

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ТЕПЛОМАСООБМІНУ ПІД ЧАС ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ПЛАВЛЕННЯ ЗЛИВКІВ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti–6Al–7Nb

І.В. Кривцун, С.В. Римар, Р.С. Губатюк, В.О. Березос, Д.С. Ахонін, Р.В. Селін

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: elmag@paton.kiev.ua

Представлено результати математичного моделювання температурних полів і гідродинамічних ламінарних потоків рідкого металу під час електронно-променевого плавлення зливків титанових сплавів. Розрахунки виконано за допомогою розробленої тривимірної математичної моделі на основі методу скінчених елементів з врахуванням ряду спрощень і припущень. Модель дозволяє визначити закономірності теплових і гідродинамічних процесів, що протікають у прохідному водоохолоджуваному кристалізаторі під час плавлення зливка, та визначити геометрію міжфазової перехідної зони ліквідус–солідус, а відповідно і фронту кристалізації металу, який суттєво впливає на якість металу під час формування зливка. Розраховані параметри процесу плавлення зливків малого діаметра 110 мм титанового сплаву медичного призначення Ti–6Al–7Nb з таким фронтом кристалізації, для якого забезпечується одержання металу високої якості з однорідною структурою. З'ясовано, що на тепломасообмін в рідкому металі суттєво впливає потужність електронного променя і її розподіл по поверхні ванни, а теплопередача в основному обумовлена рухом розплаву. Бібліогр. 30, рис. 16.

Ключові слова: електронно-променеве плавлення, титанові сплави, математичне моделювання, тепломасообмін, фронт кристалізації металу

Вступ. Легкі, міцні, біологічно сумісні і нетоксичні імпланти й ендопротези тривалого терміну використання із металів і спеціальних сплавів медичного призначення широко застосовуються в хірургії. Біля 60 % ринку займають імпланти, вироблені із металу, а титан і його сплави є лідером серед даних виробів [1], оскільки їх міцність дорівнює сплавам із кобальту, перевищує нержавіючі сталі й має у два рази нижчий модуль пружності (55...112 ГПа), тоді як у хром-кобальтового сплаву він дорівнює 240 ГПа, а у хром-нікелевих нержавіючих сталях — 210 ГПа. Такий низький показник пружності вкрай важливий для суглобових й кісткових ендопротезів і імплантів, оскільки він більш близький до показників кісток людини, де в повздовжньому напрямку він складає 27,8...30,0 ГПа, а в радіальному і азимутальному напрямках — 11,0...11,5 ГПа.

В медицині широко застосовується корозійностійкий малотоксичний [2] сплав Ti–6Al–4V, який за біологічною сумісністю перевершує нержавіючі сталі й кобальтові сплави. В сплаві Ti–6Al–4V вміст небезпечного ванадію на порядок менше (4 % за масою) в порівнянні із нержавіючими сталями, у яких масова концентрація токсичних нікелю та хрому перевищує 30 %.

В сучасній металургії стоїть завдання удосконалення технології для виплавлення новітніх медичних титанових сплавів без вмісту токсич-

них легуючих елементів. На даний час це новітні титанові сплави з ніобієм, ніобієм і цирконієм й молібденом і цирконієм, які близькі за своїми механічними показниками до сплаву Ti–6Al–4V [3]. Сплави нетоксичні для організму людини, мають відмінну біологічну сумісність, корозійну стійкість, пластичність. Так, модуль пружності сплаву Ti–6Al–7Nb має значення нижче 40 ГПа.

В подальшому титанові сплави можуть замінити в протезуванні нержавіючі сталі і кобальтові сплави, а модифікація поверхні виробів, така як механічна, термічна, криогенна, електроерозійна, хімічне оброблення, напилювання та ін., ще суттєвіше покращує модуль пружності, корозійно-і зносостійкість, зменшення вивільнення іонів для запобігання запаленням, антибактеріальні властивості, біосумісність, адгезію [4–11].

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України розроблено технологію електронно-променевого плавлення (ЕПП) для виробництва бездефектних високоякісних зливків титанових сплавів з гарантованим хімічним складом, в тому числі і медичного призначення.

Одним із ключових факторів, що впливають на якість плавлення зливків титанових сплавів є кристалізація металу. Перетворення металу із рідкого в твердий стан супроводжується складними процесами тепло- і масоперенесення й швидкісними фізико-хімічними процесами. Нерівномір-

І.В. Кривцун — <https://orcid.org/0000-0001-9818-3383>, С.В. Римар — <https://orcid.org/0000-0003-0490-4608>,
Р.С. Губатюк — <https://orcid.org/0000-0002-0851-743X>, В.О. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>,
Д.С. Ахонін — <https://orcid.org/0009-0000-2054-4054>, Р.В. Селін — <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>

ність температурного поля в об'ємі металу зливка впливає на формування профілю фронту кристалізації та веде до відмінності структури і хімічного складу металу по центру і периферії зливка, присутністю усадкових і ліквідаційних явищ тощо. Це суттєво позначається на якості кінцевої структури металу зливків.

Проведення натурних експериментів металургійних процесів пов'язано з суттєвими матеріальними затратами, що обумовлює перспективність використання CFD-моделювання (CFD — Computational Fluid Dynamics) високотемпературних процесів тепло- і масообміну. Грунтуючись на невеликій кількості експериментальних даних, чисельне моделювання з суттєво меншими матеріальними затратами, дозволяє розраховувати та отримувати з достатньою для практики точністю прогнозовані якісні і кількісні картини явищ, що відбуваються під час протікання металургійних процесів.

Чисельні методи розрахунку і сучасні комп'ютерні пакети програм математичного моделювання дозволяють застосовувати теплофізичні показники у вигляді апроксимаційних функцій від температури, що суттєво наближає розрахунки до реальних процесів.

Знання про процеси тепломасообміну у високотемпературних розплавах титанових сплавів під час їх ЕПП і формування зливків є актуальним завданням сучасної металургії. Знання про форму фронту кристалізації металу є одним із ключових у виборі технологічних режимів для виплавлення якісних зливків. Однорідна структура і рівномірний розподіл легуючих елементів в зливку забезпечується у випадку більш плоского фронту кристалізації, в результаті чого наявний більш рівномірний розподіл температур в зливку і це є передумовою в отриманні гомогенної структури металу.

Метою роботи є здійснення математичного моделювання теплових і гідродинамічних процесів ЕПП циліндричного зливка діаметром 110 мм титанового сплаву Ti–6Al–7Nb із масовою швидкістю його витягування 20 кг/год з виявленням основних закономірностей протікання процесів тепломасообміну під час виплавлення і визначення необхідних режимів плавлення. Для цього необхідно вирішити наступні задачі: розробити математичну модель для розрахунку теплових і гідродинамічних процесів в зливку в разі ламінарного характеру руху потоків рідкого металу; врахувати теплофізичні характеристики металу з їх зміною в міжфазових перехідних зонах; розрахунковим шляхом визначити розподіл температурних полів в зливку і ламінарних гідродинамічних потоків

у ванні розплаву, а відповідно і форму профілю кристалізації металу.

Досягнення цієї мети дасть можливість визначити ключові технологічні параметри плавлення зливків, що є актуальним питанням розрахункового пошуку необхідних режимів процесу плавлення з виключенням вкрай коштовних натурних експериментів.

Матеріали і методи дослідження. Об'єктом дослідження в роботі є математична модель процесів тепломасообміну в разі ЕПП зливка титанового сплаву. Предметом дослідження — характеристики гідродинамічних потоків в розплаві і температурних полів у зливку.

Основні гіпотези досліджень полягають у наступному: представлення характеру руху гідродинамічних потоків рідкого металу як ламінарного надасть більш наближений результат до реального профілю кристалізації металу, ніж його турбулентне представлення [12]; місце положення електронного променя на поверхні ванни розплаву, його потужність і швидкість витягування зливка є тими факторами, які в основному впливають на форму фронту кристалізації металу, а відповідно і на якість металу в зливку.

При виконанні роботи були введені наступні припущення: рідка і тверда фази металу зливка розглядаються як одна область з рідкою фазою, а твердому металу відповідає об'єм, в якому рух штучно пригнічено гальмівною силою Дарсі (за винятком швидкості витягування зливка) та задіяна фіксована розрахункова сітка в методі скінчених елементів; міжфазова границя сплаву ліквідус–солідус ($L-S$) являє собою в'язку перехідну зону, в якій границі визначаються температурами ліквідусу і солідусу, а параметри металу змінюються за запропонованим законом відносно об'ємної частки цих фаз; об'ємна частка металу перехідної зони від температури є згладженою функцією F_{L-S} , що плавно змінюється від 0 до 1, із використанням математичної функції помилок erf; використовуються апроксимаційні залежності теплофізичних параметрів титанових сплавів Ti–6Al–4V і Ti–6Al–7Nb із згладженими ступінчастими фазовими переходами із застосуванням функції erf з штучно розширеними границями температур у фазових переходах [13]; розподіл теплової потужності електронного променя по поверхні дзеркала ванни змінюється за законом Гауса; оскільки в зливку досліджуваного сплаву Ti–6Al–7Nb візуально не простежуються лінії профілів кристалізації металу, дослідне визначення цих профілів проводили на близькому за фізичними властивос-

Таблиця 1. Граничні умови математичної моделі [12, 17]

Границя	Теплові потоки	Гідродинамічні потоки
G_1	$T = T_{in}$ або $-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = \rho \int_{T_{in}}^T C_p dT \cdot \mathbf{u}_{in} \cdot \mathbf{n}$	$\mathbf{n}^T(-p\mathbf{I} + \mathbf{K}) \cdot \mathbf{n} = -p_0;$ $\mathbf{u} \cdot \mathbf{t} = 0$
G_2	$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = q_{eb} - q_{ev} - q_{rad2};$ $q_{eb} = P_{eb}/S_{dz};$ $q_{rad2} = \varepsilon_2 \sigma (T_{vault}^4 - T^4)$	$\mathbf{u} \cdot \mathbf{n} = 0;$ $\mathbf{K} - (\mathbf{K} \cdot \mathbf{n}) \cdot \mathbf{n} = 0$
G_3	$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = \begin{cases} -q_{conv3}, T_{in} \geq T > T_L; \\ -q_{conv3} - q_{rad3}, T_L \geq T \geq T_{sep}; \\ -q_{rad3}, T < T_{sep}; \end{cases}$ $q_{conv3} = h_3(T_{cryst} - T);$ $h_3 = h_L + (h_{in} - h_L) \frac{T - T_L}{T_{in} - T_L};$ $q'_{conv3} = h'_3(T_{cryst} - T); h'_3 = h_L F_{L-sep} + h_{sep}(1 - F_{L-sep});$ $q'_{rad3} = \varepsilon'_3 \sigma (T_{cryst}^4 - T^4); \varepsilon'_3 = \varepsilon_3(1 - F_{L-sep}); q_{rad3} = \varepsilon_3 \sigma (T_{cryst}^4 - T^4)$	
G_4	$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = q_{rad4};$ $q_{rad4} = \varepsilon_4 \sigma (T_{wall}^4 - T^4)$	
G_5	$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = 0$ або $-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = \rho \int_{T_{out}}^T C_p dT \cdot \mathbf{u}_0 \cdot \mathbf{n}$	
G_6		
G_7		$\mathbf{u} = \mathbf{u}_0$

тями експериментальному титановому сплаві, в якому профілі кристалізації явно виражені.

