State-of-the Art, 1986*. Bakish Mat. Corp., Englewood, N.-Y., pp. 30–41.
89. Тригуб Н.П., Жук Г.В., Корнейчук В.Д. и др. (2007) Промышленная электронно-лучевая установка УЭ-5812. *Современная электрометаллургия*, **1**, 11–14.
90. 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. *Там же*, **2**, 23–27.
91. Ахонин С.В., Березос В.А., Пикулин А.Н. и др. (2014) Электронно-лучевое оплавление поверхности слитков титана. *Там же*, **2**, 21–25.
92. Александров В.К., Аношкин Н.Ф., Бочвар Г.А. и др. (1979) *Полуфабрикаты из титановых сплавов*. Москва, Металлургия.
93. 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*, July.
94. Spencer P.J. (2008) A brief history of CALPHAD. *Calphad*, **32**, Issue 1, March, 1–8.
95. Joonho Lee, Ki Joo Sim (2014) General equations of CALPHAD-type thermodynamic description for metallic nanoparticle systems. *Ibid.*, **44**, March, 129–132.
96. Jokisaari A.M., Thornton K. (2015) General method for incorporating CALPHAD free energies of mixing into phase field models. *Ibid.*, **51**, December, 334–343.
97. Ales Kroupa (2013) Modelling of phase diagrams and thermodynamic properties using Calphad method — Development of thermodynamic databases. *Computational Materials Sci.*, **66**, January, 3–13.
98. Lijun Zhang, Qing Chen (2017) *Chapter 6: CALPHAD-type modeling of diffusion kinetics in multicomponent alloys*: Handbook of Solid State Diffusion, Vol. 1, 321–362.
99. Kaisheng Wu, Ömer N. Doğan, Oleg I. Velikokhatnyi, Prashant N. Kumta (2011) A CALPHAD study on the thermodynamic stability of calcium-, zinc-, and yttrium-doped magnesium in aqueous environments. *Materials Sci. and Eng. B*, **176**, Issue 20, 15 December, 1727–1732.
100. 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**, December, 21–26.
101. James E. Saal, Ida S. Berglund, Jason T. Sebastian et al. (2018) Equilibrium high entropy alloy phase stability from experiments and thermodynamic modeling. *Scripta Materialia*, **146**, 15 March, 5–8.
102. Saunders N., Li X., Miodownik A.P., Schille J.-Ph. (2003) *Modelling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes*. Stefanescu D., Warren J.A., Jolly M.R., Krane M.J.M. (Eds). Vol. X, TMS, Warrendale, PA.

103. Saunders N., Li X., Miodownik A.P., Schille J.-Ph. (2003) *Light Metals*. Crepeau P. (Ed.). TMS, Warrendale, PA.
104. Saunders N., Li X., Miodownik A.P., Schille J.-Ph. (2003) *Proc. of Conf. on Liquid Metal Processing, Nancy, France, September 21–24, 2003*.
105. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Костін В.А. (2021) Структурні перетворення при охолодженні економно легованого псевдо-β титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe. *Сучасна електromеталургія*, **1**, 29–38.
106. Хорев А.И. (2012) Термическая, термомеханическая обработка и текстурное упрочнение свариваемых титановых сплавов. *Сварочное производство*, **10**, 11–20.
107. Бычков А.С., Моляр А.Г. (2016) Эксплуатационная несущая способность деталей конструкций отечественных воздушных судов транспортной категории из титановых сплавов. *Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии*, **71**, 18–29.
108. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*: справочник. Москва, ВИЛС-МАТИ.