

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ  
ІНСТИТУТ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ІМ. Є.О. ПАТОНА

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ  
ІНСТИТУТ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ІМ. Є.О. ПАТОНА

Кваліфікаційна наукова  
праця на правах рукопису

**Березос Володимир Олександрович**

УДК 669.187.526

**ДИСЕРТАЦІЯ**

**ТЕОРІЯ І ПРАКТИКА ВИРОБНИЦТВА ЗЛИВКІВ  
ВИСОКОМІЦНИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ  
ТИТАНУ МЕТОДОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ**

*05.16.02 - Металургія чорних і кольорових металів та спеціальних сплавів*

*Галузь знань 13 - Механічна інженерія*

**Подається на здобуття наукового ступеня  
доктора технічних наук**

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело \_\_\_\_\_ **В.О. Березос**

Науковий консультант: \_\_\_\_\_ **Ахонін Сергій Володимирович**  
член-кореспондент НАН України,  
доктор технічних наук, професор

## АНОТАЦІЯ

**Березос В.О. Теорія і практика виробництва зливків високоміцних конструкційних сплавів на основі титану методом електронно-променевої плавки.** – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

*Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук (доктора філософії) за спеціальністю 05.16.02 – «Металургія чорних і кольорових металів та спеціальних сплавів» (з технічних наук).* – Інститут електрозварювання ім. Є.О.Патона НАН України, Київ, 2021.

Дисертаційна робота присвячена вирішенню важливої науково-технічної задачі, що полягає у розвитку теорії і практики одержання якісних зливків високоміцних конструкційних сплавів на основі титану методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю.

Методами математичного моделювання досліджено тепловий стан зливків сплавів титану при ЕПП з урахуванням гідродинамічних течій та досліджено процеси випаровування хімічних елементів під час ЕПП високоміцних конструкційних сплавів титану. На основі проведених розрахунків в рамках математичних моделей, визначено технологічні режими та розроблено технологію ЕПП зливків високоміцних сплавів титану, що забезпечує високу якість одержуваного металу. Проведено роботи з одержання напівфабрикатів та показано високу якість титанових сплавів, одержаних за розробленою технологією ЕПП.

У першому розділі розглянуто основні металургійні методи одержання зливків високоміцних сплавів титану, проведено їх порівняльний аналіз. Викладено загальні відомості про властивості, класифікацію і області застосування високоміцних сплавів на основі титану. Розглянуто роботи, що проводилися в області досліджень особливостей кристалізації зливків титану та його сплавів при одержанні методом електронно-променевої плавки. Розглянуті особливості поведінки легуючих елементів при одержанні зливків сплавів титану в умовах

вакууму та дії електронно-променевого нагрівання. Визначено проблеми ЕПП при одержанні високоміцних сплавів титану.

У другому розділі проведено опис використаних у роботі матеріалів досліджень, представлено технологічні схеми та технологічне обладнання, які застосовуються в роботі для одержання зливків високоміцних сплавів на основі титану методом електронно-променевого плавлення. Наведено конструктивні особливості електронно-променевих установок, що використовуються для одержання високоміцних сплавів на основі титану. Описано методику проведення експериментальних плавок та методи досліджень, що були використані під час виконання роботи.

У третьому розділі проведено дослідження теплового стану зливка в кристалізаторі та гідродинамічні процеси, що протікають під час одержання зливків високоміцних сплавів титану методом електронно-променевого плавлення з проміжною ємністю. Для квазивстановленого режиму безперервної електронно-променевої плавки, розроблена тривимірна математична модель і методика чисельного розрахунку пов'язаних гідродинамічних і теплових процесів в металі, що кристалізується, при литті сплаву титану з проміжної ємності в циліндричний прохідний кристалізатор. Проведено розрахунки в рамках побудованих математичних моделей та визначено вплив технологічних режимів електронно-променевої плавки на процес кристалізації зливків сплавів титану. Шляхом вирішення нестационарної теплової задачі з фазовим переходом, початковою умовою якої є отриманий розподіл температури в зливку, розраховано положення усадочної раковини для ситуації миттєвого припинення зливу розплаву в кристалізатор і електронно-променевого обігріву торцевої поверхні зливка.

У четвертому розділі проведено вивчення особливостей процесів випаровування легуючих компонентів зі зливків високоміцних складнолегованих сплавів титану в умовах вакууму та дії електронно-променевого нагрівання. Розроблено технологію одержання зливків

високоміцних складнолегованих сплавів титану методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю. На прикладі одержання нових вітчизняних високоміцних складно легованих сплавів титану Т110 і Т120, а також промислових широкоживаних ( $\alpha+\beta$ ) и псевдо- $\beta$  сплавів титану (BT14, BT22, BT23, BT19) апробовано розроблену технологію. Видано рекомендації по одержанню зливок високоміцних сплавів титану методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю.

У п'ятому розділі, базуючись на проведених розрахунках в рамках побудованих математичних моделей, розроблено технологію отримання зливок економнолегованих сплавів титану методом ЕПП. Проведено дослідження якості зливок, структури та механічних властивостей економнолегованих сплавів титану одержаних методом електронно-променевої плавки та показано, що ЕПП з проміжною ємністю дозволяє отримати якісні зливки як за хімічним складом, так і за структурою.

У шостому розділі розроблено технологію деформаційної та термічної обробки вітчизняного високоміцного сплаву титану Т120 одержаного за технологією електронно-променевої плавки з проміжною ємністю. Досліджено якість напівфабрикатів з вітчизняного сплаву титану Т110 та промислових високоміцних складнолегованих сплавів титану BT14, BT22, BT23, BT19 одержаних за розробленою технологією ЕПП. Проведено роботи з дослідження механічних властивостей та структури одержаних напівфабрикатів у вигляді пластин, прутків та труб із високоміцних складнолегованих сплавів титану.

Практичне значення отриманих результатів дисертаційного дослідження полягає у тому, що розроблено нову перспективну технологію, застосування якої для виробництва вітчизняних напівфабрикатів високоміцних сплавів на основі титану дозволить відмовитись від імпорту вартісних іноземних напівфабрикатів, та забезпечить розширення їх застосування підприємствами України. Крім того, впровадження розробленої технології ЕПП та одержання за її

допомогою нових сплавів, легованих переважно дешевими легуючими елементами відкриває можливість створення виробництва зливків нових перспективних економнолегованих високоміцних сплавів на основі титану в Україні.

*Ключові слова:* електронно-променева плавка, проміжна ємність, зливки, високоміцний титановий сплав, економнолегований титановий сплав, математична модель, кристалізація, випаровування, легуючі компоненти, хімічний склад, структура, деформаційна обробка, термічна обробка, механічні властивості.

## ANNOTATION

**Berezos V.O. Theory and practice of production of titanium high-strength structural alloys ingots by the method of electron beam melting.** – Qualifying scientific work as a manuscript.

*The thesis for the degree of Doctor of Technical Sciences on specialty 05.16.02 - "Metallurgy of ferrous and nonferrous metals and special alloys" (in technical sciences). – E. O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, 2021.*

The doctoral dissertation is devoted to the solution of an important scientific and technical problem which consists in the development of the theory and practice of obtaining high - quality ingots of high - strength structural alloys based on titanium by the method of electron beam melting (EBM) with intermediate capacity.

The thermal state of ingots of titanium alloys by EBM with consideration of hydrodynamic currents is investigated by methods of mathematical modeling and the processes of evaporation of chemical elements during EBM of high-strength structural titanium alloys are investigated. Based on the calculations within the framework of mathematical models, technological modes are determined and EBM technology of ingots of high-strength titanium alloys is developed, which ensures high quality of the obtained metal. The work on

obtaining semi-finished products was conducted and the high quality of titanium alloys obtained by the developed EBM technology was shown.

In the first section, the main metallurgical methods of obtaining ingots of high-strength titanium alloys are considered, their comparative analysis is conducted. General information on the properties, classification and applications of high-strength titanium-based alloys is presented. The works conducted in the field of researches of features of crystallization of ingots of titanium and its alloys at receiving by a method of EBM are considered. Peculiarities of the behavior of alloying elements in obtaining ingots of titanium alloys under vacuum conditions and the action of electron beam heating are considered. The problems of EBM in obtaining high - strength titanium alloys are determined.

The second section describes the research materials used in the work, presents the technological schemes and technological equipment used in the work to obtain ingots of high-strength alloys based on titanium by EBM. The design features of electron-beam installations used to obtain high-strength titanium-based alloys are presented. The method of conducting experimental melting and research methods that were used during the work are described.

In the third section, a study of the thermal state of the ingot in the mold and the hydrodynamic processes that occur during the production of ingots of high-strength titanium alloys by EBM with intermediate capacity is conducted. For a quasi-established mode of continuous electron-beam melting, a three-dimensional mathematical model is developed, as well as the method of numerical calculation of related hydrodynamic and thermal processes in the crystallized metal during casting of titanium alloy from the intermediate capacity into a cylindrical bushing. Calculations are made within the framework of the constructed mathematical models and the influence of technological modes of EBM on the process of crystallization of titanium alloy ingots is determined. By solving a nonstationary thermal problem with a phase transition, the initial condition of which is the obtained temperature distribution in the ingot, the position of the shrinkage shell for the situation of instantaneous

cessation of melt discharge into the mold and electron beam heating of the ingot end surface is calculated.

In the fourth section, the study of the peculiarities of evaporation of alloying components from ingots of high-strength complex-alloyed titanium alloys under vacuum and the action of electron beam heating is conducted. The technology of obtaining ingots of high-strength complex-alloyed titanium alloys by the method of EBM with intermediate capacity was developed. The developed technology was tested on the example of obtaining new domestic high-strength complex alloyed titanium alloys T110 and T120, as well as industrial widely used ( $\alpha + \beta$ ) and pseudo- $\beta$  titanium alloys (VT14, VT22, VT23, VT19). Recommendations for obtaining ingots of high-strength titanium alloys by the method of EBM with intermediate capacity are issued.

In the fifth section, based on the calculations within the framework of the constructed mathematical models, the technology of obtaining ingots of economically alloyed titanium alloys by the EBM method is developed. A study of the quality of ingots, structure and mechanical properties of economically alloyed titanium alloys obtained by EBM, and it is showed that the method of EBM with intermediate capacity allows to obtain high-quality ingots in both chemical composition and structure.

In the sixth section, the technology of deformation and heat treatment of domestic high-strength alloy on the basis of titanium T120 obtained by the technology of EBM with intermediate capacity is developed. The quality of semi-finished products from the domestic titanium alloy T110 and industrial high-strength complex alloyed titanium alloys VT14, VT22, VT23, VT19 obtained by the developed EBM technology has been investigated. Works on research of mechanical properties and structure of the received semi-finished products in the form of plates, rods and pipes from high-strength difficult-alloyed titanium alloys are carried out.

The practical significance of the results of the doctoral dissertation is that a new advanced technology has been developed, the application of which for the

production of domestic semi-finished alloys based on titanium will allow to waive the import of valuable foreign semi-finished products and expand their use by Ukrainian enterprises. In addition, the introduction of the developed EBM technology and obtaining with its help new alloys, doped mainly with cheap alloying elements, opens the possibility of creating the production of ingots of new promising economically alloyed high-strength titanium-based alloys in Ukraine.

*Keywords:* electron beam melting, intermediate capacity, ingot, high-strength titanium alloy, economically alloyed titanium alloy, mathematical model, crystallization, evaporation, alloying components, chemical composition, structure, deformation treatment, heat treatment, mechanical properties.

## ОСНОВНІ ПУБЛІКАЦІЇ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

*Статті у наукових фахових виданнях, які індексуються у міжнародних наукометричних базах Scopus та Web of Science*

1. Ivasishin O. M., Akhonin S. V., Savvakin D. G., **Berezos V. A.**, Bondarchuk V. I., Stasyuk O. O., Markovsky P. E. Effect of microstructure, deformation mode and rate on mechanical behaviour of electron-beam melted Ti-6Al-4V and Ti-1.5Al-6.8Mo-4.5Fe alloys. *Progress in Physics of Metals*. 2018. 19(3). P. 309–336. DOI: 10.15407/ufm.19.03.309. (*Scopus*).
2. Akhonin S.V., Belous V.Y., **Berezos V.A.**, Selin R.V. Effect of TIG-welding on the structure and mechanical properties of the pseudo- $\beta$  titanium alloy VT19 welded joints. *Materials Science Forum*. 2018. 927 MSF. P. 112–118. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.927.112. (*Scopus*).
3. Akhonin S.V., **Berezos V.O.**, Severyn A.Yu., Tymoschenko Y.G., Davydchuk N.K. Structure and Properties of Titanium Modified Silicon-carbide at EBM. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2019. 582(1). 012051. DOI: 10.1088/1757-899X/582/1/012051. (*Scopus*).



4. Markovsky P.E., Akhonin S.V., **Berezos V.A.**, Karasevska O.P., Gavrysh I.M. Microstructure and Tensile Properties of Cost-Efficient Thermally Hardenable  $\alpha+\beta$  Alloys of Ti–Al–Mo–Fe and Ti–Al–Mo–Cr Systems. *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2020. 9(6). P. 856–872. DOI: 10.1007 / s13632-020-00705-7 (*Scopus*).

***Статті у наукових фахових виданнях***

5. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Жук Г.В., **Березос В.А.** Развитие электронно-лучевой плавки титана в ИЭС им. Е.О.Патона. *Современная электрометаллургия*. 2008. №3. С. 22–24.
6. **Березос В.А.** Проверка адекватности математической модели процесса кристаллизации титанового слитка ЭЛПЕ. *Современная электрометаллургия*. 2010. №3. С. 14–17.
7. Тригуб Н.П., **Березос В.А.**, Крыжановский В.А., Северин А.Ю. Исследование процесса изготовления горячекатаных труб из слитков титанового сплава VT20, полученных электронно-лучевой плавкой. *Современная электрометаллургия*. 2010. №4. С. 3–6.
8. Ахонин С.В., **Березос В.А.**, Крыжановский В.А., Корнийчук В.Д., Пикулин А.Н., Северин А.Ю. Производство дисков для энергетического машиностроения из титанового сплава VT6 полученного методом электронно-лучевой плавки. *Современная электрометаллургия*. 2012. №4. С. 15–20.
9. Ахонин С.В., Пикулин А.Н., **Березос В.А.** Электронно-лучевое оплавление поверхности слитков сложнолегированного титанового сплава. *Титан*. 2013. №1(39). С. 25–30.
10. **Березос В.А.** Экспериментальная проверка адекватности математической модели процесса кристаллизации титанового слитка при электронно-лучевой плавке. *Теория и практика металлургии*. 2013. №3-4. С.88–92.
11. Ахонин С.В., Северин А.Ю., **Березос В.А.**, Ерохин А.Г. Математическое моделирование процессов испарения при выплавке

слитков многокомпонентных титановых сплавов в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*. 2013. №4. С. 34–39.

12. Ахонин С.В., **Березос В.А.**, Пикулин А.Н., Северин А.Ю., Ерохин А.Г. Электронно-лучевое оплавление поверхности слитков сплавов титана. *Современная электрометаллургия*. 2014. №2. С. 21–25.
13. Ахонин С.В., **Березос В.А.**, Крыжановский В.А., Пикулин А.Н., Ерохин А.Г. Получение трубных заготовок из титанового сплава ВТ14 методом ЭЛП. *Современная электрометаллургия*. 2014. №3. С. 21–25.
14. Пикулин А.Н., Ахонин С.В., **Березос В.А.**, Селин Р.В. Получение слитков сложнолегированного титанового сплава ВТ23 способом ЭЛП. *Современная электрометаллургия*. 2015. №2. С. 17–20.
15. Григоренко Г.М., Ахонин С.В., Лобода П.И., Григоренко С.Г., Северин А.Ю., **Березос В.А.**, Богомол Ю.И. Структура и свойства титанового сплава, легированного бором, полученного способом электронно-лучевого переплава. *Современная электрометаллургия*. 2016. №1. С. 21–25.
16. Ахонин С.В., Северин А.Ю., **Березос В.А.**, Пикулин А.Н., Ерохин А.Г. Особенности выплавки слитков титанового сплава ВТ19 в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*. 2016. №2. С. 23–27.
17. Ахонин С.В., Селин Р.В., **Березос В.А.**, Пикулин А.Н., Северин А.Ю., Ерохин А.Г. Разработка нового высокопрочного титанового сплава. *Современная электрометаллургия*. 2016. №4. С. 22–27.
18. Ахонин С.В., **Березос В.А.**, Пикулин А.Н., Северин А.Ю., Ерохин А.Г. Электронно-лучевая плавка нового высокопрочного титанового сплава Т120. *Современная электрометаллургия*. 2017. №1. С. 15–21.
19. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Северин А.Ю., **Березос В.А.**, Пикулин А.Н., Ерохин А.Г. Структура и свойства нового высокопрочного титанового сплава Т120, полученного способом ЭЛП после

- деформационной и термической обработки. *Современная электрометаллургия*. 2017. №2. С. 11–16.
20. Ахонин С.В., Северин А.Ю., Белоус В.Ю., **Березос В.А.**, Пикулин А.Н., Ерохин А.Г. Структура и свойства титанового сплава ВТ19, полученного способом электронно-лучевой плавки, после термомеханической обработки. *Современная электрометаллургия*. 2017. №3. С. 19–24.
21. Ахонин С.В., Марковский П.Е., **Березос В.А.**, Стасюк А.А., Пикулин А.Н., Северин А.Ю., Антонюк С.Л. Получение высокопрочного титанового сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe способом ЭЛП. *Современная электрометаллургия*. 2018. №1. С. 9–16.
22. Ахонин С.В., **Березос В.А.**, Пикулин А.Н., Северин А.Ю., Шваб С.Л., А.Г.Ерохин. Получение высокопрочного титанового сплава ВТ22 способом электронно-лучевой плавки. *Современная электрометаллургия*. 2018г. №3. С. 8–15.
23. Патон Б.Е., Ахонин С.В., **Березос В.А.** Развитие технологий электронно-лучевой плавки металлов в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. *Современная электрометаллургия*. 2018. №4 С. 19–35.
24. Ахонин С.В., **Березос В.А.**, Белоус В.Ю. Новые перспективные сплавы на основе титана. *Современная электрометаллургия*. 2019. №3. С. 35–44.
25. Ахонин С.В., Гориславец Ю.М., Глухенький А.И., **Березос В.А.**, Бондар А.И., Пикулин А.Н. Моделирование гидродинамических и тепловых процессов в кристаллизаторе при электронно-лучевой плавке с промежуточной емкостью. *Сучасна електрометалургія*. 2019. №4. С. 9–17.
26. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., **Березос В.О.**, Петриченко І.К., Селін Р.В., Северин А.Ю., Пікулін О.М. Структура та властивості конструкційних економнолегованих сплавів на основі титану, одержаних способом ЕЛП. *Сучасна електрометалургія*. 2020. №4.

С. 7–15.

*Праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації*

27. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., **Березос В.А.**, Северин А.Ю., Крыжановский В.А. Производство в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины высококачественных крупногабаритных слитков жаропрочных сплавов на основе титана из первичной шихты методом электронно-лучевой плавки. *Международная конференция «Ti–2010 в СНГ»*, Россия, г. Екатеринбург, 16–19 мая. 2010 г. Киев: Сборник трудов, 2010.
28. Тригуб Н.П., **Березос В.А.**, Крыжановский В.А., Корнийчук В.Д. Производство крупногабаритных дисков для газотурбинных установок из жаропрочных сплавов титана, полученных методом электронно-лучевой плавки. *Международная конференция «Ti–2012 в СНГ»*, Россия, г. Казань, 22–25 апреля. 2012 г. Киев: Сборник трудов, 2012.
29. Тригуб Н.П., Ахонин С.В., **Березос В.А.** Развитие технологий электронно-лучевой плавки слитков титана и его сплавов в ИЭС им. Е.О. Патона. *III Науково-технічна конференція «Титан–2012 виробництво і застосування»*, Україна, м. Запоріжжя, 4–5 жовтня. 2012 р. Запоріжжя: Збірка тезисів, 2012.
30. Ахонин С.В., Пикулин А.Н., **Березос В.А.** Оплавление поверхности слитков-слябов титанового сплава ВТ6 электронным лучом. *VII науково-технічна конференція молодих учених та спеціалістів «Зварювання та суміжні технології»*, Україна, м. Київ, 22–24 травня. 2013 р. Київ: Збірка тезисів, 2013.
31. Ахонин С.В., **Березос В.А.**, Корнийчук В.Д., Пикулин А.Н. Электронно-лучевое оплавление поверхности слитков титана – ресурсосберегающая технология современной спецэлектрометаллургии. *Международная конференция «Ti–2013 в СНГ»*, Украина, г. Донецк, 26–29 мая. 2013 г. Киев: Сборник трудов,

- 2013.
32. Ахонин С.В., **Березос В.А.**, Корнийчук В.Д, Пикулин А.Н., Северин А.Ю. Электронно-лучевые технологии получения слитков сплавов на основе титана. *Международная конференция «Сварка и родственные технологии – настоящее и будущее»*, Украина, г. Киев, 25–26 ноября. 2013 г. Киев: Тез.докл. 2013. 222 с.
  33. Ахонин С.В., **Березос В.А.**, Ерохин А.Г., Корнийчук В.Д., Крыжановский В.А. Получение труб из слитков титановых сплавов, выплавленных методом ЭЛП. *Международная конференция «Титан–2014 в СНГ»*, Россия, г. Нижний Новгород, 25–28 мая. 2014 г. С. 25–30. Сб. трудов.
  34. Paton V.E., Akhonin S.V., **Berezos V.A.** Production of Titanium Alloys Ingots by EBCNM Technology. *Proc. of the 13th World Conference on Titanium*, August 16-20, 2015, San Diego, California, USA. TMS, 2016. P. 359–364.
  35. Ахонин С.В., **Березос В.А.**, Пикулин А.Н., Северин А.Ю., Ерохин А.Г. Получение высокопрочных сплавов титана методом электронно-лучевой плавки. *Сб. трудов восьмой международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов»*, Украина, г. Одесса, 11–15 сентября. 2017 г. Киев: Международная Ассоциация «Сварка», С. 11–18.
  36. Кривцун И.В., Ахонин С.В., **Березос В.А.**, Северин А.Ю. Модель испарения многокомпонентных сплавов при электронно-лучевой плавке. *Сб. трудов восьмой международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов»*, Украина, г. Одесса, 11–15 сентября. 2017 г. Киев: Международная Ассоциация «Сварка», С. 53–58.
  37. Ахонин С.В., Пикулин А.Н., **Березос В.А.**, Северин А.Ю., Ерохин А.Г. Электронно-лучевое оплавление слитков высокопрочных  $\alpha+\beta$  и псевдо- $\beta$ - сплавов титана. *Сб. трудов восьмой международной*

конференції «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов», Україна, г. Одеса, 11–15 вересня. 2017 г. Київ: Міжнародна Асоціація «Сварка», С. 19–23.

38. Ахонін С.В., **Березос В.А.**, Белоус В.Ю. Розробка нових титанових сплавів і технології їх отримання методом електронно-лучової плавки. *Сб. трудов міжнародної конференції «Титан—2018. Виробництво і застосування в Україні»*, Україна, г. Київ, 11–13 червня. 2018 г. Київ: Міжнародна Асоціація «Сварка», С. 13–23.

***Публікації, які додатково відображають результати дисертації***

39. Патент України №75790 С22В9/22, Опубл. Бюл. №5 від 15.05.2006р. Спосіб одержання зливок титанових сплавів з якісною поверхнею. / **Березос В.О.**, Жук Г.В., Тригуб М.П., Северин А.Ю., Варич І.Ю.
40. Патент України №76873 С22В9/22, Опубл. Бюл. №9 від 15.09.2006р. Спосіб попередження включень низької щільності в зливках титанових сплавів. / Северин А.Ю., **Березос В.О.**, Жук Г.В., Тригуб М.П.
41. Патент України №78393 С22В9/22, Опубл. Бюл. №3 від 15.03.2007р. Спосіб одержання порожнистих зливок в установках електронно-променевого переплаву. / Тригуб М.П., Жук Г.В., Ахонін С.В., **Березос В.О.**
42. Патент України №91251 С22В34/12, Опубл. Бюл. №13 від 12.07.2010р. Спосіб одержання легованих алюмінієм титанових зливок. / Тригуб М.П., Жук Г.В., **Березос В.О.**, Фесан А.А., Самофалов О.В.
43. Патент України №100065 С21С5/56, С22В 9/22, С22В 34/12, Опубл. Бюл. №21 від 12.11.2012р. Спосіб одержання зливок титанових сплавів з якісною поверхнею. / Тригуб М.П., **Березос В.О.**, Северин А.Ю., Крижановський В.А.
44. Патент України №100279 С21С5/56, С22В34/12, С22В9/22, Опубл. Бюл. №21 від 12.11.2012р. Спосіб отримання зливка титанового сплаву пошаровою кристалізацією в електронно-променевій установці

з проміжною ємністю. / Тригуб М.П., **Березос В.О.**, Северин А.Ю., Крижановський В.А.

45. Патент України №100279 С22В9/22, С22В1/02, С22В4/06, Опубл. Бюл. №23 від 10.12.2012р. Спосіб одержання сплавів на основі титану з рівномірним вмістом кисню. / Тригуб М.П., Корнійчук В.Д., **Березос В.О.**, Северин А.Ю.
46. Патент №106916, Україна, заявл. 21.12.2012; Опубл. Бюл. №12 від 25.06.2016р. Високоміцний титановий сплав. / Ахонін С.В., **Березос В.О.**, Білоус В.Ю., Пікулін О.М., Петриченко І.К., Селін Р.В., Єрохін О.Г.
47. Патент №118388, Україна, заявл. 23.02.2017; Опубл. Бюл. №16 від 27.08.2018р. Спосіб одержання зливків сплавів на основі титану. / Ахонін С.В., Пікулін О.М. **Березос В.О.**, Северин А.Ю., Єрохін О.Г.

## ЗМІСТ

<b>Перелік основних умовних позначень, символів і скорочень.....</b>	<b>19</b>
<b>Вступ .....</b>	<b>24</b>
<b>Розділ 1 Технічні та технологічні особливості одержання сплавів титану методом електронно-променевої плавки.....</b>	<b>32</b>
1.1 Порівняльний аналіз металургійних методів одержання зливків сплавів титану.....	32
1.1.1 Вакуумно-дугова плавка сплавів на основі титану.....	32
1.1.2 Електронно-променева плавка титану.....	37
1.1.3 Плазмова плавка титану.....	40
1.1.4 Переплав в багатосекційному кристалізаторі.....	43
1.1.5 Електрошлакова технологія плавки титану.....	45
1.2 Властивості та області застосування високоміцних сплавів на основі титану .....	50
1.3 Особливості кристалізації сплавів титану при електронно-променевій плавці.....	55
1.4 Особливості поведінки легуючих елементів при електронно-променевій плавці сплавів на основі титану .....	63
Висновки по розділу 1 .....	68
<b>Розділ 2 Матеріали, обладнання та методи досліджень .....</b>	<b>70</b>
2.1 Матеріали досліджень. Обґрунтування вибору матеріалів .....	70
2.2 Конструктивні особливості електронно-променевих установок та обладнання електронно-променевої плавки зливків сплавів титану.....	78
2.3 Методика проведення експериментальних плавок .....	93
2.4 Методи досліджень .....	98
Висновки по розділу 2 .....	108



<b>Розділ 3 Моделювання теплофізичних та гідродинамічних процесів при електронно-променевої плавці сплавів титану .....</b>	<b>110</b>
3.1 Експериментальна перевірка адекватності існуючої математичної моделі процесу кристалізації титанового зливка при електронно-променевої плавці .....	110
3.2 Тривимірна математична модель гідродинамічних та теплових процесів в кристалізаторі при електронно-променевої плавці з проміжною ємністю .....	118
3.3 Вплив технологічних режимів на процес формування зливка при електронно-променевої плавці .....	138
Висновки по розділу 3 .....	148
<b>Розділ 4 Розробка технології одержання високоміцних складнолегованих сплавів титану методом електронно-променевої плавки.....</b>	<b>151</b>
4.1 Вивчення особливостей процесів випаровування легуючих компонентів при електронно-променевої плавці зливків високоміцних складнолегованих сплавів титану.....	151
4.2 Технологічні особливості виплавки зливків високоміцних складнолегованих сплавів титану методом електронно-променевої плавки .....	165
4.3 Одержання зливків високоміцних промислових ( $\alpha+\beta$ ) та псевдо- $\beta$ сплавів титану (BT14, BT22, BT23, BT19) методом електронно-променевої плавки.....	173
4.4 Одержання нових високоміцних складнолегованих сплавів титану T110 і T120 методом електронно-променевої плавки.....	186
Висновки по розділу 4 .....	192
<b>Розділ 5 Одержання економнолегованих сплавів титану методом електронно-променевої плавки.....</b>	<b>194</b>

5.1 Розробка технології виплавки зливків економнолегованих сплавів титану методом електронно-променевої плавки .....	196
5.2 Дослідження якості зливків економнолегованих сплавів на основі титану одержаних методом електронно-променевої плавки .....	210
5.3 Одержання зливків економнолегованих сплавів на основі титану методом електронно-променевої плавки.....	228
5.4 Розробка технології термодформаційної обробки та дослідження якості напівфабрикатів з економнолегованих $\alpha+\beta$ сплавів титану систем Ti-Al-Mo-Fe і Ti-Al-Mo-Cr одержаних методом ЕПП.....	245
Висновки по розділу 5 .....	272
<b>Розділ 6 Вивчення впливу режимів термодформаційної обробки на метал зливків високоміцних сплавів титану, одержаних методом електронно-променевої плавки, та дослідження якості напівфабрикатів .....</b>	<b>275</b>
6.1 Розробка технології термодформаційної обробки нового високоміцного складнолегованого сплаву титану Т120, одержаного методом електронно-променевої плавки.....	275
6.2 Дослідження структури і механічних властивостей напівфабрикатів із нових високоміцних складнолегованих сплавів титану Т110 і Т120, одержаних методом електронно-променевої плавки .....	281
6.3 Розробка технології термодформаційної обробки високоміцних складнолегованих сплавів титану, одержаних методом електронно-променевої плавки.....	289
6.4 Випуск дослідних партій напівфабрикатів із високоміцних промислових ( $\alpha+\beta$ ) и псевдо- $\beta$ сплавів титану (BT14, BT22, BT23, BT19), одержаних методом електронно-променевої плавки .....	310
Висновки по розділу 6 .....	316
<b>Висновки .....</b>	<b>319</b>
<b>Список використаних джерел.....</b>	<b>321</b>

## ПЕРЕЛІК ОСНОВНИХ УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ, СИМВОЛІВ І СКОРОЧЕНЬ

ЕПП	- електронно-променева плавка;
ВДП	- вакуумно-дугова плавка;
ККД	- коефіцієнт корисної дії;
ПДП	- плазмено-дугова плавка;
ІПСК	- індукційна плавка в секційному кристалізаторі;
ЕШП	- електрошлакова плавка;
МЕП	- магнітокерована електрошлакова плавка;
ДШП	- дугошлакова плавка;
НТМО	- низькотемпературна термічна обробка;
LCB	- low cost beta;
ICP-OES	- метод індуктивно зв'язаної плазми/оптичної емісійної спектрометрії;
УЗК	- ультразвуковий контроль;
ЕПН	- електронно-променевий нагрів;
$D$	- відхилення даних розрахунку від експериментальних;
$H_{\text{э}}$	- глибина рідкої ванни експериментальна;
$H_p$	- глибина рідкої ванни розрахункова;
$T_m$	- температура плавлення;
$T_L$	- температура ліквідусу;
$T_S$	- температура солідусу.
$\rho$	- густина рідкого металу;
$\bar{u}$	- усереднене значення швидкості;

$\bar{p}$	- усереднене значення тиску,
$\mu$ і $\mu_T$	- коефіцієнти молекулярної і турбулентної динамічної в'язкості;
$g$	- прискорення вільного падіння;
$f_{drag}$	- гальмівна сила Дарсі;
$C_\mu$	- емпірична константа,
$k$	- щільність кінетичної турбулентної енергії;
$\varepsilon$	- швидкість її дисипації;
$\lambda_{eff}$	- ефективний коефіцієнт теплопровідності;
$C_p$	- питома теплоємність;
$\lambda$	- коефіцієнт молекулярної теплопровідності;
$\lambda_T$	- коефіцієнт турбулентної теплопровідності;
$Pr_T$	- число Прандтля;
$S$	- площа перетину зливка на нижній межі розрахункової області;
$u_{cast}$	- швидкість витягування зливка;
$d$	- діаметр зливка;
$h$	- висота кристалізатора;
$\Gamma_1 \dots \Gamma_7$	- границі розрахункової області,
$T_{in}$	- температура металу на вході в кристалізатор;
$T_{sep}$	- температура повного відриву зливка від стінки кристалізатора;
$q_{ev}$	- тепловий потік з поверхні рідкого металу за рахунок випаровування;

- $d_{pool}$  - зміщення точки максимальної глибини відносно осі зливку;
- $h_{pool}$  - глибина рідкої ванни;
- $T_{III}$  - температура поліморфного перетворення;
- $U_D$  - енергія деформації;
- $\sigma_B$  - тимчасовий опір розриву;
- $\sigma_{0.2}$  - межа плинності;
- $\delta$  - відносне подовження;
- $\psi$  - відносне звуження;
- $V_1$  - об'єм рідкого металу на торці заготовки;
- $S_1$  - площа рідкого металу на торці заготовки;
- $\pi_1^{Al}, \pi_1^{Cr}, \pi_1^V, \pi_1^{Mo}, \pi_1^{Zr}, \pi_1^{Ti}$  – питомі потоки алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану через міжфазну поверхню в парову фазу;
- $m_1$  - масова швидкість надходження розплаву з торця заготовки в проміжну ємність;
- $V_2$  - об'єм рідкого металу в проміжній ємності;
- $S_2$  - площа вільної поверхні рідкого металу в проміжній ємності;
- $\pi_2^{Al}, \pi_2^{Cr}, \pi_2^V, \pi_2^{Mo}, \pi_2^{Zr}, \pi_2^{Ti}$  – питомі потоки алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану з проміжної ємності в парову фазу;
- $m_2$  - масова швидкості надходження розплаву з проміжної ємності в кристалізатор;
- $V_3$  - об'єм рідкого металу в кристалізаторі;
- $S_3$  - площа вільної поверхні рідкого металу в кристалізаторі;

- $\pi_3^{Al}, \pi_3^{Cr}, \pi_3^V, \pi_3^{Mo}, \pi_3^{Zr}, \pi_3^{Ti}$  - питомі потоки алюмінію, хрому, ніобію, цирконію та титану з кристалізатора в парову фазу;
- $m_3$  - масова швидкість твердіння розплаву в кристалізаторі;
- $\alpha_c$  - коефіцієнт конденсації;
- $N_i$  - мольна доля  $i$ -того елемента;
- $p_i^0$  - рівноважна пружність пари  $i$ -того елемента;
- $\gamma_i$  - коефіцієнт активності  $i$ -того елемента;
- $M_i$  - атомна маса легуючого елемента;
- $R$  - універсальна газова постійна;
- $M_{Ti}, M_{Al}, M_{Cr}, M_V, M_{Mo}, M_{Zr}$  – атомні маси титану, алюмінію, хрому, ванадію, молібдену та цирконію, відповідно;
- $p_{Cr}^0, p_V^0, p_{Mo}^0, p_{Zr}^0, p_{Ti}^0$  – пружності парів хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану в  $j$ -тій зоні плавки, відповідно;
- $\gamma_i^{Cr}, \gamma_i^V, \gamma_i^{Mo}, \gamma_i^{Zr}, \gamma_i^{Ti}$  – коефіцієнти активності хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану в  $j$ -тій зоні плавки, відповідно;
- $T_j$  - температура розплаву в  $j$ -тій зоні плавки;
- $\beta_{Al}$  - коефіцієнт масо переносу алюмінію в розплав титану;
- $[Al]_j$  - концентрація алюмінію в  $j$ -тій зоні плавки;
- $p_{Al}^0$  - пружність пари чистого алюмінію;
- $\gamma_j^{Al}$  - коефіцієнт активності алюмінію в  $j$ -тої зоні плавки;
- ТМО - термомеханічна обробка;
- КСV - ударна в'язкість з гострим надрізом;
- КСU - ударна в'язкість з радіусом закруглення;
- НВ - твердість по Брінелю;

STA	- звичайна пічна термообробка;
RHT	- швидкісна термообробка;
YS	yield strength;
UTS	ultimate tensile strength;
EL	elongation;
RA	reduction in area.

## ВСТУП

**Актуальність роботи.** Донині практично всі напівфабрикати з високоміцних сплавів титану виготовляються методом вакуумно-дугової плавки (ВДП) та поставляються в Україну із-за кордону. Хоча технологія ВДП титану є традиційним і найбільш поширеним в промисловості способом отримання зливок титану і сплавів на його основі, в останні роки все більше застосування в металургії титану знаходить технологія електронно-променевої плавки (ЕПП) з проміжною ємністю.

Роботи зі створення та впровадження технології ЕПП зливок титану в Україні проводилися такими науковцями як Тихоновський О.Л., Тригуб М.П., Ахонін С.В., Жук Г.В. та ін. Ними були проведені роботи зі створення нових технологій та обладнання ЕПП, розроблено математичні моделі переносу тепла та процесів випаровування легуючих елементів при одержанні зливок титанових сплавів під час ЕПП. Однак проведені роботи, з огляду на складність розрахунків та обмежені можливості обчислювальної техніки, мали певні недоліки. Так, при вивченні процесів випаровування під час ЕПП розглядалося випаровування лише одного елемента з високою пружністю пари, а саме алюмінію. Водночас, багато високоміцних титанових сплавів мають складну систему легування і окрім алюмінію мають ще й хром, який також інтенсивно випаровується під час ЕПП. Рішення задач тепло- та масообміну проводилося окремо від гідродинамічної задачі, що невпинно призводило до викривлення одержаних результатів, або, з метою спрощення розрахунків, вважалася осьова симетрія теплових, концентраційних і гідродинамічних полів в зливку, в результаті чого тривимірна модель зводилася до рішення двовимірної. При виплавці зливка під час ЕПП з проміжною ємністю відсутня осьова симетрія подачі рідкого розплаву в прохідний кристалізатор і перебіг теплофізичних процесів має виражений тривимірний характер. Тому докладне врахування розрахунковим шляхом



таких теплофізичних процесів можливе тільки за допомогою рішення сполучених тривимірних теплової і гідродинамічної задач.

Слід зауважити, що Україна є однією з п'яти країн світу, які мають повний цикл виробництва титану: від видобутку титановмістких руд, їх збагачення і виробництва губчатого титану до виплавки зливків титану і виробництва титанових напівфабрикатів. Проте це стосується одержання або зливків технічно чистого титану (BT1-0, Grade 2), або малолегованих сплавів титану (BT5, BT6). Тому створення нової перспективної технології та впровадження її для виробництва вітчизняних напівфабрикатів високоміцних сплавів на основі титану методом ЕПП дозволить відмовитись від імпорту вартісних іноземних напівфабрикатів, та забезпечить розширення їх застосування підприємствами України. Крім того, впровадження технології ЕПП та розробка нових сплавів, легованих переважно дешевими легуючими елементами відкриває можливість створення виробництва зливків нових перспективних економнолегованих високоміцних сплавів на основі титану в Україні.

#### **Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.**

Робота проводилася в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України відповідно до планів науково-дослідних робіт в рамках таких тем: «Створення нових жароміцних сплавів на основі титану і технології їх виробництва методом ЕПП» №ДР 0106U011957 (2007-2009); «Дослідження особливостей пошарової кристалізації металу і розробка електронно-променевої технології одержання прогресивних конструкційних матеріалів на основі титану» №ДР 0107U003294 (2007-2011); «Дослідити вплив термічного циклу зварювання на структурно-фазові перетворення в ЗТВ і властивості зварних з'єднань сучасних складнолегованих титанових сплавів та на цій основі вдосконалити процеси зварювання і відновлювального наплавлення цих сплавів» №ДР 0112U000625 (2013-2014); «Створити новий високоміцний добре зварюваний титановий сплав конструкційного призначення з межею

міцності не менше 1200 МПа та розробити оптимальні методи його зварювання» №ДР 0112U000620 (2012-2016); «Дослідити закономірності процесів випаровування і тепло переносу під час електронно-променевої плавки складнолегованих псевдо- $\beta$  титанових сплавів та визначити особливості формування структури, фазового складу та механічних властивостей зварних з'єднань з цих сплавів» №ДР 0115U003142 (2015-2017); «Розробка технологічних основ виплавки методом електронно-променевої плавки конструкційних економнолегованих титанових сплавів та дослідження їх структури, механічних властивостей і здатності до зварювання» №ДР 0118U000182 (2018-2020).

**Мета і завдання роботи.** Метою роботи є встановлення закономірностей процесів тепло- та масопереносу при виплавці високоміцних конструкційних сплавів на основі титану в умовах вакууму та дії електронного променя, та розробка на цій основі технології їх одержання методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю.

Відповідно до зазначеної мети були поставлені наступні **основні задачі**:

- методами математичного моделювання дослідити тепловий стан зливків сплавів титану при ЕПП з урахуванням гідродинамічних течій;
- встановити залежності впливу технологічних параметрів на процеси структуроутворення зливків високоміцних сплавів титану, що виплавляються методом ЕПП;
- дослідити процеси випаровування хімічних елементів під час ЕПП високоміцних конструкційних сплавів титану;
- дослідити закономірності формування структури при одержанні зливків економнолегованих сплавів титану методом ЕПП;
- визначити технологічні режими та розробити технологію ЕПП зливків високоміцних сплавів титану, що забезпечують більш високу якість металу та підвищення техніко-економічних показників технології;

- дослідити якість титанових сплавів, одержаних за визначеними режимами ЕПП, та виготовлених з цих зливків напівфабрикатів;
- визначити режими термодформаційної обробки нових високоміцних сплавів титану одержаних методом ЕПП.

Об'єктом дослідження є: процеси, що протікають при формуванні зливків високоміцних конструкційних сплавів на основі титану, що виплавляються методом ЕПП з проміжною ємністю.

Предметом досліджень є: закономірності структуроутворення при ЕПП з проміжною ємністю; гідродинамічні і теплові процеси що протікають в кристалізаторі під час ЕПП високоміцних сплавів титану.

Методи дослідження: для розв'язання поставлених задач і одержання основних результатів дисертаційної роботи використовували методи математичного моделювання пов'язаних гідродинамічних і теплових процесів в прохідному кристалізаторі та процесів масопереносу при ЕПП з проміжною ємністю, експериментальні дослідження здійснювали в заводських умовах на сучасних електронно-променевих установках із застосуванням методів газового, спектрального і хімічного аналізів, металографічних та механічних досліджень виплавленого металу.

**Наукова новизна отриманих результатів** полягає в такому:

1. Вперше методами математичного моделювання тривимірних процесів тепло- та масопереносу з урахуванням гідродинамічних та термогравітаційних процесів встановлено особливості кристалізації розплаву та конфігурації металеві ванни під час електронно-променевого плавлення з проміжною ємністю зливків сплавів титану та показана можливість формування плаского фронту кристалізації всередині зливка і твердого гарнісажу товщиною 5–7 мм на внутрішніх стінках кристалізатора при продуктивності процесу ЕПП від 30 кг/год для зливка  $\varnothing 110$  мм до 300 кг/год для зливка  $\varnothing 600$  мм.
2. Вперше методом рішення сполучених тривимірних теплової і гідродинамічної задач досліджено особливості руху рідкого металу в

кристалізаторі під час електронно-променевого плавлення з проміжною ємністю, та встановлено, що він має турбулентний характер в області входження струменю рідкого металу з проміжної ємності в кристалізатор та ламінарний – в об'ємі розплаву, тобто визначальним механізмом теплопередачі в рідкій фазі зливка є тепломасообмін за рахунок усередненого руху розплаву, який має переважаючий ламінарний характер загалом..

3. Вперше визначено залежність впливу температури перегріву розплаву на 100-160 градусів та продуктивності процесу ЕПП в діапазоні 250÷350 кг/год злиwkів сплавів титану на зміну глибини та форми рідкої ванни. Встановлено, що в досліджуваному діапазоні швидкостей процесу ЕПП злиwkів сплавів титану глибина рідкої ванни має прямо пропорційну залежність від продуктивності.
4. Вперше для умов ЕПП експериментально підтверджено форму плаского фронту кристалізації при лінійній швидкості витягування 7 мм/хв злиwkів титанових сплавів  $\varnothing 600$  мм.
5. Вперше встановлено наявність заглиблення в пласкому фронті кристалізації в області входу струменю розплаву в кристалізатор, що може призводити до порушення суцільності гарнісажу під стінкою кристалізатора та виникнення дефектів ливарного походження на поверхні зливка..
6. Вперше для умов електронно-променевого плавлення з проміжною ємністю досліджено одночасне випаровування алюмінію та хрому з титанових сплавів систем легування Ti-Al-Cr-X та встановлено, що визначальною зоною випаровування цих елементів є проміжна ємність, що обумовлено температурними умовами та відношенням площі випаровування до об'єму розплаву, а процеси випаровування алюмінію та хрому проходять незалежно один від одного.
7. Отримало подальший розвиток уявлення про вплив легуючого елемента заліза на механічні властивості сплавів системи Ti-Al-Mo-Fe,

а саме — збільшення його вмісту в сплаві вище 4,5 ваг.% різко погіршує пластичність, а заміщення заліза на хром призводить до підвищення пластичних характеристик сплавів за рахунок різниці в дифузійній рухливості цих елементів у титановій матриці.

### **Практичне значення отриманих результатів:**

1. Для квазивстановленого режиму ЕПП з проміжною ємністю розроблена тривимірна математична модель пов'язаних гідродинамічних і теплових процесів твердіння металу при виплавці зливків сплавів титану в циліндричний прохідний кристалізатор.
2. Удосконалено математичну модель, яка встановлює залежність концентрації алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану в отриманому методом ЕПП з проміжною ємністю зливку сплавів титану, від швидкості плавки, концентрації легуючих елементів в витратній заготовці і температури розплаву.
3. Визначено технологічні режими ЕПП, які забезпечують одержання зливків промислових (BT14, BT22, BT23, BT19) та нових (T110, T120, економнолегованих) високоміцних сплавів титану, що за хімічним складом цілком відповідають вимогам стандартів та технічних умов.
4. На основі встановлених закономірностей процесів твердіння металу та випаровування при ЕПП з проміжною ємністю розроблено технологію одержання високоміцних зливків на основі титана з рівномірним хімічним складом та рівноосною структурою.
5. Розроблено технологію деформаційної обробки високоміцних сплавів на основі титану одержаних за технологією ЕПП з проміжною ємністю.

### **Особистий внесок здобувача:**

В наукових працях, опублікованих із співавторами, автору дисертації належить: у [1, 3, 4, 21, 26] - розраховано технологічні режими та розроблено технологію ЕПП економнолегованих сплавів титану, визначено схеми шихтування, проведено дослідні плавки, проведено

виготовлення напівфабрикатів і дослідних зразків; у [2, 7, 8, 13, 14, 22, 27, 28, 32, 33] - визначено технологічні режими ведення процесу ЕПП промислових сплавів титану, за безпосередньої участі автора проведено дослідні плавки та виготовлення напівфабрикатів, дослідження хімічного складу та структури одержаних зливків; у [9, 12, 30, 31, 37] – проведено відпрацювання технологічних режимів ведення процесу та дослідження якості одержаних зливків; у [11, 16, 34, 36] – підготовка та проведення експериментальних плавок, одержання дослідних зразків та перевірка адекватності побудованої математичної моделі випаровування; у [25] – постановка задач дослідження, вибір наукових підходів до їх вирішення, перевірка адекватності побудованих моделей, аналіз одержаних результатів; у [15, 19, 20] – визначення режимів та розробка технології термодформаційної обробки високоміцних сплавів одержаних методом ЕПП, дослідження механічних властивостей одержаних зразків та аналіз отриманих результатів; у [17, 18, 24, 38] – визначення систем легування, розрахунок технологічних режимів ЕПП, підготовка та проведення дослідних плавок, дослідження хімічного складу та якості одержаних зливків.

При підготовці і обробці результатів експериментів, формулюванні висновків, підготовці публікацій і визначенні технологічних режимів ЕПП високоміцних сплавів титану внесок автора був визначальним. Автор брав безпосередню участь у впровадженні результатів досліджень в промислове виробництво зливків сплавів титану на Державному підприємстві «Науково-виробничий центр «Титан» інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України.

**Апробація результатів дисертації.** Результати дисертаційної роботи доповідалися та обговорювалися на наукових конференціях та семінарах: міжнародна конференція «Ti-2010 в СНД» (Єкатеринбург, Росія, травень, 2010), міжнародна конференція «Ti-2012 в СНД» (Казань, Росія, квітень, 2012), III Науково-технічна конференція „Титан-2012 виробництво і

застосування” (Запоріжжя, жовтень, 2012), VII науково-технічна конференція молодих учених та спеціалістів „Зварювання та суміжні технології” (Київ, травень, 2013), міжнародна конференція «Ti-2013 в СНД» (Донецьк, травень, 2013), міжнародна конференція «Зварювання та споріднені технології - сьогодні і майбутнє» (Київ, листопад, 2013), міжнародна конференція «Ti-2014 в СНД» (Нижній Новгород, Росія, травень, 2014), The 13<sup>th</sup> World Conference on Titanium (Сан Дієго, Каліфорнія, США, серпень, 2015), VIII міжнародна конференція «Променеві технології в зварюванні та обробці матеріалів» (Одеса, вересень, 2017), міжнародна конференція «Титан-2018. Виробництво і застосування в Україні » (Київ, червень, 2018).

**Публікації.** Основні результати дисертаційної роботи опубліковано в 47 наукових працях, із них 26 – у фахових наукових періодичних виданнях України та закордоном (2 – без співавторів), 4 наукові праці проіндексовані у міжнародних науково-метричних базах Scopus та Web of Science, 26 праць задовольняють вимоги МОН України щодо публікації результатів дисертаційних робіт у фахових наукових виданнях, 12 – матеріали наукових конференцій. Отримано 9 патентів України на винахід.

**Структура та обсяг роботи.** Дисертація складається з анотації, вступу, шести розділів, висновків, списку використаних джерел із 284 найменувань, містить 175 рисунків, 44 таблиці. Повний обсяг дисертації складає 350 сторінок, основний зміст викладено на 289 сторінках.

## РОЗДІЛ 1

# ТЕХНІЧНІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ОДЕРЖАННЯ СПЛАВІВ ТИТАНУ МЕТОДОМ ЕЛЕКТРОННО–ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ

### 1.1 Порівняльний аналіз металургійних методів одержання зливків сплавів титану

Важливим критерієм при прийнятті розробниками нових виробів рішення про використання титану замість альтернативних конструкційних матеріалів є співвідношення ціна/якість. Тому зниження собівартості титанових зливків, як початкової ланки для виробництва напівфабрикатів, одночасно з підвищенням їх якості є актуальним завданням. При цьому найбільш перспективним є шлях застосування нових технологічних процесів, які дозволяють виключити з виробничого ланцюжка деякі технологічні переділи і за рахунок цього значно знизити собівартість продукції.

Одним із прогресивних напрямків металургійного виробництва тугоплавких та високореакційних металів і сплавів є застосування різних вакуумних процесів. Використання високого і чистого вакууму в умовах підвищених температур не тільки дозволяє більш глибоко очищати ці матеріали від газових і летючих металевих домішок, а й істотно спрощує процес металургійного переділу і забезпечує отримання виробів з якісно новими фізико–хімічними і механічними властивостями.

#### 1.1.1 Вакуумно–дугова плавка сплавів на основі титану

Вакуумно–дугова плавка (ВДП) з витратним електродом в мідний водоохолоджуваний кристалізатор найбільш відомий і широко поширений спосіб плавки титану та його сплавів (рисунок 1.1) [48–51].

Вакуумна дугова піч представляє собою єдиний плавильно–ливарний агрегат, в якому поєднані процеси плавлення металу, приготування сплаву і



формування зливка. Вакуумні дугові печі в залежності від особливостей їх конструкції можуть бути поділені на два основних види:

1. Вакуумні дугові печі з глухонним кристалізатором, що застосовуються для плавки витратних електродів і для плавки металу з невитратними (графітовими) електродам. В останньому випадку печі обов'язково забезпечені бункером для подачі шихти в зону плавки по мірі наплавлення зливка.

2. Вакуумні дугові печі з витягуванням зливка з кристалізатора в міру його наплавлення. Печі такого типу використовують витратний електрод або мають бункер, з якого додатково подається шихта (губка або відходи). Різновидом печей цього типу є вакуумні дугові печі із ступінчастим кристалізатором, що поєднують проведення першого і другого переплаву.

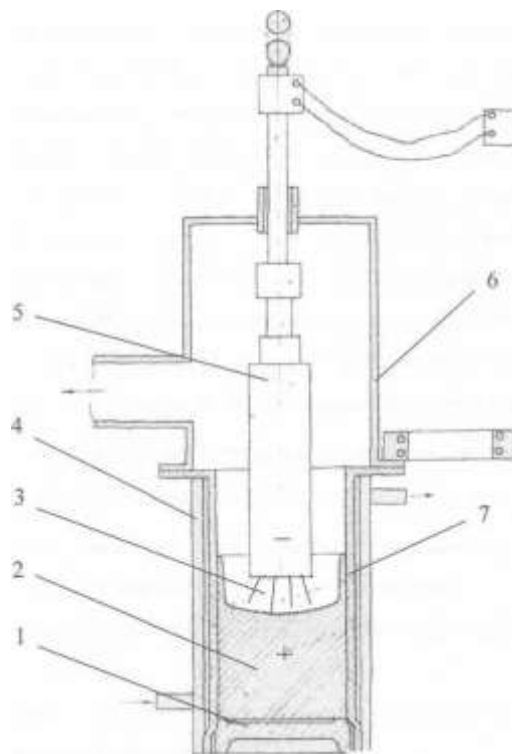


Рисунок. 1.1 – Схема вакуумно–дугової печі з витратним електродом:  
 1 – піддон; 2 – зливоч; 3 – дуга; 4 – кристалізатор; 5 – витратний електрод;  
 6 – вакуумна камера; 7 – «корона» головна частина зливка

За багато десятків років застосування вакуумно–дугових печей створено безліч їх конструкцій, але основні елементи зберігаються у всіх її видах – це мідний кристалізатор, стінки якого охолоджуються водою або натрій калієвим розчином, піддон, вакуумна камера, електродотримачі, вакуумна система, джерело живлення постійного струму, система управління [52].

Основні технологічні операції при виплавці зливка в вакуумно–дугових печах включають: завантаження витратного електрода, герметизацію і вакуумування плавильного простору, розігрів електрода, наведення ванни на піддоні на зниженій потужності, безпосередньо процес плавки на номінальній потужності, виведення усадкової раковини, охолодження зливка, обробку його поверхні. Для отримання сплавів застосовують два переплави [53, 54]. У процесі плавки внаслідок розбризкування рідкого металу під впливом магнітних полів, а також інтенсивного газовиділення, на стінках кристалізатора осідають краплі металу, які утворюють недостатньо проплавлення кірку товщиною 3...5мм, а також «корону» в головній частині зливка, які видаляються при подальшій механічній обробці.