Прийняті наступні спрощення: рідкий метал заливається у кристалізатор безперервно з однаковою швидкістю і забезпечується постійна швидкість витягування зливка, що дозволяє розглядати задачу, як стаціонарний процес; дзеркало ванни розплаву є пласкою поверхнею; розплави металу прийнято як нестисливу в'язку рідину; теплоємність у зонах фазових переходів α - β і L - S сплаву враховує еквівалентну теплоємність і теплоємність від прихованої теплоти фазових переходів; втрати на випаровування з поверхні розплаву враховують тільки випаровування титану.

В математичній моделі задіяні фундаментальні закони збереження енергії, імпульсу і маси та відповідні їм рівняння тепломасообміну, що ґрунтуються на рівняннях Фур'є і Нав'є-Стокса. Для розрахунків використовували чисельний метод скінченних елементів. Виплавка злиwkів відбувалася на науково-дослідному обладнанні ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України [14–16].

Стаття є продовженням досліджень, опублікованих авторами в роботі [12].

До оригінальності роботи слід віднести те, що вперше проведені дослідження ламінарного характеру руху потоків розплаву для вибраного

діаметру кристалізатора і швидкості витягування зливка сплаву $Ti-6Al-7Nb$ в процесі ЕПП.

Практичне значення роботи полягає у виплавленні якісних злиwkів титанового сплаву з гомогенною структурою металу.

Результати досліджень. Математична модель теплових і гідродинамічних процесів в зливку циліндричної форми в разі ламінарного характеру переміщення розплаву металу. Запишемо базові рівняння [12, 17–19], використані в моделі. Рівняння теплопередачі Фур'є в разі ламінарного руху рідкого металу для стаціонарного процесу записується у вигляді [18, 20, 21]:

$$\rho C_p \mathbf{u} \cdot \nabla T + \nabla \cdot \mathbf{q} = 0; \mathbf{q} = -\lambda \nabla T,$$

де ρ — густина металу, $кг/м^3$; C_p — питома теплоємність металу, $Дж/(кг \cdot К)$; \mathbf{u} — вектор швидкості руху металу, $м/с$; ∇ — оператор набла, $м^{-1}$; T — температура, $К$; \mathbf{q} — вектор питомого теплового потоку за рахунок теплопровідності (густина теплового потоку), $Вт/м^2$; λ — коефіцієнт молекулярної теплопровідності, $Вт/(м \cdot К)$.

В математичній моделі теплопідведення від електронного променя і розплаву, що заливається, врівноважується тепловідведенням від: випромінювання і випаровування з дзеркала ванни металу; тепловіддачі з бічної поверхні зливка в кристалізатор; випромінювання з бічної поверх-

ні стінки зливка на стінку кристалізатора нижче границі відокремлення їх поверхонь і появою між ними зазору (пов'язано з усадкою металу зливка із зниженням його температури); випромінювання з поверхні зливка за межами кристалізатора. Ці фактори враховуються граничними умовами [12, 17], виписаними в табл. 1.

Математичне моделювання гідродинамічних процесів за безперервної подачі нестисливого розплаву титану в кристалізатор виконували за моделлю рівнянь Нав'є–Стокса для ламінарного потоку. Для стаціонарного процесу модель має вигляд [12, 17, 20, 22]:

$$\rho(\mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} = \nabla \cdot (-p\mathbf{I} + \mathbf{K}) + \mathbf{F}_d + \rho \mathbf{g};$$

$$\mathbf{K} = \mu[\nabla \cdot \mathbf{u} + (\nabla \cdot \mathbf{u})^T]; \rho \nabla \cdot \mathbf{u} = 0.$$

Тут p — усереднене значення тиску, Па; \mathbf{I} — одиничний тензор; \mathbf{K} — тензор в'язких напружень, Па; \mathbf{F}_d — вектор гальмівної сили Дарсі, яка введена штучно для зменшення і пригнічення швидкостей у в'язкій і твердій зонах, Па/м; \mathbf{g} — вектор прискорення вільного падіння, м/с²; μ — коефіцієнт молекулярної в'язкості рідкого металу, Па·с.

У верхньому рівнянні в останньому члені ρ є функцією температури T . Тут задіяна ідея наближення Буссінеска, в якій добуток $\rho \mathbf{g}$ впливає на конвекцію під час зміни T , оскільки \mathbf{g} є достатньою величиною, щоб цей добуток був значимий.

Гальмівна сила Дарсі, Па/м, розраховується за формулою з робіт [20, 23]:

$$\mathbf{F}_d = \frac{C(1-F_{L-S})^2}{q+F_{L-S}^3}(\mathbf{u}-\mathbf{u}_{cast}),$$

де $C \approx 10^2 \dots 10^4$ кг/(м³с); $q \approx 10^{-2} \dots 10^{-4}$ — величини, співвідношення яких C/q має бути достатнім, щоб пригнітити рух в твердому металі, коли $F_{L-S} = 0$ (за винятком швидкості плавлення зливка

\mathbf{u}_{cast}). В рідкому металі, коли $F_{L-S} = 1$, сила Дарсі $\mathbf{F}_d = 0$ і не повинна впливати на рух [23]. В перехідній зоні течія відповідає силі Дарсі. Тут F_{L-S} — апроксимаційна функція, яка визначає розподіл об'ємів рідкого і твердого металу в двофазній зоні ліквідус–солідус в діапазоні температур $T_L \dots T_S$.

Гідродинамічна задача використовує граничні умови [12, 17] із табл. 1.

На рис. 1 схематично представлена 1/2 частини зливка за його умовного перерізу вздовж вертикальної осі симетрії по середині умовної плями на поверхні ванни від струменя рідкого металу, що заливається у ванну, з позначенням геометричних областей $G_1 \dots G_7$. Тобто розглядається половина моделі, оскільки в цьому перерізі його умовні частини симетричні і ідентичні. Кількість вузлів скінченно-елементної сітки налічує $3,1 \cdot 10^6$.

Границя G_1 , яка обмежена площею заливання розплаву в кристалізатор є входом в систему і її можна визначити або ізотермічним процесом з умовою 1-го роду (перше рівняння), де T_{in} — температура металу на вході (температура металу, що заливається із проміжної ємності [24]), або ізобаричним процесом з умовою 2-го роду для відкритої стінки (друге рівняння [12]), де \mathbf{n} — вектор нормалі до поверхні; \mathbf{u}_{in} — вектор швидкості струменя розплаву на вході. Тут p_0 — початкове значення тиску в місці входу потоку розплавленого металу на поверхні ванни, Па; \mathbf{t} — вектор дотичної до поверхні.

Граничними умовами для швидкості потоку в кристалізаторі є відсутність проникнення через його стінки $\mathbf{u} \cdot \mathbf{n} = 0$ та наявність зсувних напружень. Тому задача гідродинаміки вирішена з припущенням присутності ковзання вздовж границі. Умовою потрапляння потоку рідкого металу на поверхню ванни, навпаки, є наявність проникнення в ванну $\mathbf{u} \cdot \mathbf{t} = 0$, але тільки нормально до поверхні, з відсутністю зсувних напружень — без ковзання вздовж границі в бічних напрямках.

На границі G_2 , яка обмежена площею дзеркала розплаву металу в кристалізаторі, за виключенням границі G_1 , наявне нагрівання розплаву від електронного променя (умова 2-го роду), його остигання за рахунок випаровування (умова 2-го роду) і випромінювання (умова 3-го роду) для якої: q_{eb} — питомий тепловий потік від електронного променя, що нагріває цю поверхню, Вт/м²; P_{eb} — теплова потужність від електронного променя, Вт; S_{dz} — площа поверхні дзеркала ванни розплавленого металу, м², $S_{dz} = \pi r^2$; r — радіус дзеркала ванни розплавленого металу, м. Тепловий потік q_{eb} розподіляється по поверхні дзеркала ванни розплавленого металу зазвичай рівномірно або (й)

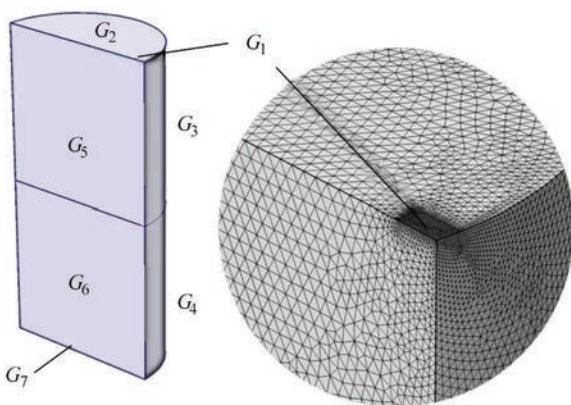


Рис. 1. Геометрична модель та фрагмент сітки скінченних елементів в області заливання металу

за Гаусовим розподілом по радіусу. В останньому випадку враховується Гаусовий розподіл теплової потужності від електронного променя на поверхні ванни і радіус плями від променя; q_{ev} — питомий тепловий потік, обумовлений випаровуванням рідкого металу з поверхні дзеркала ванни, Вт/м²; q_{rad2} — питомий тепловий потік випромінювання з поверхні дзеркала ванни рідкого металу, Вт/м² [25]; ϵ_2 — безрозмірний коефіцієнт приведенного ступеня чорноти системи поверхонь тіл рідкий метал дзеркала ванни – склепіння вакуумної камери, між якими відбувається процес променевого теплообміну; $\sigma = 5,67 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·К⁴) — постійна Стефана–Больцмана; T_{vault} — температура склепіння вакуумної камери над дзеркалом ванни. Коефіцієнт приведенного ступеня чорноти системи поверхонь двох тіл a і b на i -й границі вираховується за формулою [26]:

$$\epsilon_i = (\epsilon_a^{-1} + \epsilon_b^{-1} - 1)^{-1};$$

ϵ_a і ϵ_b — коефіцієнти ступеня чорноти відповідних поверхонь.

