

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

С.В. Ахонін, В.О. Березос, А.Ю. Северин

**ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА
ПЛАВКА ЗЛИВКІВ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ
НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ**

Київ 2023

УДК 669.187.826.002.2

Ахонін С.В., Березос В.О., Северин А.Ю. Електронно-променева плавка зливків інтерметалідів на основі алюмініду титану. — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2023. — 98 с.

У монографії розглянуто технологію електронно-променевої плавки зливків сплавів інтерметаліду системи Ti–Al.

Проведено дослідження, які дозволили розробити методику вибору технологічних параметрів електронно-променевої плавки (ЕПП) зливків інтерметаліду TiAl за допомогою математичної моделі випаровування легуючих елементів, що дозволяє визначити точний хімічний склад вихідної шихти. Показано особливості кристалізації рідкого металу зливків сплавів інтерметаліду системи Ti–Al в умовах дії електронно-променевого нагріву.

Досліджено можливість отримання зливків ЕПП інтерметаліду TiAl з введенням додаткових легуючих елементів Nb, Cr, Mo, Zr, B, La. Описано дослідні плавки зливків методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю. Наведено характеристики хімічного стану, макро-, мікроструктури та деяких механічних властивостей сплавів, отриманих методом ЕПП.

Розглянуто можливість деформаційної обробки інтерметаліду TiAl, додатково легovanого бором і лантаном. Описано мікроструктуру та механічні властивості деформованого та термічно обробленого металу.

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

Бібліогр. 131, табл. 25, рис. 56.

Akhonin S.V., Berezos V.O., Sevryn A.Yu. Electron beam melting of titanium aluminide-based intermetallic ingots. — Kyiv: E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 2023. — 98 p.

The monograph deals with the technology of electron beam melting of ingots of intermetallic alloys of Ti–Al system.

Research was performed, which enabled development of a procedure for selecting the technological parameters of electron beam melting (EBM) of TiAl intermetallic ingots, using a mathematical model of evaporation of alloying elements, which allows determination of the exact chemical composition of the initial charge. Features of liquid metal crystallization in the ingots of intermetallic alloys of Ti–Al system under the conditions of electron beam heating are shown.

The possibility of producing EBM ingots of TiAl intermetallic with addition of Nb, Cr, Mo, Zr, B, La alloying elements was studied. Experimental melting of the ingots by cold-hearth electron beam melting method is described. The characteristics of the chemical composition, macro- and microstructure, and some mechanical properties of the alloys produced by the EBM method are given.

The possibility of deformation treatment of TiAl intermetallic additionally doped with boron and lanthanum is considered. The microstructure and mechanical properties of wrought and heat-treated metal are described.

For scientific and engineering-technical workers, as well as for students of metallurgical professions. 131 Ref., 25 Tables, 56 Figures.

Рецензенти: проф. О.В. Овчинников (АТ «Інститут титану» НАН України),

д.т.н. Ю.Г. Квасницька (Фізико-технологічний інститут металів та сплавів 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 № 9 від 30.03.2023

ISBN 978-617-7785-38-4

© С.В. Ахонін, В.О. Березос, А.Ю. Северин, 2023

ЗМІСТ

ВСТУП	7
Розділ 1. ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА ПЛАВКА ЗЛИВКІВ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ	9
1.1. Хімічний склад інтерметалідів на основі алюмініду титану	9
1.2. Властивості та структура інтерметалідів на основі алюмініду титану	11
1.3. Методи отримання інтерметалідів на основі алюмініду титану	14
1.4. Деформаційна та термічна обробка сплавів на основі алюмініду титану	19
Розділ 2. ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ВИПАРОВУВАННЯ ПРИ ЕПП ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ	21
2.1. Математична модель процесів випаровування при ЕПП інтерметалідів на основі алюмініду титану	21
2.2. Залежність хімічного складу інтерметалідів на основі алюмініду титану від технологічних параметрів ЕПП	27
2.3. Адекватність математичної моделі процесів випаровування при ЕПП алюмініду титану	30
Розділ 3. ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ ЗЛИВКА ПІД ЧАС ЕПП ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ	35
3.1. Математична модель теплових і гідродинамічних процесів у зливках при ЕПП	35
3.2. Основні закономірності розподілу температури та течії розплаву в кристалізаторі при ЕПП	50
3.3. Особливості формування злиwkів зі сплавів на основі алюмініду титану при ЕПП	58

Розділ 4. ТЕХНОЛОГІЯ ЕПП ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ	63
4.1. Обладнання для ЕПП зливків зі сплавів на основі алюмініду титану	63
4.2. Технологія ЕПП зливків інтерметалідів на основі алюмініду титану	66
4.3. Отримання методом ЕПП крупних зливків інтерметалідів на основі алюмініду титану системи Ti–Al	67
4.4. Отримання методом ЕПП зливків інтерметалідів на основі алюмініду титану системи Ti–Al–Nb–Cr–Mo	69
4.5. Отримання методом ЕПП зливків інтерметалідів на основі алюмініду титану Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr, додатково легованого бором і лантаном	72
Розділ 5. ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ЕПП	75
5.1. Дослідження макро- та мікроструктури крупного зливка алюмініду титану Ti–29Al, отриманого методом ЕПП	75
5.2. Дослідження макро-, мікроструктури та деяких механічних властивостей інтерметалідного сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr, отриманого методом ЕПП	76
5.3. Дослідження макро-, мікроструктури та деяких механічних властивостей інтерметалідного сплаву Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr, отриманого методом ЕПП, з додатковим легуванням бором і лантаном	81
Розділ 6. ДЕФОРМАЦІЙНА ТА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА СПЛАВУ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ, ОТРИМАНОГО МЕТОДОМ ЕПП	83
6.1. Обладнання для деформаційної обробки сплавів на основі алюмініду титану	83
6.2. Схема деформаційно-термічної обробки інтерметалідного сплаву Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr–0.3B–0.01La	86
6.3. Дослідження мікроструктури та деяких механічних властивостей інтерметалідного сплаву Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr–0.3B–0.01La після деформаційної та термічної обробки	88
СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ	93

CONTENTS

INTRODUCTION	7
Chapter 1. ELECTRON BEAM MELTING OF TITANIUM ALUMINIDE BASED-INTERMETALLIC INGOTS	9
1.1. Chemical composition of titanium aluminide-based intermetallics	9
1.2. Properties and structure of titanium aluminide-based intermetallics	11
1.3. Methods of producing titanium aluminide-based intermetallics	14
1.4. Deformation and heat treatment of titanium aluminide-based alloys	19
Chapter 2. STUDY OF EVAPORATION PROCESSES DURING EBM OF TITANIUM ALUMINIDE-BASED INTERMETALLICS	21
2.1. Mathematical model of evaporation processes during EBM of titanium aluminide-based intermetallics	21
2.2. Dependence of the chemical composition of titanium aluminide-based intermetallics on EBM technological parameters	27
2.3. Adequacy of the mathematical model of evaporation processes during EBM of titanium aluminide	30
Chapter 3. STUDY OF INGOT FORMATION PROCESSES DURING EBM OF TITANIUM ALUMINIDE-BASED INTERMETALLICS	35
3.1. Mathematical model of thermal and hydrodynamic processes in ingots during EBM	35
3.2. Basic patterns of temperature distribution and melt flow in the mould during EBM	50
3.3. Peculiarities of formation of ingots from titanium aluminide-based alloys during EBM	58

Chapter 4. EBM TECHNOLOGY FOR TITANIUM ALUMINIDE-BASED INTERMETALLICS	63
4.1. Equipment for EBM of ingots from titanium aluminide-based alloys	63
4.2. Technology of EBM of titanium aluminide-based intermetallic ingots	66
4.3. Production by EBM of large ingots of intermetallics based on titanium aluminide of Ti–Al system	67
4.4. Production by EBM of ingots of intermetallics based on titanium aluminide of Ti–Al–Nb–Cr–Mo system	69
4.5. Production by EBM method of intermetallic ingots based on Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr titanium aluminide additionally doped with boron and lanthanum	72
Chapter 5. STUDY OF THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF TITANIUM ALUMINIDE-BASED ALLOYS PRODUCED BY EBM METHOD	75
5.1. Study of the macro- and microstructure of a large ingot of titanium aluminide Ti–29Al produced by EBM method	75
5.2. Study of the macro- and microstructure and some mechanical properties of Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr intermetallic alloy produced by EBM method	76
5.3. Study of the macro- and microstructure and some mechanical properties of Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr intermetallic alloy produced by EBM method with additional doping with boron and lanthanum	81
Chapter 6. DEFORMATION AND HEAT TREATMENT OF A TITANIUM ALUMINIDE-BASED ALLOY PRODUCED BY EBM METHOD	83
6.1. Equipment for deformation processing of titanium aluminide-based alloys	83
6.2. Scheme of deformation and heat treatment of Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr–0.3B–0.01La intermetallic alloy	86
6.3. Study of the microstructure and some mechanical properties of Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr–0.3B–0.01La intermetallic alloy after deformation and heat treatment	88
REFERENCES	93

ВСТУП

В Україні в умовах імпортозаміщення наразі виникає велика потреба в отриманні та застосуванні нового класу матеріалів для авіаційного та енергетичного машинобудування. У даний час до числа найперспективніших матеріалів для авіакосмічної і двигунобудівної областей промисловості відносяться інтерметалідні сплави на основі системи Ti–Al з робочими температурами вище 650°C, що мають високі показники жароміцності. Використання сплавів на основі інтерметалідів титану для виготовлення лопаток турбін, а також деталей гарячого газового тракту (камери згоряння, дифузори, вихлопні системи) газотурбінних двигунів (ГТД) авіаційного та іншого призначень дозволить підвищити робочу температуру ГТД на 100...150 °C, зменшити вагу двигуна на 20...40 %, підвищити ресурс двигуна у 2–3 рази.

На теперішній час на підприємствах України (ПАТ «Мотор Січ», ДП НВКГ «Зоря-Машпроект») впроваджено у виробництво лопатки газотурбінних двигунів з титанових сплавів методами фасонного лиття у вакуумно-дугових печах і штамповки. Це ж обладнання може бути використане для виробництва виливків з алюмінідів титану. Але в ливарних вакуумно-дугових печах різних типів діаметр витратного електроду складає 200...350 мм, що обумовлює необхідність створення виробництва зливків інтерметалідів на основі алюмініду титану.

Україна займає шосте місце в світі з видобутку титану: 431 тис. т і 6.3 % світової індустрії (після КНР, ПАР, Австралії, Канади і Мозамбіку). Титан і його сплави відносяться до легких і стійких металів, а тому є необхідними матеріалами в авіа-, ракето- і кораблебудуванні, виробництві хімічних реакторів. В Україні є родовища руд рідкісних металів — цирконію, гафнію, ніобію, літію, берилію, скандію, танталу, ітрію, лантану, молібдену, стронцію. Зараз в Україні видобувають у великих обсягах цирконій і германій, у менших — скандій і гафній, а також ніобієві, танталові, ванадієві, цирконієві руди і концентрати. Як бачимо, в Україні можна забезпечити виробництво зливків інтерметалідних титанових сплавів без закупівлі вартісної закордонної сировини. Так, у країні є основні легуючі елементи сплавів — титан, алюміній, ніобій, цирконій. На ці елементи і потрібно орієнтуватись при розробці нових інтерметалідних титанових сплавів.

На відміну від звичайних жароміцних титанових сплавів сучасні інтерметалідні сплави мають підвищений вміст алюмінію та ніобію, що викликає певні труднощі, пов'язані з великим вмістом крихкої складової шихти, які можуть призвести до обриву електродів під час вакуумно-дугового переплаву (ВДП) і неоднорідного хімічного складу зливка. Також в Україні відсутні потужності для виробництва якісних електродів великого діаметру методом ВДП, але є можливість задіяти для цих цілей установки електронно-променевої плавки.

Для виробництва деталей з алюмінідів титану методами штамповки та прокатування також необхідні великогабаритні зливки. Так, наприклад, на АТ «Мотор Січ» планують використовувати у виробництві аерокосмічної техніки та БПЛА листи з інтерметалідів TiAl розмірами до 1.5×3500×6000 мм, а необхідна маса заготовок для листів такого сортаменту складає 200...400 кг. Усе вищезазначене обумовлює нагальну потребу в розробці технології отримання великогабаритних злиwkів інтерметалідів на основі алюмініду титану.

Тому створення інтерметалідних сплавів системи Ti–Al з найкращим поєднанням високо- і низькотемпературних властивостей і розробка сучасних способів отримання злиwkів з цих сплавів є вкрай важливим.

Розділи 1 та 2 написав С.В. Ахонін, розділ 3 — В.О. Березос, розділи 4, 5, 6 — А.Ю. Северин.

Розділ 1

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА ПЛАВКА ЗЛИВКІВ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

1.1. ХІМІЧНИЙ СКЛАД ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

Інтерметаліди — клас легких, жароміцних і жаростійких матеріалів, які призначені для роботи в різних конструкціях при температурах 600...900 °С [1–3]. Промислові жароміцні титанові сплави мають робочу температуру, не вищу за 600 °С (BT18У, BT-25, TИMETAL1100, TИMETAL-15-3, ІМІ 834), оскільки при значно вищих температурах в титанових сплавах розвиваються характерні для них процеси міжзеренного руйнування, що призводить до різкого погіршення властивостей. Подальше підвищення властивостей цих матеріалів твердорозчинним зміцненням практично вичерпано [4–9].

Майже всі промислові титанові сплави містять алюміній [4–7], який має ряд переваг перед іншими легуючими елементами: 1) широко доступний і порівняно дешевий; 2) його щільність значно нижче за щільність титану, відповідно підвищується питома міцність сплаву; 3) алюміній ефективно підвищує міцність сплавів при збереженні задовільної пластичності; 4) зі збільшенням вмісту алюмінію підвищується жароміцність сплавів; 5) алюміній підвищує модуль пружності. На рис. 1.1 наведено область діаграми системи Ti–Al [10]. У багатій титаном області TiAl утворюються дві інтерметаллідні фази: Ti_3Al – α_2 -фаза, що має гексагонально щільно упаковану (ГЩУ) кристалічну решітку, і TiAl– γ -фаза, що має впорядковану тетрагонально-викривлену гранецентровану решітку [7, 10–13].

Інтерметалідні γ -сплави поділяють на дві великі групи [7, 14, 15]: однофазні γ -сплави з вмістом алюмінію 50...52 мол. % та двофазні ($\alpha_2+\gamma$)-сплави з вмістом 42...49 мол. % алюмінію. Вміст алюмінію 46...48 мол. % відповідає максимальній пластичності [7] не лише подвійних, а й багатокомпонентних γ -сплавів. Найпоширеніші легуючі елементи в таких сплавах — Cr, Mn, Nb, Si, Ta, V, W, С. Хімічний склад промислових титанових сплавів за даними [7] наведено в табл. 1.1. До сплавів першого покоління відносять 4822, 45ХД і 47ХД. Промислові γ -сплави другого покоління містять принаймні по одному елемен-

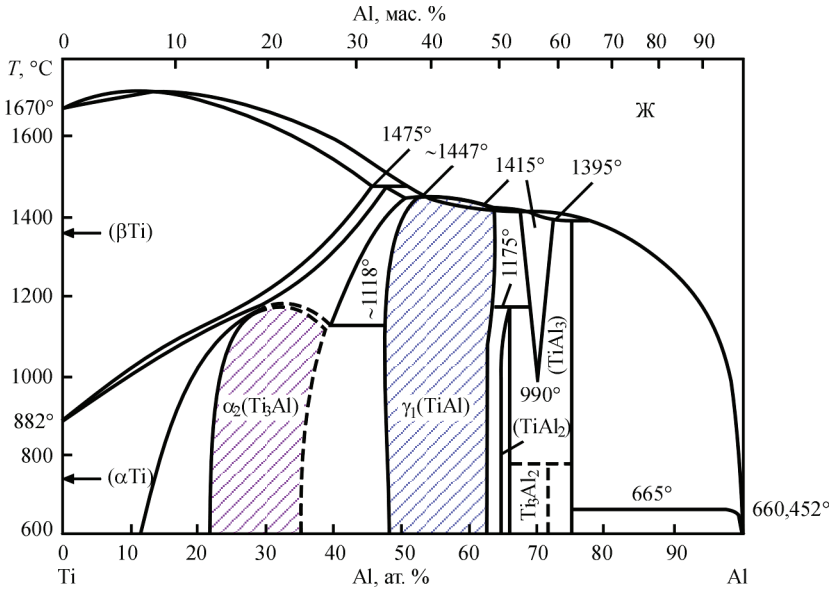


Рис. 1.1. Область діаграми стану системи Ti–Al [7]

ту, які підвищують опір окисненню та повзучості. Подібно до жароміцних нікелевих суперсплавів γ-сплави можуть містити до восьми легуючих елементів. Ці сплави мають гарну придатність до обробки, задовільні характеристики міцності, подовження при розтягуванні 1...3 % при кімнатній температурі. Проте за характеристиками повзучості їх застосування обмежене 700 °С, осо-

Таблиця 1.1. Хімічний склад деяких промислових γ-сплавів [7]

Покоління	Марка сплаву	Хімічний склад, ат. %
1	4822	Ti–47Al–2Nb–2Cr
	45XD	Ti–45Al–2Nb–2Mn–0.8 об. %TiB
	47XD	Ti–47Al–2Nb–2Mn–0.8 об. %TiB
2	WMS	Ti–47Al–2Nb–1Mn–0.5W–0.5Mo–0.2Si
	ABB-2	Ti–47Al–2W–0.5Si
	TAB	Ti–47Al–1.5Nb–1Cr–0.2Si–0.5B
	Daido	Ti–48Al–2Nb–0.7Cr–0.3Si
	1111	Ti–32Al–1.9Fe–1.5V–0.7 мас. % B
	3-95	Ti–47Al–2Nb–2Cr–1Mo–0.2 B
	K5	Ti–46.2Al–3Nb–2Cr–0.2W– (0.1...0.2B)0.2C
3	IRC	Ti–44Al–4Nb–4(Zr або Hf)–1B–0.2Si
	–	Ti–45Al– (5...10) Nb
	TNB	Ti–45Al–(5...10)Nb– (C, B)
	PM-γMET	Ti–46.5Al (Cr, Nb, Ta, B)

бливо при тривалій експлуатації. Сплави третього покоління розроблялися з метою підвищення їх робочих температур. Робота ведеться у двох напрямках: створення сплавів з високим вмістом ніобію та розробка дисперсійно-зміцнених металів.

1.2. ВЛАСТИВОСТІ ТА СТРУКТУРА ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

Інтерметаліди та сплави на їх основі вважаються перспективними жароміцними матеріалами в авіаційній і космічній техніці, автомобільній промисловості. Основою цієї оцінки слугують такі особливості інтерметалідів: 1) інтерметаліди зберігають свою міцність до високих температур; 2) модуль пружності інтерметалідів менш інтенсивно знижується з підвищенням температури, ніж у промислових жароміцних сплавах; 3) коефіцієнт самодифузії в інтерметалідах на кілька порядків нижче, ніж у неупорядкованих сплавах, при порівнянних температурах, що позначається на меншій швидкості повзучості [1–3, 10–13].

Одним зі способів підвищення високотемпературних властивостей титанових сплавів є інтерметалідне зміцнення. Найпоширенішими інтерметалідами в системі Ti–Al є алюмініди Ti_3Al і $TiAl$ [16–19]. Жаростійкість інтерметаліду Ti_3Al є незадовільною при робочих температурах (табл. 1.2), що обумовлено утворенням оксидної плівки TiO_2 . Інтерметаліди $TiAl$ вигідно відрізняються від інших металів тим, що їх межа плинності зростає з підвищенням температури до 600...800 °C [18, 19]. Сильні ковалентні зв'язки інтерметаліду $TiAl$ забезпечують підвищення енергії активації дифузії, що уповільнює розвиток процесів повзучості при температурах до 900 °C і забезпечує високу жорсткість у широкому інтервалі температур. Однак інтерметалід $TiAl$ дуже сильно поступається промисловим суперсплавам за пластичністю, але переверщує кераміку за характеристиками низькотемпературної пластичності, в'язкості руйнування і опору термоудару, має вищу теплопровідність і кращу технологічність, ніж кераміка [20]. Деякі характеристики інтерметалідів у порівнянні з Ni- і Ti-суперсплавами представлено в табл. 1.3. Алюмініди титану з упорядкова-

Таблиця 1.2. Співставлення жароміцних матеріалів за робочими температурами

Жароміцні матеріали	Щільність, гр/см ³	Температура плавлення $t_{пл}$, °C	Робоча температура $t_{роб}$, °C
Алюмінієві сплави	2.7	660	≤350
Титанові сплави	4.5	1670	≤600
Жароміцні сталі	7.8	1538	≤750
Нікелеві сплави	8.9	1455	≤1050
Ti_3Al [Ti – 25 ат. % Al]	4.25	1678	≤750
$TiAl$ [Ti – 50 ат. % Al]	3.8	1480	≤800
Ti_2AlNb	4.5...5.25	1850	≤750

Таблиця 1.3. Властивості сплавів на основі алюмінідів титану та титанових і нікелевих жароміцних сплавів [3–7]

Матеріал	ρ , г/см ³	E , ГПа	σ_b , МПа	δ при 20 °С, %	Робоча темпера- тура $T_{p\max}$, °С	δ при T_p , %
Сплави на основі TiAl	3.6...4.5	160...180	400...650	1...2	до 900	7...20
Сплави на основі Ti ₃ Al	4.2...4.5	110...145	700...1000	2...5	до 750	5...8
Жароміцні Ni сплави	7.9...8.5	~200	1000...1300	5...8	до 1100	10...20
Жароміцні Ti сплави	4.5	~100	480...1200	10...25	до 600	Високе

ною кристалічною структурою, мають вищі або рівнозначні модулі пружності і нижчу щільність, ніж суперсплави на титановій і нікелевій основі. Завдяки високому вмісту алюмінію алюмініди не потребують захисту від окислення на повітрі [7, 14–20].

Максимальна пластичність при кімнатній температурі (δ) є характерною для сплавів TiAl, що мають дрібнозернисту дуплексну ($\gamma+\alpha_2$)-структуру. Максимальна в'язкість руйнування є характерною для сплавів з ламельною структурою, що пояснюється ефектом зміцнення композиту, коли фронт поширення тріщини перпендикулярний краям ($\alpha_2+\gamma$)-пластини. Найвищий опір повзучості мають повністю ламельні структури, найнижчий — дрібнозернисті дуплексні структури. Сплави з глобулярної структурою займають проміжне положення. Прийнято, що сплави зі структурою як γ -, так і ($\gamma+\alpha_2$)-, називають γ -сплавами [21–28].

Залежно від способу отримання, подальшого режиму пластичної деформації і термообробки можливо отримати три основні види структур інтерметаліду TiAl: 1) ламельна (пластинчаста) структура, що являє собою пластини γ -фази, по межах якої розташовані тонкі прошарки α_2 -фази в гіпостехіометричних (<50 % Al) сплавах, охолоджених з литого стану або деформованих і відпалених в α -області; 2) рекристалізована (глобулярна) структура, яка представлена зернами γ -фази і виділеннями α_2 -фази, сформованими в результаті рекристалізації; 3) бімодальна (дуплексна) структура, яка утворюється в сплавах, охолоджених з ($\gamma+\alpha$)-області, що являє собою суміш γ - і ($\gamma+\alpha_2$)-зерен [29].

Сплави на основі γ -TiAl стали умовно розділяти на дві групи: однофазні γ -сплави і двофазні ($\gamma+\alpha_2$)-сплави [15, 29]. Однофазні γ -сплави не знайшли достатньо широкого застосування у зв'язку з дуже невисокими технологічними властивостями, оскільки в усьому інтервалі температур інтерметалід TiAl зберігає впорядковану структуру з обмеженими можливостями пластичної деформації. Двофазні сплави можна нагріти до області температур, при яких вони мають однофазну структуру — невпорядковану α -фазу, і тому можуть піддаватися пластичній деформації [26].

Таблиця 1.4. Хімічні елементи, що покращують властивості інтерметалідних сполук при їх введенні у розплав

Характеристика	Найменування хімічного елемента
Пластичність сплаву	Be, Cr, Nb, Mo, Ni, Si, Sn, Mn, V, W, Ag, Ga
Опір повзучості	B, C, Cr, Nb, Ta, W
Підвищення жаростійкості	Nb, Si, Ta, W
Міцність та опір окисленню	Nb, Ta, Mn, Zr, Hf, W

Склад сплавів на основі інтерметаліду TiAl істотно впливає на їх структуру і властивості (табл. 1.4). Так, за впливом на поліморфізм титану було запропоновано поділ легуючих елементів на три групи: 1) елементи — α -стабілізатори, що підвищують температуру поліморфного перетворення титану — Al, Ga, In, C, N, O₂; 2) елементи — β -стабілізатори, що знижують температуру поліморфного перетворення — Cr, Mn, V, Mo, Ta, Nb, W; 3) елементи, звані нейтральними, що мало впливають на температуру поліморфного перетворення титану — Sn, Zr, Ge, Hf. Найістотніше впливає на структуру і властивості титанових сплавів вміст Al (визначає частку α_2 -фази в сплаві і температуру трансуса). Істотно підвищують пластичність γ -TiAl сплавів Mo, Cr, V, Mn, Nb. Ніобій істотно підвищує механічні властивості (особливо пластичність і ударну в'язкість) γ -алюмінідів титану, а добавки 1...3 % V, Mn і Cr підвищують пластичність сплавів Ti — 45...50 ат. % Al з дуплексною структурою, але не впливають на пластичність повністю ламельної або γ -структури [7, 24, 30–32].

Сучасні сплави на основі TiAl, як правило, містять один елемент, що підвищує пластичність, і один, що підвищує жароміцність і опір окисленню [32–35].

Склади відомих сплавів на основі TiAl знаходяться в області концентрацій Ti+44...49 ат. % Al+1...3 ат. % MeI і 1...4 ат. % MeII, де MeI-V, Mn, Cr, MeII-Nb, Ta, W, Mo, Si. Елементи MeI підвищують пластичність ($\gamma+\alpha_2$)-сплавів, MeII-елементи зміцнюють γ - і α_2 -тверді розчини, а також покращують стійкість TiAl до окислення. Ефект підвищення пластичності ($\gamma+\alpha_2$)-сплавів пояснюють впливом MeI на тетрагональність, обсяг елементарної комірки, характер заміщення позицій атомів титану або алюмінію в решітці TiAl, двійникування і зміни в електронній структурі [7, 30, 40–42]. Прикладом є відомий зарубіжний сплав 4822 (Ti-48Al-2Cr-2Nb) [5].

Бор, вуглець і кремній підвищують характеристики пластичності сплаву, коли вони знаходяться в твердому розчині, а не виділяються в значній кількості у вигляді надлишкових фаз — боридів, карбідів і силіцидів. Разом з тим, ті ж бориди і карбіди сильно подрібнюють зерно, що позитивно позначається на пластичності інтерметаліду [30, 33, 36–38]. Одним із дієвих способів підвищення властивостей литих матеріалів є їх легування такими елементами як B, La, Sc, Y, C [39–42]. Відомо, що малі добавки бору до звичайних титанових сплавів помітно змінюють їх структуру і властивості. Бор повністю роз-

чиняється в рідкому титані, однак практично не розчиняється в твердому (до 0.05 мас. % при 750 °С). При легуванні титану бором виділяється тугоплавка TiB-фаза, яка зміцнює металеву матрицю, що підвищує жароміцні властивості сплавів на основі TiAl за механізмом дисперсного зміцнення [43, 44]. Існує досить обмежена кількість робіт, присвячених вивченню впливу РЗМ, зокрема лантану, на властивості титанових сплавів. У [45–47] показано, що введення в сплав РЗМ в кількості 0,17...0,23 мас. % підвищує жаростійкість титану на 30...35 % при температурах 700...1000 °С за 100 год і в два рази зменшує товщину окисленого шару.

1.3. МЕТОДИ ОТРИМАННЯ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

Промислове застосування сплавів на основі алюмініду титану в значній мірі стримується відсутністю надійної технології виробництва якісного зливка-напівфабрикату, яка забезпечить рівномірний розподіл елементів у зливку і жорсткі вимоги до хімічного складу за легуючими елементами, вмістом газів і домішок. Процес виготовлення виробів із сплавів алюмінідів титану є досить складним і багатостадійним. Він включає в себе безпосередньо виплавку сплаву у вигляді зливка, або ж відбувається його розливання в виливниці або форми, потім проводиться тривалий ізотермічний відпал або високотемпературна газостатична обробка отриманих злиwkів або вилиwkів. Виплавка інтерметалідних титанових сплавів пов'язана з певними технічними труднощами з-за великої кількості алюмінію, що входить до складу сплаву, великої летючості алюмінію, значної різниці в температурах плавлення титану і алюмінію, високої хімічної активності розплаву, необхідності отримати гомогенний розплав [48–50].

Сплави на основі γ -алюмінідів титану мають малий інтервал кристалізації і гарні ливарні властивості [7, 49–52]. Зливки сплавів алюмінідів титану або розплав рідкого металу для подальшої заливки в форму отримують тими ж способами, що і промислові титанові сплави. У даний час основними методами отримання злиwkів сплавів алюмінідів титану є вакуумно-дуговий перепплав (ВДП). Останнім часом для отримання злиwkів інтерметалідів титану почали використовувати електронно-променеву плавку, електрошлаковий перепплав, плазменно-дуговий перепплав [53–59].

Вакуумно-дуговий перепплав (ВДП)

Традиційним методом отримання злиwkів титану і сплавів на його основі є технологія вакуумно-дугового перепплаву [60–63]. Цей же метод часто використовують і для отримання злиwkів сплавів алюмінідів титану [64–66].

Джерелом тепла при ВДП є електрична дуга постійного струму, яка горить між торцем витратного електроду і поверхнею рідкого металу в кристалізаторі.

Під дією тепла, що виділяється дугою, торець витратного електрода плавиться і рідкий метал стікає в кристалізатор. Переплав, як правило, здійснюють в мідний водоохолоджуваний кристалізатор. При цьому в камері пирнплаву підтримують тиск 0.1...1.0 Па [67, 68].

Недоліком технології ВДП, з точки зору ефективності рафінування, є екраування поверхні ванни рідкого металу в кристалізаторі торцем електрода. У цих умовах видалення газових домішок можливе тільки через вузький кільцевий проміжок між витратним електродом і стінками глухонного кристалізатора, ширина якого зазвичай не перевищує 30...50 мм. Крім того, час витримки рідкого металу у вакуумі при ВДП обмежений, тому що зниження швидкості переплаву за рахунок зменшення подачі витратного електрода без розриву дуги можливо тільки у вузьких межах, що також перешкоджає повному протіканню реакцій дегазації металу. Іноді другий переплав ряду сплавів з летючими легуючими компонентами проводять у розрідженій атмосфері інертних газів [62].

Технологія ВДП не дозволяє вирішити й одну з найсерйозніших проблем якості зливка, що особливо важливо для зливок сплавів алюмінідів титану, які використовуються в деталях відповідального призначення, а саме: гарантувати відсутність в ньому дефектів у вигляді включень з низькою щільністю (так звані тверді α -включення) і тугоплавких включень з високою щільністю [65, 66]. Для усунення цього недоліку використовують вакуумно-дуговий гарнісажний переплав. При ВДП у гарнісажу можна забезпечити більшу ванну рідкого металу, що дозволяє використовувати цей спосіб для виробництва не тільки зливок, а й фасонних виливків. Переплав в подовій вакуумно-дуговій гарнісажній печі дозволяє розділити процес плавлення і кристалізації металу [69].