Після завантаження та приварювання пресованого електрода до огарку приступають до плавки, якщо величини натікання і вакууму задовольняють прийнятним нормам. Плавку починають зазвичай при зниженій потужності, щоб уникнути пропалу піддону. Після появи рідкого металу підвищують струм до номінального значення і ведуть плавку. Велике значення для ефективної роботи печі і якості зливків має величина зазору між електродом і стінкою кристалізатора: чим зазор менше, тим краще. Однак при зменшенні зазору дуга частіше перекидається зі зливка на стінку кристалізатора. При плавці великих зливків зазор між електродом і кристалізатором зазвичай близько 50 мм, причому допускається зміщення осі електрода від осі кристалізатора до 25 мм.

Після закінчення плавлення зливок залишають в печі для

охолодження, час якого залежить від діаметра зливка і складу сплаву. Для прискорення охолодження в піч після закінчення плавки іноді вводять невелику кількість гелію. В результаті посилення теплопередачі від зливка до кристалізатору час охолодження значно скорочується. Зазвичай зливки вивантажують, коли ливникова частина остигає до 400–500°C. Вивантаження при більш високій температурі призводить до окислення поверхні зливка. Вивантаження при більш низькій температурі збільшує час охолодження і тим самим знижує продуктивність печей. Крім того, зливки в нагрітому стані легше піддаються обробці різанням на токарних верстатах.

Для проведення другої плавки два–три зливки першого переплаву після підготовки зварюють безпосередньо в печі другого переплаву або поза піччю аргоно–дуговим зварюванням. Нижній злинок приварюють ливниковою частиною вниз, щоб недостатньо однорідна після першого переплаву донна частина вдруге плавилася вже в нормальних умовах. Підготовка злиwkів першого переплаву (литих електродів) до повторної плавки полягає в наступному. Відразу після вивантаження ще гарячі зливки першого переплаву чистять металевою щіткою в проточній воді для видалення хлоридів з поверхневої скоринки зливка. Після мийки зливки за рахунок внутрішнього тепла швидко просихають, і їх подають на механічну обробку. На токарному верстаті обрізають корони і обточують окислені місця.

Другий переплав ведуть так само, як і перший, але в кінці змінюють режим для виведення усадкової раковини. Після закінчення плавлення електрода напруга і силу струму знижують таким чином, щоб плавлення припинилося, а потужність, що виділяється, йшла на заповнення втрат тепла з поверхні рідкої ванни. Це запобігає затвердінню її поверхні, тоді як кристалізація від стінок виливниці триває. Режим підтримують до тих пір, поки не закристалізується майже вся маса рідкого металу. Однак такий простий режим виведення

раковини для великих зливків, що виплавляються при великій силі струму, використовувати не можна, так як внаслідок усадки виходить чашеподібна форма ливника. Щоб не допускати цього, в перший період виведення раковини встановлюють режим, що забезпечує невелику швидкість сплаву для підтримки рівня ванни, що і створює рівну ливникову частину. Кращих результатів досягають в тому випадку, коли між електродом і недогарком приварюють перехідний темплет проміжного діаметра, і підживлення рідкої ванни відбувається внаслідок його сплавлення. Перехідний темплет зручний ще й тим, що оберігає недогарок від сплаву.

Тривалість виведення усадкової раковини збільшується зі зростанням діаметра зливка. Так, при силі струму дуги 24–25 кА плавка зливка діаметром 850 мм йде близько 4 год, а режим виведення раковини триває 2,5 год. Збільшення часу виведення усадкової раковини при підвищенні маси зливка знижує вигреш в продуктивності печей. Якщо виведення раковини проводять в атмосфері гелію при тиску 10 мм рт.ст., то в результаті інтенсифікації охолодження і тим самим збільшення швидкості кристалізації час режиму вдається скоротити на 10–20%. Усадочних раковину виводять не завжди при виплавці зливків другого перепаву, а тільки тоді, коли наступна обробка тиском зливка не забезпечує заварку усадкової раковини.

Другий перепаву ряду сплавів з легколетючими легуючими компонентами проводять у розрідженій атмосфері інертних газів.

ВДП дозволяє перепавлити титанову губку у вигляді витратного електрода. Електрод, що витрачається, діаметром до 650 мм виготовляється пресуванням губчастого титану з відходами та легуючими елементами в прохідну матрицю. У деяких країнах витратні електроди отримують пресуванням в глухдонні матриці.

Аналіз ВДП сплавів титану показав, що цей спосіб має ряд переваг, у тому числі:

1. Глибока дегазація металу, що переплавляється, за рахунок низького парціального тиску водню в зоні плавки.

2. Відсутність забруднення розплаву матеріалом, з якого виготовлений кристалізатор.

3. Високий ККД процесу в порівнянні з індукційною плавкою в секційному кристалізаторі і плазмено–дуговою плавкою.

4. Відносна простота обладнання.

5. Нижчі витрати енергоресурсів в порівнянні з іншими видами плавки (електронно–променевої, індукційної, плазмено–дугової).

Однак цей спосіб має ряд недоліків:

1. Необхідність застосування потужних пресів для виготовлення витратних електродів – для електродів діаметром до 650 мм – прес зусиллям 1000 МПа.

2. Жорстка залежність між потужністю і швидкістю плавлення.

3. Підвищена вибухонебезпечність процесу, що вимагає установки сталевих або залізобетонних захисних камер.

4. Висока ймовірність утворення включень при попаданні в рідку ванну оксинітриду титану, а також тугоплавких металів (вольфраму, молібдену та ін.).

5. Невисока якість поверхні зливка і наявність "корони" його головної частини.

6. Зливки, титану, виплавлені в електродугових вакуумних печах, мають грубозернисту зональну структуру.

7. Неможливість проведення процесу плавки при наявності в губчатому титані понад 0,12% ваг. з'єднань хлоридів металу.

8. Труднощі залучення у виробництво титанових відходів.

### **1.1.2 Електронно–променева плавка титану**

Поряд з ВДП титану в останні десятиріччя, особливо в Україні, розвивається електронно–променева плавка [55–59].

Характерними рисами цього виду плавки є можливість управління в широких межах електронним променем і порівняно високий вакуум в зоні плавлення ( $10^{-2} - 10^{-4}$  мм. рт.ст.) [60–67].

При ЕПП джерелом нагрівання металу служить електронний пучок. Під час плавки кінетична енергія електрона перетворюється в теплову. Електронний промінь характеризується як один з найбільш чистих джерел нагріву. Завдяки своїй універсальності електронний промінь застосовується як при переплаві витратної цільної заготовки, так і при переплаві сипучої шихти [68–71].

Електронно–променева установка (рисунок 1.2) складається з наступних основних вузлів: електронних нагрівачів, механізму горизонтальної подачі заготовки або шихти, проміжної ємності, кристалізатора, механізму витягування зливка, вакуумної системи, системи управління, джерел живлення [72, 73].

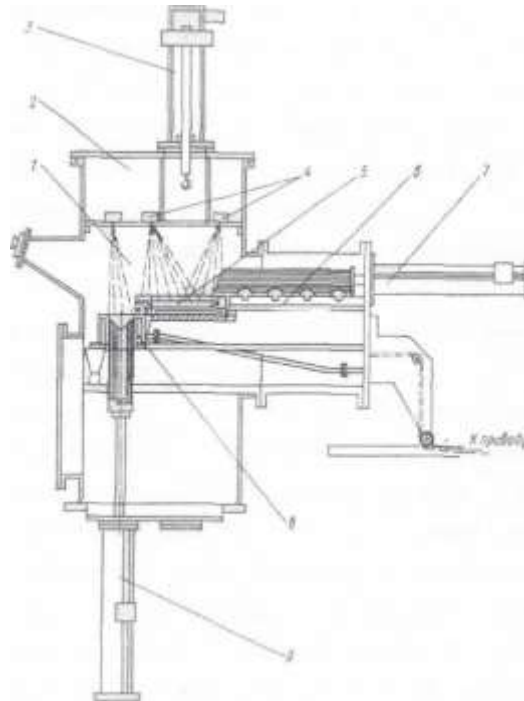


Рисунок. 1.2 – Схема електронно–променевої установки: 1 – камера плавки; 2 камера ЕПП; 3–механізм вертикальної подачі заготовки; 4– електронно–променева гармата; 5–проміжна ємність; 6–заготовка; 7– механізм горизонтальної подачі заготовки; 8–кристалізатор; 9–механізм витягування зливка

Основні технологічні операції при ЕПП: завантаження шихти або заготовки в установку, вакумування установки, розігрів гарнісажу в проміжній ємності, нагрів шихти або заготовки до температури плавлення, сплавлення шихти або заготовки в проміжну ємність, періодичний перелив рідкого металу в кристалізатор, який формує зливки, вивід усадочної раковини, охолодження зливка [74, 75].

Глибоке розрідження в зоні плавки, перегрів металу під впливом електронного бомбардування та вільне дзеркало рідкого металу забезпечують найбільш сприятливі умови для видалення газових домішок з металу [76, 77]. Рафінуючий ефект підсилює встановлення на електронно–променевої установці проміжної ємності.

Під час ЕПП можливо застосування шихти різного виду і розмірів (подрібнена титанова губка, пресована титанова губка, нероздроблені блоки губчастого титану, 100% титанового брухту та ін.) Наявність проміжної ємності, в якій відбувається усереднення хімічного складу розплаву, дозволяє отримувати зливки титанових сплавів з рівномірним хімічним складом. У зв'язку з цим є можливість отримання складних титанових сплавів, які важко отримувати іншими металургійними методами плавки.

Виплавлені зливки на електронно–променевих печах характеризуються високою якістю металу: низьким вмістом домішок впровадження, також водню, кисню, азоту. Одночасно необхідно відзначити високі пластичні властивості металу [78].

Застосування незалежних джерел нагріву – електронних гармат дозволяє отримати зливки різної форми, високий вихід придатного металу, управляти процесами кристалізації, а також відмовитися від механічної обробки поверхні зливків після оплавлення поверхні виплавленого зливка електронними гарматами [72]. Процес виплавки зливків титану в ЕПП відрізняється відсутністю небезпеки вибуху в порівнянні з ВДП [79, 80].

Але поряд з перевагами ЕПП слід зазначити ряд деяких недоліків: складність обладнання, підвищене випаровування легуючих елементів з високою пружністю пару, неможливість переплавлення газонасиченої шихти.

Електронно–променева плавка має ряд переваг перед ВДП:

- повне виключення з технологічного циклу операції пресування витратного електрода;
- переплав недроблених блоків губчастого титану масою до 5 тон;
- отримання зливків–слябів прямокутного перетину, зливків квадратного перетину, а також порожнистих зливків;
- видалення неметалевих включень високої і низької щільності;
- отримання структурно і хімічно однорідних зливків з мінімальною анізотропією текстури;
- можливість отримання високих швидкостей кристалізації розплаву;
- збільшення виходу придатного металу за рахунок скорочення кількості переплаву (один замість 2–3) і оплавлення поверхневого шару зливків замість механічної обробки поверхні (підвищення виходу придатного на 10–15%) [81];
- економія капітальних витрат на будівництво цехових будівель;
- безпеку технологічного процесу.

### **1.1.3 Плазмова плавка титану**

Менш чутливим процесом до переплаву газонасиченої шихти є плазмено–дугова плавка (ПДП) [82–87].

Сутність цього способу плавки полягає в тому, що джерелом нагрівання шихти служить плазма – іонізована газова система з температурою від 5000 К до 30000 К. Пристрій, в якому генерується плазма, отримало назву – плазмотрон [88–92]. На плазмових печах (рисунок 1.3) можливий переплав, як сипучої шихти, так і компактної заготовки.

Існує два основних типи плазмових нагрівальних пристроїв:



- непрямого нагріву, без виведення стовпа дуги (рисунок 1.4а);
- прямого нагріву, з виведенням стовпа дуги (рисунок 1.4б).

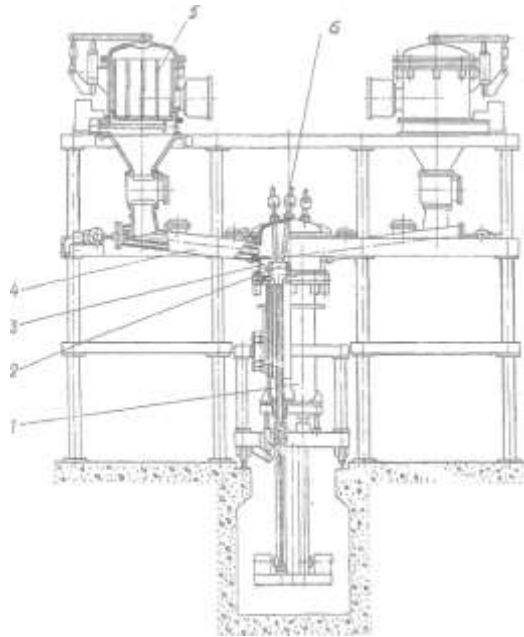


Рисунок. 1.3 – Схема плазмено–дугової печі [93]: 1 – камера зливка з механізмом витягування; 2 кристалізатор; 3 – камера плавильна; 4 віброживильники; 5 – бункер шихтовий; 6 плазмотрон

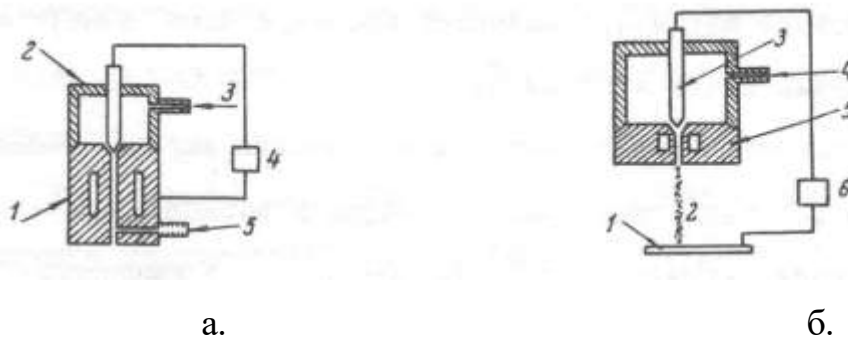


Рисунок. 1.4 – Типи плазмових нагрівальних пристроїв: а – плазмовий пальник постійного струму без виведення стовпа дуги: 1–мідне сопло; 2–вольфрамовий електрод; 3–газ; 4–джерело живлення; 5–введення твердих, рідких і газоподібних речовин.

б – плазмова грілка постійного струму з виведенням стовпа дуги:  
1– поверхня, що обігривається; 2–дуга; 3–електрод; 4–газ; 5–водяне охолодження; 6–джерело живлення

ККД плазмотронів становить 65–85%, діапазон тиску від  $10^{-2}$  мм. рт. ст.

до декількох десятків атмосфер. Плазмотрони працюють як на постійному, так і на змінному струмі. В останньому випадку їх кількість кратна трьом [94].

Відмінною особливістю плазмових джерел нагріву є порівняно висока концентрація енергії і можливість гнучкого регулювання нагріву. Ці риси забезпечили застосування даних джерел в 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 [93, 95, 96].

Основні технологічні операції при виплавці зливка плазмовим способом: завантаження шихти в бункер, переміщення затравки в кристалізаторі, герметизація і вакуумування плавильного простору, заповнення плавильної камери плазмо утворюючим газом до атмосферного тиску, подача інертного газу на плазмотрони і їх підпал, наведення ванни на затравку і порційна подача шихти в зону плавки, розплавлення шихти в кристалізаторі і витягування зливка в міру наповнення рідким металом кристалізатора, охолодження зливка і його розвантаження [97, 98].

Аналіз виплавки злиwkів на 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 компонентів з високою пружністю пару.

Недоліки плазмової плавки.

1. Недостатня стійкість електродів в плазмотронах.
2. Високі витрати плазмо утворюючого газу.
3. Необхідність застосування складної системи газопостачання.

#### 1.1.4 Переплав в багатосекційному кристалізаторі

Поряд з перерахованими способами переплаву титанової шихти в печах ЕПП і ПДП проводяться дослідження із застосування для цієї мети індукційної плавки в секційному кристалізаторі (ШСК) (рисунок 1.5) [99–106].

Розрізні тиглі–кристалізатори добре зарекомендували себе в малогабаритних установках, але виявилися неприйнятні для великих печей.

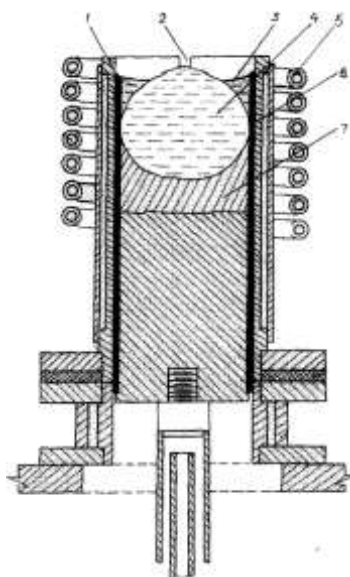


Рисунок 1.5 – Схема секційного кристалізатора [103]: 1 – секція кристалізатора; 2 зазор; 3 – шлакова ванна; 4 рідкий метал; 5– індуктор; 6–твердий шлак; 7–зливоч

Джерелом нагріву металу, що переплавляється служить високочастотне електромагнітне поле, яке створюється високочастотним генератором. Основним вузлом індукційної установки є кристалізатор в комплекті з індуктором. Особливість конструкції кристалізатора полягає в тому, що

стінки його складаються з декількох ізольованих один від одного профільованих мідних водоохолоджуваних пластин [107]. Концентрично до зовнішньої поверхні кристалізатора встановлюється індуктор, через який протікає струм високої частоти до металу, що переплавляється. Під дією струму відбувається розплавлення металу спочатку біля стінок ламелей, потім в середині кристалізатора, при цьому рідкий метал віджимается електромагнітним полем від стінок і утворюється купол, на поверхню якого подається шихта.

У міру подачі шихти відбувається її розплавлення, підвищення рівня розплаву в кристалізаторі і витягування наплавленого зливка в камеру охолодження. Розроблено конструкції установок, в яких може переміщатися індуктор по поверхні кристалізатора, або при нерухомому індукторі переміщається кристалізатор. В кінці плавки потужність, що подається на індуктор, зменшується і плавка припиняється. Після охолодження зливки без обробки поверхні прямує на другий перепплав [108–115].

Переваги ПСК:

1. Відсутність забруднення розплаву матеріалом тигля.
2. Інтенсивне перемішування металеві ванни під впливом електромагнітного поля, що сприяє отриманню дрібного зерна в зливках титану, а також усереднення хімічного складу металу.
3. Можливість перепплаву сипучої шихти з великим вмістом газових домішок, хлоридів різних металів.
4. Можливість витримки розплаву при заданій температурі тривалий час.
5. Можливість виплавки сплавів легованих металами, які різко відрізняються один від одного температурою плавлення, пружністю пару, питомою вагою.
6. Відсутність «корони» на зливку.
7. Можливість отримання зливка за один перепплав.

Основні недоліки ПСК:

1. Неможливість проведення плавки в глибокому вакуумі.

2. Підвищений витрата електроенергії в 1,5 рази в порівнянні з ВДП.

3. При цьому методі плавки не відбувається видалення домішок з шихтових матеріалів [116].

Отримані зливки можуть служити в якості витратних електродів для подальшої плавки в ВДП печах. Можливість створення більших установок, що працюють за цим принципом, є проблематичною.

### 1.1.5 Електрошлакова технологія плавки титану

Простота обладнання, застосування змінного струму, можливість отримання злиwkів різного профілю періодично, починаючи з 60-х років минулого століття, привертала увагу металургів до електрошлакового способу плавки титану (ЕШП) [117–122]. Конструкція печей відрізняються великою різноманітністю, але найбільш поширена, включає: мідний водоохолоджуваний кристалізатор, піддон, електродотримачі, джерело живлення (рисунок 1.6).

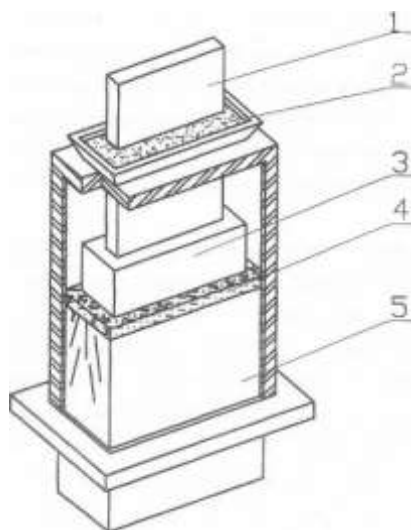


Рисунок 1.6 – Принципова схема електрошлакової печі для плавки титану з флюсовим затвором: 1 – електродотримач; 2 – шлаковий затвор; 3 – електрод, що витрачається; 4 – розплав; 5 – зливочник

Ізоляція розплаву від агресивного впливу навколишнього середовища може бути виконана у вигляді камери з відкачуванням повітря перед

плавкою, флюсовим затвором, піддувом аргону в ході плавки в кристалізатор, на верхній частині якого встановлена кришка [123–125]. Під час плавки тепло для розплавлення електрода виділяється в шлаковій ванні, до складу якої входить фтористий кальцій, а в останні роки розроблена технологія, згідно з якою для зниження кількості шкідливих домішок в зливку у флюс додають металевий кальцій [126–128]. Наявність шлакової ванни над рідким металом і в зазорі між мідною стінкою кристалізатора і 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 дорогого флюсу і знижена в порівнянні з ВДП і ЕПП рафінуюча здатність від водню.

Традиційний електрошлаковий переплав титану супроводжується магнітогідродинамічною конвекцією розплаву, внаслідок цього спостерігаються дефекти кристалічної будови зливка. З метою вдосконалення традиційної технології ЕШП була розроблена технологія магнітокерованої електрошлакової плавки (МЕП) [129]. Основне завдання МЕП – електромагнітне управління тепловою, хімічною та гідродинамічною активностями шлакової ванни. Управління потоками в рідкій ванні здійснюється за допомогою накладання на зону плавки зовнішніх магнітних полів – поперечних або радіальних.

Установка МЕП (рисунок 1.7) включає герметичну вакуумну камеру, глухоні кристалізатор, піддон, магнітопровід, котушку електромагніта, механізм подачі витратного електрода. В результаті застосування електромагнітного управління забезпечується хімічна і фізична однорідність металу, видаляються шкідливі домішки (хлориди металів, водень, мікродомішки лужних металів), формується гарна поверхня зливка без тріщин і пережимів. Але поряд з низкою переваг необхідно відзначити ряд недоліків.

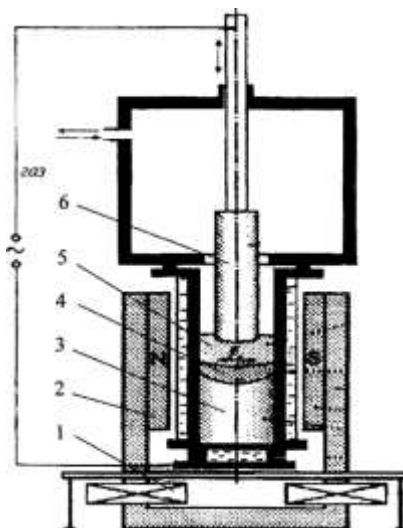


Рисунок 1.7 – Схема МЕР в поперечному магнітному полі:  
 1 – котушка електромагнітна; 2 – магнітопровід; 3 – зливоч; 4 – ванна рідкого розплаву; 5 – шлакова ванна; 6 – витратний електрод

Одним з них є необхідність застосування дорогого флюсу, до складу якого входить хімічно чистий фтористий кальцій.

Одним з різновидів електрошлакової плавки титану є дугошлаковий процес (ДШП) (рисунок 1.8), особливість якого полягає в тому, що джерелом тепла служить дуга, яка горить між торцем витратного електрода і шлаковою ванною [130–135]. У ДШП ізоляція дуги від контакту з повітрям може бути здійснена в камерній печі з попереднім видаленням з неї повітря або із застосуванням флюсового затвора. На відміну від класичного ЕШП тепло необхідне для розплавлення електрода виділяється в електричній дузі, яка горить в середовищі захисного газу і парів шлаку. Наявність парів шлаку, стабілізує процес горіння дуги і робить його стійким при атмосферному тиску і невеликих розрідженнях на відміну від ВДП, де стійке горіння дуги можливо тільки в вакуумі. Наявність шлакової ванни над рідким металом перешкоджає утворенню «корони» у верхній частині зливка, що виплавляється, і сприяє формуванню гарної поверхні зливка.

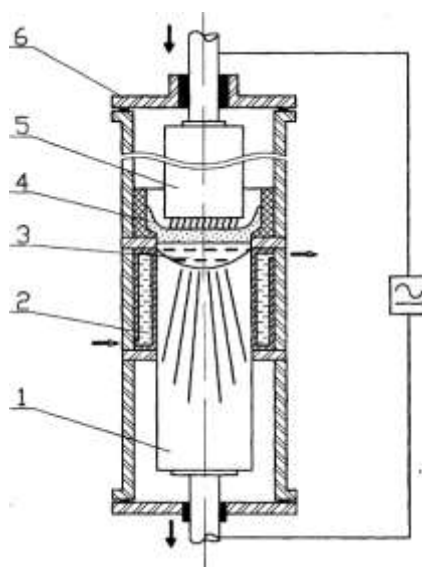


Рисунок 1.8 – Схема дугошлакової печі з витратним електродом:  
1 – зливоч; 2 – кристалізатор; 3 – розплав; 4 – шлакова ванна; 5 – витратний електрод; 6 – плавильна камера

Аналіз процесу плавки показав, що ДШП має ряд переваг:

1. Більш висока якість металу, ніж при звичайному способі ЕШП.
2. Зниження кількості завантаженого на плавку флюсу в порівнянні зі звичайним способом ЕШП.
3. Зменшення витрат електроенергії.
4. Можливість отримання зливків різної форми.

Але є й недоліки:

1. Складність обладнання установки ДШП.
2. Більш складне обслуговування закритих вузлів печі ДШП.
3. Підвищене випаровування компонентів флюсу в разі плавки при розрідженні.
4. Необхідність використання дорогого флюсу.

Всі перераховані вище способи ЕШП мають ті чи інші переваги і недоліки, але загальна технологічна їх особливість полягає в застосуванні витратного електрода для виплавки зливка: литого або пресованого, тощо.

Для розширення можливостей ЕШП був розроблений новий



спосіб плавки – переплав сипучої шихти в струмопідвідний кристалізатор [135, 136].

Установка для переплаву титанової губки (рисунок 1.9) включає плавильну камеру, кристалізатор, що складається з ізолюваних один від одного секцій, піддон, шихтовий бункер з механізмом подачі шихти, невитратний електрод.

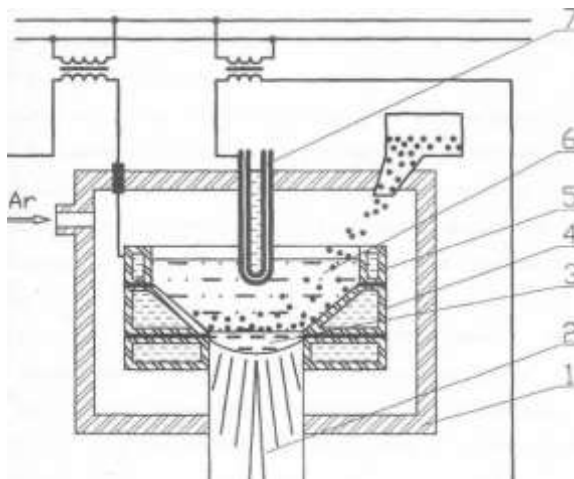


Рисунок 1.9 – Схема ЕШП губчастого титану в струмопідвідному кристалізаторі: 1 – вакуумна камера; 2 – зливоч; 3 – металева ванна; 4 – середня секція кристалізатора; 5 – верхня секція кристалізатора; 6 – шлакова ванна; 7 – електрод

Технологія виплавки зливка включає наступні основні операції: заповнення печі аргонем, залив рідкого шлаку в кристалізатор, подачу титану на плавку, наведення рідкої ванни, подачу шихти в кристалізатор і подальше його витягування в міру наповнення ванни.

Перевагою цього методу плавки є:

1. . Здешевлення процесу виплавки зливка.
2. Відсутність жорсткої залежності між потужністю, що підводиться, і швидкістю плавки.

До недоліків слід віднести:

1. Застосування дорогого флюсу.

2. Переплав ведеться тільки при атмосферному тиску або невеликому його надлишку.

Камерний ЕШП при одержанні сплавів титану дозволяє легувати титан киснем з використанням кисневмісних лігатур, газової фази і оксиду титану. При цьому методі затримання кисню в титані підвищується від 0,053 до 0,73% ваг, зливки характеризуються задовільною хімічною і структурною однорідністю [137–141].

## **1.2 Властивості та області застосування високоміцних сплавів на основі титану**

Титан за сукупністю фізико–хімічних властивостей є одним з найважливіших сучасних конструкційних матеріалів. Широке застосування сплавів титану в різних областях народного господарства пояснюється їх властивостями [142]:

- низька густина 4,5 г / см<sup>3</sup>;
- висока межа міцності  $\sigma_v$  до 1600 МПа;
- висока корозійна стійкість (в 30–50 разів більше, ніж у корозійностійкої сталі);
- висока жароміцність до 700°C;
- немагнітність;
- низький температурний коефіцієнт розширення;
- забезпечення надійності в роботі конструкцій за характеристиками питомої жароміцності, тріщиностійкості, циклічної міцності та ін.;
- хороша зварюваність всіма видами зварювання.

Важливе значення має велика поширеність титану в земній корі ( $\approx 0,6\%$ ). Він займає четверте місце поміж інших конструкційних металів, поступаючись лише алюмінію, залізу і магнію.

До недоліків титану слід віднести:

а) активна взаємодія при високих температурах з усіма складовими атмосфери. Найбільш гостро ця проблема стосується рідкого стану титану,

в результаті чого виникає необхідність плавити титан та сплави на його основі лише в вакуумі або в середовищі інертних газів;

б) виробництво титану має високу вартість, яка значно дорожча виробництво інших широко вживаних конструкційних матеріалів;

г) погані антифрикційні властивості, в результаті чого виникає налипання титану на інші матеріали;

д) високу схильність титану і сплавів на його основі до сольової корозії та водневої крихкості;

е) погану здатність до механічної обробки різанням, що можна порівняти з оброблюваністю нержавіючих сталей аустенітного класу.

Титан та його сплави є надзвичайно корисним матеріалом в тих галузях техніки, де вигреш у вазі грає домінуючу роль. Сплави на основі титану доцільно використовувати в авіа та ракетобудуванні, коли легкі алюмінієві і магнієві сплави вже не можуть працювати, а сталь і нікелеві сплави поступаються їм по питомій міцності [142].

На рисунку 1.10 наведено порівняльні дані по питомій міцності алюмінієвих, титанових сплавів і сталей (під питомою міцністю розуміється та мінімальна довжина колони труб, при якій розрив її походить від власної ваги). З цих даних випливає, що найбільш вигідне поєднання міцності і питомої ваги мають титанові сплави [143].

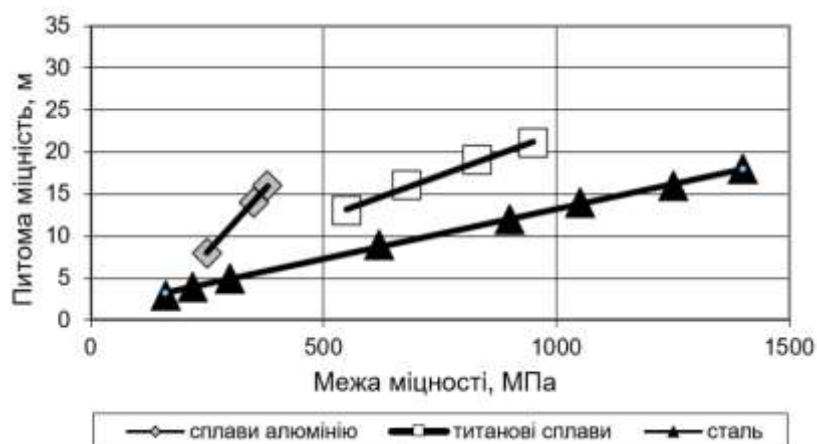


Рисунок 1.10 – Питома міцність різноманітних матеріалів

Багаторічні фундаментальні дослідження і досвід експлуатації різних типів конструкційних матеріалів в авіакосмічних конструкціях показали, що найбільш перспективними (як конструкційний матеріал) є титанові сплави (рисунок 1.11).

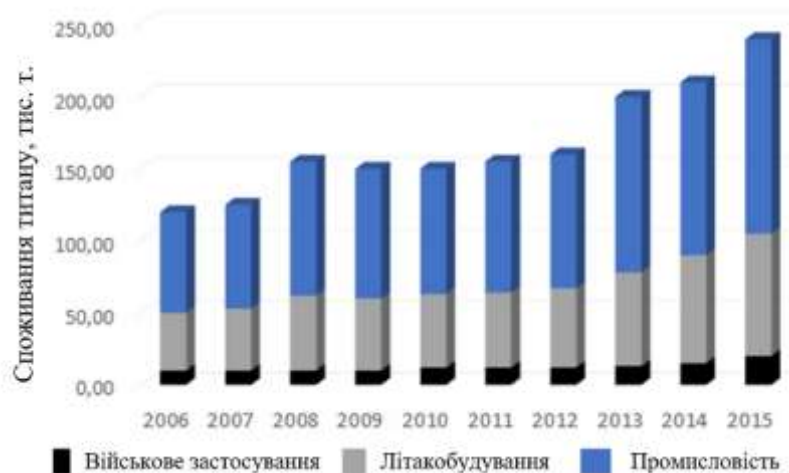


Рисунок 1.11 – Основні напрямки застосування титану в світовій промисловості

У деяких областях застосування високоміцних титанових сплавів склалося досить стійке уявлення про надійне використанні сплавів з тим чи іншим рівнем міцності і значеннями службових характеристик:

- в силових конструкціях пасажирських і транспортних літаків (механізми крила, стійки шасі, тощо) (рисунок 1.12);
- в дисках і лопатках вентилятора і компресора низького тиску авіаційного двигуна, що працюють при температурах до 300°C.
- силові конструкції маневрених літаків можна виготовляти з високоміцних титанових сплавів;
- окремі деталі і конструкції авіакосмічної техніки.

В конструкції планерів сучасних пасажирських літаків титанові сплави по масі складають до 15%, а у військових літаках – до 40%. При цьому в планері сучасних літаків масова частка титанових сплавів безперервно зростає. Так, наприклад, якщо в літаках AIRBUS 320 частка

титану становила лише 3% від загальної маси літака, то в сучасному літаку AIRBUS 350 частка титану зростає до 13% (рисунок 1.13).



Рисунок 1.12 – Застосування сплавів титану у виробництві силових елементів крила і фюзеляжу літака

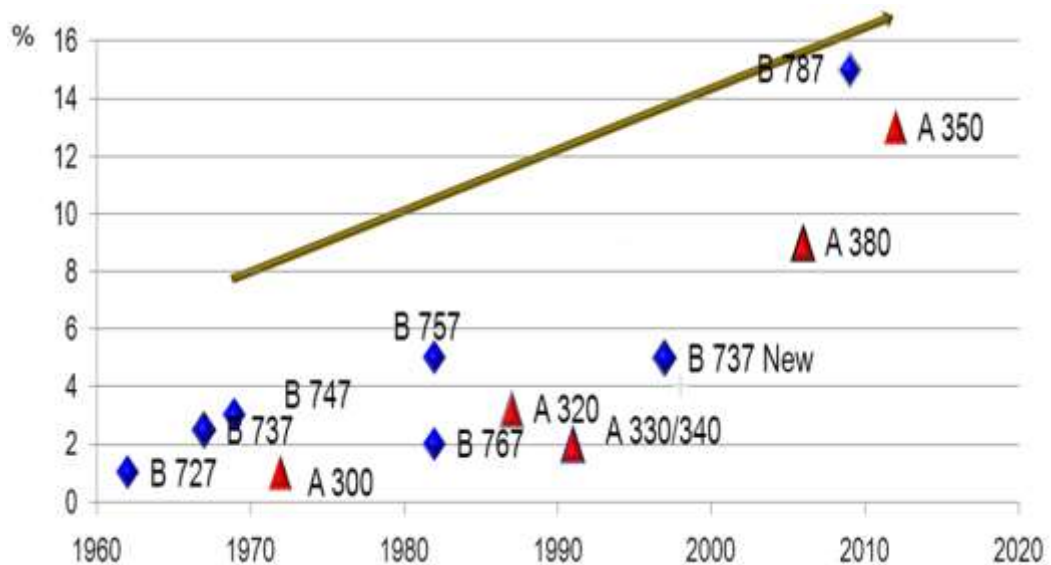


Рисунок 1.13 – Вміст титану в літаках (планер та двигун)

Це обумовлено широким застосуванням в конструкціях літаків нового покоління композиційних матеріалів замість алюмінієвих сплавів, а титан, при високій питомій міцності, хімічно не взаємодіє з вуглепластиками. В цілому, для виробництва всіх вже замовлених на теперішній час літаків

BOENG та AIRBUS потрібно більше 430 тисяч тон титанових напівфабрикатів протягом найближчих 10 років.

Розвиток авіаційної і ракетної техніки вимагає істотного підвищення експлуатаційних характеристик титанових сплавів. З метою вирішення цього завдання проводяться інтенсивні роботи зі створення нових і вдосконалення існуючих титанових сплавів [144].

У літакобудуванні на сьогоднішній день спостерігаються три основні області застосування титанових сплавів, які визначаються їх властивостями:

- малолеговані високопластичні сплави титану застосовують для відносно мало навантажених виробів складної форми;
- високоміцні титанові сплави використовують для відповідальних високо навантажених вузлів і агрегатів літака;
- жароміцні титанові сплави застосовують в двигунах для деталей, що працюють при температурах до 600°C.

Слід особливо відзначити велику ефективність використання високоміцних титанових сплавів в якості болтів, гвинтів та інших деталей кріплення.

Поряд з високошвидкісною і маневреною авіацією і космонавтикою титанові сплави можуть також широко використовуватися в інших галузях народного господарства [145–148]:

- газодобувної і нафтової промисловості для бурильних труб, трубчастих конструкцій (сплави VT14, VT23);
- транспортному машинобудуванні – деталі двигуна (шатуни, клапани), глушники, автокомпресори, диски коліс, шпильки кріплення коліс, ресорні пружини, силові конструкції спортивних автомобілів, декоративне оформлення, інструмент (VT6, VT14, VT23);
- хімічної промисловості – трубопроводи, ємності, насоси, силові конструкції;
- поліграфії – ванни, трубопроводи;

- годинникової промисловості – корпусах годинників, що забезпечують високі параметри точності і надійності роботи механізмів;

- харчової промисловості – ємності і трубопроводи для виробництва високоякісних вин, пива, крохмалю, патоки, екологічно чистих продуктів харчування;

- медицині – імплантні елементи (стрижні, суглоби, шпильки, протези, серцеві клапани, медичний інструмент, інвалідні коляски) (BT5, BT5Л, BT6, BT23);

- для спортивного інвентарю – велосипеди, спорядження альпіністів і туристів (BT14, BT23);

Досить ефективно виготовлення з титанових сплавів броньового захисту (бронювання автомашин, дверей, сейфів), а також бронежилетів і шоломів (сплав BT23) [149].

Максимальний ваговий ефект забезпечують титанові сплави з високою міцністю, яка отримується не тільки шляхом збільшення ступеня їх легування, а й за рахунок термічної і термомеханічної обробок. Це пов'язано з тим, що помітна економія маси в результаті застосування титанових сплавів можлива лише при цілком певному рівні їх міцності [150].

Для подальшого розширення застосування сплавів на основі титану необхідно підвищувати їх механічні характеристики і знижувати вартість їх виробництва, що може бути досягнуто створенням нових сплавів з поліпшеними експлуатаційними властивостями і застосуванням нових високоефективних технологій виробництва, в першу чергу, виплавки [151].

### **1.3 Особливості кристалізації сплавів титану при електронно–променевій плавці**

Серед нових галузей промисловості, які отримали широкий розвиток в зв'язку з вимогами сучасного машинобудування, виробництво зливків титанових сплавів займає особливе місце.

В умовах сталої технологічної схеми виробництва зливків особливого значення набуває дослідження процесу кристалізації і супутніх йому явищ, що визначають будову і в поєднанні зі складом шихти властивості зливків і деформованих виробів.

Сучасний рівень вимог до якості зливків, можна коротко сформулювати наступним чином:

- хімічний склад в об'ємі всього зливка повинен бути однаковим, як по легуючим елементам, так і по домішках;

- структура зливка повинна бути рівномірною. Формування на стадії одержання зливка дрібного і рівновісного зерна є актуальною задачею. Одержання грубої зеренної структури може стати причиною руйнування металу під час деформації, а також значної неоднорідності властивостей в слабодетформованих виробах;

- зливок не повинен містити сторонніх металевих і неметалевих включень;

- зливок не повинен мати незлитин, розривів та інших поверхневих дефектів, які можуть стати причиною руйнування металу при подальшій деформаційній обробці;

- в об'ємі зливка не повинно бути тріщин, усадочних раковин, пористості.

Розвиток технології плавки зливків пов'язаний з удосконаленням конструкції плавильних печей і їх окремих елементів. У свою чергу воно безпосередньо впливає на техніко–економічні показники процесу.

Дослідженню кристалізації зливків титану присвячена велика кількість робіт, спрямованих на вивчення загальних закономірностей і рішення часткових завдань для численних методів плавлення [152–157]. Типова кристалічна будова зливка, отриманого традиційними способами виробництва, являє собою три макроструктурні зони: периферійну дрібнозернисту, стовпчастих кристалів і центральну рівновісних кристалів [158].



Всі різновиди процесів плавки титанових сплавів (ВДП, ЕПП, ПДП) мають схожі риси. Під час плавки під дією тепла, що виділяється джерелом нагрівання, вихідна шихта розплавляється. Краплі рідкого металу, що мають деякий перегрів, падають з неї в рідку ванну. Частина теплової енергії витрачається безпосередньо на нагрівання рідкої ванни. Формування зливка відбувається в водоохолоджуваному мідному кристалізаторі, температура внутрішньої поверхні якого незначно перевищує температуру охолоджувальної води. Нижній торець кристалізатора закритий водоохолоджуванним металевим піддоном.

При таких теплових умовах у верхній частині наплавляемого зливка утворюється рідка ванна (рисунок 1.14). На початку плавки, коли частка тепла, що відводиться через піддон, ще велика, розміри і форма рідкої ванни змінюються з ростом довжини зливка. У міру збільшення довжини зливка теплове вплив піддону стає все менше і, нарешті, практично припиняється. Все тепло, що виділяється при кристалізації, проходить через бічну поверхню зливка і стінку кристалізатора. Кількість тепла, що втрачається зливком в поясі кристалізації, стає постійним в кожен момент часу.

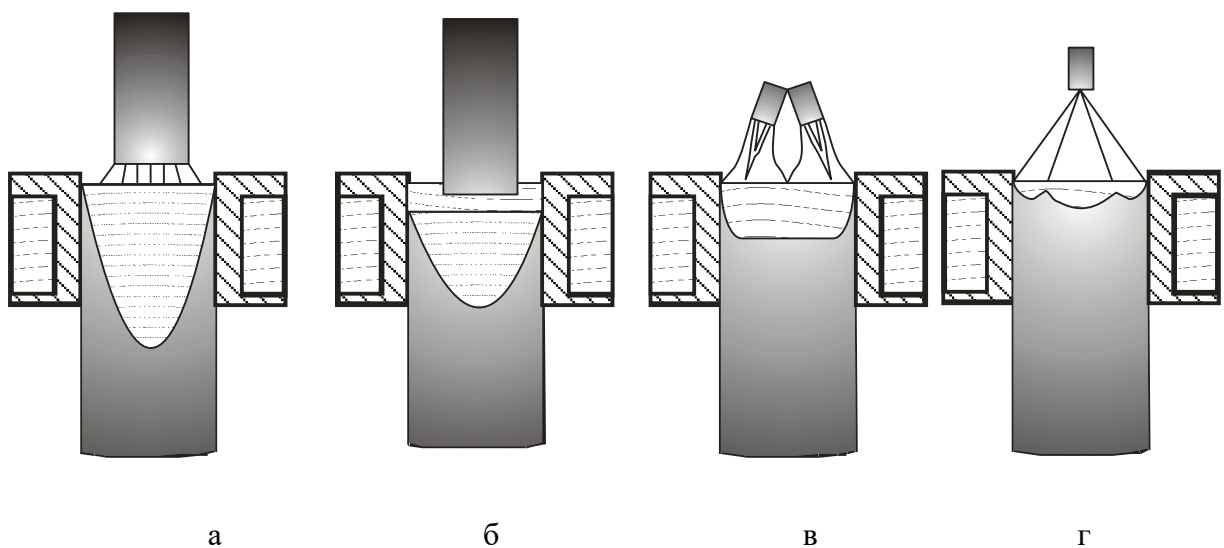


Рисунок 1.14 – Форма рідкої ванни і напрямок росту кристалів при різних переплавних процесах: а – ВДП, б – ЕШП, в – ПДП, г – ЕПП

При кристалізації металу в охолоджуваному кристалізаторі безперервно протікає процес теплообміну від нижнього до верхнього торців зливка, при безперервному надходженні тепла у верхню частину зливка (за рахунок обігріву та надходження рідкого металу). Якщо потужність тепла, що підводиться в процесі плавки не змінюється, то в поясі кристалізації встановлюється теплова рівновага, відповідно до якої кількість рідкого металу, що надходить в ванну з шихти, буде дорівнювати кількості затверділого металу. В умовах рівноваги рідка ванна стабілізується і зберігає свою форму і розміри незалежно від довжини зливка.

Як видно з рисунка 1.14, при переплавних процесах з незалежними джерелами нагріву (ЕПП та ПДП) форма рідкої ванни має найбільш наближену до пласкої форму, так як поверхня рідкої ванни безперервно обігривається електронним променем або потоком плазми. У цих умовах ріст кристалів йде в напрямку, найбільш близькому до осевого [159].

Спрямований до зовнішніх кордонів зливка тепловідвід і високий градієнт температур при кристалізації зливка сприяють створенню стовпчастих кристалітів з осевою спрямованістю. Високий градієнт температур підтримується протягом усього процесу переплаву металу при одночасно протікаючій кристалізації по всій поверхні розплаву.

Напрямок росту кристалів в процесі кристалізації зливка в значній мірі залежить від форми рідкої ванни та її глибини. Глибока рідка ванна спричиняє радіальний напрямок росту стовпчастих кристалів і навпаки, дрібна рідка ванна з пласким фронтом кристалізації сприяє осевому напрямку стовпчастих кристалітів.

Разом з тим кристалізація зливоків, одержуваних електронно-променевою плавкою відрізняється рядом специфічних рис. Це, перш за все, перегрів рідкого металу в ванні через вплив джерела нагріву і менша інтенсивність охолодження бічної поверхні зливка. При цих процесах зливок охолоджується в основному за рахунок випромінювання. Кількість

тепла, що випромінюється з бічної поверхні зливка, залежить від її температури, яка внаслідок невеликої інтенсивності охолодження змінюється по висоті зливка. Таким чином, температура бічної поверхні зливка і інтенсивність охолодження змінюються по висоті зливка. Для кількісного визначення параметрів кристалізації вивчають температурні поля зливка і пов'язані з ним теплові процеси, що відбуваються в циліндричному зливку, оскільки виплавка таких зливок знайшла найбільш широке застосування.

Дослідження температурного поля рідкої ванни в умовах вакуумної плавки титану – дуже складне завдання. Тому в даний час можна лише приблизно судити про характер розподілу температури рідкого металу в зливку, що кристалізується.

Вимірювання температури рідкого металу в ванні, а також математичне моделювання теплових процесів, дозволяють представити її температурне поле. Температура рідкого металу зростає в міру віддалення від фронту кристалізації. Максимальний перегрів знаходиться в зоні дії джерела нагрівання на поверхні ванни. Шар перегрітого металу поширюється на значну глибину. Розміри його визначаються інтенсивністю теплообміну між рідким металом і затверділої частиною зливка. Підвищення потужності теплового нагріву збільшує максимальний перегрів рідкої ванни внаслідок великої кількості тепла, що виділяється в рідку ванну; одночасно посилюється інтенсивність руху металу, що покращує тепловіддачу від рідкого металу до твердого.

Крім того, відповідно до закону конвективного теплообміну, кількість тепла, віддана рідким металом, прямо пропорційна температурі. В результаті з підвищенням потужності теплового нагріву абсолютне значення глибини перегрітого шару зростає, проте відносна величина цього шару дещо зменшується в результаті поглиблення рідкої ванни. Тепло, що виділяється при твердінні, відводиться в напрямку, перпендикулярному поверхні кристалізації.

Зі збільшенням діаметра зливка при однаковій масовій швидкості плавки глибина рідкої ванни зменшується [160]. Фізичний сенс такої залежності полягає в тому, що поверхня, через яку тепло випромінюється із зливка в зоні кристалізації, збільшується пропорційно діаметру зливка. Відповідно до цього кількість тепла, що віддається зливком, зростає разом з радіусом зливка. Незважаючи на те, що з одиниці поверхні зливка кількість випромінюваного тепла дещо зменшується для зливків великого діаметру в порівнянні зі зливками малого діаметра, в сумі зі зростанням діаметра зливка охолодження стає більш інтенсивним. При однаковій кількості тепла, що підводиться, підвищення інтенсивності тепловіддачі, пов'язане зі збільшенням діаметра зливка, призводить до зменшення глибини рідкої ванни.

Звідси випливає, що час повного твердіння рідкої ванни в період плавки визначається тільки радіусом зливка і не залежить від потужності теплового нагріву. Потужність теплового нагріву впливає на час повного твердіння рідкої ванни тільки в разі значного осьового теплового потоку, тобто при дуже малій потужності обігріву і відповідно низькій швидкості плавки.

Величина часу повного твердіння рідкої ванни визначає тривалість режиму виведення усадкової раковини в кінці плавки, коли потужність обігріву поверхні зливка знижують з метою зменшення глибини рідкої ванни і, отже, глибини залягання усадкової раковини.

Величина часу твердіння рідкої ванни характеризує також тривалість перебування металу в рідкому стані, що суттєво впливає на повноту протікання процесів, що відбуваються в рідкій фазі. Для зливків титанових сплавів відзначено значне збільшення розмірів зерна з підвищенням діаметра виплавленого зливка. Така закономірність, пояснюється поряд зі зменшенням переохолодження на фронті кристалізації (в зв'язку зі зниженням швидкості кристалізації) більшою тривалістю перебування металу в рідкому стані зі збільшенням діаметра зливка, що призводить до

дезактивації значної кількості частинок домішок, які є центрами кристалізації.

Маса рідкої ванни в більшій мірі залежить від радіуса виплавленого зливка, ніж від потужності обігріву. Таким чином, можна вважати, що в реальних умовах промислової виплавки зливоків титанових сплавів середня лінійна швидкість кристалізації визначається переважно радіусом виплавленого зливка і мало залежить від потужності нагріву.

Підвищення продуктивності заповнення призводить до поглиблення рідкої ванни і чим більше діаметр зливка, тим в меншій мірі буде впливати підвищення інтенсивності охолодження на глибину рідкої ванни.

Зливки різного діаметру, що кристалізуються в умовах нескінченно великої інтенсивності теплообміну з однаковою масовою швидкістю плавки, повинні мати однакову глибину рідкої ванни. Зрозуміти фізичний зміст такого впливу інтенсивності охолодження на процес кристалізації зливоків різного діаметру можна, проаналізувавши умови охолодження зливка. Відведення тепла із зони кристалізації складається з двох послідовних теплових процесів: теплопередачі через кірку затверділого металу і теплопередачі з бічної поверхні зливка до навколишнього середовища. Залежно від умов переважне становище може зайняти той або інший з цих процесів. При малій інтенсивності охолодження вирішальне значення має кількість тепла, що йде з бічної поверхні зливка. В цьому випадку, чим більше діаметр зливка, тим більше площа бічної поверхні зливка і, отже, тим більше виділяється тепла. Таким чином в умовах вакуумної плавки з тепловіддачею від бічної поверхні зливка випромінюванням (порівняно мала інтенсивність охолодження) глибина рідкої ванни при однаковій масовій швидкості плавки зменшується з підвищенням діаметра зливка.

До останнього часу більшість досліджень, пов'язаних з отриманням титанових зливоків, було присвячено розробці та удосконаленню технології плавки: вибору оптимальних конструкцій печей і джерел енергоживлення,

підбору основних параметрів плавлення, питань організації виробництва [161–164] і лише в деяких роботах вивчалася будова реальних зливків [69, 165, 166].

У міру освоєння техніки плавки все більша увага стала приділятися отриманню максимально якісного зливка титану і його сплавів з точки зору його властивостей і структури. Так у роботі [167] показано вплив технологічних параметрів ЕПП на глибину рідкої ванни, а отже на формування структури. На прикладі одержання зливка діаметром 200 мм високоміцного титанового сплаву  $Ti-6Al-4V$  змодельовані режими плавки, при яких досягаються різні стани головної частини формованого зливка – з глибокою, дрібною, і без ванни рідкого металу (рисунок 1.15).