На границі G_3 , яка обмежена стінками кристалізатора присутній як кондуктивний, так і променевий теплообмін (умови 3-го роду), на якій: q_{conv3} — питомий тепловий потік у випадку кондуктивного теплообміну, Вт/м², що проходить по висоті через ділянку стінки кристалізатора із температурою T_{cryst} , яка контактує із рідким металом, що має температуру вище температури ліквідуса T_L [25]; h_3 — коефіцієнт тепловіддачі з поверхні рідкого металу зливка, який інтегрально враховує тепловіддачу від нього через стінку кристалізатора до охолоджувальної води, Вт/(м²·К). На цій ділянці він прийнятий таким, що зі зниженням температури розплаву лінійно зменшується від значення h_m до значення h_L ; q'_{conv3} — питомий тепловий потік у випадку кондуктивного теплообміну, Вт/м², що проходить по висоті через ділянку стінки кристалізатора, яка контактує із металом зливка, що має температуру нижче температури ліквідуса T_L і вищу температури відривання зливка від стінки кристалізатора T_{sep} в зв'язку з усадкою металу за рахунок його остигання; h'_3 — коефіцієнт тепловіддачі з поверхні металу зливка, який інтегрально враховує тепловіддачу від нього через стінку кристалізатора до охолоджувальної води, Вт/(м²·К). На цій ділянці він прийнятий таким, що зі зниженням температури металу зливка h'_3 зменшується по закону апроксимаційної функції F_{L-sep} (по аналогії з функцією F_{L-S}) від значення h_L до значення h_{sep} ; q'_{rad3} — питомий тепловий потік від випромінювання з поверхні металу зливка, Вт/м², що потрапляє на ділянку стінки кристалізатора з

температурою металу зливка нижче температури ліквідуса T_L і вище температури відривання зливка від стінки кристалізатора T_{sep} ; ϵ'_3 — безрозмірний коефіцієнт приведенного ступеня чорноти системи поверхонь тіл на цій ділянці; ϵ_3 — безрозмірний коефіцієнт приведенного ступеня чорноти системи поверхонь тіл метал зливка–стінка кристалізатора, між якими відбувається процес променевого теплообміну; q_{rad3} — питомий тепловий потік від випромінювання з поверхні металу зливка, Вт/м², що потрапляє на ділянку стінки кристалізатора з температурою металу зливка нижче температури відривання зливка від стінки кристалізатора T_{sep} .

На границі G_4 , що обмежена вертикальними стінками зливка, який вийшов із кристалізатора, присутній лише променевий теплообмін (умова 3-го роду), де q_{rad4} — питомий тепловий потік випромінювання з бічної поверхні металу зливка, Вт/м², що потрапляє на стінку вакуумної камери із температурою T_{wall} ; ϵ_4 — безрозмірний коефіцієнт ступеня чорноти системи поверхонь тіл метал зливка–стінка вакуумної камери на цій ділянці.

На границях G_5 і G_6 , які обмежені площиною перерізу, що проходить вздовж вертикальної осі симетрії зливка по його висоті спостерігається умова 2-го роду.

Границя G_7 обмежена площиною поперечного перерізу нижньої частини зливка на такій відстані від його верхньої частини, де теплові процеси вже не впливають на теплові процеси у його верхній частині в області фронту кристалізації металу. Ця границя є умовним виходом із системи. Відстань до неї визначається ітераційним розрахунковим шляхом. На цій границі можна вибрати або умову 2-го роду адіабатичного процесу закритої стінки (теплоізоляції) (перше рівняння), або умову 2-го роду ізобаричного процесу для відкритої стінки (друге рівняння [12]), де T_{out} — орієнтовне значення температури на границі G_7 , яке уточнюється під час здійснення розрахунків; \mathbf{u}_0 — вектор швидкості витягування зливка, м/с.

Склепіння і стінки вакуумної камери мають водяне охолодження.

Для розрахунку теплових і гідродинамічних процесів з наявним фазовим переходом в металі застосовано чисельний метод скінчених елементів з фіксованою розрахунковою сіткою, в якому рідка і тверда фази розглядаються як одна область. Міжфазова область знаходиться між температурами T_L і T_S і врахована як в'язка перехідна зона, параметри якої змінюються відносно об'ємних часток фаз за певним законом. Рідка фаза наявна в разі температури вище температури ліквідуса T_L , а

тверда фаза — в разі температури нижче температури солідуса T_S .

Об'ємна частка рідини F_{L-S} у двофазній зоні від температури описана згладженою функцією з використанням функції помилок erf, яка є внутрішньою функцією багатьох комп'ютерних розрахункових пакетів програм:

$$F_{L-S}(T) = \begin{cases} 0, & T < T_S; \\ \frac{y_{\max} - y_{\min}}{2} \times \\ 1, & T_L < T, \end{cases} \\ \times \left[1 + \operatorname{erf} \left(\frac{x - \frac{x_{\min} + x_{\max}}{2}}{\frac{x_{\max} - x_{\min}}{x_{\max, \operatorname{erf}} - x_{\min, \operatorname{erf}}}} \right) \right] + \\ + y_{\min}, \quad T_S \leq T \leq T_L;$$

де $y_{\min} = 0$, $y_{\max} = 1$; x_{\min} , x_{\max} — задані мінімальне і максимальне значення по осі абсцис, за яких мінімальне і максимальне значення функції F_{L-S} наближаються до 0 і 1 (тут $x_{\min} = T_S$, $x_{\max} = T_L$); $x_{\min, \operatorname{erf}}$, $x_{\max, \operatorname{erf}}$ — мінімальне і максимальне значення по осі абсцис самої функції erf, за яких вона наближається до значень по осі ординат -1 і 1 . Зазвичай за $x_{\min, \operatorname{erf}} = -2$, функція $\operatorname{erf}(-2) = -0,99532$, а за $x_{\max, \operatorname{erf}} = 2$, функція $\operatorname{erf}(2) = 0,99532$, що є достатнім наближенням до -1 і 1 . Але за необхідності більшого наближення можна взяти значення $x_{\min, \operatorname{erf}} = -e$, де функція $\operatorname{erf}(-e) = -0,99988$, а для $x_{\max, \operatorname{erf}} = e$, функція $\operatorname{erf}(e) = 0,99988$.

У двофазній зоні переходу ліквідус–солідус крива F_{L-S} має зростаючу залежність, а для $(1 - F_{L-S})$ — спадаючу (рис. 2). За аналогією з функцією F_{L-S} була застосована і функція $F_{\alpha-\beta}$ у відповідному температурному діапазоні α - β фазового переходу.

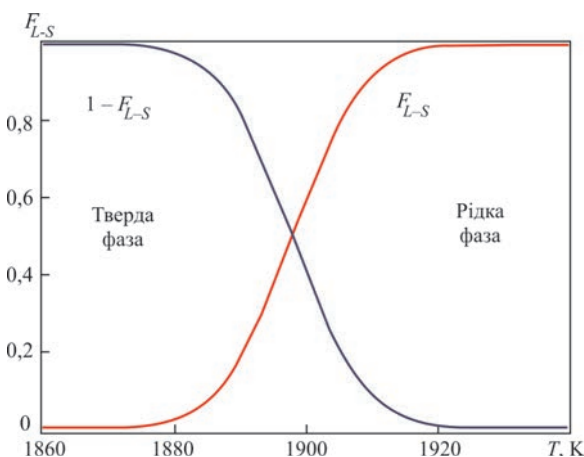


Рис. 2. Залежність об'ємної частки рідини від температури в двофазній зоні в разі з використанням функцій F_{L-S} і $(1 - F_{L-S})$

Для сплаву, що розглядається, задані температури: на штучно розширених границях α - β фазового переходу $T_\alpha = 1253$ К, $T_\beta = 1283$ К для фактичної температури $T_{\alpha-\beta} = 1283$ К [27]; на границях S - L фазового переходу $T_S = 1873$ К, $T_L = 1923$ К, з фактичною температурою $T_{L-S} = 1923$ К [27]; температура відривання зливка від стінки кристалізатора $T_{sep} = 1640$ К; температура металу на вході в кристалізатор $T_{in} = 2061$ К. Прихована теплота фазових переходів (зміна ентальпії системи) [27]: $H_\alpha - H_{25} = 6,36 \cdot 10^5$ Дж/кг, $H_\beta - H_{25} = 6,84 \cdot 10^5$ Дж/кг і $H_{\alpha-\beta} = H_\beta - H_\alpha = 4,8 \cdot 10^4$ Дж/кг; $H_S - H_{25} = 1,180 \cdot 10^6$ Дж/кг, $H_L - H_{25} = 1,466 \cdot 10^5$ Дж/кг і $H_{L-S} = H_L - H_S = 2,86 \cdot 10^5$ Дж/кг; H_{25} — початкова ентальпія системи за 25 °С (298 К).

Теплофізичні параметри враховують їх зміни від температури і фазові переходи α - β і L - S , а питома теплоємність металу враховує також приховане тепло фазових переходів, розрахунок яких здійснювали за методикою роботи [18].

Чисельний метод скінчених елементів чутливий до розривів і ступінчастих стрибків значень функцій, коли метод не завжди може знайти рішення і відбувається збій в розрахунках. Ступінчасті зміни теплофізичних характеристик сплавів титану присутні на α - β і L - S фазових переходах. Варто зробити таке математичне описання функцій, щоб здійснити плавний перехід значень в зоні ступінчастих стрибків. Для цього застосований відомий в моделюванні теплових процесів підхід невеликого штучного розширення діапазонів таких зон [13], в яких значення характеристик плавно змінюється. У випадку, що розглядається, це зручно реалізувати функціями $F_{\alpha-\beta}$, $1 - F_{\alpha-\beta}$, F_{L-S} , $1 - F_{L-S}$ з урахуванням зростання, або спадання значень у фазових переходах. Апроксимаційні залежності теплофізичних параметрів виконані саме таким чином (рис. 3) [12].

На рис. 3 наведені апроксимаційні криві задіяних в розрахунках змодельованих теплофізичних характеристик титанового сплаву Ti-6Al-4V від температури, одержані по даним роботи [27]. Подібні залежності для сплаву Ti-6Al-7Nb не виявлені у літературних джерелах. Але характеристики цих споріднених сплавів дуже близькі, тому залежності для першого сплаву з достатньо близьким наближенням можна застосувати для другого сплаву. Більш того, питома теплоємність C_p для сплаву Ti-6Al-7Nb може бути уточнена за існуючими методами.