Спосіб ВДП має ряд переваг [70]:

1. Високий ККД процесу.
2. Відносна простота обладнання.
3. Нижчі витрати енергоресурсів у порівнянні з іншими видами плавок (електронно-променевим, індукційним, плазмово-дуговим).

Проте цей спосіб має ряд недоліків:

1. Жорстка залежність між потужністю та швидкістю плавлення.
2. Необхідність двох і більше переплавів для усунення нерівномірності хімічного складу.
3. Висока ймовірність утворення і неможливість видалення включень високої і низької щільності при попаданні в рідку ванну оксидів і нітридів титану, а також тугоплавких металів (ніобію, молібдену та ін.).

4. Невисока якість поверхні зливка і наявність «корони» у його головній частині, що зменшує вихід придатного металу і підвищує ймовірність потрапляння частин «корони» в основний метал.

5. Зливки титанових сплавів, що виплавлені в електродугових вакуумних печах, мають грубозернисту зональну структуру.

Індукційна плавка в багатосекційному кристалізаторі (ІПСК)

Одним з основних способів отримання зливоків невеликого перерізу сплавів титану є індукційна плавка в розрізному охолоджувальному секційному кристалізаторі (ІПСК) [71–74].

Розрізні тиглі-кристалізатори добре зарекомендували себе в малогабаритних установках, але виявилися неприйнятними для великих печей. Джерелом нагріву металу, що перепплавляється, слугує високочастотне електромагнітне поле, яке створюється високочастотним генератором. Основним вузлом індукційної установки є кристалізатор з індуктором. Особливість конструкції кристалізатора полягає в тому, що його стінки складаються з декількох ізолюваних одна від одної мідних водоохолоджуваних пластин. Концентрично з зовнішньою поверхнею кристалізатора встановлюється індуктор, через який протікає струм високої частоти. Під дією струму відбувається розплавлення металу спочатку біля стінок, а потім і в середині кристалізатора [73].

У міру подачі шихти відбувається її розплавлення, підвищення рівня розплаву в кристалізаторі. Після охолодження зливок без обробки поверхні прямує на другий перепплав, наприклад ВДП.

Переваги ІПСК:

1. Інтенсивне перемішування металевої ванни під впливом електромагнітного поля, що сприяє усередненню хімічного складу металу.
2. Можливість перепплавлення сипучої шихти з великим вмістом газових домішок, хлоридів різних металів.
3. Можливість витримки розплаву при заданій температурі тривалий час.
4. Можливість виплавки сплавів, легованих металами, які різко відрізняються один від одного за температурою плавлення, пружністю пари, питомою вагою.

Основні недоліки ІПСК:

1. Підвищена витрата електроенергії (у 1.5 рази) у порівнянні з вакуумно-дугового плавленням та неможливість отримувати зливки великого перерізу.
2. При цьому методі плавлення не відбувається видалення включень високої і низької щільності.

Отримані зливки можуть слугувати в якості витратних електродів для подальшого перепплаву в ВДП печах. Створення більших установок, що працюють за цим принципом, є проблематичним у зв'язку з високими енерговитратами.

Плазмово-дуговий перепплав (ПДП)

Сутність плазмово-дугового перепплаву полягає в тому, що джерелом нагріву шихти слугує плазма — іонізована газова система з температурою 5000...30000 К. Пристрій, у якому генерується плазма, отримав назву — плазмотрон [75–80]. У плазмових печах можливий перепплав як сипучої шихти, так і компактної заготовки. ККД плазмотронів становить 65...85 %, діапазон тиску 1...10⁶ Па. Плазмотрони працюють як на постійному, так і на змінному струмі. Відмінною особливістю

плазмових джерел нагріву є порівняно висока концентрація енергії і можливість гнучкого регулювання нагріву. Ці риси забезпечили застосування даних джерел у сучасній металургії.

Найбільший розвиток отримали печі для переплаву некомпактної шихти. Основні конструктивні елементи печі: плавильна камера з плазмотронами, встановленими на її кришці, шихтові бункера, механізми подачі шихти, кристалізатор з піддоном, механізм витягування зливка, система газопостачання, вакуумна система [81, 82].

Аналіз виплавки зливок у плазмовій печі показав, що цей технологічний процес має ряд переваг:

1. Висока концентрація енергії плазмового джерела нагріву.
 2. Можливість проведення плавки як при розрідженні, так і при надмірному тиску в зоні плавки.
 3. Відсутність «корони» на зливку.
 4. Можливість переплаву сипучої газонасиченої шихти.
 5. Мінімальне випаровування легколетючих компонентів.
- Недоліки плазмового переплаву:
1. Недостатня стійкість електродів у плазмотронах.
 2. Високі витрати плазмоутворюючого газу.
 3. Необхідність застосування складної системи газопостачання.

Електрошлаковий перелав (ЕШП)

Простота обладнання, застосування змінного струму, можливість отримання зливок різного профілю періодично, починаючи з 60-х років минулого століття, привертала увагу металургів до електрошлакового способу переплаву титану [83–89]. Конструкція печей відрізняється великою різноманітністю, але найпоширеніша містить в собі: мідний водоохолоджуваний кристалізатор, піддон, електродотримачі, джерело живлення.

Ізоляція розплаву від агресивного впливу навколишнього середовища може бути виконана у вигляді камери з відкачуванням повітря перед переплавом, флюсовим затвором, піддувом аргону в процесі переплаву в кристалізатор, на верхній частині якого встановлено кришку [89–91]. Під час переплаву тепло для розплавлення електроду виділяється в шлаковій ванні, до складу якої входить фтористий кальцій. В останні роки розроблено технологію, згідно з якою для зниження кількості шкідливих домішок в зливку у флюс додають металевий кальцій [57]. Наявність шлакової ванни над рідким металом і у проміжку між мідною стінкою кристалізатора та рідким металом перешкоджає утворенню «корони» у верхній частині зливка, що виплавляється, і сприяє формуванню гарної поверхні зливка.

Поряд з низкою переваг ЕШП має суттєві недоліки: необхідність застосування вартісного флюсу і знижена в порівнянні з ВДП і ЕПП рафінуюча здатність від водню.

Традиційний електрошлаковий переплав титану супроводжується магнітогідродинамічною конвекцією розплаву, внаслідок чого спостерігаються дефекти кристалічної будови зливка. З метою вдосконалення традиційної технології ЕШП було розроблено технологію магнітокерованого електрошлакового переплаву (МЕП) [92]. Основне завдання МЕП — електромагнітне управління тепловою, хімічною і гідродинамічною активністю шлакової ванни. Управління потоками в рідкій ванні здійснюється за допомогою накладання на зону переплаву зовнішніх магнітних полів — поперечних або радіальних.

Електронно-променева плавка з проміжною ємністю (ЕПП)

Одним з перспективних способів отримання якісних зливків сплавів на основі титану і, зокрема, алюмінідів титану є метод електронно-променевої плавки з проміжною ємністю (ЕПП) [93–100]. Основним завданням ЕПП сплавів на основі алюмінідів титану є забезпечення таких технологічних режимів і параметрів проведення плавки, при яких хімічний склад виплавленого зливка був би досить рівномірним і знаходився в заданих межах.

Електронно-променева плавка з проміжною ємністю позбавлена багатьох недоліків, властивих вище переліченим методам отримання зливків алюмінідів титану. Використання незалежних джерел нагріву дозволяє розділити процеси плавки заготовки і кристалізації зливка та дає можливість як завгодно довго підтримувати розплав у рідкому стані. У проміжній ємності відбувається рівномірне перемішування компонентів сплаву і повне видалення включень високої і низької щільності, що дуже важливо для отримання зливків відповідального призначення [98]. Зливки мають хорошу якість поверхні, що скорочує кількість відходів настільки вартісних сплавів. При ЕПП можливе використання різної шихти — від розсипної губки до недроблених блоків губчастого титану [99, 100].

Однією з проблем застосування технології ЕПП для отримання зливків титанових сплавів з гарантованим хімічним складом є випаровування з розплаву в процесі плавки легуючих компонентів з високою пружністю пари, і чим більший діаметр зливка, тим більше випаровується елементів [101–104]. До таких елементів відносяться Al, Cr, Mn. У першу чергу ця проблема стосується алюмінію, тому що він є легуючим елементом практично всіх титанових сплавів і його вміст є досить великим у сплавах алюмінідів титану (до 35 мас. %) [7]. З метою мінімізації втрат легуючих елементів при ЕПП було розроблено ряд математичних моделей процесів випаровування легуючих елементів у вакуумі [93, 101]. При побудові цих моделей передбачалося, що розплав є розведеним розчином. Дослідження, проведені в [102, 103] показали, що таке припущення для легуючих компонентів сплавів на основі титану не відповідає дійсності. Тому виникла необхідність розгляду кінетики процесів масообміну в системі реальний розчин–парова фаза.

1.4. ДЕФОРМАЦІЙНА ТА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

Як зазначалося вище, найперспективнішим застосування сплавів на основі алюмінідів титану є в аерокосмічних апаратах і автомобілебудуванні. З них можуть бути виготовлені елементи газотурбінних двигунів — лопатки, диски, елементи сопел, зовнішній тепловий захист апаратів, а також клапани, шатуни, поршні для двигунів внутрішнього згоряння та ін. Для виготовлення цих виробів можуть бути використані як відомі ливарні, так і деформаційні технології. Але у зв'язку з тим, що ливарні вироби містять металургійні дефекти (усадкову пористість, грубозернисту структуру та гостру текстуру), їх застосування обмежене через низьку надійність отриманих виробів, пов'язану з їх крихким руйнуванням [21–23]. Для усунення зазначених дефектів використовують традиційні методи обробки тиском — кування, прокатку, екструзію, що сприяють подрібненню вихідної структури за рахунок процесів рекристалізації та поліпшенню хімічної однорідності матеріалу. Однак гаряча обробка тиском сплавів на основі алюмінідів титану є ускладненою через низьку технологічну пластичність і виникнення високих напружень при деформації, що призводить до повного руйнування матеріалу. Слід розвивати нові підходи до деформаційно-термічної обробки цих сплавів, спрямованих на досягнення високих технологічних і експлуатаційних характеристик [105–113].

Обробку тиском γ -алюмінідів титану проводять при температурах 900...1250 °С, які відповідають областям існування $(\alpha+\gamma)$ - або $(\alpha_2+\gamma)$ -фаз (рис. 1.1). У процесі пластичної деформації відбуваються структурні зміни в результаті динамічної рекристалізації і сфероїдизації пластин. Остаточне формування структури деформованих напівфабрикатів завершується в процесі відпалу [7, 43].

Проведені в [105, 106] дослідження показують найважливіші фактори, що сприяють крихкому руйнуванню зливок γ -алюмінідів титану при гарячій пластичній деформації і перешкоджають отриманню якісних дрібнозернистих напівфабрикатів. Це — несприятлива текстура лиття, повільний розвиток процесу глобуляризації пластин α_2 -фази, великий початковий розмір кристалів у зливку та його хімічна неоднорідність. Все це призводить до високих деформаційних напружень і в підсумку до руйнування зливка. Авторами показано, що для ініціювання процесу рекристалізації відразу в обох фазах α_2 - і γ - і щоб уникнути руйнування зливка, слід деформувати подвійні $(\gamma+\alpha_2)$ -сплави спочатку в $(\alpha+\gamma)$ -області (коли α_2 -фаза повністю розупорядкована) і тільки потім, у процесі подальшої обробки, у впорядкованій $(\alpha_2+\gamma)$ -області. Завдяки розупорядкованості $(\alpha+\gamma)$ -фази деформаційна обробка може бути проведена з досить високою швидкістю без ризику руйнування зливка. При цьому змінюється несприятлива текстура лиття і стає можливою подальша деформаційна обробка при низькій температурі в області існування $(\alpha_2+\gamma)$ -фаз. Також відзначено у

[106], що при температурі нижче за 950 °С відбувається різке падіння пластичності γ -сплавів і при контакті заготовок з робочим інструментом (пуансон, валок) на поверхні можуть утворюватися тріщини, що призводять до руйнування матеріалу. У зв'язку з цим при гарячій деформаційній обробці γ -алюмінідів титану слід використовувати або деформуючий інструмент, що нагрівається, або оболонки з низьковуглецевої сталі для запобігання швидкому охолодженню заготовки.

Сплави на основі алюмінідів титану піддають відпалу різних видів. Механічні властивості цих сплавів залежать не тільки від фазового складу, але й від кількості, форми та розмірів структурних складових. Термічну обробку сплавів на основі алюмінідів титану проводять з метою подрібнення зерна, підвищення однорідності первинних структур деформованого металу, контролю текстури і полегшення подальших технологічних процесів [43]. Термічна обробка даних сплавів зазвичай починається з відпалу. Деформовані вироби або напівфабрикати відпалюють при температурах, які відповідають середині двофазної області ($\alpha+\gamma$), тобто 1250... 1300 °С (рис. 1.1). При цьому відбувається рекристалізація γ -фази і сфероїдизація α -фази. Сплави з рекристалізованою структурою порівняно легко піддаються подальшій обробці тиском.

Термічну обробку сплавів на основі алюмінідів титану проводять для отримання заданої структури, яка і визначає заданий рівень механічних властивостей. Як зазначалося раніше, у сплавах на основі γ -алюмінідів титану формуються наступні типи мікроструктур: повністю пластинчасті (або майже пластинчасті), глобулярні або так звані майже γ -структури і дуплексні структури [7].

Авторами [43] показано, що при низькотемпературному відпалі (нижче 1300 °С) достатньої тривалості в кінцевому підсумку формується повністю зерниста структура. При відпалі в інтервалі температур від температури поліморфного перетворення α -фази $T_{\alpha+10}\dots 20$ °С до $T_{\alpha+30}\dots 50$ °С формуються структури, у яких розмір зерен і об'ємні частки α - і γ -фаз співмірні. При охолодженні з цих температур α -фаза зазнає ($\alpha+\gamma$)-перетворення, з-за чого α -зерна набувають пластинчастої внутрішньозеренної будови. У результаті формується дрібнозерниста дуплексна структура. Унаслідок відпалу сплавів γ -алюмінідів титану при $T_{\alpha\pm 10}\dots 20$ °С утворюються практично повністю пластинчасті структури. Короткі витримки при цих температурах призводять до дрібнозернистих пластинчастих структур [7].

Таким чином, кінцева термообробка сплавів на основі алюмінідів титану повинна забезпечувати таку структуру матеріалу, яка поєднує усі необхідні механічні властивості як при кімнатній, так і при підвищеній температурі.

Розділ 2

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ВИПАРОВУВАННЯ ПРИ ЕПП ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

2.1. МАТЕМАТИЧНА МОДЕЛЬ ПРОЦЕСІВ ВИПАРОВУВАННЯ ПРИ ЕПП ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

Останні досягнення в області збільшення продуктивності електронно-променевої установок (ЕПУ) із проміжною ємністю і підвищення надійності їх роботи дозволили знизити собівартість виплавки титанових зливків в ЕПУ до рівня собівартості отримання титанових зливків методом вакуумно-дугового переплаву. Це обумовлює все більше застосування технології електронно-променевої плавки із проміжною ємністю, яка має низку істотних переваг перед традиційною технологією вакуумно-дугової плавки, при виплавці зливків титану і його сплавів. Однак при виплавці зливків титанових сплавів методом ЕПП виникає проблема забезпечення заданого хімічного складу металу. Це пов'язано з тим, що електронно-променева плавка, яка проходить в електронно-променевій установці, здійснюється у більш високому вакуумі для стабільної роботи електронних гармат. Тому при ЕПП легуючі елементи із пружністю пари, яка перевищує пружність пари титану, випаровуються інтенсивніше, ніж при ВДП. До таких елементів відносяться Al, Cr, Mn, V та ін. У першу чергу це стосується алюмінію, тому що він є легуючим елементом практично всіх титанових сплавів, а в сплавах на основі алюмінідів титану його вміст дуже високий і складає 8...40 мас. %.

Зазначимо, що характерною рисою процесу ЕПП з проміжною ємністю є наявність трьох зон плавки: торець витратної заготовки, проміжна ємність і кристалізатор. При цьому встановлено, що час переносу рідкого металу з торця витратної заготовки, у проміжну ємність і із проміжної ємності в кристалізатор незначний та на процеси випаровування впливу практично не впливає [101]. Математичну модель процесів випаровування легуючих компонентів інтерметалідних сплавів при ЕПП побудовано на рівняннях матеріального балансу Al, Ti та інших легуючих елементів для кожної стадії плавлення, при цьому зв'язки між ними замінено масопотоками.

Розглянуто виплавку зливка алюмініду титану системи легування Ti–Al–Nb–Cr–Mo. Нехай 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) і в ній міститься алюміній концентрації $[Al]_0$ (масова частка), титан концентрації $[Ti]_0$ (масова частка), ніобій концентрації $[Nb]_0$ (масова частка), молібден концентрації $[Mo]_0$ (масова частка) і хром концентрації $[Cr]_0$ (масова частка). При цьому будемо вважати, що рідкий метал надходить у проміжну ємність і кристалізатор безперервним потоком. У процесі плавки зміст алюмінію в рідкому металі змінюється до концентрації $[Al]_1$ (масова частка) на оплавленому торці заготовки, $[Al]_2$ (масова частка) у проміжній ємності, $[Al]_3$ (масова частка) у кристалізаторі. Концентрація хрому в рідкому металі міняється до $[Cr]_1$ (масова частка) на оплавленому торці заготовки, $[Cr]_2$ (масова частка) у проміжній ємності, $[Cr]_3$ (масова частка) у кристалізаторі. Концентрація ніобію в рідкому металі міняється до $[Nb]_1$ (масова частка) на оплавленому торці заготовки, $[Nb]_2$ (масова частка) у проміжній ємності та $[Nb]_3$ (масова частка) у кристалізаторі. Концентрація молібдену в рідкому металі міняється до $[Mo]_1$ (масова частка) на оплавленому торці заготовки, $[Mo]_2$ (масова частка) у проміжній ємності та $[Mo]_3$ (масова частка) у кристалізаторі. А концентрація титану в рідкому металі міняється до $[Ti]_1$ (масова частка) на оплавленому торці заготовки, $[Ti]_2$ (масова частка) у проміжній ємності та $[Ti]_3$ (масова частка) у кристалізаторі. Через те, що при кристалізації зі швидкостями, що мають місце при ЕПП, для більшості елементів коефіцієнт розподілу дорівнює одиниці, концентрацію алюмінію, хрому, ніобію, молібдену й титану в зливку позначимо як $[Al]_3$, $[Cr]_3$, $[Nb]_3$, $[Mo]_3$ і $[Ti]_3$ відповідно.

Рівняння матеріального балансу компонентів цього сплаву для рідкого металу на торці витратної заготовки виглядає:

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

де V_1 — об'єм рідкого металу на торці заготовки, м³; ρ — щільність розплаву, кг/м³; S_1 — площа рідкого металу на оплавленому торці заготовки, м²; π_1^{Al} , π_1^{Cr} ,

π_1^{Nb} , π_1^{Mo} , π_1^{Ti} — питомі потоки Al, Cr, Nb, Mo і Ti через міжфазну поверхню в парову фазу, кг/(с·м²); m_1 — масова швидкість надходження розплаву з торця заготовки в проміжну ємність, кг/с.

Рівняння матеріального балансу компонентів цього сплаву для рідкого металу в проміжній ємності, виглядає наступним чином:

$$\begin{aligned}
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Al}]_2 dV &= m_1[\text{Al}]_1 - S_2 \pi_2^{\text{Al}} - m_2[\text{Al}]_2, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Cr}]_2 dV &= m_1[\text{Cr}]_1 - S_2 \pi_2^{\text{Cr}} - m_2[\text{Cr}]_2, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Nb}]_2 dV &= m_1[\text{Nb}]_1 - S_2 \pi_2^{\text{Nb}} - m_2[\text{Nb}]_2, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Mo}]_2 dV &= m_1[\text{Mo}]_1 - S_2 \pi_2^{\text{Mo}} - m_2[\text{Mo}]_2, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[\text{Ti}]_2 dV &= m_1[\text{Ti}]_1 - S_2 \pi_2^{\text{Ti}} - m_2[\text{Ti}]_2,
 \end{aligned} \tag{2.2}$$

де V_2 — обсяг рідкого металу в проміжній ємності, м³; S_2 — площа вільної поверхні рідкого металу в проміжній ємності, м²; π_2^{Al} , π_2^{Cr} , π_2^{Nb} , π_2^{Mo} , π_2^{Ti} — питомі потоки Al, Cr, Nb, Mo і Ti із проміжної ємності в парову фазу, кг/(с·м²); m_2 — масова швидкість надходження розплаву з проміжної ємності в кристалізатор, кг/с.

Рівняння матеріального балансу компонентів цього сплаву для рідкого металу в кристалізаторі з урахуванням затвердіння розплаву на фронті кристалізації має вигляд:

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

де V_3 — обсяг рідкого металу в кристалізаторі, m^3 ; S_3 — площа вільної поверхні рідкого металу в кристалізаторі, m^2 ; π_3^{Al} , π_3^{Cr} , π_3^{Nb} , π_3^{Mo} , π_3^{Ti} — питомі потоки Al, Cr, Nb, Mo і Ti з кристалізатора в парову фазу, $kg/(c \cdot m^2)$; m_3 — масова швидкість затвердіння розплаву в кристалізаторі, kg/c .

При ЕПП на стаціонарному режимі хімічний склад розплаву в кожній зоні плавки залишається незмінним у часі, тобто виконуються наступні рівняння [143]:

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[Al]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Al]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Al]_3 dV = 0, \\ \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[Cr]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Cr]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Cr]_3 dV = 0, \\ \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[Nb]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Nb]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Nb]_3 dV = 0, \\ \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[Mo]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Mo]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Mo]_3 dV = 0, \\ \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[Ti]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Ti]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Ti]_3 dV = 0. \end{aligned} \quad (2.4)$$

Завдяки тому, що для кожної зони рафінування виконується умова:

$$[Ti]_j + [Al]_j + [Cr]_j + [Nb]_j + [Mo]_j = 1, \quad (2.5)$$

де $j = 1, 2, 3$ — зони рафінування, то при сталих режимах плавки, згідно з рівняннями (2.1)–(2.4), масові потоки рідкого металу між зонами плавки пов'язані співвідношеннями:

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

У камері плавки ЕПУ залишковий тиск становить приблизно 0.01...0.1 Па. При цьому довжина вільного пробігу атомів (l) більша за розмір вакуумної камери ЕПУ, тому зіткненням атомів у паровій фазі можна знехтувати, і має місце молекулярний режим випаровування [107, 108]. У цьому випадку питома масова швидкість випаровування компонентів сплаву з поверхні в парову фазу J_{ev} , $kg/(c \cdot m^2)$ буде пропорційною їх концентрації в розплаві і визначатиметься рівнянням Ленгмюра [109, 110]:

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

де α_c — коефіцієнт конденсації; N_i — мольна частка i -го 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 частка i -го елемента в розплаві алюмініду титану пов'язана з його масовою концентрацією $[X_i]$ наступним співвідношенням:

$$N_i = \frac{[X_i]/M_i}{[\text{Ti}]/M_{\text{Ti}} + [\text{Al}]/M_{\text{Al}} + [\text{Cr}]/M_{\text{Cr}} + [\text{Nb}]/M_{\text{Nb}} + [\text{Mo}]/M_{\text{Mo}}}, \quad (2.8)$$

де M_{Ti} , M_{Al} , M_{Cr} , M_{Nb} , M_{Mo} — атомні маси Ti, Al, Cr, Nb і Mo 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:

$$k_c = \frac{1}{1 + [\text{Al}] \left(\frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{Al}}} - 1 \right) + [\text{Cr}] \left(\frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{Cr}}} - 1 \right) + [\text{Nb}] \left(\frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{Nb}}} - 1 \right) + [\text{Mo}] \left(\frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{Mo}}} - 1 \right)}. \quad (2.10)$$

Розрахунки за представленою формулою показали, що для процесу виплавки сплаву алюмініду титану складу Ti–28Al–7Nb–2Cr–2Mo чисельне значення коефіцієнта дорівнює $k_c = 0.86$.

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

$$\begin{aligned} \pi_j^{\text{Cr}} &= k_j^{\text{Cr}} [\text{Cr}]_j, & \pi_j^{\text{Nb}} &= k_j^{\text{Nb}} [\text{Nb}]_j, \\ \pi_j^{\text{Mo}} &= k_j^{\text{Mo}} [\text{Mo}]_j, & \pi_j^{\text{Ti}} &= k_j^{\text{Ti}} [\text{Ti}]_j, \end{aligned} \quad (2.11)$$

де

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

є константами швидкості випаровування Cr, Nb, Mo і Ti в j -й зоні плавки відповідно, $\text{кг}/(\text{с}\cdot\text{м}^2)$; $P_{\text{Cr}}^0, P_{\text{Nb}}^0, P_{\text{Mo}}^0, P_{\text{Ti}}^0$ — пружності пари Cr, Nb, Mo і Ti в j -й зоні плавки відповідно; $\gamma_i^{\text{Cr}}, \gamma_i^{\text{Nb}}, \gamma_i^{\text{Mo}}, \gamma_i^{\text{Ti}}$ — коефіцієнти активності Cr, Nb, Mo і Ti в j -й зоні плавки відповідно; T_j — температура розплаву в j -й зоні плавки, К.

Пружність пари алюмінію набагато вища за пружність пари титану, ніобію, молібдену та хрому. Так, наприклад, для температури 2000 К пружність пари ніобію становить 10^{-6} Па, молібдену — $3.2\cdot 10^{-4}$ Па, титану — 1 Па, хрому — 114 Па, алюмінію — 642 Па. Тому алюміній випаровується набагато інтенсивніше, ніж ніобій, молібден, титан і навіть хром. Унаслідок цього концентрація алюмінію на поверхні розплаву стає набагато менше концентрації алюмінію в об'ємі розплаву та виникає градієнт концентрації алюмінію в поверхневому шарі розплаву. У [103] отримано кінетичне рівняння процесу випаровування легуючих елементів, яке одночасно враховує масоперенос у розплаві та фізико-хімічні реакції десорбції з поверхні розплаву. Для розплаву титану питомий потік алюмінію з рідкого металу буде визначатися наступним виразом:

$$\pi_j^{\text{Al}} = \rho_{\text{Ti}} \beta_j^{\text{Al}} [\text{Al}]_j, \tag{2.12}$$

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, $\text{кг}/\text{м}^3$; $k_j^{\text{Al}} = k_c \frac{P_{\text{Al}}^0 \gamma_j^{\text{Al}} M_{\text{Ti}}}{\sqrt{2\pi M_{\text{Al}} RT_j}}$ —

константа швидкості випаровування алюмінію в j -й зоні плавки, $\text{кг}/(\text{с}\cdot\text{м}^2)$; $[\text{Al}]_j$ — концентрація алюмінію в j -й зоні плавки, масова частка; P_{Al}^0 — пружність пари чистого алюмінію; Па; γ_j^{Al} — коефіцієнт активності алюмінію в j -й зоні плавки.

Значення пружності пари алюмінію P_{Al}^0 , хрому P_{Cr}^0 , ніобію P_{Nb}^0 , молібдену P_{Mo}^0 та титану P_{Ti}^0 , які необхідні для розрахунків констант швидкості випаровування, визначали за наступними рівняннями:

$$\begin{aligned} \lg P_{\text{Al}}^0 &= -\frac{16379}{T} + 9.979 - 0.335 \lg T; \\ \lg P_{\text{Cr}}^0 &= -\frac{22598}{T} + 11.454 + 0.406 \lg T - \frac{0.781}{1000} T; \\ \lg P_{\text{Nb}}^0 &= -\frac{39568}{T} + 13.05 - 0.288 \lg T - \frac{0.3}{1000} T; \\ \lg P_{\text{Mo}}^0 &= -\frac{35904}{T} + 12.370 - 0.107 \lg T - \frac{0.363}{1000} T; \\ \lg P_{\text{Ti}}^0 &= -\frac{25860}{T} + 12.392 - 0.142 \lg T - \frac{0.551}{1000} T. \end{aligned} \tag{2.13}$$

Для підвищення точності математичної моделі випаровування при ЕПП алюмініду титану необхідно врахувати вплив вмісту алюмінію на температуру плавлення алюмініду титану. При цьому внаслідок випаровування алюмінію в процесі плавки його концентрація в розплаві на оплавлюваному торці заготовки, у проміжній ємності та кристалізаторі буде різною, і, як наслідок, різною буде й температура плавлення. Згідно з діаграмою стану Ti–Al [10] залежність температури ліквідусу T_L від вмісту алюмінію в розплаві в діапазоні концентрацій алюмінію 20...35 мас. % у першому наближенні можна описати наступним рівнянням:

$$T_L = 1670 + 7.074[\text{Al}] - 0.3580[\text{Al}]^2. \quad (2.14)$$

Як було раніше встановлено в [111], коефіцієнт масопереносу алюмінію β_{Al} в розплаві титану в умовах електронно-променевої плавки дорівнює $6.6 \cdot 10^{-6}$ м/с. Оцінка чисельних значень коефіцієнтів активності титану та легуючих елементів у рамках моделі Редліха–Кістера показала, що коефіцієнти активності титану, ніобію та молібдену можуть бути прийняті рівними одиниці, хрому — 0.8, алюмінію — 0.3.

З урахуванням рівнянь (2.11), (2.12) із системи рівнянь (2.1)–(2.6) отримаємо математичну модель процесів випаровування компонентів сплаву алюмініду титану при електронно-променевої плавці із проміжною ємністю:

$$\begin{aligned} m_{j-1}[\text{Al}]_{j-1} &= (S_j \rho \beta_j^{\text{Al}} + m_j)[\text{Al}]_j; & m_{j-1}[\text{Cr}]_{j-1} &= (S_j k_j^{\text{Cr}} + m_j)[\text{Cr}]_j; \\ m_{j-1}[\text{Nb}]_{j-1} &= (S_j k_j^{\text{Nb}} + m_j)[\text{Nb}]_j; & m_{j-1}[\text{Mo}]_{j-1} &= (S_j k_j^{\text{Mo}} + m_j)[\text{Mo}]_j; \\ m_{j-1}[\text{Ti}]_{j-1} &= (S_j k_j^{\text{Ti}} + m_j)[\text{Ti}]_j; & m_{j-1} &= m_j + S_j (\rho \beta_j^{\text{Al}} [\text{Al}]_j + k_j^{\text{Cr}} [\text{Cr}]_j + \\ & & & + k_j^{\text{Nb}} [\text{Nb}]_j + k_j^{\text{Mo}} [\text{Mo}]_j + k_j^{\text{Ti}} [\text{Ti}]_j). \end{aligned} \quad (2.15)$$

Математична модель являє собою систему нелінійних алгебраїчних рівнянь, яку вирішували чисельними методами з використанням комп'ютерної техніки.