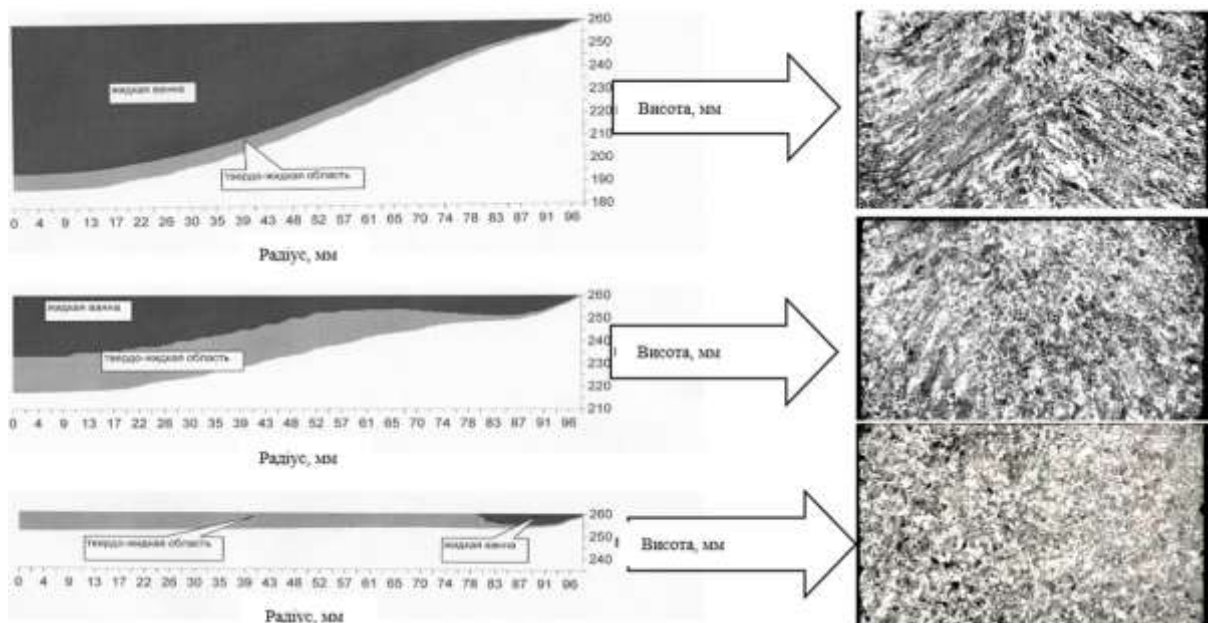


Рисунок 1.15 – Залежність структури зливка  $Ti-6Al-4V$   $\varnothing 200$  мм від глибини рідкої ванни при плавці

Дослідження для більш легованих високоміцних титанових сплавів, при одержанні зливків діаметром більше 200 мм не проводилися. Тому великий інтерес представляє вивчення основних закономірностей зміни структури і властивостей зливків високоміцних титанових сплавів в залежності від їх складу і режимів виплавки.

#### **1.4 Особливості поведінки легуючих елементів при електронно–променевій плавці сплавів на основі титану**

У виробництві титанових сплавів найважче – отримання металу, однорідного за хімічним складом і механічними властивостями.

Характерна риса плавки в вакуумних печах – одночасність проходження процесів плавлення металу і його твердіння. У процесі плавки метал знаходиться в трьох станах: у вигляді решти ще не розплавленої шихти, у вигляді металу, що знаходиться в рідкій ванні, і в вигляді вже затверділого металу.

Внаслідок зазначеної особливості плавки вирівняти хімічний склад по всьому об'єму зливка при ВДП, якщо є місцева неоднорідність у шихтовій заготовці, неможливо. Правда, після плавки обриси і протяжність ділянки неоднорідності і, отже, ступінь її змінюються. Характер неоднорідності визначається глибиною рідкої ванни і об'ємом рідкого металу. За інших рівних умов збільшення глибини і об'єму рідкої ванни призводить до більш рівномірного розподілу легуючих елементів і зменшує ступінь нерівномірності властивостей зливка. Якщо неоднорідність або чередування неоднорідності в шихті незначні, то і зливок буде досить однорідним. Електронно–променева плавка з проміжною ємністю позбавлена даного недоліку, так як усереднення хімічного складу відбувається в проміжній ємності, в яку ведеться плавлення вихідної шихти.

Неприпустима неоднорідність хімічного складу металу, що надходить з торця шихти, що плавиться, в рідку ванну зливка, з'являється іноді внаслідок перерозподілу при плавці легуючих компонентів в шихті, яка була спочатку умовно однорідною.

До неоднорідності складу зливка, пов'язаної з короткочасністю перебування металу в рідкому стані, може призводити поєднання досить високої температури плавлення і велика питома вага шматочків легуючих компонентів або лігатур, що вводяться [151]. У процесі плавки метал,

досягаючи температури, що незначно перевищує температуру плавлення, переноситься в рідку металеву ванну зливка, що виплавляється. Температура металу в рідкій ванні при цьому лише на 100–150°C перевищує температуру плавлення сплаву. Ця обставина ускладнює розплавлення шматочків легуючих: компонентів і лігатур, що мають температуру плавлення вищу, ніж температура металу в рідкій ванні. Особливо несприятливі умови створюються для розподілу тугоплавких елементів з більшою, ніж у титану, щільністю [58].

Одна з найважливіших особливостей виробництва титанових зливок – плавка в вакуумі при безпосередній близькості рідкого металу з водоохолоджуваними стінками плавильної установки. Це сприяє випаровуванню летких домішок, їх конденсації на охолоджуваних стінках, що, в свою чергу, унеможливорює запобігання випаровування за рахунок граничного насичення зони плавки парами летючих компонентів і в результаті може привести до утворення значної неоднорідності хімічного складу зливка по перетину [55].

Для ЕПП характерні малі швидкості кристалізації і інтенсивний рух розплаву в рідкій ванні. Тому в сплавах з широким температурним інтервалом кристалізації можливі ліквідаційні процеси в період кристалізації, що також призводить до неоднорідності зливок по перетину.

Всі види неоднорідності можна поділити на три основні групи:

1. Неоднорідність хімічного складу зливка, пов'язана з обмеженим об'ємом рідкої ванни і неоднорідністю складу металу, що надходить в рідку ванну. Неоднорідність складу металу зливка може виникати внаслідок неоднорідності металу вихідної шихти. До неоднорідності цього виду можна віднести також: включення, що представляють собою шматочки легуючих компонентів або лігатур, що не розплавився; компоненти шихти збагачені газами або іншими домішками; твердосплавні включення, що потрапляють зі стружкою, тощо.

2. Неоднорідність хімічного складу зливка, яка виникає внаслідок



зміни концентрації легуючих компонентів в рідкій ванні за рахунок випаровування їх з поверхні рідкого металу і конденсації на холодних стінках водоохолоджуваного кристалізатора.

3. Неоднорідність хімічного складу зливка, пов'язана з кристалізацією металу і протіканням ліквідаційних процесів.

Дослідження щодо зміни вмісту компонента в об'ємі зливка сплаву титану, проведені з урахуванням технологічних режимів плавки, при яких виникає конічний фронт кристалізації [160], показали, що максимум вмісту компонента знаходиться в центрі зливка на рівні переходу до усталених умов плавки. При подальшому наплавленні зливка встановлюється рівноважна концентрація, а в об'ємі рідкої ванни, відповідної моменту переходу на режим виведення усадкової раковини, концентрація значно підвищена. Також встановлено, що чим менше глибина рідкої ванни і чим ближче до одиниці значення коефіцієнта розподілу, тим раніше досягається однорідність складу зливка по довжині і перетину.

Розміри перехідної області збільшуються в міру просування фронту кристалізації від периферії до центру зливка. Поблизу периферії, в зв'язку з невеликими розмірами перехідної області, ліквідаційні процеси не отримують помітного розвитку. Вміст компонента, що викликає ліквідацію, поблизу периферії зливка відповідає середньому складу рідкого металу у верхній частині рідкої ванни [55].

При подальшому переміщенні фронту кристалізації в глиб зливка стає помітною взаємодія між рідкою ванною і основним розплавом двофазної області. Завдяки цій взаємодії основний розплав як би вимивається з перехідної області і збагачує ліквідаційним компонентом периферійну зону рідкої ванни.

Збагачений шар іноді зберігається після різкого зменшення конвективних потоків в рідкій ванні в результаті припинення дії об'ємної кристалізації, яка має місце при виплавці без виведення усадкової

раковини. У разі виведення усадкової раковини іноді також спостерігається збагачений шар, так як перемішування металу значно послаблюється. Найчастіше в об'ємі, що відповідає верхній частині рідкої ванни, вміст компонентів, що викликають ліквідацію, приблизно однаковий. Однак ступінь перемішування рідкого металу виявляється недостатнім для вирівнювання концентрації по висоті рідкої ванни. У донній частині ванни, особливо при значній її глибині і великому опорі поверхні рідкої ванни руху металу, перемішування може бути значно ослаблено. Слід мати на увазі, що лінійна швидкість переміщення рідкого розплаву щодо перехідної області зменшується в міру поглиблення ванни ще і в силу зменшення діаметра відповідного перетину ванни. Шар рідкого металу, збагачений легкоплавкою складовою сплавом, буде в цих умовах переміщатися до центру зливка, створюючи підвищений вміст ліквідуємого компонента. Утруднене перемішування рідкого металу в донній частині рідкої ванни може посилюватися ще й більшою щільністю легкоплавкої складової. Це може викликати переміщення більш важкого ліквіда по контуру ванни вниз до центру зливка. Цей механізм процесу ліквідації наведено стосовно компонентів, що знижують температуру плавлення, для елементів, що її підвищують, закономірності розподілу матимуть зворотний характер.

Таким чином, основними факторами розвитку зональної ліквідації в зливках титанових сплавів при ЕПП може бути [160]:

- величина коефіцієнта розподілу компонента або домішки;
- швидкість процесу плавки, що визначає глибину та форму рідкої ванни;
- швидкість кристалізації зливка і розміри перехідної області;
- інтенсивність і характер взаємодії рідкого металу рідкої ванни з перехідною областю і перемішування металу в об'ємі рідкої ванни.

Беручи до уваги вищенаведене, основними напрямками боротьби з зональної ліквідацією під час ЕПП сплавів титану можна вважати – підбір

оптимальних значень потужності обігріву, підвищення швидкості охолодження зливка.

При ЕПП сплавів титану над поверхнею розплавленого металу, внаслідок наявності градієнтів температури, концентрації і тиску виникає потік парів металу і газів. При певних умовах напрямок потоку буде або до поверхні розплаву, або від неї. В умовах вакуумної плавки потік речовини відчуває взаємодію з залишковими газами вакуумної середовища, що призводить до утворення газопарові фази над поверхнею рідкого металу [168]. Тому, однією з проблем застосування технології ЕПП для отримання злиwkів титанових сплавів з гарантованим хімічним складом є забезпечення заданого хімічного складу зливка. Це викликано тим, що процес ЕПП здійснюється в більш високому вакуумі, ніж ВДП, і легуючі елементи з пружністю пару, що перевищує пружність пару титану, випаровуються інтенсивніше. В даному випадку до таких елементів відносяться Al, Cr, Mn та інші. Але в першу чергу ця проблема стосується алюмінію, тому що він є легуючим елементом практично всіх титанових сплавів. Концентрація в зливку елементів з пружністю пару нижче пружності пари титану, в даному випадку Mo, V і Zr, може навіть незначно підвищуватися за рахунок зниження концентрації елементів з високою пружністю пару [169].

Процеси випаровування легуючих елементів при ЕПП досить повно досліджено в роботах [55, 58, 72, 151]. В них зазначається, що характерною особливістю процесу ЕПП з проміжною ємністю є наявність трьох зон можливого випаровування з розплаву компонентів сплаву з високою пружністю пару – торець витратної заготовки, проміжна ємність і кристалізатор. При цьому час перенесення рідкого металу з торця витратної заготовки в проміжну ємність і з проміжної ємності в кристалізатор незначний і на процеси випаровування впливу практично не надають [58]. Тому практичне значення при ЕПП титанових сплавів має наступне завдання: за яких технологічних режимів і параметрів повинна

проводитися плавка, щоб хімічний склад одержуваного зливка знаходився в заданих межах.

### **Висновки по розділу 1**

1. В даний час зливки титанових сплавів отримують методами ВДП, ЕПП, ПДП, ІПСК, ЕШП. Найбільшого поширення набула технологія ВДП. ЕПП з проміжною ємністю є найбільш перспективною з точки зору рафінування металу і видалення неметалевих включень високої і низької щільності.
2. Серед сучасних способів спеціальної електromеталургії ЕПП є найбільш ефективним, з точки зору якості злиwkів, методом вакуумної металургії і знайшла застосування в дослідницькій практиці і промисловості для отримання сплавів, в тому числі тугоплавких і високореакційних металів, з наднизьким вмістом газів, летких домішок і неметалевих включень.
3. Багаторічні фундаментальні дослідження і досвід експлуатації різних типів конструкційних матеріалів в авіакосмічних конструкціях показали, що найбільш перспективними (як конструкційний матеріал) є високоміцні титанові сплави.
4. Вивчення основних закономірностей зміни структури і властивостей злиwkів високоміцних титанових сплавів в залежності від їх складу і режимів виплавки методом ЕПП представляє великий інтерес.
5. Основні вимоги до злиwkів високоміцних сплавів титану: відсутність макронеоднородності зливка за хімічним складом, що перевищує вимоги стандартів; однорідність структури зливка, що забезпечує необхідну стійкість при деформації; відсутність у зливку дефектів у вигляді включень високої і низької щільності, усадочних раковини або пористості.
6. При виплавці злиwkів титанових сплавів методом ЕПП виникає задача забезпечення заданого хімічного складу металу. Тому практичне

значення при ЕПП титанових сплавів має наступне завдання: за яких технологічних режимів і параметрів повинна проводитися плавка, щоб хімічний склад одержуваного зливка знаходився в заданих межах.

## РОЗДІЛ 2

### МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

#### 2.1 Матеріали досліджень. Обґрунтування вибору матеріалів

Промислові титанові сплави. Застосовувані для легування титану елементи за характером впливу їх на фазовий склад сплавів поділяються на  $\alpha$ -стабілізатори (алюміній, галій, індій, кисень, азот, вуглець),  $\beta$ -стабілізатори (молібден, вольфрам, ванадій, ніобій, тантал, хром, залізо, кремній, марганець). З використанням зазначених стабілізаторів можна отримувати сплави трьох основних типів -  $\alpha$ ,  $\beta$  і  $(\alpha+\beta)$ , кожен з яких володіє своїми характерними властивостями. Основою для створення промислових  $\alpha$ -сплавів є система Ti-Al [170]. Алюміній, за рідкісним винятком, присутній практично у всіх сплавах титану. Алюміній є єдиним широко застосовуваним металом, стабілізуючим  $\alpha$ -фазу. Введення алюмінію в кількості до 13% дозволяє отримувати сплави з хорошою жароміцністю [171]. Технічний титан і  $\alpha$ -титанові сплави можуть бути віднесені до одного класу сплавів, оскільки вміст домішок в технічному титані (BT1-00, BT1-0) знаходиться в межах розчинності в  $\alpha$ -фазі. Сплави типу  $(\alpha+\beta)$  отримують шляхом легування титану елементами, що утворюють  $\alpha$ - і  $\beta$ -тверді розчини з різним співвідношенням цих фаз і розширюють температурну область фазових перетворень титану. Двофазна структура сплавів виникає при нагріванні під загартування і фіксується різким охолодженням. Термообробка  $(\alpha+\beta)$  - сплавів дозволяє помітно підвищити їх міцність при відносно невеликому погіршенні пластичності. Вони володіють обмеженою здатністю до зварювання, після зварювання необхідна термічна обробка зварних швів. Крім алюмінію, найбільш важливими легуючими елементами титанових сплавів є ванадій і молібден.

Найбільш поширеним титановим сплавом загального призначення є розроблений Хансенем сплав, який містить 6% Al і 4% V, названий умовно сплавом 6-4 (вітчизняні аналоги - BT6 і BT6C [172]). Система

Ti-Al-V покладена в основу більшості високоміцних титанових сплавів, а система Ti-Al-Mo - в основу жароміцних титанових сплавів.

Для проведення експериментів були використані промислові титанові сплави: VT14, VT22, VT23, VT19, T110, T120, LCB.

Хімічний склад використовуваних в роботі сплавів наведено в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 - Хімічний склад титанових сплавів

Сплав	Клас по структурі	Вміст елементів, %								
		Al	V	Mo	Zr	Cr	Nb	Домішки, не більше		
								Fe	Si	O
VT14	$\alpha+\beta$	3.5-6.3	0.9-1.9	2.5-3.8	0,3	-	-	0,25	0,15	0,15
VT22	$\alpha+\beta$	4,4-5,7	4,0-5,5	4,0-5,5	0,3	0,5-1,5-	-	0,5-1,5	0,15	0,18
VT23	$\alpha+\beta$	4,0-6,3	4,0-5,0	1,5-2,5	0,3	0,8-1,4	-	0,4-1,0	0,15	0,15
VT19	псевдо $\beta$	2,5-3,5	3,0-4,0	5,0-6,0	0,5-1,5	4,0-5,0-	-	0,25	0,15	0,15
T110	$\alpha+\beta$	5,0-6,0	0,8-2,0	0,8-1,8	0,3-0,8	-	3,5-4,8	1,5-2,5	0,15	0,20
T120	$\alpha+\beta$	4,5-5,5	1,5-2,2	2,5-3,0	2,3-3,0	1,0-1,5	3,5-4,5	0,7-1,2	0,15	0,20
LCB	метастабільний $\beta$	1,5		6,8		-	-	4,5	0,15	0,15

**Сплав VT14** є високоміцним термічно зміцненим титановим  $\alpha+\beta$ -сплавом мартенситного типу системи Ti-Al-Mo-V [173]. Він містить невелику кількість  $\beta$ -стабілізуючих елементів ( $K\beta=0,35$ ) і помірну - алюмінію. У стабілізованому стані містить близько 10%  $\beta$ - фази, а після гартування з температури поблизу критичної - близько 37% [173]. Температура поліморфного перетворення 920-960°C [173].

Цей сплав добре деформується в гарячому стані. Листове штампування сплаву в відпаленого або загартованому стані з невеликими

деформаціями можна проводити в холодному стані, але основні операції штампування вдається успішно провести лише при підвищених температурах.

Сплав задовільно зварюється усіма видами зварювання, що застосовуються для титану. Для відновлення пластичності зварного з'єднання після зварювання необхідно проводити відпал. Сплав застосовують в отожженном і термічно зміцненому станах.

Відпал проводять для додання сплаву підвищеної пластичності і помірної міцності. Залежно від температури відпалу і швидкості охолодження в структурі сплаву VT14 змінюється співвідношення  $\alpha$ - і  $\beta$ -фаз, а також можуть утворюватися метастабільні фази, які надають помітний вплив на властивості металу. При повільному охолодженні (з піччю) утворюється порівняно рівноважна  $\alpha+\beta$ -структура і сплав має найбільш низьку міцність при підвищеній пластичності. У разі охолодження сплаву на повітрі тимчасовий опір і межа плинності з підвищенням температури відпалу вище  $750^{\circ}\text{C}$  збільшується, а характеристики пластичності падають [173].

Для відновлення пластичності зварного з'єднання після зварювання необхідно проводити відпал. Сплав застосовують в відпаленому і термічно зміцненому станах. Відпал листів, прутків, поковок, штампвок і деталей з них здійснюється при температурах  $740-810^{\circ}\text{C}$ . Термічне зміцнення складається з гарту з температури  $870-910^{\circ}\text{C}$  і старіння при  $480-560^{\circ}\text{C}$  впродовж 8-16 год.

Гартування сплаву VT14 супроводжується істотною зміною його механічних властивостей і структури. З підвищенням температури нагріву під гартування до  $800^{\circ}\text{C}$  тимчасовий опір розриву дещо зменшується, а характеристики пластичності зростають. При подальшому підвищенні температури нагріву під гартування вище "критичної" збільшуються тимчасовий опір розриву і межа плинності, що пов'язано з мартенситним перетворенням збідненої молібденом і ванадієм метастабільної  $\beta$ -фази і



збільшенням кількості мартенситу в структурі металу; одночасно помітно знижується пластичність [173]. Особливістю гартованої структури є ще більш дисперсна і тонка структура в порівнянні зі сплавом, охолодженим на повітрі [173]. Краще сполучення міцності й пластичності може бути отримано на сплаві, зістареному при 470-490°C.

Сплав VT14 застосовується: для виготовлення напівфабрикатів (листів, стрічок, фольги, смуг, плит, прутків, профілів, труб, поковок і штампованих заготовок) методом деформації, а також зливків; деталей і штамп-зварних конструкцій, які тривалий час працюють при температурах до 400°C.

**Сплав VT22** ( $\alpha+\beta$ )-класу відноситься до складнолегованих високоміцних сплавів системи Ti-Al-Mo-V-Fe-Cr. За вмістом  $\beta$ -стабілізуючих елементів сплав VT22 близький до другої критичної концентрації ( $K\beta=1,2$ ) і відноситься до сплавів перехідного класу, які характеризуються тим, що при охолодженні із  $\beta$ -області або ізотермічному нагріванні  $\beta$ -фаза може при деяких умовах проходити  $\beta\rightarrow(\beta+\omega)$ -перетворення. Для цих сплавів  $K\beta=1,0-1,3$  [174]. Псевдо- $\beta$  титанові сплави ( $K\beta=1,4-2,4$ ) також піддаються перетворенню  $\beta$ -фази за схемою  $\beta\rightarrow(\beta+\omega)$ . В стабільному стані вони мають  $(\beta+\alpha)$ -структуру. Структура і властивості сплаву VT22 сильно залежать від коливання хімічного складу в межах, встановлених технічними умовами. Залежно від вмісту легуючих елементів його структура після гарту з  $\beta$ -області може бути представлена або однією  $\beta$ -фазою, або  $\beta$ -фазою і мартенситом. Таким чином, за структурою в загартованому стані - це сплав перехідного класу.

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

Сплав ВТ22 застосовують в відпаленому і термічно зміцненому станах. Структура відпаленого сплаву ВТ22 представлена приблизно рівними кількостями  $\alpha$  і  $\beta$ -фаз, і тому він відноситься до найміцніших титанових сплавів в відпаленому стані. Його властивості міцності в відпаленому стані такі ж, як у сплавів ВТ6, ВТ3-1, ВТ14 після гартування і старіння. Це відкриває нові можливості використання титанових сплавів в великогабаритних виробках, коли зміцнююча термічна обробка утруднена. З сплаву ВТ22 можуть бути виготовлені поковки і штампування масою в кілька тон.

Для забезпечення найкращого поєднання міцності і пластичних характеристик сплав ВТ22 піддають відпалу за досить складного режиму: нагрів при 820-850°C протягом 1-3 год, охолодження з піччю до 740-760°C, витримка 1-3 год, далі охолодження на повітрі і подальший нагрів до 500-650°C впродовж 2-4 год. Додаткове зміцнення сплаву ВТ22 може бути досягнуто гартуванням з температур 720-780°C і старінням при 480-600°C впродовж 4-10 год. Тимчасовий опір розриву загартованого сплаву становить 1000-1100 МПа при подовженні 10-15%, а зістареного - 1300-1600 МПа при подовженні 5-10%. Сплав призначений для отримання високонавантажених деталей і конструкцій, які тривалий час працюють до температур 350-400°C. З нього виготовляють силові деталі фюзеляжу, крила, штампування, деталі системи управління, кріпильні деталі типу вушкових болтів [175, 176].

**Сплав ВТ23** відноситься до титанових сплавів мартенситного класу з ( $\alpha+\beta$ )-структурою [173, 177-180]. У промисловості сплав ВТ23 застосовується як в відпаленому, так і в термічно зміцненому (гартування з наступним старінням) станах. Сплав має задовільне співвідношення міцності і пластичних властивостей, завдяки чому застосовується для виготовлення високонавантажених, особливо в умовах фрикційного і кавітаційного впливів [181], деталей і вузлів конструкцій. Однак, якщо при значеннях тимчасового опору розриву до  $\sim 1100-1200$  МПа відносно

подовження сплаву зберігається на рівні  $\sim 10\%$ , то підвищення міцності вище цього рівня призводить до його різкої крихкості.

Сплав ВТ23 зварюється усіма видами зварювання, з нього виготовляють монолітні, зварні та паяні конструкції. У порівнянні з високоміцними зарубіжними  $\beta$ -сплавами, сплав ВТ23 містять меншу кількість дорогих і дефіцитних легуючих елементів, що володіють більш високим комплексом механічних і експлуатаційних характеристик основного матеріалу і особливо зварних з'єднань, а також підвищеними характеристиками тріщиностійкості. У цього сплаву температура поліморфного перетворення становить  $900-920^\circ\text{C}$ , тому при охолодженні формується досить великий розмір поліедрів  $\alpha$ -фази, здатних максимально змінювати напрямок тріщини і приводити до її розгалуження [178].

Високоміцний зварюваний сплав ВТ23 широкого застосування; використовується в монолітних, зварних і паяних конструкціях літаків, ракет і космічних апаратів.

**Високоміцний псевдо  $\beta$ -сплав ВТ19** [182], створений для заміни сплаву ВТ15, містить (%): основа - Ti; 2,5...3,5 Al; 5...6 Mo; 3...4 Y; 4...5 Cr; 0,5...1,5 Zr; не більше 0,15 Si, 0,10 C, 0,15 O<sub>2</sub>, 0,05 N<sub>2</sub>, 0,015 H<sub>2</sub>. Сплав ВТ19 містить  $\beta$ -стабілізуючі елементи з коефіцієнтом розподілу більше (молібден) і менше (хром) одиниці, а також з коефіцієнтом розподілу, що дорівнює одиниці (ванадій) [182]. Вміст  $\beta$ -стабілізуючих елементів еквівалентно 13,7-17,0% Mo при середньому вмісті, еквівалентному 15,3% Mo. Співвідношення ізоморфних (еквівалентно 7,8% Mo) евтектоїдоутворюючих  $\beta$ -стабілізуючих елементів (еквівалентно 7,5% Mo), виражене в еквівалентних молібдену величинах, дорівнює 1:1. Сплав ВТ19 виплавляється методом подвійного ВДП з витратним електродом. Він має високу технологічну пластичність в загартованому або відпаленому стані і високу міцність (до 1800 МПа) після старіння. Відпалені листи зі сплаву ВТ19 задовільно штампуються в холодному стані (без підігріву): коефіцієнт витяжки  $K_{\text{вит}}=1,94$ . Сплав ВТ19

зміцнюється шляхом гарту в воду і старіння; гартування, деформації та старіння (НТМО); нагріву з повільним охолодженням в печі (атермічне старіння) і наступним додатковим старінням або без нього. Сплав ВТ19, термічно зміцнений на високий рівень міцності, рекомендується для застосування у виробках ракетної техніки короткочасного ресурсу [183]. Так з нового перспективного псевдо- $\beta$ -сплаву ВТ19 було виготовлено циліндричні тонкостінні ємності шляхом холодної поперечної прокатки кільцевих заготовок. У відпаленого стані і термічно зміцненому на середній рівень міцності (1200 ... 1300 МПа) його можна застосовувати для виготовлення тарілчастих пружин шляхом холодного штампування з листів [184].

**Перспективний вітчизняний високоміцний титановий сплав Т110** створено в ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України. Особливості титанового сплаву Т110 - висока питома міцність і працездатність в умовах циклічних навантажень перевищує широко використовуваний в авіації сплав ВТ22 [78, 185]. Сплав створений на основі сировинної бази України, захищений патентом України [186], розроблені технічні умови на виробництво напівфабрикатів з цього сплаву.

У стані після прокатки або кування сплав має високу міцність, задовільні пластичність і ударну в'язкість. Подальший відпал приводить до незначного зниження міцності і підвищення пластичності за рахунок зняття наклепу деформації. Зміцнююча термічна обробка сприяє підвищенню міцності сплаву після відпалу. При цьому зберігається високий рівень пластичності, а ударна в'язкість сплаву перевищує значення в'язкості в стані після прокатки [78, 187, 188].

Основні області застосування нового сплаву Т110 є: виготовлення високонавантажених силових вузлів авіакосмічної техніки, в атомній енергетичній промисловості при виготовленні корпусів реакторів, авіаційних двигунів, спецвиробів, що працюють в умовах імпульсного високотемпературного навантаження, а також збірних зварних елементів

бронезахисту екіпажів літаків і бронезасобів індивідуального захисту особового складу . Крім того, висока корозійна стійкість, притаманна всім титановим сплавам низька теплопровідність, а також висока технологічність дозволяють застосувати його в нафтохімічній промисловості, в спорудженні платформ з видобутку нафти і газу на шельфі, в створенні бурового і обсадних обладнання при бурінні, при спорудженні глибоководних апаратів

**Економно легований титановий сплав LCB.** З огляду на досить високу вартість титанових сплавів, їх перевага над іншими конструкційними матеріалами зростає в разі їх застосування в зміцненому стані. Найбільшим ефектом термічного зміцнення володіють сплави метастабільного  $\beta$ -класу, тобто такі сплави, в яких при гартуванні фіксується метастабільна  $\beta$ -фаза, яка розпадається при подальшому старінні з виділенням дисперсних зміцнюючих часток [177, 189]. Серед сплавів даного класу слід виділити сплав Ti-1,5 (мас.%) Al-6,8Mo-4,5Fe, який був розроблений компанією TIMET (США) як високоміцний сплав метастабільного  $\beta$ -класу, що характеризується в відпаленому двофазному стані міцністю не менше 1000 МПа і термічно зміцнюється стандартною (з пічним нагрівом під гартування) термообробкою до 1400 МПа [190, 191]. Сплав відноситься до класу економно легованих матеріалів, за рахунок використання в якості шихти відносно дешевої залізо-молібденової лігатури, яка застосовується у виробництві сталі. Цьому сплаву було присвоєно назву LCB (low cost beta, тобто бета сплав низької вартості). Дійсно, за рахунок використання такої лігатури його вартість ненабагато перевищує вартість технічно чистого титану [191]. Сплав з успіхом був застосований для виготовлення високоміцних виробів, зокрема пружин для деяких моделей автомобілів і снігоходів. Однак, з огляду на його високий потенціал з точки зору можливості отримання високих значень міцності (понад 1500 МПа) в поєднанні з достатньою пластичністю [192, 193], сфера його практичного застосування може бути

значно розширена. Традиційно даний сплав отримують методом ВДП і, за рахунок можливої неповної гомогенізації по найбільш тугоплавких легуючих елементів молібдену, він призначається головним чином, для не авіаційного застосування [190, 194].

Механічні властивості сплавів наведено в табл. 2.2.

Таблиця 2.2 - Механічні властивості титанових сплавів

Сплав	Напів- фабрикат	Вид ТО	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>
BT14	лист, пруток	відпал	865-1080	–	8-10	25-35	30-45
BT22	лист, пруток	відпал	1080- 1280	–	6-9	14-25	20-30
BT23	лист	відпал	980-1225		>8	-	-
BT19	лист	відпал	1000- 1050	960- 980	9-10	55	50
T110	лист	відпал	1100	1060	15-21	50	35-40
LCB	лист	відпал	1100- 1170	1080- 1150	7-12	18-29	

## 2.2 Конструктивні особливості електронно-променевої установок та обладнання електронно-променевої плавки зливків сплавів титану

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України для проведення фундаментальних науково-дослідних робіт з вивчення металургійних процесів в вакуумі, вдосконалення існуючих і розробки нових технологічних процесів, а також вдосконалення техніки ЕПП використовуються електронно-променеві установки лабораторного та промислового типу [151] в яких плавка здійснюється в вакуумі 0,1...0,01Па, що практично виключає додаткове забруднення титану газовими домішками та дозволяє використовувати в якості вихідної шихти до 100% брухту і губчастого титану зниженої якості без його попереднього пресування в витратний електрод [195, 196], а також дозволяють

виплавляти зливки титанових сплавів як круглого, так і квадратного перетину, а також зливки сляби [151, 197].

**Лабораторна установка УЕ-208М.** Для проведення експериментальних досліджень використовувалася багатоцільова лабораторна електронно-променева установка УЕ-208М [198], яка забезпечує можливість проведення декількох технологічних процесів на одній установці (Рисунок. 2.1).



Рисунок 2.1 - Зовнішній вигляд лабораторної електронно-променевої установки УЕ-208М

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

Установка має відносно невеликі габаритні розміри, її технічні характеристики наведені в таблиці 2.3.

Таблиця 2.3 - Технічні характеристики лабораторної електронно-променевої установки УЕ-208М

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

Конструктивна схема електронно-променевої установки УЕ-208 зображена на рисунку 2.2. Камера плавки 4 є центральною частиною установки, в якій, власне і реалізується процес плавки і являє собою горизонтально розташований циліндр, до верхньої частини якого приєднана камера електронно-променевого нагрівача 6 з гарматами 5.



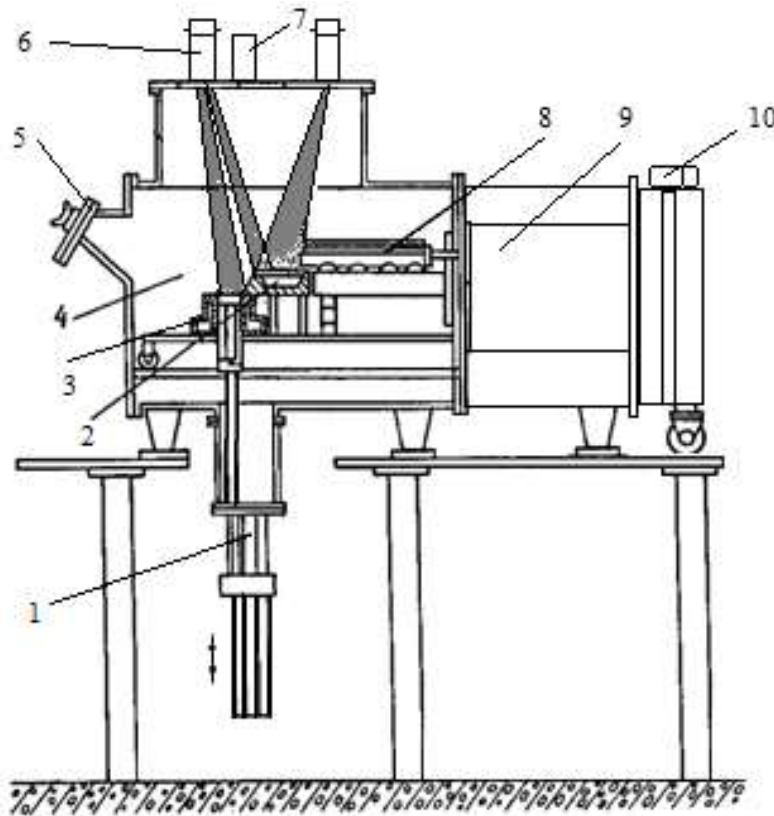


Рисунок 2.2 - Схема електронно-променевої установки UE-208M. 1- механізм витягування зливка, 2 - проміжна ємність, 3 - кристалізатор, 4 - камера плавки, 5 – оглядова система, 6 - електронно-променеві гармати, 7 – водяний реостат, 8 - витратна заготовка, 9 – камера заготовки, 10 - механізм подачі заготовки

Для реалізації проекту по створенню лабораторної електронно-променевої установки UE-208M, оснащеної газорозрядними електронними гарматами, були застосовані газорозрядні електронно-променеві гармати ВТР-300 конструкції 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 прискорювальної напруги живлення до 30 кВ, регулювання потужності забезпечується в межах від 0 до 300 кВт зміною подачі робочого газу або зміною величини напруги живлення. Можливе застосування і інших газів: повітря, азоту, кисню, інертних газів, але максимальна потужність при цьому може істотно знижуватися. Найбільш

ефективним для роботи гармати є технічний водень, що містить в складі домішки 0,3-0,5% кисню. Кисень потрібен для підтримки емісійних властивостей поверхні катода, при цьому для запобігання інтенсивного дугоутворення в розрядному проміжку його кількість в складі робочого газу не повинно перевищувати 0,5%.

Конструктивна схема і зовнішній вигляд газорозрядної електронно-променевої гармати представлена на рисунку 2.3.

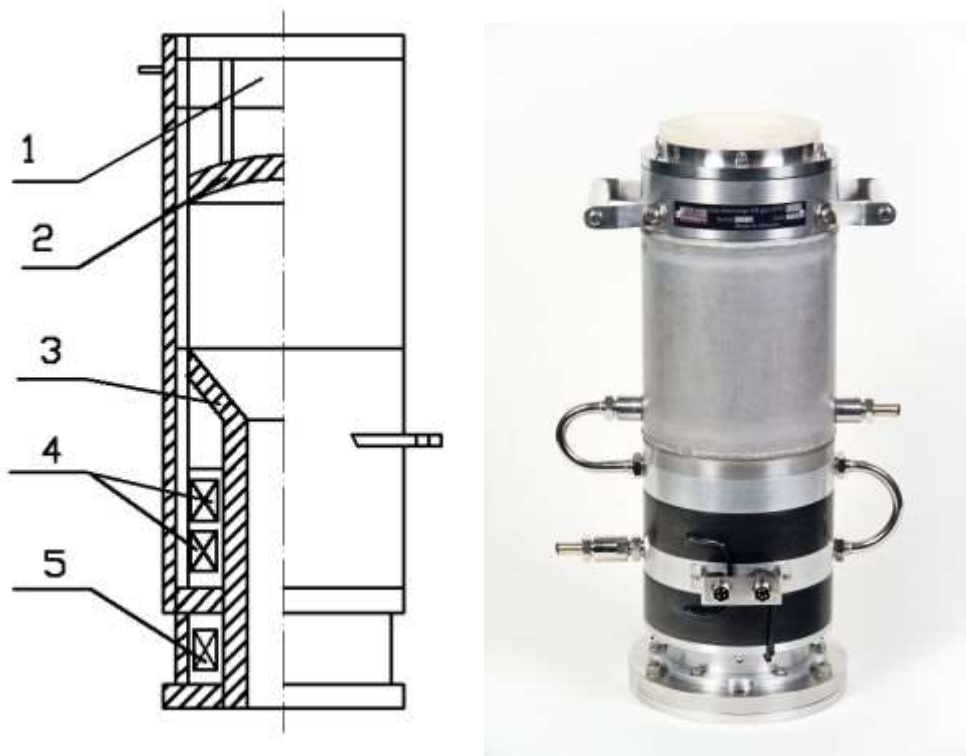


Рисунок 2.3 - Зовнішній вигляд і конструктивна схема газорозрядної електронно-променевої гармати ВТР-300: 1 - вузол введення високої напруги і охолодження катода; 2 - катодний вузол; 3 - анодний вузол; 4 - магнітні фокусуєть лінзи; 5 - відхиляють котушки

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

Технологічне устаткування (рисунок 2.4), в якому, власне, відбувається процес ЕПП, складається з проміжної ємності і кристалізатора.



Рисунок 2.4 - Технологічне устаткування для проведення ЕПП

Проміжна ємність служить для усереднення хімічного складу, рафінування розплаву від домішок (в тому числі і газових) і включень [199].

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

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

Вакуумна система установки дозволяє створювати і підтримувати розрідження в об'ємі плавильної камери (до  $6 \times 10^{-2}$  Па на початку процесу плавки, і в діапазоні  $10^{-1}$  Па під час плавки), яке забезпечує безперебійну

роботу гармат і необхідний ступінь рафінування металу, що переплавляється протягом всього технологічного процесу, швидко ліквідує підвищення тиску при пікових газовиділеннях, володіє достатньою надійністю при експлуатації і зручна для обслуговування.

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

**Промислова установка УЕ-5812.** Для проведення плавок зливків Ø400мм високоміцних сплавів титану використовувалася промислова електронно-променева установка УЕ-5812 (рисунок 2.5) оснащена проміжною ємністю [200].

Конструкція УЕ-5812 відрізняється від раніше розроблених і експлуатованих в промисловості України установок, більш високим рівнем технічних та економічних характеристик. В УЕ-5812 штокові механізми подачі в зону плавки сировини і витягування зливка замінені на ланцюгові. Це дозволило при тій же продуктивності процесу зменшити вдвічі габарити камер завантаження та зливка, що значно зменшило монтажний простір та збільшило масу зливків, що виплавляються, в два рази. Крім того, установка відрізняється високою технологічністю при проведенні деяких технологічних процесів плавки, яка досягається шляхом нескладної заміни однієї оснастки на іншу, зокрема, дозволяє проводити плавку зливків круглого перетину від 100 до 600 мм, зливків прямокутного перетину - розміром від 80x400 мм до 1100x300 мм і довжиною до 4 метрів.



Рисунок 2.5 - Зовнішній вигляд промислової електронно-променевої установки UE-5812

Конструктивно електронно-променева установка UE-5812 складається з плавильної камери, камери заготовки і камери зливка (рисунок 2.6). Всі елементи конструкції виконані з порожніми стінками, в яких циркулює вода для примусового охолодження під час плавки і охолодження зливка. Основні параметри установки наведені в таблиці 2.4.

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

Установка UE-5812 оснащена електронно-променевими гарматами «Патон-300». Гармати «Патон-300» (рисунок 2.7, таблиця 2.5) представляють собою електронно-променеві нагрівачі аксіального типу [151]. Кожна гармата складається з катодного вузла з вольфрамовим електродом, встановленого на високовольтному ізоляторі, анодного водоохолоджуваного вузла, магнітної лінзи, що відхиляє промінь, променевода, і оснащена індивідуальною системою відкачування, яка дозволяє стабілізувати роботу гармати в умовах інтенсивного газовиділення в процесі плавки шихтових матеріалів .

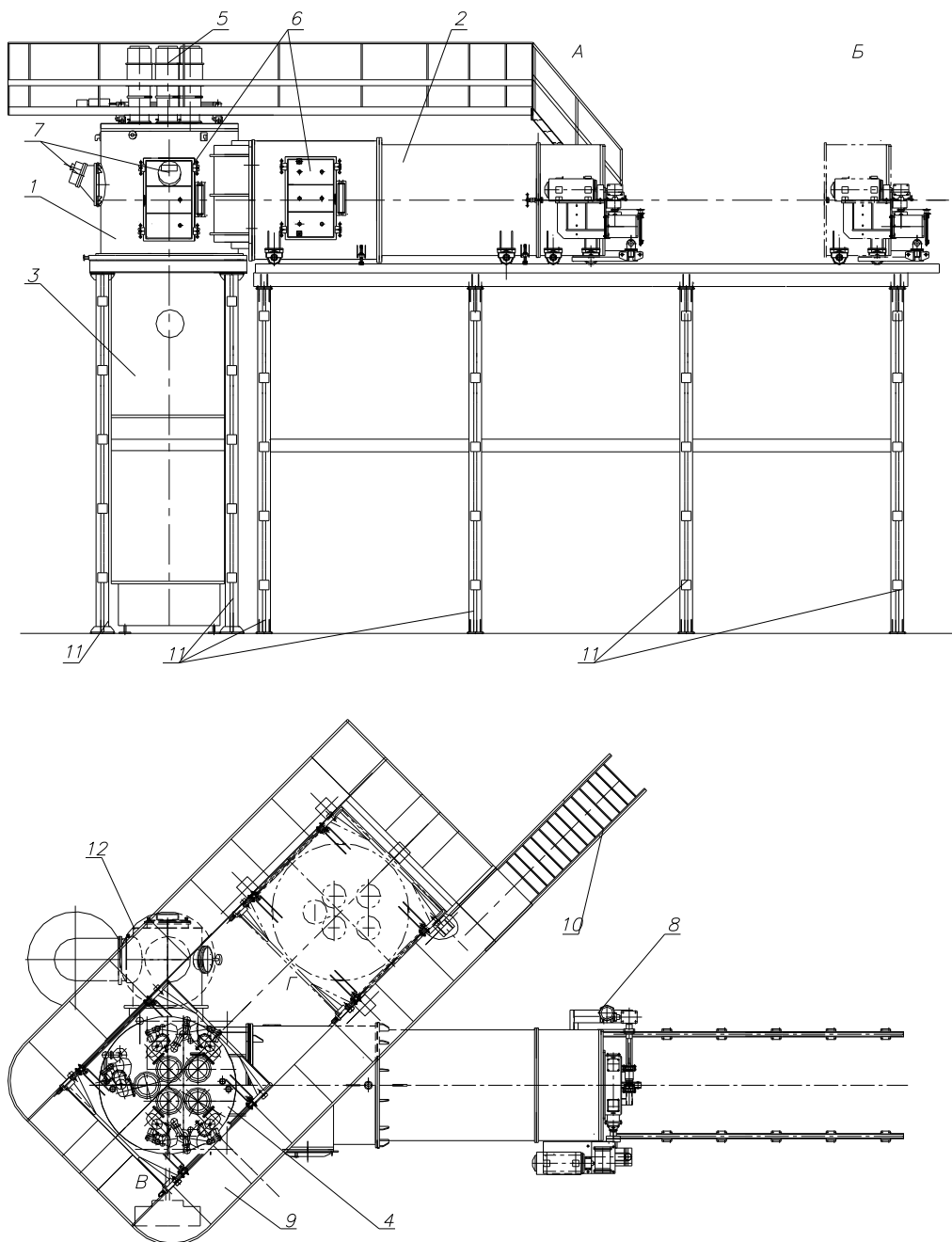


Рисунок 2.6. - Схема електронно-променевої установки UE-5812:

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

Таблиця 2.4 - Технічні характеристики електронно-променевої установки УЕ-5812

Показник	Значення
Встановлена потужність, кВ·А	1500
Прискорююча напруга, кВ	30
Кількість гармат, шт.	5
Найбільші розміри заготовки, м:	
довжина	5,3
перетин	0,55x0,8
Найбільші розміри зливків, м:	
довжина	4,0
діаметр	0,6
для прямокутного перетину	1,1x0,3
Робочий вакуум в камері плавки, Па	$(6,6...13) \cdot 10^{-2}$
Габарити установки, м	14×8×5



Рисунок 2.7 - Електронні гармати «Патон-300»

Таблиця 2.5 - Технічні характеристики гармати «Патон-300»

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

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

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

**Багатоцільова промислова установка УЕ-5810.** Одним з основних завдань розробок в області спеціальної електрометалургії є скорочення відходів металу і зниження виробничих витрат. При сучасному стані техніки і технології найбільш повно відповідає цим вимогам впровадження прогресивних методів плавки сплавів в сферу виробництва початкових заготовок і, в першу чергу, для таких виробів, де найбільш великі відходи металу і витрати по переробці.

Зростаючі вимоги до якості металу, а також останні досягнення в підвищенні надійності роботи електронно-променевого обладнання та його автоматизації обумовлюють все більш широке застосування технології ЕПП на металургійній переробці титану. На межі ХХ і ХХІ століть були



введені в експлуатацію нові електронно-променеві установки для виплавки титанових зливків в США (фірми TIMET, Allegheny Technologies Inc.) і Україні (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона, ТОВ "ФІКО", МК "АНТАРЕС"). Активно використовуються електронно-променеві технології одержання високоякісних зливків титану в Росії (Південно-Уральський металургійний комбінат, НВО "Композит"), Японії (ТОНО Titanium). Ведеться будівництво нових електронно-променевих печей для плавки губчастого титану і титанового брухту в США (TIMET), Китаї (Баоцзі), Японії (ТОНО Titanium), Україні (ДП «НВЦ «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, МК"АНТАРЕС", ТОВ"Стратегія БМ ").

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

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

В ІЕЗ ім Є.О.Патона накопичено багатий досвід по створенню таких установок. Тому, в ІЕЗ ім. Є. О. Патона в 2004 році була спроектована, побудована і запущена в експлуатацію універсальна багатоцільова промислова електронно-променева установка УЕ-5810 з продуктивністю 1.5 тис. тон на рік (рисунок 2.8), яка не має аналогів в світі.



Рисунок 2.8 - Зовнішній вигляд електронно-променевої установки  
УЕ-5810

При цьому, з огляду на всі переваги ЕПП з проміжною ємністю, крім звичайного титанового брухту, в якості вихідної шихти можливе застосування недроблених блоків титанової губки масою до 5 тон кожний (рисунок 2.9).



Рисунок 2.9 - Блок губчастого титану масою 3,8 тони в порівнянні з  
блоком масою 0,7 тон

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

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

Конструктивно електронно-променева установка УЕ-5810 складається з плавильної камери, камери завантаження і камери зливка (рисунок 2.10).

Основні параметри установки УЕ-5810 наведені в таблиці 2.6.

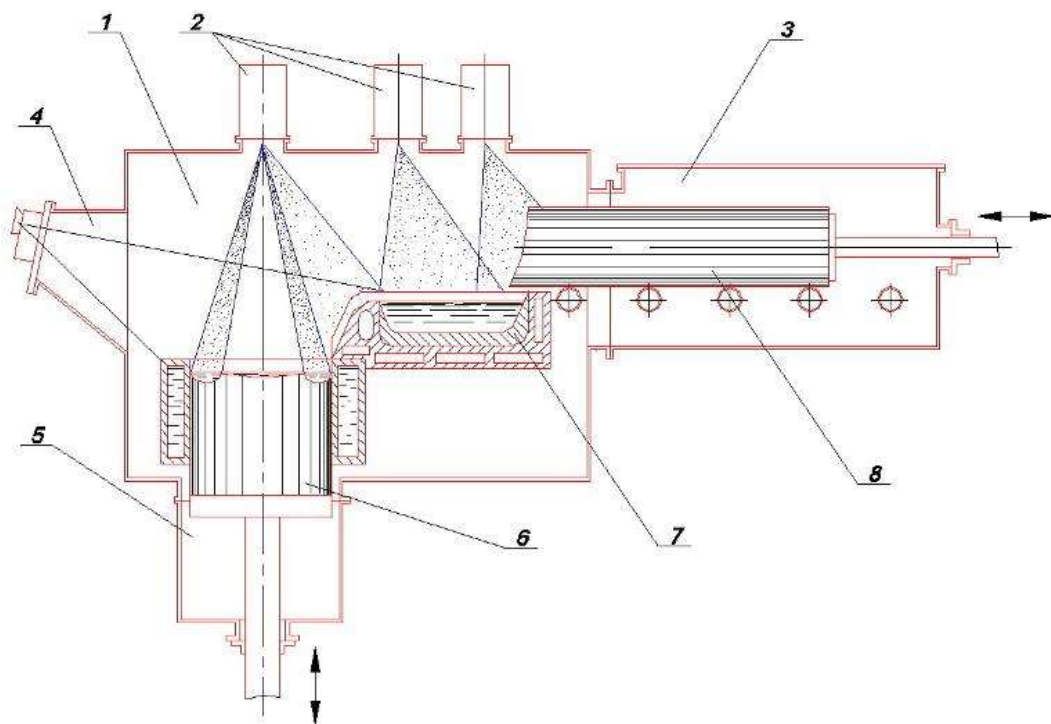


Рисунок 2.10 - Схема установки УЕ-5810: 1-камера плавки, 2-електронні гармати, 3-камера заготовки, 4 - оглядова система, 5-камера зливка, 6-зливоч, 7-проміжна ємність, 8-шихтова заготовка

Таблиця 2.6 - Технічні характеристики електронно-променевої установки УЕ-5810

Показник	Значення
Встановлена потужність, кВ·А	5100
Технологічна потужність, кВт	3700
Прискорююча напруга, кВ	30
Кількість гармат, шт.	11
Найбільші розміри заготовки, м:	
довжина	6
перетин	0,9
Найбільші розміри зливків, м:	
довжина	4,0
діаметр	1,2
для прямокутного перетину	1,3x0,4
Продуктивність високовакуумної системи відкачування, л/с:	50000
Робочий вакуум, Па:	
в гарматах	$(6,6...13) \cdot 10^{-3}$
в камері плавки	$(6,6...13) \cdot 10^{-2}$
Максимальна витрата охолоджуючої води, м <sup>3</sup> /год:	150
Габарит установки, м:	27x10x6

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

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

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

### **2.3 Методика проведення експериментальних плавки**

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

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

При перепплаві кристалізація протікає в умовах безперервного надходження металу в рідку ванну, обігріву дзеркала рідкої ванни, охолодження зливка. Ці фактори забезпечують сприятливу конфігурацію рідкої ванни і високий температурний градієнт при кристалізації, що знижує ймовірність виникнення і розвитку дефектів макроструктури.

Як шихтові матеріали може бути використаний губчастий титан, брикети з губчатого титану, нероздроблені блоки губчастого титану, лом і відходи титану і його сплавів (в кількості до 100%). При виплавці сплавів також використовуються різні легуючі компоненти.

Технологічна послідовність отримання зливків методом ЕПП складається з наступних етапів:

- підготовка шихтових матеріалів та витратної заготовки для плавки;
- підготовка обладнання і технологічної оснастки до плавки;

- процес плавки;
- контроль якості одержаного зливка.

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

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

Сутність процесу ЕПП (рисунок 2.11) полягає в горизонтальній подачі витратної заготовки 4 із заданою швидкістю в зону плавки, її плавлення електронними променями гармат 2, 3 над проміжною ємністю 5. У міру наповнення проміжної ємності рідкий метал зливається в кристалізатор 6, де відбувається формування зливка 7 необхідної довжини.

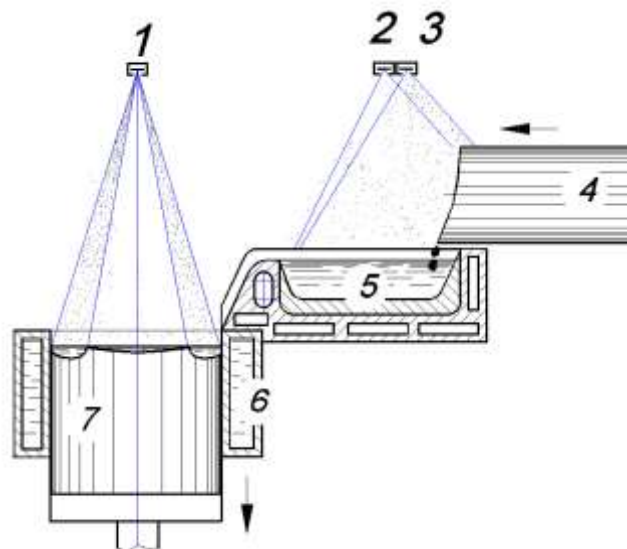


Рисунок 2.11 – Схема ЕПП з проміжною ємністю: 1-3 - електронно-променеві гармати; 4 - витратна заготовка; 5 - проміжна ємність; 6 - кристалізатор; 7 - зливочна форма

При роботі на електронно-променевих установках керуються технічним описом установки і інструкцією по експлуатації електронно-променевої установки.

При підготовці електронно-променевої установки до плавки:

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

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

- встановлюється закладна на піддон, яка фіксується гвинтом;

- пририводиться завантаження шихтових матеріалів в камеру заготовки;

- піддон встановлюється в кристалізаторі на глибину 30-40 мм нижче верхньої кромки кристалізатора;

- встановлюються захисні екрани;

- чистою ганчіркою, змоченою бензином РБР «калоша», протираються ущільнюючі з'єднання на фланцях рухомих частин камер, дверей, технологічних люків. Камери закриваються та фіксуються за допомогою затискачів;

- подається охолоджуюча вода на всі вакуумні насоси, технологічне оснащення, охолодження електронних гармат, сорочок охолодження камер установки.

- проводиться вакуумування електронно-променевої установки;

- при досягненні робочого тиску в камері плавки  $1.33 \times 10^{-2}$ - $6.66 \times 10^{-3}$  Па визначається рівень натікання в робочий об'єм камери. Допустиме значення натікання не більше 30 мкм<sup>3</sup>/л/с;

- проводиться включення установки в роботу згідно керівництву по експлуатації.

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

Впродовж 10 хвилин проводиться прогрів катодів на струмені бомбардування 0,25-0,3 А. Після включення напруги гармат встановлюється струми для кожної електронної гармати потенціометрами та коригується положення і геометрія зони нагріву електронних променів за допомогою ручок розгортки і статичного відхилення електронних променів кожної гармати. На малих токах виставляються електронні промені в їх робочі положення (рисунок 2.12): промінь 1 гармати встановлюється на обігрів верхнього торця зливка з розгорткою по спіралі; промені 2 і 3 гармат працюють з растровою розгорткою в проміжній ємності, а також будь-який з них може використовуватися для роботи в режимі «точка», «підрізування точкою», і зливу рідкого розплаву в кристалізатор; промені 4 і 5 встановлюються на плавлення витратної заготовки та обігрів поверхні металу в проміжній ємності.