Для приблизного розрахунку теплоємності титанових сплавів можна застосувати підхід з використанням правила Неймана–Коппа (правило адитивності теплоємності). Це емпіричний метод

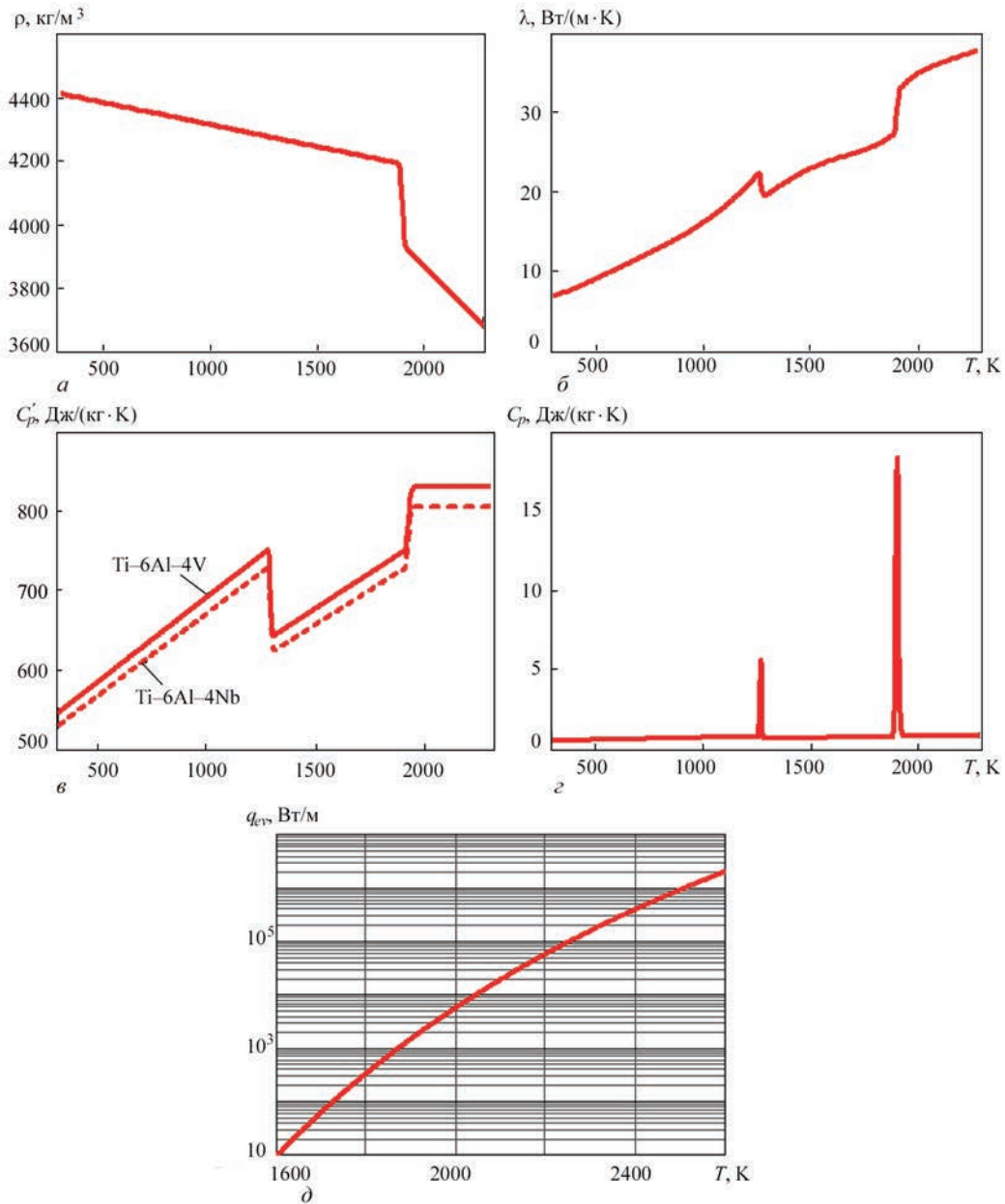


Рис. 3. Апроксимаційні залежності змодельованих теплофізичних параметрів титанового сплаву Ti-6Al-7Nb від температури T : a — густини ρ ; b — теплопровідності λ ; c — питомої теплоємності C_p' ; d — питомої теплоємності C_p із врахуванням прихованої теплоти фазових переходів α - β і L - S ; e — втрат на випаровування q_{ev} з поверхні розплаву Ti

для оцінки питомої теплоємності багатокомпонентних сплавів та складних матеріалів на основі теплоємностей їх складових елементів. Підхід ґрунтується на припущенні, що загальна питома теплоємність сплаву є сумою теплоємностей його окремих компонентів. Для наближеної оцінки питомої теплоємності сплаву C_p використовується співвідношення виду:

$$C_p = \sum_{i=1}^n N_i C_{p,i},$$

де N_i — масові частки i -х компонентів сплаву, %; $C_{p,i}$ — питомі теплоємності i -х компонентів сплаву; n — кількість компонентів сплаву.

На основі цього підходу були розраховані значення теплоємності для сплаву Ti-6Al-4V та Ti-6Al-7Nb. Значення C_p' отримані за правилом Неймана-Коппа для сплаву Ti-6Al-7Nb, менші за значення C_p для сплаву Ti-6Al-4V, отриманими за тим же правилом в середньому на 3 % у всьому розрахунковому діапазоні температур 300...2800 К. Але якщо порівнювати розрахункові значення теплоємності C_p' отримані за правилом Неймана-Коппа, і існуючі дані для сплаву Ti-6Al-4V [27], то розбіжність між ними в діапазоні температур від 300 до 1800 К не перевищує 5 %, а з температури 1800 К до температури 2800 К зростає до 17 %, що свідчить про недостатню точність даного підходу за високих температур.

Другий більш точний підхід до вирахування питомої теплоємності сплаву Ti-6Al-7Nb відштовхується від вже відомих значень залежності C_p від температури сплаву Ti-6Al-4V [27]. Оскільки сплави Ti-6Al-4V і Ti-6Al-7Nb відрізняються лише елементами V і Nb та незначною мірою вмістом Ti, то тут варто застосувати підхід адитивного внеску елементів у теплоємність.

Цей підхід ґрунтується на використанні правила сумарних внесків, згідно з яким питома теплоємність багатокомпонентного сплаву може бути виражена через лінійну комбінацію теплоємностей його складових елементів, яку можна описати наступним чином:

$$C_p(T)_{\text{Ti-6Al-7Nb}} = C_p(T)_{\text{Ti-6Al-4V}} + \Delta C_p.$$

Тут ΔC_p — поправка, що враховує різницю у теплоємностях V та Nb. Теплоємність чистих V та Nb доступна із літературних джерел і її можна використовувати для розрахунку внеску заміщених атомів:

$$\Delta C_p = (C_{p,\text{Nb}} - C_{p,\text{V}}) \cdot \Delta \omega,$$

де $\Delta \omega$ — різниця у вмісті заміщених елементів.

В результаті значення розрахункової теплоємності сплаву Ti-6Al-7Nb виявилися меншими від відомих даних для сплаву Ti-6Al-4V в середньому на 3 % у всьому діапазоні температур 300...2800 К. Це говорить про високу точність застосованого підходу. На рис. 3, в побудована відома залежність $C_p(T)$ для сплаву Ti-6Al-4V [27] і розрахункова для сплаву Ti-6Al-7Nb, яка і використана для розрахунків.

Стосовно втрат на випаровування з поверхні розплаву (рис. 3, д). Цих даних в літературі для сплавів Ti-6Al-4V та Ti-6Al-7Nb не виявлено.

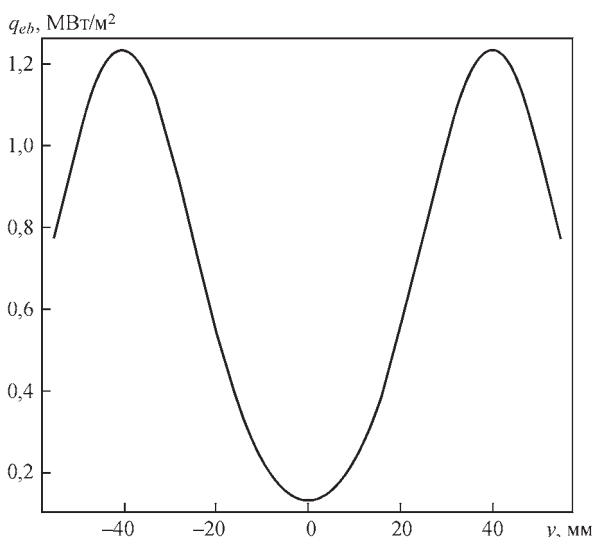


Рис. 4. Розподіл теплової потужності електронного променя q_{eb} по поверхні зливка (вздовж координати y)

Тому доводиться використовувати відомі дані для чистого титану. Це допустимо оскільки легуючі елементи для цих сплавів становлять відповідно 10 і 13 % від питомих мас сплавів.

В роботі [28] надана апроксимаційна формула, яка описує залежність логарифму тиску P , насиченої пари титану від температури T , К:

$$\lg P(T) = -A \cdot T^{-1} + B - C \cdot \lg(T),$$

де коефіцієнти апроксимації для Ti: $A = 22964$; $B = 10,581$; $C = 0,373$.

Тиск насиченої пари дорівнює $P(T) = 10^{\lg P(T)}$.

Використовуючи рівняння Ленгмюра [30] визначена швидкість випаровування титану, $\text{кг}/(\text{м}^2 \cdot \text{с})$

$$J_{ev}(T) = P(T) \sqrt{\frac{M_{mol}}{2 \cdot \pi \cdot R \cdot T}}.$$

Тут M_{mol} — атомна (молярна) маса Ti, $M_{mol} = 0,047867$ $\text{кг}/\text{моль}$; R — універсальна газова стала, $R = 8,31446261815324$ $\text{Дж}/(\text{моль} \cdot \text{К})$.

Із відомого значення прихованої молярної теплоти випаровування титану $\Delta H_{ev,mol} = 410$ $\text{кДж}/\text{моль}$ [28] вирахована його прихована теплота випаровування:

$$\Delta H_{ev} = \Delta H_{ev,mol} / M_{mol} = 8565,4 \text{ кДж}/\text{кг}.$$

Питома потужність втрат на випаровування титану в залежності від температури дорівнює

$$q_{ev}(T) = J_{ev}(T) \Delta H_{ev}$$

і представлена на рис. 3, д.

Результати і аналіз математичного моделювання ламінарних гідродинамічних процесів і температурних полів в зливку. Трьохвимірне математичне моделювання здійснювалося для системи ламінарних гідродинамічних процесів і температурних полів в зливку в прохідному кристалізаторі із внутрішнім діаметром 110 мм, висотою 150 мм за масової швидкості витягування зливка (продуктивності плавлення) 20 $\text{кг}/\text{год}$. Заливання попередньо розплавленого металу з проміжної ємності на поверхню ванни відбувається біля стінки кристалізатора в умовно квадратну пляму 10×10 мм (еквівалентний діаметр 11,3 мм). Швидкість заливання металу у ванну і його тиск на її поверхню враховано граничними умовами на границі G_1 (табл. 1). Поверхня ванни рідкого металу підігрівається електронним променем потужністю 16 кВт із ККД 75 %, який переміщується по колу по периферії ванни за Гауссовим розподілом теплової потужності від електронного променя (рис. 4).

По розробленій математичній моделі розраховані температурні поля і гідродинамічні потоки в разі формування зливка титанового сплаву Ti-6Al-7Nb способом ЕПП. При цьому застосовані теплофізичні характеристики металу, які за-

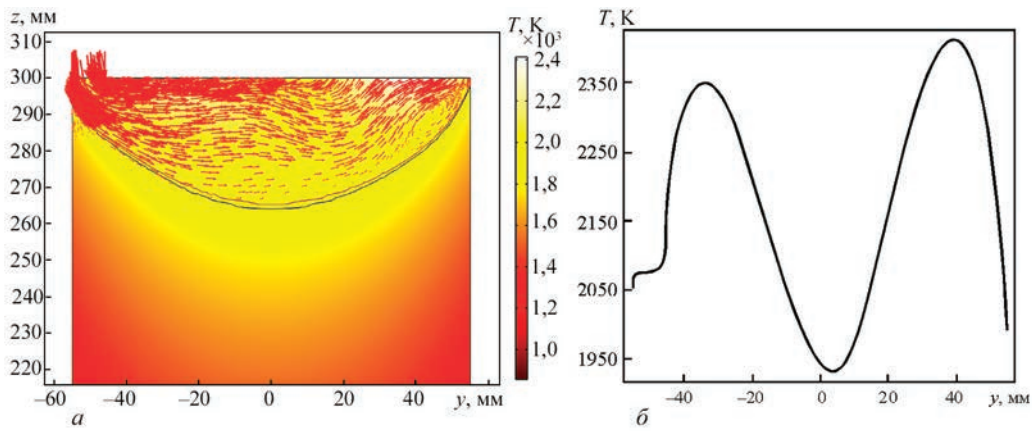


Рис. 5. В перерізі (по координаті y) вздовж вертикальної осі симетрії зливка (координаті z) по середині умовної плями на поверхні ванни від струменя рідкого металу, що заливається у ванну, представлені: a — потоки рідкого металу у ванні; b — температура на поверхні ванни

лежать від температури, та враховані міжфазові перехідні зони. Це дозволило виявити закономірності розподілу гідродинамічних потоків в рідкому металі і температурних полів, а також фронту кристалізації металу під час формування зливка.