Математична модель встановлює залежність концентрації алюмінію, хрому, ніобію, молібдену та титану в отриманому методом електронно-променевої плавки із проміжною ємністю зливка алюмініду титану від швидкості плавки, концентрації легуючих елементів у заготовці, що витрачається, і температури розплаву. Дана модель дозволяє прогнозувати хімічний склад злиwkів алюмініду титану, що виплавляються, і може бути використана для отримання злиwkів ЕПП з необхідним хімічним складом.

2.2. ЗАЛЕЖНІСТЬ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ ВІД ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ЕПП

З використанням математичної моделі процесів випаровування в умовах ЕПП для сплаву Ti–28Al–7Nb–2Cr–2Mo (мас. %) побудовано залежності вмісту алю-

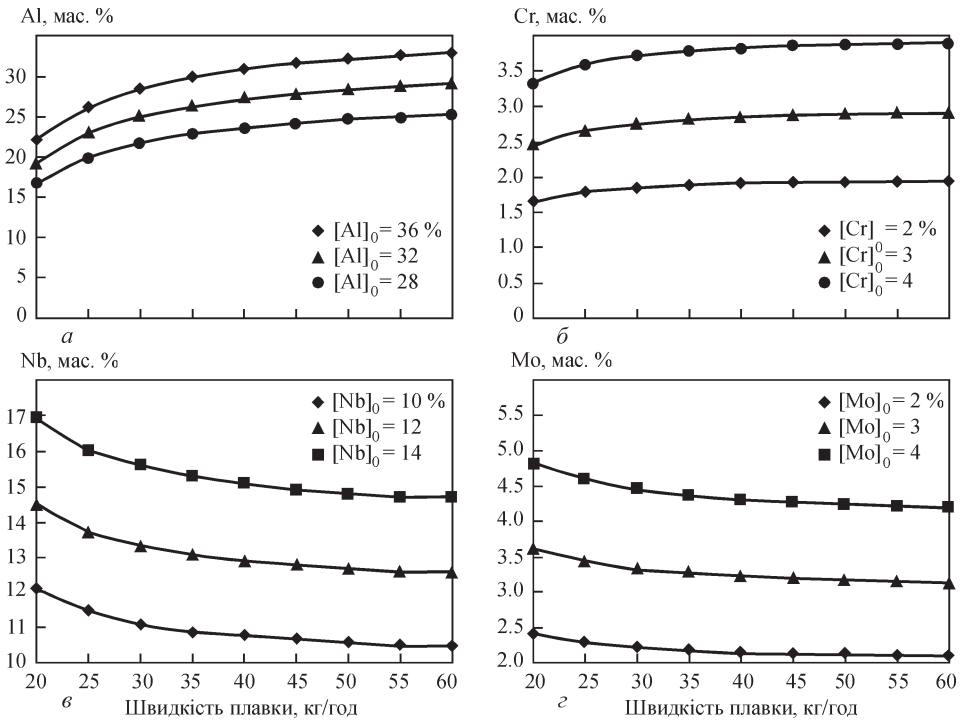


Рис. 2.1. Залежність вмісту алюмінію (а), хрому (б), ніобію (в) та молібдену (з) в зливку сплаву на основі алюмініду титану від швидкості плавки m_0 при різному вмісті легуючих елементів в шихті, що переплавляється, $[X]_0$

мінію, хрому, ніобію та молібдену в зливку сплаву алюмініду титану від швидкості плавки при різному вмісті легуючих елементів у вихідній шихті (рис. 2.1).

Завдяки отриманим залежностям можна зробити висновок, що залежність втрат випаровуванням легуючих елементів сплаву від швидкості плавки є нелінійною, і при фіксованому складі вихідної шихти збільшення швидкості плавки призводить до зменшення втрат алюмінію (рис. 2.1, а) та хрому (рис. 2.1, б) і, отже, до збільшення їх вмісту в зливку. При цьому слід зазначити, що при збільшенні швидкості плавки понад 50 кг/год вміст алюмінію та хрому в зливку асимптотично наближається до початкового вмісту в металі шихти. Також можна побачити, що при швидкостях плавки понад 50 кг/год вміст ніобію та молібдену в зливку лише незначно збільшується у порівнянні з їхньою концентрацією у вихідній шихті, що пов'язано з мінімальними втратами алюмінію, хрому та основи сплаву — титану при цих швидкостях плавки. Проведені в рамках математичної моделі розрахунки показали, що найзначнішими факторами, що впливають на концентрацію легуючих елементів у зливку, є вихідний вміст легуючих елементів у витратній заготовці та швидкість плавки.

На основі розрахунків за математичною моделлю були побудовані залежності вмісту легуючих компонентів алюмініду титану Ti–28Al–7Nb–2Cr–2Mo

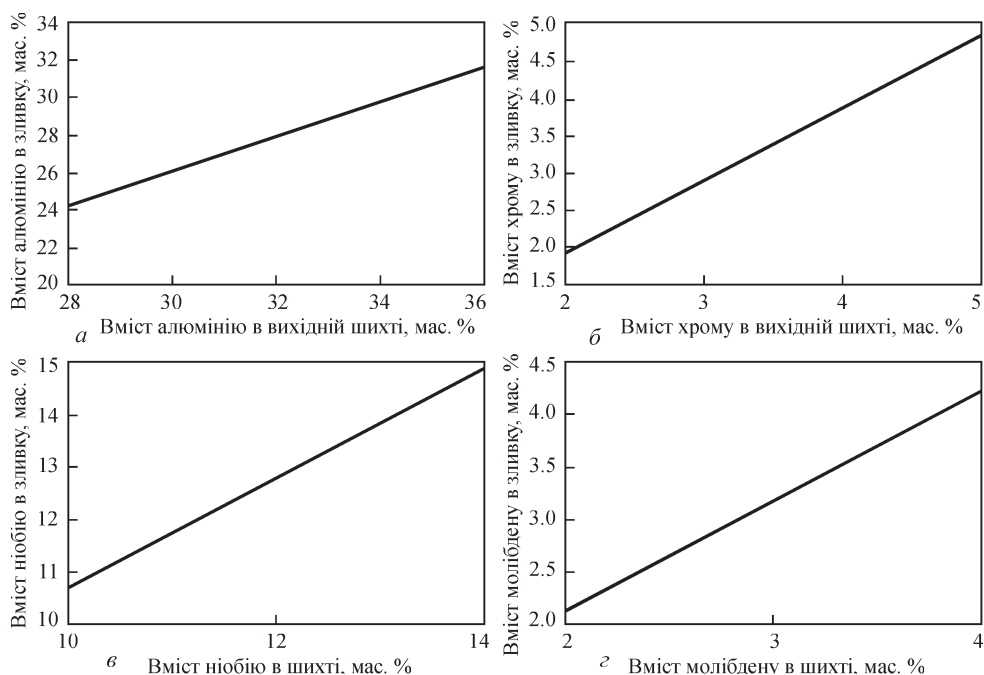


Рис. 2.2. Розрахункова залежність вмісту алюмінію (а), хрому (б), ніобію (в) і молібдену (г) у зливку двофазного алюмініду титану від вмісту елементів у вихідній шихті при швидкості плавки $m = 50$ кг/год

в отриманому зливку ЕПП від їхньої концентрації у вихідній шихті при оптимальних швидкостях плавки 50...60 кг/год (для даного розміру кристалізатора) (рис. 2.2). Отримані графіки дозволяють заздалегідь визначити необхідний вміст легуючого елемента сплаву у вихідній шихті для отримання необхідної концентрації цього елемента в зливку при заданій швидкості плавки.

Вплив потужності електронно-променевого нагріву, вкладеної в кристалізатор, на вміст алюмінію в зливку невеликий. Як показує практика виплавки промислових титанових сплавів, для кристалізатора діаметром 200 мм збільшення вкладеної в нього потужності на 40 % призводить до зниження концентрації алюмінію в зливку на 0.3 мас. %. Отже, потужність електронно-променевого нагріву розплаву в кристалізаторі слід вибирати виходячи з вимог до суцільності зливка, розмірів зерен і якості поверхні, а не до хімічного складу сплаву.

Проведений аналіз дозволяє запропонувати наступну методику вибору технологічних режимів електронно-променевої плавки сплавів системи Ti–Al. Спочатку визначають потужність електронно-променевого нагріву, вкладеного в кристалізатор, що забезпечує суцільну, без пор і непроплавів, структуру зливка. Швидкість плавки вибирають виходячи з вимог до якості поверхні, мінімізації собівартості виробництва зливків і технічних можливостей електронно-променевої установки, а потім визначають потужність елек-

тронно-променевого нагріву, вкладену в проміжну ємність, яка забезпечить задану швидкість плавки. Очевидно, що, з погляду на продуктивність устаткування, швидкість плавки повинна бути максимально можливою. Але згідно з результатами експериментальних досліджень для прохідного кристалізатора в умовах ЕПП оптимальною є швидкість витягування зливка 8...12 мм/хв, тому що при більших швидкостях витягування відбувається порушення суцільності поверхні зливка у вигляді поверхневих розривів. Вибравши швидкість плавки, що забезпечує її потужність електронно-променевого нагріву, за запропонованою математичною моделлю розраховується кількість легуючих елементів у вихідній шихті, яка при заданих технологічних режимах і параметрах плавки забезпечить у виплавленому зливку необхідну їх концентрацію.

2.3. АДЕКВАТНІСТЬ МАТЕМАТИЧНОЇ МОДЕЛІ ПРОЦЕСІВ ВИПАРОВУВАННЯ ПРИ ЕПП АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

Практичне значення при ЕПП титанових сплавів має наступне завдання: при яких технологічних режимах і параметрах повинна проводитися плавка, щоб хімічний склад зливка, що виплавляється, перебував у заданих межах. Розроблені математичні моделі дозволяють розв'язати це завдання.

Оптимізація режимів і параметрів електронно-променевої плавки інтерметалідного титанового сплаву $Ti-28Al-7Nb-2Cr-2Mo$ здійснювали за допомогою розробленої математичної моделі процесу випаровування легуючих елементів у вакуумі в умовах електронно-променевого нагріву поверхні розплаву. Плавка здійснювалася на електронно-променевій установці УЕ-208М [112].

Конструкція лабораторної електронно-променевої установки УЕ-208М, оснащеної газорозрядними електронними гарматами і змінним технологічним оснащенням, дозволяє здійснювати наступні технологічні процеси: переплав металу безпосередньо в круглий або прямокутний кристалізатор; виплавку круглих і плоских злиwkів із застосуванням проміжної ємності; виливок злиwkів у горизонтальну ізложницю, у тому числі біметалевих і багатошарових; переробку 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 вилиwkів.

Установка має відносно невеликі габаритні розміри, її технічні характеристики наведено в табл. 2.1.

Конструктивна схема та зовнішній вигляд електронно-променевої установки представлені на рис. 2.3. Камера плавки 4 (рис. 2.3, а) є центральною частиною установки, в якій власне і реалізується процес плавки і яка являє собою горизонтально розташований циліндр, на верхній частині якого знаходиться плита електронно-променевих нагрівачів (ЕПН) б.

Для реалізації проекту зі створення лабораторної електронно-променевої установки УЕ-208М, оснащеної газорозрядними електронними гарматами, було застосовано газорозрядні електронно-променеві гармати ВТР-300 конструкції

Таблиця 2.1. Технічні характеристики лабораторної електронно-променевої установки УЕ-208М

Показник	
Встановлена потужність, кВА	960
Потужність ЕПН, кВт	900
Прискорювальна напруга, кВ	28
Кількість гармат, шт.	3
Максимальна сила струму гармат, А	10
Найбільші розміри заготовки, м:	
довжина	1.8
діаметр	0.3
ширина	0.3
висота	0.3
Найбільші розміри зливків, м:	
довжина	1.7
діаметр	0.3
Продуктивність високовакуумної системи відкачування, л/с	20000
Робочий вакуум у камері плавки, Па	$(6.6 \dots 12) \cdot 10^{-2}$
Максимальні витрати охолоджуючої води, м ³ /ч	30
Розмір установки, м	6.5×3×6

ПрАТ «НВО «Червона Хвиля». Даний тип гармат призначений для нагріву, плавлення, випаровування матеріалів в умовах технологічних установок як високого, так і низького вакууму. Гармата працює від прискорюючої напруги живлення до 30 кВ, регулювання потужності забезпечується в межах 0...300 кВт зміною подачі робочого газу або величини напруги живлення. Можливе застосування інших газів (повітря, азоту, кисню, інертних газів), але максимальна потужність при цьому може істотно знижуватися. Конструктивна схема та зовнішній вигляд газорозрядної електронно-променевої гармати представлені на рис. 2.4.

Принцип дії газорозрядної електронно-променевої гармати заснований на генеруванні та формуванні електронного пучка у високовольтному тліючому розряді з холодним катодом та анодною плазмою. При роботі гармати в її розрядній камері (між катодом і анодом) при тиску газу в одиниці Па горить тліючий високовольтний розряд, з плазмою, локалізованою біля анода і відокремленою від катода областю катодного падіння потенціалу. Плазма емітує позитивні іони, які прискорюються полем у сфері катодного падіння та бомбардують катод, викликаючи емісію електронів. Поле катодного падіння потенціалу прискорює електрони і формує електронний пучок із кросовером, розташованим на відстані від катода, близькій до радіусу кривизни його емісійної поверхні (поблизу отвору в аноді).

Магнітне поле, створюване першою фокусуючою лінзою, формує електронний пучок, за формою близький до циліндричного, внаслідок чого

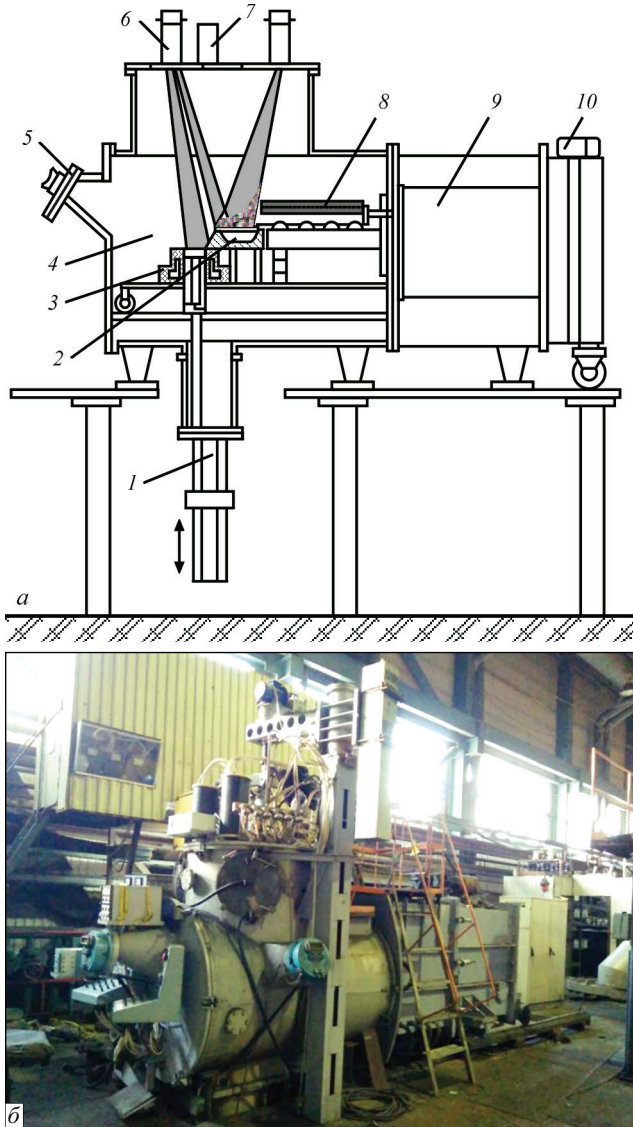


Рис. 2.3. Схема (а) та зовнішній вигляд (б) електронно-променевої установки UE-208M: 1 — механізм витягування зливка; 2 — проміжна ємність; 3 — кристалізатор; 4 — камера плавки; 5 — оглядова система; 6 — електронно-променева гармата; 7 — водяний реостат; 8 — витратна заготовка; 9 — камера заготовки; 10 — механізм подачі заготовки

він проходить через променевод в технологічну камеру практично без енергетичних втрат. За допомогою другої фокусуєної лінзи пучок фокусується на поверхні розплаву, а за допомогою системи відхилення здійснюється статичне відхилення та програмна розгортка пучка.

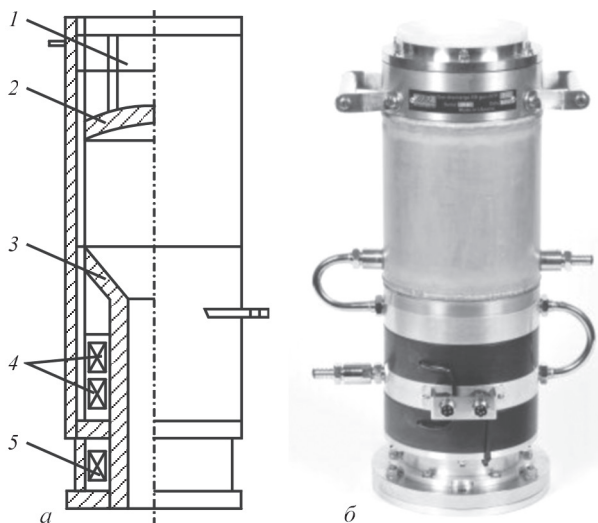


Рис. 2.4. Конструктивна схема (а) та зовнішній вигляд (б) газорозрядної електронно-променевої гармати ВТР-300: 1 — вузол введення високої напруги та охолодження катода; 2 — катодний вузол; 3 — анодний вузол; 4 — магнітні фокуруючі лінзи; 5 — відхиляючі котушки

Управління струмом розряду здійснюється зміною тиску робочого газу в розрядній камері гармати при регульованому натіканні газу в гармату і безперервному її відкачуванні разом із технологічною камерою установки. Для ефективного управління струмом розряду та стабілізації режиму роботи гармати застосовується низькоінерційна система автоматичного напуску газу, до складу якої входять: регулятор витрати, блок подачі робочої газової суміші, балон з робочою газовою сумішшю, на якому встановлено редуктор і газопроводи.

Склад застосовуваного робочого газу визначається умовами, що забезпечують необхідну електричну міцність ізолюючого проміжку електродної системи гармати, підтримкою високих емісійних властивостей катода і вимогами технологічного процесу, що проводиться (повітря, кисень, азот, водень, гелій та ін.). Найефективнішим для роботи гармати є технічний водень, що містить у складі домішки 0.3...0.5 % кисню. Кисень необхідний для підтримки емісійних властивостей поверхні катода та для запобігання інтенсивному дугоутво-

Таблиця 2.2. Фактичний і розрахунковий хімічний склад сплаву системи Ti–Al–Nb–Cr–Zr

Характеристика металу	Середній вміст елемента, мас. %				
	Al	Nb	Cr	Mo	Ti
Вихідна шихта	32	7	2.1	2	Основа
Зливok ЕПП (експеримент)	27.4	7.13	1.92	2.09	
Зливok ЕПП (розрахунки)	28	7	2	2	

ренню в розрядному проміжку. Його кількість у складі робочого газу має перевищувати 0.5 %.

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

У якості вихідних шихтових матеріалів використовувалися технічно чистий титан, алюміній, ніобій, молібден і електролітичний хром. Плавка велася за наступними технологічними режимами: потужність електронно-променевого нагріву в кристалізаторі — 20 кВт, загальна потужність електронно-променевого нагріву в проміжній ємності та на заготовці — 120 кВт, масова швидкість плавки — 30 кг/год. Отримано зливки Ø 150 мм і завдовжки 500 мм.

Хімічний склад вихідної шихти, а також розрахунковий і фактичний склад дослідного зливка представлено в табл. 2.2. Аналіз хімічного складу отриманих зливок показав, що побудована математична модель описує процес випаровування легуючих елементів зі сплаву Ti–28Al–7Nb–2Cr–2Zr при ЕПП з досить високим ступенем точності.

Встановлено, що відносна похибка розрахункових результатів від експериментальних даних становить: 2.2 від. % для алюмінію; 1.8 від. % для ніобію; 4.2 від. % для хрому; 4.3 від. % для молібдену.

Розділ 3

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ ЗЛИВКА ПІД ЧАС ЕПП ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

3.1. МАТЕМАТИЧНА МОДЕЛЬ ТЕПЛОВИХ І ГІДРОДИНАМІЧНИХ ПРОЦЕСІВ У ЗЛИВКАХ 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 і складності.

Затвердіння металу супроводжується складними і швидкоплинними фізичними процесами перенесення тепла, гідродинамічної течії, випромінювання. На практиці часто не є можливим виміряти значення параметрів цих процесів, тим більше з достатньою точністю. Крім того, у металургії натурні експерименти пов'язані з великими матеріальними витратами з-за розмірів і вартості зливок. Тому велике значення мають чисельні експерименти із застосуванням методів математичного моделювання та розрахунків на ЕОМ, які дозволяють при порівняно малих витратах і мінімальній кількості експериментальних даних скласти якісну і 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 й задавати їх розподіл в просторі і часі, максимально наближений до реальних процесів. Метою моделювання є, в ідеалі, відмова від витратного натурального експерименту шляхом обчислення розподілу необхідного параметра в будь-який момент часу з заданою точністю. На практиці ж зазвичай домагаються скорочення кількості експериментів за рахунок обчислення характеру розподілу і тенденції зміни необхідного параметра. Проте експериментальна перевірка таких математичних розрахунків все ж необхідна, тому що дає реальну картину протікання процесів у зливку.

Основні принципи моделювання теплофізичних процесів у зливках, що отримані методами спеціальної електрометалургії, сформульовано в [97, 150]. В останні роки створено кілька математичних моделей, що описують різні стадії ЕПП: плавлення вихідної шихти, перемішування і випаровування металу і домішок в проміжній ємності, формування зливка в кристалізаторі (у т.ч. виведення усадочної раковини), охолодження зливка [113–116].

Але теплофізичні процеси, що протікають при формуванні зливка в прохідному кристалізаторі під час ЕПП з проміжною ємністю, навіть у разі циліндричного кристалізатора носять явно виражений тривимірний характер, що зумовлено відсутністю осової симетрії при подачі в нього розплаву. При локальній периферійній подачі розплаву в кристалізатор відбувається складний за структурою рух металу, який супроводжує тепломасоперенос як вздовж течії, так і в інших напрямках за рахунок турбулентних пульсацій розплаву. Природно, що докладне врахування розрахунковим шляхом таких теплофізичних процесів можливе тільки за допомогою вирішення сполучених тривимірних теплової і гідродинамічної задач. Тому було поставлено задачу розробки тривимірної математичної моделі пов'язаних гідродинамічних і теплових процесів в прохідному кристалізаторі при ЕПП з проміжною ємністю. Дана математична модель дозволяє досліджувати процеси в сталому режимі безперервної плавки зливка, при якому положення фронту твердіння сплаву щодо кристалізатора не змінюється в часі. Необхідно відзначити, що такі стадії ЕПП як плавлення по-

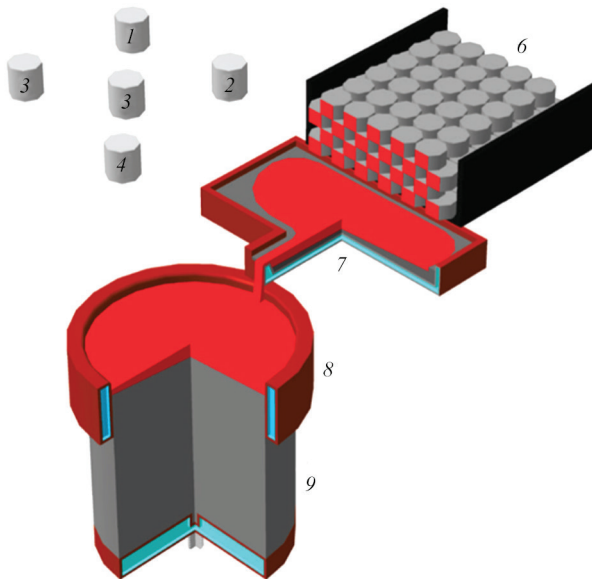


Рис. 3.1. Технологічна схема процесу ЕПП: 1–5 — електронно-променеві гармати; 6 — витратна шихтова заготовка; 7 — проміжна ємність; 8 — кристалізатор; 9 — зливков

чаткової шихти, дегазація і очищення металу від домішок в проміжній ємності в запропонованій математичній моделі не розглядаються.

На теперішній час у якості модельного сплаву дуже часто застосовується широко відомий сплав Ti–6Al–4V. Його фізичні властивості досить детально вивчені та доступні в довідниках і відкритих джерелах інформації. Тому з метою створення найточнішої математичної моделі гідродинамічних і теплових процесів при ЕПП буде спочатку розглядатися процес кристалізації титанового сплаву Ti–6Al–4V при безперервному отриманні зливка в мідний прохідний водоохолоджуваний циліндричний кристалізатор. У подальшому створена математична модель буде застосована для розрахунку гідродинамічних і теплових процесів в кристалізаторі при ЕПП великогабаритних злиwkів алюмінідів титану.

Технологічна схема процесу представлена на рис. 3.1. Подача розплаву в кристалізатор здійснюється з проміжної ємності у вигляді вертикального струменя з постійними витратою і температурою. Поверхня ванни рідкого металу в кристалізаторі для формування необхідного фронту кристалізації і забезпечення гладкої бічної поверхні зливка додатково обігрівається за допомогою електронно-променевого нагріву.

Основні теоретичні положення математичної моделі

Для чисельного розрахунку процесів у багатофазних середовищах, до яких відносяться і теплові процеси з фазовим переходом, можуть бути застосовані різні методи. Не розглядаючи дисперсні середовища, їх можна звести до методів з фіксованою та рухомою розрахунковими сітками. Характерною особливістю методу фіксованої сітки є те, що рідка і тверда фази моделюються як одна підобласть. Міжфазна границя не є чітко вираженою, тобто між фазами присутня так звана в'язка (перехідна) зона, у якій розглядаються величини, що змінюються за певним законом відповідно до об'ємної частки певної фази. Даний метод добре підходить для розрахунку процесів плавлення і кристалізації сплавів, які фізично мають певну перехідну зону між твердою і рідкою фазами. Метод рухомої сітки не має перехідної міжфазної зони, що зводить область його застосування до процесів у чистих металах або в металах з невеликою кількістю домішок.

Оскільки в роботі розглядається безперервна подача в кристалізатор сплаву титану, положення міжфазної границі в сплаві, що твердне, будемо розраховувати одним з методів фіксованої сітки, а саме методом фазового поля (phase field method) [117]. Згідно з ним рідка фаза визначається температурою вище температури ліквідусу T_L , тверда область — температурою нижче температури солідусу T_S , а перехідна зона знаходиться між ними. При моделюванні об'ємну частку рідини F_L у перехідній зоні будемо описувати в залежності від температури згладженої функції Хевісайда:

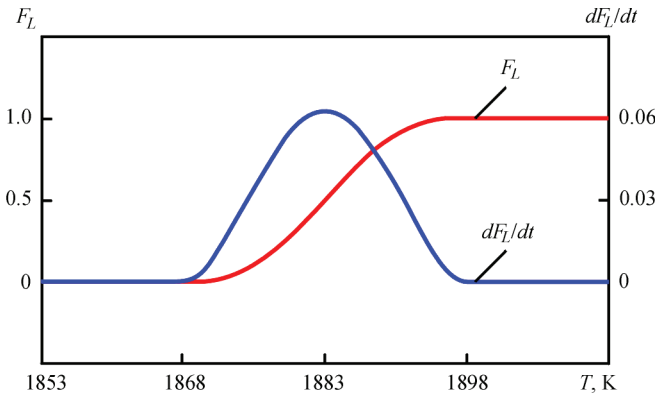


Рис. 3.2. Згладжена функція Хевісайда для перехідної зони та її похідна

$$F_L = \begin{cases} 1 & T \geq T_L; \\ 0.5 + 1.875 \frac{T - T_m}{\Delta T} - 5 \left(\frac{T - T_m}{\Delta T} \right)^3 + 6 \left(\frac{T - T_m}{\Delta T} \right)^5, & T_L \geq T \geq T_S; \\ 0 & T \leq T_S, \end{cases} \quad (3.1)$$

де T_m — температура плавлення, $\Delta T = T_L - T_S$ — температурний діапазон фазового переходу. Залежність даної функції, а також її похідної, від температури при $T_m = 1883$ К і $\Delta T = 30$ К в якості ілюстрації представлені на рис. 3.2.

Модельовання гідродинамічних процесів

Розрахунок гідродинамічних процесів, які відбуваються при безперервній подачі титанового сплаву в кристалізатор, виконувався з наступними припущеннями — розплав вважався в’язкою нестискаємою рідиною, рух приймався турбулентним. Добре апробованою і найпоширенішою моделлю для розрахунку зазначених процесів є модель усереднених Рейнольдсом рівнянь Нав’є–Стокса, яка з урахуванням стаціонарності процесу, що розглядається, при цьому має наступний вигляд:

$$\rho \nabla \bar{\mathbf{u}} = 0; \quad (3.2)$$

$$\rho (\bar{\mathbf{u}} \nabla) \bar{\mathbf{u}} = -\nabla \bar{p} + \nabla (\mu + \mu_T) (\nabla \bar{\mathbf{u}} + (\nabla \bar{\mathbf{u}})^T) + \rho \mathbf{g} + \mathbf{f}_{drag}, \quad (3.3)$$

де ρ — густина рідкого металу; $\bar{\mathbf{u}}$ — усереднене значення швидкості; \bar{p} — усереднене значення тиску; μ і μ_T — коефіцієнти молекулярної і турбулентної динамічної в’язкості; \mathbf{g} — прискорення вільного падіння; \mathbf{f}_{drag} — гальмівна сила Дарсі, штучно введена для зменшення і пригнічення швидкостей у в’язкій і твердої зонах.

Застосування осереднення за Рейнольдсом рівнянь Нав'є–Стокса призводить до отримання рівнянь, які не замкнуті. Замикання рівнянь проводиться за допомогою напівемпіричних моделей турбулентності, що дозволяють визначити значення коефіцієнта турбулентної динамічної в'язкості. У даний час розроблені і використовуються для чисельного розрахунку гідродинамічних задач кілька таких моделей, які відрізняються одна від одної складністю рішення і точністю опису турбулентної течії.

Для розрахунків обрана одна з найпоширеніших моделей — k - ϵ модель турбулентності [118]. Ця модель має порівняно високу швидкість збіжності і відносно низькі вимоги до об'єму операційної пам'яті, що особливо важливо при вирішенні тривимірних задач. Використання складніших і точніших моделей турбулентності, що дозволяють точно врахувати структуру руху в пристінкових зонах, на даному етапі видається не раціональним, оскільки там в основному знаходиться твердий метал, напрямок і швидкість руху якого заздалегідь відомий.