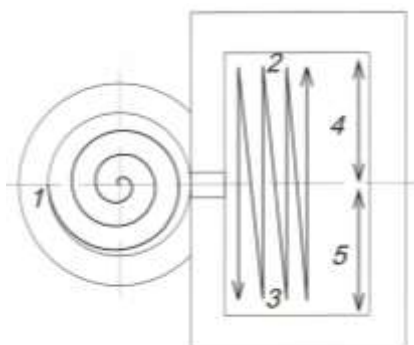


Рисунок 2.12 - Схема розташування та розгорток променів для плавки зливків сплавів титану

Плавку починається з плавного підвищення струмів променів на гарматах до значень 0.5А і встановленні променів в робоче положення на витратній заготовці, проміжній ємності та кристалізаторі. Витратна заготовка прогривається протягом 10-15 хв, після чого встановлюються



робочі значення струмів променів і починається процес плавлення витратної заготовки в проміжну ємність.

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

В процесі плавки застосовується кристалізатор циліндричної форми з потрібним внутрішнім діаметром (рисунок 2.13), оснащений піддоном, що вертикально переміщується.

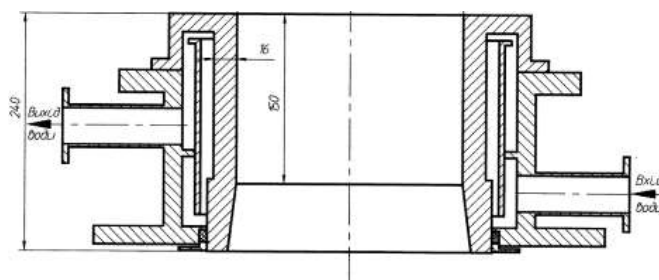


Рисунок 2.13 – Схема кристалізатора

У міру наплавлення зливок опускається вниз механізмом витягування по напівбезперервному режиму: після підвищення рівня рідкого металу в кристалізаторі на необхідну величину зливки опускається до тих пір, поки ванна не опуститься до колишнього рівня.

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

З метою запобігання виникнення в головній частині зливки дефектів усадочного походження (усадочна раковина, пори), в кінці плавки проводиться вивід усадки шляхом поступового зниження потужності обігріву верхнього торця зливки в кристалізаторі. Весь процес виведення усадочної раковини можна умовно розділити на чотири періоди. Спочатку

потужність, що подається в кристалізатор, не змінюється в порівнянні зі сталим режимом плавки, при цьому надходження рідкого металу припиняється. Тим самим запобігається швидке охолодження зливка і виникнення зустрічного фронту кристалізації. Глибина ванни рідкого металу поступово зменшується. На другому етапі проводиться перерозподіл потужності. Зменшується розгортка електронного променя. Внаслідок цього зростає частка тепла, що вкладається в осьову зону зливка. Одночасно поступово знижуються струми променів до нуля. В цьому випадку візуально спостерігається кристалізація поверхні зливка, спрямована від периферії до центру. При досягненні робочими струмами нульової позначки кристалізація закінчується. Третій період полягає в тимчасовій витримці поверхні зливка без обігріву впродовж 2...3 хв. В останньому періоді процесу (контрольне проплавлення) сконцентрованим променем в осьовій зоні зливка проплавляється коло впродовж 2...3 хв. Потім струми поступово знижуються до нуля.

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

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

## **2.4 Методи досліджень**

Для контролю хімічного складу вхідної шихти та експрес аналізу хімічного складу виплавлених зливок використовувався спектрометр оптичний емісійний мобільний SPECTROPORT, який призначено для

вимірювання масової частки легуючих елементів при аналізі складу чорних, кольорових металів і сплавів за атестованими методиками вимірювань.

Загальний вигляд спектрометра представлений на рисунку 2.18.

Технічні характеристики спектрометра оптичної емісії SPECTROPORT наведено в таблиці 2.7.



Рисунок 2.14 - Спектрометр оптичної емісії SPECTROPORT

Таблиця 2.7 - Характеристики спектрометра SPECTROPORT

Найменування характеристики	Значення характеристики
Параметри джерела електричного живлення:	
- напруга змінного струму, В	от 90 до 253
- частота змінного струму, Гц	50/60
Потужність споживання, В•А, не більше	250
Габаритні розміри, мм, не більше:	
- висота	550
- ширина	390
- довжина	250
Вага, кг, не більше	19,8
Умови експлуатації:	
- температура навколишнього середовища, °С	від + 5 до + 45
- відносна вологість навколишнього середовища, %	від 20 до 80

Метод оптичної емісійної спектроскопії вимагає ретельної підготовки поверхневого шару досліджуваних зразків до аналізу. Необхідно забезпечити чистоту поверхні зразка від бруду та окисленого слою. Поверхня зразка має бути рівною в діаметрі не менше як 10мм для забезпечення якнаймога щільного контакту з головкою зонда. Як правило, для цього використовується абразивний зачисний інструмент з корундовими дисками. На поверхні зразка робляться локальні зачистки для подальшого аналізу. Але це може бути оправдано при дослідженні невеликих зразків, певних точок на великих зразках або плоских зразків. Локальна зачистка поверхні зразка не завжди може забезпечити плоску рівну поверхню для контакту зразка з зондом. Для більш зручного дослідження розподілу хімічних елементів по довжині виплавлених зливок було розроблено методику підготовки їх поверхні до аналізу шляхом стругання поверхні. Так поверхня контрольованого зливку простругувалася на стругальному верстаті вздовж всієї бічної поверхні вздовж своєї осі (рисунок 2.15). В результаті одержували рівну чисту поверхню для проведення аналізу методом оптичної емісійної спектроскопії (рисунок 2.16).



Рисунок 2.15 – Підготовка поверхні зливка на стругальному верстаті для спектрального аналізу



Рисунок 2.16 – Підготована поверхня зливка для проведення аналізу методом оптичної емісійної спектрометрії

Такий метод суттєво спрощував підготовку поверхні та дозволив суттєво покращити точність проведення вимірювань.

Для точного аналізу вмісту легуючих елементів в зливках одержаних сплавів використовувався метод індуктивно зв'язаної плазми/оптичної емісійної спектрометрії (ICP-OES) на ICP-спектрометрі ICAP 6500 DUO (рисунок 2.17).



Рисунок 2.17 - ICP-спектрометр ICAP 6500 DUO

ICP-спектрометр ICAP 6500 DUO (далі спектрометр) є високо технологічним компактним емісійним спектрометром з спектрометрів нової серії ICAP 6000 виробництва фірми Thermo Electron Corporation з напівпровідниковим детектором

Програмне забезпечення спектрометра ICAP 6500 DUO побудовано з урахуванням значного досвіду в експлуатації попередніх поколінь ICP-спектрометрів фірми Thermo Electron Corporation, і в ньому передбачено ряд методичних прийомів для зменшення або запобігання впливу багатьох чинників можливих нестабільностей експерименту на якість аналізів.

Для дослідження хімічного складу зливків круглого перетину і оцінки їх гомогенності методом ICP на верстаті відбиралися проби у вигляді стружки для хімічного аналізу по схемі зображеній на рисунку 2.18.

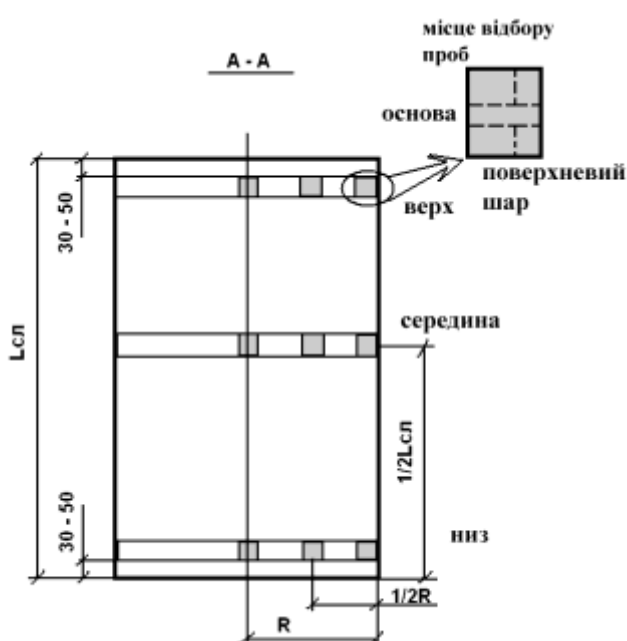


Рисунок 2.18 - Схема відбору проб для хімічного і металографічного аналізу на зливку круглого перетину

Вміст елементів в зливках приймався рівним середньоарифметичним значенням результатів вимірювань шести зразків взятих уздовж всього перерізу в трьох місцях: верх зливка, середина зливка, центр зливка. Причому з верхньої і нижньої частин зливка проби відбиралися на відстані 30-50 мм від його торців, для виключення впливу нестационарних режимів плавки. Вага кожної проби складала не менше 20...30г.

Відбір проб проводився з бічної поверхні зливка при його механічній обробці наступним чином: проводиться попередня проточка або стругання

на глибину 2-3 мм, стружка при цьому відкидається. Придатна проба відбирається при подальшій проточці або струганні на глибину 7-10 мм. Перегрів стружки при відборі проб не допускається. Застосування мастильно-охолоджуючих рідин при відборі проб не допускається. Відібрані проби укладаються в пакети з паперу із зазначенням номера плавки і місця відбору проби.

Якість поверхні оплавлених зливків на наявність пір, раковин, неметалічних включень, тріщин визначали візуально, без застосування збільшувальних приладів.

Визначення глибини залягання і конфігурації усадкової раковини і інших неоднорідностей в металі проводилося методом неруйнівного ультразвукового контролю (УЗК) з використанням дефектоскопу УД4-76 (рисунок 2.19). Ультразвукові коливання накладалися контактним способом із застосуванням проміжного середовища (гліцерину) для поліпшення акустичного контакту.



Рисунок 2.19 - Дефектоскоп ультразвуковий УД4-76

Дослідження зливків проводилося шляхом послідовного ручного сканування бічної поверхні по радіусу уздовж поздовжньої осі зливків. Вісь випромінювання була спрямована уздовж радіусу циліндра. Відстань між ділянками сканування дорівнювала 10 ... 20 мм., Вісь випромінювання

відповідала радіусу циліндра. Скануванню піддавалася половина довжини кола циліндра, що забезпечувало охоплення всього обсягу зливка. Для забезпечення охоплення всього обсягу зливка, скануванню піддавалася вся бокова поверхня зливка.

Налаштування приладу УД4-76 проводилося шляхом використання «стандартних дефектів» в еталонних зразках. В якості еталонних зразків були використані поперечні темплеті злиwkів різного діаметру товщиною 30...50 мм. В еталонних зразках виконувались «стандартні дефекти», діаметр визначається вимогами до розміру мінімального допустимого дефекту (рисунок 2.20).



Рисунок 2.20 - Зразок еталону зливка  $\varnothing 400$  мм зі стандартним дефектом

Матеріал поперечних темплетів і метод його отримання відповідали характеристикам досліджуваного зливка.

При контролі злиwkів використовували перетворювач ультразвуковий П121-1.25-40-М-003 частотою 1,25 МГц, тому, що він забезпечує менший коефіцієнт загасання і краще співвідношення сигнал / шум. Прилад УД4-76 дозволив отримати стійкий відбитий донний сигнал на еталонних зразках всіх діаметрів, що свідчить про великий запас чутливості приладу.

При дослідженні еталонів спостерігалися множинні відображення малої амплітуди (рисунок 2.21). Це типово для литого металу і є результатом відображення сигналу від кордонів зерен. На скані чітко визначається відображення донного імпульсу. В районі введення зондуєчих сигналів присутні шуми, які обумовлені нещільним



приляганням датчика до поверхні зливка, яке не вдається компенсувати застосуванням «ущільнюючого» мастила.

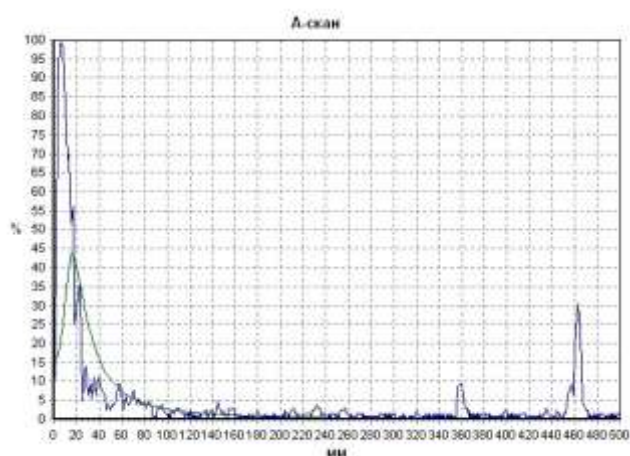


Рисунок 2.21 - Скан з визначеним дефектом в центральній частині зразка зливка  $\varnothing 400$  мм у вигляді «стандартного дефекту»

Пластична деформація заготовок проводилася на прокатному стані марки Skoda 355/500 (рисунок 2.22а), основні характеристики якого наведені в таблиці 2.8. Реверсивний дуо-стан призначений для експериментальної прокатки смуг мінімальним розміром 250 мм і максимальним - 400 мм ширини. Мінімальна товщина прокатної заготовки - 6 мм, максимальна висота заготовки при цьому становить 150 мм. На стані можлива пластична деформація наступних матеріалів: сталі, кольорових металів і ін.

Пресову обробку заготовок проводили на одноциліндровому гідравлічному пресі П-457 (рисунок 2.22б). Прес призначений для кування, гарячого об'ємного і холодного листового штампування з вуглецевих і легованих сталей, а також пресування виробів з кольорових металів і їх сплавів.

Технічні характеристики гідравлічного пресу моделі П-457 наведено в таблиці 2.9



а

б

Рисунок 2.22 - Зовнішній вигляд: а - реверсивного дуо-стану Skoda 355/500; б - гідравлічного пресу П-457

Таблиця 2.8 - Технічні характеристики лабораторного реверсивного дуо-стану Skoda 355/500

Параметри	Значення
Розміри валків:	
- діаметр	355 мм
- довжина	500 мм
Максимальний підйом верхнього валка	h=150 мм
Швидкість прокатки	V=0,75 м/сек
Навантаження при прокаті	R <sub>макс.</sub> =120 т
Розмір вихідного матеріала для слябів	250×300×100 мм
Розмір полос, що виготовляються із зливків	
- мін. ширина	250 мм
- мін. товщина	6 мм
Потужність головного двигуна	N=90 и 160 кВт
Потужність електродвигунів для привода валків	N=1,8 кВт
Максимальне число реверсування	240 разів за годину

Таблиця 2.9 - Технічні характеристики гідравлічного пресу моделі П-457

Параметри	Значення
Номінальне зусилля пресу	200 тон
Тиск робочої рідини	200 кг/см <sup>2</sup>
Кількість головних циліндрів	1 шт.
Діаметр плунжера циліндру	360 мм
Кількість підємних циліндрів	2 шт.
Зусилля підємних циліндрів	30тон
Максимальний хід траверси	700 мм
Максимальна швидкість траверси	300 мм/сек
Продуктивність насосу	100 л/хв

Нагрівання заготовок для пластичної деформації здійснювався в печах опору потужністю 70 кВт (рисунок 2.23)



Рисунок 2.23 - Зовнішній вигляд печі опору потужністю 70 кВт

Для реалізації математичних моделей з використанням модульного принципу та процедурного програмування було використано програмне забезпечення COMSOL Multiphysics. COMSOL Multiphysics представляє собою потужне інтерактивне середовище, що дозволяє проводити комплексне моделювання мультифізичних процесів, які описуються

системою різних взаємопов'язаних диференціальних рівнянь в часних похідних.

Чисельні розрахунки проводили на обчислювальному кластері, якій поєднував в собі чотири потужні шестиядерні процесори INTEL Core i7 8700K та мав загальний об'єм операційної пам'яті 128 Гб.

Мікроструктуру сплавів після різних обробок досліджували за допомогою світлової та скануючої електронної мікроскопії (LM та SEM відповідно). Скануюча електронна електронна мікроскопія проводилася на TESCAN VEGA 3 оснащений EDS-мікроаналізатором Bruker QUANTAX. Метод скануючої електронної мікроскопії також застосовувався для дослідження поверхні зламів зразків після механічних випробувань. Просвічуюча електронна мікроскопія проводилася на JEOL 2000CX. Фазовий склад і кристалографічна текстура були досліджені методом рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі RIGAKU.ULTIMA IV. Властивості розтягування вивчали відповідно до стандарту ASTM E8M на зразках із довжиною 25 мм та діаметром 4 мм на агрегаті INSTRON-3376 при різних швидкостях деформації (квазістатичні режими). Випробування на 3-точковий вигин проводились на зразках розмірами 60x8x8 мм на агрегаті INSTRON 8802.

## **Висновки до розділу 2**

1. В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України для проведення фундаментальних науково-дослідних робіт з вивчення металургійних процесів в вакуумі, вдосконалення існуючих і розробки нових технологічних процесів, а також вдосконалення техніки ЕПП використовуються електронно-променеві установки лабораторного та промислового типів.
2. Основною тенденцією в розвитку обладнання для ЕПП є створення великих багатофункціональних електронно-променевих установок мегаватного класу, розрахованих на виплавку зливків вагою 8 тон і

більше. Електронно-променеві установки останнього покоління дозволяють за рахунок досить простих операцій заміни технологічної оснастки здійснювати практично всі технологічні схеми ЕПП.

3. Для проведення експериментів в роботі були використані промислові титанові сплави: VT14, VT22, VT23, VT19, LCB. Крім того було досліджено вітчизняний високоміцний титановий сплав T110, який за показниками питомої міцності і працездатності в умовах циклічних навантажень перевищує широко використовуваний в авіації сплав VT22. Сплав створений на основі сировинної бази України та захищений патентом України.
4. Оптична емісійна спектрометрія є точним методом аналізу вмісту легуючих елементів в зливках сплавів титану, яка вимагає ретельної підготовки поверхневого шару досліджуваних зразків до аналізу. Для більш зручного дослідження розподілу хімічних елементів по довжині виплавлених зливок було розроблено методику підготовки їх поверхні до аналізу.
5. В металургії натурні експерименти пов'язані з великими матеріальними витратами, пов'язаними з розмірами і вартістю зливок. Тому, велике значення мають чисельні експерименти із застосуванням методів математичного моделювання та розрахунків на потужних обчислювальних системах, які дозволяють при порівняно малих витратах і мінімальній кількості експериментальних даних з заданою точністю відобразити фізичні явища, що відбуваються в металургійних процесах, та з достатньою наглядністю візуалізувати їх.

### РОЗДІЛ 3

## МОДЕЛЮВАННЯ ТЕПЛОФІЗИЧНИХ ТА ГІДРОДИНАМІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІЙ ПЛАВЦІ СПЛАВІВ ТИТАНУ

### 3.1 Експериментальна перевірка адекватності існуючої математичної моделі процесу кристалізації титанового зливка при електронно-променевій плавці

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

Затвердіння металу супроводжується складними і швидкоплинними фізичними процесами перенесення тепла, гідродинамічного течії, випромінювання. На практиці часто не представляється можливим виміряти значення параметрів цих процесів, тим більше з достатньою точністю. Крім того, в металургії натурні експерименти пов'язані з великими матеріальними витратами, пов'язаними з розмірами і вартістю зливків. 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 і задавати їх розподіл в просторі і часі, максимально наближене до реальних процесів. Метою моделювання є, в ідеалі, відмова від дорогого 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. Однак експериментальна перевірка таких математичних розрахунків все ж необхідна, так як дає реальну картину протікання процесів в зливку.

Основні принципи моделювання теплофізичних процесів в зливках, одержуваних методами спеціальної електromеталургії, сформульовані в роботах [72, 201]. В останні роки створені кілька математичних моделей, що описують різні стадії ЕПП: плавлення вихідної шихти, перемішування і випаровування металу і домішок в проміжній ємності, формування зливка в кристалізаторі (в т.ч. виведення усадочної раковини), охолодження зливка [151, 202-204].

В ІЕЗ ім. Є.О.Патона була розроблена [151], а потім вдосконалена математична модель кристалізації циліндричних зливків при ЕПП. Розроблена математична модель дозволяє отримати розподіл температур в циліндричному зливку в будь-який момент часу, а отже, конфігурацію рідкої ванни і зони твердо-рідкого стану металу в залежності від технологічних параметрів ЕПП - продуктивності процесу, періодичності заливки розплаву в кристалізатор і потужності електронно променевого нагріву.

Однак, до теперішнього часу підтвердження адекватності даної моделі проводилося лише умовно. Так в роботі [205] показано вплив глибини рідкої ванни, залежить від потужності електронно-променевого нагріву і продуктивності плавки, на що формується структуру зливків титану.

Завданням даної роботи була експериментальна перевірка адекватності створеної на сьогоднішній день моделі протікання теплофізичних процесів в кристалізаторі.

У моделі [151] розглядається процес формування зливка в мідному водоохолоджуваному кристалізаторі (рисунок 3.1).

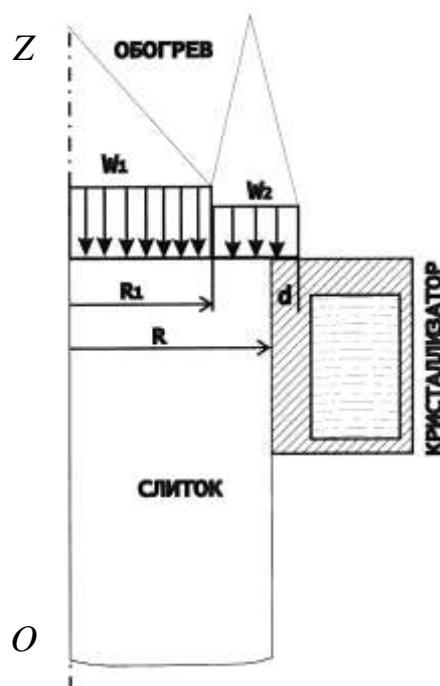


Рисунок 3.1 - Схема моделювання процесу формування циліндричного зливка при ЕПШ

Поверхня зливка обігрівається двома електронними променями, причому потужність одного з них рівномірно розподілена в центральній зоні ( $0 < r < R_1$ ), а іншого - в периферійній зоні ( $R_1 < r < R$ ). У математичній моделі контрольованими технологічними параметрами є: потужності центрального і периферійного променів  $W_1$  і  $W_2$ , величина порції, періодичність заливки, швидкість (продуктивність) плавки. Процес перенесення тепла описується рівнянням теплопровідності в циліндричній системі координат  $(r, \theta, z)$  для випадку осової симетрії, де вісь  $OZ$  збігається з віссю зливка (вісь симетрії), а вісь  $OR$  - з радіальним напрямком. Початок координат задано на нижньому торці зливка. Рівняння теплопровідності в цьому випадку має такий вигляд:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \right), \quad (3.1)$$

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

де  $s(t)$  - поточний стан верхнього торця зливка.



На верхньому торці зливка відбувається підведення тепла за рахунок обігріву електронними променями і випромінювання тепла за законом Стефана-Больцмана. Гранична умова на верхньому торці зливка представлено у вигляді:

$$\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=s(t)} = -\varepsilon\sigma(T^4 - T_{cp}^4) + w(r, t), \quad (3.2),$$

при цьому питома потужність електронно-променевого нагріву  $w(r, t)$  розподіляється наступним чином:

$$w(r, t) = w_1(t) \text{ при } r < R_1;$$

$$w(r, t) = W_2(t) \sin^2 \pi \left( \frac{r - R_1}{R + d - R_1} \right) \text{ при } R_1 < r < R + d \quad (3.3).$$

Особливістю моделі є облік експериментально встановленого факту деформації донної частини злиwkів титанових сплавів за рахунок зусилля витягування і усадки у вигляді зміни нижньої граничної умови.

Теплообмін за законом Ньютона-Ріхмана:

$$-\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R} = \alpha(T - T_{cp}) \quad (3.4)$$

з табличним значенням коефіцієнта теплопередачі  $\alpha = \alpha_0$  відбувається в обмеженій області радіусом  $R_2$  (де злиwk контактує з піддоном). В іншій частині дна зливка застосований ефективний коефіцієнт теплопередачі  $\alpha_{\text{ef}}$ , який враховує променистий теплообмін.

За допомогою наведеної математичної моделі були змодельовані 3 режиму плавки злиwkів титану діаметром 600 мм. Задача вирішувалася чисельно за допомогою методу скінченних різниць. Як незмінні технологічні параметри були прийняті наступні:  $\tau = 180$  с,  $h = 0.012$  м, що відповідає продуктивності процесу плавки 300 кг / год.

Шляхом зміни величини енергії, що повідомляється електронними променями вільної поверхні зливка, змодельовані три режими плавки (таблиця 3.1).

Таблиця 3.1 - Режими електронно-променевого нагріву поверхні зливка титану діаметром 600 мм в кристалізаторі

№ режиму	Потужність $W_1$ (центр), кВт	Потужність $W_2$ (периферія), кВт	Глибина рідкої ванни, мм		Відхилення розрахунку від експерименту, %
			розрахунок $H_p$	експеримент $H_e$	
1	200	120	142	150	5,3
2	160	80	131	139	5,7
3	100	110	89	80	11,2

З допомогу розрахунків по математичній моделі теплових процесів в циліндричному зливку були побудовані залежності зміни глибини рідкої ванни з ростом довжини одержуваного зливка при різних режимах ЕПП (рисунок 3.2).

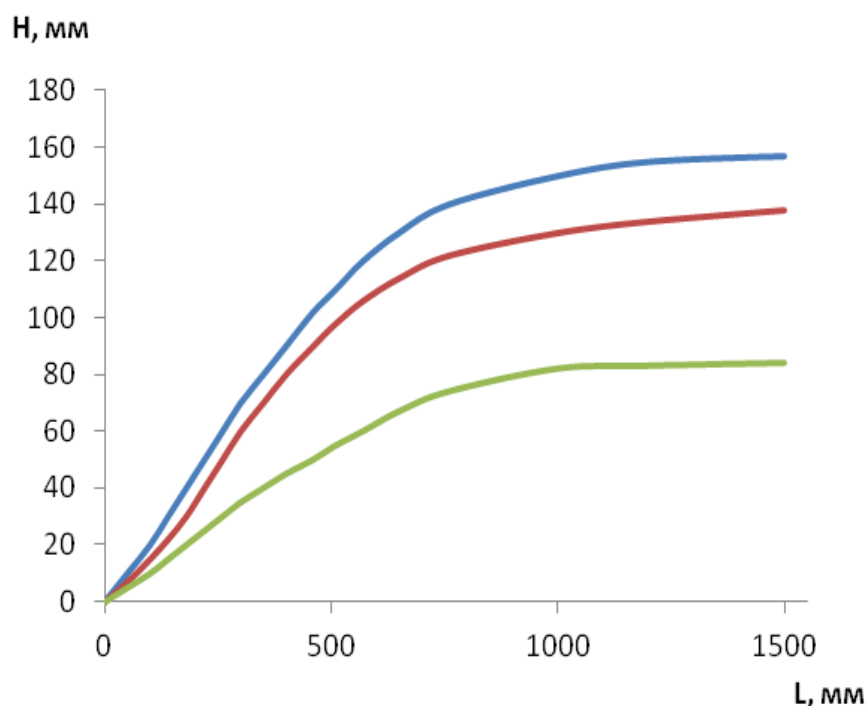


Рисунок 3.2 - Розрахункова залежність зміни глибини рідкої ванни (H) по довжині зливка (L) титану  $\varnothing 600$  мм: а - режим 1, б - режим 2, в - режим 3

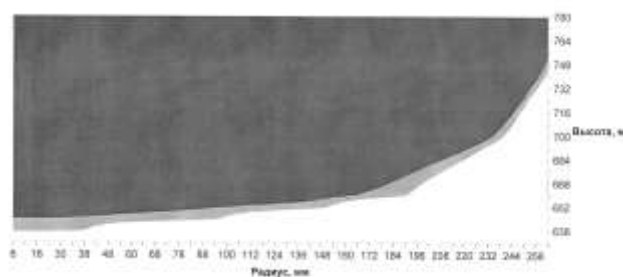
Встановлено, що глибина рідкої металевої ванни прямо пропорційно збільшується на початку плавки, до досягнення постійної величини, що

свідчить про встановлення стаціонарного режиму у верхній частині зливка. Аналіз розрахункових залежностей показав, що стаціонарний режим плавки встановлюється на довжині, що дорівнює приблизно двом діаметрам одержуваного зливка не залежно від потужності обігріву, що вкладається в кристалізатор.

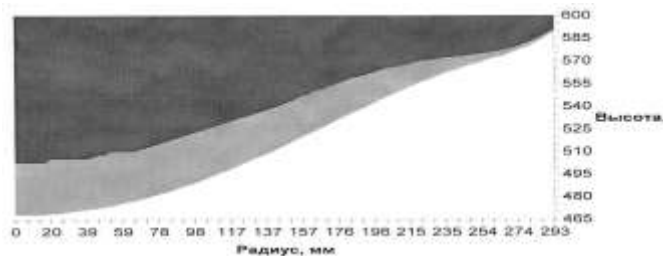
За результатами розрахунків математичної моделі також були отримані температурні поля зливка для різних режимів електронно-променевого нагріву поверхні металу в кристалізаторі (рисунок 3.3).

Процеси формування рідкої ванни в зливках титану при виплавці в електронно-променевих печах з проміжною ємністю, були досліджені експериментально. З використанням розрахункових режимів електронно-променевого нагріву циліндричного зливка в кристалізаторі на електронно-променевої установки УЕ-5812 [200] були проведені експериментальні плавки зливоків титану діаметром 600 мм. Зливки виплавлялося за технологією ЕПП з горизонтальною подачею витрачається заготовки, накопиченням металу в проміжній ємності і його зливом в кристалізатор з формуванням зливка. Обігрів верхнього торця зливка здійснювався двома аксіальним електронними гарматами, розподіл енергії яких представляло собою концентричні кола. Потужність першого променя була рівномірно розподілена в центральній області, а другого - на периферії зі зміщенням на стінки мідного водоохолоджуваного кристалізатора. Змінювалася як величина загальної потужності  $W_1 + W_2$ , так і розподіл потужності між гарматами (таблиця 3.1). Метал в кристалізатор подавався порціями. Після встановлення стаціонарного режиму для даної швидкості плавки і досягнення висоти зливка 1000 мм, проводився злив рідкого розплаву з усього обсягу металевий ванни, шляхом проплавлення скоринки металу на периферії зливка.

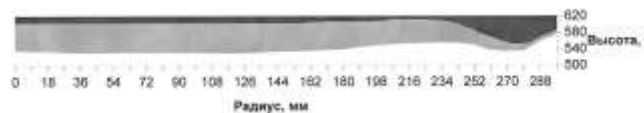
Отримані зливки були розрізані на дві частини вздовж осі симетрії (рисунок 3.3).



Режим 1



Режим 2



Режим 3

Рисунок 3.3 - Экспериментальна і розрахункова рідкі ванни в зливку титану  $\varnothing 600$  мм при різних режимах плавки

Вивчення отриманих заготовок показало, що вони з достатньою точністю повторюють форму розрахованих температурних полів.

Глибина вимірювалася від крайньої кромки головної частини зливка до найнижчої точки утворилася лунки. Дані вимірювань наведені в таблиці 3.1.

Відхилення розрахункових даних від експериментальних визначали за такою формулою:

$$D=(H_3- H_p)*100/H_p \quad (3.5)$$

де:  $D$ – відхилення даних розрахунку від експериментальних, %

$H_3$ – глибина рідкої ванни експериментальна, мм

$H_p$ – глибина рідкої ванни розрахункова, мм

Порівняння даних математичного моделювання з результатами експерименту показало, що модель в цілому реально відображає фізичне явище формування рідкої ванни в зливках. Розраховані глибини рідких ванн збігаються з експериментально встановленими в межах 5-12%.

Таким чином, проведені розрахунки і отримані експериментальні дані дозволяють зробити висновок, що в цілому модель з достатньою точністю відображає тенденцію зміни глибини формування рідкої ванни зі зміною потужності нагріву зливка.

До останнього часу, з урахуванням складності рішення пов'язаних тривимірних мультифізичних задач і обмеженості доступних обчислювальних ресурсів математичне моделювання теплофізичних процесів при безперервному одержанні злиwkів як в області спеціальної, так і чорної металургії переважно зводилося до розгляду теплового стану зливку без детального обліку тепло- масопереносу за рахунок руху металу в рідкій частині зливка. Конвективне перенесення тепла в цьому випадку приблизно враховувався введенням ефективного коефіцієнта теплопровідності, значення якого задавалося емпірично виходячи з наявних експериментальних даних [151, 206-208].

У міру розвитку обчислювальної техніки і напрацювання розрахункових підходів до вирішення теплофізичних задач з фазовим переходом при наявності тепло- масопереносу стали з'являтися роботи, в яких розрахунковий аналіз процесів при безперервній виплавці злиwkів почав виконуватися з урахуванням стану рідкометалічної ванни, отриманого в результаті гідродинамічного розрахунку. Стосовно до ЕПП з

одержанням зливка в круглий кристалізатор до них слід віднести роботи [209-211]. З метою спрощення та можливості отримання чисельного рішення, процеси кристалізації в цих роботах розглядалися в двовимірній осесиметричній постановці. Недоліком такого підходу стала обмежена можливість використання представлених в них математичних моделей для дослідження процесу кристалізації зливка при ЕПП з проміжною ємністю. В даний час, з урахуванням більш високого сучасного рівня обчислювальної техніки, вказаний недолік може бути усунутий.

### **3.2 Тривимірна математична модель гідродинамічних та теплових процесів в кристалізаторі при електронно-променевій плавці з проміжною ємністю**

Теплофізичні процеси, що протікають при формуванні зливка в прохідному кристалізаторі під час ЕПП з проміжною ємністю, навіть в разі циліндричного кристалізатора носять явно виражений тривимірний характер, що зумовлено відсутністю осьової симетрії при подачі в нього розплаву. При локальній периферійній подачі розплаву в кристалізатор відбувається складний за структурою рух металу, який супроводжується тепло- масоперенос 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 рішення сполучених тривимірних теплової і гідродинамічної задач.

Метою роботи є розробка 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 початкової шихти, дегазація і очищення металу від

домішок в проміжній ємності в запропонованій математичній моделі не розглядаються.

В роботі розглядається процес кристалізації титанового сплаву Ti-6Al-4V при безперервному одержанні зливка в мідний прохідний водоохолоджуваний циліндричний кристалізатор. Технологічна схема процесу представлена на рисунку 3.4. 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 (ЕПН).

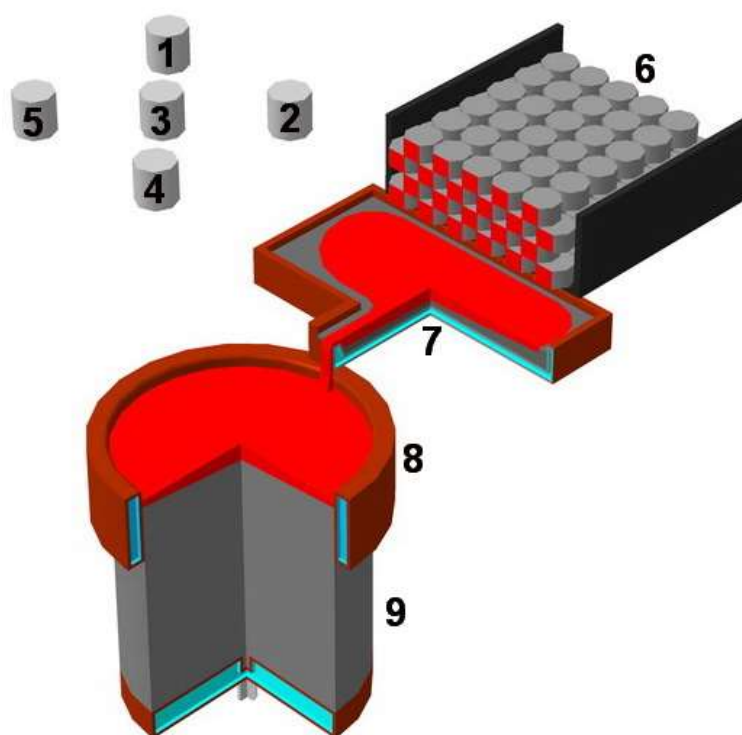


Рисунок 3.4 - Технологічна схема процесу ЕПН: 1-5 електронно-променеві гармати, 6 - витратна шихтова заготка, 7 - проміжна ємність, 8 - кристалізатор, 9 - зливоч

**Основні теоретичні положення математичної моделі.** Для чисельного розрахунку процесів в 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. Міжфазний кордон не є чітко вираженим, тобто між фазами присутня так звана в'язка (перехідна) зона, в 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 в чистих металах або в металах з невеликою кількістю домішок.

Оскільки в роботі розглядається безперервна подача в кристалізатор сплаву титану, положення міжфазної межі в сплаві, що твердне, будемо розраховувати одним з методів фіксованої сітки, а саме методом фазового поля (phase field method) [212]. Згідно з ним рідка фаза визначається температурою вище температури ліквідусу  $T_L$  тверда область визначається температурою нижче температури солідусу  $T_S$ , а перехідна зона знаходиться між ними. При моделюванні об'ємна частка рідини  $F_L$  в перехідній зоні будемо описувати в залежності від температури згладженої функції Хевісайда:

$$F_L = \begin{cases} 1 & T \geq T_L; \\ 0,5 + 0,9375 \frac{T - T_m}{\frac{\Delta T}{2}} - 0,625 \left( \frac{T - T_m}{\frac{\Delta T}{2}} \right)^3 + 0,1877 \left( \frac{T - T_m}{\frac{\Delta T}{2}} \right)^5 & T_L \geq T \geq T_S; \\ 0 & T \leq T_S, \end{cases} \quad (3.6)$$



де –  $T_m$  температура плавлення,  $\Delta T = T_L - T_S$  - температурний діапазон фазового переходу. Залежність даної функції, а також її похідною, від температури при  $T_m = 1883\text{K}$  і  $\Delta T = 30\text{K}$  в якості ілюстрації представлені на рисунку 3.5.

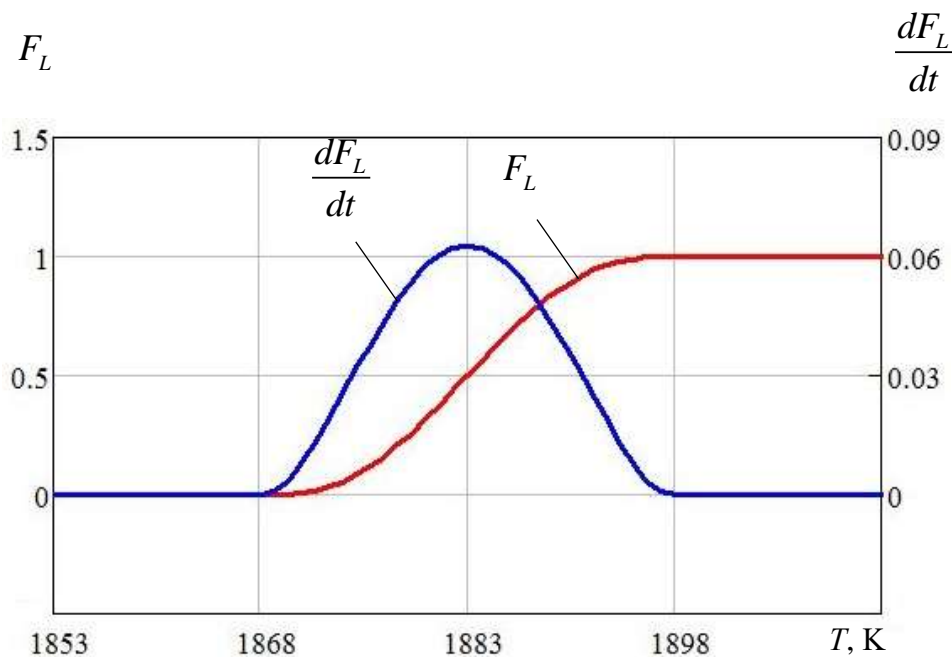


Рисунок 3.5 - Згладжена функція Хевісайда для перехідної зони і її похідна

**Моделювання гідродинамічних процесів.** Розрахунок гідродинамічних процесів, які відбуваються при безперервній подачі титанового сплаву в кристалізатор, виконувався з наступними припущеннями - розплав вважався в'язкою нестисливою рідиною, рух приймався турбулентним. Добре апробованою і найбільш поширеною 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:

$$\rho \nabla \cdot \bar{\mathbf{u}} = 0; \quad (3.7)$$

$$\rho (\bar{\mathbf{u}} \cdot \nabla) \bar{\mathbf{u}} = -\nabla \bar{p} + \nabla \cdot (\mu + \mu_T) (\nabla \bar{\mathbf{u}} + (\nabla \bar{\mathbf{u}})^T) + \rho \mathbf{g} + \mathbf{f}_{drag}, \quad (3.8)$$

де  $\rho$  – густина рідкого металу,  $\bar{u}$  – усереднене значення швидкості,  $\bar{p}$  – усереднене значення тиску,  $\mu$  і  $\mu_T$  – коефіцієнти молекулярної і турбулентної динамічної в'язкості,  $g$  – прискорення вільного падіння,  $f_{drag}$  – гальмівна сила Дарсі, штучно введена для зменшення і придушення швидкостей у в'язкій і твердої зонах.

Застосування осереднення по Рейнольдсу до 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. В даний час розроблені і використовуються для чисельного розрахунку гідродинамічних задач кілька таких моделей, які відрізняються один від одного складністю рішення і точністю опису турбулентного течії.

Для розрахунків обрана одна з найбільш поширених моделей - k-ε модель турбулентності [213]. 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 більш складних і точних моделей турбулентності, що дозволяють точно врахувати структуру руху в пристінкових зонах, на даному етапі видається не раціональним, оскільки там в основному знаходиться твердий метал напрямком і швидкість руху якого заздалегідь відомо.

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

$$\mu_T = \rho C_\mu \frac{k^2}{\varepsilon} \quad (3.9)$$

де  $C_\mu$  – емпірична константа,  $k$  – щільність кінетичної турбулентної енергії,  $\varepsilon$  – швидкість її дисипації. Для визначення значень  $k$  та  $\varepsilon$  в даній моделі додатково вирішуються два рівняння. Диференціальне рівняння в часних похідних першого порядку для  $k$  має наступний вигляд:

$$\rho \bar{\mathbf{u}} \cdot \nabla k = \nabla \cdot \left( \left( \mu + \frac{\mu_T}{\sigma_k} \right) \nabla k \right) + P_k - \rho \varepsilon \quad (3.10)$$

Складова  $P_k$  розраховується наступним чином:

$$P_k = \mu_T \left( \nabla \cdot \bar{\mathbf{u}} : \left( \nabla \cdot \bar{\mathbf{u}} + (\nabla \cdot \bar{\mathbf{u}})^T \right) - \frac{2}{3} (\nabla \cdot \bar{\mathbf{u}})^2 \right) - \frac{2}{3} \rho k \nabla \cdot \bar{\mathbf{u}} \quad (3.11)$$

Диференціальне рівняння в часних похідних першого порядку для  $\varepsilon$  записується як:

$$\rho \bar{\mathbf{u}} \cdot \nabla \varepsilon = \nabla \cdot \left( \left( \mu + \frac{\mu_T}{\sigma_\varepsilon} \right) \nabla \varepsilon \right) + C_{\varepsilon 1} \frac{\varepsilon}{k} P_k - \rho C_{\varepsilon 2} \frac{\varepsilon^2}{k} \quad (3.12)$$

Константи, які використовуються в рівняннях (3.9-3.12) представлені в таблиці 3.2

Таблиця 3.2 - Константи к-ε моделі турбулентності

Константа	$C_\mu$	$C_{\varepsilon 1}$	$C_{\varepsilon 2}$	$\sigma_k$	$\sigma_\varepsilon$
Значення	0,09	1,44	1,92	1,00	1,30

Введена в рівняння руху (3.8) гальмівна сила Дарсі, необхідна для можливості придушення швидкості в перехідній і твердій зонах, визначалася відповідно до вираження:

$$\mathbf{f}_{drag} = \frac{C(1-F_L)^2}{q + F_L^3} (\bar{\mathbf{u}} - \mathbf{u}_{cast}) \quad (3.13)$$

де  $C = 2000 \text{ кг}/(\text{м}^3 \cdot \text{с})$  и  $q = 0,001$  – константи, співвідношення яких  $C/q$  має бути достатнім, щоб придушити рух (за винятком швидкості плавки зливка  $\mathbf{u}_{cast}$ ) в твердій області. В рідкій області ( $F_L = 1$ ) сила Дарсі не впливає на рух [214].

**Моделювання теплофізичних процесів.** Нехтуючи тепловиділеннями за рахунок виконаної роботи при зміні тиску і за рахунок в'язкісного тертя, рівняння теплопередачі для рідкого середовища з фазовим переходом при її турбулентному русі можна записати в такий спосіб:

$$\rho C_p (\mathbf{u} \cdot \nabla) T + \nabla \cdot (-\lambda_{eff} \cdot \nabla T) = 0 \quad (3.15)$$

де  $\rho$  – питома густина,  $C_p$  – питома теплоємність, яка визначається з урахуванням теплоти фазового переходу,  $T$  – температура,  $\mathbf{u}$  – швидкість, яка визначається в результаті гідродинамічного розрахунку,  $\lambda_{eff}$  – 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) [215].

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

$$C_p = C_{eq} + C_L \quad (3.16)$$

Еквівалентна теплоємність в перехідній зоні визначається відповідно до виразу:

$$C_{eq} = (F_L \cdot \rho_l \cdot C_l + (1 - F_L) \cdot \rho_s \cdot C_s) / (F_L \cdot \rho_l + (1 - F_L) \cdot \rho_s), \quad (3.17)$$

де індекси  $l$  і  $s$  позначають характеристики рідкої і твердої фаз відповідно.

Розподіл теплоємності  $C_L$  апроксимується так, що виконується умова:

$$\int_{T_S}^{T_L} C_L(T) dT = L \quad (3.18)$$

При цьому характер розподілу теплоємності  $C_L$  в перехідній зоні відповідає похідною по температурі від функції  $F_L$  (див. рисунок 3.5).

Облік прихованої теплоти  $\alpha$ - $\beta$  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 (3.11) коефіцієнта  $\lambda_{eff}$ . Даний коефіцієнт розраховується наступним чином:

$$\lambda_{eff} = \lambda + \lambda_T, \quad (3.19)$$

де  $\lambda$  і  $\lambda_T$  – відповідно коефіцієнти молекулярної і турбулентної теплопровідності.

Коефіцієнт турбулентної теплопровідності  $\lambda_T$  в найбільш простому випадку обчислюється як:

$$\lambda_T = \frac{C_p \cdot \mu_T}{Pr_T}, \quad (3.20)$$

де  $Pr_T$  – число Прандтля, яке задається константою. Значення числа Прандтля для рідких металів знаходиться в діапазоні  $1 \leq Pr_T \leq 10$  [216].

Більш точною апроксимацією для більшості турбулентних потоків є модель Кейса-Кроуффорда [217].

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

$$\lambda_{eff} = F_L \cdot \lambda_l + (1 - F_L) \cdot \lambda_s \quad (3.21)$$

**Баланс теплоти.** У розрахунковій моделі дотримується баланс між теплопритоком і тепловідводом. Теплоприток в моделі формується за рахунок потужності ЕПН, а також різниці тепломісткості рідкого металу, що надходить в кристалізатор з проміжної ємності, і зливка, що виходить на нижній межі розрахункової області.

Тепломісткість щодо температури навколишнього середовища  $T_0$  розплаву, що надходить в кристалізатор з об'ємною витратою  $Q$  [ $\text{м}^3/\text{с}$ ], визначається відповідно до виразу:

$$W_{in} = Q \cdot (\rho_s \cdot L_{\alpha-\beta} + (F_L \cdot \rho_l + (1 - F_L) \cdot \rho_s) \cdot L + \int_{T_0}^{T_{in}} (F_L \cdot \rho_l \cdot C_l + (1 - F_L) \cdot \rho_s \cdot C_s) dT). \quad (3.22)$$

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

$$W_{out} = \rho_s C_s \mathbf{u}_{cast} \int_S (T - T_0) dS, \quad (3.23)$$

де  $S$  – площа перетину зливка на нижній межі розрахункової області.

Теплоприток в 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 межі розрахункової області.

**Вихідні дані для розрахунку.** Моделювався процес кристалізації зливка з титанового сплаву Ti-6Al-4V в циліндричному кристалізаторі діаметром  $d=0,6$  м і висотою  $h=0,15$  м. Швидкість витягування зливка становила  $\mathbf{u}_{cast}=4$  мм/хв, що приблизно відповідає безперервному одержанню зливка з продуктивністю 300 кг/год. Температура металу на вході в кристалізатор -  $T_{in} = 2000$  К, перетин струменя - 10 на 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 - 1898К, солідусу - 1868К,  $\alpha$ - $\beta$  переходу – 1156 К.

З метою спрощення розрахунків на початковому етапі нехтували залежністю теплофізичних параметрів від температури. Усереднені їх 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/м<sup>3</sup>, 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 по об'ємній витраті між входом і виходом металу.

**Чисельна реалізація математичної моделі.** Модель для дослідження пов'язаних стаціонарних гідродинамічних і теплових процесів формування зливка реалізовувалася чисельно методом кінцевих елементів в пакеті програм Comsol Multiphysics.

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 умови встановлення стаціонарного теплового режиму в верхній частині зливка його довжина приймалася рівною  $l=1\text{м}$ , що практично наближається до подвоєного діаметру зливка [151]. Розрахункова область моделі з вихідної розрахункової сіткою представлена на рисунку 3.6.

В якості граничних умов при вирішенні гідродинамічної задачі задавалися: умова симетрії на площині симетрії; швидкість витягування  $u_{cast}$  зливка на нижньому його торці; умова входу в зоні входження струменя в кристалізатор; умова стінки без прослизання на кордоні 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 симетрії - умова симетрії для температури.

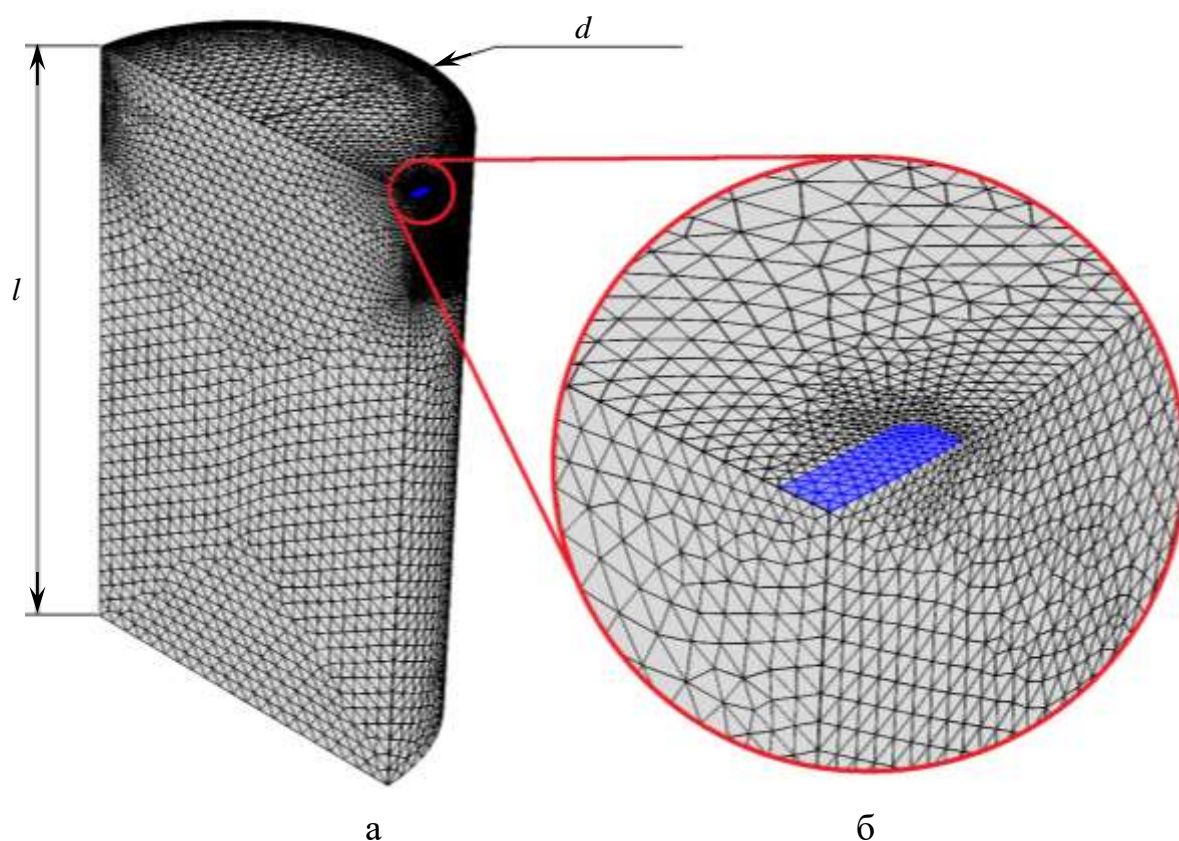


Рисунок 3.6 - Розрахункова область з початковою розрахунковою сіткою: а - загальний вигляд, б - область входження струменя металу

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 задавалося відповідно до функції Гаусса:

$$f(r) = \frac{1}{c\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(r-r_1)^2}{2c^2}}, \quad (3.24)$$

де  $r_1 = 0,275$  м – радіус максимуму теплового потоку в периферійній зоні,  $c = 0,021$  м - коефіцієнт, що задає ширину функції Гаусса 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 рисунку 3.7.

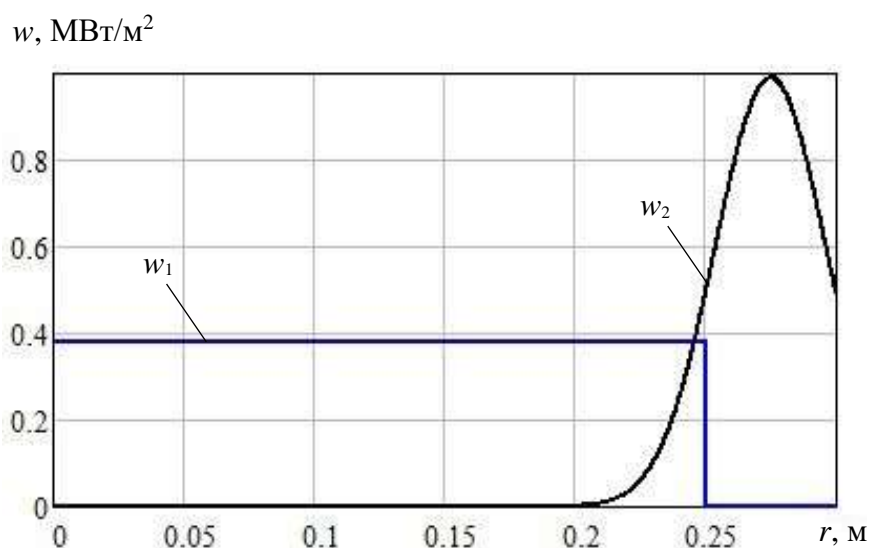


Рисунок 3.7 - Питома теплова потужність ЕПН на торці зливка.