На рис. 5, a представлені напрямки векторів швидкості потоків рідкого металу із відрахуванням швидкості витягування зливка до низу в осьовому напрямку. Розглянуто переріз вздовж вертикальної осі симетрії зливка по середині умовної плями на поверхні ванни від струменя рідкого металу, що заливається у ванну. Розмір векторів вибраний в логарифмічному масштабі пропорційним швидкості переміщення розплаву.

На рис. 5, b показано графік розподілу температури на поверхні ванни рідкого металу за Гаусового розподілу настилу теплової потужності від електронного променя по периферії розплаву.

На рис. 6, a представлені напрямки векторів швидкості потоків рідкого металу із відрахуванням швидкості витягування зливка до низу в осьовому напрямку. Розглянуто переріз вздовж

вертикальної осі симетрії зливка під кутом 90° від середини умовної плями на поверхні ванни від струменя рідкого металу, що заливається у ванну. Ця площина перпендикулярна площині, показаній на рис. 5, a . Представлена 1/2 частини рисунку, оскільки інша його половина симетрична.

На рис. 6, b наведений графік розподілу температури на поверхні ванни розплавленого металу.

На рис. 7 показано трьохвимірний розподіл температурного поля і напрямки векторів швидкості потоків металу в кристалізаторі із відрахуванням швидкості витягування зливка до низу.

Потоки рідкого металу (рис. 5, a) розповсюджуються від місця його заливання з одного боку у стінки кристалізатора до протилежного боку стінки, утворюючи біля останньої невеликий вихор. На рисунку показані ізотерми ліквідусу T_L (верхня крива) і солідусу T_S (нижня крива) на границі фронту кристалізації. Положення і геометрія цього фронту (рис. 5, a , рис. 6, a , рис. 7) значною мірою визначають якість формування зливка і концентрацію розподілу легуючих елементів в

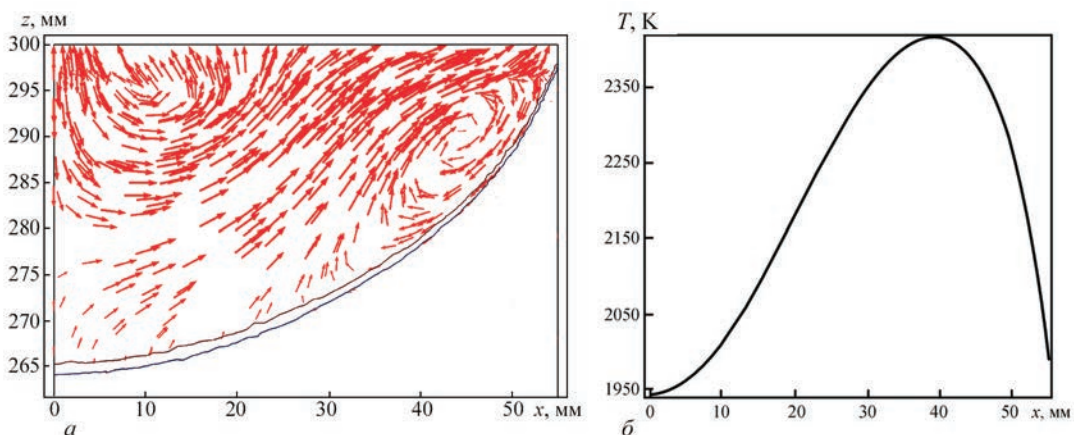


Рис. 6. В перерізі під кутом 90° (по координаті x) вздовж вертикальної осі симетрії зливка (координаті z) представлені: a — потоки рідкого металу у ванні; b — температура на поверхні ванни

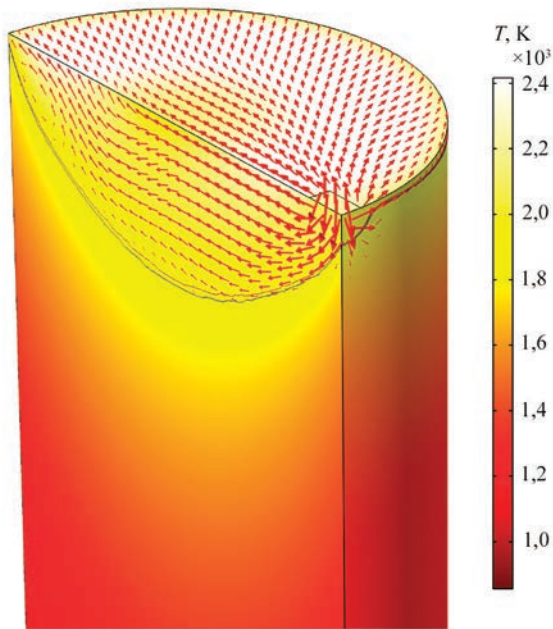


Рис. 7. Трьохвимірний розподіл температурного поля і потоків металу в кристалізаторі із відрахуванням швидкості витягування зливка до низу

його об'ємі. Чим більш плоский фронт, тим більш однорідна структура твердого металу зливка в радіальному напрямку.

Важливим критерієм якості зливків титанових сплавів є гладкий вид їх бічної поверхні. Тому за час плавлення необхідно прагнути того, щоб рідкий метал ванни по можливості як можна менше

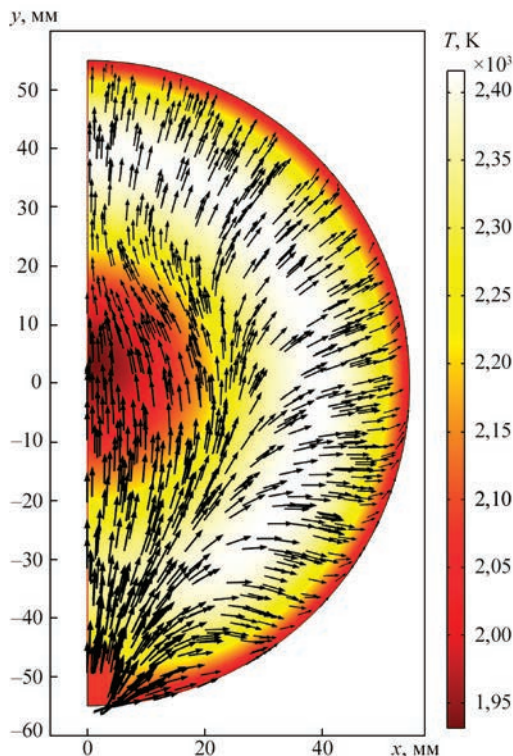


Рис. 8. Розподіл температурного поля і потоків металу в кристалізаторі (вид зверху по координатам x і y)

контактував зі стінкою кристалізатора задля уникнення гофрів на бічних поверхнях зливків.

Правильний вибір місця положення електронного променя в радіальному напрямку на поверхні ванни забезпечує умову того, щоб рідкий метал ванни менше контактував зі стінкою кристалізатора, а інтенсивність променя забезпечувала бажану глибину і геометрію фронту кристалізації. З графіку розподілу температури на поверхні ванни розплавленого металу (рис. 5, б) видно, що максимуми на кривій обумовлені концентраціями теплової потужності, що вноситься променем електронної гармати. Такий розподіл температур забезпечує необхідну форму фронту кристалізації металу на рис. 5, а.

В перерізі зливка на рис. 5, а спостерігається один вихровий потік.

На рис. 8 показано розподіл температурного поля і потоків металу в кристалізаторі (вид зверху), а на рис. 9 — трьохвимірний розподіл потоків розплавленого металу в зливку.

Потоки розплавленого металу для різних вертикальних перерізів зливка на рис. 5, а і 6, а різні, оскільки залежать від місця заливання рідкого металу в кристалізатор. Це видно на трьохвимірному розподілі температурного поля і потоків металу в кристалізаторі (рис. 7 і 8) й потоків розплаву в зливку (рис. 9). На виді зверху (рис. 8) спостерігається виражений діаметральний розподіл потоків металу, який викликано дією потоків від рідкого металу, що заливається в кристалізатор, і тепловою потужністю від електронного променя.

Аналіз отриманих за побудованою математичною моделлю результатів показав, що швидкість руху рідкого металу в кристалізаторі у місці його

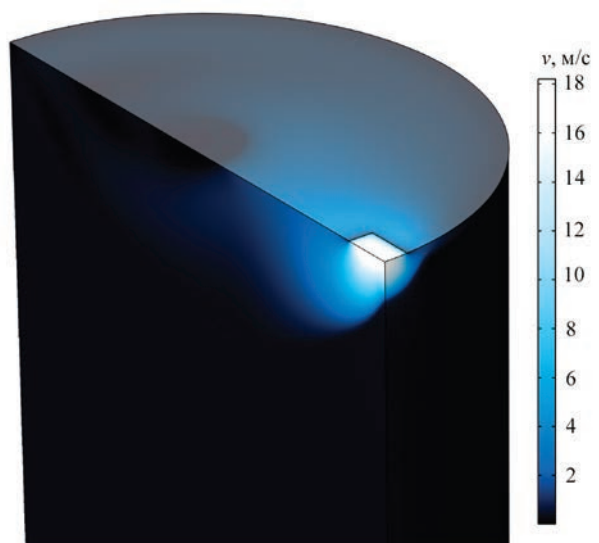


Рис. 9. Трьохвимірний розподіл потоків розплавленого металу в зливку зі шкалою їх швидкості v

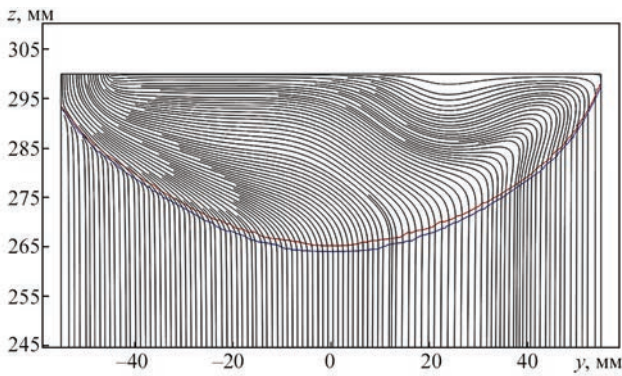


Рис. 10. Напрямки потоків рідкого металу з врахуванням швидкості витягування зливка до низу в осьовому напрямку (по координаті z) в перерізі (по координаті y) вздовж його вертикальної осі симетрії

заливання знаходиться на рівні $18 \cdot 10^{-3}$ м/с, а швидкість окружного потоку ближче до центра кристалізатора на поверхні ванни $\sim 2 \cdot 10^{-3}$ м/с (рис. 9), що відповідає числам критерію Рейнольдса $Re \approx 260$ і 125, величина яких характеризує ламінарний рух потоків розплаву у ванні.