Турбулентна динамічна в'язкість в k - ϵ моделі турбулентності виражається як:

$$\mu_T = \rho C_\mu \frac{k^2}{\epsilon}, \quad (3.4)$$

де C_μ — емпірична константа; k — щільність кінетичної турбулентної енергії; ϵ — швидкість її дисипації. Для визначення значень k та ϵ в даній моделі додатково вирішуються два рівняння. Диференційне рівняння в часткових похідних першого порядку для k має наступний вигляд:

$$\bar{\rho \mathbf{u}} \nabla k = \nabla \left(\left(\mu + \frac{\mu_T}{\sigma_k} \right) \nabla k \right) + P_k - \rho \epsilon. \quad (3.5)$$

Складова P_k розраховується наступним чином:

$$P_k = \mu_T \left(\nabla \bar{\mathbf{u}} / \left(\nabla \bar{\mathbf{u}} + (\nabla \bar{\mathbf{u}})^T \right) - \frac{2}{3} (\nabla \bar{\mathbf{u}})^2 \right) - \frac{2}{3} \rho k \nabla \bar{\mathbf{u}}. \quad (3.6)$$

Диференційне рівняння в часткових похідних першого порядку для ϵ записується як:

$$\bar{\rho \mathbf{u}} \nabla \epsilon = \nabla \left(\left(\mu + \frac{\mu_T}{\sigma_\epsilon} \right) \nabla \epsilon \right) + C_{\epsilon 1} \frac{\epsilon}{k} P_k - \rho C_{\epsilon 2} \frac{\epsilon^2}{k}, \quad (3.7)$$

Таблиця 3.1. Константи k - ϵ моделі турбулентності

Константа	C_μ	$C_{\epsilon 1}$	$C_{\epsilon 2}$	σ_k	σ_ϵ
Значення	0.09	1.44	1.92	1.00	1.30

Константи, які використовуються в рівняннях (3.4) –(3.7), представлені в табл. 3.1.

Введена у рівняння руху (3.3) гальмівна сила Дарсі, необхідна для можливості пригнічення швидкості в перехідній і твердій зонах, визначалася відповідно до виразу:

$$\mathbf{f}_{drag} = \frac{c(1 - F_L)^2}{q + F_L^3} (\bar{\mathbf{u}} - \mathbf{u}_{cast}), \quad (3.8)$$

де $C = 2000 \text{ кг}/(\text{м}^3 \cdot \text{с})$ і $q = 0.001$ — константи, співвідношення яких C/q має бути достатнім, щоб пригнічувати рух (за винятком швидкості плавки зливка \mathbf{u}_{cast}) у твердій області. У рідкій області ($F_L = 1$) сила Дарсі не впливає на рух [120].

Моделювання теплофізичних процесів

Нехтуючи тепловиділеннями за рахунок виконаної роботи при зміні тиску і за рахунок в'язкого тертя, рівняння теплопередачі для рідкого середовища з фазовим переходом при його турбулентному русі можна записати в такий спосіб:

$$\rho C_p (\mathbf{u} \nabla) T + \nabla \cdot (-\lambda_{eff} \nabla T) = 0, \quad (3.9)$$

де ρ — питома густина; C_p — питома теплоємність, яка визначається з урахуванням теплоти фазового переходу; T — температура; \mathbf{u} — швидкість, яка визначається в результаті гідродинамічного розрахунку; λ_{eff} — ефективний коефіцієнт теплопровідності, який визначається з урахуванням турбулентної теплопровідності.

Облік прихованої теплоти плавлення

Для обліку теплоти фазового переходу використовувався так званий метод повної теплоємності (apparent heat capacity method) [121].

Вважалося, що виділення прихованої теплоти фазового переходу L при кристалізації зливка відбувається в діапазоні між температурами ліквідусу T_L і солідусу T_S . У цьому температурному інтервалі питома теплоємність C_p є сумою, еквівалентною теплоємностям C_{eq} і C_L за рахунок прихованої теплоти фазового переходу:

$$C_p = C_{eq} + C_L. \quad (3.10)$$

Еквівалентна теплоємність в перехідній зоні визначається відповідно до виразу:

$$C_{eq} = (F_L \rho_l C_l + (1 - F_L) \rho_s C_s) / (F_L \rho_l + (1 - F_L) \rho_s), \quad (3.11)$$

де індекси l і s позначають характеристики рідкої і твердї фаз відповідно.

Розподіл теплоємності C_L апроксимується таким чином, щоб виконувалася умова:

$$\int_{T_S}^{T_L} C_L(T) dT = L. \quad (3.12)$$

При цьому характер розподілу теплоємності C_L в перехідній зоні відповідає похідній по температурі від функції F_L (див. рис. 3.2).

Облік прихованої теплоти (α - β)-переходу ($L_{\alpha-\beta}$) виконувався аналогічно, для чого штучно задавалися температурним інтервалом фазового переходу.

Облік турбулентної теплопровідності

Для рідкої фази зливка додатковий механізм теплопередачі, пов'язаний з турбулентними пульсаціями, враховується шляхом введення в рівняння (3.6) коефіцієнта λ_{eff} . Даний коефіцієнт розраховується наступним чином:

$$\lambda_{eff} = \lambda + \lambda_T, \quad (3.13)$$

де λ і λ_T — коефіцієнти молекулярної і турбулентної теплопровідності відповідно.

Коефіцієнт турбулентної теплопровідності λ_T у найпростішому випадку обчислюється як:

$$\lambda_T = \frac{C_p \mu_T}{Pr_T}, \quad (3.14)$$

де Pr_T — число Прандтля, яке задається константою. Значення числа Прандтля для рідких металів знаходиться в діапазоні $1 \leq Pr_T \leq 10$ [122].

Точнішою апроксимацією для більшості турбулентних потоків є модель Кейса–Кроуффорда [123].

Для перехідної зони турбулентна теплопровідність не враховувалася. Ефективна теплопровідність у ній визначалася молекулярними теплопровідностями твердої і рідкої фаз відповідно до рівняння:

$$\lambda_{eff} = F_L \lambda_l + (1 - F_L) \lambda_s. \quad (3.15)$$

Баланс теплоти

У розрахунковій моделі дотримуються балансу між теплопритоком і тепловідводом. Теплоприток у моделі формується за рахунок потужності ЕПН, а також різниці тепломісткості рідкого металу, що надходить у кристалізатор з проміжної ємності, і зливка, що виходить на нижній границі розрахункової області.

Тепломісткість щодо температури навколишнього середовища T_0 розплаву, що надходить в кристалізатор з об'ємною витратою Q (m^3/c), визначається відповідно до виразу:

$$W_{in} = Q(\rho_s L_{\alpha-\beta} + (F_L \rho_l + (1 - F_L) \rho_s) L + \int_T^{T_m} (F_L \rho_l C_l + (1 - F_L) \rho_s C_s) dT). \quad (3.16)$$

Тепломісткість зливка, що виходить на нижній межі розрахункової області, з урахуванням нерівномірного розподілу температури на ній обчислюється як:

$$W_{out} = \rho_s C_s \mathbf{u}_{cast} \int_S (T - T_0) dS, \quad (3.17)$$

де S — площа перерізу зливка на нижній границі розрахункової області.

Теплоприток у моделі врівноважується тепловідводом за рахунок випаровування і випромінювання з дзеркала металу, тепловіддачі в кристалізатор, випромінювання з поверхні зливка нижче кристалізатора, теплопровідності вздовж зливка на нижній границі розрахункової області.

Вихідні дані для розрахунку

Моделювався процес кристалізації зливка з титанового сплаву Ti–6Al–4V у циліндричному кристалізаторі діаметром $d = 0.6$ м і заввишки $h = 0.15$ м. Швидкість витягування зливка становила $\mathbf{u}_{cast} = 4$ мм/хв, що приблизно відповідає безперервному виплавленню зливка з продуктивністю 300 кг/год. Температура металу на вході в кристалізатор $T_{in} = 2000$ К, переріз струменя 10×60 мм.

Потужність нагріву по верхній торцевій поверхні розподілялася таким чином: $W_1 = 100$ кВт рівномірно в центральній зоні з діаметром 0.5 м; $W_2 = 105$ кВт в периферійній зоні з максимумом питомого теплового потоку на діаметрі 550 мм і діаметром електронного пучка 50 мм. Коефіцієнт корисної дії електронно-променевого нагріву прийнятий рівним 0.75.

Питома прихована теплота плавлення сплаву приймалася рівною 435.5 кДж/кг, $(\alpha-\beta)$ -переходу — 48 кДж/кг, випаровування — 8970 кДж/кг, температура ліквідусу — 1898 К, солідусу — 1868 К, $(\alpha-\beta)$ -переходу — 1156 К.

З метою спрощення розрахунків на початковому етапі нехтували залежністю теплофізичних параметрів від температури. Їх усереднені значення для твердої та рідкої фаз сплаву Ti–6Al–4V відповідно приймалися: питома теплоємність — 759 і 831 Дж/(кг·К); коефіцієнт теплопровідності — 28.4 і 33.4 Вт/(м·К); питома вага — 4189 і 3920 кг/м³, коефіцієнт динамічної в'язкості розплаву — 0.0032 Па·с. Наслідком прийнятих спрощень є також нехтування термогравітаційними силами при гідродинамічному розрахунку. При цьому в моделі забезпечується баланс за об'ємними витратами між входом і виходом металу.

Чисельна реалізація математичної моделі

Модель для дослідження пов'язаних стаціонарних гідродинамічних і теплових процесів формування зливка реалізовувалася чисельним методом скінченних елементів у пакеті програм Comsol Multiphysics.

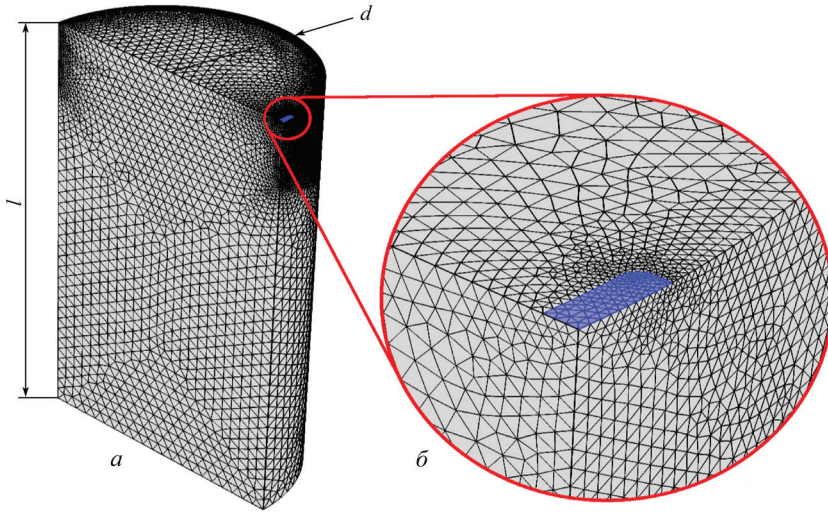


Рис. 3.3. Розрахункова область з початковою розрахунковою сіткою: *a* — загальний вигляд; *б* — область входження струменя металу

Оскільки розплав з проміжної ємності подається в пристінкову зону кристалізатора у вигляді вертикального струменя внаслідок симетрії процесів щодо площини, що проходить через осі струменя і зливка, процеси розглядаються в 1/2 частини обсягу зливка. Для відповідності моделі до умови встановлення стаціонарного теплового режиму в верхній частині зливка його довжина приймалася рівною $l = 1$ м, що практично наближається до подвоєного діаметру зливка [97]. Розрахункова область моделі з вихідною розрахунковою сіткою представлена на рис. 3.3.

У якості граничних умов при вирішенні гідродинамічної задачі задавалися: умова симетрії на площині; швидкість витягування u_{cast} зливка на нижньому його торці; умова входу в зоні входження струменя в кристалізатор; умова стінки без прослизання на границі з кристалізатором; умова стінки з ковзанням на решті поверхні.

При вирішенні теплової задачі на вході струменя в кристалізатор задавалася температура розплаву T_{in} , на площині — умова симетрії для температури.

На верхньому торці зливка і на його бічній поверхні нижче кристалізатора для обліку втрат тепла за рахунок випромінювання задавалися умови охолодження відповідно до закону Стефана–Больцмана. Додатково на верхньому торці зливка задавався тепловий потік електронно-променевого нагріву, а також втрати тепла за рахунок випаровування сплаву.

У периферійній зоні розподіл теплового потоку електронно-променевого нагріву задавався відповідно до функції Гауса:

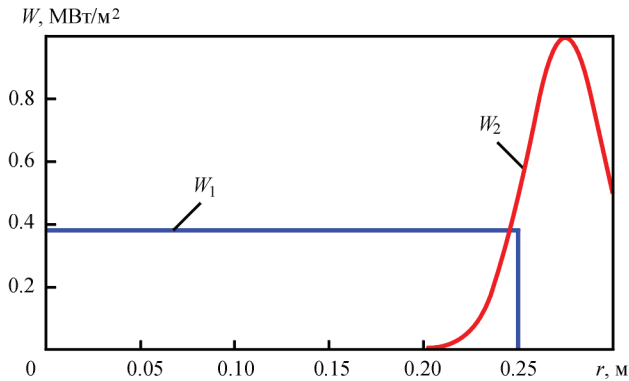


Рис. 3.4. Питома теплова потужність ЕПП на торці зливка

$$f(r) = \frac{1}{c\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(r-r_1)^2}{2c^2}}, \tag{3.18}$$

де $r_1 = 0.275$ м — радіус максимуму теплового потоку в периферійній зоні; $c = 0.021$ м — коефіцієнт, що задає ширину функції Гауса з значенням 50 мм. Розподіл по радіусу торця зливка питомої теплової (з урахуванням ККД) потужності електронно-променевого нагріву для центральної (W_1) і периферійної (W_2) зон представлено на рис. 3.4.

Втрати тепла на випаровування враховувалися шляхом апроксимації в залежності від температури відомих (у табличній формі) експериментальних даних [122, 123], які представлено в табл. 3.2.

У зоні кристалізатора умови охолодження моделювалися наступним чином. Задавалися значеннями температури повного відриву зливка від стінки кристалізатора T_{sep} . При локальній температурі поверхні зливка нижче даного значення ($T < T_{sep}$) умови охолодження задавалися відповідно до закону Стефана–Больцмана. Для температури вище температури ліквідусу ($T_{in} > T > T_L$), коли метал знаходиться в рідкому стані, вважалось, що значення ефективного коефіцієнта тепловіддачі (КТО), який інтегрально враховує тепловіддачу від рідкого металу до охолоджувальної води в кристалізаторі, з пониженням температури розплаву лінійно зменшується від значення $\alpha_{in} = 6000$ Вт/(м²·К) до $\alpha_{cont} = 2000$ Вт/(м²·К).

Таблиця 3.2. Швидкість випаровування титану G і втрати тепла W_{vap} у залежності від температури

T , К	1800	1900	2000	2200
G , г/(м ² ·с)	0.0286	0.138	0.558	5.84
W_{vap} , кВт/м ²	0.257	1.238	5.005	49.156

Для температурного інтервалу $T_L > T > T_{sep}$ приймався комбінований механізм теплопередачі як за рахунок контактної теплообміну, так і за рахунок випромінювання. Інтегральний ефективний коефіцієнт тепловіддачі в цьому випадку визначався відповідно до виразу:

$$\alpha_{eff} = \alpha_{cont} \theta + \xi \sigma (T + T_0)(T^2 + T_0^2)(1 - \theta), \quad (3.19)$$

де $\theta = (T - T_{sep}) / (T_L - T_{sep})$; ξ — наведена ступінь чорноти поверхонь теплообміну, $\sigma = 5.67 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·К⁴) — постійна Стефана–Больцмана; $T_0 = 293$ К — температура навколишнього середовища.

Значення наведеного ступеня чорноти ξ для рідкометалічної верхньої торцевої поверхні зливка приймалося рівним 0.3; для бічної поверхні — 0.4 [124, 125].

На нижній границі розрахункової області теплопередача вздовж зливка за рахунок теплопровідності враховувалася введенням еквівалентного значення КТО α_{eqv} , який визначається з рівняння:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial z} = \alpha_{eqv} (T - T_0). \quad (3.20)$$

Відзначимо, що при виборі значення α_{eqv} має забезпечуватися плавне зниження величини dT/dz у зливку в напрямку піддону.

У цілому внесок теплопередачі за рахунок теплопровідності в тепловий баланс розрахункової області є незначним. Наприклад, при $dT/dz = 500$ К/м, середній температурі на границі $T = 1000$ К і $T_0 = 293$ К будемо мати $\alpha_{eqv} = 20$ Вт/(м²·К). При цьому інтегрально потік за рахунок теплопровідності буде близько 4 кВт. Для порівняння при тих же значеннях температури потік теплоти через нижню границю за рахунок руху зливка відповідно до рівняння (3.17) складає близько 40 кВт. Таким чином, зважаючи на відносну малість, потоком за рахунок теплопровідності можна знехтувати шляхом вибору в якості граничної умови на нижній границі розрахункової області умови теплоізоляції.

При розрахунку коефіцієнта турбулентної теплопровідності значення турбулентного числа Прандтля задавалося константою для всього об'єму рідкої фази зливка.

Результати моделювання

Істотна невизначеність у значеннях параметрів, що визначають теплообмін як всередині зливка, так і з його поверхні, зумовлює необхідність проведення надалі низки варіантних розрахунків із виявлення ступеня впливу кожного з них на тепловий стан зливка і визначення шляхом співставлення з експериментальними даними вужчого діапазону їх можливих значень.

Нижче в якості ілюстрації представлено попередні розрахункові результати, отримані за допомогою запропонованої математичної моделі з вищенаведеними вихідними даними і значеннями теплофізичних параметрів. На рис. 3.5

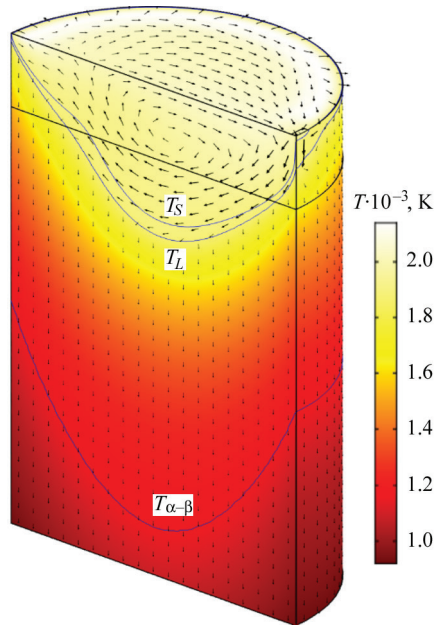


Рис. 3.5. Структура руху і розподіл температури в зливку

представлено розрахунковий розподіл температури в зливку і структура руху метала в рідкій і твердій фазах зливка, які отримано при значеннях температури відриву $T_{sep} = T_S = 1868$ К і турбулентного числа Прандтля $Pr_T = 1$.

Положення фронту кристалізації на рис. 3.5 показано двома ізотермами з температурою ліквідуса T_L і солідуса T_S , $(\alpha-\beta)$ -переходу — ізотермою $T_{\alpha-\beta}$. Значення температурного діапазону $(\alpha-\beta)$ -переходу при розрахунку приймалося рівним 30 К. Для можливості графічного представлення структури руху металу розмір стрілок обраний пропорційним швидкості руху в логарифмічному масштабі.

Як видно з рисунка, при заданих параметрах режиму електронно-променевого нагріву і умовах охолодження рідка фаза металу зберігається практично на всій верхній торцевої поверхні зливка, що підтверджується експериментально. Ширина в'язкої зони по периферії цієї поверхні не перевищує 1...2 мм. Зміна значення температури відриву нижче 1868 К призводить спочатку до збільшення товщини в'язкої фази, а в подальшому — до появи на поверхні і твердої фази.

На рис. 3.6 представлено положення фронту кристалізації на торцевій поверхні при заданій температурі відриву зливка від стінки кристалізатора $T_{sep} = 1640$ К. У цьому випадку на периферії зливка поза зоною входу струменя присутній шар твердого металу завширшки близько 4 мм. Положення ізотерм T_L і T_S на поверхні практично збігаються (відстань 1 мм), що пояснюється високими градієнтами температури в радіальному напрямку.

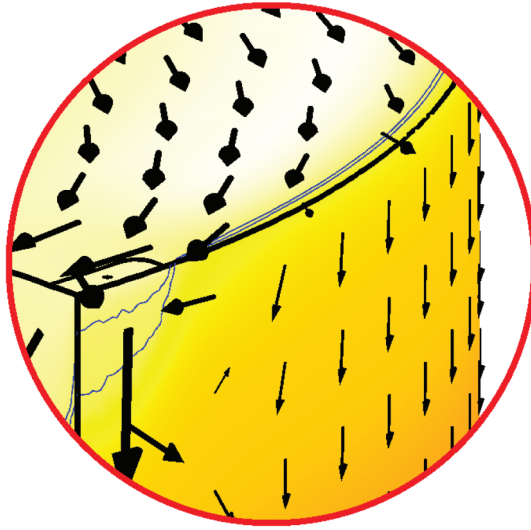


Рис. 3.6. Розрахункове положення фронту кристалізації при виборі температури відриву зливка від стінки кристалізатора $T_{sep} = 1640$ К

Зсув максимальної інтенсивності периферійного ЕПН W_2 ближче до кристалізатора за рахунок збільшення радіусу максимуму теплового потоку в периферійній зоні r_1 з 0.275 до 0.29 м не призводить до переходу положення ізотерм T_L и T_S з торцевої поверхні на бічну, а лише зменшує ширину твердо-

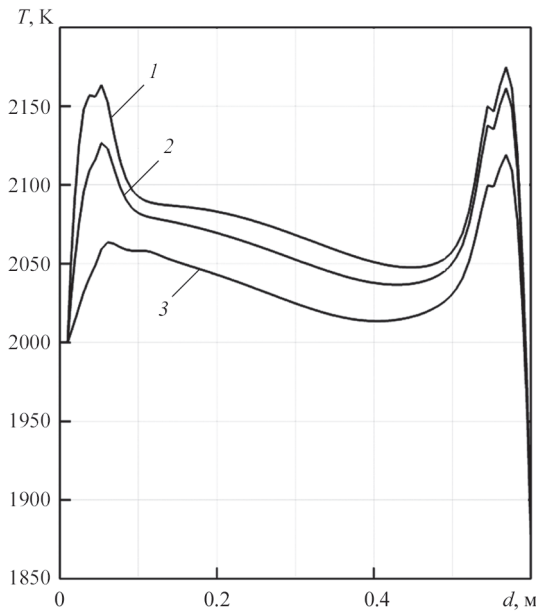


Рис. 3.7. Розподіл температури торцевої поверхні зливка по діаметру в площині симетрії при різних значеннях Pr_T : 1 — $Pr_T = 10$; 2 — $Pr_T = 4$; 3 — $Pr_T = 1$

го шару з 4 до 2 мм. Слід зазначити, що при цьому частина теплового потоку ЕПН, яка потрапляє на верхню поверхню кристалізатора, збільшується з 10.6 до 27.2 кВт, відповідно зменшуючи інтегральний нагрів зливка.

Розподіл температури по діаметру верхнього торця зливка при різних прийнятих в розрахунках значеннях числа Pr_T , яке визначає інтенсивність (обернено пропорційну) механізму турбулентної теплопровідності, представлено на рис. 3.7.

Зміна значення турбулентного числа Прандтля в діапазоні 1...10 призводить до незначного підвищення температури торцевої поверхні. Середня температура поверхні при цьому збільшується з 2052 до 2088 К. Локально найпомітніше внесок турбулентної теплопровідності проявляється в зоні навколо входу струменя розплаву в кристалізатор, де перепад значень максимальної температури досягає 100 К. У цілому зміна числа Прандтля досить незначно позначається на стані ізотерм з температурою T_L і T_S , а також на глибині ванни рідкого металу (змінюється з 30 до 28.5 см), що свідчить про відносно слабкий вплив механізму турбулентної теплопровідності на процес кристалізації зливка.

Наявність на периферії торця зливка кільцевої перегрітої зони, положення та екстремум якої відповідають розподілу теплового потоку ЕПН в периферійній зоні W_2 , вказує на необхідність подальшого додаткового обліку в гідродинамічній задачі тангенціальних сил поверхневого натягу, які виникають при значних градієнтах температури на поверхні розплаву (ефект Марангоні [124]).

Розподіл температури та щільності теплового потоку з поверхні зливка в зоні кристалізатора уздовж двох діаметрально розташованих у площині симетрії утворюючих бічної поверхні представлено на рис. 3.8.

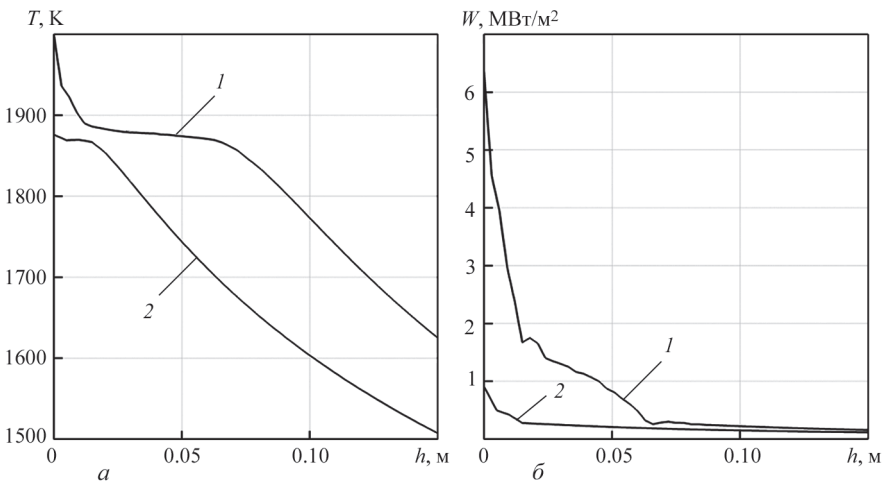


Рис. 3.8. Розподіл температури (а) і щільності теплового потоку з поверхні зливка (б) в зоні кристалізатора: 1 — уздовж утворюючої під входом струменя; 2 — уздовж утворюючої на діаметрально протилежному боці зливка

В області входу струменя загальна глибина в'язкої і рідкої фаз зливка ($T > T_s$) на бічній поверхні досягає близько 53 мм, у той час як на протилежному боці зливка вона становить всього 11 мм. Середня температура поверхні зливка в зоні кристалізатора становить 1698 К, а на виході з кристалізатора — 1527 К.

Щільність теплового потоку з поверхні зливка в зоні кристалізатора монотонно знижується по висоті, досягаючи значення близько 100...150 кВт/м² на його нижній кромці. У верхнього краю в зоні входу струменя маємо локально до 6.4 і близько 0.9 МВт/м² по всьому іншому периметру. Середня щільність теплового потоку в кристалізаторі становить 239 кВт/м².

При $Pr_T = 1$ було отримано наступний інтегральний баланс теплоти. Загальний теплоприток склав 232 кВт, з яких 143 кВт доводиться на ЕПН, а 89 кВт надходить за рахунок різниці тепловмісту (ентальпії) між входом і виходом. Тепловідведення також становить 232 кВт, з яких 5 кВт припадає на втрати теплоти за рахунок випаровування, 85 кВт — за рахунок випромінювання з дзеркала металу, 67.5 кВт — тепловіддача в кристалізатор, 74.5 кВт — випромінювання зі стінок зливка нижче кристалізатора.

Оцінка адекватності моделі

Перевірка адекватності представленої математичної моделі пов'язаних гідродинамічних і теплових процесів при отриманні зливка в прохідний водоохолоджуваний кристалізатор виконувалася шляхом співставлення розрахункових і експериментальних даних про положення усадочної раковини при аварійній зупинці плавки і наступному охолодженні зливка. При аварійній зупинці плавки миттєво припиняється злив розплаву в кристалізатор і електронно-променевий обігрів торцевої поверхні зливка. Подальша кристалізація розплаву протікає з двох сторін: від стінок кристалізатора і низу зливка, а також з верхнього торця зливка, внаслідок чого всередині зливка утворюється усадочна раковина, яка легко виявляється методами ультразвукового контролю. Експериментально встановлено, що для досліджуваного технологічного режиму отримання зливка з титанового сплаву Ti-6Al-4V діаметром 600 мм усадочна раковина при аварійній зупинці утворюється на глибині 160...180 мм.

Розрахунковим шляхом положення усадочної раковини для такої ситуації може бути визначено шляхом вирішення нестационарної теплової задачі з фазовим переходом, початковою умовою якої є отриманий раніше і представлений на рис. 3.5 розподіл температури в зливку. Рухом металу в рідкій частині зливка після припинення подачі розплаву в кристалізатор можна знехтувати.

На рис. 3.9 наведені послідовні етапи теплового стану зливка з вирішення нестационарної теплової задачі. Положення фронту кристалізації в площині симетрії представлено однією ізотермою з температурою солідусу T_s . При нестационарному розрахунку крім відсутності подачі металу в кристалізатор і

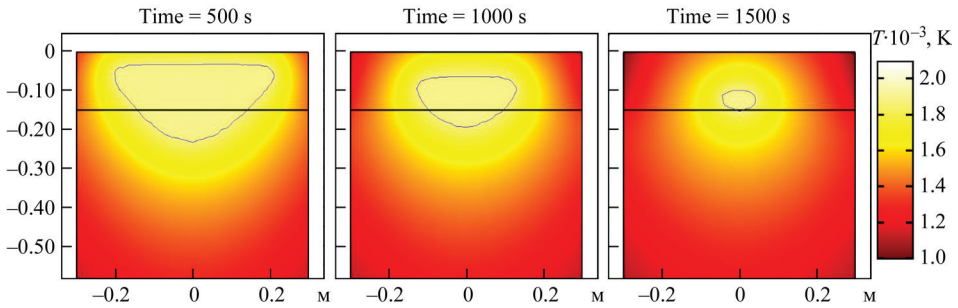


Рис. 3.9. Положення фронту кристалізації при охолодженні зливка в різні моменти часу після аварійної зупинки плавки

ЕПП торцевої поверхні враховувалося збільшення на ній значення наведеного ступеня чорноти ϵ з 0.3 до 0.4 після початку твердіння металу.

Виходячи з отриманих розрахункових даних, появу усадочної раковини в зливку слід очікувати на глибині 130...140 мм, що досить близько корелюється з експериментальними даними.

Таким чином, для квазівстановленого режиму безперервної плавки ЕПП, розроблено тривимірну математичну модель і методику чисельного розрахунку пов'язаних гідродинамічних і теплових процесів у металі, що кристалізується, при литті сплаву титану з проміжною ємності в циліндричний прохідний кристалізатор.

Виходячи з фактичної відсутності твердої фази на верхньому торці зливка, при прийнятих у моделі умовах тепловіддачі з поверхні зливка в зоні кристалізатора температура повного відриву зливка від стінки близька до температури солідусу. Глибина меніска (включаючи в'язку зону) практично по всій бічній поверхні зливка становить 10...15 мм і досягає локально близько 50 мм в області входу струменя в кристалізатор.

Урахування турбулентної теплопровідності майже не позначається на стані ізотерм з температурою ліквідусу і солідусу, а також на величині глибини ванни рідкого металу, що свідчить про відносно слабкий вплив турбулентних пульсацій розплаву на процес кристалізації зливка. Відповідно, визначальним механізмом теплопередачі в рідкій фазі зливка можна вважати тепломасообмін за рахунок усередненого руху.