Втрати тепла на випаровування враховувалися шляхом апроксимації в залежності від температури відомих (в табличній формі) експериментальних даних [218]

Таблиця 3.3 - Швидкість випаровування титану і втрати тепла в залежності від температури.

$T, K$	1800	1900	2000	2200
$G, \text{г}/(\text{м}^2\text{с})$	0,0286	0,138	0,558	5,84
$w_{\text{vap}}, \text{кВт}/\text{м}^2$	0,257	1,238	5,005	49,156

У зоні кристалізатора умови охолодження моделювалися наступним чином. Задавалися значенням 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, вважалося,

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  $\alpha_{in} = 6000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$  до  $\alpha_{cont} = 2000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ .

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

$$\alpha_{eff} = \alpha_{cont}\theta + \xi\sigma(T + T_0)(T^2 + T_0^2)(1 - \theta), \quad (3.25)$$

де  $\theta = (T - T_{sep}) / (T_L - T_{sep})$ ,  $\xi$  – наведена ступінь чорноти поверхонь теплообміну,  $\sigma = 5,67 \cdot 10^{-8} \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4)$  – постійна Стефана-Больцмана,  $T_0 = 293 \text{ К}$  – температура навколишнього середовища.

Значення наведеної ступеня чорноти  $\xi$  для рідкометалічної верхньої торцевої поверхні зливка приймалося рівним 0,3; для бічної поверхні - 0,4 [219, 220].

На нижній межі розрахункової області теплопередача вздовж зливка за рахунок теплопровідності враховувалася введенням еквівалентного значення КТО  $\alpha_{eqv}$ , який визначається з рівності:

$$\lambda \partial T / \partial z = \alpha_{eqv} (T - T_0). \quad (3.26)$$

Відзначимо, що при виборі значення  $\alpha_{eqv}$  має забезпечуватися плавне зниження величини  $\partial T / \partial z$  в зливку в напрямку піддону.

В цілому, внесок теплопередачі за рахунок теплопровідності в тепловий баланс розрахункової області є незначним. Наприклад, при  $\partial T / \partial z = 500 \text{ К}/\text{м}$ , середній температурі на кордоні  $T = 1000 \text{ К}$  і  $T_0 = 293 \text{ К}$  будемо мати  $\alpha_{eqv} = 20 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ . При цьому інтегрально потік за рахунок теплопровідності складе близько 4 кВт. Для порівняння при тих же значеннях температури потік теплоти через нижню межу за рахунок руху зливка відповідно до рівняння (3.23) складе близько 40 кВт. Таким чином, зважаючи на відносну малість, потоком за рахунок теплопровідності

можна знехтувати шляхом вибору в якості граничної умови на нижній межі 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 в значеннях параметрів, що визначають теплообмін як всередині зливка, так і з його поверхні, зумовлює необхідність проведення надалі низки варіантних розрахунків по виявленню ступеня впливу кожного з них на тепловий стан зливка і визначення шляхом зіставлення з експериментальними даними більш вузького діапазону їх можливих значень .

Нижче, в якості ілюстрації, представлені попередні розрахункові результати, отримані за допомогою запропонованої математичної моделі з вищенаведеними вихідними даними і значеннями теплофізичних параметрів. На рисунку 3.8 представлено розрахунковий розподіл температури в зливку і структура руху метала в рідкій і твердій фазах зливка, які отримані при значеннях температури відриву  $T_{sep} = T_S = 1868 \text{ K}$  і турбулентного числа Прандтля  $Pr_T = 1$ . Положення фронту кристалізації на рисунку 3.8 показано двома ізотермами з температурою ліквідусу  $T_L$  і солідусу  $T_S$ ,  $\alpha$ - $\beta$  переходу – ізотермою  $T_{\alpha-\beta}$ . Значення температурного діапазону  $\alpha$ - $\beta$  переходу при розрахунку приймалося рівним 30 K. Для можливості графічного представлення структури руху металу розмір стрілок обраний пропорційним швидкості руху в логарифмічному масштабі.

Як видно з рисунка, при заданому режимі електронно-променевого нагріву і заданих 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  $T_{sep}$  нижче 1868 K

призводить спочатку до збільшення товщини в'язкої фази, а в подальшому - до появи на поверхні і твердої фази.

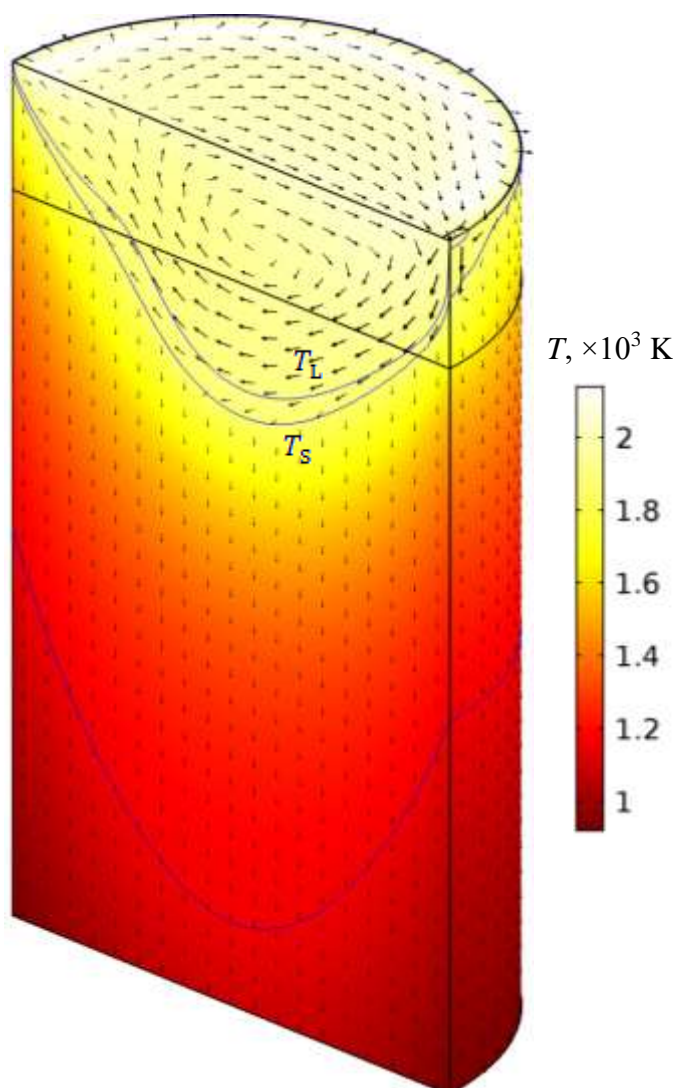


Рисунок 3.8 - Структура руху і розподіл температури в зливку

На рисунку 3.9 представлено положення фронту кристалізації на торцевій поверхні при заданій температурі відриву зливка від стінки кристалізатора  $T_{sep} = 1640 \text{ K}$ . У цьому випадку на периферії зливка, поза зоною входу струменя, присутній шар твердого металу шириною близько 4 мм. Положення ізотерм  $T_L$  и  $T_S$  на поверхні практично збігаються (відстань 1 мм), що пояснюється високими градієнтами температури в радіальному напрямку. Зсув максимальної інтенсивності периферійного ЕПН  $w_2$  ближче до кристалізатора за рахунок збільшення радіусу максимуму теплового потоку в периферійній зоні  $r_1$  с 0,275 м до 0,29 м не призводить до

переходу положення ізотерм  $T_L$  и  $T_S$  з торцевої поверхні на бічну, а лише зменшує ширину твердого шару з 4 мм до 2 мм. Слід зазначити, що при цьому частина теплового потоку ЕПН, яка потрапляє на верхню поверхню кристалізатора, збільшується з 10,6 кВт до 27,2 кВт, відповідно зменшуючи інтегральний нагрів зливка.

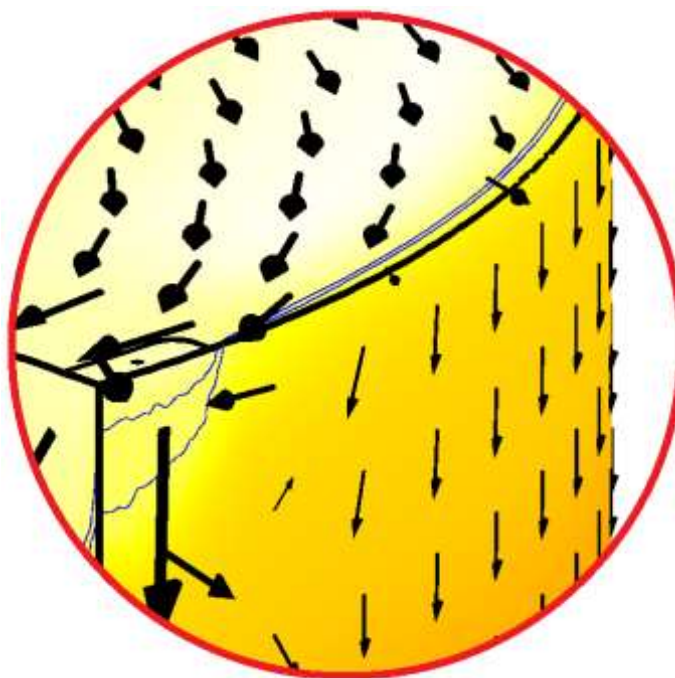


Рисунок 3.9 - Розрахункове положення фронту кристалізації при виборі температури відриву зливка від стінки кристалізатора  $T_{sep} = 1640 \text{ K}$

Розподіл температури по діаметру верхнього торця зливка при різних прийнятих в розрахунках значеннях числа  $Pr_T$ , яке визначає інтенсивність (обернено пропорційно) механізму турбулентної теплопровідності, представлено на рисунку 3.10.

Зміна значення турбулентного числа Прандтля в діапазоні від 1 до 10 призводить до незначного підвищення рівня температури торцевої поверхні. Середня температура поверхні при цьому збільшується з 2052 до 2088 К. Локально найбільш помітно внесок турбулентної теплопровідності проявляється в зоні навколо входу струменя розплаву в кристалізатор, де перепад значень максимальної температури досягає 100 К. В цілому зміна

числа Прандтля досить незначно позначається на становищі ізотерм з температурою  $T_L$  і  $T_S$ , а також на величині глибини ванни рідкого металу (змінюється з 30 до 28,5 см), що свідчить про відносно слабкий вплив механізму турбулентної теплопровідності на процес кристалізації зливка.

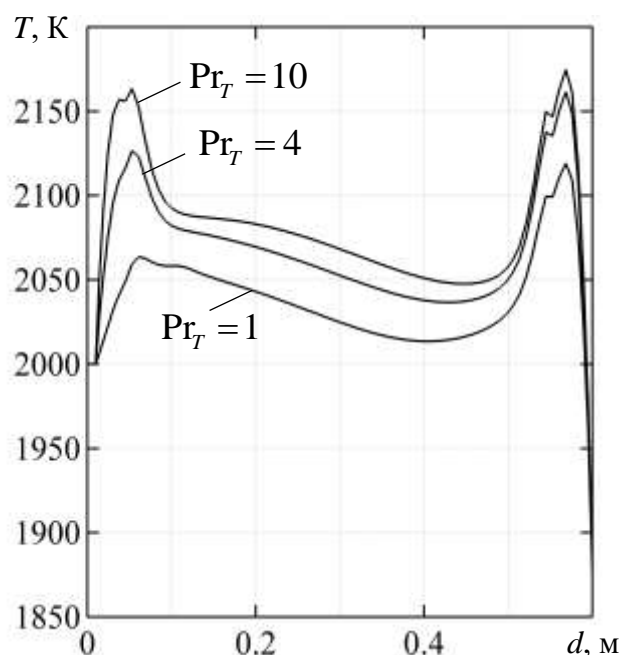


Рисунок 3.10 - Розподіл температури торцевої поверхні зливка по діаметру в площині симетрії при різних значеннях  $Pr_T$

Наявність на периферії торця зливка кільцевої перегрітої зони, положення і екстремум якої відповідає розподілу теплового потоку ЕПН в периферійній зоні  $w_2$ , вказує на необхідність в подальшому додаткового обліку в гідродинамічній задачі тангенціальних сил поверхневого натягу, які виникають при значних градієнтах температури на поверхні розплаву (ефект Марангоні [219]).

Розподіл температури і щільності теплового потоку з поверхні зливка в зоні кристалізатора уздовж двох діаметрально розташованих в площині симетрії утворюючих бічних поверхні представлено на рисунку 3.11.

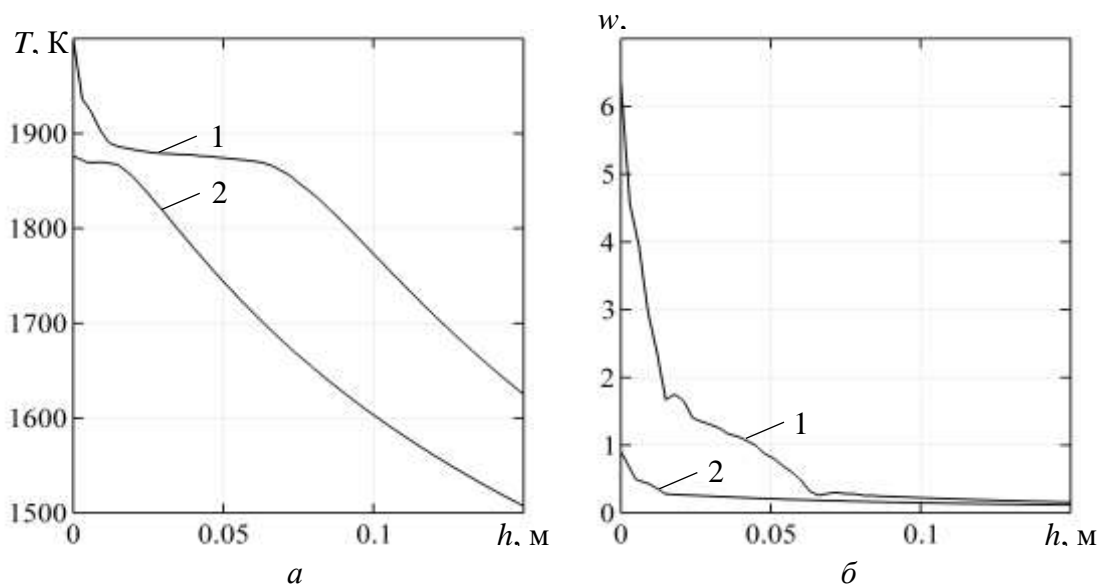


Рисунок 3.11 - Розподіл температури (а) і щільності теплового потоку з поверхні зливка (б) в зоні кристалізатора: 1 - уздовж утворюючої під входом струменя; 2 - вздовж утворюючої на діаметрально протилежному боці зливка

В області входу струменя загальна глибина в'язкої і рідкої фаз зливка ( $T > T_s$ ) на бічній поверхні досягає близько 53 мм, в той час як на протилежному боці зливка вона становить всього 11 мм. Середня температура поверхні зливка в зоні кристалізатора становить 1698 К, а середня температура поверхні 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/м<sup>2</sup> у нижньої його кромки. У верхнього краю, в зоні входу струменя, маємо локально до 6,4 МВт/м<sup>2</sup> і порядку 0,9 МВт/м<sup>2</sup> по всьому іншому периметру. Середня щільність теплового потоку в кристалізатор становить 239 кВт/м<sup>2</sup>.

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 одержанні зливка в прохідній водоохолоджуваний кристалізатор виконувалася шляхом зіставлення 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-променевої 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 одержання 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 отримане раніше і представлений на рисунку 3.8 розподіл температури в зливку. Рухом металу в рідкій частині зливка після припинення подачі розплаву в кристалізатор можна знехтувати.

Нижче на рисунку 3.12 наведені послідовні етапи теплового стану зливку 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 ЕПН торцевої поверхні



враховувалося збільшення на ній значення наведеного ступеня чорноти  $\varepsilon$  з 0,3 до 0,4 після початку твердіння металу.

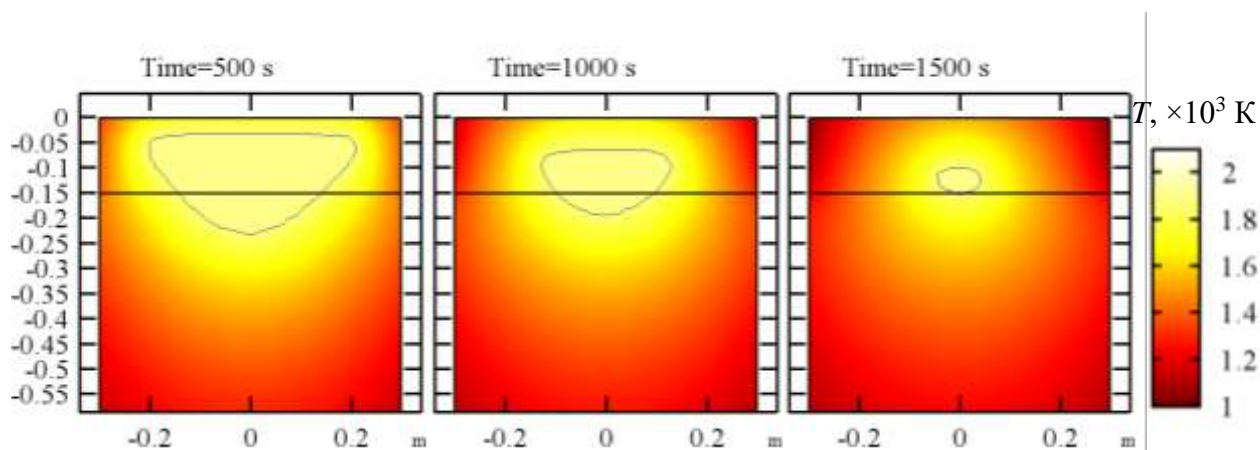


Рисунок 3.12 - Положення фронту кристалізації при охолодженні зливка в різні моменти часу після аварійної зупинки плавки

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

Таким чином, в результаті проведеної роботи, для квазивстановленого режиму безперервної плавки ЕПП, розроблена тривимірна математична модель і методика чисельного розрахунку пов'язаних гідродинамічних і теплових процесів в металі, що кристалізується, при литті сплаву титану з проміжної ємності в циліндричний прохідний кристалізатор.

Виходячи з фактичної відсутності твердої фази на верхньому торці зливка, при прийнятих в 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.

Врахування турбулентної теплопровідності майже не позначається на становищі 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 тепло- масообмін за рахунок усередненого руху.

### 3.3 Вплив технологічних режимів на процес формування зливка при електронно-променевої плавці

В рамках розглянутої в розділі 3.2 математичної моделі було показано, що вплив турбулентної теплопровідності на положення фронту твердіння, а також на глибину рідкої ванни, є незначним для заданої швидкості витягування зливку (4 мм/хв). Це дозволяє в такому випадку зробити припущення про наявність турбулентності лише в області входження струменю рідкого металу з проміжної ємності в кристалізатор та про переважаючий ламінарний характер руху розплаву в рідкій ванні загалом.

Більш суттєво 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 в 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, була сформульована математична модель, яка включає в себе закони збереження маси (3.27), імпульсу (3.28) та енергії (3.29):

$$\nabla \cdot (\rho \mathbf{u}) = 0, \quad (3.27)$$

$$\rho(\mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} = -\nabla p + \nabla \cdot \left( \mu (\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T) - \frac{2}{3} \mu (\nabla \cdot \mathbf{u}) \mathbf{I} \right) + \rho \mathbf{g} + \frac{C(1-F_L)^2}{q + F_L^3} (\mathbf{u} - \mathbf{u}_{cast}) \quad (3.28)$$

$$\rho C_p (\mathbf{u} \cdot \nabla) T = -(\nabla \cdot \mathbf{q}), \quad (3.29)$$

де  $\rho$  – густина,  $\mathbf{u}$  – швидкість,  $p$  – тиск,  $\mu$  – динамічна в'язкість,  $\mathbf{I}$  – одинична матриця,  $\mathbf{g}$  – вектор гравітації,  $C=10^5$  та  $q=0.01$  – константи, співвідношення яких повинно бути достатнім, щоб придушити рух (за винятком швидкості лиття зливку  $\mathbf{u}_{cast}$ ) в 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 визначається температурою нижче температури солідуса  $T_s$ , а перехідна зона знаходиться між ними. Фронт кристалізації визначається по ізотермі температури плавлення  $T_m = T_s + \Delta T/2$ . Вирази для визначення частки рідкої фази  $F_l$  та відповідних фізичних властивостей матеріалів в перехідній зоні (області зміни фазового стану) представлені в розділі 3.2.

Розрахункова область для дослідження зазначених процесів представлена на рисунку 3.13, на якому  $\Gamma_1 \dots \Gamma_7$  – границі розрахункової області,  $d = 0.4$  м,  $h = 0.15$  м,  $l = 2 \cdot d$ , перетин струменю розплаву на вході в кристалізатор ( $\Gamma_1$ )– $10 \times 40$  мм. Граничні умови для представленої на рисунку 3.13 розрахункової області наведені в таблиці 3.4, де  $\mathbf{n}$  – вектор нормалі до поверхні,  $U_{cast}$  – базова швидкість витягування зливку,  $q_{ev}$  – тепловий потік з поверхні рідкого металу за рахунок випаровування, значення якого в залежності від температури представлено в розділі 3.2,  $\varepsilon$  – коефіцієнт випромінювання,  $h$  – коефіцієнт контактної тепловіддачі,  $\sigma_{SB} = 5.67 \cdot 10^{-8} \cdot \text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4)$  – постійна Стефана-Больцмана,  $T_{amb} = 293.15 \cdot \text{К}$  – температура навколишнього середовища.

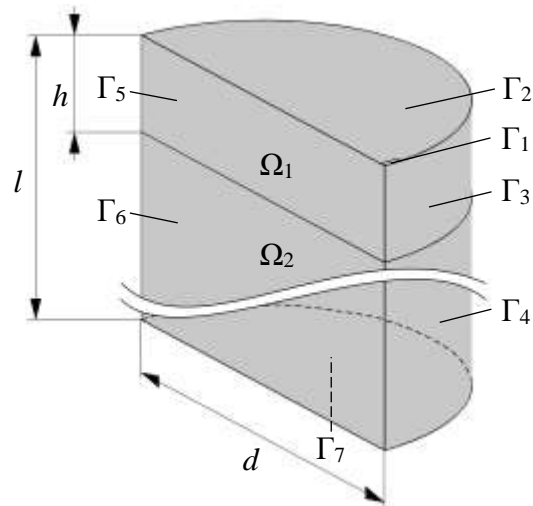


Рисунок 3.13 - Геометрія розрахункової моделі

Таблиця 3.4 - Граничні умови

Границя	Умови для швидкості	Умови для теплового потоку
Γ <sub>1</sub>	$\mathbf{u} - (\mathbf{u} \cdot \mathbf{n})\mathbf{n} = 0 \dots$	$T = T_{in}$
Γ <sub>2</sub>		$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = \varepsilon_2 \sigma (T_{amb}^4 - T^4) - q_{ev} + \frac{P_{eb}}{\pi r^2}$ $\varepsilon_2 = 0.35$
Γ <sub>3</sub>	$\mathbf{u} \cdot \mathbf{n} = 0$ $\mathbf{K} - (\mathbf{K} \cdot \mathbf{n})\mathbf{n} = 0$ $\mathbf{K} = \mu (\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T) \mathbf{n}$	$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = \varepsilon_3 \sigma (T_{amb}^4 - T^4) + h_3 (T_{amb} - T)$ $\varepsilon_3 = 0.35(1 - F_l)$ $h_3 = h_s (1 - F_l) + h_l F_l$ $h_s = 60 \cdot \text{BT}/(\text{M}^2 \cdot \text{K})$ $h_l = 2000 \cdot \text{BT}/(\text{M}^2 \cdot \text{K})$
Γ <sub>4</sub>		$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = \varepsilon_4 \sigma (T_{amb}^4 - T^4)$ $\varepsilon_4 = 0.35$
Γ <sub>5</sub>		$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = 0$
Γ <sub>6</sub>		
Γ <sub>7</sub>	$\mathbf{u} = -\mathbf{n} U_{cast}$	$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = h_7 (T_{amb} - T)$ $h_7 = 10 \cdot \text{BT}/(\text{M}^2 \cdot \text{K})$

При розрахунках в якості базових вихідних даних приймалися продуктивність витягування зливку –  $G = 250$  кг/год, якій відповідає базова

швидкість витягування зливку  $u_{cast} = \frac{4 \cdot G}{\rho_{T_{out}} \cdot \pi \cdot d^2} = \frac{4 \cdot 250}{4400 \cdot \pi \cdot 0.4^2 \cdot 3600} = 1.256e - 4$

м/с (приблизно 7.5 мм/хв), температура рідкого металу на вході в

кристалізатор  $T_{in} = 2061$  К та нагрівання зливку 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  $\mu_l = 0.0035$  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 рисунку 3.14 відповідно [221]. Характеристики перехідної області (області фазового переходу) визначалися відповідно до методу повної теплоємності (apparent heat capacity formulation). Залежність втрат з поверхні рідкого титану за рахунок випаровування  $q_{ev}(T)$  показано на рисунку 3.14г.

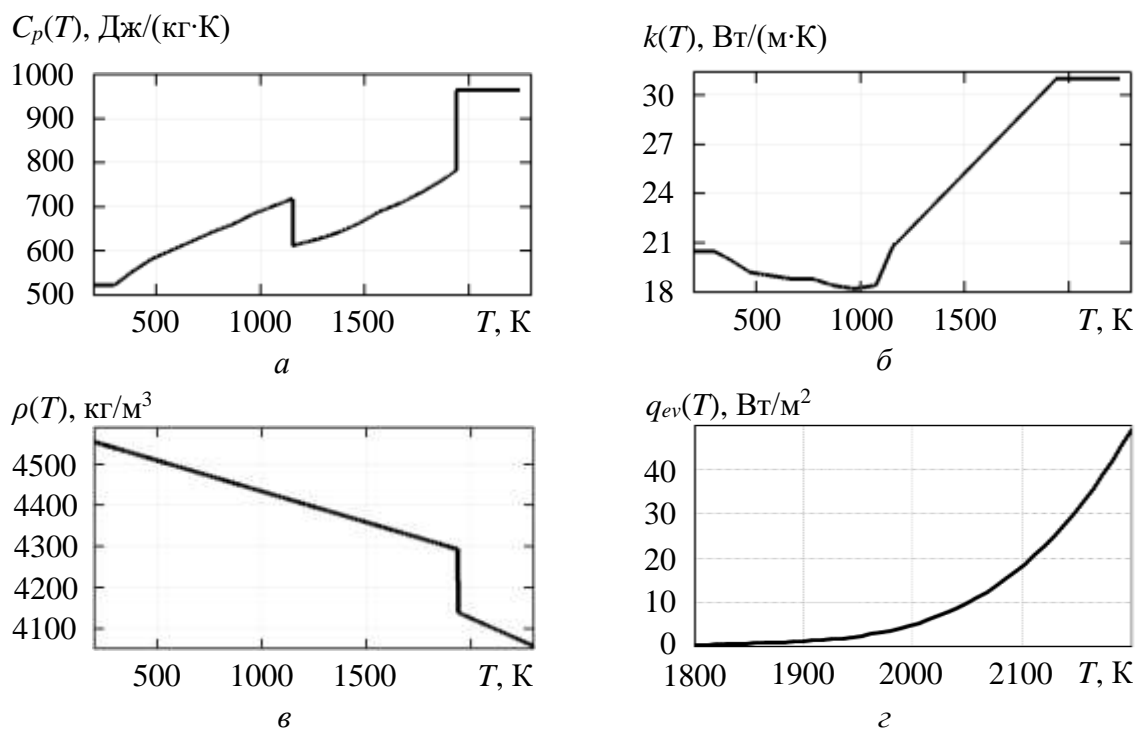


Рисунок 3.14 - Фізичні характеристики титану

В процесі електронно-променевого плавлення титанових зливок 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 врахування складової  $\rho g$  в рівнянні (3.28). Отриманий при цьому розподіл температури, а також ізотерми солідуса та ліквідуса (суцільні лінії), представлені на рисунку 3.15. Глибина рідкої ванни при цьому складає 257мм. Для порівняння на цьому ж рисунку показано положення міжфазної зони (штрихові лінії), отриманої з врахуванням термогравітаційних сил.

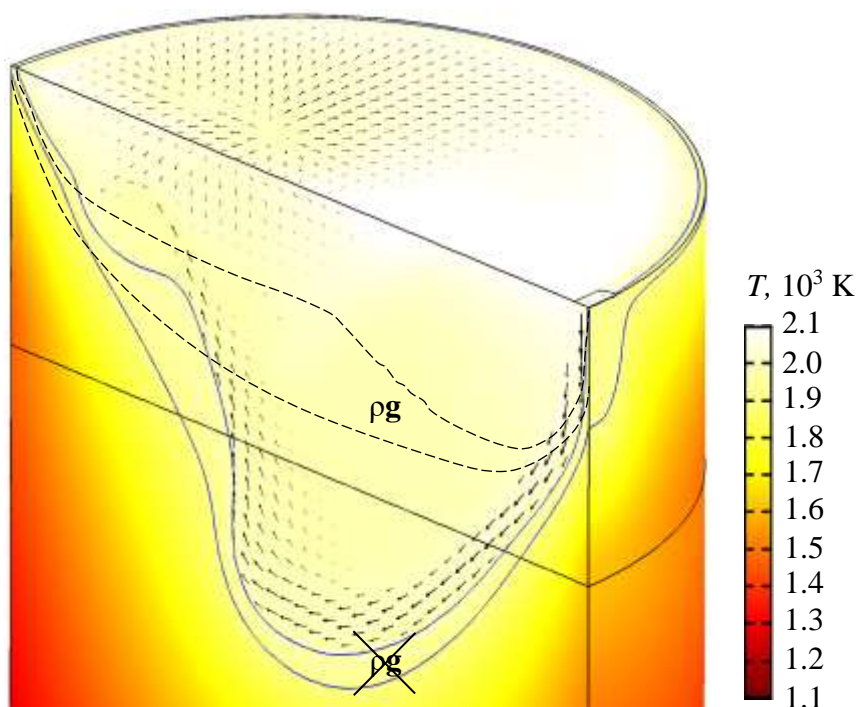


Рисунок 3.15 - Вплив термогравітаційної конвекції на положення міжфазної зони

Результати показують, 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 злитку, незважаючи на несиметричний вигляд самої ванни.

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

Для визначення впливу температури перегріву рідкого металу, що подається з проміжної ємності, на глибину рідкої ванни були проведені розрахунки для різних температур рідкого металу на вході в кристалізатор ( $T_{in} = \{2041, 2061, 2081, 2101\} \cdot K$ ). В результаті були отримані розподіли температури та швидкості в досліджуваній області, які представлені на рисунках 3.16 та 3.17 відповідно.

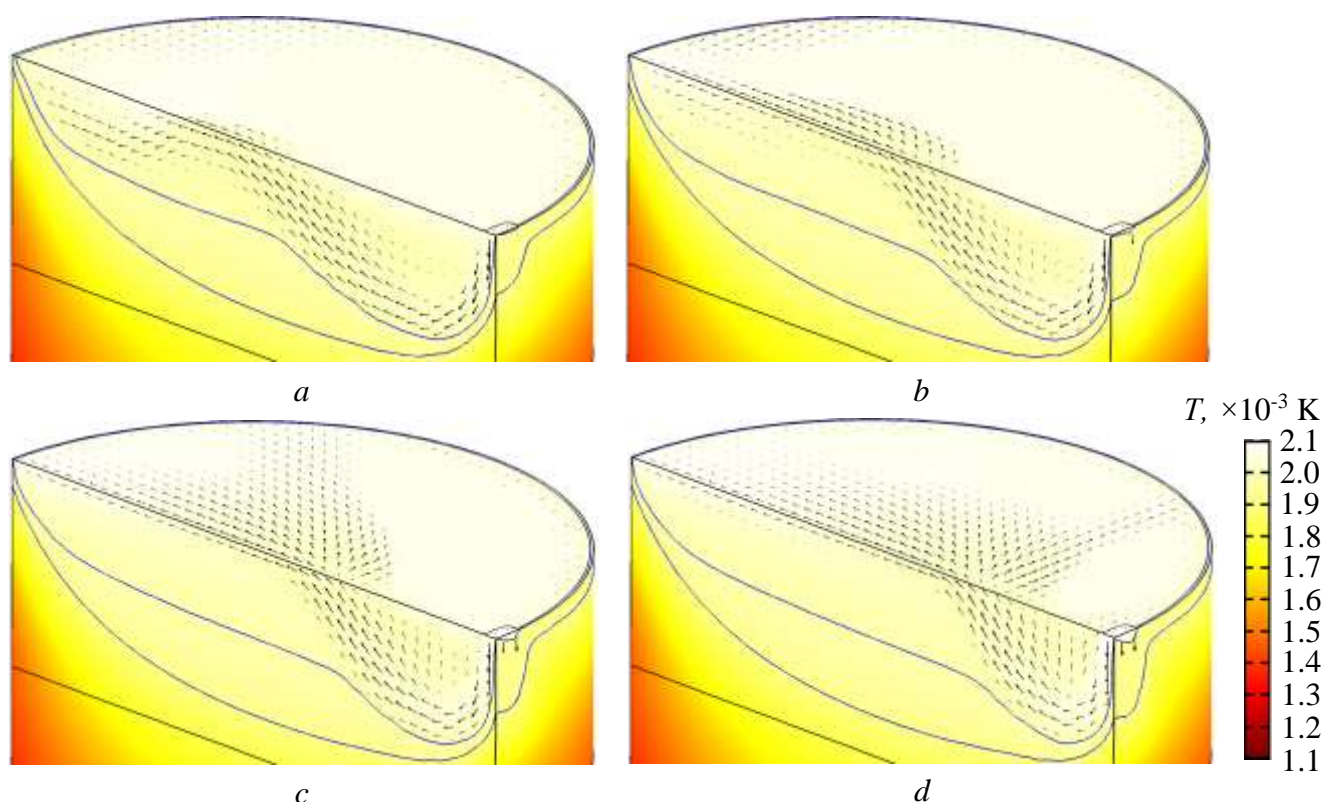


Рисунок 3.16 - Розподіл температури у зливку під час ЕПП:

a -  $T_{in} = 2041$  К, b -  $T_{in} = 2061$  К, c -  $T_{in} = 2081$  К, d -  $T_{in} = 2101$  К

Аналіз розподілу температури в зливку, отриманих за результатами моделювання, показав, що під дією електронно-променевого нагрівання поверхневий шар розплаву нагрівається до максимальної температури  $\approx 2085$  К (рисунок 3.16), що навіть може перевищувати в деяких випадках температуру рідкого металу, який надходить з проміжної ємності з

температурою 2040-2100 К (див. рисунок 3.16 а, б). 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.

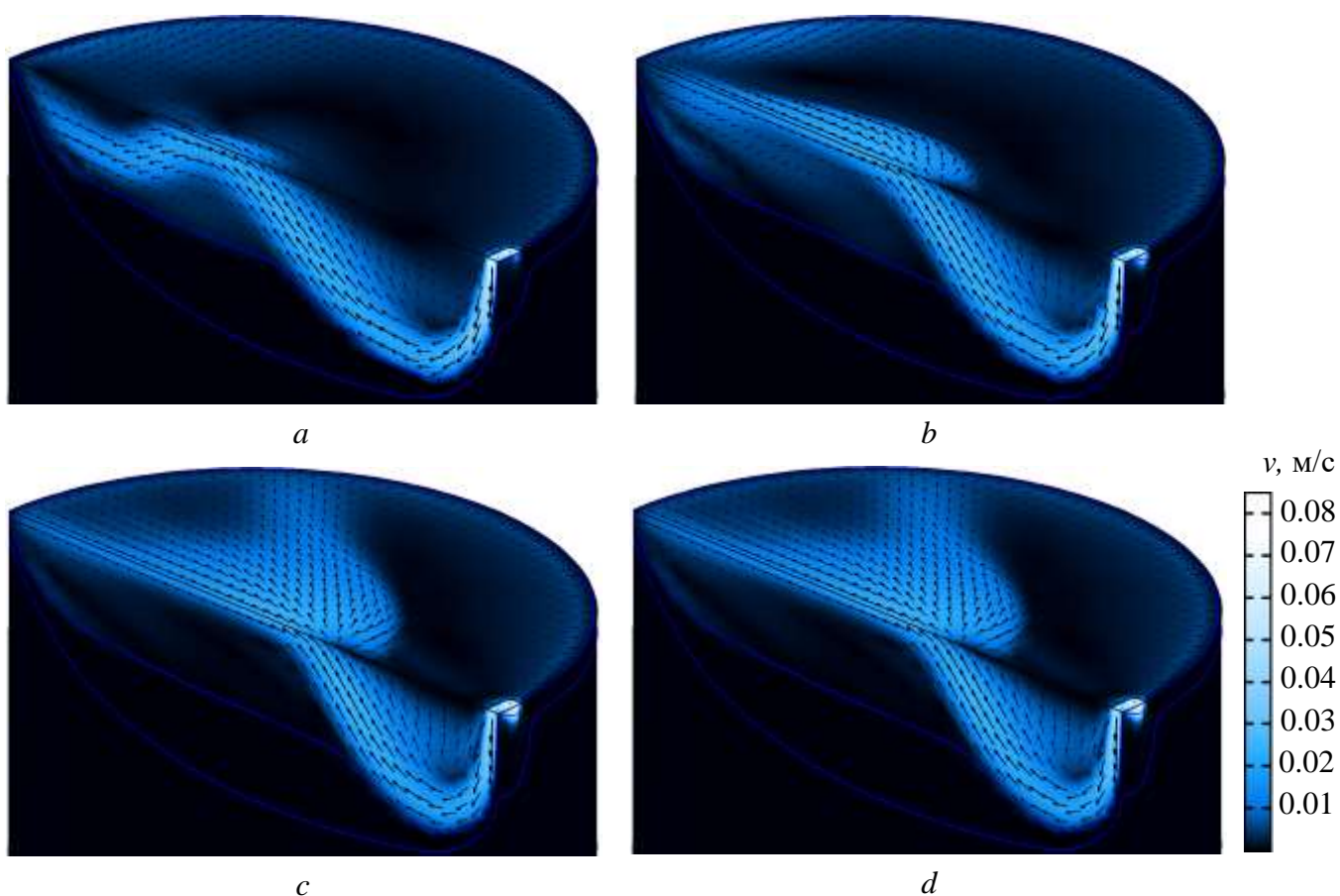


Рисунок 3.17 - Розподіл швидкості розплаву у зливку під час ЕПП:  
 а -  $T_{in} = 2041$  К, б –  $T_{in} = 2061$  К, с –  $T_{in} = 2081$  К, d –  $T_{in} = 2101$  К)

По довжині зливка температура зменшується з 2085 К на поверхні розплаву до 1000 К на його 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. рисунок 3.17 а, б). Слід відзначити, що в місці заглиблення вхідного потоку товщина двофазної зони мінімальна 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. рисунок 3.17 в, г). Таке явище може бути обумовлено дією термогравітаційних сил.

В цілому розрахунки показали, що форма рідкої ванни є несиметричною (рисунки 3.16, 3.17). Хоча фронт кристалізації наближається до плаского, в області входу струменя рідкого металу спостерігається промивання твердої фази біля стінки кристалізатора, що демонструється на рисунку 3.18. Товщина гарнісажу в цій зоні складає 2-3 мм, що в 2–3 рази менше товщини 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".

Зміщення точки максимальної глибини відносно осі зливку  $d_{pool}$  та глибина рідкої ванни  $h_{pool}$  в залежності від температури перегріву рідкого металу на вході в кристалізатор представлені на рисунку 3.18. Дані параметри визначалися по ізотермі, 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 зливку (рисунок 3.19а). Хоча очікувалося, що при збільшенні температури перегріву рідкого металу, який подається з проміжної ємності, точка максимальної глибини рідкої

ванни буде зміщуватися від осі зливу у бік вводу струменю рідкого металу.

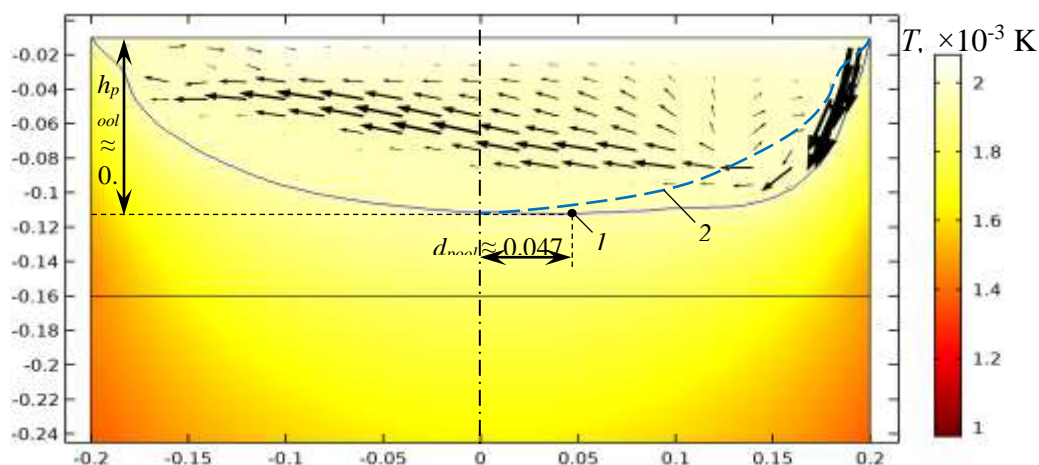


Рисунок 3.18 - Поздовжній переріз рідкої ванни у зливку  $\varnothing 400$ мм титану під час ЕПП: 1 – точка максимальної глибини рідкої ванни, 2 – дзеркальна проєкція лівої половини ізотерми ( $T_m = 1941$  К) відносно осі зливу для візуальної оцінки асиметрії рідкої ванни

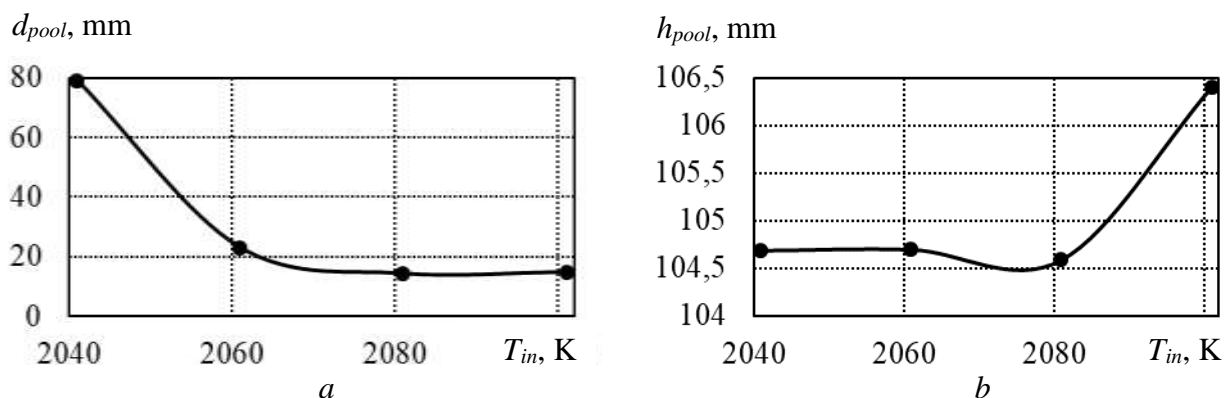


Рисунок 3.19 - Залежності зміщення точки максимальної глибини відносно осі зливу  $d_{pool}$  (а) та глибини рідкої ванни  $h_{pool}$  (б) в залежності від температури перегріву рідкого металу на вході в кристалізатор

Що стосується глибини рідкої ванни, то вона практично не змінюється в досліджуваному діапазоні температури рідкого металу на вході в кристалізатор (рисунок 3.19b), з чого можна зробити висновок про їх слабку залежність. Проте, як видно з рисунку 3.16, зі збільшення

температури рідкого металу на вході в кристалізатор суттєво змінюється характер його руху.

При одержанні 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, була прийнята  $T_{in} = 2061 \cdot \text{K}$ . Положення ізотерм, що відповідають температурі плавлення титану  $T_m$ , для різних швидкостей витягування зливка в діапазоні  $u_{cast} \dots 1.3 \cdot u_{cast}$  представлені на рисунку 3.20.

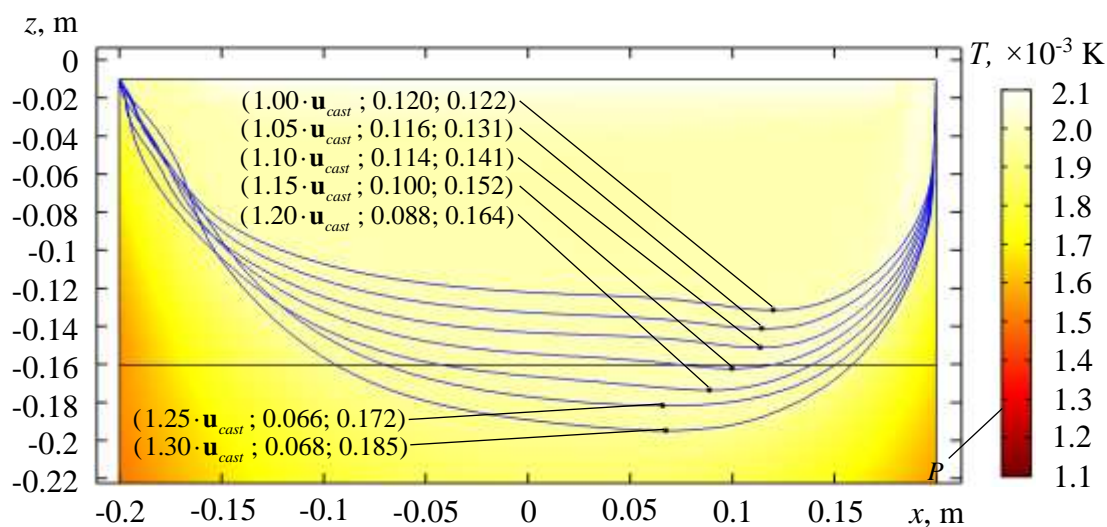


Рисунок 3.20 - Розподіл температури для різних швидкостей витягування зливка з кристалізатора (крапкою позначено місце максимальної глибини рідкої ванни та вказано його параметри в форматі ( $u_{cast}$  ;  $d_{pool}$  , М;  $h_{pool}$  , М).

Для більш наглядної демонстрації результатів, одержаних за допомогою проведених в рамках математичної моделі розрахунків, було

побудовано залежність глибини рідкої ванни від продуктивності процесу при ЕПП зливка титану (рисунок 3.21).

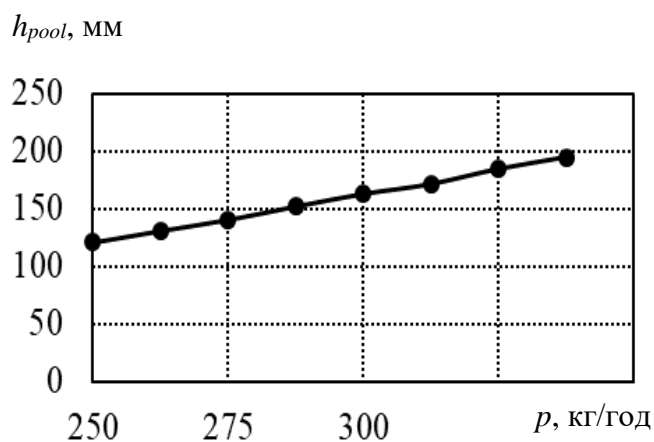


Рисунок 3.21 - Залежність глибини рідкої ванни  $h_{pool}$  від продуктивності  $p$  при ЕПП зливку титану  $\varnothing 400$  мм

Як видно з рисунка 3.20 та рисунка 3.21 при збільшенні швидкості витягування зливка на 30% глибина рідкої ванни зростає більш ніж на 50% (з 0.122 м до 0.185 м).

Аналіз одержаних 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 зливку  $d_{pool}$ . Крім того, при збільшенні продуктивності процесу, спостерігається суттєве зростання глибини рідкої ванни, що також підтверджується даними роботи [222].

### Висновки по розділу 3

1. Порівняння даних математичного моделювання з результатами експерименту показало, що існуюча математична модель [104] в цілому реально відображає фізичне явище формування рідкої ванни в зливках. Розраховані глибини рідких ванн збігаються з експериментально встановленими в межах 5-12%.

2. В результаті проведеної роботи, для квазивстановленого режиму безперервної плавки ЕПП, розроблена тривимірна математична модель і методика чисельного розрахунку пов'язаних гідродинамічних і теплових процесів в металі, що кристалізується, при литті сплаву титану з проміжної ємності в циліндричний прохідний кристалізатор.
3. Виходячи з фактичної відсутності твердої фази на верхньому торці зливка, при прийнятих в розробленій 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.
4. Врахування турбулентної теплопровідності майже не позначається на становищі 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 тепло- масообмін за рахунок усередненого руху.
5. Шляхом вирішення нестационарної теплової задачі з фазовим переходом, початковою умовою якої є отриманий розподіл температури в зливку, розраховано положення усадочної раковини для ситуації миттєвого припинення зливу розплаву в кристалізатор і електронно-променевого обігріву торцевої поверхні зливка. Виходячи з отриманих розрахункових даних поява усадочної раковини в зливку очікується на глибині 130...140 мм, що досить близько корелюється з експериментальними даними.
6. При одержанні злиwkів методом ЕПП, одним із важливих технологічних параметрів є продуктивність процесу. За допомогою проведених в рамках математичної моделі розрахунків, було

побудовано залежність глибини рідкої ванни від продуктивності процесу при ЕПП зливка титану. Встановлено, що при збільшенні швидкості витягування зливку на 30% глибина рідкої ванни також зростає більш ніж на 50% (з 0.122 м до 0.185 м).

7. Методами математичного моделювання тепло- масопереносу встановлено особливості кристалізації та конфігурації металеві ванни під час ЕПП злиwkів титану в кристалізаторі  $\varnothing 400$  мм. Обґрунтовано необхідність врахування термогравітаційних сил в процесі ЕПП титанових злиwkів. Тривимірні поля швидкості руху металу і його температури отримані з урахуванням дії термогравітаційних сил при допущенні ламінарного характеру руху розплаву.
8. Визначено, що найбільш суттєвим є вплив продуктивності електронно-променевого плавлення титану на розподіл температури, а також положення ізотерм, що відповідають температурі плавлення. Встановлено, що при збільшенні швидкості витягування зливка на 30% глибина рідкої ванни зростає у 1.5 рази (на 63 мм), а точка максимальної глибини рідкої ванни наближається до осі зливка.
9. Визначено зміщення точки максимальної глибини відносно осі зливка та глибину рідкої ванни в залежності від температури перегріву рідкого металу на вході в кристалізатор. Встановлено, що при збільшенні температури металу на вході в кристалізатор в досліджуваному діапазоні (2040...2100 К) зменшується зміщення точки максимальної глибини ванни від осі зливка.

## РОЗДІЛ 4

### РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ СКЛАДНОЛЕГОВАНИХ СПЛАВІВ ТИТАНУ МЕТОДОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ

#### 4.1 Вивчення особливостей процесів випаровування легуючих компонентів при електронно-променевої плавці зливків високоміцних складнолегованих сплавів титану

При виплавці зливків титанових сплавів методом ЕППІ виникає проблема забезпечення заданого хімічного складу металу. Це викликано тим, що плавка в електронно-променевої установці здійснюється при більш високому вакуумі, ніж ВДП, і легуючі елементи з пружністю пари, що перевищує пружність пари титану, випаровуються інтенсивніше. До таких елементів відносяться алюміній, хром, марганець. В першу чергу ця проблема стосується алюмінію, тому, що у нього одне з найвищих значень пружності пари і цей елемент присутній практично у всіх титанових сплавах [151,223,224].

Характерною особливістю процесу ЕППЕ є наявність трьох зон плавки - торець витратної заготовки, проміжна ємність і кристалізатор (рисунок 4.1) [223].

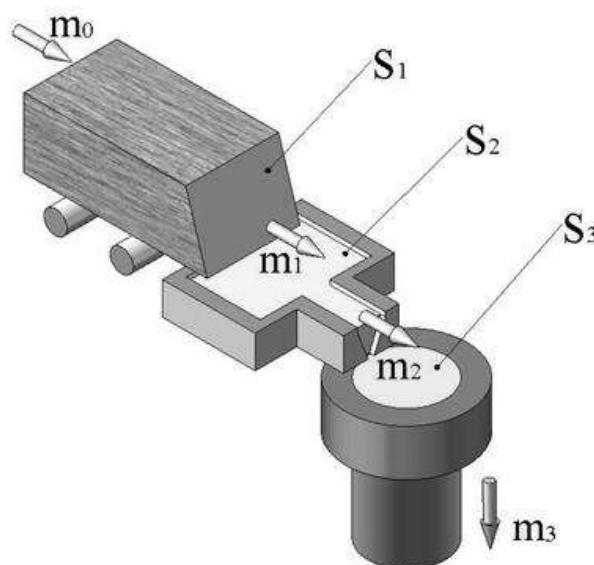


Рисунок 4.1 - Схема ЕПП з проміжною ємністю

При цьому час перенесення рідкого металу з торця витратної заготовки в проміжну ємність і з проміжної ємності в кристалізатор незначні і на процеси випаровування практично не впливають [225].