На рис. 10 показані напрямки потоків рідкого металу з врахуванням швидкості витягування зливка до низу в осьовому напрямку. Розглянуто переріз вздовж його вертикальної осі симетрії по середині умовної плями на поверхні ванни від струменя рідкого металу, що заливається у ванну.

Результати розрахунків траєкторій руху металу засвідчили адекватне використання функції Дарсі для пригнічення руху металу в твердій фазі.

Аналіз результатів математичного моделювання впливу технологічних параметрів ЕПП на ламінарні гідродинамічні процеси і температурні поля в зливку. Математичне моделювання здійсню-

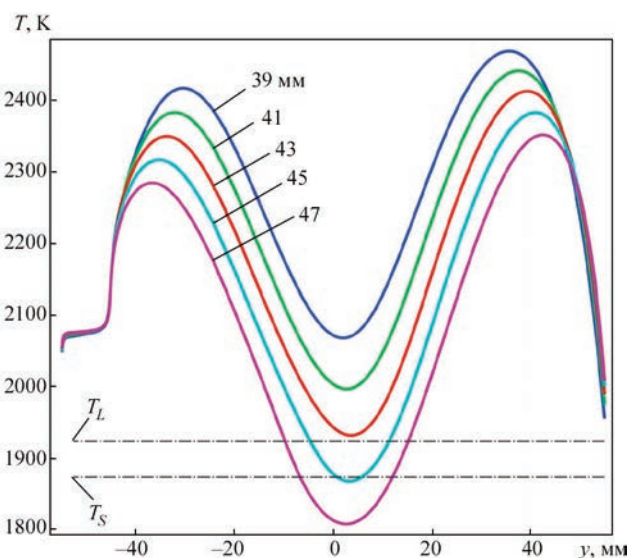


Рис. 11. Температура на поверхні ванни розплаву в разі різного положення центра електронного променя відносно вертикальної осі симетрії зливка (по координаті z) на відстані (по координаті y) 39, 41, 43 (робочий режим), 45 і 47 мм

валося для різного положення центра електронного променя відносно вертикальної осі симетрії зливка й різної швидкості його витягування.

Задля визначення дії на ванну розплаву місця положення електронного променя, що рухається в азимутальному напрямку по поверхні зливка, на рис. 11 надано розподіл температури на поверхні ванни в разі різного положення центра електронного променя відносно вертикальної осі симетрії зливка на відстані 39, 41, 43 (робочий режим), 45 і 47 мм. На рис. 12 представлено розподіл температури та профілів кристалізації металу і двофазних зон у випадку положення електронного променя відносно вертикальної осі симетрії зливка: a —

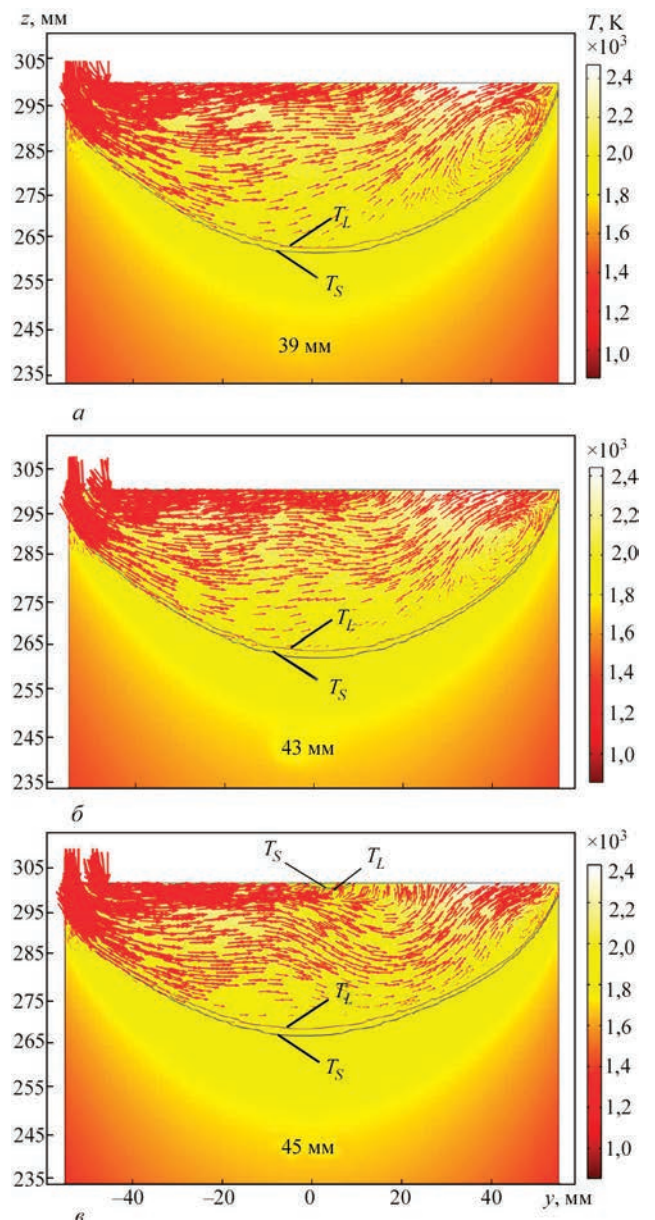


Рис. 12. Розподіл температури та профілів кристалізації металу і двофазних зон (по координаті y) в разі різного положення електронного променя відносно вертикальної осі симетрії зливка по координаті z : a — на відстані 39; $б$ — 43 (робочий режим); $в$ — 45 мм

на відстані 39 мм; б — 43 (робочий режим); в — 45. Видно, що місце положення променя суттєво впливає на геометрію ванни. Чим ближче до центру обертається промінь (39 мм), тим вища температура на поверхні розплаву (рис. 11) і тим глибша стає ванна (рис. 12, а). В разі переміщення променя від центра кристалізатора (43 мм — робочий режим), температура на поверхні розплаву знижується і в нижній частині кривої (рис. 11) досягає температури ліквідуса T_L розплаву, що є оптимальним, і ванна зменшує свою глибину (рис. 12, б). Профіль кристалізації в цьому випадку стає більш плоским, чого і необхідно прагнути. Коли центр променя зміщується на відстань 45 мм від верти-

кальної осі симетрії кристалізатора, температура в нижній частині кривої стає меншою температури солідуса T_S (рис. 11) і на поверхні ванни з'являється острів застиглого металу (рис. 12, в), а ванна зменшує свою глибину. Але це неприйнятний режим із-за появи на поверхні ванни нерозплавленого металу. В разі переміщення центра променя на відстань 47 мм температура на поверхні ванни стає ще меншою (рис. 11), а частка нерозплавленого металу збільшується.

Значимою причиною зниження температури на поверхні розплаву в разі переміщення центра електронного променя від вертикальної осі симетрії кристалізатора в бік його стінки є те, що зна-

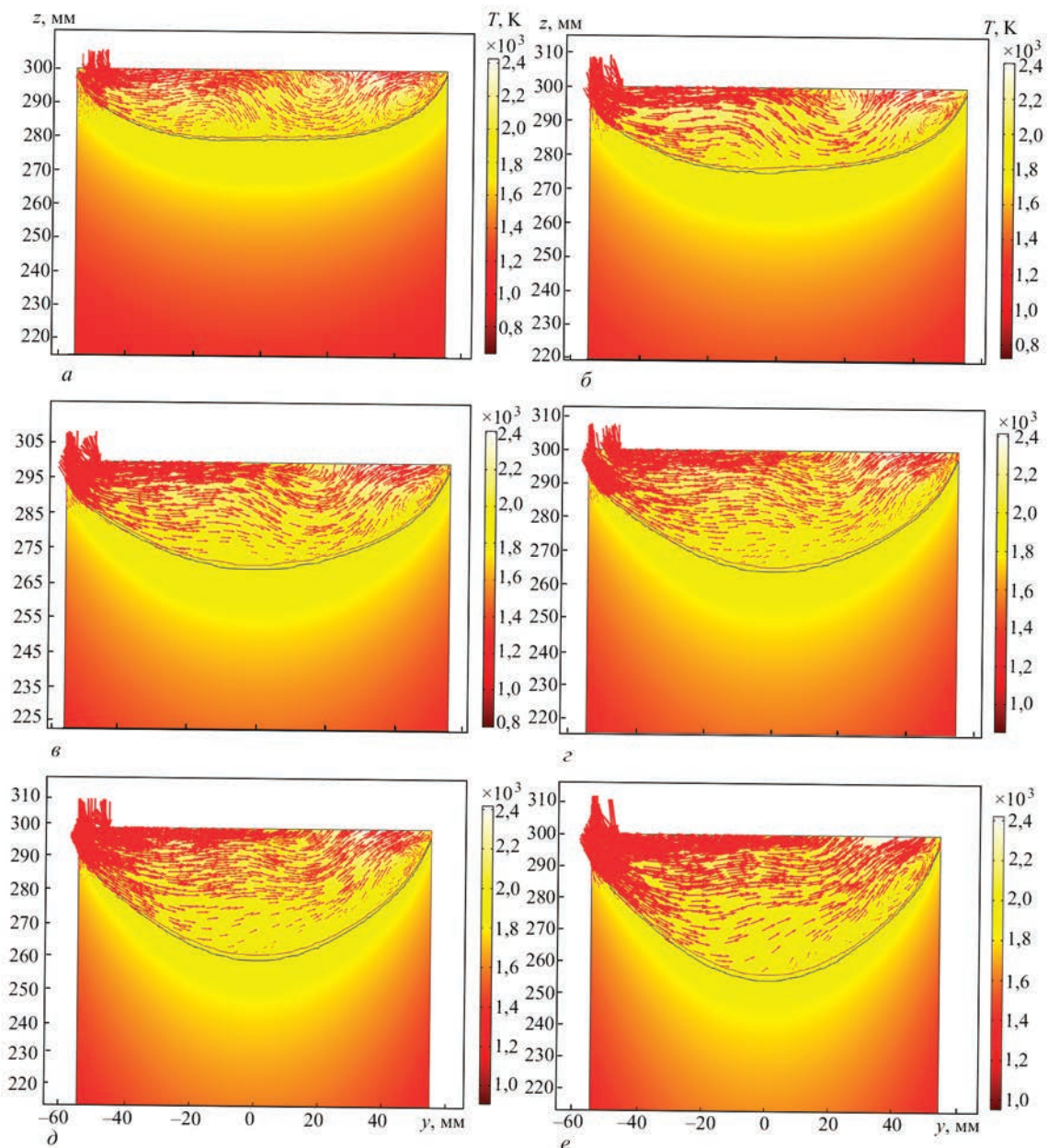


Рис. 13. Розподіл температурного поля, потоків рідкого металу та профілів його кристалізації і двофазних зон (по координатам y і z) в разі різних масових швидкостей витягування зливка (по координаті z), кг/год: а — 5; б — 10; в — 15; г — 20 (робочий режим); д — 25; е — 30