3.2. ОСНОВНІ ЗАКОНОМІРНОСТІ РОЗПОДІЛУ ТЕМПЕРАТУРИ ТА ТЕЧІЇ РОЗПЛАВУ В КРИСТАЛІЗАТОРІ ПРИ ЕПП

У рамках розглянутої в розділі 3.1 математичної моделі було показано, що вплив турбулентної теплопровідності на положення фронту твердіння, а також на глибину рідкої ванни, є незначним для заданої швидкості витягування зливка (4 мм/хв). Це дозволяє в такому випадку зробити припущення про наявність турбулентності лише в області входження струменя рідкого металу з проміж-

ної ємності в кристалізатор та про переважаючий ламінарний характер руху розплаву в рідкій ванні.

Суттєвіше на форму та глибину рідкої ванни може впливати температура перегріву рідкого металу, що подається з проміжної ємності, та продуктивність процесу неперервного лиття. Тому метою цього дослідження є визначення теплового стану зливка та положення фронту кристалізації при неперервній подачі рідкого титану з проміжної ємності в кристалізатор у залежності від температури металу на вході та швидкості витягування зливка для ламінарного режиму гідродинамічної течії в рідкій ванні.

Для моделювання фізичних процесів, які відбуваються при неперервному литті титану, було сформульовано математичну модель, яка включає в себе закони збереження маси (3.21), імпульсу (3.22) та енергії (3.23):

$$\nabla(\rho\mathbf{u}) = 0, \quad (3.21)$$

$$\begin{aligned} \rho(\mathbf{u}\nabla)\mathbf{u} = & -\nabla p + \nabla\left(\mu(\nabla\mathbf{u} + (\nabla\mathbf{u})^T) - \frac{2}{3}\mu(\nabla\mathbf{u})\mathbf{I}\right) + \\ & + \rho\mathbf{g} + \frac{C(1-F_L)^2}{q + F_L^3}(\mathbf{u} - \mathbf{u}_{cast}), \end{aligned} \quad (3.22)$$

$$\rho C_p(\mathbf{u}\nabla)T = -(\nabla\mathbf{q}), \quad (3.23)$$

де ρ — густина; \mathbf{u} — швидкість; p — тиск; μ — динамічна в'язкість; \mathbf{I} — одинична матриця; \mathbf{g} — вектор гравітації; $C = 10^5$ та $\mathbf{q} = 0.01$ — константи, співвідношення яких повинно бути достатнім, щоб пригнічити рух (за винятком

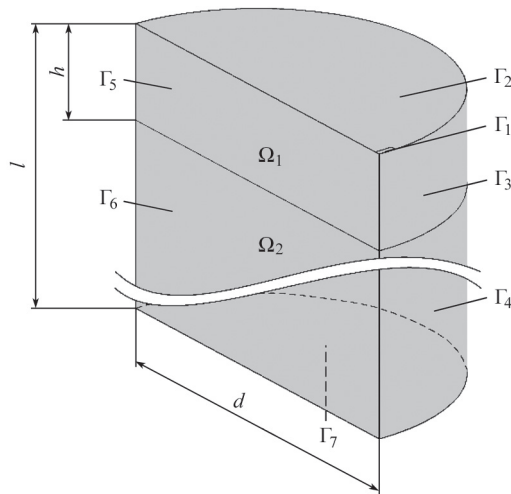


Рис. 3.10. Геометрія розрахункової моделі

швидкості лиття зливка \mathbf{u}_{cast}) у твердій області; F_L — частка рідкої фази; C_p — питома теплоємність; T — температура; $\mathbf{q} = -k \nabla T$ — тепловий потік за рахунок теплопровідності; k — коефіцієнт теплопровідності.

Положення фронту кристалізації визначалося у відповідності до методу фазового поля. Суть методу полягає у тому, що фазовий перехід відбувається у певному температурному діапазоні $\Delta T = T_L - T_S$. Рідка область визначається температурою вище температури ліквідуса T_L , тверда область — температурою нижче температури солідуса T_S , а перехідна зона знаходиться між ними. Фронт кристалізації визначається за ізотермою температури плавлення $T_m = T_S + \frac{\Delta T}{2}$.

Розрахункова область для дослідження зазначених процесів представлена на рис. 3.10, на якому $\Gamma_1 \dots \Gamma_7$ — границі розрахункової області, $d = 0.4$ м, $h = 0.15$ м, $l = 2d$, переріз струменю розплаву на вході в кристалізатор Γ_1 — 10×40 мм.

Граничні умови для представленої на рис. 3.10 розрахункової області наведено в табл. 3.3, де \mathbf{n} — вектор нормалі до поверхні; \mathbf{u}_{cast} — базова швидкість витягування зливка; \mathbf{q}_{ev} — тепловий потік з поверхні рідкого металу за рахунок випаровування, значення якого в залежності від температури представлено в

Таблиця 3.3. Граничні умови

Границя	Умови для швидкості	Умови для теплового потоку
Γ_1	$\mathbf{u} - (\mathbf{u}\mathbf{n})\mathbf{n} = 0$	$T = T_m$
Γ_2	$\mathbf{u} \cdot \mathbf{n} = 0$ $\mathbf{K} - (\mathbf{K} \cdot \mathbf{n})\mathbf{n} = 0$ $\mathbf{K} = \mu \left(\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T \right) \mathbf{n}$	$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = \varepsilon_2 \sigma \left(T_{amb}^4 - T^4 \right) - q_{ev} + \frac{P_{amb}}{\rho T}$ $\varepsilon_2 = 0.35$
Γ_3		$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = \varepsilon_3 \sigma \left(T_{amb}^4 - T^4 \right) + h_3 \left(T_{amb} - T \right)$ $\varepsilon_3 = 0.35 \left(1 - F_1 \right)$ $h_3 = h_3 \left(1 - F_1 \right) + h_1 F_1$ $h_3 = 60 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ $h_1 = 2000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$
Γ_4		$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = \varepsilon_4 \sigma \left(T_{amb}^4 - T^4 \right)$ $\varepsilon_4 = 0.35$
Γ_5		$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = 0$
Γ_6		
Γ_7	$\mathbf{u} \cdot \mathbf{n} = U_{cast}$	$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = h_7 \left(T_{amb} - T \right)$ $h_7 = 10 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$

розділі 3.2; ε — коефіцієнт випромінювання; h — коефіцієнт контактної тепловіддачі, $\sigma_{SB} = 5.67 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·К⁴) — постійна Стефана–Больцмана; $T_{amb} = 293.15$ К — температура навколишнього середовища.

При розрахунках в якості базових вихідних даних приймалися продуктивність витягування зливка $G = 250$ кг/год, якій відповідає базова швидкість витягування зливка $u_{cast} = \frac{4G}{\rho_{T_{out}} \pi d^2} = \frac{4 \cdot 250}{4400 \cdot \pi \cdot 0.4^2 \cdot 3600} = 1.256e^{-4}$ м/с (приблизно

7.5 мм/хв), температура рідкого металу на вході в кристалізатор $T_{in} = 2061$ К та нагрів зливка рівномірно розподіленим по поверхні тепловим потоком загальною потужністю $P_{eb} = 90$ кВт з коефіцієнтом корисної дії електронно-променевого нагріву 75 %. Температурний діапазон фазового переходу становив $\Delta T = 60$ К.

Фізичні характеристики титану приймалися наступними: температура плавлення $T_m = 1941$ К; температура ліквідуса $T_L = 1971$ К; температура солідуса $T_S = 1911$ К; прихована теплота плавлення $L = 295$ кДж/кг; коефіцієнт динамічної в'язкості для рідкої області $\mu_1 = 0.0035$ Па·с; коефіцієнт динамічної в'язкості для твердої області $\mu_s = 1$ Па·с; коефіцієнт випромінювання $\varepsilon = 0.35$.

Температурні залежності питомої теплоємності $C_p(T)$, коефіцієнта теплопровідності $k(T)$ та густини $\rho(T)$ представлені на рис. 3.11 відповідно до [163].

Характеристики перехідної області (області фазового переходу) визначалися відповідно до методу повної теплоємності (apparent heat capacity

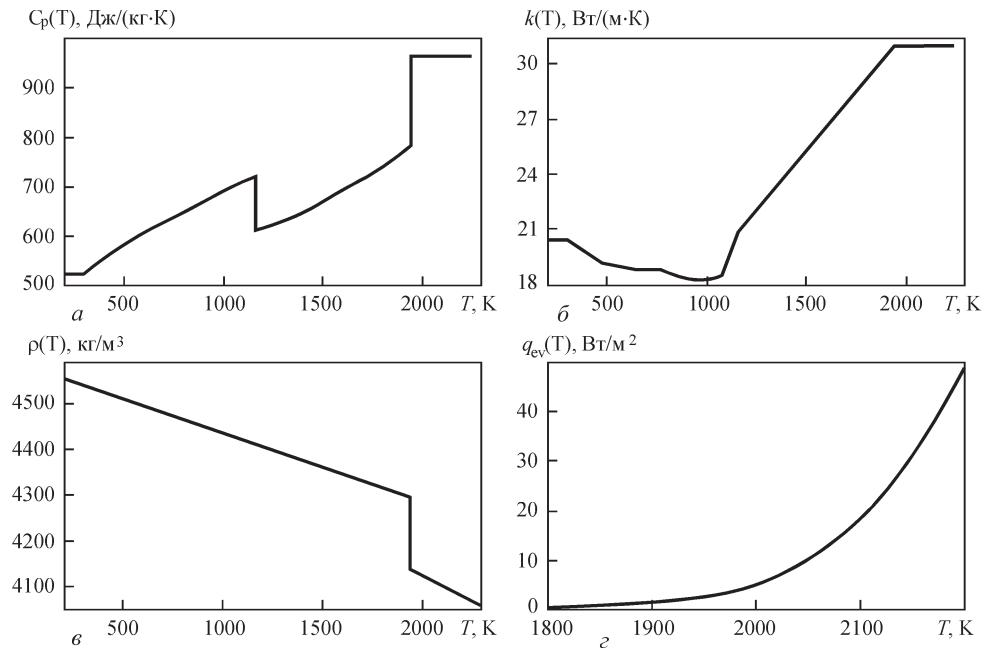


Рис. 3.11. Фізичні характеристики титану

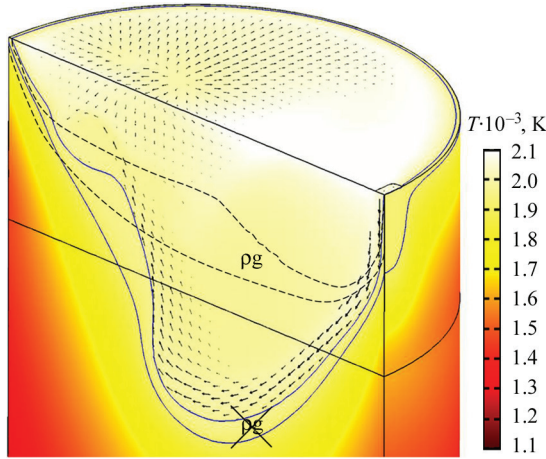


Рис. 3.12. Вплив термогравітаційної конвекції на положення міжфазної зони

formulation). Залежність втрат з поверхні рідкого титану за рахунок випаровування $q_{ev}(T)$ показано на рис. 3.11, з.

У процесі електронно-променевої плавки титанових зливків значний вплив на структуру руху та форму фронту кристалізації може чинити явище термогравітаційної конвекції. Для дослідження ступеню такого впливу було проведено моделювання зазначеного процесу без урахування складової ρg у рівнянні (3.28). Отриманий при цьому розподіл температури, а також ізотерми солідуса та ліквідуса (суцільні лінії), представлено на рис. 3.12. Глибина рідкої ванни при цьому складає 257 мм.

Для порівняння на цьому ж рисунку показано положення міжфазної зони (штрихова лінія), отриманої з урахуванням термогравітаційних сил.

Аналіз результатів показує, що не врахування термогравітаційних сил призводить до збільшення глибини рідкої ванни на 137 мм і, відповідно, до зміни характеру руху рідкого металу. При цьому практично відсутнє зміщення точки максимальної глибини ванни від осі зливка, незважаючи на несиметричний вигляд самої ванни.

Таким чином, явище термогравітаційної конвекції при зазначеній продуктивності процесу ЕПП є вагомим фактором, що визначає тепловий стан зливка, тому подальші розрахунки виконувались з його врахуванням.

Для визначення впливу температури перегріву рідкого металу, що подається з проміжної ємності, на глибину рідкої ванни було проведено розрахунки для різних температур рідкого металу на вході в кристалізатор ($T_{in} = 2041, 2061, 2081, 2101$ К). У результаті було отримано розподіли температури та швидкості в досліджуваній області, які представлено на рис. 3.13 та 3.14 відповідно.

Аналіз розподілу температури в зливку, отриманого за результатами моделювання, показав, що під дією електронно-променевого нагріву поверхневий шар розплаву нагрівається до максимальної температури близько 2085 К

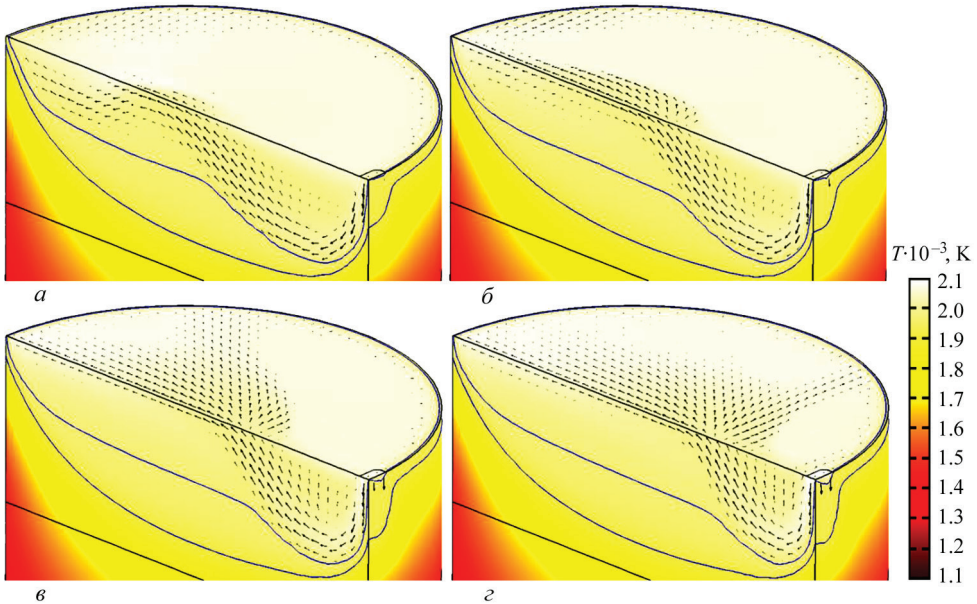


Рис. 3.13. Розподіл температури у зливка під час ЕПП: *a* — $T_{in} = 2041$ К; *b* — $T_{in} = 2061$ К; *v* — $T_{in} = 2081$ К; *z* — $T_{in} = 2101$ К

(рис. 3.13), що навіть може перевищувати в деяких випадках температуру рідкого металу, який надходить з проміжної ємності з температурою 2040...2100 К (див. рис. 3.13, *a*, *b*). За рахунок інтенсивного охолодження рідкого металу стінками кристалізатора в ньому формується зовнішня поверхня зливка. Товщина гарнісажу між рідким металом та стінкою кристалізатора в його верхній частині складає 5...7 мм.

По довжині зливка температура зменшується з 2085 К на поверхні розплаву до 1000 К на нижній границі розрахункової області. На виході зливка з кристалізатора температура його поверхні дорівнює близько 1500 К і слабо залежить від технологічних параметрів плавки.

Аналіз розподілу швидкості руху рідкого металу в кристалізаторі показав, що потік розплаву з проміжної ємності заглиблюється біля стінки кристалізатора на максимальну глибину, а потім віддзеркалюється від донної частини ванни, виходить на поверхню ванни та розтікається по всьому об'єму розплаву (див. рис. 3.14, *a*, *b*). Слід відзначити, що в місці заглиблення вхідного потоку товщина двофазної зони є мінімальною та складає 3...6 мм. За умов низького перегріву розплаву, що поступає в кристалізатор з проміжної ємності, вище температури плавлення титану рух рідкого металу займає весь об'єм ванни, де температура перевищує температуру ліквідуса титану. Тоді як при підвищенні температури вхідного потоку металу рух розплаву зосереджується тільки біля вільної поверхні, формуючи досить об'ємні застійні зони (див. рис. 3.14, *v*, *z*). Таке явище може бути обумовлено дією термогравітаційних сил.

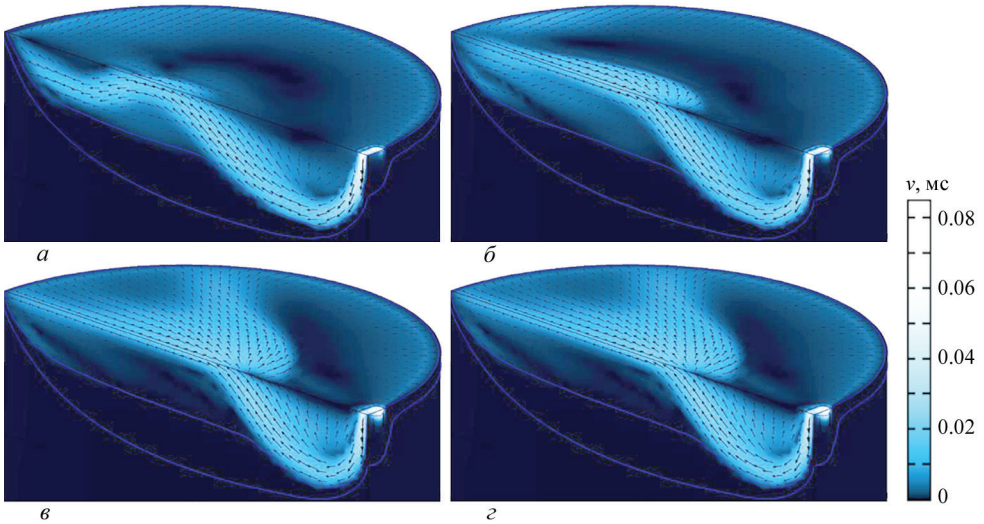


Рис. 3.14. Розподіл швидкості розплаву в зливку під час ЕПП: *a* — $T_m = 2041$ К; *б* — $T_m = 2061$ К; *в* — $T_m = 2081$ К; *г* — $T_m = 2101$ К

У цілому розрахунки показали, що форма рідкої ванни є несиметричною (див. рис. 3.13, 3.14). Хоча фронт кристалізації наближається до плаского, в області входу струменя рідкого металу спостерігається промивання твердої фази біля стінки кристалізатора, що демонструє рис. 3.15. Товщина гарнісажу в цій зоні складає 2...3 мм, що в 2–3 рази менше за товщину гарнісажу в інших зонах кристалізатора. При русі зливка вниз такий тонкий гарнісаж може руйнуватися та формувати на поверхні зливка добре відомі характерні дефекти типу «заплутування металу».

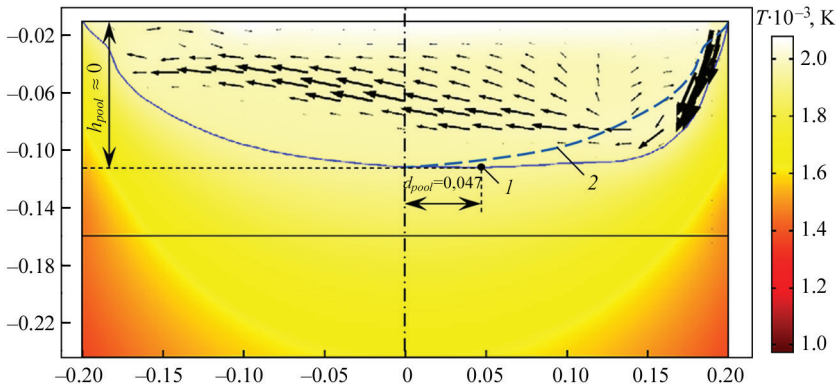


Рис. 3.15. Поздовжній переріз рідкої ванни в зливку $\varnothing 400$ мм титану під час ЕПП: 1 — точка максимальної глибини рідкої ванни; 2 — дзеркальна проекція лівої половини ізотерми ($T_m = 1941$ К) відносно осі зливка для візуальної оцінки асиметрії рідкої ванни

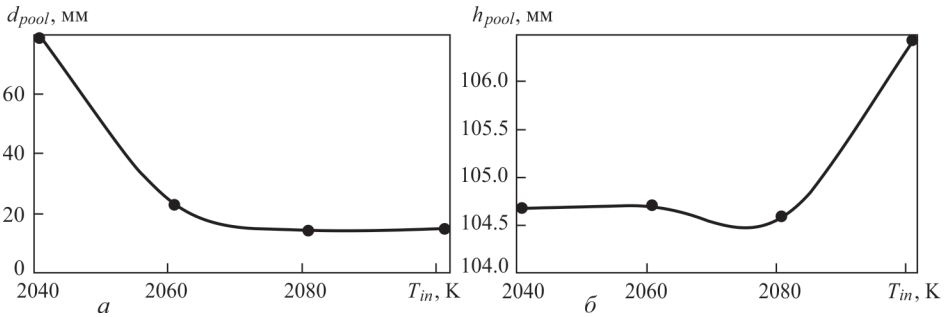


Рис. 3.16. Залежності зміщення точки максимальної глибини відносно осі зливка d_{pool} (а) та глибини рідкої ванни h_{pool} (б) у залежності від температури перегріву рідкого металу на вході в кристалізатор

Зміщення точки максимальної глибини відносно осі зливка d_{pool} та глибини рідкої ванни h_{pool} у залежності від температури перегріву рідкого металу на вході в кристалізатор представлено на рис. 3.15. Дані параметри визначалися за ізотермою, що відповідає температурі плавлення титану ($T_m = 1941$ К).

Цікавим є те, що при збільшенні температури металу на вході в кристалізатор на ділянці досліджуваного діапазону зменшується зміщення точки максимальної глибини ванни від осі зливка (рис. 3.16, а). Хоча очікувалося, що при збільшенні температури перегріву рідкого металу, який подається з проміжної ємності, точка максимальної глибини рідкої ванни буде зміщуватися від осі зливка в бік вводу струменю рідкого металу.

Що стосується глибини рідкої ванни, то вона практично не змінюється в досліджуваному діапазоні температур рідкого металу на вході в кристалізатор (рис. 3.16, б), з чого можна зробити висновок про їх слабку залежність. Проте, як видно з рис. 3.13, зі збільшенням температури рідкого металу на вході в кристалізатор суттєво змінюється характер його руху.

При отриманні зливків методом ЕПП одним із важливих технологічних параметрів є продуктивність процесу. Тому подальші розрахунки були спрямовані на дослідження впливу швидкості подачі рідкого металу з проміжної ємності в кристалізатор на форму та глибину рідкої ванни.

При проведенні моделювання температура перегріву металу, що подається в кристалізатор, було прийнято $T_m = 2061$ К. Положення ізотерм, що відповідають температурі плавлення титану T_m , для різних швидкостей витягування зливка представлено на рис. 3.17.

Для нагляднішої демонстрації результатів, отриманих за допомогою проведених в рамках математичної моделі розрахунків, було побудовано залежність глибини рідкої ванни від продуктивності процесу при ЕПП зливка титану (рис. 3.18).

Як видно з рис. 3.17, 3.18, при збільшенні швидкості витягування зливка на 30 % глибина рідкої ванни зростає більш ніж на 50 % (з 0.122 до 0.185 м).

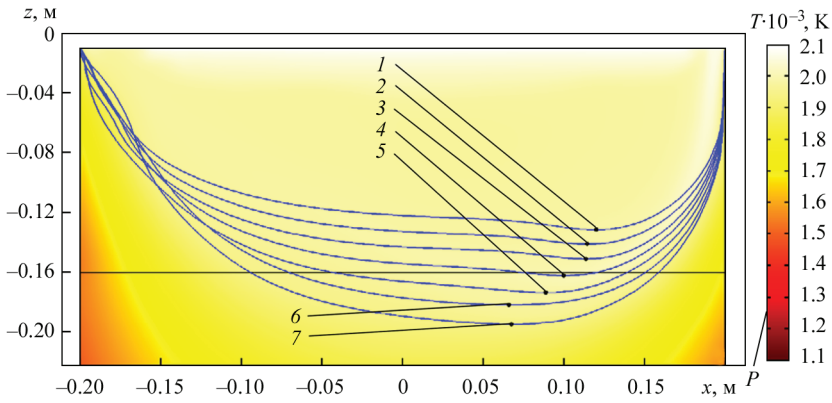


Рис. 3.17. Розподіл температури для різних швидкостей витягування зливка з кристалізатора (крапкою позначено місце максимальної глибини рідкої ванни та вказано його параметри в форматі $(u_{cast}; d_{pool}; h_{pool})$): 1 — $(1.00 u_{cast}; 0.120; 0.122)$; 2 — $(1.05 u_{cast}; 0.116; 0.131)$; 3 — $(1.10 u_{cast}; 0.114; 0.141)$; 4 — $(1.15 u_{cast}; 0.100; 0.152)$; 5 — $(1.20 u_{cast}; 0.088; 0.164)$; 6 — $(1.25 \cdot u_{cast}; 0.066; 0.172)$; 7 — $(1.30 \cdot u_{cast}; 0.068; 0.185)$

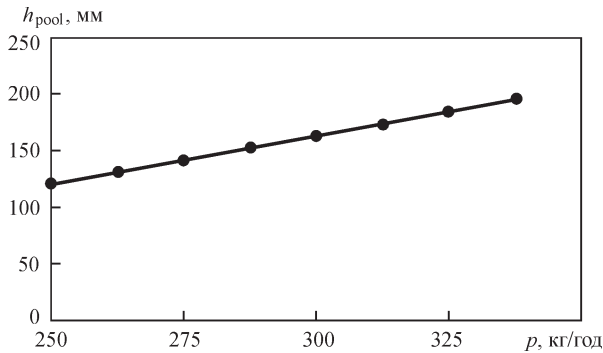


Рис. 3.18. Залежність глибини рідкої ванни h_{pool} від продуктивності p при ЕПП зливка титану $\varnothing 400$ мм

Аналіз отриманих результатів показав, що збільшення продуктивності процесу, як і у випадку з підвищенням температури перегріву металу, що надходить у кристалізатор, спричиняє зміщення точки максимальної глибини рідкої ванни до осі зливка d_{pool} . Крім того, при збільшенні продуктивності процесу, спостерігається суттєве зростання глибини рідкої ванни, що також підтверджується даними [127].

3.3. ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ЗЛИВКІВ ЗІ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ ПРИ ЕПП

Найважливішим аспектом, особливо для виробів відповідального призначення, таких як компоненти турбін, є планова досяжність і передбачуваність їх властивостей [3]. Високонадійні компоненти можна виготовляти тільки в тому

випадку, коли розроблені технологічні інструкції є зрозумілими для фахівців і забезпечують отримання матеріалу, що не містить дефектів та не має істотних мікроструктурних і хімічних неоднорідностей. При виробництві сплавів на основі алюмініду титану надзвичайно важливо забезпечити хімічну однорідність отриманого зливка, особливо по алюмінію. Крім того, важливо, щоб середнє значення вмісту алюмінію в зливку відповідало номінальному значенню. Якщо відхилення вмісту алюмінію від номінального значення перевищує допустиме, можуть виникати найрізноманітніші мікроструктури, які мають різні механічні властивості [4].

На сьогоднішній день у світі існує потреба в отриманні великих зливків сплавів на основі алюмініду титану для їх подальшого використання в якості електродів в установках вакуумно-дугового лиття або заготовок для отримання листового прокату завдовжки до 6 м. Однак існуючі можливості виробництва зливків алюмінідів титану в світі не можуть задовольнити потреби щодо необхідних розмірів заготовки для подальшої деформації чи отримання відливок. Тому і виникає потреба у розробці технології виробництва зливків інтерметаліду титану діаметром 200 мм та більше.

Спроби отримання великогабаритних зливків алюмінідів титану традиційними для титанових сплавів процесами не дають позитивних результатів. Зливки алюмінідів титану діаметром більше 200 мм після отримання методами ВДП мають високий напружений стан, що призводить до утворення тріщин у металі зливка. Крім того, при підвищенні діаметру зливка в процесі його виплавки утворюється глибока рідка ванна, яка призводить до сильної ліквідації легуючих елементів. Тому при виплавці зливків великих діаметрів потрібно забезпечити такі технологічні режими плавки, при яких глибина рідкої ванни і, відповідно, швидкості кристалізації та охолодження зливка не перевищують деяку критичну величину, при перевищенні якої можливе виникнення дефектів у вигляді тріщин. Внутрішні тріщини можуть виникати при великій різниці температур зовнішніх (що охололи) і внутрішніх (гарячих) шарів зливка, тому що стисненню внутрішніх шарів зливка перешкоджають вже остиглі зовнішні шари. Крім того, в осьовій зоні великого зливка можуть спостерігатися внутрішні гарячі тріщини, які обумовлюються високим рівнем внутрішніх усадкових напружень, що виникають у зливку, і розвитком осьової хімічної неоднорідності. Тому зниження температури розплаву та швидкості плавки є дієвими заходами зменшення розвитку поздовжніх тріщин на зливках [5].

На даний час проведено багато досліджень з отримання зливків алюмінідів титану методом електронно-променевої плавки, в якій використовується поверхневе концентроване джерело нагріву — електронний промінь. Електронно-променева плавка дозволяє впливати на ліквідаційні процеси за рахунок регулювання глибини рідкої ванни. Крім того, ведення процесу в умовах мілкої рідкої ванни може частково знімати напружений стан зливків, що виплавляються.

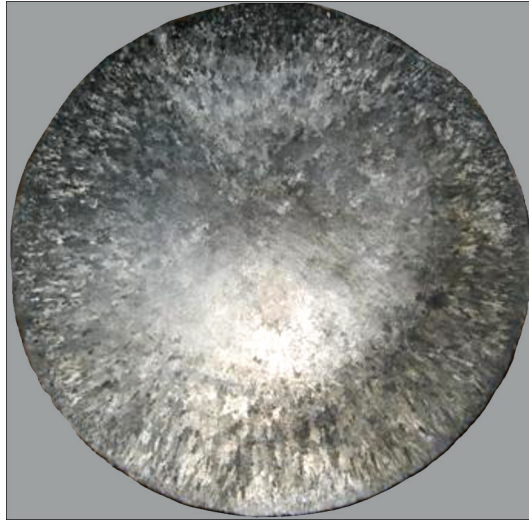


Рис. 3.19. Поперечний темплет зливка ЕПП Ti–29Al Ø 300 мм

За допомогою зміни потужності обігріву центральної частини поверхні зливка в кристалізаторі при електронно-променевої плавці з проміжною ємністю можна в широких межах варіювати його кристалічною будовою. Якщо потужність нагріву є великою, то під час плавки у верхній частині зливка присутня розвинена 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 стає дрібнішою.

Таким чином, зміна умов електронно-променевого нагріву зливка інтерметалідів на основі алюмініду титану в кристалізаторі і, відповідно, теплових умов його формування, у значній мірі впливає на його кристалічну будову, якість бічної поверхні і виникнення дефектів кристалізаційного характеру.

Попередньо проведені дослідні плавки показали, що застосування технологічних режимів ведення процесу ЕПП для отримання зливок Ø 300 мм інтерметалідних сплавів системи Ti–Al, які зазвичай використовуються для виробництва зливок зі стандартних титанових сплавів цього ж діаметру, призводить до формування грубої крупнозернистої кристалічної будови (рис. 3.19).