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

Розглянемо виплавку зливка титанового сплаву BT19 наступного складу: Ti - (2,5...3,5) Al - (5,0...6,0) Mo - (4,0...5,0) Cr - (3,0...4,0) V - (0,5...1,5) Zr (мас.%). Нехай в процесі ЕПП витратна заготовка з площею поперечного перерізу  $S_1$  (м<sup>2</sup>) 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), молібден концентрації  $[Mo]_0$  (масова частка), цирконій концентрації  $[Zr]_0$  (масова частка), ванадій концентрації  $[V]_0$  (масова частка) і хром концентрації  $[Cr]_0$  (масова частка). При цьому будемо вважати, що рідкий метал надходить в проміжну ємність і кристалізатор безперервним потоком. У процесі плавки вміст алюмінію в рідкому металі змінюється до концентрації  $[Al]_1$  (масова частка) на торці заготовки,  $[Al]_2$  (масова частка) в проміжній ємності,  $[Al]_3$  (масова частка) в кристалізаторі. Концентрація хрому в рідкому металі змінюється до  $[Cr]_1$  (масова частка) на торці заготовки,  $[Cr]_2$  (масова частка) в проміжній ємності і  $[Cr]_3$  (масова частка) в кристалізаторі. Концентрація молібдену в рідкому металі змінюється до  $[Mo]_1$  (масова частка) на торці заготовки,  $[Mo]_2$  (масова частка) в проміжній ємності і  $[Mo]_3$  (масова частка) в кристалізаторі. Концентрація ванадію в рідкому металі змінюється до  $[V]_1$  (масова частка) на торці заготовки,  $[V]_2$  (масова частка) в проміжній ємності і  $[V]_3$  (масова частка) в кристалізаторі. Концентрація цирконію в рідкому металі змінюється до  $[Zr]_1$  (масова частка) на торці заготовки,  $[Zr]_2$  (масова частка) в проміжній ємності і  $[Zr]_3$  (масова частка) в кристалізаторі. А



концентрація титану в рідкому металі змінюється до  $[Ti]_1$  (масова частка) на торці заготовки,  $[Ti]_2$  (масова частка) в проміжній ємності і  $[Ti]_3$  (масова частка) в кристалізаторі. Через те, що при кристалізації зі швидкостями, що мають місце при ЕПП, для більшості елементів коефіцієнт розподілу дорівнює одиниці, концентрацію алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану в зливку позначимо як  $[Al]_3$ ,  $[Cr]_3$ ,  $[V]_3$ ,  $[Mo]_3$ ,  $[Zr]_3$  і  $[Ti]_3$ , відповідно.

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

$$\begin{aligned}
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho [Al]_1 dV &= m_0 [Al]_0 - S_1 \pi_1^{Al} - m_1 [Al]_1; \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho [Cr]_1 dV &= m_0 [Cr]_0 - S_1 \pi_1^{Cr} - m_1 [Cr]_1, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho [V]_1 dV &= m_0 [V]_0 - S_1 \pi_1^V - m_1 [V]_1 \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho [Mo]_1 dV &= m_0 [Mo]_0 - S_1 \pi_1^{Mo} - m_1 [Mo]_1, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho [Zr]_1 dV &= m_0 [Zr]_0 - S_1 \pi_1^{Zr} - m_1 [Zr]_1, \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho [Ti]_1 dV &= m_0 [Ti]_0 - S_1 \pi_1^{Ti} - m_1 [Ti]_1,
 \end{aligned} \tag{5.1}$$

де  $V_1$  – об'єм рідкого металу на торці заготовки,  $m^3$ ;  $\rho$  – щільність розплаву,  $кг/м^3$ ;  $S_1$  – площа рідкого металу на торці заготовки,  $м^2$ ;  $\pi_1^{Al}$ ,  $\pi_1^{Cr}$ ,  $\pi_1^V$ ,  $\pi_1^{Mo}$ ,  $\pi_1^{Zr}$ ,  $\pi_1^{Ti}$  – питомі потоки алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану через міжфазну поверхню в парову фазу,  $кг/(с \cdot м^2)$ ;  $m_1$  – масова швидкість надходження розплаву з торця заготовки в проміжну ємність,  $кг/с$ .

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

$$\begin{aligned}
\frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Al]_2 dV &= m_1[Al]_2 - S_2 \pi_2^{Al} - m_2[Al]_2; \\
\frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Cr]_2 dV &= m_1[Cr]_1 - S_2 \pi_2^{Cr} - m_2[Cr]_2, \\
\frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[V]_2 dV &= m_1[V]_1 - S_2 \pi_2^V - m_2[V]_2 \\
\frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Mo]_2 dV &= m_1[Mo]_2 - S_2 \pi_2^{Mo} - m_2[Mo]_2, \\
\frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Zr]_2 dV &= m_1[Zr]_2 - S_2 \pi_2^{Zr} - m_2[Zr]_2, \\
\frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Ti]_2 dV &= m_1[Ti]_2 - S_2 \pi_2^{Ti} - m_2[Ti]_2,
\end{aligned} \tag{5.2}$$

де  $V_2$  – об'єм рідкого металу в проміжній ємності, м<sup>3</sup>;  $S_2$  – площа вільної поверхні рідкого металу в проміжній ємності, м<sup>2</sup>;  $\pi_2^{Al}$ ,  $\pi_2^{Cr}$ ,  $\pi_2^V$ ,  $\pi_2^{Mo}$ ,  $\pi_2^{Zr}$ ,  $\pi_2^{Ti}$  – питомі потоки алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану з проміжної ємності в парову фазу, кг/(с·м<sup>2</sup>);  $m_2$  – масова швидкості надходження розплаву з проміжної ємності в кристалізатор, кг/с.

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

$$\begin{aligned}
\frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Al]_3 dV &= m_2[Al]_2 - S_3 \pi_3^{Al} - m_3[Al]_3; \\
\frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Cr]_3 dV &= m_2[Cr]_2 - S_3 \pi_3^{Cr} - m_3[Cr]_3, \\
\frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[V]_3 dV &= m_2[V]_2 - S_3 \pi_3^V - m_3[V]_3, \\
\frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Mo]_3 dV &= m_2[Mo]_2 - S_3 \pi_3^{Mo} - m_3[Mo]_3, \\
\frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Zr]_3 dV &= m_2[Zr]_2 - S_3 \pi_3^{Zr} - m_3[Zr]_3, \\
\frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Ti]_3 dV &= m_2[Ti]_2 - S_3 \pi_3^{Ti} - m_3[Ti]_3,
\end{aligned} \tag{5.3}$$

де  $V_3$  – об'єм рідкого металу в кристалізаторі, м<sup>3</sup>;  $S_3$  – площа вільної

поверхні рідкого металу в кристалізаторі,  $m^2$ ;  $\pi_3^{Al}$ ,  $\pi_3^{Cr}$ ,  $\pi_3^V$ ,  $\pi_3^{Mo}$ ,  $\pi_3^{Zr}$ ,  $\pi_3^{Ti}$  – питомі потоки алюмінію, хрому, ніобію, цирконію та титану з кристалізатора в парову фазу,  $кг/(с \cdot м^2)$ ;  $m_3$  – масова швидкість твердіння розплаву в кристалізаторі,  $кг/с$ .

При стаціонарних умовах плавки хімічний склад розплаву в кожній зоні рафінування залишається незмінним в часі, тобто повинні виконуватися наступні рівності [226]:

$$\begin{aligned}
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[Al]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Al]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Al]_3 dV = 0; \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[Cr]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Cr]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Cr]_3 dV = 0. \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[V]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[V]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[V]_3 dV = 0. \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[Mo]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Mo]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Mo]_3 dV = 0. \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[Zr]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Zr]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Zr]_3 dV = 0. \\
 \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_1} \rho[Ti]_1 dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_2} \rho[Ti]_2 dV = \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_3} \rho[Ti]_3 dV = 0.
 \end{aligned} \tag{5.4}$$

Так як для кожної зони рафінування виконується умова:

$$[Ti]_j + [Al]_j + [Cr]_j + [V]_j + [Mo]_j + [Zr]_j = 1 \tag{5.5}$$

де  $j=1, 2, 3$  – зони рафінування, то при сталих режимах плавки, відповідно до рівнянь (5.1) - (5.4), масові потоки металу між зонами рафінування будуть пов'язані такими співвідношеннями:

$$\begin{aligned}
 m_1 &= m_0 - S_1(\pi_1^{Al} + \pi_1^{Cr} + \pi_1^V + \pi_1^{Mo} + \pi_1^{Zr} + \pi_1^{Ti}); \\
 m_2 &= m_1 - S_2(\pi_2^{Al} + \pi_2^{Cr} + \pi_2^V + \pi_2^{Mo} + \pi_2^{Zr} + \pi_2^{Ti}); \\
 m_3 &= m_2 - S_3(\pi_3^{Al} + \pi_3^{Cr} + \pi_3^V + \pi_3^{Mo} + \pi_3^{Zr} + \pi_3^{Ti}).
 \end{aligned} \tag{5.6}$$

У камері плавки електронно-променевої установок тиск залишкових газів становить 0.01 ... 0.1 Па. При такому тиску довжина вільного пробігу атомів ( $\lambda$ ) більша ніж характерний розмір вакуумної камери, тому зіткненням атомів в паровій фазі можна знехтувати і, отже, має місце молекулярний режим випаровування [227, 228]. В цьому випадку питома масова швидкість випаровування компонентів сплаву з поверхні в парову фазу  $J_{ev}$  (кг / (с × м<sup>2</sup>)) буде пропорційна їх концентрації в розплаві і визначатися рівнянням Ленгмюра [229, 230]:

$$J_{ev} = \alpha_c p_i^0 \gamma_i N_i \sqrt{M_i / 2\pi RT}, \quad (5.7)$$

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

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

$$N_i = \frac{[X_i] / M_i}{[Ti] / M_{Ti} + [Al] / M_{Al} + [Cr] / M_{Cr} + [V] / M_V + [Mo] / M_{Mo} + [Zr] / M_{Zr}}, \quad (5.8)$$

де  $M_{Ti}$ ,  $M_{Al}$ ,  $M_{Cr}$ ,  $M_V$ ,  $M_{Mo}$ ,  $M_{Zr}$  – атомні маси титану, алюмінію, хрому, ванадію, молібдену та цирконію, відповідно, кг/моль. З урахуванням виразу (5.5) після нескладних перетворень, рівняння (5.8) можна записати в наступному вигляді:

$$N_i = k_c \frac{M_{Ti}}{M_i} [X_i], \quad (5.9)$$

де  $k_c$  – коефіцієнт, значення якого залежить від хімічного складу розплаву і визначається рівнянням:

$$k_c = \frac{1}{1 + [Al] \left( \frac{M_{Ti}}{M_{Al}} - 1 \right) + [Cr] \left( \frac{M_{Ti}}{M_{Cr}} - 1 \right) + [V] \left( \frac{M_{Ti}}{M_V} - 1 \right) + [Mo] \left( \frac{M_{Ti}}{M_{Mo}} - 1 \right) + [Zr] \left( \frac{M_{Ti}}{M_{Zr}} - 1 \right)}$$

Розрахунок, за представленою вище формулою показав, що для процесу виплавки сплаву ВТ19 чисельне значення коефіцієнту рівне  $k_c = 0,86$ .

Виходячи з рівнянь (5.7) і (5.9) і приймаючи значення коефіцієнта конденсації  $\alpha_c$  рівним одиниці, питомі потоки хрому, ванадію, молібдену, цирконію і титану через міжфазну поверхню в парову фазу в  $j$ -тій зоні плавки можна виразити таким чином:

$$\begin{aligned}\pi_j^{Cr} &= k_j^{Cr} [Cr]_j, \\ \pi_j^V &= k_j^V [V]_j, \\ \pi_j^{Mo} &= k_j^{Mo} [Mo]_j, \\ \pi_j^{Zr} &= k_j^{Zr} [Zr]_j, \\ \pi_j^{Ti} &= k_j^{Ti} [Ti]_j,\end{aligned}\tag{5.10}$$

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

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

Пружність пари алюмінію набагато вище пружності парів титану, молібдену, цирконію і ванадію. Так, наприклад, для температури 2000 К пружність пари молібдену становить  $10^{-6}$  Па, пружність пари цирконію становить  $3.5\times 10^{-4}$  Па, титану - 1 Па, хрому - 114 Па, а алюмінію - 642 Па. Тому алюміній випаровується, набагато інтенсивніше, ніж молібден, цирконій, титан і навіть хром. Внаслідок цього концентрація алюмінію на поверхні розплаву стає набагато менше концентрації алюмінію в обсязі

розплаву і виникає градієнт концентрації алюмінію в при поверхневому шарі розплаву. В роботі [231] отримано кінетичне рівняння процесу випаровування легуючих елементів, яке одночасно враховує масо перенос в розплаві і фізико-хімічні реакції десорбції з поверхні розплаву. Для розплаву титану питомий потік алюмінію з рідкого металу буде визначатися таким виразом:

$$\pi_j^{Al} = \rho_{Ti} \beta_j^{Al} [Al]_j, \quad (5.11)$$

де  $\beta_j^{Al} = \left( \frac{1}{\beta_{Al}} + \frac{\rho_{Ti}}{k_j^{Al}} \right)^{-1}$  – сумарний коефіцієнт масо переносу алюмінію в

рідкому металі в  $j$ -тій зоні плавки, м/с;  $\beta_{Al}$  – коефіцієнт масо переносу алюмінію в розплаві титану, м/с;  $\rho_{Ti}$  – щільність розплаву титану, кг/м<sup>3</sup>;

$k_j^{Al} = k_c \frac{p_{Al}^0 \gamma_j^{Al} M_{Ti}}{\sqrt{2\pi M_{Al} RT_j}}$  – константа швидкості випаровування алюмінію в  $j$ -тій

зоні плавки, кг/(с×м<sup>2</sup>);  $[Al]_j$  – концентрація алюмінію в  $j$ -тій зоні плавки,

масова частка;  $p_{Al}^0$  – пружність пари чистого алюмінію; Па;  $\gamma_j^{Al}$ , – коефіцієнт активності алюмінію в  $j$ -тої зоні плавки.

Рівноважні пружності парів алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію і титану розраховані за наступними рівняннями [232]:

$$\lg p_{Al}^0 = -\frac{16379}{T} + 9.979 - 0.3351 \lg T.$$

$$\lg p_{Cr}^0 = -\frac{22598}{T} + 11.454 + 0.4061 \lg T - \frac{0.781}{1000} T.$$

$$\lg p_{V}^0 = -\frac{28566}{T} + 12.547 + 0.0341 \lg T - \frac{0.564}{1000} T.$$

$$\lg p_{Mo}^0 = -\frac{35904}{T} + 12.370 - 0.1071 \lg T - \frac{0.363}{1000} T.$$

$$\lg p_{Zr}^0 = -\frac{32541}{T} + 13.966 - 0.8471 \lg T - \frac{0.243}{1000} T.$$

$$\lg p_{Ti}^0 = -\frac{25860}{T} + 12.392 - 0.1421 \lg T - \frac{0.551}{1000} T.$$

З урахуванням рівнянь (5.10), (5.11) з системи рівнянь (5.1) - (5.6)

отримаємо математичну модель процесів випаровування компонентів сплаву ВТ19 при ЕПП з проміжною ємністю:

$$\begin{aligned}
 m_{j-1}[Al]_{j-1} &= (S_j \rho_{Ti} \beta_j^{Al} + m_j)[Al]_j; \\
 m_{j-1}[Mo]_{j-1} &= (S_j k_j^{Mo} + m_j)[Mo]_j; \\
 m_{j-1}[Cr]_{j-1} &= (S_j k_j^{Cr} + m_j)[Cr]_j; \\
 m_{j-1}[V]_{j-1} &= (S_j k_j^V + m_j)[V]_j; \\
 m_{j-1}[Zr]_{j-1} &= (S_j k_j^{Zr} + m_j)[Zr]_j; \\
 m_{j-1}[Ti]_{j-1} &= (S_j k_j^{Ti} + m_j)[Ti]_j; \\
 m_{j-1} &= m_j + S_j (\rho_{Ti} \beta_j^{Al} [Al]_j + k_j^{Mo} [Mo]_j + k_j^{Cr} [Cr]_j + k_j^V [V]_j + k_j^{Zr} [Zr]_j + k_j^{Ti} [Ti]_j);
 \end{aligned}
 \tag{5.12}$$

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

Згідно з дослідженнями, проведеними в роботі [233] коефіцієнт масо переносу алюмінію в розплаві титану в умовах ЕПП  $\beta_{Al} = 6,6 \times 10^{-6}$  м/с. Оцінка чисельних значень коефіцієнтів активності, в рамках моделі Редліха-Кістера [234] для титану, ванадію, цирконію і молібдену можуть бути прийняті рівними одиниці, для хрому - 0,8, для алюмінію - 0,3.

Отримана математична модель (5.12) встановлює залежність концентрації алюмінію, хрому, ванадію, молібдену, цирконію та титану в отриманому методом ЕПП з проміжною ємністю зливку сплаву ВТ19, від швидкості плавки, концентрації легуючих елементів в витратній заготовці і температури розплаву. Для аналізу впливу технологічних параметрів плавки і хімічного складу вихідної шихти на хімічний склад виплавлюваних зливок розглянемо процес отримання зливка титанового сплаву ВТ19 методом ЕПП з проміжною ємністю в кристалізатор діаметром 110 мм. Дана модель дозволяє прогнозувати хімічний склад виплавлюваних зливок титанового сплаву ВТ19 і може бути використана для отримання зливок з необхідним хімічним складом.

Математична модель являє собою систему нелінійних алгебраїчних рівнянь, яку вирішували чисельними методами.

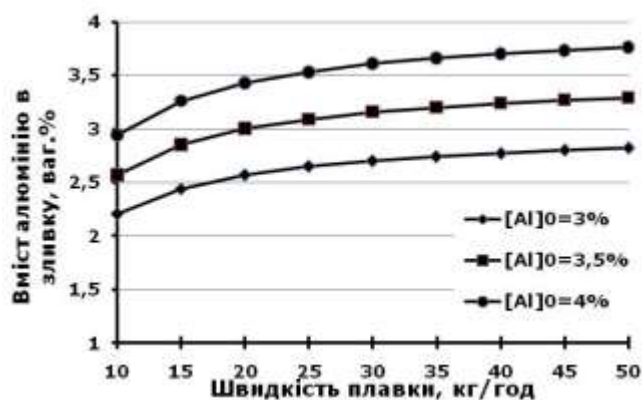
За допомогою математичної моделі процесів випаровування для сплаву ВТ19 були визначені залежності вмісту легуючих елементів в зливку, проміжній ємності і торці заготовки від швидкості плавки  $m$  при різному хімічному складі вихідної шихти  $[Al]_0$ ,  $[Cr]_0$ ,  $[Mo]_0$ ,  $[V]_0$ ,  $[Zr]_0$  (рисунок 4.2а–д).

Характер отриманих залежностей показує, що при фіксованому складі вихідної шихти збільшення швидкості плавки до 30 кг / год і вище (для кристалізатора  $\varnothing$  110 мм) призводить до зменшення втрат випаровуванням алюмінію (рисунок 4.2 а) і хрому (рисунок 4.2 б) і, отже, до збільшення їх вмісту в зливку. При швидкостях плавки понад 30 кг/год швидкості випаровування цих елементів мінімальні на всіх стадіях плавки.

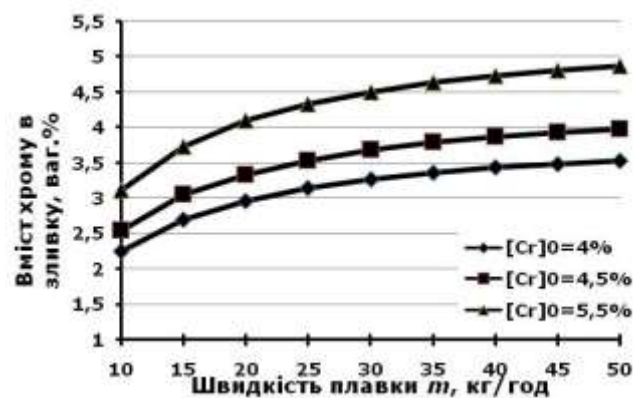
Таким чином, для виплавки якісного зливка сплаву ВТ19 необхідно забезпечувати швидкість плавки 30 і більше кг/год для кристалізатора  $\varnothing$ 110 мм. Однак збільшення швидкості плавки понад 40 кг/год може привести до утворення глибокої рідкої ванни в кристалізаторі, що може негативно позначитися на структурі зливка [204]. Показано, що основним чинником, що впливає на концентрацію алюмінію і хрому в зливку, є їх початковий вміст в витратній заготовці. Тобто чим більше початковий вміст елементу в шихті  $[Al, Cr]_0$ , тим більша різниця між його початковим вмістом і його концентрацією в зливку -  $\Delta[Al, Cr]=[Al, Cr]_0-[Al, Cr]_{зл}$  (рисунок 4.3). Цей момент так само необхідно враховувати при розрахунку шихтової заготовки.

Проаналізовано процес випаровування легколетючих елементів на кожній стадії ЕПП (рисунок 4.4). Показано, що максимальне випаровування алюмінію і хрому відбувається в проміжній ємності (близько 50% від загальних втрат випаровуванням). Це в першу чергу пов'язано з максимальною площею рідкої ванни в проміжній ємності. Отже, даний факт необхідно враховувати при виборі технологічного устаткування для виплавки злиwkів методом ЕПП.

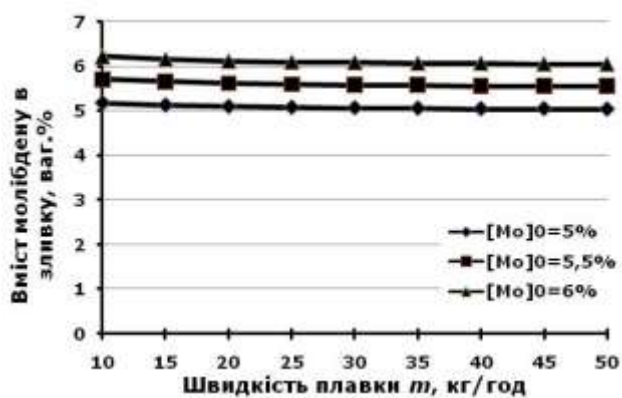




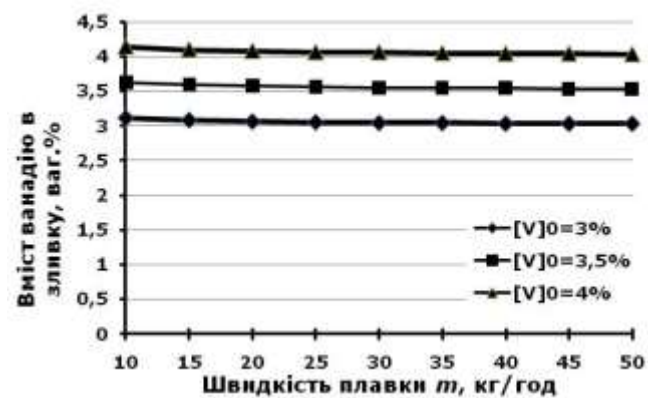
а



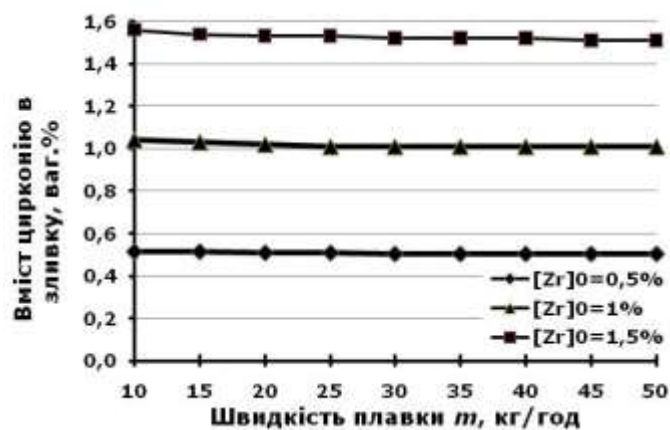
б



в



г



д

Рисунок - 4.2 Залежності вмісту легуючих елементів в зливку сплаву VT19 від швидкості плавки  $m$  при різному початковому вмісті цих елементів  $[Al]_0$ ,  $[Cr]_0$ ,  $[Mo]_0$ ,  $[V]_0$ ,  $[Zr]_0$  в початковій шихті

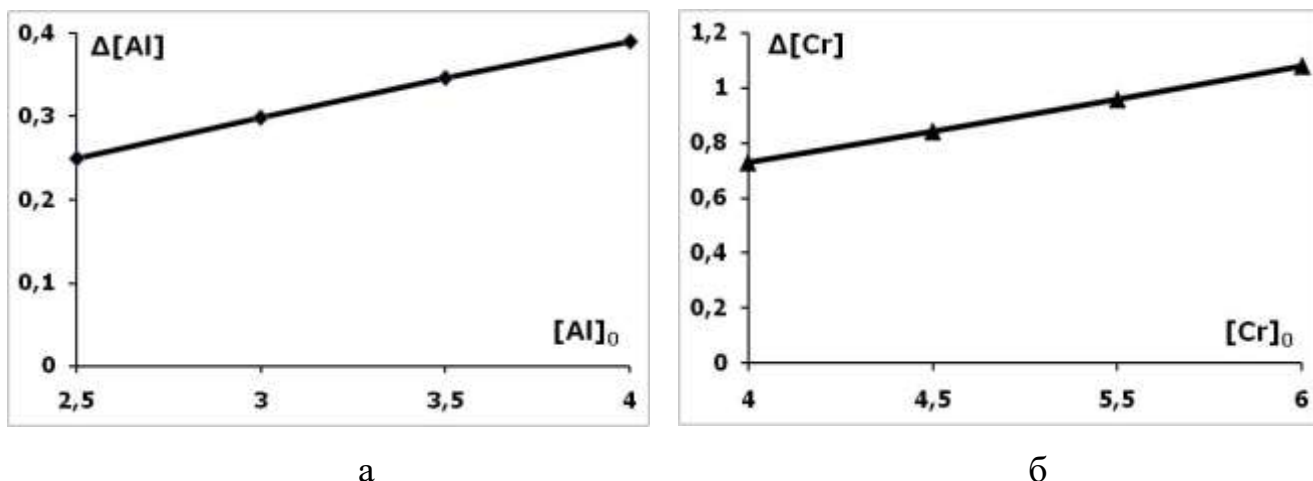


Рисунок 4.3 - Залежності різниці між початковою і кінцевою концентрації алюмінію (а) і хрому (б) в зливку -  $\Delta [Al, Cr]$  від вихідного їх вмісту  $[Al, Cr]_0$

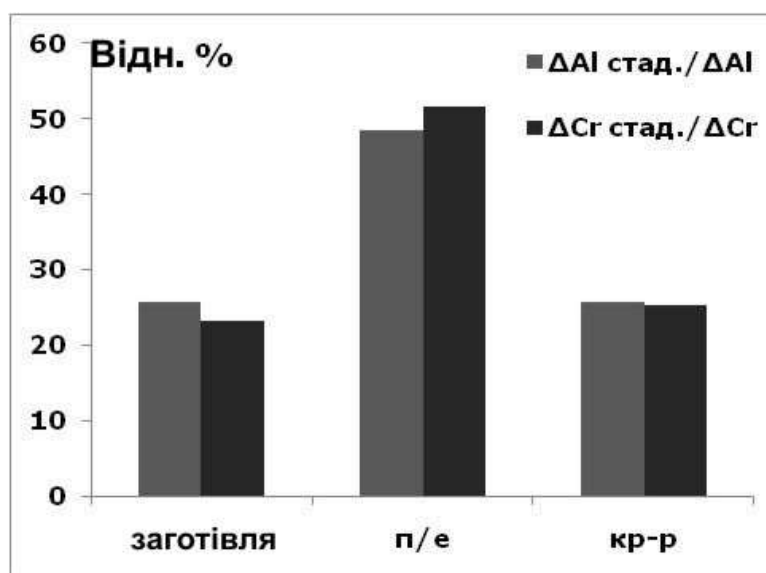


Рисунок 4.4 - Відносні втрати алюмінію і хрому на стадіях ЕПП сплаву ВТ19, де  $\Delta [Al, Cr]$  - загальні втрати елементів за плавку, а  $\Delta [Al, Cr]_{\text{стад.}}$  - втрати елементів на кожній стадії плавки

За допомогою математичного моделювання так само було проаналізовано взаємний вплив вихідних концентрацій алюмінію і хрому на їх кінцевий вміст в зливку. З'ясовано, що зміна початкового вмісту кожного з цих елементів у вихідній шихті ніяк не позначається на концентрації іншого елемента в зливку (рисунок 4.5 а, 4.5 б).

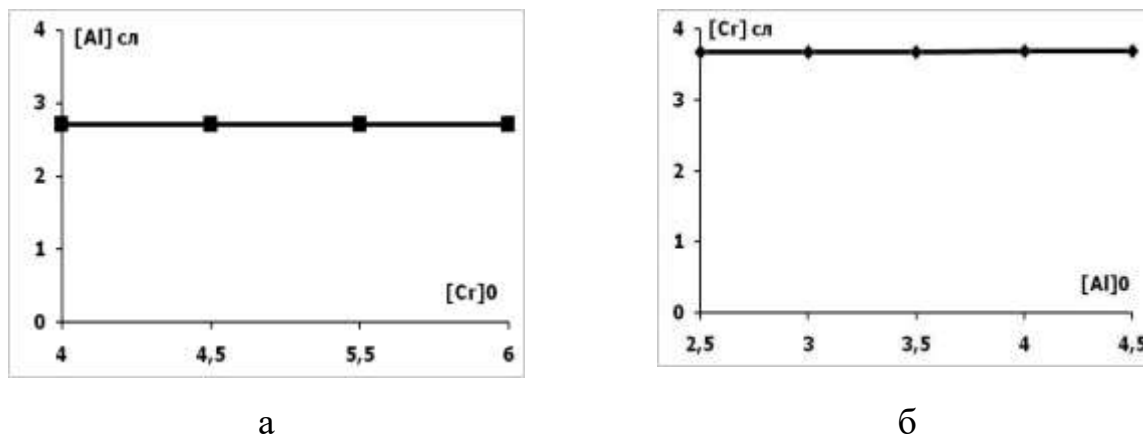


Рисунок 4.5 - Залежності вмісту алюмінію (а) і хрому (б) в зливку від початкової концентрації іншого елемента у вихідній шихті

За результатами аналізу даних розрахунків встановлено, що концентрація таких елементів сплаву VT19 як молібден, ванадій і цирконій зі збільшенням швидкості плавки монотонно зменшується (Рисунок 4.2 в-д), що обумовлено більш низькою пружністю парів цих елементів в порівнянні з іншими компонентами сплаву. Слід зазначити, що при швидкостях плавки понад 30 кг/год вміст молібдену, ванадію і цирконію в зливку лише незначно збільшується в порівнянні з їх концентрацією в вихідній шихті, що пов'язано з меншими втратами алюмінію, хрому та основи сплаву - титану на цих швидкостях плавки.

#### **Перевірка адекватності математичної моделі.**

Для перевірки адекватності математичної моделі і розрахованих технологічних режимів була проведена серія плавок злиwkів титанового сплаву VT19. Зливки виплавлялися в кристалізатор Ø110 мм на електронно-променеvій установці УЕ-208М. В якості вихідних шихтових матеріалів використовувалися технічно чистий титан, алюміній і ванадій, а так само електролітичний хром, молібден і цирконій. Шихтові матеріали завантажувалися в короб згідно з технологічними схемами (рисунок 4.6 а). Плавки велися за наступними технологічними режимами: потужність ЕПН в кристалізаторі - 20кВт, в проміжній ємності та на заготовці - 120кВт,

швидкість плавки - 30 кг/год. Отримано зливки  $\varnothing$  110 мм і довжиною до 800 мм (рисунок 4.6 б).



а



б

Рисунок 4.6 - Вихідна шихта і отриманий зливоч сплаву VT19

Аналіз хімічного складу отриманих злиwkів показав, що побудована математична модель описує процес випаровування легуючих елементів з титанового сплаву VT19 при ЕПП з досить високим ступенем точності (таблиця 4.1).

Таблиця 4.1 - Фактичний і розрахунковий хімічний склад сплаву VT19

Характеристика металу	Вміст елементів, мас.%					
	Al	Cr	V	Mo	Zr	Ti
Вихідна шихта	3,57	5,29	3,38	5,23	0,88	Інше
Зливоч ЕПП (експеримент)	3,35	4,19	3,5	5,24	0,91	
Зливоч ЕПП (розрах)	3.22	4,34	3,43	5,32	0,9	

Відносна похибка розрахункових результатів від експериментальних даних при ЕПП злиwkів сплаву VT19 складала: 4% (відн.) для алюмінію; 4%

(відн.) для хрому; 2% (відн.) для ванадію; 1,5% (відн.) для молібдену і 1% (відн.) для цирконію.

Таким чином, за результатами проведених розрахунків встановлено, що для забезпечення заданого хімічного складу зливка сплаву VT19 Ø110мм оптимальною швидкістю плавки буде 30-40 кг/год, при потужності ЕПН в кристалізаторі - 20кВт, в проміжній ємності та заготовці - 120кВт, що підтверджується експериментальними даними.

#### **4.2 Технологічні особливості виплавки злиwkів високоміцних складнолегованих сплавів титану методом електронно-променевої плавки**

Будь-які недосконалості хімічної і структурної однорідності в високоміцних титанових сплавах призводять до зниження міцності і довговічності виробів. Отримання високоміцних титанових сплавів пов'язано з труднощами, зумовленими високою чутливістю титану до домішок впровадження, особливо до кисню, азоту, водню, вуглецю і взаємодією з багатьма хімічними елементами, в результаті чого утворюються тверді розчини або хімічні сполуки. Крім того, однією з основних структурних недосконалостей високоміцних титанових сплавів є наявність неметалевих включень [151]. Висока активність титану призводить до перебігу фізико-хімічних процесів взаємодії з газами навіть в твердому стані. Тому неметалеві включення, зокрема гідриди, нітриди, оксиди, можуть утворюватися як в процесі виплавки злиwkів, так і на різних етапах технологічної переробки в готову продукцію. Неметалеві включення в готовий виріб можуть бути внесені з шихтових матеріалів в процесі плавки, а також сформовані в процесі термічної обробки готового виробу. Ці домішки в кінцевому підсумку визначають якість і властивості титанових сплавів [235].

В даний час не всі методи виробництва злиwkів титанових сплавів дозволяють отримати якісний метал, а при порушенні технологічного

процесу виробництва сплавів титану в зливках виявляються дефекти, які знижують якість металу.

Таким чином, вирішення проблеми отримання якісних зливок складнолегованих високоміцних титанових сплавів з різних шихтових матеріалів є досить актуальним. А роботи в даному напрямку дозволять розширити сировинну базу при виробництві зливок і знизити собівартість продукції із сплавів титану.

Технологія ЕПП з проміжною ємністю є ефективним методом отримання бездефектних зливок титану та його сплавів з високою часткою використання відходів. Застосування проміжної ємності дозволяє не тільки провести очищення від шкідливих домішок і включень різної щільності, а й отримати зливок з якісною структурою і однорідним хімічним складом. Крім того, переплав з проміжною ємністю дозволяє здійснювати легування рідкого металу в процесі плавки, а також обробляти розплав металу різними реагентами.

При переплаві кристалізація протікає в умовах безперервного надходження металу в рідку ванну, обігріву дзеркала рідкої ванни, охолодження зливка. Ці фактори забезпечують сприятливу конфігурацію рідкої ванни і високий температурний градієнт при кристалізації, що знижує ймовірність виникнення і розвитку дефектів макроструктури.

Основною вимогою до зливок титанових сплавів є висока однорідність за хімічним складом. Виконання цієї вимоги в значній мірі залежить від ретельності добірки шихтових матеріалів і технології їх підготовки до виплавки зливок.

При одержанні складнолегованих високоміцних сплавів титану методом ЕПП, як шихтові матеріали можуть використовуватися наступні: губчастий титан, брикети з губчатого титану, нероздроблені блоки губчастого титану, лом і відходи титану і його сплавів (в кількості до 100%) (рисунок 4.7).



а



б



в



г

Рисунок 4.7 – Шихтові матеріали, що застосовуються при виготовленні методом ЕПЗ зливків високоміцних сплавів титану: а – недроблені блоки губчатого титану; б – фракційний губчатий титан; в – брикетований губчатий титан; г – відходи титанового виробництва

**Легування титанової губки.** Основною шихтою для виробництва високоміцних сплавів титану є губчастий титан, який одержують магнієтермічним способом з тетрахлориду титану. Відповідно до стандартів випускається декілька марок губчастого титану, які відрізняється по твердості і вмісту шкідливих домішок (кисню, азоту, заліза, кремнію, вуглецю, хрому, нікелю і т.п.). Ці домішки мають істотне значення, так як їх потрапляння в метал при одержанні зливків значною мірою визначає властивості легованих сплавів титану.

Крім того, висока реакційна здатність титану та його схильність до активної хімічної взаємодії з газами атмосфери (киснем, азотом, вуглецем і іншими елементами) вимагають проведення плавки виключно в умовах, що захищають рідкий метал від насичення його газами та іншими шкідливими домішками. Як вже зазначалося, титанова губка містить певну кількість домішок, в тому числі летючих: хлористий магній, магній, водень, волога, тощо. Процес видалення летючих домішок під час плавки йде значно швидше в вакуумі, ніж в середовищі інертних газів, так як тиск газу пригнічує процеси випаровування. Тому, проведення процесу виплавки зливків сплавів титану з застосуванням титанової губки в вакуумі має істотну перевагу в порівнянні з плавкою в захисній атмосфері.

Але при ЕПП деяка кількість газів може потрапити в титан внаслідок натікання в установку атмосфери в період плавки і десорбції газів з поверхні вакуумних камер та технологічної оснастки. При високій герметичності вакуумних систем і ретельній підготовці плавильних установок роблять ці забруднення незначними. Також, слід мати на увазі, що володіючи значною розвиненою поверхнею, губка здатна адсорбувати гази і значна кількість домішок може потрапити при переплаві титанової губки, яка перебуваючи довгий термін в контакті з навколишнім середовищем поглинула гази і насичилася вологою повітря хлористим магнієм, що містяться завжди в певних кількостях в губці. З метою мінімізації потрапляння таких домішок в зливки сплавів титану при одержанні методом ЕПП, тривалість між технологічними операціями підготовки шихти і проведення процесу плавки повинна бути мінімальною.

Для отримання сплавів титану можливе використання титанової губки різного виду: дробленої фракціями від 10 до 100мм, пресованої або цільних блоків губчастого титану масою до 5 тон. Зазвичай губчастий титан поставляється партіями. При шихтовці одного зливка найкраще використовувати губку однієї партії. Однак при виплавці методом ЕПП



великих зливоків масою до 20 тон не завжди вистачає однієї партії. Тому при підготовці шихтової заготовки з декількох партій губчатого титану на один зливочок підбирають марки близькі по твердості і вмісту шкідливих домішок. В шихту з титанової губки вводять необхідну кількість легуючих компонентів шляхом замішування або нанесення рівномірним шаром на поверхню. При правильному виконанні цих умов одержується однорідний за складом та мінімальним вмістом домішок зливочок.

**Плавка з застосуванням лігатур.** Однією з важливих вимог при виготовленні високоміцних сплавів титану є правильний підбір легуючих компонентів і лігатур. Важливим моментом при одержанні зливоків високоміцних сплавів титану є використання відходів, що утворюються в процесі переробки зливоків на напівфабрикати. При технології ЕПП можливо використання до 100% відходів титанового виробництва, за виключенням титанової стружки. Стружку, яка виникає в процесі обробки зливка на напівфабрикат, має розвинену поверхню насичену газами. Крім того, в процесі механічної обробки стружка взаємодіє з охолоджувальними емульсіями ріжучого інструменту. Також слід мати на увазі, що в процесі механічної обробки в стружку можуть потрапити шматочки ріжучого інструменту, який зазвичай виготовлений з твердосплавних матеріалів потрапляння яких в сплави титану неприпустимо. Таку стружку необхідно ретельно відсортовувати, мити, сушити. Ці операції вимагають великої кількості часу і матеріальних ресурсів, що невиправдано дорого з економічної точки зору.

Зазвичай до переробки приймаються тільки світлі неокислені кускові відходи, які попередньо піддають галтуванню і подальшому травленню для видалення окислів з поверхні. Іноді хімічне травлення комбінують з електрохімічним для більшої ефективності та рівномірності. При підготовці кускових відходів можливе застосування тільки галтування.

Високоміцні сплави титану містять тугоплавкі легуючі компоненти (ванадій, молібден, і т.п.). Домогтися повного розчинення і рівномірного

розподілу таких елементів в зливку при введенні їх в великій кількості в чистому вигляді не завжди вдається. У процесі плавки шматочки цих металів не встигають повністю розчинитися і залишаються в зливку у вигляді включень. Тому тугоплавкі легуючі доцільніше вводити в високоміцні сплави титану у вигляді лігатур (алюміній-молібден, ванадій-алюміній тощо), які зазвичай мають більш низькі температури плавлення ніж титан. Такі лігатури добре розчиняються в титані і дозволяють отримати досить однорідний за хімічним складом метал.

При одержанні високоміцних сплавів титану все більше застосування знаходять лігатури, що містять в своєму складі титан (наприклад титан-цирконієва лігатура).

Підготовка шихтової заготовки з чистих сировинних матеріалах відносно проста. Крім губчастого титану вводять легуючі елементи з розрахунку на задані межі, з врахуванням втрат на випаровування. При виплавці злиwkів високоміцних сплавів титану з відходів титанового виробництва, можливо комбiнувати з губчатим титаном таким чином, щоб наприкінці одержати необхідні механічні характеристики сплаву з урахуванням зміцнення за рахунок легування і підвищення вмісту газів при плавці. Великі шматки брухту і відходів при необхідності ріжуть газокисневою різкою, а місця різку очищають від окислів і шлаку. При необхідності проводиться зачистка поверхні шматків брухту. Брухт, відходи та губчатий титан рівномірно і максимально компактно укладають шарами в невитратний короб, причому необхідно укласти так, що б в процесі подачі штовхачем в зону плавки не було заклинювання шихти в коробі. Пропорції компонентів шихти заздалегідь розраховуються і визначаються завданням на плавку.

**Плавка із застосуванням чистих компонентів.** Введення легуючих компонентів в чистому вигляді або у вигляді лігатур обумовлено температурою їх плавлення і можливістю розплавлення в умовах плавки.

При ЕПП високоміцних сплавів титану у чистому вигляді можна застосовувати такі легуючі компоненти: алюміній, хром, ванадій, цирконій, залізо, кремній. Хром, ванадій і молібден можливо також вводити у вигляді лігатур з алюмінієм.

Перед введенням в шихту чисті метали роздрібнюють. Крихкі метали (хром, молібден, ванадій) дроблять на шматки розміром не більше 15 мм, потім просівають через сито для відсіву частинок розміром менше 2 мм, щоб уникнути їх втрати при шихтуванні і, як наслідок, відхилень від заданого хімічного складу. Відсіви можна вводити, загорнувши їх в алюмінієву фольгу. Перед подрібненням компоненти ретельно розбраковують. На їх поверхні і в зламі не повинно бути нальоту оксидів, шлакових і окисних включень, нерозчинених складових і сторонніх домішок. Газова і усадочна рихлості допускаються в тому випадку, якщо вони не містять нальоту окислів. Алюміній доцільніше використовувати у вигляді дрібних нарізаних шматків листів, смуг або пресованих шин.

Для прямого ЕПП переплаву в чистому вигляді можуть бути введені в зливки тільки компоненти, температура плавлення яких не перевищує температури плавлення титану (за винятком легкоплавких елементів). В цьому випадку перегрів металу в рідкій ванні буде покращувати умови розподілу. Введення легуючих компонентів, у яких температура плавлення значно вища за температуру плавлення титану, але нижче температури перегріву рідкого металу, може призводити до неповного розчинення компонента внаслідок нестійкості і мінливості величини перегріву по довжині зливка.

Значний вплив на розподіл в зливку легкоплавких легуючих компонентів надає нагрів шихти в процесі плавки. При досягненні шихти температури плавлення легкоплавкого компонента останній починає витікати з ще неплавких ділянок шихти і збагачувати певні ділянки зливка.

Зона високої температури металу в безпосередній близькості від водоохолоджуваних стінок кристалізатора при ЕПП створює сприятливі

умови для випаровування летючих компонентів, їх конденсації на внутрішніх стінках кристалізатора і тим самим призводить до перерозподілу вмісту цих компонентів по перетину одержуваного зливка. Щоб запобігти цьому, необхідно тримати ванну рідкого металу якнаймога вище до верхньої кромки кристалізатора і призводити її опускання тільки перед безпосереднім зливом наступної порції металу з проміжної ємності.

Однією з причин неоднорідності злиwkів високоміцних сплавів титану є зональна ліквіація. Вона спостерігається головним чином в сплавах з широким інтервалом кристалізації і розвивається через відмінності в розчинності легуючого компонента або домішки у твердій і рідкій фазах. До числа сильно ліквіуючих в титані елементів відносяться хром, молібден і нікель. Зі збільшенням концентрації цих елементів в сплавах їх ліквіація може помітно посилюватися.

Для рівномірного розподілу тугоплавких легуючих компонентів їх вводять до складу лігатури, що мають температуру плавлення нижче температури рідкого металу. Іноді використовують тугоплавкі компоненти у вигляді подрібнених шматочків, тонкої стружки або обрізу. У таких випадках їх необхідно ретельно і рівномірно розподіляти в шихті, щоб підходячи до зони плавки, такі шматочки поступово прогрівалися до температури плавлення титану, а потім розплавляється на торці шихти або безпосередньо в проміжній ємності і потрапляли в кристалізатор вже в рідкому вигляді. Регулюючи температуру плавлення, щільність лігатур, а також зменшуючи розміри шматочків, можна, створити умови, коли повне розчинення компонента буде проходити найбільш повно.

Шихтовка для виготовлення високоміцних сплавів методом ЕПП з первинних матеріалів може здійснюватися наступним чином. Вихідну шихту формують з попередньо виплавлених з титанової губки або відходів титанового виробництва злиwkів прямокутного перетину (зливків-слябів) і легуючих компонентів, при цьому легуючі компоненти закладають рівномірно пошарово в проміжок між двома або більше зливками

прямокутного перетину. При такій схемі створюються умови запобігання висипання, витікання та інтенсивного випаровування легкоплавких елементів і елементів з високою пружністю пари, а також найбільш повного розплавлення тугоплавких елементів.

### **4.3 Одержання зливок високоміцних промислових ( $\alpha+\beta$ ) та псевдо- $\beta$ сплавів титану (BT14, BT22, BT23, BT19) методом електронно-променевої плавки**

У сучасному промисловому виробництві напівфабрикати зі сплавів титану займають важливе місце. До таких сплавів належать промислові високоміцні сплави BT14, BT22, BT23, BT19, які розроблені на основі теорії комплексного легування титанових сплавів. В цих сплавах вигідно поєднуються висока міцність і низький модуль пружності, низька щільність і високе відношення  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ , немагнітність, висока корозійна стійкість в агресивних середовищах.

З метою відпрацювання технології виробництва зливок складнолегованих сплавів титану в ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України були проведені роботи по виплавці партії зливок сплавів BT14, BT22, BT23, BT19. Отримували зливки круглого перетину від  $\varnothing 110$  до  $\varnothing 600$ мм. Зливки отримували за технологією ЕПП з проміжною ємністю і порціонною подачею рідкого металу в водоохолоджуваний кристалізатор (Розділ 2).

На основі проведених фундаментальних досліджень процесів випаровування компонентів сплавів з розплаву у вакуумі (розділ 4.1) проводилися розрахунки прогнозованого хімічного складу зливок, що виплавляються, за результатами яких здійснювалося коригування складових шихтової заготовки. Легуючі компоненти з високою пружністю пари (Al, Cr) шихтувалися з урахуванням компенсації втрат на випаровування.

Шихтову заготовку для виплавки зливків сплавів VT22, VT23, VT14 формували в невитратний короб. Заготовка являла собою щільно укладені брикети титанової губки ТГ-120 з легуючими компонентами (рисунок 4.8).

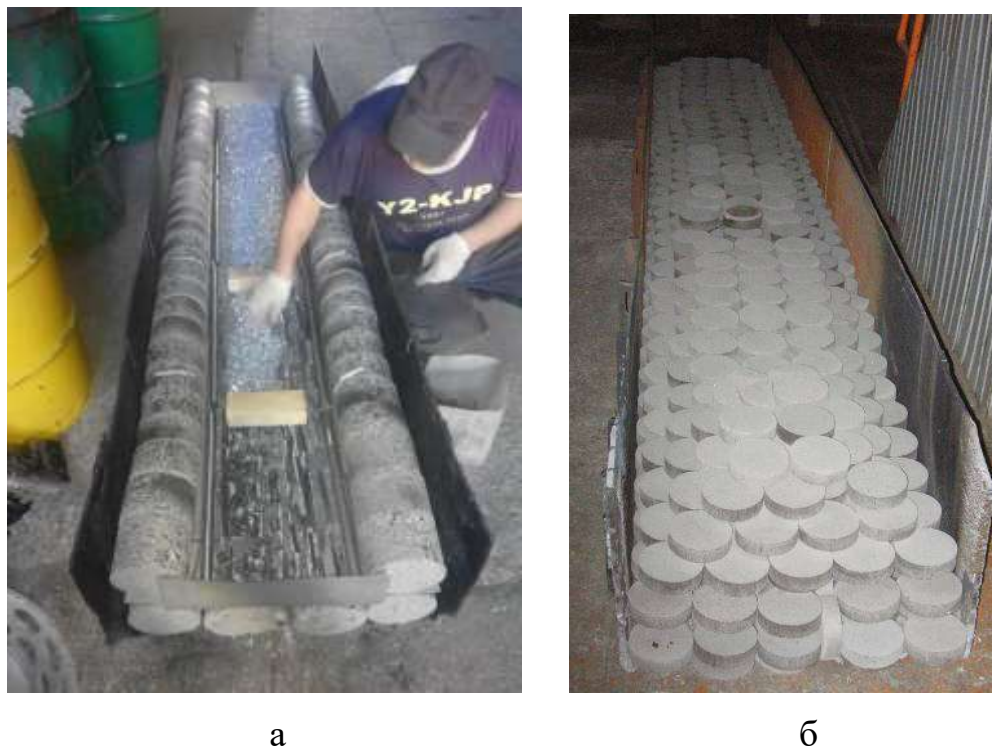


Рисунок 4.8 - Шихтові заготовки для виплавки зливків титанових сплавів: а – VT22; б - VT23

Технологія отримання зливків високоміцних сплавів титану в електронно-променевої установці включала в себе наступні етапи:

- формування витратної заготовки;
- підготовку устаткування і технологічної оснастки до плавки;
- процес плавки;
- контроль якості виплавленого зливка.

Отримання зливків  $\varnothing 110$  мм сплаву титану VT19 проводили на електронно-променевої установці UE-208M (рисунок 4.9). Для проведення дослідних плавок з отримання зливків  $\varnothing 400$  мм сплавів титану VT22 і VT23 використовувалася електронно-променева установка UE-5812 (Рисунок

4.10). Отримання зливоків Ø600 мм сплаву титану ВТ14 проводили на електронно-променевої установці УЕ-5810 (рисунок 4.11).



Рисунок 4.9 - Процес ЕПП зливка Ø110мм титанового сплаву ВТ19



Рисунок 4.10 - Процес ЕПП зливка Ø400мм титанового сплаву ВТ22



Рисунок 4.11 - Процес ЕПП зливка Ø600мм титанового сплаву VT14

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

Чисельні значення технологічних параметрів плавки, що використовувалися при виплавці зливків Ø110 мм, Ø400 мм та Ø600 мм сплавів титану VT14, VT22, VT23, VT19 наведені в Таблиці 4.2.

Таблиця 4.2- Технологічні параметри плавки

Технологічний параметр	Ø110 мм	Ø400 мм	Ø600 мм
швидкість плавки, кг/год	30	270	300
висота порцій, мм	4	8	12
потужність в кристалізаторі, кВт	20	120	205
потужність в проміжній ємності, кВт	120	240	300



В кінці плавки проводився вивід усадки шляхом поступового зниження потужності обігріву верхнього торця зливка в кристалізаторі (рисунок 4.12-4.14).

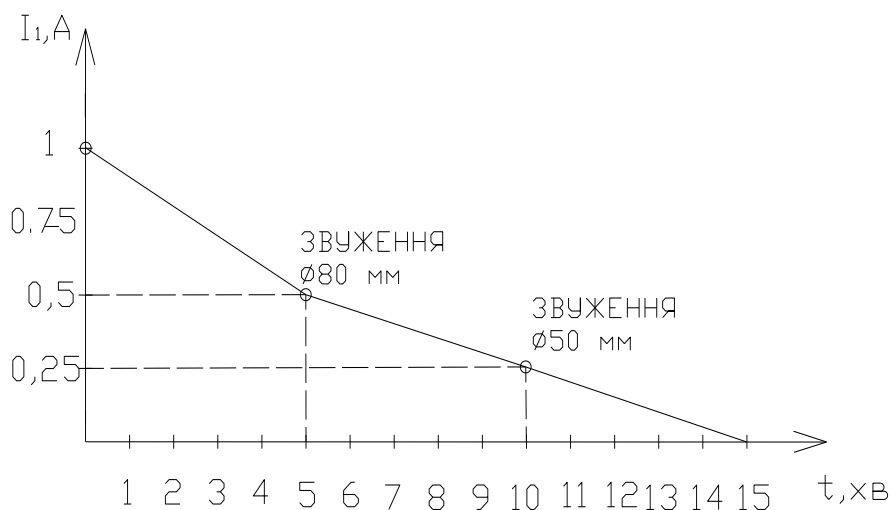


Рисунок 4.12 - Графік виведення усадкової раковини зливка Ø110 мм

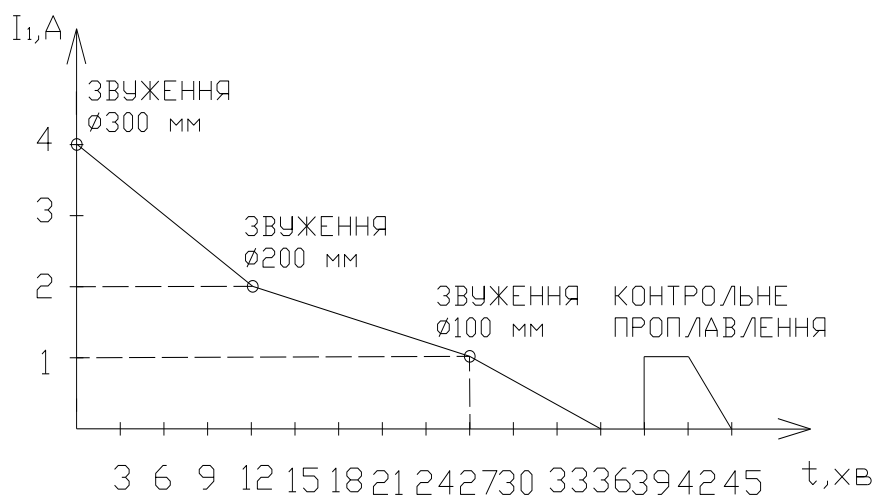


Рисунок 4.13 - Режим виведення усадкової раковини для зливків із сплавів титану Ø400мм

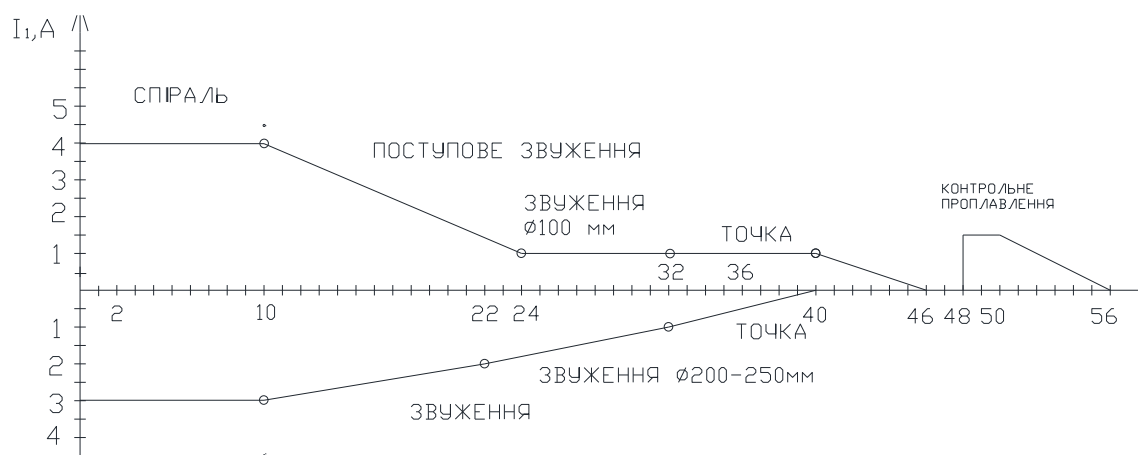


Рисунок 4.14 - Режим виведення усадкової раковини для зливків із сплавів титану  $\varnothing 600\text{мм}$

Бічна поверхня виплавлених зливків після охолодження в вакуумі до температури нижче  $300^{\circ}\text{C}$  чиста, підвищена концентрація домішкових елементів на поверхні у вигляді окисленого або альфованного шару відсутня (рисунок 4.6а, 4.15, 4.16).