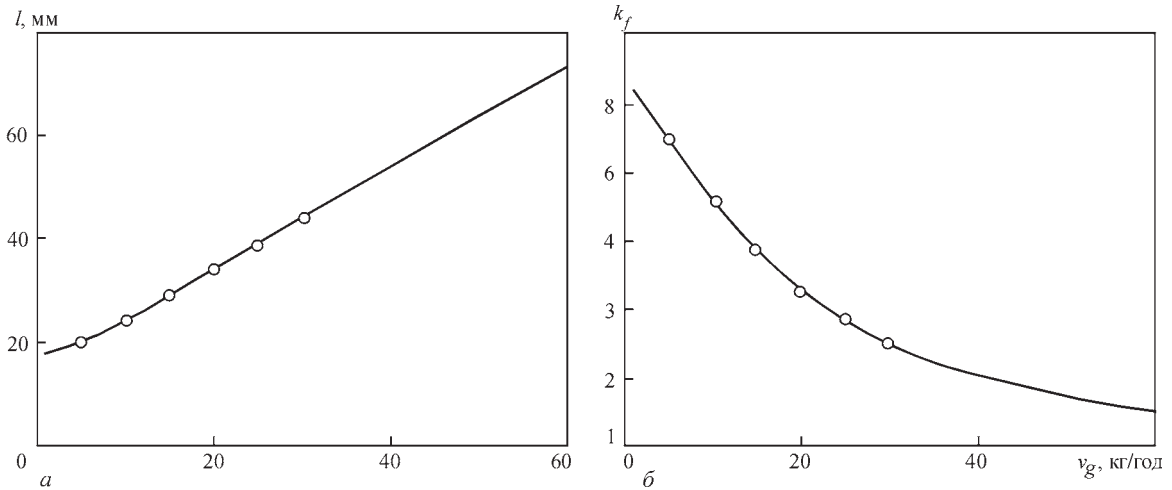


Рис. 14. Інтерполяційні залежності від масової швидкості витягування зливка v_g : *a* — глибини ванни рідкого металу l ; *б* — коефіцієнта форми ванни рідкого металу k_f

чна частина променя потрапляє на верхній торець стінки кристалізатора, а не на поверхню розплаву. Таким чином зменшується корисна потужність нагрівання розплаву.

На рис. 13 показано, як змінюється розподіл температурного поля, потоки рідкого металу, профілі його кристалізації і двофазні зони в разі різних швидкостей заливання розплаву в кристалізатор, а відповідно, і різних швидкостей витягування зливка. Видно, що із збільшенням швидкості заливання розплаву суттєво збільшується глибина ванни, а її профіль стає більш увігнутий.

Більш плаский фронт кристалізації металу зливка, до якого необхідно прагнути, утворюється за менших швидкостей заливання розплаву в кристалізатор, а відповідно, і менших швидкостей витягування зливка.

На рис. 14, *a* і *б* представлені інтерполяційні залежності відповідно глибини ванни рідкого металу l і коефіцієнта форми ванни рідкого металу k_f , який дорівнює відношенню діаметра кристалізатора $d_{кр}$ до глибини ванни l , $k_f = d_{кр}/l$, від масової швидкості витягування зливка v_g , які проходять через шість розрахункових точок, що відповідають глибинам ванн на рис. 13.

Зі збільшенням масової швидкості витягування зливка вище 10 кг/год глибина ванни збільшується за лінійним законом, а коефіцієнт k_f зменшується.

В разі масової швидкості плавлення 20 кг/год та потужності електронно-променевого нагрівання в кристалізаторі 16 кВт формується фронт кристалізації близький до плаского, а коефіцієнт форми ванни дорівнює 3,24, тобто глибина ванни розплаву в 3,24 рази менше за її ширину.

На рис. 15 показано розподіл температури на поверхні ванни розплаву в разі різних масових швидкостей витягування зливка: 5, 10, 15, 20 (ро-

бочий режим), 25 і 30 кг/год. Для масових швидкостей витягування зливка 10...30 кг/год положення центра електронного променя відносно вертикальної осі симетрії зливка було на однаковій відстані 43 мм, що відповідає робочому режиму. Для масової швидкості 5 кг/год ця відстань була взята меншою — 41 мм задля забезпечення повного розплавлення металу на поверхні ванни, оскільки на відстані 43 мм в цьому режимі по центру поверхні ванни утворюється острів із застиглим металом, що не допустимо. Зменшення даної відстані до 41 мм призвело до підвищення температури на поверхні ванни, а відповідно і до підняття кривої розподілу температур (рис. 15) для масової швидкості 5 кг/год. Це стало причиною появи нелінійної ділянки на графіках (рис. 14, *a*) для масової швидкості менше 10 кг/год.

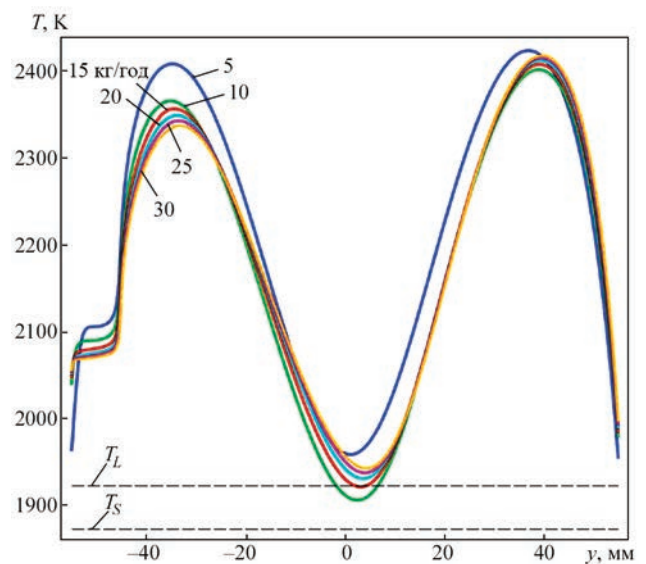


Рис. 15. Розподіл температури на поверхні ванни розплаву (по координаті y) в разі різних масових швидкостей витягування зливка, кг/год: 5, 10, 15, 20 (робочий режим), 25 і 30

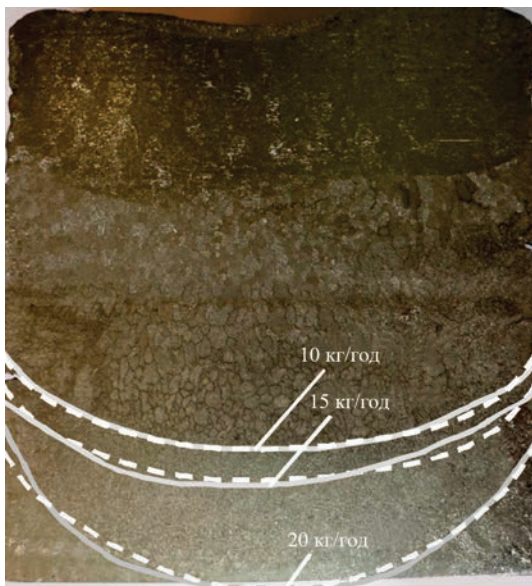


Рис. 16. Макрошліф темплета верхньої частини зливка, розрізаного в аксіальній площині і позначеними на ньому контурами фронтів кристалізації зливка: суцільні лінії — реальні контури; перервні лінії — розрахункові контури

З метою оцінки адекватності побудованої математичної моделі було виплавлено зливки діаметром 110 мм із дослідного складнолегованого титанового сплаву, близького за фізичними властивостями до сплаву Ti-6Al-7Nb, в якому явно відображаються профілі кристалізації металу. Від верхньої частини цього зливка вирізали повздовжній темплет та шляхом травлення виявили його макроструктуру. Велика кількість легуючих елементів в дослідному сплаві дозволила досить чітко виявити профілі кристалізації в разі різних швидкостей плавлення. На рис. 16 наведено макрошліф темплета верхньої частини зливка, розрізаного в аксіальній площині і позначеними на ньому контурами фронтів кристалізації зливка: суцільні лінії — реальні контури; перервні лінії — розрахункові контури. На цьому рисунку нижній, позначений світлою суцільною лінією профіль кристалізації відповідає робочій масовій швидкості витягування зливка 20 кг/год.

На завершальній стадії плавлення зливка швидкість плавлення зменшується. На рис. 16 світлими суцільними лініями позначені ще два профілі кристалізації, які відповідають масовій швидкості витягування зливка на рівні 15 і 10 кг/год. На цей рисунок нанесені й розрахункові світлі перервні лінії профілів кристалізації для масових швидкостей 10 кг/год з рис. 13, б; 15 з рис. 13, в; 20 з рис. 13, г. Порівняння реальних контурів фронтів кристалізації зливка, позначених суцільними лініями, і розрахункових контурів фронтів кристалізації, нанесених на рисунок світлими перервними лініями, свідчить про хороше збігання профілів

фронтів і прийнятну точність результатів математичного моделювання для ламінарного характеру руху потоків розплаву.

Макрошліф нижньої робочої області зливка (рис. 16) характеризується відсутністю раковин та несучільностей, а макроструктура зливка має кристали, близькі до рівновісних, що є показником високої якості зливка. Верхня частина зливка, утворена на завершальній стадії плавлення і виведення усадкової раковини, характеризується крупними нерівновісними кристалами, має інший склад легуючих елементів у зв'язку з їх випаровуванням та не вважається такою, що забезпечує прийнятну якість металу. Тому вона відрізається і переплавляється під час наступних плавлень зливків.

Таким чином, для ЕПП титанових сплавів в кристалізатор діаметром 110 мм, в результаті порівняння розрахункового профілю фронту кристалізації металу в зливку з фактичним профілем кристалізації виплавленого зливка встановлено, що ламінарне представлення течії гідродинамічних потоків рідкого металу в зливку дає більш наближений результат до реального профілю, чим їх турбулентне представлення із роботи [12].

Аналіз отриманих результатів показав, що теплопередача в рідкій фазі зливка в ламінарному режимі в основному обумовлена тепломасообміном за рахунок руху розплавленого металу, а потужність електронного променя і вид його настилу на поверхні ванни дуже суттєво впливає на глибину і коефіцієнт форми ванни розплаву в кристалізаторі.

За розрахованими режимами в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України виплавлено високоякісні зливки діаметром 110 мм титанового сплаву медичного призначення Ti-6Al-7Nb з практично однорідною структурою металу [30].

До факторів, які впливали на точність розрахунків, відносяться використані в ході розробки математичної моделі спрощення і припущення, які кардинально не вплинули на виявлені загальні тенденції формування зливка під час ЕПП. Подальші дослідження повинні стосуватися удосконалення математичної моделі із меншою кількістю спрощень і припущень.

Математичне моделювання дозволило усунути із підготовки до ведення технологічного процесу дуже затратний метод проб для визначення технологічних режимів і є корисним і актуальним для інженерів-ливарників.