Дослідження показали, що величина сформованого зерна відповідає 8–9 балу за 10-и бальною шкалою макроструктур згідно з ГОСТ 26492–85. Причому зерна мають витягнуту форму в напрямі тепловідводу. Крім того, у центральній частині зливка виявляються критичні дефекти у вигляді внутрішніх радіальних тріщин (рис. 3.20).



Рис. 3.20. Радіальна тріщина зливка ЕПП Тi–29Al Ø 300 мм

Ураховуючи отриманий досвід стало очевидним, що «стандартні» технологічні параметри виплавки великих зливків діаметром більше за 200 мм не можуть бути використані для випадку виробництва зливків алюмініду титану.

З метою визначення теплового стану зливка Ø 300 мм алюмініду титану Тi–29Al мас. % при його виробництві методом ЕПП при неперервній подачі рідкого металу в кристалізатор були проведені розрахунки в рамках створеної та перевіреної на модельному сплавi Тi–6Al–4V математичної моделі теплофізичних і гідродинамічних процесів при наступних параметрах моделювання:

- розміри кристалізатора Ø 300 мм, $L = 200$ мм;
- лінійна швидкість витягування зливка $u_{cast} = 4$ мм/хв;
- продуктивність процесу ≈ 64 кг/год (висота порції, що одночасно заливається, 6 мм, час між заливками порцій 30 с);
- потужність електронно-променевого нагріву в кристалізаторі 75 кВт.

Фізичні характеристики алюмініду титану приймалися у відповідності до даних, наведених у [18, 128], а саме:

- густина $\rho = 3870$ кг/м³;
- питома теплоємність $C_p = 937$ Дж/(кг·К);
- теплопровідність $k = 33.8$ Вт/(м·К);
- температура ліквідуса $T_L = 1795$ К;
- температура солідуса $T_S = 1730$ К;
- прихована теплота плавлення $L = 380$ кДж/кг.

Динамічна в'язкість розплаву алюмініду титану становила $\mu = 0.0032$ Па·с, коефіцієнт випромінювання — $\varepsilon = 0.7$. Нагрівання поверхні розплаву в кристалізаторі відбувалося рівномірно розподіленим по поверхні тепловим потоком, що формувався електронною гарматою, ККД якої складав 0.75. Температура розплаву, що подається в кристалізатор, дорівнювало $T_{in} = 1973$ К; поперечний переріз струменя розплаву 60×10 мм; його локалізація — біля стінки кристалізатора. Враховувалася тепловіддача з верхньої поверхні та бокових стінок

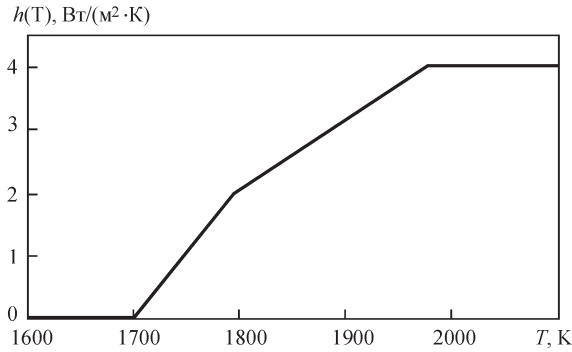


Рис. 3.21. Залежність еквівалентного коефіцієнту тепловіддачі $h(T)$ від температури

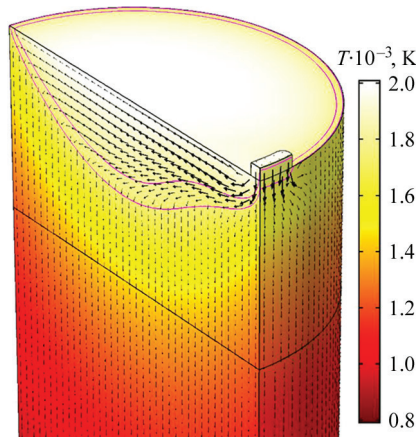


Рис. 3.22. Розподіл температури в зливку $\varnothing 300$ мм алюмініду титану під час ЕПП

зливка за рахунок випромінювання, а також тепловіддача з верхньої поверхні за рахунок випаровування титану. Тепловіддача до води в кристалізаторі враховувалася шляхом уведення еквівалентного коефіцієнту тепловіддачі $h(T)$, залежність якого від температури представлено на рис. 3.21.

За результатами проведених моделювань було отримано тривимірні поля швидкості руху металу та його температури, визначено положення двофазної зони в зливку алюмініду титану $\varnothing 300$ мм (рис. 3.22).

Отримані результати показали, що на обраних технологічних режимах ЕПП зливка $\varnothing 300$ мм алюмініду титану формується неглибока рідка ванна, глибина якої не перевищує радіусу зливка, що має позитивно вплинути на структуру зливка. Таким чином, обрані технологічні режими було прийнято за основу у подальших натурних експериментах та при розробці технологічного процесу електронно-променевої плавки зливок сплавів на основі алюмініду титану.

Розділ 4

ТЕХНОЛОГІЯ ЕПП ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

4.1. ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ЕПП ЗЛИВКІВ ЗІ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

Для проведення досліджень процесу плавки інтерметалідів на основі алюмініду титану було використано електронно-променевою установку УЕ-121 [129], яка оснащена електронними гарматами «Патон-300» (рис. 4.1).

На базі лабораторної установки Е121 [93] було створено електронно-променевою установку УЕ-121, яка конструктивно складається з плавильної камери (камери плавки), камери завантаження та камери зливка. Усі елементи конструкції виконано з порожнистими стінками, у яких циркулює вода для примусового охолодження під час плавлення та охолодження зливка. Крім того, установка оснащена блоком електроживлення, вакуумною системою, системами керування та стабілізації. Основні параметри установки наведено у табл. 4.1.

Технологічна оснастка, у якій власне відбувається процес електронно-променевого переплаву, складається з проміжної ємності та кристалізатора. Проміжна ємність є мідною водоохолоджуваною поверхнею, обмеженою стінками, в одній з яких виконано проріз для зливу рідкого металу (зливний носик). У

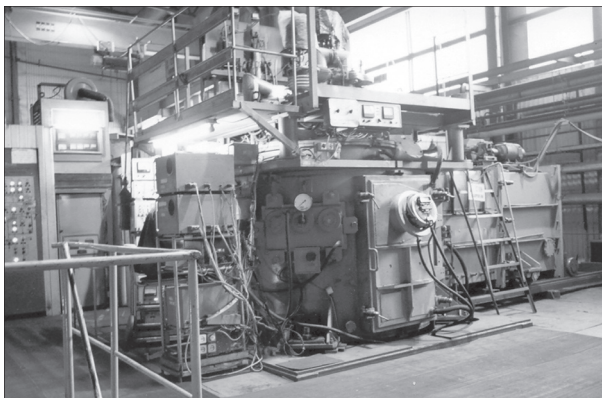


Рис. 4.1. Зовнішній вигляд електронно-променевої установки УЕ-121

Таблиця 4.1. Технічні характеристики лабораторної електронно-променевої установки УЕ-121

Показник	
Встановлена потужність, кВА	960
Потужність ЕПП, кВт	900
Прискорювальна напруга, кВ	30
Кількість гармат, шт.	3
Максимальна сила струму гармат, А	10
Найбільші розміри заготовки, м:	
довжина	2.2
ширина	0.5
висота	0.45
Найбільші розміри зливків, м:	
довжина	2
діаметр	0.6
Продуктивність системи відкачування, л/с:	20000
Робочий вакуум у камері плавки, Па:	$(6.6...12) \cdot 10^{-2}$
Максимальні витрати охолоджуючої води, м ³ /ч:	80
Розмір установки, м:	14×8×5

ній електронними променями сплавляється шихта, що подається з камери завантаження. Проміжна ємність слугує для усереднення хімічного складу, рафінування розплаву від домішок (зокрема і газових) та включень [94]. У процесі плавки на дні проміжної ємності утворюється гарнісаж, що оберігає стінки та дно від взаємодії з розплавленим металом. Метал з проміжної ємності зливається в кристалізатор, що являє собою порожнистий замкнутий контур (про-



Рис. 4.2. Технологічна оснастка для отримання зливків сплавів на основі алюмініду титану

Таблиця 4.2. Технічні характеристики гармати «Патон-300»

Показник	Значення
Номінальна потужність, кВт	300
Максимальна частота розгортки, Гц	1000
Максимальна сила струму, А	15
Кут відхилення пучка від осі гармати, град.	0...35

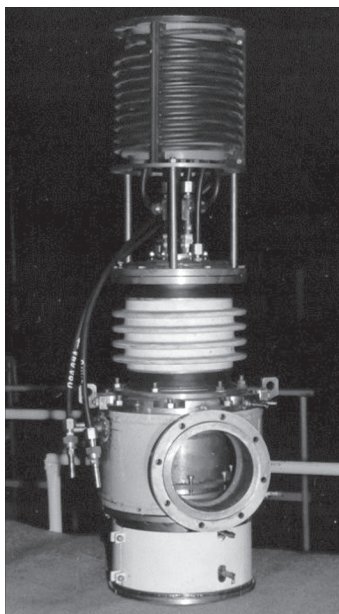


Рис. 4.3. Електронно-променева гармата «Патон-300»

різ), внутрішня частина якого контактує з металом зливка та виконана з міді, що охолоджується.

Гармати «Патон-300» (рис. 4.3) являють собою електронно-променеві нагрівачі аксіального типу [94]. Кожна гармата складається з катодного вузла з вольфрамовим електродом, встановленого на високовольтному ізоляторі, анодного водоохолоджуваного вузла, магнітної лінзи, відхиляючої системи, променевода, і оснащена індивідуальною системою відкачування. Основні технічні характеристики гармати наведено в табл. 4.2.

Електроживлення гармат здійснюється за допомогою високовольтного джерела постійної напруги 30 кВ, що складається з комутаційної пускозахисної апаратури, тиристорного ключа, дроселя, трансформатора, випрямляча та джерел розжарення катодів гармат. Система управління забезпечує стабілізацію струму електронного променя шляхом введення зворотного зв'язку в ланцюг автоматичного регулювання струму катода.

Електронно-променева установка УЕ-121 є високопродуктивним агрегатом промислового типу для плавки металів і сплавів з проміжною ємністю. У якості шихтових матеріалів можуть бути використані як цільні витратні заготовки, так і кускові відходи, насипні матеріали. Завдяки можливості оперативної заміни технологічного оснащення на установці можна виплавляти зливки як круглого, так і прямокутного перерізів зі сплавів на основі заліза, нікелю, титану і тугоплавких металів.

4.2. ТЕХНОЛОГІЯ ЕПП ЗЛИВКІВ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

Слід зазначити, що останнім часом найбільший інтерес представляють сплави на основі алюмініду титану, які додатково леговані ніобієм, молібденом, та ін. Ці елементи є тугоплавкими. Збільшення їх вмісту у вихідній заготовці, що переплавляється, спричиняє підвищене випаровування елементів шихти з високою пружністю пари, у першу чергу алюмінію. Тому запропоновано та випробувано нову схему отримання зливка алюмініду титану, що додатково легований тугоплавкими елементами — Nb, Mo і Cr. Ці елементи мають температуру плавлення вищу за температуру плавлення титану — у молібдену 2623 °С, у ніобію та хрому — 2468 і 1875 °С [130] і ці температури набагато вище за температуру плавлення алюмінію. Для повного розплавлення цих елементів є необхідним значний перегрів розплаву, що призводить до інтенсивнішого випаровування алюмінію та не забезпечує рівномірності і повторюваності хімічного складу отриманих зливків. Запропоновано на першій стадії отримання зливка переплавляти тугоплавкі компоненти сплаву — Ti, Nb, Mo і Cr без додавання в сплав алюмінію, що дозволить повністю сплавити тугоплавкі компоненти сплаву. На другій стадії до отриманого зливка додавали алюміній з урахуванням його втрат на випаровування, що дозволить вести плавку на розрахованих і рекомендованих швидкостях і режимах.

Основна технологічна послідовність виплавки зливків складалася з наступних етапів:

- розрахунок кількості компонентів вихідної шихти з урахуванням витрат на випаровування;
- підготовка устаткування та технологічного оснащення до плавки;
- формування витратних заготовок;
- процес першої плавки (введення тугоплавких елементів сплаву);
- відбір проб для хімічного аналізу виплавленого зливка;
- при необхідності коригуючий розрахунок кількості компонентів вихідної шихти з урахуванням витрат на випаровування;
- підготовка устаткування та технологічного оснащення до другої плавки;
- формування витратних заготовок;
- процес другої плавки (введення легколетючих елементів сплаву);

- відбір проб для хімічного та газового аналізу виплавленого зливка;
- контроль якості отриманого зливка.

4.3. ОТРИМАННЯ МЕТОДОМ ЕПП КРУПНИХ ЗЛИВКІВ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ СИСТЕМИ Ti-Al

На електронно-променевої установці УЕ-121 було проведено дослідження з отримання великогабаритного зливка алюмініду титану \varnothing 300 мм сплаву Ti-29Al мас. %.

Зливок піддавався подвійному електронно-променевому переплаву. Перший переплав — основний, другий усереднює хімічний склад зливка. Технологія виплавки зливків полягала в переплаві шихти, що складається з таких компонентів: заготовка титанова, алюміній А7 в чушках. Титанова заготовка являла собою мірний компактний шматок зливка-слябу, отриманого з переплаву первинної шихти у вигляді титанової губки марки ТГ-110. Отримання заготовки титанової у вигляді зливка-слябу було обумовлено тим, що для виплавки зливків алюмінідів титану із заданим хімічним складом необхідно мати однорідну за розмірами шихтову заготовку. Елемент з високою пружністю пари (алюміній) додавали з урахуванням його втрат на випаровування, які розраховували за допомогою побудованої математичної моделі.

Зовнішній вигляд шихтових заготовок для виплавки зливка алюмініду титану наведено на рис. 4.4.



Рис. 4.4. Зовнішній вигляд шихтових заготовок для виплавки зливка алюмініду титану \varnothing 300 мм Ti-29Al

Таблиця 4.3. Параметри плавки зливка алюмініду титану Ø 300 мм

Загальна потужність ЕПН, кВт	225
Потужність у кристалізаторі, кВт	75
Швидкість плавки, кг/год	230
Питома витрата електроенергії (без урахування вакуумної системи), кВт·год/кг	1.0

Виплавка злиwkів здійснювалася відповідно до розрахованих потужностей та конфігурації нагріву торця зливка в кристалізаторі. Після завантаження шихти установку вакуумували до рівня залишкового тиску в камері гармат 10^{-3} Па, у камері плавки — 10^{-2} Па. Потім заготовку сплавляли в проміжну ємність до її заповнення і періодично зливали рідкий метал у мідний водоохолоджуваний кристалізатор. Першими порціями зливу формували донні частини майбутнього зливка до висоти, що дорівнює внутрішньому діаметру кристалізатора, на якій згідно з математичними розрахунками плавка переходить у квазістаціонарний режим. Потім на досягнутому технологічному режимі виплавляли злипок необхідної висоти. Технологічні параметри першої плавки наведено у табл. 4.3.

Після плавки злипок знаходився в камері в умовах вакууму до його охолодження. Потім проводили перезавантаження установки та здійснювали другий переплав на таких самих технологічних режимах. Отримано злипок Ø 300 мм завдовжки 480 мм (рис. 4.5).

Дослідження хімічного складу проводилися за допомогою оптичного емісійного спектрометра SPECTROPORT. Вимірювання вмісту хімічних елементів проводилися як по довжині, так і по поперечному перерізу зливка. Дані хімічного аналізу наведено у табл. 4.4. Аналіз отриманих результатів показав, що розподіл алюмінію по осі та перерізу зливка є досить рівномірним, а відхилення від середнього значення не перевищують ± 1 мас. %.

Для вивчення розподілу легуючих елементів з поперечного перерізу зливка проведено дослідження хімічного складу та мікроструктури у різних облас-



Рис. 4.5. Злипок алюмініду титану Ti–29Al Ø 300 мм

Таблиця 4.4. Хімічний склад зливка ЕПП \varnothing 300 мм інтерметаліду Ti–29Al

Місце відбору проб	№ зразка	Вміст елементів, мас. %	
		Al	Ti
По довжині зливка	1	29.40	Основа
	2	29.59	
	3	30.35	
	4	28.86	
	5	29.21	
По поперечному перерізу	R	28.54	
	1/2R	29.24	
	Центр	29.72	

Таблиця 4.5. Хімічний склад зливка ЕПП \varnothing 300 мм інтерметаліду Ti–29Al в поперечному перерізі

Місце відбору проби	Вміст Al, мас. %
Центр	29.25
Середина	29.30
Край	29.27

тях поперечного темплету — центральній, середині та крайній. Для вивчення хімічного складу із зазначених областей було відібрано стружку, а для вивчення мікроструктури вирізано та виготовлено зразки для оптичної металографії, проведеної на мікроскопі Neophot 32. Дані хімічного аналізу із зазначених областей наведено в табл. 4.5.

Визначення глибини залягання і конфігурації усадкової раковини та інших неоднорідностей у металі проводилося методом неруйнівного ультразвукового контролю (УЗК) з використанням дефектоскопу УД4-76. Дослідження злиwkів проводилося шляхом послідовного ручного сканування бічної поверхні по радіусу уздовж їх поздовжньої осі. Скануванню піддавалася половина довжини кола циліндра, що забезпечувало охоплення всього поперечного перерізу зливка. Для забезпечення охоплення всього обсягу зливка скануванню піддавалася вся бокова поверхня зливка. Ультразвуковий контроль отриманого зливка не виявив у ньому внутрішніх дефектів.

4.4. ОТРИМАННЯ МЕТОДОМ ЕПП ЗЛИВКА ІНТЕРМЕТАЛІДУ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ СИСТЕМИ Ti–Al–Nb–Cr–Mo

На електронно-променевій установці UE-121 проведено дослідження з отримання зливка \varnothing 200 мм з інтерметалідного складнолегованого сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr мас. %.

Зливки піддавались подвійному електронно-променевому переплаву. Перший переплав — основний, який дозволив ввести тугоплавкі елементи сплаву; другий переплав дозволяє ввести алюміній з мінімальними втратами на випаровування і забезпечує гарантоване розчинення тугоплавких легуючих елементів (Nb, Mo, Cr) та їх рівномірний розподіл по довжині та поперечному перерізу зливка.

При виплавці злиwkів Ø 200 мм шихтова заготовка для першого переплаву готувалася наступним чином. У невитратний короб рівномірно вкладалися титанова заготовка та легуючі елементи з пружністю пари, нижчою за пружність пари титану (ніобій, молібден і хром у чистому вигляді). Титанова заготовка являла собою мірний компактний шматок зливка, отриманий з титанової губки марки ТГ-110. Титанова заготовка являла собою мірний компактний шматок зливка-сляба, отриманий з переплаву первинної шихти у вигляді титанової губки марки ТГ-110. Отримання титанової заготовки у вигляді зливка-слябу було обумовлено тим, що для виплавки злиwkів алюмінідів титану із заданим хімічним складом необхідно мати однорідну за розмірами шихтову заготовку. Елементи з високою пружністю пари додавали з урахуванням їх втрат на випаровування.

Виплавка злиwkів здійснювалася відповідно до розрахованих потужностей і конфігурації нагріву торця зливка в кристалізаторі. На досягнутому технологічному режимі виплавляли злиwk необхідної висоти.

Після першої плавки зливки знаходились у камері в умовах вакууму до їх охолодження.

Для другого переплаву шихтову заготовку формували у невитратний короб, у який вкладали злиwk-заготовку першого переплаву та легуючий елемент з пружністю пари, вищою за пружність пари титану, — алюміній марки А7 у вигляді чушок з урахуванням втрат на випаровування. Процес другого переплаву представлено на рис. 4.6. Технологічні параметри плавки злиwkів Ø 200 мм наведено у табл. 4.5.

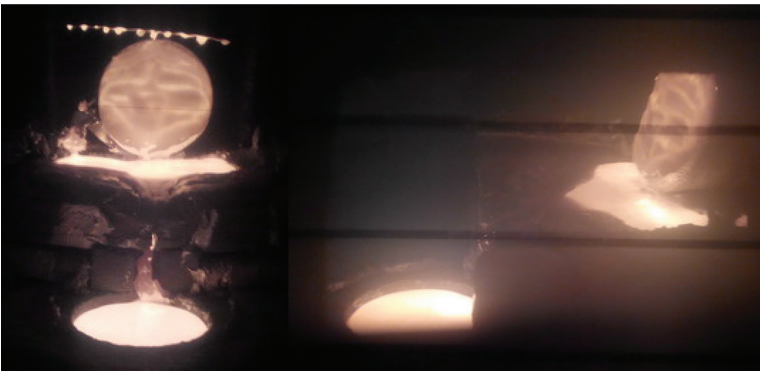


Рис. 4.6. Другий процес переплаву зливка $\text{Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr}$ методом ЕПП

Таблиця 4.5. Параметри плавки зливка алюмініду титану Ø 200 мм

Сплав	Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr
Загальна потужність ЕПН, кВт	145
Потужність в кристалізаторі, кВт	55
Швидкість плавки, кг/год	105
Питома витрата електроенергії (без урахування вакуумної системи), кВт·год/кг	1.4



Рис. 4.7. Зливоч алюмініду титану складом Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr Ø 200 мм

Було отримано зливоч Ø 200 мм сплаву Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr масою 63 кг (рис. 4.7).

Методом хімічного аналізу досліджувався хімічний склад металу виплавлених зливків. Відбір проб проводили вздовж зливка на глибині 10 мм від його поверхні. Досліджувалися три зони — верхню, нижню і середину зливка. Вміст легуючих елементів сплаву визначали методом індуктивно-зв'язаної плазми оптичної емісійної спектроскопії (ICP-OES) на ICP-спектроскопі ICAP 6500 DUO. Результати досліджень хімічного складу металу показали рівномірний розподіл легуючих елементів по довжині виплавлених зливків (табл. 4.6).

Для дослідження якості отриманого зливка методом УЗК та усунення дефектів ливарного походження у вигляді гофр було проведено механічну обробку поверхні зливка на токарному верстаті. Під час його обробки спостерігалось сколю-

Таблиця 4.6. Хімічний склад зливка ЕПП Ø 200 мм інтерметалідного сплаву Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr (мас. %)

Місце відбору зразків	Вміст елементів, мас. %				
	Al	Nb	Mo	Cr	Ti
Верх	27.6	7.6	2.0	1.5	Основа
Середина	28.7	7.5	2.1	1.8	
Низ	29.5	7.2	2.2	1.7	

вання шматочків металу з поверхні, що свідчить про високу крихкість матеріалу. Ультразвуковий контроль отриманого зливка не виявив внутрішніх дефектів.

4.5. ОТРИМАННЯ МЕТОДОМ ЕПП ЗЛИВКІВ ІНТЕРМЕТАЛІДУ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ $Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr$, ДОДАТКОВО ЛЕГОВАНОГО БОРОМ І ЛАНТАНОМ

Для поліпшення пластичних властивостей інтерметалідів системи $Ti-Al$ у якості легуючого елемента у невеликій кількості вводять бор ($0.1...0.5$ мас. %). Бор підвищує температуру переходу в однофазну α -область і знижує температуру переходу з однофазної α - у двофазну ($\alpha+\beta$)-область, тобто він діє як β -стабілізуючий елемент [13].

При електронно-променевої плавці досить важко ввести бор у метал, що виплавляється, тому що під впливом електронно-променевого нагріву при розплавленні бору відбувається його випаровування, а також розпилення і винесення частинок при введенні його в шихту у вигляді порошку. Тому для введення бору в сплав при ЕПП було застосовано гексаборид лантану (LaB_6). Крім того, цим способом можливе введення в сплав лантану. Введення його в метал також сприяє підвищенню пластичності інтерметаліду системи $Ti-Al$ при гарячій деформації [14].

У ІЕЗ ім. Е.О. Патона було проведено дослідження з отримання зливків інтерметалідного сплаву $Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr$ з додатковим легуванням бором та лантаном при ЕПП. Дослідні плавки проводилися в кристалізатор $\varnothing 165$ мм на електронно-променевої установці УЕ-208М.

На першому етапі переплавлялася шихта, що складається з технічно чистого титану, електролітичного хрому, ніобію та цирконію. Другий переплав здійснювали з додаванням необхідної кількості алюмінію та гексабориду лантану. Гексаборид лантану вводився в шихту у вигляді циліндричних пресувань, отриманих пресуванням порошку LaB_6 (рис. 4.8). Технологічні режими ведення плавки наведено в табл. 4.7.

У результаті проведених експериментальних плавок отримано зливки $\varnothing 165$ мм сплаву $Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La$ мас. % (рис. 4.8).



Рис. 4.8. Шихтова заготовка (а), процес плавки (б) та отриманий зливки $\varnothing 165$ мм сплаву $29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La$ (в)

Таблиця 4.7. Режим ЕПП зливка Ø 165 мм алюмініду титану, мікролегованого бором і лантаном

Стадія переплаву	Потужність променя, кВт					Швидкість плавки, кг/год
	$W_{\text{крис-р}}$		W_3	W_4	W_5	
	W_1	W_2				
1	9	10	40*	40*	25	20
2	7	7	35*	35*	15	30...40

*Значення потужності променів на заготовці може відхилятися від наведеного значення для забезпечення заданої швидкості плавки; W_1 та W_2 — потужності електронного променя в кристалізаторі в центрі та на периферії, W_3 та W_4 — потужності променів на заготовці, W_5 — потужність променя у проміжній ємності

Таблиця 4.8. Хімічний склад зливка ЕПП Ø 165 мм алюмініду титану з додаванням бору та лантану

№ проби	Хім. склад інтерметаліду, мас. %						
	Al	Nb	Zr	Cr	Ti	B	La
1	29.42	11.78	2.89	2.65	Основа	0.3	0.01
2	28.85	12.22	3.08	2.97			
3	29.74	11.83	2.92	2.89			

Візуальний огляд отриманого зливка не виявив металургійних дефектів у вигляді розривів і великих гофр. Результати хімічного аналізу показали рівномірне розподілення елементів як по довжині зливка, так і по поперечному його перерізу (табл. 4.8).

Розділ 5

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ЕПП

5.1. ДОСЛІДЖЕННЯ МАКРО- І МІКРОСТРУКТУРИ КРУПНОГО ЗЛИВКА АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ Ti-29Al, ОТРИМАНОГО МЕТОДОМ ЕПП

Від отриманих зливок було відрізано та виготовлено поперечні теплети для вивчення макроструктури. Порізка теплетів проводилася на малих швидкостях з метою запобігання руйнуванню зразків при виготовленні. Визначено, що у зливках формується щільна однорідна структура. Макроструктура не має дефектів у вигляді пор, раковин, тріщин, розшарувань, видимих неозброєним оком (рис. 5.1). Відсутні металеві та неметалеві включення, а також зональна ліквіація.

Макроструктура зливка \varnothing 300 мм сплаву Ti-29Al характеризується зернами, близькими до рівновісних. Величина зерна, що визначається за 10-и бальною шкалою макроструктур згідно з Інструкцією № 1054-76 ВІАМ, відповідає 10-и балам. Відмінностей у бальності зерна у центральній та периферійній частинах зливка не

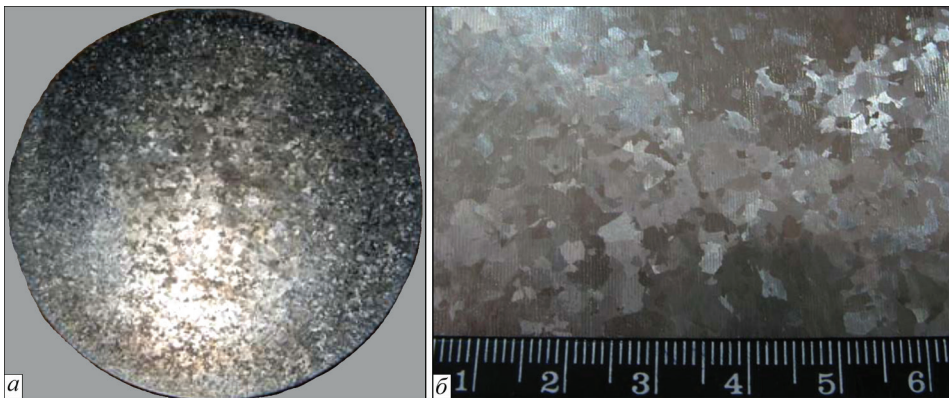


Рис. 5.1. Поперечний теплет (а) та макроструктура (б) зливка ЕПП Ti-29Al \varnothing 300 мм

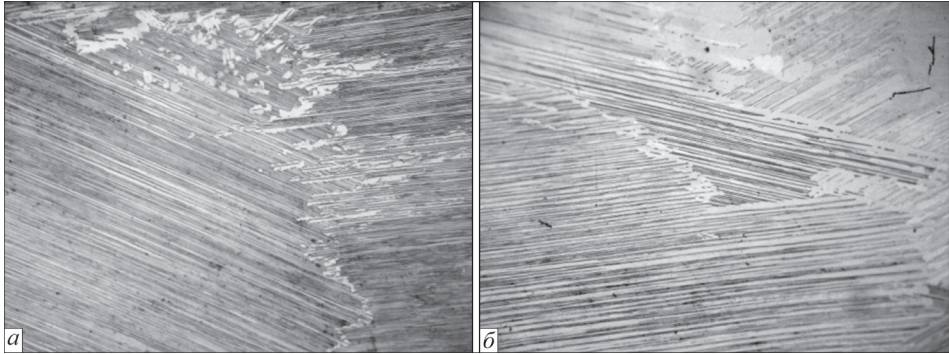


Рис. 5.2. Мікроструктура металу зливка Ø 300 мм алюмініду титану Ti–29Al (×250)

виявлено. Ділянки з грубою стовпчастою структурою відсутні. Істотної різниці у характері кристалізації по довжині зливка не спостерігається.

Дослідження мікроструктури показало, що в отриманому матеріалі сформувалася пластинчаста структура, яка є характерною для двофазного алюмініду титану і представлена односпрямованими в межах одного зерна пластинами α_2 - та γ -фаз. Розмір первинного зерна практично однаковий у центральній та середній областях і становить 250...300 мкм. Розмір зерен у периферійній області становить 100...150 мкм, ламелі орієнтовані переважно у напрямку тепловідведення (рис. 5.2).