Рисунок 4.15 - Зливки високоміцних сплавів титану:  
а -  $\varnothing 400\text{ мм}$  VT22; б -  $\varnothing 400\text{ мм}$  VT23; в -  $\varnothing 600\text{ мм}$  VT14

Глибина поверхневих дефектів типу «гофр» становить 1...3 мм. Дефекти у вигляді розривів, тріщин або не сплавлень відсутні.

Для оцінки якості металу отриманих зливок проводилося дослідження хімічного складу зразків відібраних по довжині зливка з верхньої, середньої та нижньої частини. Результати аналізу хімічного складу металу отриманих зливок (таблиця 4.3) показали, що розподіл легуючих елементів по довжині зливок рівномірний і відповідає марочному складу. Підвищеного вмісту газів, як в доній, так і в головній частинах зливок не виявлено.

Таблиця 4.3 - Розподіл легуючих елементів і домішок по довжині зливок титанових сплавів, отриманих за розробленою технологією ЕПП

Марка сплаву	Частина зливка	Вміст, % ваг.							
		Al	Mo	V	Fe	Zr	Cr	O	N
BT22	Верхня	5,1	4,2	4,9	0,9	0,01	1,3	0,11	0,012
	Середня	5,2	4,5	4,7	1,0	0,01	1,4		
	Нижня	5,0	4,1	5,0	1,0	0,01	1,4	0,12	0,012
ГОСТ 19807-91		4,4-5,7	4,0-5,5	4,0-5,5	0,5-1,5	<0,3	0,5-1,5	<0,15	<0,05
BT23	Верхня	4,5	2,0	4,7	0,5	0,01	0,9	0,10	0,010
	Середня	4,7	2,1	5,0	0,6	0,01	0,9		
	Нижня	4,3	1,9	4,7	0,5	0,01	0,9	0,12	0,011
ОСТ 1-90013 - 81		4,0-6,3	1,5-2,5	4,0-5,0	0,4-0,1	<0,3	0,8-1,4	<0,15	<0,05
BT19	Верхня	3,2	5,3	3,8	-	0,8	4,0	0,08	0,006
	Середня	3,4	5,2	3,6	-	0,9	4,2		
	Нижня	3,5	5,2	3,3	-	0,9	4,4	0,10	0,005
		2,5-3,5	5,0-6,0	3,0-4,0		0,5-1,5	4,0-5,0	<0,15	<0,015
BT14	Верхня	5,1	3,1	1,5	0,16	0,08	-	0,10	0,02
	Середня	5,2	3,3	1,5	0,19	0,10	-		
	Нижня	5,4	3,3	1,6	0,17	0,07	-	0,09	0,02
ГОСТ 19807-91		3,5-6,3	2,5-3,8	0,9-1,9	<0,25	<0,3	-	<0,15	<0,05

Приймаючи до уваги невеликі розміри зливка Ø110 мм сплаву титану VT19, він був підданий механічній обробці поверхні на токарному верстаті. Поверхневий шар був видалений на глибину не більше 3 мм на сторону. Торці механічно оброблені (рисунок 4.16).



Рисунок 4.16 - Механічно оброблений зливкок сплаву титану VT19

З метою скорочення втрат дорогого металу в стружку та через відсутність окисленого або альфованного шару дефекти типу «гофри» на зливках Ø400мм високоміцних сплавів титану VT22 та Ø600мм були вилучені шляхом електронно-променевого оплавлення бічної поверхні зливка [199], що дозволило збільшити вихід придатного металу на  $\approx 5\%$ .

Оплавлення здійснювали на спеціалізованій електронно-променевій установці UE-185 обладнаній трьома електронно-променевими гарматами. Сутність технології оплавлення поверхневого шару зливка електронним променем полягала в наступному. Отриманий зливкок цеховим краном поміщали на валки механізму обертання, після чого проводили герметизацію робочого об'єму камери. За допомогою вакуумних насосів проводили вакуумування камери оплавлення до робочого тиску  $10^{-2}$ Па. Далі включали приводи обертання валків, а також схеми живлення і управління електронними гарматами. При обертальному русі валків

розташований на них зливков також набував обертальний рух навколо своєї поздовжньої осі. Електронні промені за допомогою систем фокусування і відхилення проектувалися на поверхню оброблюваного зливка. Оплавлення зливка здійснювалося за рахунок нагріву і розплавлення поверхневого шару електронними променями уздовж його твірної. Поверхня оплавлялася одночасно по всій довжині трьома електронними гарматами. При оплавленні, зони нагріву кожного променя перекривали на 5...10 мм. За три оберти проводили повне оплавлення поверхні зливків.

Параметри процесу оплавлення були наступні: розмір фокальної плями електронного променя 0,67x0,02 м, потужність 90 кВт. Зазначений режим оплавлення дозволив проплавити поверхневий шар зливків на глибину 5...8 мм, що забезпечило повне усунення поверхневих дефектів (рисунок 4.17). Шорсткість поверхні відповідала 3...4 класу при хвилястості поверхні відповідно рівній 0,2...0,6 мм.



а

б

Рисунок 4.17 - Зовнішній вигляд оплавлених зливків з високоміцних титанових сплавів: а - Ø400 мм ВТ22; Ø600 мм ВТ14

Макроструктура зливків вивчалася на поперечних темплетях, вирізаних з середини зливків. Виявлення структури проводилося

травленням темплетів в 15% -ому розчині фтористої кислоти з додаванням 3% -ної азотної кислоти при кімнатній температурі.

Структура металу зливоків (рисунок 4.18-4.21) щільна, однорідна, з відсутністю зон, що по різному травляться по перетину зливка. Істотної різниці в структурі центральної зони зливка і периферійної зони не спостерігається. Дефекти у вигляді пор, раковин, тріщин і неметалевих включень не виявлені. Характерною для зливоків ВДП сегрегації легуючих елементів в жодному із одержаних зливоків не виявлено.



Рисунок 4.18 - Макроструктура зливка  $\varnothing 110$  мм титанового сплаву ВТ19, отриманого методом ЕПП

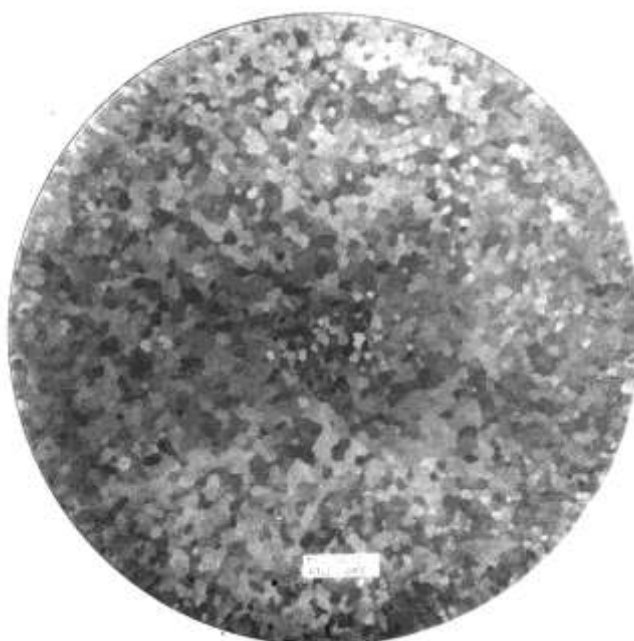


Рисунок 4.19 - Макроструктура зливка  $\varnothing 400$  мм титанового сплаву ВТ22, отриманого методом ЕПП

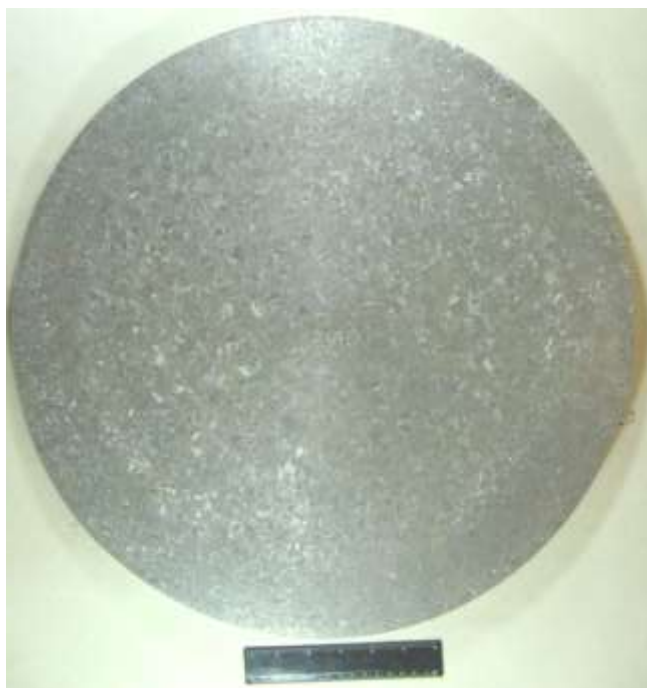


Рисунок 4.20 - Макроструктура зливка  $\varnothing 400$  мм титанового сплаву BT23, отриманого методом ЕПІ

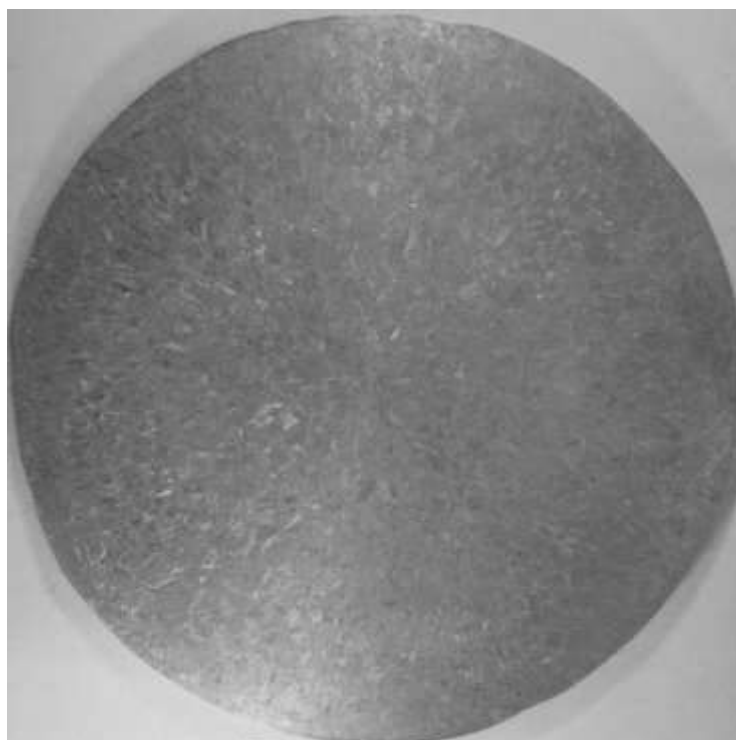


Рисунок 4.21 - Макроструктура зливка  $\varnothing 600$  мм титанового сплаву BT14, отриманого методом ЕПІ

Кристалічна будова металу зливків однакова по усьому перетину і характеризується кристалами, за формою близькими до рівновісної. Ділянки стовбчастої структури відсутні у всіх випадках.

Величина зерна в одержаних темплетях визначалася за 10-ти бальною шкалою макроструктур Інструкції № 1054-76 ВІАМ. У зливку Ø110 мм титанового сплаву ВТ19 величина зерна відповідає 3-4 балу (рисунок 4.18), для зливка Ø400 мм титанового сплаву ВТ22 величина зерна відповідає 8-9 балу (рисунок 4.19), для зливка Ø400 мм титанового сплаву ВТ23 величина зерна відповідає 7 балу (рисунок 4.20), для зливка Ø600 мм титанового сплаву ВТ14 величина зерна на площі темплету в поперечному перерізі відповідає 8 балу (рисунок 4.21). По периметру зливків Ø400 мм ВТ22, ВТ3 і Ø600 мм ВТ14, на глибину 10 мм структура більш дрібнозерниста і відповідає 5-6 балу. Це викликано термічним впливом ЕПН при застосуванні оплавлення поверхні зливків.

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

Для дослідження наявності або відсутності в титанових зливках внутрішніх дефектів у вигляді неметалічних включень, а також пор і нещільностей використовувався метод ультразвукової дефектоскопії. Дослідження проводилися з використанням дефектоскопа ультразвукового УД4-76 відлуння-імпульсним методом при контактному варіанті контролю. Робоча частота аналізу становила 1,25 МГц, що забезпечувало максимальне співвідношення «сигнал/шум». При дослідженні зливків спостерігалися множинні відбивання малої амплітуди. Це типово для литого металу і є результатом відбивання сигналу від кордонів зерен. Проведеним аналізом не виявлено імпульсів, які можна було б інтерпретувати як великі неметалеві включення, пори усадкові раковини.



На скані чітко визначається відбивання донного імпульсу (рисунок 4.22). В районі введення зондуючих сигналів присутні шуми, які обумовлені нещільним приляганням датчика до поверхні зливка, яке не вдається компенсувати застосуванням «ущільнюючого» мастила.

Таким чином, проведені дослідження показали, що в виплавлених методом ЕПП зливках  $\varnothing 400$ мм титанового сплаву ВТ22 і ВТ23,  $\varnothing 110$  мм титанового сплаву ВТ19,  $\varnothing 600$ мм титанового сплаву ВТ14 відсутні нещільності, неметалеві включення з розміром більше 1 мм, а також щільні скупчення більш дрібних включень (рисунок 4.22).

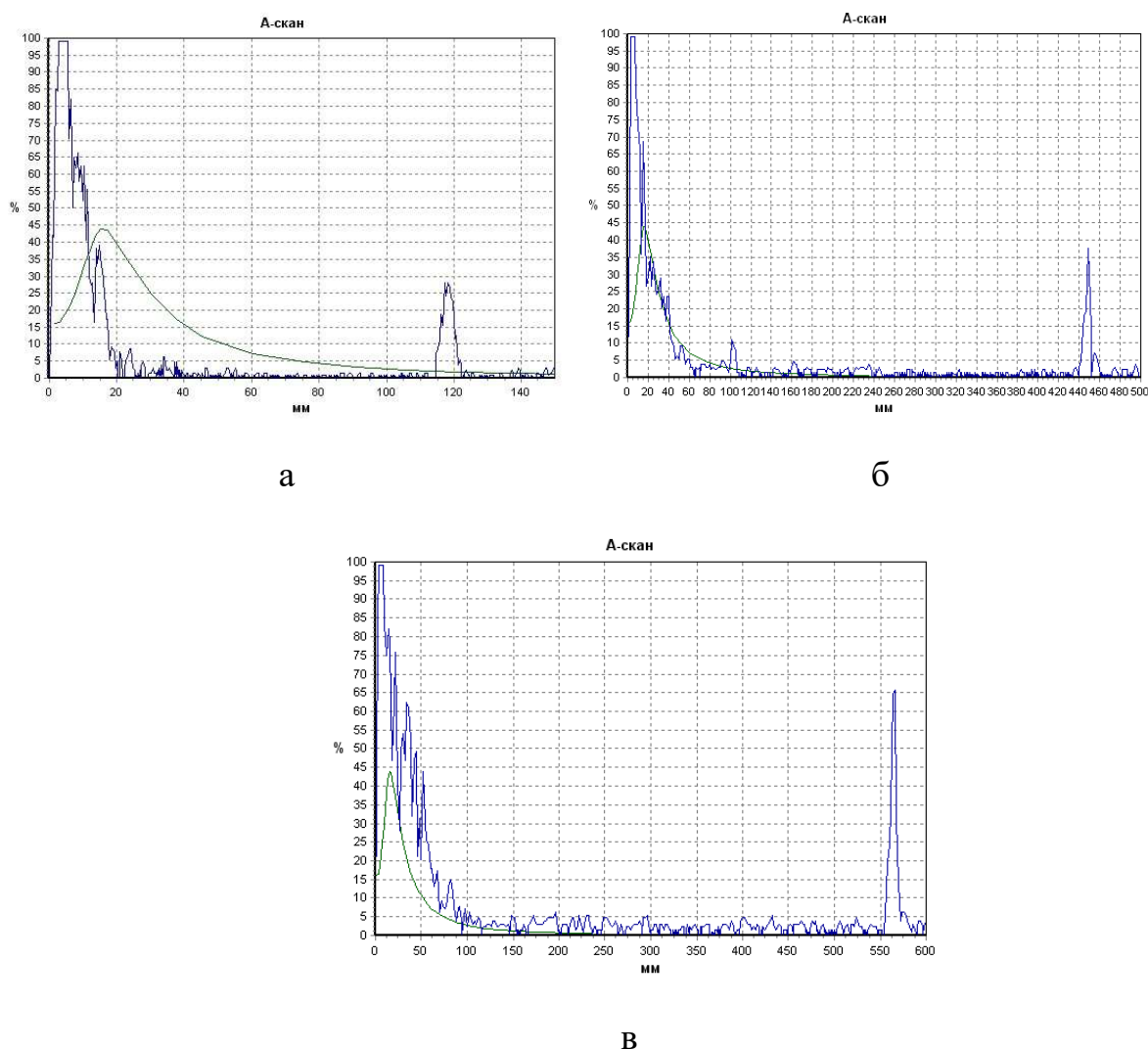


Рисунок 4.22 - УЗК скан центральної частини зливка: а -  $\varnothing 110$ мм ВТ19; б -  $\varnothing 400$ мм ВТ22; в -  $\varnothing 600$ мм ВТ14

Таким чином з використанням розрахованих режимів ведення процесу ЕПП відпрацьовано технологічні режими одержання зливків  $\varnothing 110$  мм ,  $\varnothing 400$  мм та  $\varnothing 600$  мм високоміцних сплавів титану VT19, VT22, VT23 та VT14. Показано, що ЕПП є ефективним методом одержання якісних бездефектних зливків високоміцних складно легованих сплавів титану.

#### **4.4 Одержання нових високоміцних складнолегованих сплавів титану T110 і T120 методом електронно-променевої плавки**

Подальший розвиток авіакосмічної техніки та інших галузей транспортного машинобудування в значній мірі пов'язано з підвищенням експлуатаційних характеристик використовуваних конструкційних матеріалів. Це в повній мірі відноситься і до сплавів на основі титану, що обумовлює необхідність проведення дослідницьких робіт зі створення нових титанових сплавів з поліпшеним комплексом механічних властивостей, що забезпечують поряд з високою міцністю достатню надійність.

Найбільш перспективним напрямком підвищення конструкційної міцності при розробці високоміцних складнолегованих титанових сплавів є комплексне легування, яке було взято за основу при розробці нових сплавів [236]. При комплексному легуванні зміцнюють  $\alpha$ - і  $\beta$ -тверді розчини таким чином, щоб різниця в їх характеристиках міцності була мінімальна. Це сприяє зниженню нерівномірності деформації і більш повної реалізації міцності  $\alpha$ - і  $\beta$ -фаз, а також зменшенню дій гострих пластинчастих структурних елементів як концентраторів напруги [237, 238].

На основі методу комплексного легування в ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАНУ розроблено вітчизняні високоміцні складнолеговані ( $\alpha+\beta$ ) - титанові сплави T110 та T120. Особливості титанового сплаву T110 - висока питома міцність, корозійна стійкість, притаманна всім титановим сплавам низька теплопровідність, а також висока технологічність дозволяють застосувати

його в якості матеріалу захисного призначення.

Високоміцний складнолегований ( $\alpha+\beta$ ) -титановий сплав Т120 системи легування Ti-Al-Mo-V-Nb-Cr-Fe-Zr характеризується межею міцності щонайменше 1200 МПа, який захищений патентом України [239].

На виробничих потужностях ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України були проведені роботи по відпрацюванню розробленої технології отримання зливок вітчизняних високоміцних ( $\alpha+\beta$ )-титанових сплавів Т110 та Т120.

Для проведення дослідних плавів з одержання зливка  $\varnothing 400$  мм високоміцного сплаву Т110 була використана електронно-променева установка УЕ-5812 оснащени проміжною ємністю. Для одержання зливка  $\varnothing 150$  мм високоміцного сплаву Т120 була задіяна електронно-променева установка УЕ-208М (рисунок 4.23). Для одержання зливка  $\varnothing 400$  мм з титанового сплаву Т110 були задіяні технологічні режими як і при одержанні зливок  $\varnothing 400$  мм високоміцних сплавів ВТ22, ВТ23 (таблиця 4.2, рисунок 4.13).



Рисунок 4.23 - Процес ЕПП: зливка  $\varnothing 110$ мм титанового сплаву Т120

Чисельні значення для одержання зливка  $\varnothing 150$ мм високоміцного сплаву Т120 наведені в таблиці 4.4.

Таблиця 4.4 - Технологічні параметри плавки одержання зливка  $\varnothing 150$ мм високоміцного сплаву Т120

Технологічний параметр	$\varnothing 150$ мм
швидкість плавки, кг/год	80
висота порцій, мм	5
потужність в кристалізаторі, кВт	30
потужність в проміжній ємності, кВт	150

З метою запобігання виникнення в зливку  $\varnothing 150$ мм високоміцного сплаву Т120 дефектів усадкового походження, в кінці плавки виконувався вивід усадкової раковини за схемою наведеною на рисунку 4.24

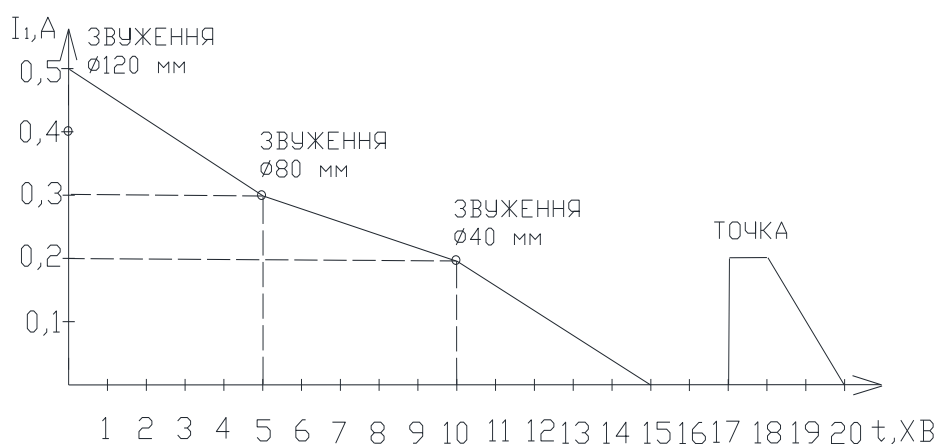


Рисунок 4.24 - Режим виведення усадкової раковини для злиwkів із сплавів титану  $\varnothing 150$ мм

В результаті проведених робіт отримано злиwки високоміцних титанових сплавів Т110 та Т120 (рисунок 4.25).



а

б

Рисунок 4.25 - Зовнішній вигляд зливка: а -  $\varnothing 400$  мм з титанового сплаву Т110; б -  $\varnothing 150$  мм з титанового сплаву Т120

Дослідження вмісту легуючих елементів зливок сплавів Т110 та Т120 показало їх рівномірний розподіл як по довжині, так і по поперечному перетину зливок (таблиця 4.5).

Макроструктура зливок вивчалася на поперечних темплетях, вирізаних на відстані 150 мм від верху і низу зливок, а також з їх середини. Виявлення структури проводилося травленням темплетів в 15%-ному розчині фтористої кислоти з додаванням 3% -ної азотної кислоти при кімнатній температурі.

Структура металу зливок титанових сплавів Т110 і Т120 (рисунок 4.26, 4.27) щільна, однорідна, з відсутністю зон, що по різному травляться по перетину зливка. Істотної різниці в структурі центральної зони зливок і периферійної зони не спостерігається. Дефекти у вигляді пор, раковин, тріщин і неметалічних включень не виявлені. Кристалічна будова металу однакова по всій довжині зливок і характеризується кристалами, за формою близькими до рівноосних. Ділянки стовбчастої структури відсутні.

Таблиця 4.5 - Розподіл легуючих елементів і домішок по довжині зливків титанових сплавів Т110 та Т120, отриманих методом ЕПП

Марка сплаву	Частина зливка	Місце відбору проби*	Вміст, % мас.								
			Al	Mo	V	Nb	Fe	Zr	Cr	O	
Т-110	Верхня	о	5,53	1,25	1,30	4,02	1,90	0,60	-		
		с	5,51	1,27	1,31	4,04	1,96	0,59	-	0,12	
		п	5,49	1,27	1,33	3,92	1,91	0,57	-		
	Середня	о	5,35	1,33	1,30	3,94	1,88	0,59	-		
		с	5,35	1,35	1,33	3,90	1,85	0,59	-		
		п	5,40	1,32	1,37	3,88	1,92	0,61	-		
	Нижня	о	5,34	1,37	1,32	3,84	1,79	0,60	-		
		с	5,30	1,38	1,31	3,88	1,80	0,57	-	0,14	
		п	5,32	1,37	1,33	3,98	1,82	0,59	-		
	ТУУ 27.4.05416923.071-2005			5,0- 6,0	1,0- 1,8	0,8- 2,0	3,5- 4,8	1,5- 2,5	0,3- 0,8	-	<0,20
	Т-120	Верхня	о	4,81	2,93	2,26	4,31	0,98	2,44	1,30	
			с	4,90	2,97	2,30	4,29	1,02	2,60	1,15	0,11
п			5,02	2,82	2,30	4,22	0,89	2,60	1,09		
Середня		о	5,35	2,84	2,32	4,25	1,07	2,63	1,10		
		с	5,50	2,86	2,39	4,20	1,05	2,68	1,12		
		п	5,49	2,90	2,50	4,18	1,12	2,70	1,20		
Нижня		о	5,11	2,78	2,42	4,09	1,09	2,70	1,30		
		с	5,03	2,69	2,44	4,12	1,11	2,67	1,28		
		п	5,02	2,73	2,48	4,11	1,19	2,65	1,30		
Технічне завдання			4,5- 5,5	2,5- 3,0	1,5- 2,5	3,5- 4,5	0,7- 1,2	2,3- 3,0	1,0- 1,5	<0,15	
О — поблизу осі зливка; С— поблизу середини радіуса; П –в периферійній зоні (10мм від поверхні зливка).											

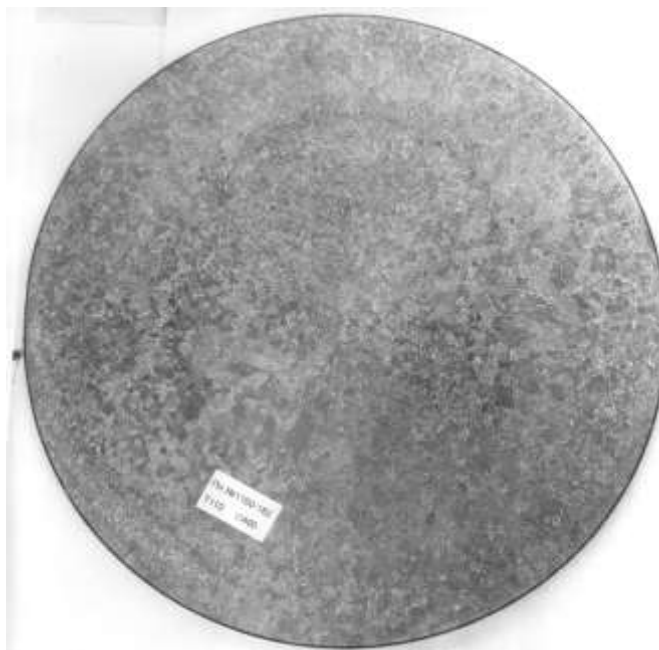


Рисунок 4.26 - Макроструктура поперечного перетину зливка  $\varnothing 400$  мм зі сплаву Т110

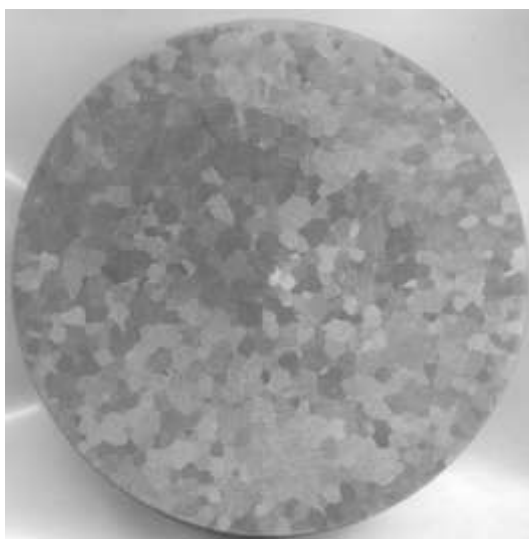


Рисунок 4.27 - Макроструктура поперечного перетину зливка  $\varnothing 150$  мм зі сплаву Т120

Найважливішим критерієм якості титанових зливків є відсутність в металі неметалічних включень, особливо у вигляді азотовмісних альфірованих частинок або нітридів титану. Проведені дослідження за допомогою УЗК показали, що в металі зливків нового високоміцних

титанових сплавів Т110 і Т120 отриманих методом ЕПП відсутні несутцільності, неметалеві включення з розміром більше 1 мм, а також щільні скупчення більш дрібних включень. Структура металу щільна, кристалічна неоднорідність і зональну будову в зливках не виявлена. Таким чином показано, що при переплаві титану за технологією ЕПП з проміжною ємністю створюються термічні та фізико-хімічні умови, що забезпечують видалення та уникнення вищевказаних включень

#### **Висновки по розділу 4**

1. Встановлено, що основним фактором, що впливає на концентрацію алюмінію і хрому в зливку при незмінних технологічних параметрах плавки, є тільки їх початковий вміст в витратній заготовці. Цей момент необхідно враховувати при розрахунку шихтової заготовки.
2. Показано, що випаровування легуючих елементів сплаву з високою пружністю пари - алюмінію і хрому проходить незалежно один від одного.
3. Визначено, що для отримання якісного зливка Ø110 мм необхідно забезпечувати швидкість плавки 30-40 кг/год при потужності ЕПН в кристалізаторі - 20кВт, в проміжній ємності та заготовці - 120кВт.
4. На підставі аналізу результатів експериментальних даних показано, що побудована математична модель описує процес випаровування легуючих елементів з високоміцного титанового сплаву при ЕПП з досить високим ступенем точності, при цьому відносна похибка розрахункових результатів від експериментальних даних становить 4% по алюмінію і хрому, та 1-2% по цирконію, молібдену і ванадію.
5. З використанням розрахованих даних ведення процесу ЕПП відпрацьовано технологічні режими та одержано зливки Ø110 мм, Ø400 мм та Ø600 мм високоміцних сплавів титану ВТ19, ВТ22, ВТ23, ВТ14.



6. В виплавлених методом ЕПП зливках високоміцних титанових сплавів VT19, VT22, VT23, VT14 відсутні несутільності, неметалеві включення з розміром більше 1 мм, а також щільні скупчення більш дрібних включень. Структура металу щільна, кристалічна неоднорідність і зональна ліквіація відсутні. Розподіл легуючих елементів рівномірний. Вміст домішкових елементів знаходиться в межах технічних вимог та стандартів.
7. Дослідження якості злиwkів сплаву T110 показали, що розроблена технологія ЕПП забезпечує необхідну рівномірність розподілу легуючих елементів по об'єму злиwkів (різниця між максимальною і мінімальною концентрацією легуючих елементів у металі злиwkів не перевищує  $\pm 0,25$  % ваг.), відсутність у металі включень високої і низької густоти і кристалізаційної текстури. Макроструктура литого металу складається з рівноосних або злегка витягнутих у напрямку тепловідводу поліедричних  $\beta$ -зерен.
8. Показано, що ЕПП є ефективним методом одержання якісних бездефектних та однорідних за хімічним складом складнолегованих високоміцних сплавів титану.

## РОЗДІЛ 5

### ОДЕРЖАННЯ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ СПЛАВІВ ТИТАНУ МЕТОДОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ

Розробка нових конструкційних матеріалів направлена в першу чергу на підвищення питомих показників, що пов'язано з постійно зростаючими вимогами до забезпечення заданого комплексу механічних і експлуатаційних властивостей матеріалів. Титанові сплави поєднують в собі високі питомі значення міцності, характеристики опору втоми і поширенню тріщин, корозійної стійкості та ін. Однак, високоміцні титанові сплави мають складну систему легування і містять дефіцитні і дорогі легуючі елементи, що обумовлює високу ціну напівфабрикатів з цих сплавів та заважає їх широкому використанню у народному господарстві [240].

В останні десятиліття спостерігається значне підвищення обсягу дослідних робіт, метою яких є отримання титанових сплавів з новим комплексом властивостей [180, 241, 242]. У провідних світових матеріалознавчих центрах США, Китаю, Росії, і ЄС проводяться інтенсивні роботи зі створення нових титанових сплавів з підвищеними експлуатаційними властивостями.

В даний час в світі поряд зі стабільною тенденцією збільшення застосування сплавів титану в різних галузях промисловості залишається невирішеним питання високої вартості титану. В свою чергу вартість даного продукту нерозривно пов'язана з технологією його отримання і забезпеченням необхідних механічних властивостей вироблених з титану сплавів. Сплави титану для збільшення рівня механічних властивостей в своїй основі мають дорогі легуючі елементи, такі як: ванадій, хром, цирконій, тощо. Вирішити задачу зменшення ціни виробів з високоміцних титанових сплавів можна шляхом застосування концепції економного легування титанових сплавів, яка полягає у виборі таких легуючих

елементів, які мали б відносно невелику вартість і входили б до складу найбільш доступних лігатур [243].

До економнолегованих титанових сплавів можна віднести сплави, що мають в основі систем легування відносно дешеві та доступні компоненти, а саме: алюміній, залізо, кремній, кисень і т.п. [148, 173, 244].

Але, слід мати на увазі, що зміцнення титану шляхом легування приводить до зниження його пластичності [245], а збільшення кількості компонентів сплаву ускладнює перерозподіл легуючих елементів між фазами [246], що підвищує ймовірність переходу до бездіфузійного механізму фазового перетворення і збільшує дисперсність фазових складових [247].

З огляду на досить високу вартість титанових сплавів, їх перевага над іншими конструкційними матеріалами зростає в разі їх застосування в зміцненому стані. Найбільшим ефектом термічного зміцнення володіють сплави метастабільного  $\beta$ -класу, тобто такі сплави, в яких при гартуванні фіксується метастабільна  $\beta$ -фаза, яка розпадається при подальшому старінні з виділенням дисперсних зміцнюючих часток [177, 189].

Для більш широкого застосування сплавів на основі титану в різних галузях промисловості необхідно не тільки підвищувати їх механічні характеристики шляхом застосування концепції економного легування, а й знижувати вартість виробництва, що може бути досягнуто створенням нових сплавів з поліпшеними експлуатаційними властивостями і застосуванням нових високоефективних технологій виробництва, в першу чергу виплавки.

Однією з найбільш важливих вимог до зливків економнолегованих титанових сплавів є висока однорідність за хімічним складом при їх отриманні. Висока реакційна здатність титану, його схильність до активної хімічної взаємодії з киснем, азотом, вуглецем і іншими елементами не дозволяють виплавляти титан і його сплави в звичайних металургійних печах. Плавка таких металів повинна проводитися в умовах, що

оберігають рідкий метал від насичення його газами та іншими шкідливими домішками. Дані вимоги забезпечуються плавкою в умовах вакууму.

Зазвичай сплави даного класу виплавляють методом ВДП, але по перетину зливка може спостерігатися неповна гомогенізація по найбільш тугоплавким легуючим елементам. Крім того, при використанні легуючих елементів низької якості зростає ризик отримання незадовільної якості напівфабрикатів і виробів із металу внаслідок наявності включень і концентраційних неоднорідностей. Тому освоєння технології отримання напівфабрикатів з економнолегованих сплавів титану у промислових умовах вимагає розробки і впровадження принципово нових технологій і обладнання - для виплавки зливок та виготовлення деформованих напівфабрикатів.

### **5.1 Розробка технології виплавки зливок економнолегованих сплавів титану методом електронно-променевої плавки**

Сплав Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe, широко відомий під назвою TIMETAL LCB відноситься до класу економнолегованих. TIMETAL LCB розроблений у 1990-х роках був орієнтований перш за все на виготовлення пружин підвіски автомобілів [248]. Метою розробки сплаву було використання недорогих легуючих шляхом вибору дешевшої сировини, ніж ті, що використовуються при одержанні звичайних сплавів бета-титану. Традиційно сплав TIMETAL LCB отримують методом ВДП, але в одержаних зливках може спостерігатися неповна гомогенізації по найбільш тугоплавкому легуючому елементу - молібдену [194]. Тому, було проведені роботи по вивченню можливості та розробці технології виплавки сплаву TIMETAL LCB методом ЕПП з подальшою гарячою деформаційною обробкою методами пресування і прокатки, і оцінкою одержуваних при цьому мікроструктури і рівня механічних властивостей.

Для проведення дослідних плавок була використана електронно-променева установка УЕ-208М.

З метою дослідження впливу дії електронного-променевого нагріву на якість одержуваних економнолегованих сплавів титану були проведені роботи по виплавці зливка, деформаційній обробці та дослідженні якості одержаного металу сплаву TИMETAL LCB. Отримували зливки круглого перетину Ø110мм. Зливки отримували за технологією ЕПП з проміжною ємністю і порціонної подачею рідкого металу в водоохолоджуваній кристалізатор.

Формування витратної шихтової заготовки здійснювали в коробі виготовленому з листів титану марки VT1-0. Вихідна шихта включала в себе брухт титану марки VT1-0 і легуючі компоненти з технічно чистих алюмінію, молібдену і заліза.

Перед використанням в шихту, чисті метали роздрібнювали на шматки розміром не більше 15 мм. Перед подрібненням компоненти ретельно відбраковувались. На їх поверхні і в зламі не допускалось наявності оксидів, шлакових і окисних включень, які не розчинилися складових і сторонніх домішок. Всі компоненти шихти зважували окремо на електронних вагах. Додавання алюмінію в вихідну шихтову заготовку здійснювалося з урахуванням його втрат на випаровування. Загальна вага шихтової заготовки склала 40 кг.

Підготовлена шихтова заготовка завантажувалася в камеру плавки (рисунок 5.1).

Після завантаження шихти, установка вакуумували до рівня вакууму  $10^{-2}$  Па.

Процес плавки здійснювався за послідовністю описаною у розділі 2. У стаціонарному режимі виплавляли зливки до повного сплавляння вихідної шихтової заготовки (рисунок 5.2).

В результаті проведеної плавки було отримано зливки сплаву титану TИMETAL LCB Ø110мм довжиною 700 мм, вагою 32 кг. (рисунок 5.3)



Рисунок 5.1 – Витратна заготовка та технологічна оснастка для виплавки зливку титанового сплаву TIMETAL LCB



Рисунок 5.2 – Процес виплавки зливка  $\varnothing 110$ мм сплаву титану TIMETAL LCB



Рисунок 5.3 – Зовнішній вигляд зливка  $\varnothing 110$ мм сплаву титану TIMETAL LCB

Бічна поверхня виплавленого зливка після охолодження в вакуумі до температури нижче 300°C чиста, підвищена концентрація домішкових елементів на поверхні у вигляді окисленого або альфованого шару відсутня. Глибина поверхневих дефектів типу «гофр» становила не більше 2 мм, дефекти у вигляді розривів, тріщин або несплавлення були відсутні.

Для оцінки якості металу отриманого зливка проводилося дослідження хімічного складу зразків відібраних по довжині зливка з верхньої, середньої і нижньої частин. Аналіз результатів хімічного складу металу зливка (таблиця 5.1) показав, що розподіл легуючих елементів по довжині рівномірний і відповідає заданому складу.

Таблиця 5.1 - Розподіл елементів по довжині зливка Ø110мм сплаву титана TIMETAL LCB

Місце відбору проб	Вміст елементів, % ваг.					
	Al	Mo	Fe	Ti	O	N
Верх	1,5	6,3	4,4	осн.	0,11	0,01
Середина	1,7	6,4	4,3	осн.		
Низ	1,6	6,2	4,4	осн.		

Аналіз макроструктури металу зливка Ø110мм сплаву титану TIMETAL LCB проводився на поперечному темплеті без застосування збільшувальних приладів. Виявлення структури проводилося травленням темплетів в 15% -ому розчині фтористої кислоти з додаванням 3% -ної азотної кислоти при кімнатній температурі.

Структура металу зливка щільна, однорідна, з відсутністю зон по перетину зливка, що травляться по різному (рисунок 5.4).

Характерної для зливок ВДП сегрегації легуючих елементів не виявлено. Ділянки стовбчастої структури відсутні. Встановлено, що метал на макрошліфах характеризується відсутністю пір, тріщин, металевих і неметалевих включень. Істотної різниці між кристалічною будовою

центральної та периферійної частин не спостерігається. Величина зерна відповідає 6-7 балу за 10 бальною шкалою макроструктур ГОСТ 26492-85.



Рисунок 5.4 – Макроструктура зливка  $\varnothing 110$ мм сплаву титана  
TIMETAL LCB

З метою вивчення якості одержаного методом ЕПП металу було проведено роботи з термодформаційної обробки. Основне завдання термодформаційної обробки полягала в максимальному подрібненні сформованої при кристалізації зерен структури і формування всередині  $\beta$ -зерен дисперсної і однорідної  $\alpha+\beta$  мікроструктури глобулярного типу [249].

З метою часткового подрібнення зерен, що утворилися при кристалізації та формування близького до квадрату (прямокутника) поперечного перетину заготовки, що має забезпечити при подальшій прокатці найбільш однорідну (від країв до середини) деформацію металу було проведено попереднє пресування.

Оскільки сплав має низьку температуру завершення поліморфного перетворення ( $T_{III}$  нижче  $800^{\circ}\text{C}$ ), то нагрів зливка до  $900^{\circ}\text{C}$  мав



забезпечити початок пресування при температурах однофазної  $\beta$ - області.

Для цього зливки діаметром 110 мм піддавався первинному нагріванню до  $900^{\circ}\text{C}$  (вище температури поліморфного перетворення  $T_{\text{III}}$  в однофазну  $\beta$ -область) з наступним пресуванням до отримання заготовки розміром  $120 \times 120 \times 200$  мм (рисунок 5.5).

Після пресової обробки було проведено прокатку на прокатному стані, з метою отримання плити товщиною 10 мм. Крім формування плити заданої товщини, найважливішим завданням прокатки є трансформація литої мікроструктури, бажано - в  $\alpha + \beta$  структуру глобулярного типу. Для цього прокатку проводили не менше ніж 7-8 проходів з перехресною зміною напрямку прокатки (рисунок 5.6). При цьому, перші 2-3 проходу проводили з нагріву при  $800^{\circ}\text{C}$ . Наступні 5 і більше проходів (з сумарним ступенем деформації, тобто зменшенням початкової товщини пресування щодо кінцевої товщини плити, не менше 70%) проводили після нагрівання при температурі не більше  $750^{\circ}\text{C}$ . Після кожного проходу заготовку поміщати в піч.



Рисунок 5.5 – Одержання заготовки  $120 \times 120 \times 200$  мм сплаву титана  
TIMETAL LCB



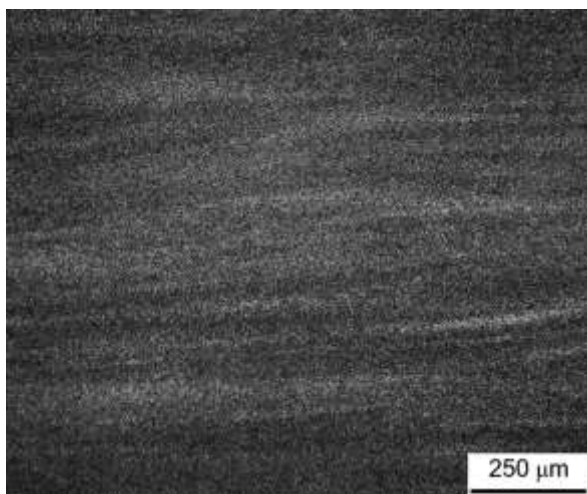
Рисунок 5.6 – Процес гарячої прокатки зливку сплаву титана  
TIMETAL LCB

Кінцева товщина пластини в 10 мм була досягнута після 20 проходів через валки прокатного стану (рисунок 5.7).

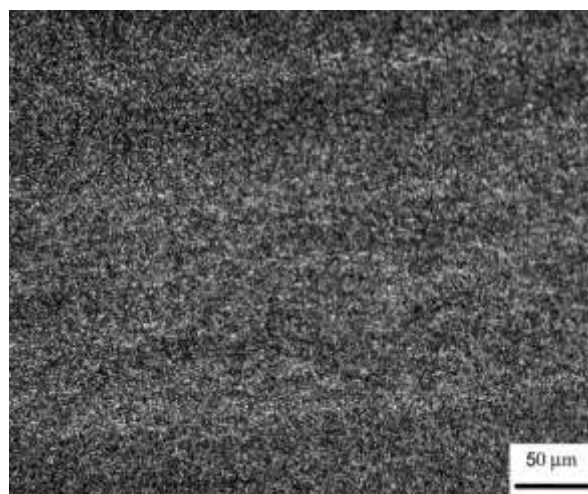


Рисунок 5.7 – Пластина 300×900×10 мм сплаву титана TIMETAL LCB

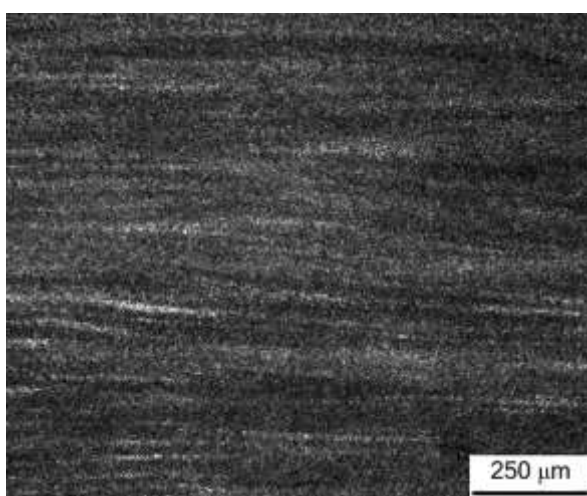
Після прокатки пластина була піддана стабілізуючому відпалу при 700°C протягом 1 години. Отриманий в результаті стан сплаву за даними рентгеноструктурного аналізу характеризувався двухфазною  $\alpha+\beta$  структурою; його мікроструктура приведена на рисунку 5.8а-5.8в.



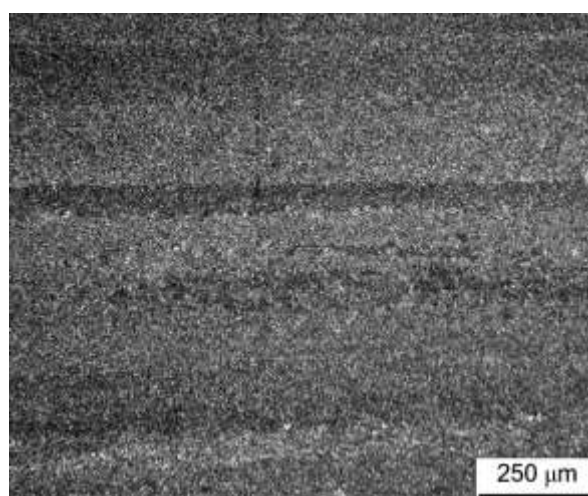
а



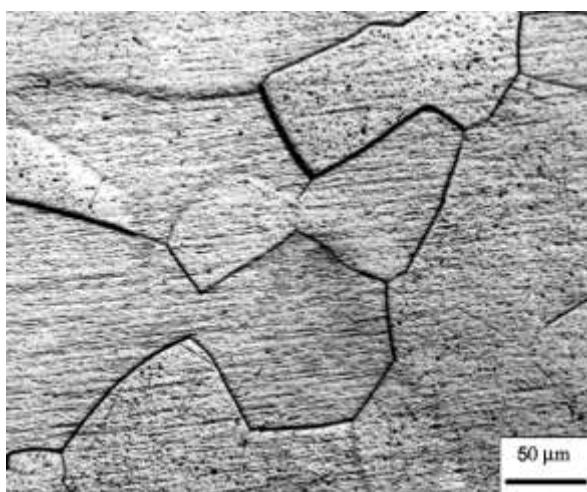
б



в



г



д

Рисунок 5.8 – Мікроструктура сплаву після одинарного (а - в), подвійного (г) відпалу і після закалки із однофазної  $\beta$ - області (д). Шліф вирізаний паралельно (а, б, г) та перпендикулярно (в, д) напрямку прокатки

Для з'ясування стабільності отриманого прокаткою стану і можливості трансформації отриманої при цьому структури за рахунок рекристалізації

при подальшій термообробці, прокатаний матеріал був підданий трьом різним видам відпалу:

1) одноразовий відпал при температурі двофазної  $\alpha+\beta$  області  $700^{\circ}\text{C}$  протягом 1,5 годин з подальшим охолодженням разом з піччю;

2) дворазовий відпал при температурі двофазної  $\alpha+\beta$  області по режиму:  $700^{\circ}\text{C}$ , 1,5 години +  $700^{\circ}\text{C}$ , 1,5 години, з подальшим охолодженням з піччю після кожної ізотермічної витримки;

3) відпал при температурі однофазної  $\beta$  області  $900^{\circ}\text{C}$  протягом 1 години з гартуванням у воду (для фіксації високотемпературного  $\beta$ -стану).

Температури відпалу були обрані виходячи з значення температури завершення поліморфного  $\alpha+\beta_0\rightarrow\beta$  перетворення ( $T_{\text{ПП}}$ ), яка для даного сплаву складає  $750^{\circ}\text{C}$ .

Як видно з рисунків 5.8а і 5.8б, використані режими пресування і прокатки забезпечили формування високодисперсного внутризеренного стану, причому сформована  $\alpha$ -фаза має глобулярну будова із середнім розміром часток не більше 3 мкм (рисунок 5.8б). У той же час, подрібнення первинних зерен  $\beta$ - фази в результаті деформації не відбулося.  $\beta$ - зерна мали сплюснуту і витягнуту в напрямку прокатки форму як в поздовжньому (рисунок 5.8в), так і поперечному (рисунок 5.8г) напрямках. Очевидно, що відпал при обраній температурі  $700^{\circ}\text{C}$  не дозволяє використовувати накопичені при деформації дефекти кристалічної будови для ініціації рекристалізаційних процесів внаслідок занадто низької температури. Для перевірки можливості подрібнення зерен мікроструктури шляхом рекристалізації, частина зразків була піддана нагріванню в печі при  $900^{\circ}\text{C}$  протягом 60 хвилин з подальшим гартуванням в воду. Мікроструктура отриманого при цьому однофазного  $\beta$ - стану приведена на рисунку 5.8д. Встановлено, що відпал при температурі однофазної  $\beta$ - області призводить до рекристалізації і деякого зростання  $\beta$ - зерен до 100-150 мкм. Однак, сформована під час прокатки полосчатість практично зникає, і отримана мікроструктура свідчить про

більшу ізотропність сплаву після відпалу при температурах однофазної  $\beta$ -області.

Результати механічних випробувань на розтяг для трьох вивчених станів наведені в таблиці 5.2.

Таблиця 5.2 - Механічні властивості сплаву TIMETAL LCB після різних обробок

№	Направлення випробування	Механічні властивості			
		$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\varphi$ , %
Відпал, 700°C, 1,5 год., охолодження з піччю					
1	Уздовж	1125	1156	11,58	29,85
2	Поперек	1155	1160	8,69	23,11
Подвійний відпал, 700°C, 1,5 год. + 720°C, 1,5 год, охолодження з піччю					
3	Уздовж	1160	1166	11,31	23,05
4	Поперек	1156	1161	7,10	18,81
Відпал 900°C, 1 год., Гартування у воду					
5	Уздовж	1089	1090	15,22	46,50

Перш за все, звертає на себе увагу досить високий загальний рівень властивостей, як міцності, так і пластичності, відпалених станів (пп. 1-4). Причому, відмінність в значеннях міцності вздовж і поперек напрямку прокатки досить невелика (межа пружності 1125-1160 МПа проти 1155-1156 МПа, межа міцності 1156-1166 МПа проти 1160 МПа), хоча пластичність трохи нижче в поперечному напрямку (відносне подовження зменшується з  $\sim 11\%$  до 7-8%, відносне звуження з 23-29% до 18-23%). Загартування ж від температур однофазної  $\beta$ - області на метастабільну  $\beta$ -

фазу (п. 5) досить незначно позначається на міцності сплаву (межа пружності 1089 МПа і межа міцності 1090 МПа) і істотно підвищує його пластичні властивості ( $\delta > 15\%$ ,  $\psi > 46\%$ ).

Інтерес представляє також аналіз кривих деформації (рисунок 5.9).