Висновки

1. Розроблена тривимірна математична модель теплових і стаціонарних ламінарних гідродина-

мічних процесів на основі рівнянь Нав'є–Стокса в розплаві зливка циліндричної форми. Зливка виплавляється способом електронно-променевого плавлення, в якому промінь переміщується по колу периферії ванни розплаву за Гауссовим розподілом теплової потужності від променя.

2. За результатами математичного моделювання отримані температурні поля і ламінарні гідродинамічні потоки розплавленого металу в зливку титанового сплаву Ti–6Al–7Nb діаметром 110 мм. Визначено геометрію двофазної зони ліквідус–солідус, яка визначає фронт кристалізації металу. В разі потужності електронно-променевого нагрівання 16 кВт та масової швидкості плавлення 20 кг/год формується такий фронт кристалізації, що забезпечує практично однорідну структуру металу зливка.

3. Для розглянутої системи процесу ЕПП титанового сплаву Ti–6Al–7Nb в результаті порівняння розрахункового профілю кристалізації металу в зливку діаметром 110 мм з профілем кристалізації виплавленого зливка доведено, що ламінарне представлення течії гідродинамічних потоків рідкого металу в зливку дає більш наближений результат до реального профілю, чим їх турбулентне представлення.

4. На підставі розрахункових даних виявлено, що теплопередача в рідкій фазі зливка в основному обумовлена тепломасообміном за рахунок руху розплавленого металу, а розподіл потужності електронного променя на поверхні ванни дуже суттєво впливає на тепломасообмін і на глибину ванни розплаву.

5. Встановлено, що більш плаский фронт кристалізації металу зливка, до якого необхідно прагнути, утворюється за менших швидкостей заливання розплаву в кристалізатор і відповідно менших швидкостей витягування зливка.

Список літератури/References

1. Tamayo José, A., Riascos Mateo, Vargas Carlos, A., Baena Libia, M. (2021) Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy via electron beam melting for the development of implants for the biomedical industry. *Heliyon*, **7**, 1–26. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2021.e06892>
2. Mahlobo Mandlenkosi, G.R., Chikocha Lethu, Olubambi Peter, A. (2022) Study of the corrosion properties of powder rolled Ti–6Al–4V alloy applied in the biomedical implants. *J. of Materials Research and Technology*, **18**, 3631–3639. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.04.004>
3. Mamoun Fellah, Mohamed Labaiz, Omar Assala et al. (2014) Tribological behavior of Ti–6Al–4V and Ti–6Al–7Nb alloys for total hip prosthesis. *Advances in Tribology*, **July**, 1–13. DOI: <https://doi.org/10.1155/2014/451387>
4. Bartha, Kristina, Zháňal, Pavel, Stráský, Josef et al. (2019) Lattice defects in severely deformed biomedical Ti–6Al–7Nb alloy and thermal stability of its ultra-fine grained microstructure. *J. of Alloys and Compounds*, **788**, 881–890. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.02.173>
5. Bolzoni, L., Ruiz-Navas, E.M., Gordo, E. (2017) Evaluation of the mechanical properties of powder metallurgy Ti–6Al–7Nb alloy. *J. of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, **67**, 110–116. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2016.12.005>
6. Sun, Y., Huang, B., Puleo, D.A. et al. (2016) Improved surface integrity from cryogenic machining of Ti–6Al–7Nb alloy for biomedical applications. *Procedia CIRP*, **45**, 63–66. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.02.362>
7. Wei Guijiang, Tan Meiyang, Attarilar Shokouh et al. (2023) An overview of surface modification, a way toward fabrication of nascent biomedical Ti–6Al–4V alloys. *J. of Materials Research and Technology*, **24**, 5896–5921. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.046>
8. Oktikawati, A., Riastuti, R., Damisih, D. et al. (2024) Electrochemical characteristic and microstructure of Ti–6Al–7Nb alloy by centrifugal casting for orthopedic implant based on ageing time variations. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **2(12)**, 6–15. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2024.302614>
9. Hussain Syed Altaf, Manoj Panchal, Viswanath Allamraju K. et al. (2023) Optimization of wear behavior of heat-treated Ti–6Al–7Nb biomedical alloy by response surface methodology. *Environmental Research*, **231**, Pt 2, 116193. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.envres.2023.116193>
10. Biswal, Smrutiranjana, Tripathy, S., Tripathy, D.K. (2024) Optimisation of PMEDM process parameters for Ti–6Al–7Nb biomedical material. *Materials Today: Proceedings*. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2024.02.044>
11. Cabrini, M., Carrozza, A., Lorenzi, S. et al. (2022) Influence of surface finishing and heat treatments on the corrosion resistance of LPBF-produced Ti–6Al–4V alloy for biomedical applications. *J. of Materials Processing Technology*, **308**, 117730. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117730>
12. Krivtsun, I., Rymar, S., Hubatiuk, R. et al. (2024) Construction of a mathematical model of turbulent heat and mass transfer processes for the case of electron beam melting of titanium alloy casts. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies, Engineering Technological Systems*, **5(1)**, 110–126. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2024.312561>
13. Rubineti, D., Weiss, D.A., Chaudhuri, A., Kraniotis, D. (2018) Modeling approach to facilitate thermal energy management in buildings with phase change materials. In: *Proc. of Conf. on Comsol 2018, Lausanne, Switzerland*, **7**. <https://www.comsol.com/paper/modeling-approach-to-facilitate-thermal-energy-management-with-phase-change-mate-63481>
14. Akhonin, S., Pikulin, O., Berezos, V. et al. (2022) Determining the structure and properties of heat-resistant titanium alloys VT3-1 and VT9 obtained by electron-beam melting. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **5(12)**, 6–12. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2022.265014>
15. Akhonin, S.V., Pikulin, O.M. (2019) Investigation of effect of electron beam surface treatment of titanium alloy ingots on structure and properties of melted metal. In: *Proc. of IOP Conf. on Series: Materials Science and Engineering*, **582 (1)**, 012047. DOI: <https://doi.org/10.1088/1757-899x/582/1/012047>
16. Berezos, V.O., Akhonin, D.S. (2023) Electron beam melting of titanium alloys for medical purposes. *The Paton Welding J.*, **6**, 41–48. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.06.06>
17. Akhonin, S.V., Berezos, V.O., Bondar, O.I. et al. (2021). Mathematical modeling of hydrodynamic and thermal processes during the crystallization of titanium ingots EBM.

- Suchasna Elektrometalurhiya*, **1**, 27–34 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2021.01.03>
18. Akhonin, S.V., Gorislavets, Yu.M., Gluhenkyi, A.I. et al. (2019) Modeling of hydrodynamic and thermal processes in a crystallizer during electron beam melting with an intermediate capacity. *Suchasna Elektrometalurhiya*, **4**, 9–17 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2019.04.02>
 19. Akhonin, S.V., Krivtsun, I.V., Berezos, V.O. et al. (2024) Mathematical modeling of heat and mass transfer processes of electron beam melting of ingots from high-strength titanium alloys. In: *Proc. of VII Inter. Conf. on Welding and Related Technologies, 7–10 October 2024, Yaremche, Ukraine*. Kyiv, 119–124, Kyiv, International Association «Welding». DOI: <https://doi.org/10.1201/9781003518518-25>
 20. Ben-David, O., Levy, A., Mikhailovich, B., Azulay, A. (2013) 3D numerical and experimental study of gallium melting in a rectangular container. *Inter. J. of Heat Mass Transfer*, **67**, 260–271. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2013.07.058>
 21. Heat Transfer Module User's Guide. Version: Comsol 5.4. <http://www.comsol.com>
 22. Versteeg, H.K., Malalasekera, W. (2007) *An introduction to computational fluid dynamics. The finite volume method*. Harlow, Pearson Prentice Hall.
 23. Avnaim, M.H., Levy, A., Mikhailovich, B. et al. (2016) Comparison of three-dimensional multidomain and single-domain models for the horizontal solidification problem. *J. of Heat Transfer*, **138**(11), 112301–1–112301-11. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.4033700>
 24. Truong Van-Doi, Yong-Taek Hyun, Jong Woo Won et al. (2022) Numerical simulation of the effects of scanning strategies on the aluminum evaporation of titanium alloy in the electron beam cold hearth melting process. *Materials*, **15**. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma15030820>
 25. Yao Lu, Maijer Daan M., Cockcroft Steve L. et al. (2018) Quantification of heat transfer phenomena within the melt pool during the plasma arc re-melting of titanium alloys. *Inter. J. of Heat and Mass Transfer*, **126**, 1123–1133. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.06.051>
 26. Belyaev, N.M. (1989) *Fundamentals of Heat Transfer*. Kyiv, Vyshcha Shkola [in Russian].
 27. Mills, K. (2002) *Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys*. Woodhead publishing Limited.
 28. Efimov, A.I., Belorukova, L.P., Vasilkova, I.V., Chechev, V.P. (1983) *Properties of inorganic compounds. Directory*. Leningrad, Khimiya.
 29. Langmuir, I. (1913) The vapor pressure of metallic tungsten. *Physical Review*, **2**(5), 329–342. DOI: <https://doi.org/10.1103/physrev.2.329>
 30. Berezos, V.O., Akhonin, D.S. (2023) Electron beam melting of titanium alloys for medical purposes. *The Paton Welding J.*, **6**, 41–48. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.06.06>

MATHEMATICAL MODELING OF HEAT AND MASS EXCHANGE PROCESSES DURING ELECTRON BEAM MELTING OF INGOTS OF TITANIUM ALLOY Ti–6Al–Nb

I.V. Krivtsun, S.V. Rymar, R.S. Gubatyuk, V.O. Berezos, D.S. Akhonin, R.V. Selin
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: elmag@paton.kiev.ua

The results of mathematical modeling of temperature fields and hydrodynamic laminar flows of liquid metal during electron beam melting of titanium alloy ingots are presented. The calculations were performed using the developed three-dimensional mathematical model based on the finite element method taking into account a number of simplifications and assumptions. The model allows us to determine the regularities of thermal and hydrodynamic processes occurring in a continuous water-cooled mould during ingot melting, and the geometry of the liquidus-solidus interphase transition zone, and accordingly, of the metal crystallization front, which significantly affects the quality of the metal during ingot formation. We calculated the parameters of the melting process for ingots of a small diameter of 110 mm from medical titanium alloy Ti–6Al–7Nb with such a crystallization front, for which the production of high-quality metal with a homogeneous structure and a homogeneous distribution of alloying elements in the ingot volume is ensured. It was found that the heat and mass transfer in the liquid metal is significantly affected by the power of the electron beam and its distribution over the pool surface, and the heat transfer is mainly due to the movement of the melt. 30 Ref., 16 Fig.

Keywords: electron beam melting, titanium alloys, mathematical modeling, heat and mass transfer, metal crystallization front

Отримано 24.06.2025

Отримано у переглянутому вигляді 26.06.2025

Прийнято 31.07.2025

СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ



ПІДПИШІТЬСЯ СЬОГОДНІ

Передплата доступна у друкованому та цифровому форматах!

Тел.: (38044) 205-23-90; E-mail: journal@paton.kiev.ua; patonpublishinghouse@gmail.com;

<https://patonpublishinghouse.com>