5.2. ДОСЛІДЖЕННЯ МАКРО-, МІКРОСТРУКТУРИ ТА ДЕЯКИХ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ІНТЕРМЕТАЛІДНОГО СПЛАВУ Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr, ОТРИМАНОВОГО МЕТОДОМ ЕПП

Макроструктура інтерметалідного сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr характеризується зернами, близькими до рівновісних (рис. 5.3). Величина зерна, що визна-

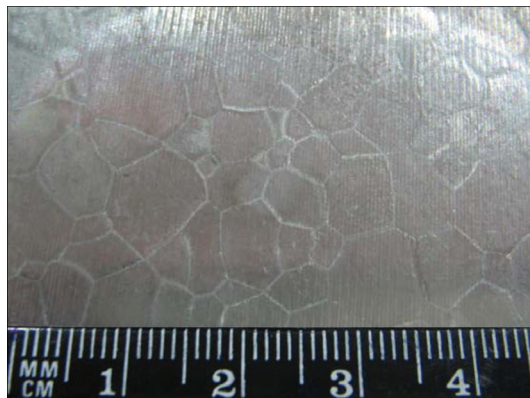


Рис. 5.3. Макроструктура поперечного перерізу зливка алюмініду титану Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr Ø 200 мм

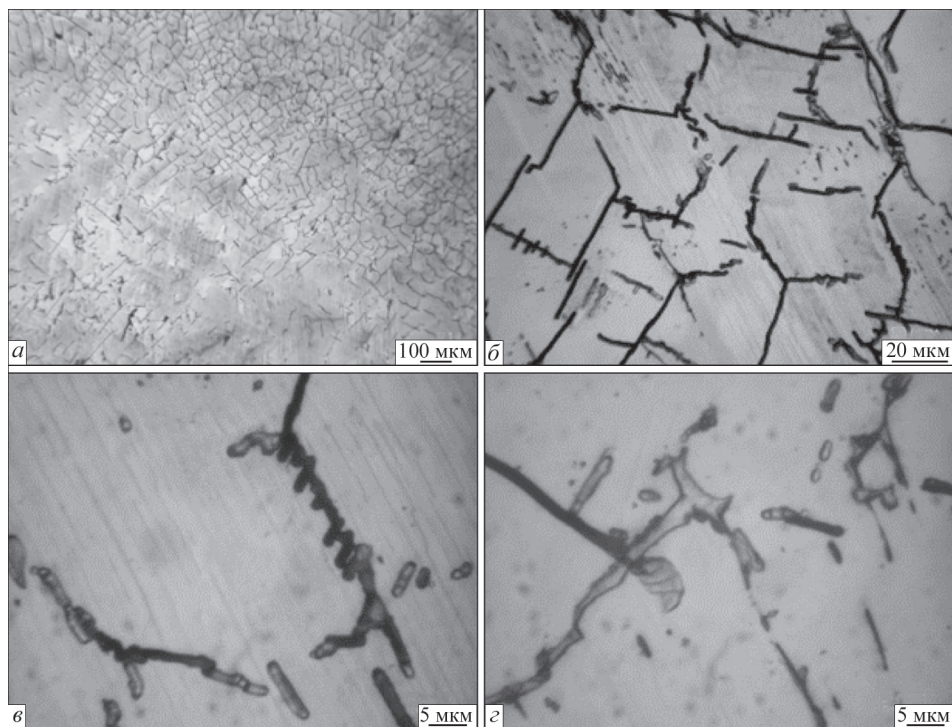


Рис. 5.4. Мікроструктура зразків зливка алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr Ø 200 мм

часться за 10-и бальною шкалою макроструктур згідно з Інструкцією № 1054-76 ВІАМ, відповідає 8-9 балам (присутні ділянки з балом зерна 6-7). Істотної різниці у характері кристалізації по довжині зливка не спостерігається.

У процесі вивчення мікроструктури металу зливка Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr на шліфі його поперечного перерізу виявлено кілька фазових складових: 1 — світла матрична фаза; 2 — ділянки з ламелярною структурою на тлі матриці (рис. 5.4, в), які виглядають на рисунках не надто контрастними; 3 — темна фаза, яка утворює сітчастий візерунок на тлі матриці (рис. 5.4, а, з, е); 4 — світла фаза, частинки якої мають різну форму і примикають до фази, що утворює сітку (рис. 5.4 з).

На растровому електронному мікроскопі JEOL JSM-840 (JEOL Ltd, Японія) проведено дослідження структурних складових отриманого методом ЕПП сплаву Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr та встановлено хімічний склад фаз і включень, що утворилися (рис. 5.5).

Рентгеноспектральні дослідження довгастих витягнутих фаз по межах первинних зерен показали (рис. 5.5, а), що вони збагачені хромом і молібденом, але мають знижений вміст алюмінію. Це вказує на те, що це ймовірно кубічна B2-фаза. Відомо, що легування ніобієм, хромом і молібденом, які є сильними β -стабілізаторами, призводить до утворення (B2+ α_2)-структури,

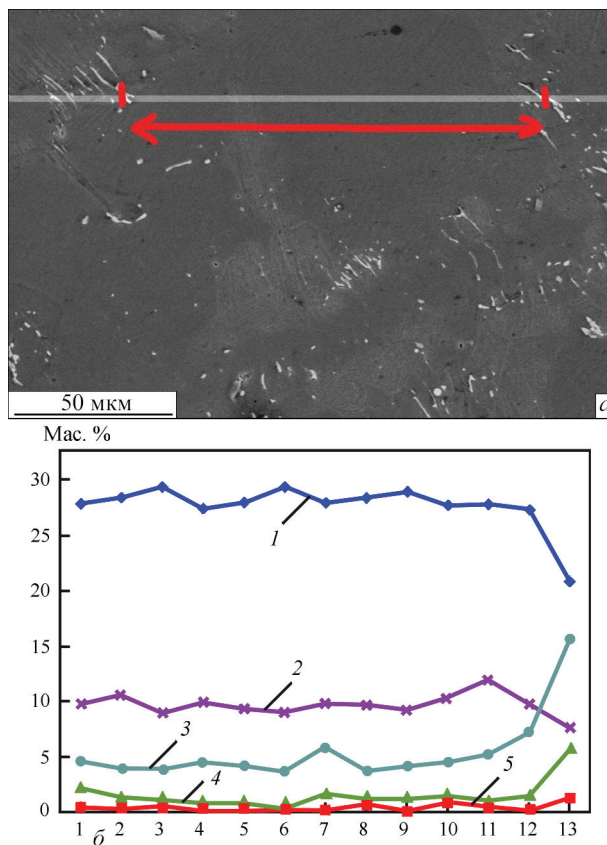


Рис. 5.6. Розподіл легуючих елементів по полю зразка сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr (мас. %): 1—Al; 2—Nb; 3—Mo; 4—Cr; 5—Si

Таким чином, мікроструктури сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr складається з матричної світлої однофазної γ -фази, що чергується з ділянками двофазної ($\gamma+\alpha_2$)-ламельної структури розміром до 50 мкм, з ламелі завтовшки близько 1 мкм та кубічної В2-фази, яка утворює сітчастий візерунок на тлі матриці.

Вимірювання твердості зразків показало, що твердість металу HV є однорідною по перерізу і становить 1810...1930 МПа.

Дослідження механічних властивостей на стиск при підвищених температурах сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr показало, що руйнування матеріалу відбувається близько до межі текучості при 700 і 800 °С. При 900 °С є значна деформація 10...12 %. Пластичність матеріалу близько 12 % при 900 °С. При 700 і 800 °С пластичність матеріалу складає близько 2 %. Вказане значення напруження у всіх випадках відповідає межі плинності $\sigma_{0,2}$.

Дослідження механічних властивостей на стиск показують високі показники міцності аж до температури 900 °С (табл. 5.1). При цьому спостерігається істотне підвищення пластичності матеріалу з 1...2 до 12 %.

Таблиця 5.1. Результати механічних випробувань на стиск зразків зі сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr при різних температурах

№ обр.	Розмір зразка			Температура випробувань	Швидкість навантаження	Навантаження	Межа плинності
	<i>a</i> , мм	<i>b</i> , мм	<i>h</i> , мм	<i>T</i> , °C	<i>V</i> , мм/хв	<i>P</i> _{0,2} , кг	$\sigma_{0,2}$, МПа
3	1.99	1.99	2.02	700	0.5	414.2	1010
1	3.95	3.97	3.97	800	0.5	1033.6	646
2	3.95	3.97	3.97	900	0.5	921.9	576

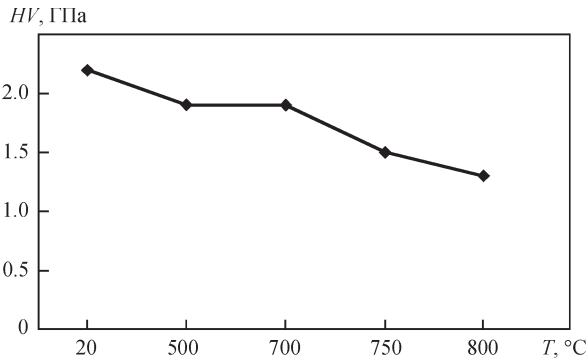


Рис. 5.7. Залежність довготривалої гарячої твердості *HV* від температури для сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr в литому стані

Жароміцність інтерметалідного сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr оцінювали методом вимірювання твердості матеріалу в інтервалі температур 20...900 °C. Метод гарячої твердості використовується для експрес-оцінки жароміцності сплавів. При використанні даного методу у дослідних зразках не утворюються напруження розтягу, тому для крихких матеріалів цей метод дає зовсім інші результати, ніж при випробуваннях на розтяг. Таким чином, зразок з максимальною жароміцністю буде той, який має максимальну твердість *HV* при заданій температурі [131].

Довготривалу гарячу твердість визначали на підставі результатів вимірювання діагоналі відбитка алмазної піраміди Віккерса після охолодження зразка. Індентування проводили у вакуумі 10⁻⁵ мм рт. ст. при навантаженні *P* = 10 Н. Нагрів у робочій камері здійснювали молібденовим стрічковим нагрівачем. Температуру вимірювали платино-платинородієвою термопарою з використанням постійного струму.

На рис. 5.7 представлено залежність довготривалої гарячої твердості від температури для сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr у литому стані.

Проведені дослідження жароміцності литого сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr показали зниження значень гарячої твердості в інтервалі температур 20...800 °C з 2.2 до 1.4 ГПа. Слід зазначити, що випробування проводилися

на литому металі і подальша термічна обробка може суттєво підвищити його механічні характеристики.

5.3. ДОСЛІДЖЕННЯ МАКРО-, МІКРОСТРУКТУРИ ТА ДЕЯКИХ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ІНТЕРМЕТАЛІДНОГО СПЛАВУ Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr, ОТРИМАНОГО МЕТОДОМ ЕПП, З ДОДАТКОВИМ ЛЕГУВАННЯМ БОРОМ ТА ЛАНТАНОМ

На рис. 5.8 представлено темплет зливка сплаву на основі двофазного алюмінію титану Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La (мас. %), який завдяки великій

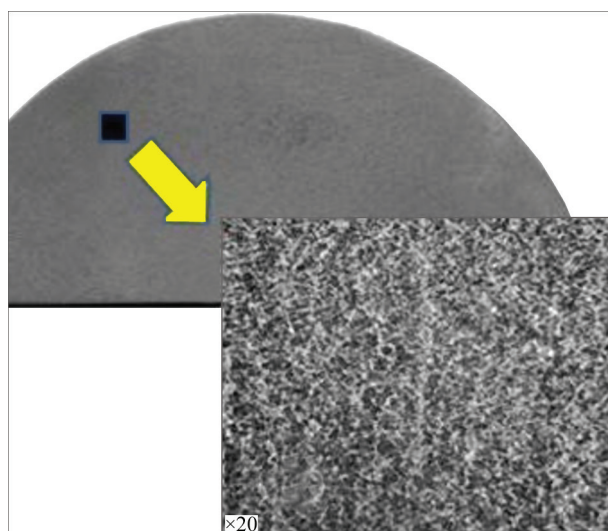


Рис. 5.8. Макроструктура зливка \varnothing 165 мм інтерметалідного сплаву Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La (мас. %)

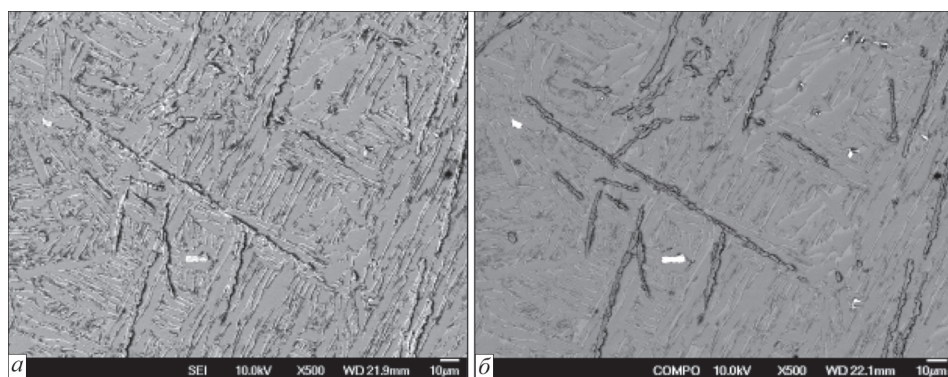


Рис. 5.9. Мікроструктура інтерметалідного сплаву ЕПП Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La: *a* — $\times 500$; *б* — зображення у зворотно-розсіяних електронах

Таблиця 5.2. Результати механічних випробувань на стиск сплаву Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La

Межа пружності $\sigma_{0.2}$, МПа			Межа міцності, σ_{max} , МПа		
20 °C	600 °C	900 °C	20 °C	600 °C	900 °C
1078	920	640	1660	–	1050

Таблиця 5.3. Результати механічних випробувань на вигін сплаву Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La при 20 °C

Межа пружності σ_b , МПа	Максимальний вигін f , мм
583	0.163

кількості β -стабілізаторів у своєму складі твердне через β -фазу. З наведеної структури видно, що в процесі кристалізації утворюється дрібна лита структура зливка.

Мікроструктура сплаву має повністю пластинчасту ($\alpha_2 + \gamma$)-структуру з рідкісними невеликими ділянками γ -фази (рис. 5.9). Також у структурі спостерігаються стрижнеподібні кристали та світлі дисперсні частинки, що являють собою борид титану та оксид лантану. Локальний хімічний аналіз показав, що стрижнеподібні кристали збагачені бором і їх можна ідентифікувати як бориди, а світлі частки містять лантан і кисень і їх можна ідентифікувати як оксид лантану.

Проведені випробування механічних властивостей легованого сплаву 0.3 % В та 0.01 % La показали досить високі значення межі пружності $\sigma_{0.2}$ на стиск (табл. 5.2) і вигін (табл. 5.3). Зразки подолали випробування при 900 °C та 50 % деформації без руйнування.

Розділ 6

ДЕФОРМАЦІЙНА ТА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА СПЛАВУ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ, ОТРИМАНОВОГО МЕТОДОМ ЕПП

6.1. ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ДЕФОРМАЦІЙНОЇ ОБРОБКИ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

На зразках зі сплаву алюмініду титану було відпрацьовано двостадійну гарячу деформаційну обробку — опресування на гідравлічному пресі з максимальним зусиллям 200 т і наступну деформаційну обробку на прокатному стані. Зовнішній вигляд гідравлічного преса наведено на рис. 6.1.

У табл. 6.1 наведено технічні характеристики 200-тонного гідравлічного преса.

Деформація зразків проводилася на прокатному стані «Skoda355/500». Реверсивний ДУО стан призначено для експериментальної прокатки стрічок завширшки максимально 400 мм (рис. 6.2). Мінімальна товщина заготовки, яка прокатується, 3 мм, максимальна висота заготовки при цьому становить 140 мм. На стані можна прокатувати різні матеріали: сталі, кольорові метали та ін. Характеристики стану представлено в табл. 6.2.

Таблиця 6.1. Характеристики гідравлічного преса зусиллям 200 т

Найменування параметру	Величина
Номінальне зусилля преса, т	200
Тиск робочої рідини, кг/см ²	200
Число головних циліндрів, шт.	1
Діаметр плунжера циліндра, мм	360
Число піднімальних циліндрів, шт.	2
Зусилля піднімальних циліндрів, т	30
Максимальний хід траверси, мм	700
Максимальна швидкість траверси, мм/с	300
Продуктивність насоса, л/хв	100

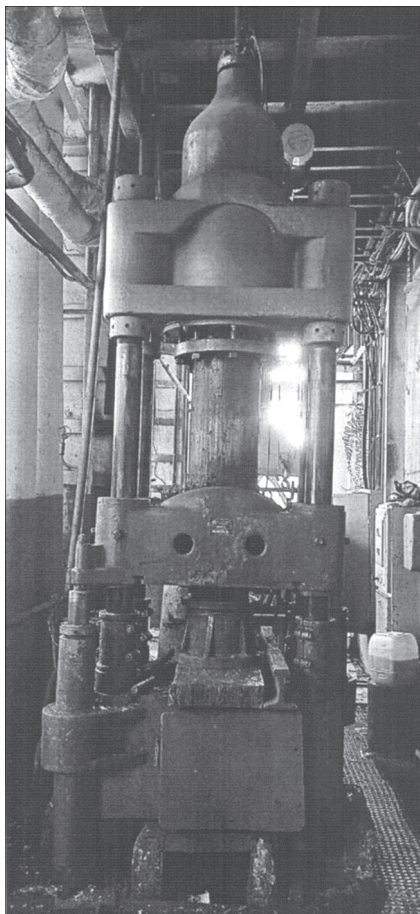


Рис. 6.1. Гідравлічний прес зусиллям 200 т

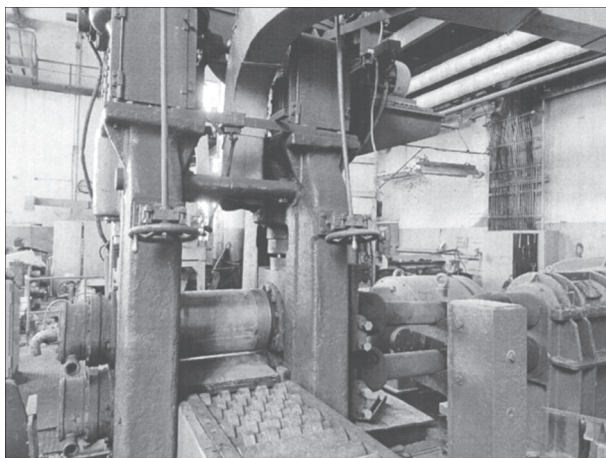


Рис. 6.2. Лабораторний реверсивний прокатний стан «Skoda 355/500»

Таблиця 6.2. Технічні характеристики лабораторного реверсивного ДУО стану «Skoda 355/500»

Параметр	Значення
Розміри валків, мм: діаметр (у дужках нижній валок) довжина	355(330) 500
Максимальний підйом верхнього валка h , мм	140
Швидкість прокатки V , м/с	0.75
Тиск при прокатці $P_{\text{макс}}$, т	120
Розмір вихідного матеріалу для слябів, мм	250×300×100
Розмір отримуваних стрічок зі зливків, мм макс. ширина мін. товщина	450 3
Потужність головного двигуна, кВт	160
Потужність електродвигунів для привода валків, кВт	1.8
Максимальне число реверсування, разів/год	240

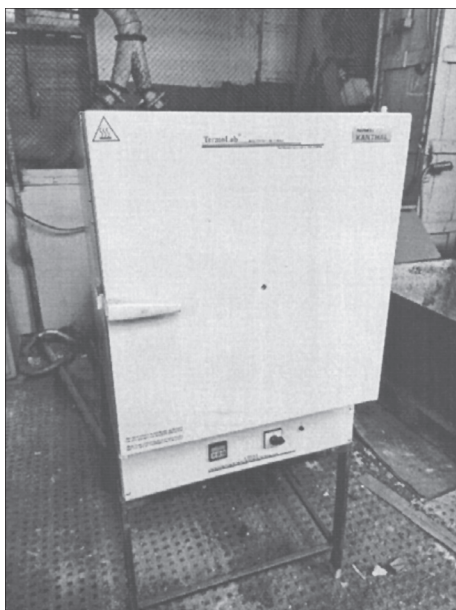


Рис. 6.3. Піч електроопору «СНОЛ 1300/40»

Нагрів під прокатування та відпал зразків проводився в лабораторній печі електроопору «СНОЛ 1300/40», яка має максимальну робочу температуру 1300 °С, без наявності захисної атмосфери. Зовнішній вигляд печі електроопору «СНОЛ 1300/40» наведено на рис. 6.3.

6.2. СХЕМА ДЕФОРМАЦІЙНО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ІНТЕРМЕТАЛІДНОГО СПЛАВУ $Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3V-0.01La$

На зразках із зазначеного сплаву відпрацьовано двостадійну деформаційну обробку — опресування на гідравлічному пресі та подальшу гарячу деформаційну обробку на прокатному стані. Попередні експерименти з деформаційної обробки отриманого сплаву показали, що при прокатці відбувається його розтріскування по краях і подальше повне руйнування, що пов'язано з високою швидкістю охолодження поверхні матеріалу при проведенні цих технологічних операцій. Для деформаційної обробки алюмінію титану запропоновано запаковувати зразки в оболонку з низьковуглецевої сталі. Проведено експерименти для підбору необхідної товщини оболонки. Так як твердість інтерметаліду і низьковуглецевої сталі при температурі $1000...1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ значно відрізняються, при збільшенні товщини оболонки процес пластичної деформації проходив тільки на сталі. Проведені технологічні експерименти показали, що для опресування та прокатки заготовки завтовшки 35 мм товщина оболонки має бути в межах 3...4 мм, тому вирізаний зі зливка зразок розмірами $35\times 35\times 100$ мм поміщався в кожух з низьковуглецевої сталі завтовшки 3 мм (рис. 6.4).

Гаряча деформаційна обробка проводилася у два етапи. На першому етапі зразки нагрівалися в електропечі опору до температури $1220\text{ }^{\circ}\text{C}$, що відповідає області існування $(\alpha+\gamma)$ -фаз, і витримувалися 0.7 год. Потім нагрітий зразок поміщався між рухомим і нерухомим пуансонами гідравлічного пресу, і відбувалося його опресування зі ступенем деформації 50 % (з товщини 35 до близько 17 мм) (рис. 6.5, а). Після опресування зразок поміщався назад у піч і повторно нагрівався до температури нижче евтектоїдного перетворення — $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ з витримкою в печі 0.5 год. Після цього зразок прокочувався на реверсивному прокатному стані із загальним ступенем деформації 80 % за два проходи в різних напрямках, вздовж та поперек осі заготовки — по 5 мм за кожен прохід

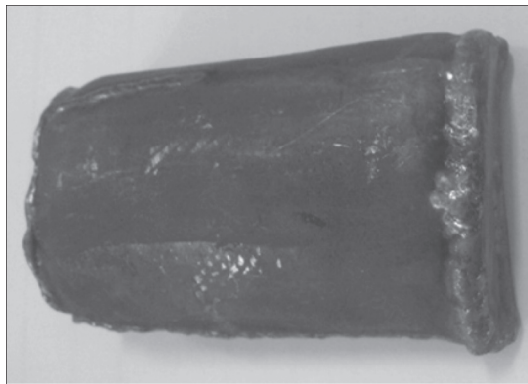


Рис. 6.4. Зразок інтерметалідного сплаву, запакований в оболонку з низьковуглецевої сталі

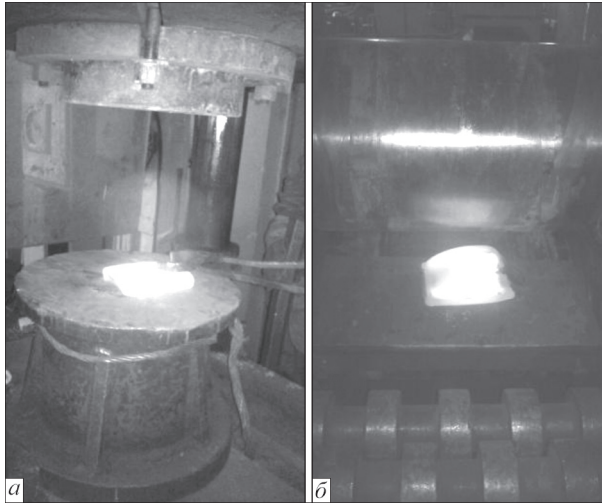


Рис. 6.5. Процес гарячої деформаційної обробки сплаву $\text{Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La}$: *a* — опресування на пресі (перший етап); *б* — деформаційна обробка на прокатному стані (другий етап)

(рис. 6.5, *б*). Кінцева товщина заготовки без урахування кожуха становила 7 мм. Після прокатки зразки піддавалися проміжній термічній обробці: 900 °С протягом 2 год, охолодження з піччю.

На рис. 6.6 показано зразок сплаву алюмініду титану, що модифікованою бором і лантаном, після двостадійної деформації та механічного видалення захисного кожуха.

На останньому етапі проведено заключну термічну обробку у вакуумній печі за режимом:

1. Нагрів до 1260 °С, витримка 0.5 год, остигання з піччю до 900 °С, потім на повітрі.
2. Нагрів до 900 °С, 2 год, остигання з піччю.

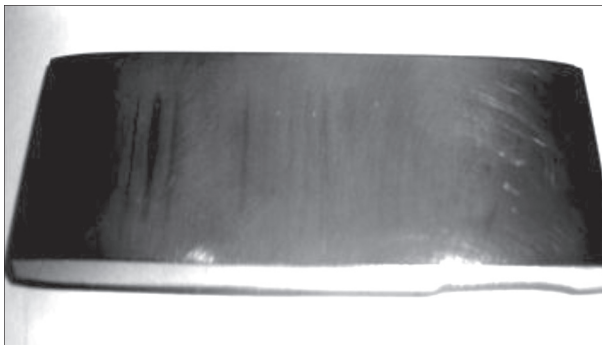


Рис. 6.6. Деформований напівфабрикат сплаву $\text{Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La}$

6.3. ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА ДЕЯКИХ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ІНТЕРМЕТАЛІДНОГО СПЛАВУ Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La ПІСЛЯ ДЕФОРМАЦІЙНОЇ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

З прокатоної і термообробленої заготовки методом електроіскрового різання було отримано зразки для дослідження мікроструктури. На рис. 6.7 представлено структури зразка зі сплаву Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La, який було деформовано у дві стадії. Структура стала менш рельєфною порівняно з литим матеріалом, зменшився до 20 мкм розмір ($\alpha_2+\gamma$)-колоній, стрижнеподібні кристали бориду титану подібною на окремі гострокутні частинки розмірами до 10 мкм. Як і в структурі зразка без деформації, по всій поверхні спостерігаються світлі дисперсні частинки.

На рис. 6.8 і в табл. 6.3 представлено результати ЕДС-аналізу матеріалу після гарячої деформаційної обробки. Установлено, що роздроблені кристали являють собою бориди титану (табл. 6.3, спектри 3, 4), а світлі частки, як і в

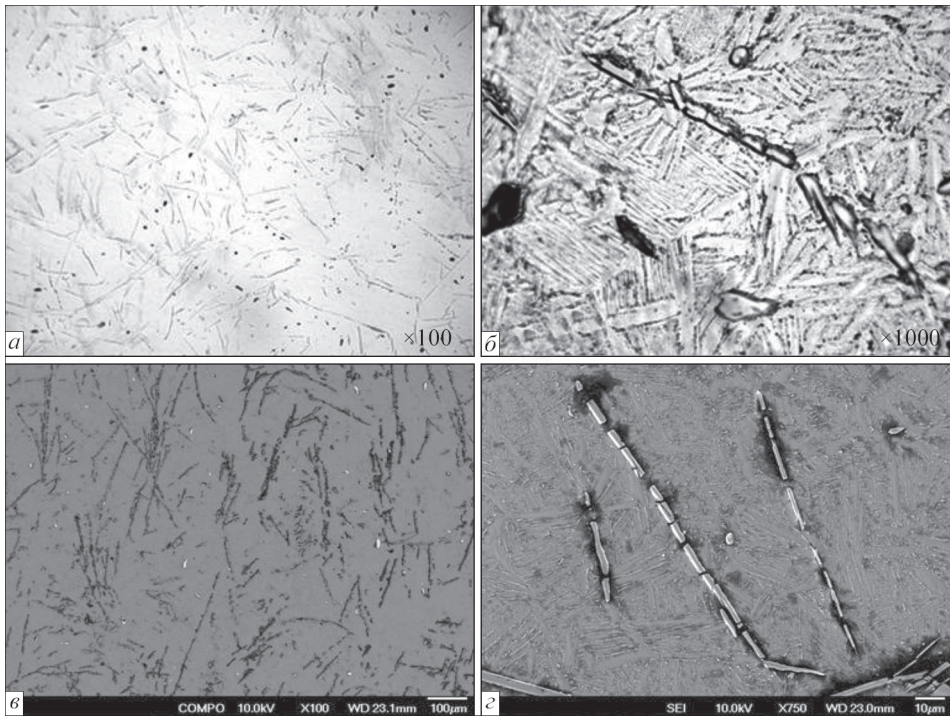


Рис. 6.7. Структура сплаву Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La після деформаційної обробки: *a* — світлова металографія, нетравлений шліф ($\times 100$); *b* — світлова металографія, травлений шліф ($\times 1000$); *c* — зображення у вторинних електронах ($\times 100$); *d* — зображення у зворотньо-розсіяних електронах ($\times 750$)

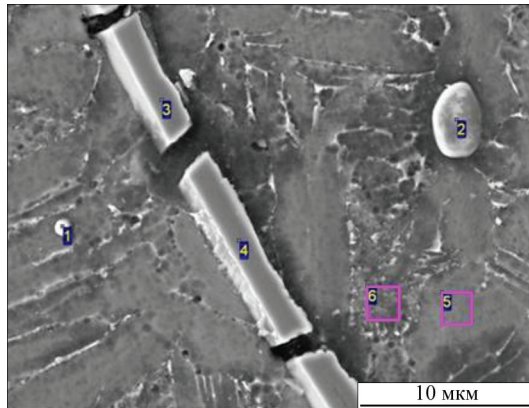


Рис. 6.8 .Області проведення ЕДС-аналізу зразка зі сплаву $Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La$ після гарячої деформаційної обробки

попередньому випадку, можна ідентифікувати як оксиди лантану (табл. 6.3, спектри 1, 2). Середня твердість матеріалу складає 3670 МПа.

Метою кінцевої термообробки деформованого листового напівфабрикату є забезпечення оптимального набору службових властивостей матеріалу: міцність — пластичність — жароміцність [18–20, 24]. Для отримання готового виробу з металу на основі алюмініду титану необхідно, з одного боку, забезпечити найбільшу пластичність литого матеріалу за рахунок формування дрібної структури, а з іншого боку — максимальний рівень фізико-механічних властивостей готового напівфабрикату за рахунок формування структури після заключної термообробки.

Структуру, отриману після термообробки за наведеним вище режимом, представлено на рис. 6.9. Утворюється бімодальна структура, що складається з областей, представлених рекристалізованими зернами, та областей ламельної будови. Також по всій поверхні, що досліджується, рівномірно розташовано включення, різні за формою.

Таблиця 6.3. Результати ЕДС-аналізу сплаву $Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La$ після гарячої деформаційної обробки

Спектр	Al	Ti	Cr	Zr	Nb	O	B	La
1	1.24	5.00	–	0.51	1.09	21.53	0.94	67.90
2	0.21	1.93	–	0.30	0.51	16.59	0.62	78.72
3	0.15	59.75	0.34	0.09	21.13	–	17.09	0.41
4	0.22	58.96	0.73	0.67	21.33	–	16.63	0.36
5	13.94	68.44	0.69	3.62	12.17	–	–	0.16
6	10.90	58.26	2.29	4.43	15.45	0.90	1.99	1.07

Результати у мас. %.

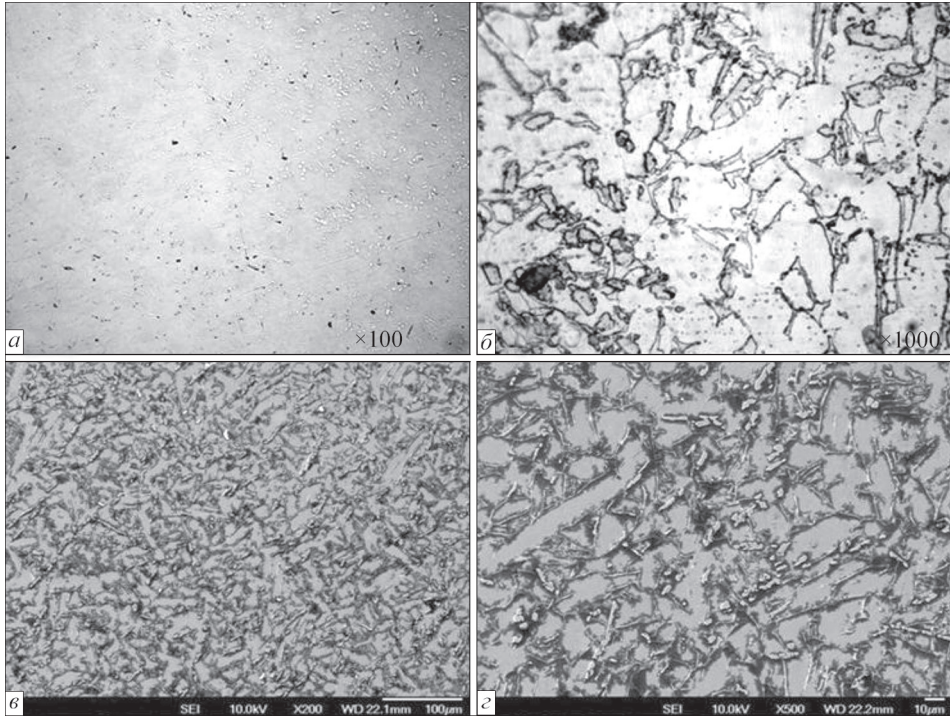


Рис. 6.9. Структура сплаву Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr–0.3B–0.01La після заключної термічної обробки: *a* — світлова металографія, нетравлений шліф ($\times 100$); *b* — світлова металографія, травлений шліф ($\times 1000$); *в* — зображення у вторинних електронах ($\times 200$); *г* — зображення у зворотно-розсіяних електронах ($\times 500$)

Аналіз структурних складових показав, що включення осколкового характеру є роздробленими боридами титану (рис. 6.10, спектр 3), світлі дисперсні включення глобулярної форми — оксиди лантану (рис. 6.10,

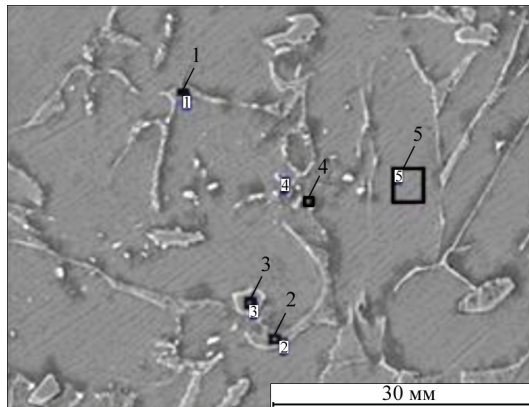


Рис. 6.10. Области проведення ЕДС-аналізу зразка зі сплаву Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr–0.3B–0.01La після заключної термічної обробки

Таблиця 6.4. Результати ЕДС-аналізу сплаву Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr–0.3В–0.01La після заключної термічної обробки

Спектр	Al	Ti	Cr	Zr	Nb	B	La	O
1	9.40	48.71	7.61	5.72	21.28	3.91	0.72	2.65
2	9.18	52.57	6.60	5.05	20.48	3.82	0.13	2.17
3	1.16	58.63	–	0.22	24.24	14.77	0.98	–
4	4.13	3.91	–	–	0.10	0.76	76.93	14.17
5	15.07	68.67	0.64	3.91	11.71	–	–	–
Результати у мас. %.								

спектр 4), а розгалужені ділянки світлішої пухкої фази являють собою залишки евтектоїду $TiCr_2$ (рис. 6.10, спектри 1, 2). Середня твердість матеріалу становить 3950 МПа.

Рентгеноструктурний фазовий аналіз показав, що сплав Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr–0.3В–0.01La після деформаційної та заключної термічної обробки містить фазу γ -TiAl, фазу α_2 -Ti₃Al та сполуку TiB.

Дослідження механічних властивостей сплаву після деформаційної та заключної термічної обробки показало, що зразки мають вищі значення твердості, межі міцності та відносної деформації на стиск, ніж литий матеріал (табл. 6.5).

Жароміцність отриманого сплаву оцінювали методом вимірювання твердості матеріалу в інтервалі температур 20...900 °С [131]. На рис. 6.11 наведено залежність гарячої твердості HV від температури для сплаву після гарячої двостадійної деформаційної обробки.

На рис. 6.12 наведено залежність гарячої твердості HV від температури для сплаву Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr–0.3В–0.01La після заключної термічної обробки.

Проведені дослідження жароміцності сплаву Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr–0.3В–0.01La після деформаційної та заключної термічної обробки показали підвищення значень гарячої твердості в інтервалі температур 750...900 °С. Для 800 °С показник твердості став вищий, ніж для литого металу, і становить 2,1 ГПа.

Таблиця 6.5. Результати механічних випробувань на стиск при 20 °С зразків зі сплаву Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr–0.3В–0.01La після деформаційної та заключної термічної обробки

Вид обробки	Параметри деформації		
	Межа плинності $\sigma_{0.2}^{ст}$, МПа	Межа міцності, $\sigma_B^{ст}$, МПа	Відносна деформація ϵ , %
ГДО	975	1680	11
ГДО+ТО	980	1750	14
ГДО — гаряча деформаційна обробка, ТО — термічна обробка.			

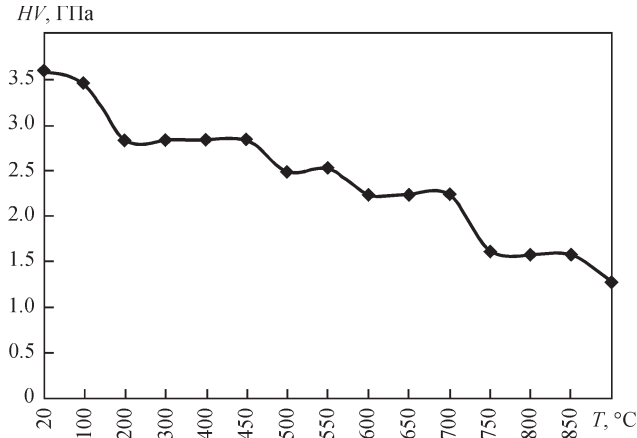


Рис. 6.11. Залежність гарячої твердості від температури для сплаву Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La після гарячої деформаційної обробки

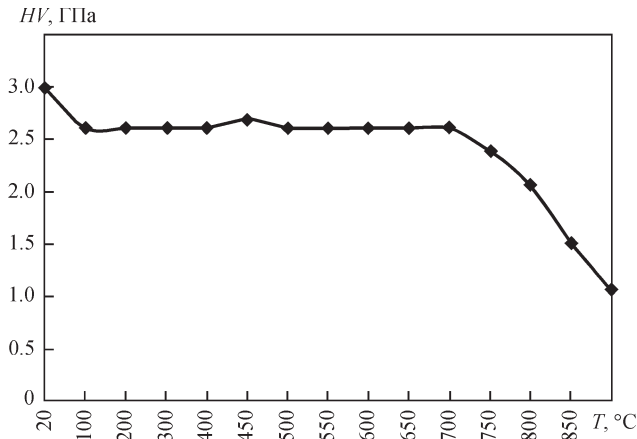


Рис. 6.12. Залежність гарячої твердості від температури для сплаву Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La після гарячої деформаційної та заключної термічної обробки

Таким чином, встановлено, що після заключної термічної обробки сплаву Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr-0.3B-0.01La формується бімодальна структура, у якій рівномірно розподілені частинки боридів титану та оксидів лантану, що забезпечує підвищення межі міцності матеріалу до 1750 МПа та твердості до 2,1 ГПа при температурі 800 °С.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. (1992) *Ordered intermetallics — physical metallurgy and mechanical behaviors*. Liu C.T. et. al. (Eds). Kluwer Academic Publ.
2. (1993) *Structural intermetallics*. Darolia R., Lewandowski J.J., Liu C.T. (Eds). TMS, Warrendale, PA, USA.
3. (2003) *Gamma titanium aluminides*. Kim K.W., Klemens H. et. al. (Eds). TMS, Warrendale, PA, USA.
4. Солонина О.П., Глазунов С.Г. (1996) *Жаропрочные титановые сплавы: Справочник*. Москва, Металлургия.
5. (2003) *Titanium and titanium alloys*. Peters M., Leyens C. (Eds). Wiley – VCH, Weinheim, Germany.
6. (1994) *Titanium alloy: Materials properties handbook*. Boyer R., Welsch G., Collings E.W. (Eds). ASM International, The Material Information Society.
7. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник*. Москва, ВИЛС – МАТИ.
8. Анташов В.Г., Ночовная Н.А., Иванов В.И. (2002) Тенденция развития жаропрочных титановых сплавов для авиадвигателестроения. *Технология легких сплавов*, **4**, 72–76.
9. Dimiduk D.M., Mendiratta M.G., Subramanian P.R. (1992) Development of intermetallic materials for aerospace. *Material Sci. and Technology*, **8**, 367–375.
10. (1996) *Al–Ti. Алюминий–титан. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник*. Лякишева Н.П. (ред.). Т. 1.
11. Huang S.C., Chesnutt J.C. (1994) *Gamma TiAl and its alloys. Intermetallic Compounds*. Vol. 2. Practice. Westbrook J.H., Fleisher R.L. (Eds), 73–90.
12. Hu D., Botten R.R. (2002) Phase transformations in some TiAl-based alloy. *Intermetallics*, **10**, 701–715.
13. Kim Y.-W., Dimiduk D.M. (1997) Designing gamma TiAl alloys: Fundamentals, strategy and productions. *Ibid.*, 531–543.
14. Шахранова Г.В., Смирнова Т.Р. (1998) Взаимосвязь структуры и свойств — металлургическая основа технологии γ -алюминидов титана. *Технология легких сплавов*, **3**, 58–69.
15. Hao Y.L., Xu D.S., Cui Y.Y. et al. (1999) The site occupancies of alloying elements in TiAl and Ti_3Al alloy. *Acta Mater.*, **47**(4), 1129–1139.
16. Dimiduk D.M. (1999) Gamma titanium aluminides alloys — an assessment within the competition of aerospace structural materials. *Mater. Sci. and Eng.*, **A263**, 281–288.
17. Каблов Е.Н., Лукин В.И. (2008) Интерметаллиды на основе титана и никеля для изделий новой техники. *Автоматическая сварка*, **11**, 76–82.
18. Банных О.А., Поварова К.Б. (1992) Интерметаллиды — новый класс легких жаропрочных и жаростойких материалов. *Технология легких сплавов*, **5**, 26–32.
19. Бочвар Г.А. (1998) Исследования ОАО ВИЛС в области высокотемпературных сплавов на основе титана и интерметаллидов системы Ti–Al. *Там же*, **5–6**, 51–53.
20. Банных О.А., Поварова К.Б., Браславская Г.С. и др. (1996) Механические свойства литых γ -TiAl. *MuTOM*, **4**, 11–14.
21. Гринберг Б.А. и др. (1992) Аномалии деформационных характеристик интерметаллида TiAl. *Физика металлов и металлургия*, **4**, 24–32.

22. Столофф Н.С., Дэвис Р.Г. (1969) *Механические свойства упорядочивающихся сплавов*. Москва, Металлургия.
23. Имаев В.И., Имаев Р.М., Салищев М.Р. и др. (1996) Влияние скорости деформации и размера зерен на пластичность интерметаллида TiAl при комнатной температуре. *Металлы*, **5**, 135–145.
24. Банных О.А., Поварова К.Б., Браславская Г.С. (1991) *Физико-химические аспекты легирования и механические свойства сплавов на основе TiAl. Проблемы металлургии легких и специальных сплавов*. Москва, ВИЛС, 326–330.
25. Yang J., Wang J.N., Xia Q., Wang Y. (2000) Effect of cooling rate on the grain refinement of TiAl-based alloys by rapid heat treatment. *Materials Letters*, **46**, 193–197.
26. Hu D. (2001) Effect of composition on grain refinement in TiAl-based alloys. *Intermetallics*, **9**, 1037–1043.
27. Xia Q., Wang J.N., Yang J., Wang Y. (2001) On the massive transformation in TiAl-based alloys. *Ibid.*, **9**, 361–367.
28. Yamaguchi M., Johnson D.R., Lee H.N., Inui H. (2000) Directional solidification of TiAl-base alloys. *Ibid.*, **8**, 511–517.
29. Шахранова Г.В., Смирнова Т.Р. (1998) Взаимосвязь структуры и свойств — металлургическая основа технологии γ -алюминидов титана. *Технология легких сплавов*, **3**, 58–69.
30. Clements H., Appel F., Bartels A. (2003) Processing and application of engineering γ -TiAl based alloys. Science and technology. *Proc. of 10th World Conf. on Ti-2003, CCH-center, Hamburg, Germany 13–18 July 2003*, **IV**, 2123–2136.
31. Hao Y.L., Yang R., Cui Y.Y., Li D. (2000) The influence of alloying on the ($\alpha_2 + \gamma$) phase boundaries in TiAl based systems. *Acta Mater.*, **48**, 1313–1324.
32. Qin G.W., Wul L., Oikawa K., Ikeshoji T. (2001) Effects of alloying additions on the thermal stability of the lamellar structure of γ -TiAl-based cast alloys. *Intermetallics*, **9**, 173–177.
33. Лукьянычев С.Ю. (1996) Структура и свойства полуфабрикатов из сплава Ti–48Al–2Nb–2Cr на основе интерметаллида TiAl, полученных методом фасонного литья. *Технология легких сплавов*, **3**, 16–20.
34. Поварова К.Б., Банных О.А., Буров И.В. и др. (1998) Структура и некоторые свойства литых сплавов на основе TiAl, легированных V, Nb, Ta, Zr, Hf. *Металлы*, **3**, 31–41.
35. Munoz-Morris M.A., Gil I., Morris D.G. (2005) Microstructural stability of γ -based TiAl intermetallics containing β phase. *Intermetallics*, **13**, 929–936.
36. Hu D., Huang A.J., Wu X. (2007) On the massive phase transformation regime in TiAl alloys. The alloying effect on massive lamellar competition. *Ibid.*, **15**, 327–332.
37. Tetsui T. (2002) Effects of high niobium addition on the mechanical properties and high-temperature deformability of gamma TiAl alloy. *Ibid.*, **10**, 239–245.
38. Yan Y.Q., Zhou L., Wang W.S., Zhang Y.N. (2003) 8.5Nb–TiAl alloy with fine grains. *J. of Alloys and Compounds*, **361**, 241–246.
39. Голтвяница В.С., Баньковский О.И., Цивирко Э.И., Голтвяница С.К. (2009) Модифицирование бором литых титан-алюминиевых сплавов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, **1**, 66–68.
40. Голтвяница В.С., Цивирко Э.И., Голтвяница С.К. (2008) Влияние микролегирования скандием и гадолинием на структуру и свойства интерметаллидных титановых сплавов. *Вестник двигателестроения*, **2**, 180–183.
41. Фірстов С.О. (2010) Високотемпературні властивості комплекснолегованих сплавів на основі алюмінідів титану. Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, **8**, 145–150.
42. Горна І.Д., Яблокова Г.В., Тіньков В.О. та ін. (2010) Вплив γ на структуру і властивості литого інтерметалідного сплаву Ti–36Al. Современные проблемы физического материаловедения. *Труды института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины*, **19**, 122–127.

43. Имаев В.М., Имаев Р.М., Хисматуллин Т.Г. (2008) Механические свойства литого интерметаллидного сплава Ti–43Al–7(Nb, Mo)–0.2B (at. %) после термической обработки. *Физика металлов и металловедение*, 105(5), 516–522.
44. Тригуб Н.П., Аснис Е.А., Северин А.Ю. и др. (2011) Получение сплавов интерметаллида системы TiAl с добавками бора и лантана способом ЭЛПЕ. *Современная электрометаллургия*, 3, 10 – 12.
45. Мальцев М.В., Данилова Г.П., Каменская Е.А. (1960) *Редкие металлы и сплавы*. Москва, Металлургиздат.
46. Лазарев Э.М., Корнилова З.И., Федорчук Н.М. (1960) *Окисление титановых сплавов*. Москва, Металлургиздат.
47. Павлов И.М., Шелест А.Е. (1964) *Металловедение титана*. Москва, Наука.
48. Larsen D.E. et al. (1991) Investment — cast processing of near γ -titanium aluminide. *Mater. Sci. and Eng. A*, 144(1–2), 45–49.
49. Porter W.J. et al. (2001) Primary melting issues related to gamma titanium aluminides. *Proc of 3rd Inter. Simp. Structural Intermetallics*. The Minerals, Metals and Materials Society. Hemker K.J., Dimiduk D.M., Clemens H. et al. (Eds.), 200–206.
50. Ладохин С.В. (2007) *Электронно-лучевая плавка в литейном производстве*. Киев, Издательство «Сталь».
51. Магницкий О.Н. (1968) *Литейные свойства титановых сплавов*: Справочник. Москва, Машиностроение.
52. Жук Г.В., Тригуб Н.П., Замков В.Н. (2003) Получение слитков γ -алюминида титана методом ЭЛПЕ. *Современная электрометаллургия*, 4, 20–22.
53. Северин А.Ю., Тригуб Н.П., Жук Г.В. (2007) Электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью жаропрочных титановых сплавов, упрочненных силицидами. *Там же*, 4, 14–15.
54. Северин А.Ю., Жук Г.В., Тригуб Н.П. и др. (2008) Разработка и получение титанового сплава с повышенными жаропрочными характеристиками. *Там же*, 4, 17–19.
55. Григоренко Г.М., Шейко И.В., Помарин Ю.М. и др. (2001) Разработка технологических принципов выплавки гомогенных слитков алюминида титана с применением плазменно-дугового и индукционного источников нагрева. *Проблемы специальной электрометаллургии*, 2, 32–37.
56. Медовар Б.И., Чернец А.В. и др. (1996) Химический состав и структура алюминида титана электрошлаковой выплавки. *Там же*, 3, 3–8.
57. Рябцев А.Д. и др. (2000) Исследование возможности получения титан-алюминиевого сплава методом электрошлакового переплава в инертной атмосфере под «активными» кальцийсодержащими флюсами. *Там же*, 1, 75–78.
58. Назаренко В.В., Пашинская Е.Г., Рябцев А.Д., Пашинский В.В. (2001) Разработка технологии интерметаллических соединений на базе алюминия и титана. *Металл и литье Украины*, 7–9, 67–70.
59. Бояршинов В.А., Шалимов А.Г., Щербаков А.И. и др. (1979) *Рафинирующие переплавы стали и сплавов в вакууме*. Москва, Металлургия.
60. Мороз Л.С., Чечулин Б.Б., Полин И.В. и др. (1960) *Титан и его сплавы*. Ленинград, Судпромгиз.
61. Андреев А.Л., Аношкин Н.Ф., Борзцовская К.М., Бочвар Г.А. (1978) *Титановые сплавы. Плавка и литье титановых сплавов*. Москва, Металлургия.
62. Добаткин В.И., Аношкин Н.Ф., Андреев А.Л. и др. (1966) *Слитки титановых сплавов*. Москва, Металлургия.
63. Guther V., Chatterjee A., Kettner H. (2003) Status and prospects of gamma-TiAl ingot production. *Proc. of Conf. on Gamma Titanium Aluminides 2003*. Clements, Kim, Rosenberger (Eds). TMS, 241–247.
64. Bellot P. et al. (1995) The formation and removal of «hard-alfa» material during the melting of titanium alloys. *Proc. of Eight World Conf. on Titanium '95. Science and Technology, Birmingham, UK*, 1454–1461.

65. Shamblen С.Е. (1995) Titanium alloy hearth melt «only» technology. *Ibid.*, 1438–1445.
66. Смелянский М.Я., Гуттерман К.Д. (1962) *Рабочий процесс и расчет вакуумных дуговых печей*. Москва, Госэнергоиздат.
67. Трубин А.Н., Кавтаев Е.Е., Новиков В.Ф. (2005) Изготовление цельнопрессованных с фланцем медных изложниц для вакуумных дуговых печей. *Титан*, 1, 32–34.
68. Мусатов М.И., Фридман А.И. (1993) Технологические схемы производства слитков из титановых сплавов с использованием гарнисажной плавки. *Там же*, 35–38.
69. Nakajima T., Morimoto Y., Takaki S., Abiko K. (1998) Preparation of ultra-pure Ti–Al alloys. *Phys. Status Solidi A*, 2, 411–418.
70. Латаш Ю.В., Матях В.Н. (1987) *Современные способы производства слитков особо высокого качества*. Киев, Наукова думка.
71. Бабат Г.И. (1965) *Индукционный нагрев металлов и его промышленное применение*. Москва-Ленинград, Энергия.
72. Clites P.G., Beall R.A. (1969) Inductoslag melting of titanium. *Kept. Investing. Bur. Mines. US Dept. Interior*, 7268, 1–20.
73. Григоренко Г.М., Шейко И.В. (2006) *Индукционная плавка металлов в холодных тиглях и охлаждаемых секционных кристаллизаторах*. Киев, Издательство «Сталь».
74. Латаш Ю.В. и др. (1986) Индукционный переплав в секционном кристаллизаторе, возможности и перспективы применения его для переплава титановых отходов. *Проблемы специальной электрометаллургии*, 6(2), 64–70.
75. Арцимович Л.А. (1963) *Элементарная физика плазмы*. Москва, Госатомиздат.
76. Дембовский В. (1981) *Плазменная металлургия*. Москва, Металлургия.
77. Ерохин А.А. (1975) *Плазменно-дуговая плавка металлов и сплавов*. Москва, Наука.
78. Финкельбург В., Меккер Г. (1961) *Электрические дуги и термическая плазма*. Москва, Издательство «Иностранная литература».
79. Chandra U., Hartwig I., Ulrich K. (1973) Einsatz elektrisch erzeugter Gasplasma in der metallurgischen Verfahrenstechnik Umschmelzen von Titan- und Eisen- Schwamm zu Blocken in einen Plasmaofen. *Techn. Mitt. Krupp Forschungsber*, 31(1), 1–7.
80. Латаш Ю.В., Константинов В.С., Галкин П.Н. и др. (1985) Применение плазменнотуговой технологии при выплавке слитков титана из отходов титанового производства. *Проблемы спец. электрометаллургии*, 3, 65–70.
81. Chandra U., Hartvig J., Ulrich K.H. (1973) Einsatz elektrisch erzeugter Gasplasma in der metallurgischen Verfahrenstechnik Umschmelzen von Titan- und Eisen- Schwamm zu Blocken in einen Plasmaofen. *Techn. Mitt. Krupp Forschungsber*, 31(1), 1–7.
82. Латаш Ю.В., Константинов В.С., Тэлин В.В. и др. (1990) Реконструкция плазменнотуговой печи УП-100 для выплавки титановых слитков из некомпактной титановой шихты. *Проблемы спец. электрометаллургии*, 1, 72–75.
83. Гуревич С.М., Дидковский В.П. (1963) Свойства технического титана и сплавов типа ОТ-4, полученных электрошлаковой плавкой. *Автоматическая сварка*, 4, 32–34.
84. Гуревич С.М., Дидковский В.П., Новиков Ю.К. (1963) Электрошлаковая выплавка слитков титановых сплавов. *Там же*, 10, 37–42.
85. Морозов Е.И., Чучурюкин Л.Д. (1977) Электрошлаковая плавка титановых слитков. *Титан*, 1, 105–109.
86. Ausmus S.I, Beall R.A. (1968) Electrosag melting of titanium stabs. *Proc. of Conf. on Int. Vacuum Metallurgy, June, 1967*, 675–694.
87. Bhat G.K. (1971) A manufacturing program for electrosag melting and casting of materials. *Air Force Materials Laboratory, Wright Pattenon Air Force Base*. Ohio. Technical Report AFML-TR-71-1 62.
88. Kasu S. (1969) New technique of titanium and titanium alloys production in ingots. *Jap. Titanium Soc.*, 17(10), 592–599.

89. Гисер Е.Н., Чекотило Л.В., Белецкий В.М. и др. (1977) Электрошлаковая отливка заготовок из высокопрочного титанового сплава ВТ22. *Проблемы спец. электрометаллургии*, **6**, 21–23.
90. 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.
91. 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.
92. Компан Я.Ю., Протокивилон И.В. (2002) Некоторые технологические аспекты магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП) титановых сплавов. *Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра*. Київ, Політехніка, 256–262.
93. Тихоновский А.Л., Тур А.А. (1984) *Рафинирование металлов и сплавов методом электронно-лучевой плавки*. Киев, Наукова думка.
94. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Козлитин Д.А. и др. (1997) *Электронно-лучевая плавка*. Киев, Наукова думка.
95. Kanayama H. et al. (1991) Electron beam melting of sponge titanium. *The Iron and Steel Inst. Jap.*, **8**, 806–814.
96. Mitchell A., Wang T. (2000) *Electron beam melting and remelting: State of the art*. Bakish Materials Corp., 2–11.
97. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
98. Тригуб Н.П., Дереча А.Я., Калинюк А.Н. и др. (1998) Рафинирование титана в электронно-лучевых печах с промежуточной емкостью. *Проблемы спец. электрометаллургии*, **2**, 16–20.
99. Тригуб Н.П. и др. (2006) Электронно-лучевая плавка недробленых блоков губчатого титана. *Современная электрометаллургия*, **4**, 6–9.
100. 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. *Проблемы спец. электрометаллургии*, **1**, 66–70.
101. Ахонин С.В., Тихоновский А.Л., Тур А.А. (1986) Математическое описание процесса рафинирования при ЭПП расходуемой заготовки с учетом реакции второго порядка на границе раздела фаз. *Там же*, **2**, 43–49.
102. Jingjie G. et al. (1999) Aluminum evaporation during vacuum induction melting of titanium alloy Ti–24Al–11Nb. *Acta Met. Sin.*, **35**(4), 416–420.
103. Jingjie G. et al. (1998) Evaporation behaviour of components in Ti-15-3 melt during ISM process. *Transact. Non-Ferrous Metals Soc. China*, **8**(4), 539–543.
104. 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. *Проблемы спец. электрометаллургии*, **4**, 15–21.
105. Liu Z.C. et al. (2004) High temperature deformation behavior of as-cast Ti–46Al–8.5Nb–0.2W alloy. *Materials Letters*, **58**, 948–952.
106. Михайлов С.И., Глазунов С.С., Павлов Г.А. и др. (1991) Пластическая и сверхпластическая деформация сплава на основе Ti_3Al . *Авиационная промышленность*, **4**, 37–43.
107. 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. on Gas Enterection in Nonferrous Metals Processing. Anaheim, USA, 1996*, 109–124.
108. 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 the 9th World Conf. on Titanium, Sanct-Petersburg, CSICM «Prometeu», 1999*, Vol. 1, 1442–1449.
109. Жуховицкий А.А., Шварцман Л.А. (1976) *Физическая химия*. Москва, Металлургия.
110. Шиллер З., Гайзинг У., Панцер З. (1980) *Электронно-лучевая технология*. Москва, Энергия.

111. 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.
112. Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. и др. (2019) Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М. *Современная электрометаллургия*, **3**, 15–22.
113. 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. *Проблемы спец. электрометаллургии*, **4**, 27–37.
114. Лесной А.Б., Демченко В.Ф., Жадкевич М.Л. (2001) Моделирование гидродинамики и теплообмена при кристаллизации слитков электронно-лучевого переплава. *Там же*, **2**, 17–21.
115. Калинин А.Н., Жук Г.В., Тригуб Н.П. (2002) Моделирование режимов вывода усадочной раковины в цилиндрических слитках ЭЛПЕ. *Там же*, **1**, 23–25.
116. Жук Г.В., Ахонина Л.В., Тригуб Н.П. (1998) Математическое моделирование процессов кристаллизации титанового сплава Ti–6Al–4V при ЭЛПЕ. *Там же*, **2**, 21–26.
117. Boettinger W.J., Warren J.A., Beckermann C., Karma A. (2002) Phase-field simulation of solidification. *Annual Review of Materials Research*, **32**, 163–194. DOI: <https://doi.org/10.1146/annurev.matsci.32.101901.155803>
118. Wilcox D.C. (2006) *Turbulence modeling for CFD*. DCW Industries. 3rd Ed.
119. Avnaim M.H., Levy A., Mikhailovich B. et al. (2016) Comparison of three-dimensional multi-domain and single-domain models for the horizontal solidification problem. *J. of Heat Transfer*, **138(11)**. DOI: <http://10.1115/1.4033700>
120. Civan F., Sliepcevich C.M. (1987) Limitation in the apparent heat capacity formulation for heat transfer with phase change. *Proc. Okla. Acad. Sci.*, **67**, 83–88.
121. Рогожкин С.А., Аксенов А.А., Жлуктов С.В. и др. (2014) Разработка модели турбулентного теплопереноса для жидкометаллического натриевого теплоносителя и ее верификация. *Вычисл. мех. сплош. сред.*, **7(3)** 300–316.
122. Weigand B., Ferguson J.R., Crawford M.E. (1997) An extended kays and crawford turbulent prandtl number model. *Inter. J. Heat and Mass Transfer*, **40(17)**, 4191–4196.
123. Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белова А.В. (1974) *Промышленные цветные металлы и сплавы*: Справочник. Москва, Metallurgy.
124. Westerberg K.W., Meier T.C., McClelland M.A. et al. (1997) Analysis of the E-beam evaporation of titanium and Ti–6Al–4V. *Proc. of Conf. on Electron Beam Melting and Refining — State of the Art 1997*. Bakish R. (Ed.), Bakish Materials Corp., Englewood, NJ, 208–221.
125. Vojarevics V., Harding R.A., Pericleous K., Wickins M. (2004) The development and experimental validation of a numerical model of an induction skull melting furnace. *Metallurgical and Materials Transact.*, **35 B**, 785–803.
126. Mills K. (2002) *Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys*. Woodhead Publ. Limited.
127. Жук Г.В. (2008) О влиянии распределения мощности нагрева металла в кристаллизаторе в процессе ЭЛПЕ на структуру титановых слитков. *Современная электрометаллургия*, **2**, 17–20.
128. Yong Lijing, Wenli Hu (2011) Prediction and improvement of shrinkage porosity in TiAl based alloy. *China Foundry*, **8(1)**, 19–24.
129. Тригуб Н.П., Жук Г.В., Пап П.А. и др. (2003) Электронно-лучевая установка УЭ-121. *Современная электрометаллургия*, **71(2)**, 17–20.
130. Ефимов А.И., Белорукова Л.П., Василькова И.В., Чечев В.П. (1983) *Свойства неорганических соединений*: Справочник. Ленинград, Химия.
131. Поварова К.Б., Антонова А.В., Заварзина Е.К., Титова Т.Ф. (2003) Экспрессная оценка жаропрочности литейных сплавов на основе TiAl. *Металлы*, **1**, 91–98.