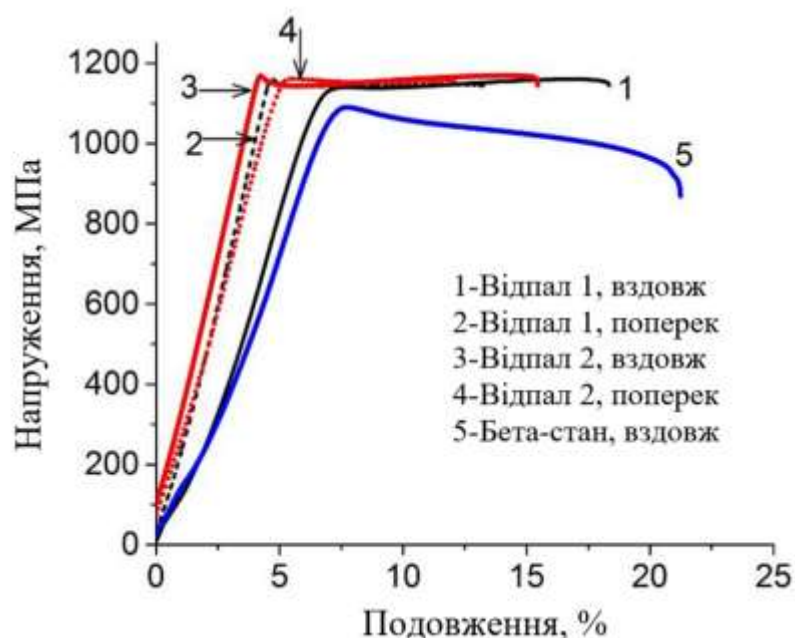


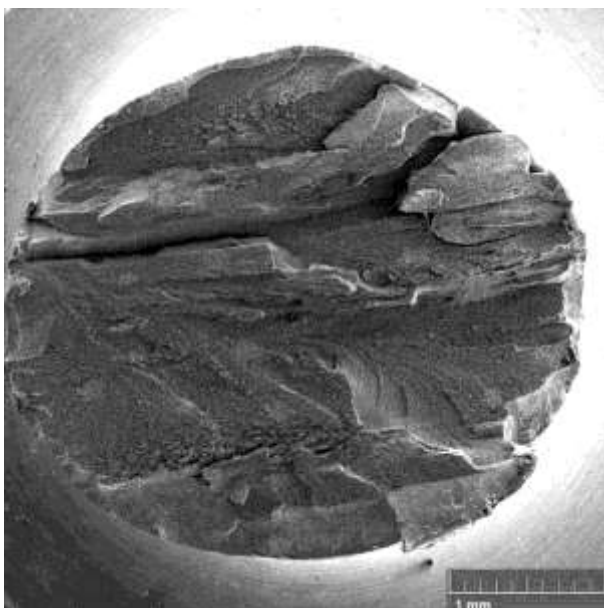
Рисунок 5.9 – Типові криві розтягування сплаву в різних станах: 1, 2 - після одинарного і 3, 4 - подвійного відпалу, і 5 - після гарту з однофазної  $\beta$ - області. 1, 3, 5 - випробування зразків вирізаних вздовж напрямку прокатки, 2, 4 - поперек прокатки

Практично всі криві мають невеликий «зуб», зазвичай свідчить про те, що для початку пластичної течії має місце посилення процесу утворення нових дислокацій або їх відриву від атмосфер Коттрелла, які перешкоджають їх ковзанню [250]. Також, всі випробувані після відпалу зразки характеризувалися виключно горизонтальною ділянкою пластичної деформації (криві 1-4), що свідчить про переважно рівномірну деформацію без локалізації шляхом утворення шийки, фактично до моменту руйнування. На відміну від відпалених структурних станів, однофазний метастабільний  $\beta$ - стан характеризується як такий, що має негативний нахил ділянки рівномірної пластичної деформації, так і невеликою

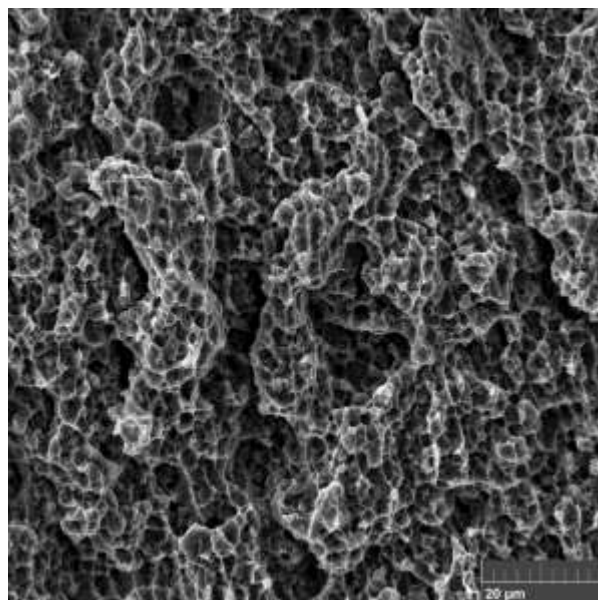
ділянкою локалізованої деформації (крива 5). Ці особливості кривої напруга-подовження свідчать про те, що розчинення дисперсних глобулярних частинок  $\alpha$ - фази, сформованих під час гарячої прокатки і стабілізованих відпалом, значно покращують пластичні властивості сплаву, проте, мабуть завдяки неповного зняття накопичених під час прокатки деформаційних дефектів, рівень міцності матеріалу залишається досить високим.

Особливий інтерес представляють собою результати фрактографічного дослідження (рисунок 5.10). Перш за все, звертає на себе увагу особливий вплив на процес руйнування кордонів  $\beta$ - зерен для всіх відпалених  $\alpha+\beta$  станів, випробуваних як уздовж, так і поперек напрямку прокатки (рисунок 5.10а, 5.10в, 5.10г, 5.10д-5.10з). При цьому, порівнюючи поверхню руйнування зразків, випробуваних уздовж і поперек, слід зазначити, що більше розтріскування по межзеренних кордонах має місце в першому випадку (порівняйте рисунки 5.10а і 5.10д з рисунками 5.10в і 5.10ж). Очевидно це пов'язано з тим, що кристалографічне розорієнтування сусідніх зерен більше саме в поздовжньому напрямку, ніж в поперечному. На мікрорівні поверхня руйнування цих структурних станів має в'язкий характер ямкового типу, причому розмір цих ямок (близько 2 мкм) відповідає розміру внутрезеренних  $\alpha$ -глобул (рисунки 5.10б, 5.10г, 5.10е, 5.10з). Ці факти дозволяють зробити висновок, що руйнування сплаву в даному структурному стані відбувається як по межзеренним, так і по міжфазним  $\alpha/\beta$  кордонах.

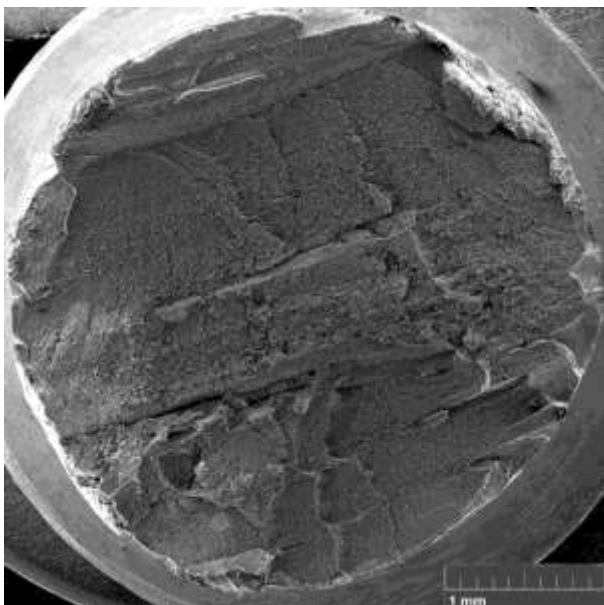
Поверхня руйнування сплаву в однофазному  $\beta$ -стані має інший характер. По-перше, завдяки минулій рекристалізації, кордони колишніх «плоских»  $\beta$ - зерен не впливають. На рисунках 5.10и і 5.10к видно, що руйнування на різних ділянках відбувається як по межах окремих (нових)  $\beta$ -зерен, так і транскристалітного, тобто через об'єм зерна.



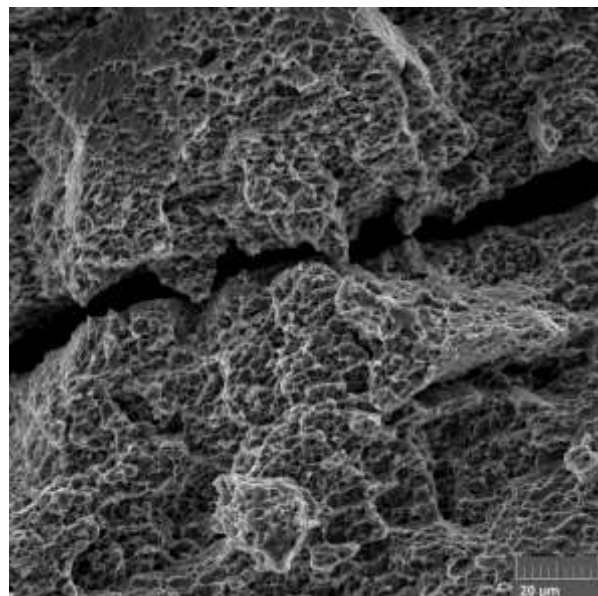
а



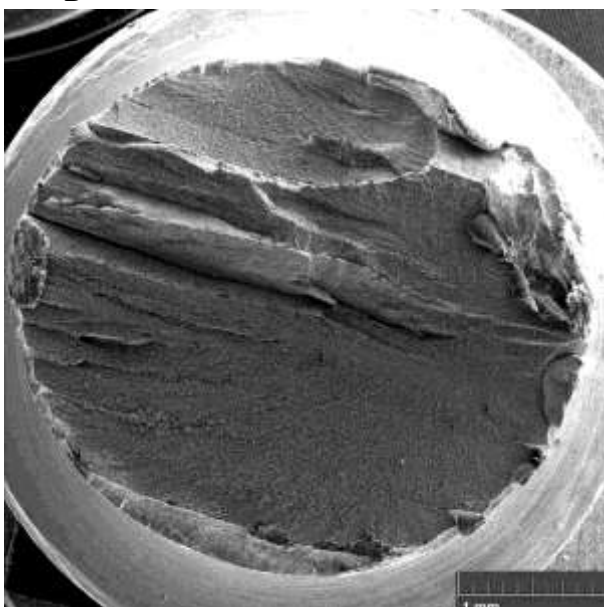
б



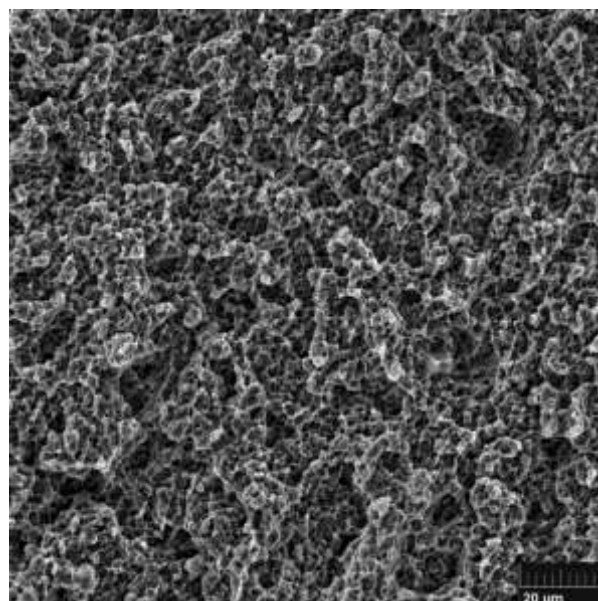
в



г

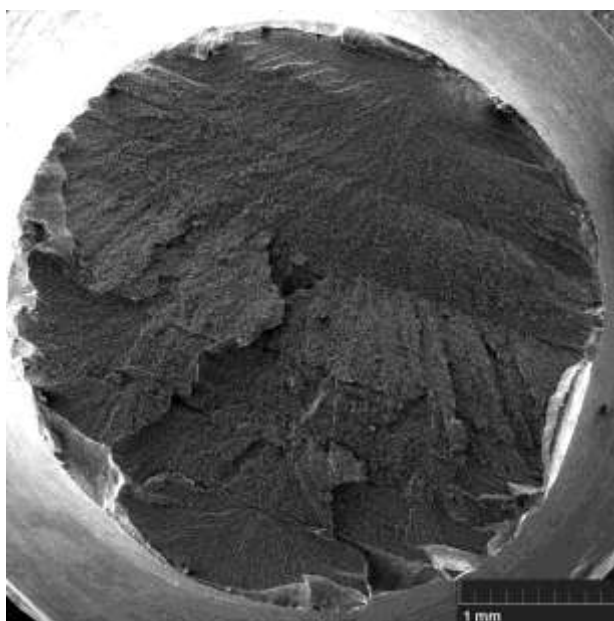


д

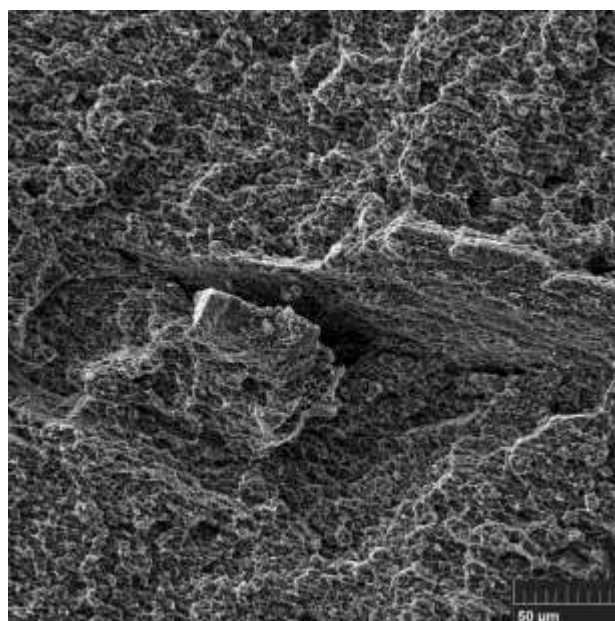


е

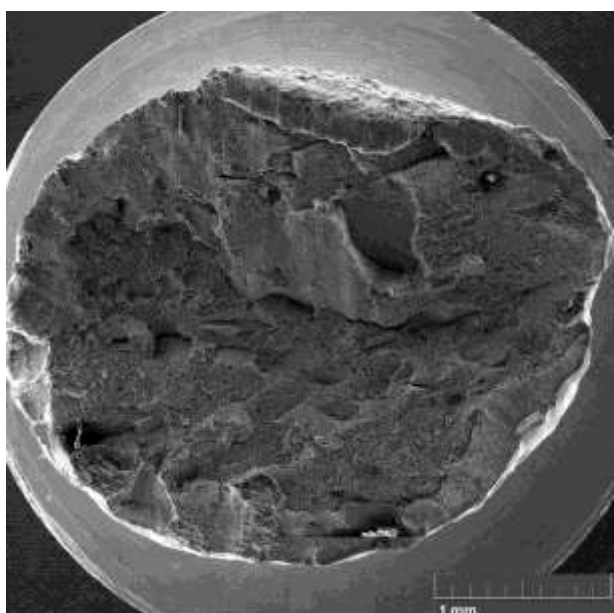




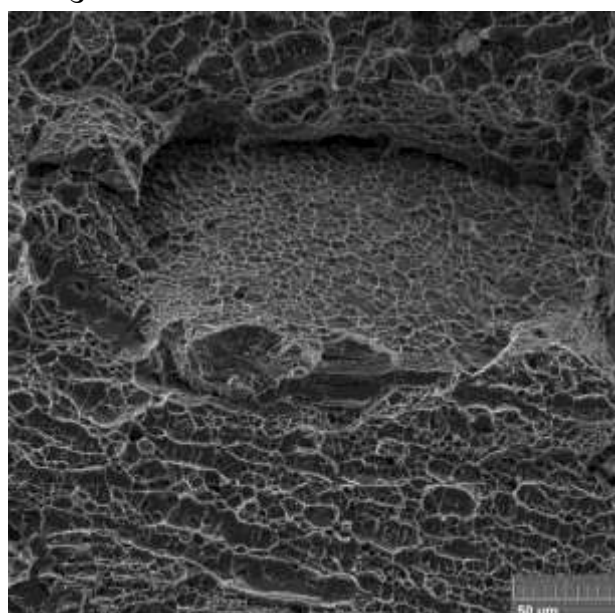
Ж



З



И



К

Рисунок 5.10 – Поверхні злама зразків сплаву після одинарного (а-г), подвійного відпалів (д-з), та після гартування із однофазної  $\beta$ - області (и, к) . Випробовування вздовж (а, б, д, е, и, к) та поперек (в, г, ж, з) напрямку прокатки

Очевидно, що це визначається кристалографічною орієнтацією окремих зерен, щодо напрямлення прикладеного навантаження. Також можна відзначити, що в даному випадку на мікрорівні характер руйнування також є в'язким (рисунок 5.10к), а розмір ямок становить в середньому 8-10 мкм і, ймовірно, відповідає розміру деякої внутризеренної

субструктури  $\beta$ -фази, що утворюється в процесі пластичної деформації розтягуванням.

## **5.2 Дослідження якості зливків економнолегованих сплавів на основі титану одержаних методом електронно-променевої плавки**

З метою вивчення впливу сформованої при подальшій термомеханічній і термічній обробках мікроструктури на механічній поведінку (виражене через енергію деформації  $U_D$ ) при випробуваннях з різними швидкостями деформації, було проведено роботи по одержанню методом ЕПП з проміжною ємністю двох промислових економнолегованих титанових сплавів – мало легovanого  $\alpha+\beta$  сплаву Ti-6Al-4V (Ti-6-4) і метастабільного  $\beta$ -сплаву Ti-1.5Al-6.8Mo-4.5Fe (TIMETAL LCB), з подальшим використанням різних типів термічної обробки, що дозволяло змінювати структурно-фазовий стан сплавів..

Два вищезазначені сплави було виплавлено методом ЕПП з проміжною ємністю, у формі зливків  $\varnothing 110$  мм та довжиною близько 200 мм із використанням титанової губки та ванадій-алюмінієвої лігатури ВнАл (для Grade 5) або чистого Al, Fe та Mo (для TIMETAL LCB). Зливки одержували у лабораторній електронно-променевій установці УЕ-208М. Середні значення хімічних складів одержаних зливків були такими: Ti-5,8Al-3,86V та Ti-1,6Al-6,3Mo-4,36Fe. Зливки піддавали поверхневому обточуванню та подальшому 3D-пресуванню із загальним ступенем деформування приблизно на 60% при однофазних  $\beta$ -температурах: початкова температура становила 1100 та 900°C для Ti-6-4 та TIMETAL LCB відповідно. Після гарячого пресування обидва сплави прокатували на лист на прокатному стані при температурах двофазної області  $\alpha+\beta$ : Ti-6-4 при 880°C до кінцевої товщини 23 і 11 мм, а Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe при 750°C до товщини 11 мм. Деякі одержані пластини відпалювали при різних температурах двофазних  $\alpha+\beta$  і однофазних  $\beta$  областей з метою отримання різних типів мікроструктури. Поверхнева швидкісна термообробка

проводилася на спеціальному індукційному нагрівальному пристрої, розробленому в Інститут фізики металів ім. Курдюмова НАН України [251]. Усі типи та режими обробок, що застосовуються у цьому дослідженні, зазначені в таблиці 5.3. Їх застосування дозволило отримати широкий діапазон структурних умов, що варіювались за фазовим складом, типом та тонкістю мікроструктури, та формувати градієнтні стани із загартованими поверхнями, поєднаними з пластичною серединою.

Таблиця 5.3 - Обробки та мікроструктурі стани

№	Тип обробки	Режим обробки	Мікроструктури
Ті-6-4			
1	Гаряча деформація	3D гаряче пресування + прокатка при 880°C	Пластинчата не перекристалізована нестійка
2	Відпалювання у $\alpha+\beta$ -області	880°C, 1 година, охолодження в печі	Пластинчата, не перекристалізована, стабілізована
3	Відпалювання у $\beta$ -області	1100°C, 1 година, охолодження в печі	Грубо кристалічна, пластинчата
4	Поверхнева швидкісна термообробка	80 кВт, 66 кГц, 1000 А, 3мм/сек + дисперсійне твердіння 550°C, 6 годин.	Градієнт: загартована поверхня ( $\sigma_v \geq 1300\text{MPa}$ ), пластинчата середина
TIMETAL LCB			
5	Гаряча деформація	3D гаряче пресування + прокатка при 750°C	Пластинчата не рекристалізована нестійка
6	Відпалювання у $\alpha+\beta$ -області	750°C, 1 година, охолодження в печі	Видовжені $\beta$ -зерна, глобулярна $\alpha$ , стабілізована,
7	Закалювання з $\beta$ -області	900°C, 0.5 год/ охолодження у воді	Однофазна метастабільна $\beta$
8	Поверхнева швидкісна термообробка	80 кВт, 66 кГц, 1000 А, 2.5 мм/сек + дисперсійне твердіння 538°C, 6 годин.	Градієнт: загартована поверхня ( $\sigma_v \geq 1550\text{MPa}$ ), пластинчата $\alpha$ середина

Всі зразки для механічних випробувань вирізували в напрямку прокатки, і принаймні 3 зразки випробовували для кожного мікроструктурного стану.

Типові мікроструктури сплавів після різних типів обробки представлені на рисунках 5.11 і 5.12. Як видно з рисунка 5.11, гаряча деформація литого сплаву Ti-6-4 не призвела до перекристалізації, а мікроструктура характеризується первинними  $\beta$ -зернами, видовженими в напрямку прокатки з дрібними  $\alpha$ -ламелями, вирощеними всередині зерен (рисунок 5.11a). Товщина цих «сплюснених» зерен коливалася в межах  $20 \div 100$  мкм внаслідок інтенсивної та глибокої пластичної деформації початкової литої структури, в якій розмір  $\beta$ -зерен досягав декількох десятків (а то й сотень) міліметрів. Подальший відпал при  $880^\circ\text{C}$  (ця температура відповідає  $\alpha+\beta$  області) не змінив як зерна, так і внутрішню зернисту мікроструктуру в прокатному матеріалі (рисунок 5.11a та 5.11b), але деякі межі  $\beta$ -зерен (очевидно, ті, що мають кристалографічну орієнтацію) мають пластинчасту  $\alpha$ -фазу, що дозволяє зробити висновок, що щільність дефектів, спричинених прокаткою, була недостатньою для ініціювання перекристалізації навіть при подальшому відпалі при температурах  $\alpha+\beta$  області. Підвищення температури відпалу до  $1100^\circ\text{C}$  (однофазна  $\beta$ -область для цього сплаву) природно спричинило інтенсивний ріст  $\beta$ -зерен, і сформувалась відносно груба та неоднорідна  $\beta$ -зернова мікроструктура з розміром зерен, що змінюється від 50 до 500 мкм за рахунок успадкування нерівномірності початкової мікроструктури після відпалу (рисунок 5.11c).

Після спеціальної швидкісної термічної обробки поверхня сплаву мала шарувату структуру (рисунок 5.11d), у якій приповерхневі верхні шари мали товщину близько 4 мм і склалися з  $\beta$ -трансформованої мікроструктури, що утворилася в результаті перетворення  $\alpha+\beta \rightarrow \beta$  під час швидкого нагрівання та подальшого  $\beta \rightarrow \alpha(\alpha')+\beta$  розкладання при охолодженні.

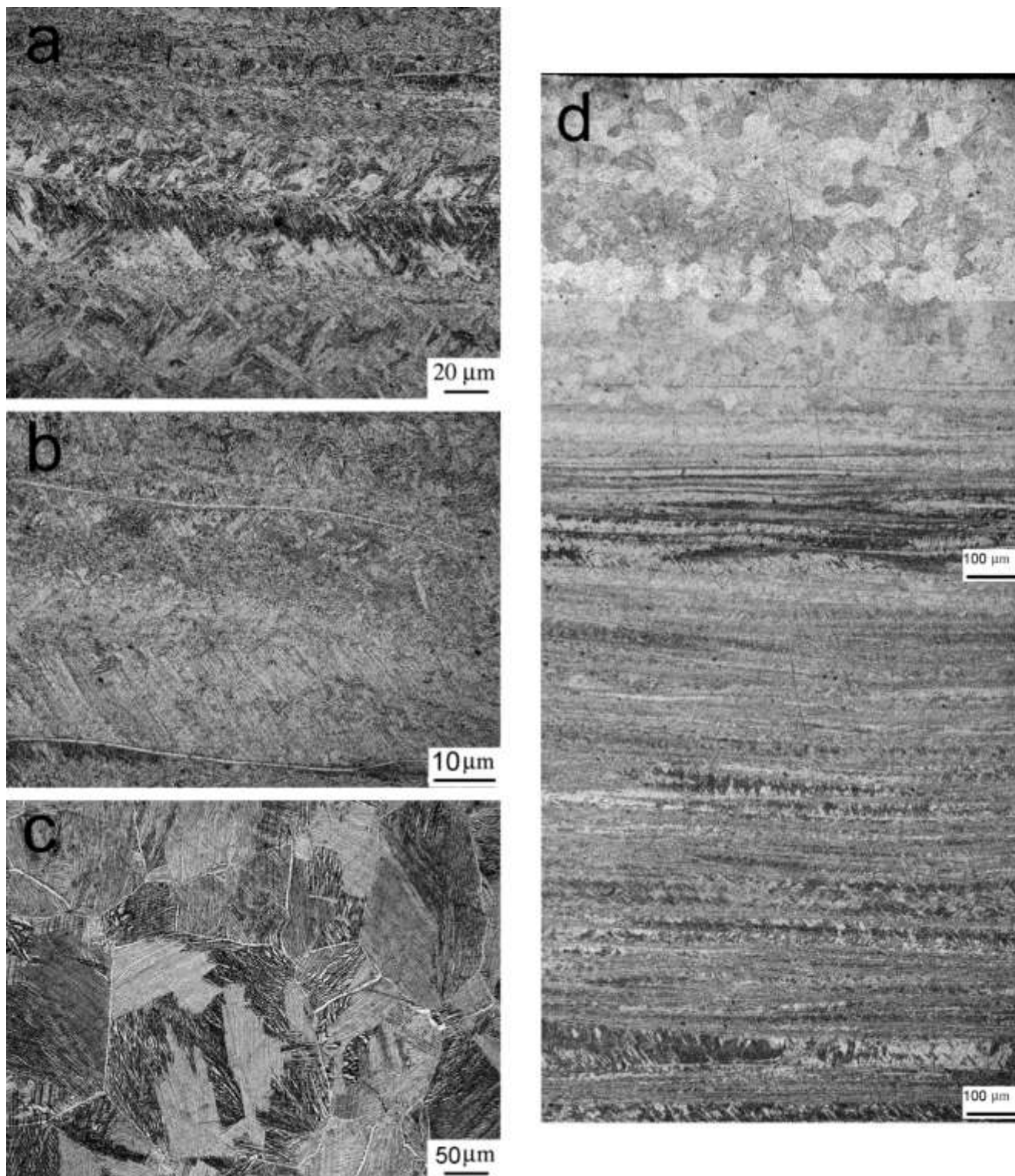


Рисунок 5.11 – Мікроструктура сплаву Ti-6-4 у станах: а - в прокатаному стані; б - після відпалювання при 880°C; с - після відпалювання при 1100°C, 1 година; д - після спеціальної швидкісної термічної обробки поверхні

Сплав ТІМЕТАЛ LCB після гарячої деформації мав пластинчасту мікроструктуру без видовжених  $\beta$ -зерен (рисунок 5.12а). Подальший відпал при  $750^{\circ}\text{C}$ , 2 години (двофазна  $\alpha+\beta$  область) спричинив часткове перетворення внутрішньо зернистої  $\alpha$ -фази з пластинчастої в глобулярну (рисунок 5.12b). Важливо підкреслити, що в обох випадках межі  $\beta$ -зерен були декоровані пластинчастою  $\alpha$ -фазою, яка, як правило, розглядається як структурний елемент, що робить титанові сплави крихкими [252]. Застосування спеціальної швидкісної термічної обробки поверхні до цього сплаву, як і у згаданому вище випадку, також призвело до формування градієнтної мікроструктури (рисунок 5.12c): верхній шар (близько 40 мм) зазнав перетворення  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$  і складався з  $\beta$ -трансформованих зерен з діаметром 20-40 мкм (рисунок 5.12d), тоді як глибші шари мали початкову дрібну глобулярну мікроструктуру (рисунок 5.12e).

Були проведені випробування на розтяг та однокутове випробування на вигин.

Типові технічні криві напруга-деформація для сплаву Ті-6-4 характеризувалися різким переходом від пружної до пластичної деформації (рисунок 5.13), що нехарактерно для цього сплаву. Після відпалу  $\alpha+\beta$  (рисунок 5.11b) матеріал мав кращу комбінацію міцності та пластичності (рисунок 5.13а) порівняно з відпалом в однофазній  $\beta$ -області (рисунок 5.13b), що призвело до формування грубозернистої пластинчастої мікроструктури (рисунок 5.11c).

Збільшення швидкості деформації призвело до зменшення подовження обох структурних станів, але в останньому випадку для грубозернистої пластинчастої мікроструктури це зменшення було більшим. Після спеціальної швидкісної термічної обробки поверхні матеріал не випробовували на розтяг, оскільки неможливо було належним чином обробити циліндричні зразки для отримання симетричного двошарового матеріалу.

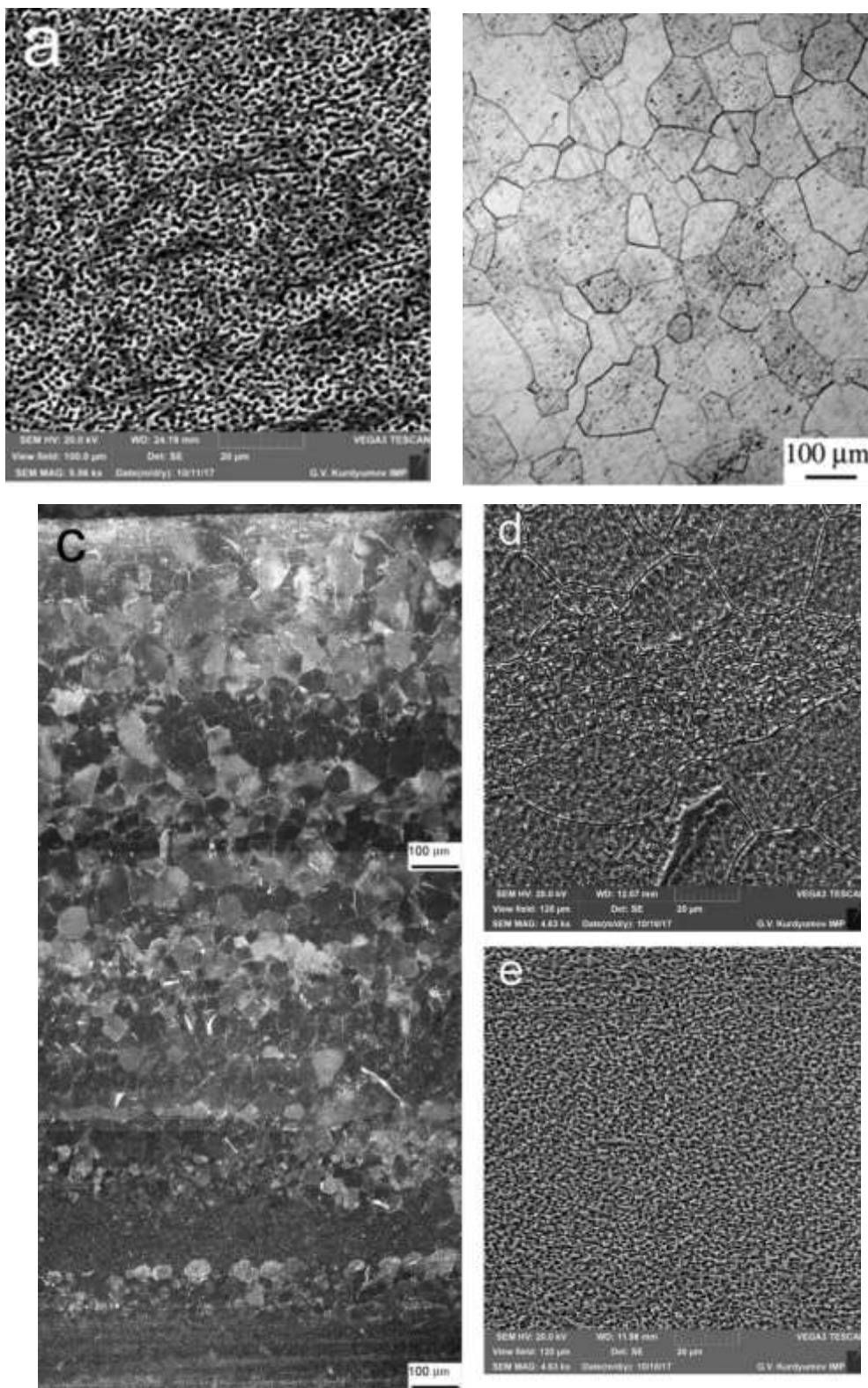


Рисунок 5.12 – Мікроструктура сплаву ТІМЕТАЛ LCB у станах: а - після прокату та відпалювання при  $750^{\circ}\text{C}$ , 2 години; б - після охолодження  $900^{\circ}\text{C}$  у воді (метастабільний  $\beta$ -стан); с–е - після спеціальної швидкісної термічної обробки поверхні: с – загальний вид, d – поверхневий шар, е – сердечник

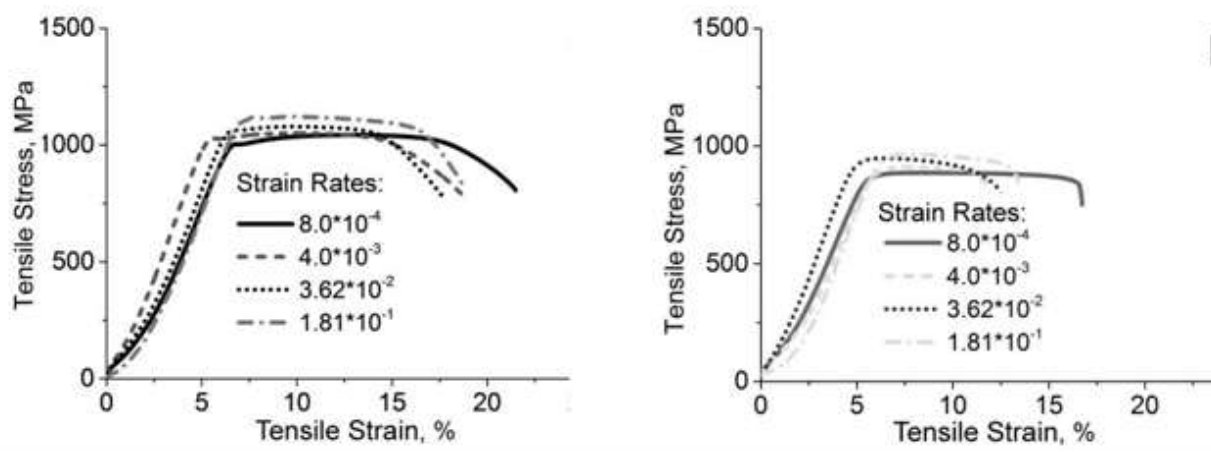


Рисунок 5.13 – Типові технічні криві напруга-деформація для сплаву Ті-6-4 випробувались при різних швидкостях деформації після відпалювання протягом 1 години: а - 880°C; б - 1100°C

Розраховані залежності величини енергії деформації  $U_D$  на розтяг для різних швидкостей деформації (рисунок 5.14) продемонстрували істотну різницю між цими двома структурними станами. Перш за все слід підкреслити, що в матеріалі, відпаленому при температурах двофазної області, величина  $U_D$  була вищою і мала менш виражену залежність від швидкості деформації порівняно зі сплавом, відпаленим в однофазній області.

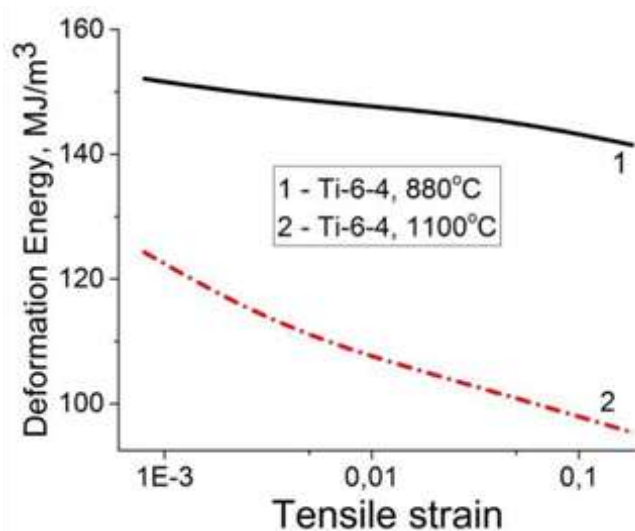


Рисунок 5.14 – Залежності енергії деформації від навантажень розтягу сплаву Ті-6-4 в різних структурних станах: 1 - відпал при 880°C; 2 - відпал при 1100°C



Типові технічні криві напруга-деформація для сплаву TIMETAL LCB представлені на рисунку 5.15. Цікаво відзначити, що в обох принципово різних станах - двофазний  $\alpha+\beta$  тонкий глобулярний (рисунок 5.12a) і однофазний метастабільний  $\beta$  (рисунок 5.12b) - цей сплав мав дуже схожі криві напруга-деформація при однакових швидкостях деформації (порівняйте криві 1 і 2 на рисунку 5.15a з кривими 1 та 3 на рисунку 5.15b). Цей факт є несподіваним і може бути пояснений дуже тонкою мікроструктурою сплаву, відпаленого при  $750^{\circ}\text{C}$ .

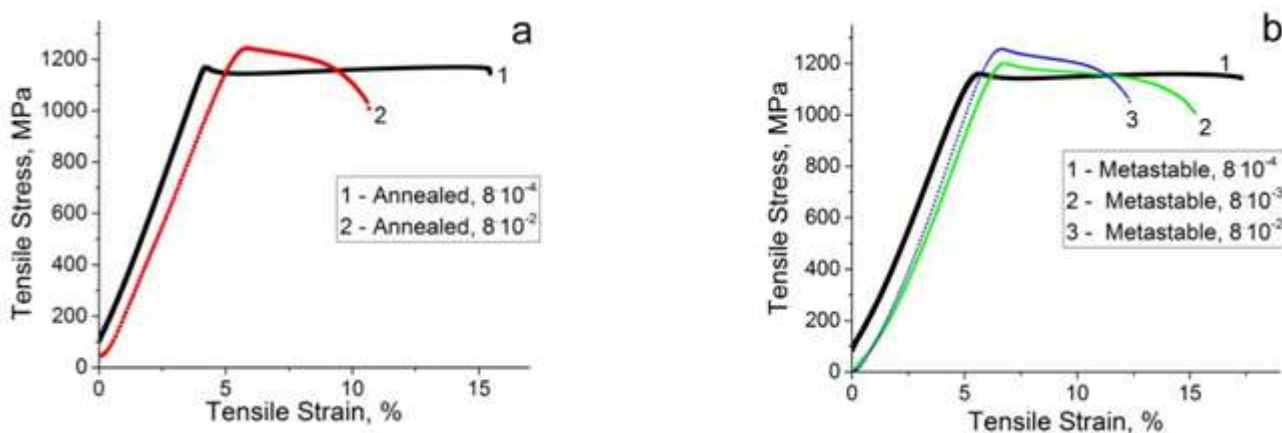


Рисунок 5.15 – Типові технічні криві напруга-деформація для сплаву TIMETAL LCB випробовувалися при різних навантаженнях розтягу у різних мікроструктурних станах: а - після відпалювання при  $750^{\circ}\text{C}$

протягом 1 години; б - після охолодження у воді з  $900^{\circ}\text{C}$

Залежності  $U_D$  від швидкості деформації, розраховані за кривими розтягу для цих двох мікроструктурних станів, представлені на рисунку 5.16. Вони також продемонстрували подібне зменшення енергії деформації зі швидкістю деформації. Така залежність є досить типовою для цього сплаву і пояснюється високою щільністю міжфазних меж  $\alpha/\beta$ , які є місцями локалізації пластичної деформації та зародження пор та тріщин в відпаленому стані та специфічною кристалографічною текстурою в метастабільному стані.

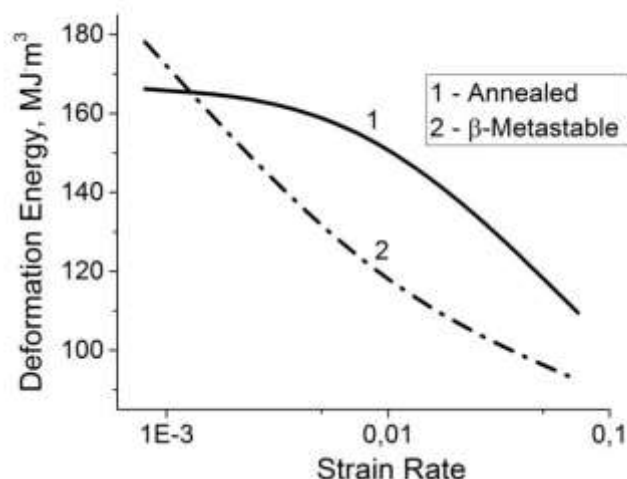


Рисунок 5.16 – Енергія деформації в порівнянні зі швидкістю деформації для сплаву TIMETAL LCB у двох станах: 1 - відпалений у двофазній  $\alpha+\beta$  області; 2 - гартований з  $\beta$ -області (метастабільний однофазний стан)

Порівняння двох матеріалів з точки зору залежностей енергії деформації від навантаження розтягу дозволяє зробити висновок, що сплав TIMETAL LCB, як у відпаленому  $\alpha+\beta$ , так і загартований до метастабільних  $\beta$ -фазових станів, незважаючи на більш високі початкові (при  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) рівні величини  $U_D$ , є більш чутливим до швидкості деформації у порівнянні зі сплавом Ti-6-4, відпаленим у двофазній  $\alpha+\beta$ -області.

Зовнішній вигляд зразків сплаву Ti-6-4 після 3-точкових випробувань на згинання представлені на рисунку 5.17.

Як видно, матеріал з грубозернистою пластинчастою мікроструктурою розтріскувався на попередніх стадіях пластичної деформації (зразки 1 і 2), тоді як у зразку з глобулярною мікроструктурою тріщина з'явилася на пізній стадії пластичної течії при деформації з меншою швидкістю вигину (зразок 3).

Криві напруга-деформація при згинанні демонструють суттєву перевагу матеріалу, відпаленого в двофазній  $\alpha+\beta$  області, над грубозернистим пластинчастим станом як за міцністю, так і особливо за

пластичністю: пластинчата мікроструктура після відпалу  $\alpha+\beta$  мала приблизно в 6 разів більшу пластику деформації (рисунки 5.18а та 5.18b).

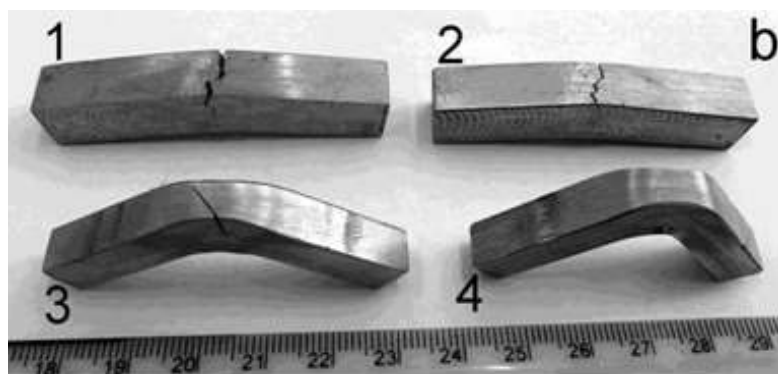


Рисунок 5.17 – Зовнішній вигляд зразків сплаву Ti-6-4 після: 1, 2 -  $\beta$ -відпалу ( $1100^{\circ}\text{C}$ , 1 година); 3, 4 -  $\alpha+\beta$  відпалу ( $880^{\circ}\text{C}$ , 2 години), випробуваних на 3-точковий вигин з навантаженнями (1, 3)  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  та (2, 4)  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$ .

Градiєнтна мікроструктура після спеціальної швидкісної термічної обробки поверхні (рисунок 5.11d) призвела до специфічних змін згинальних властивостей сплаву: криві виглядають як поєднання перших двох варіантів - рівень міцності наближений до  $\alpha+\beta$  відпаленого стану, тоді як деформації були проміжними між цими двома структурними станами (рисунок 5.18c).

Дослідження мікроструктури в зонах інтенсивної пластичної деформації дозволило з'ясувати особливості впливу мікроструктури на механічну поведінку при випробуванні на вигин (рисунок 5.19). У випадку з крупнозернистою пластинчастою мікроструктурою основна тріщина поширюється від нижньої поверхні (де напруга на розтяг при вигині була максимальною), що майже є нормою для цієї поверхні з досить невеликим розгалуженням (рисунок 5.19a). Початкова коротка тріщина зародилася і спочатку зростала вздовж пучка  $\alpha$ -ламелей (рисунок 5.19b). При подальшому розповсюдженні тріщина відхилялася на межі сусідніх пучків  $\alpha$ -фази з різною кристалграфічною орієнтацією (рисунок 5.19c).

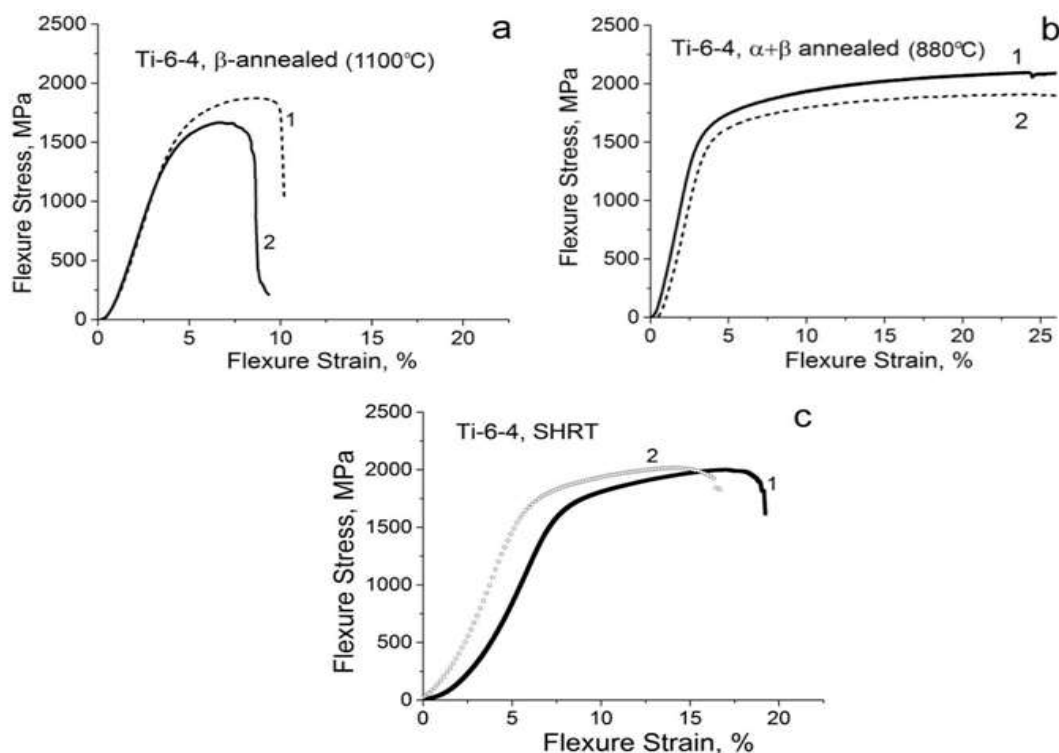
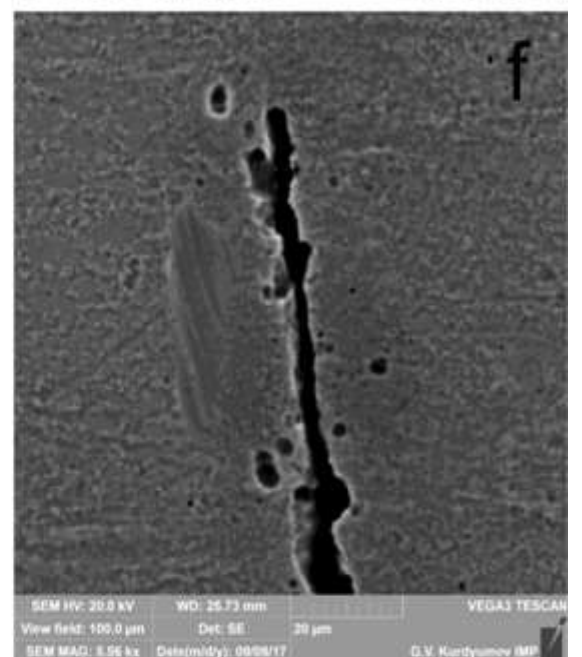
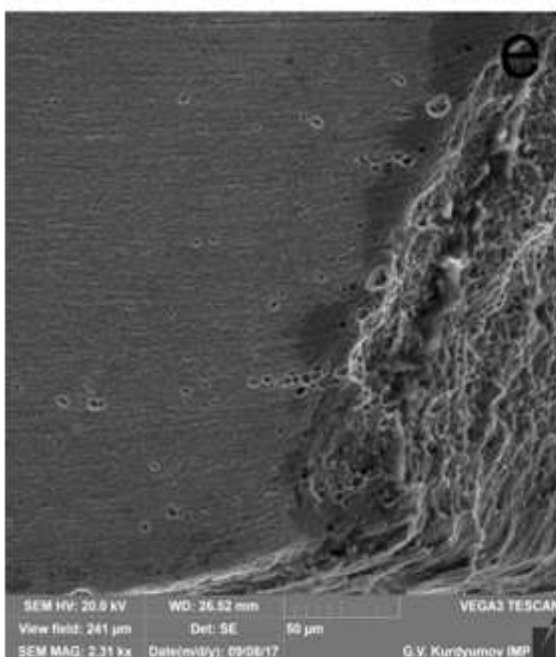
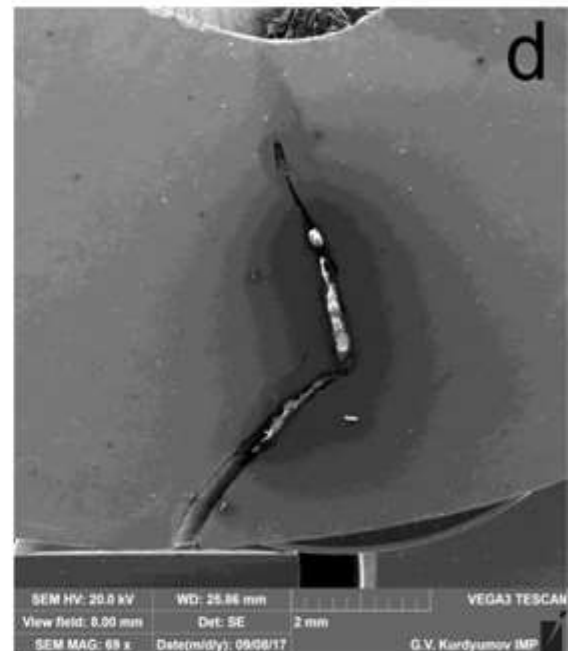
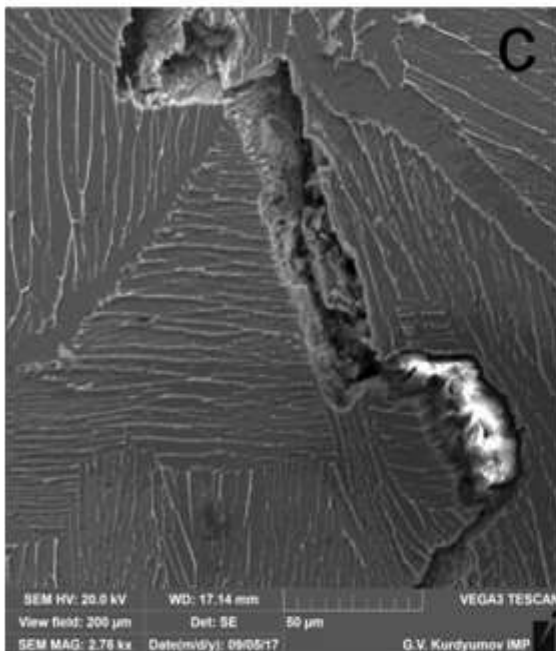
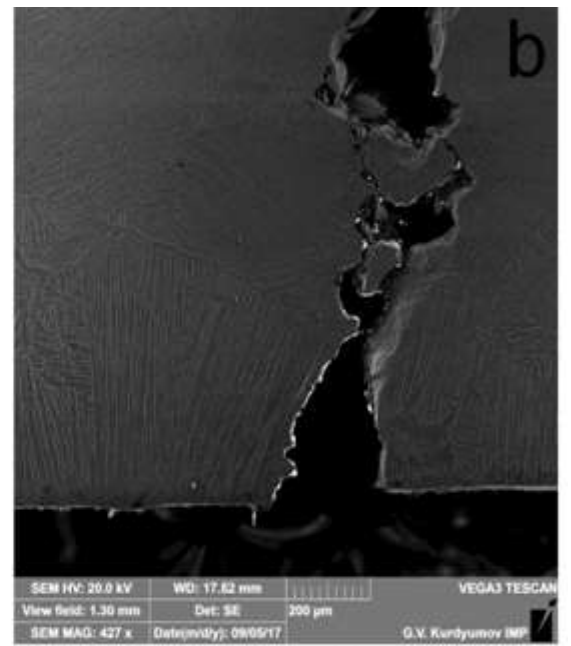
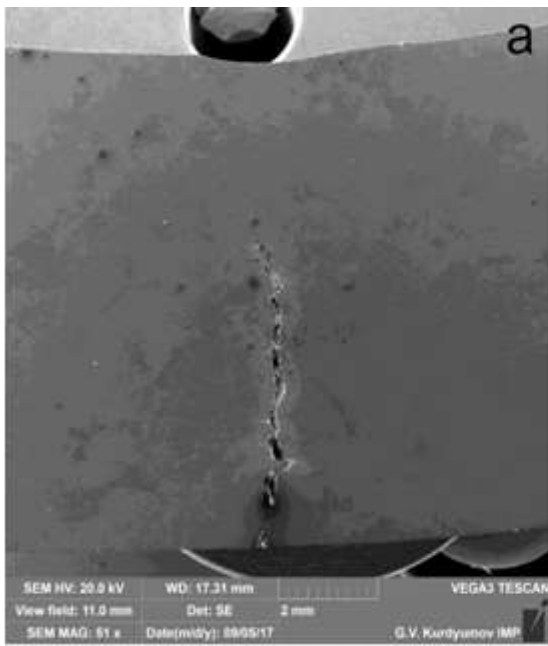


Рисунок 5.18 – Криві напруга-деформація після 3-точкового згинання зразків сплаву Ti-6-4 після: а - відпалювання при 1100°C (крупнозерниста пластинчаста мікроструктура); б - відпалювання при 880°C; с - спеціальної швидкісної термічної обробки поверхні. Швидкість вигину: (1) –  $10^{-3}$ , (2) –  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$

У той же час після відпалювання при температурі двофазної області не було грубих рівноосних  $\beta$ -зерен та внутрішньозеренних  $\alpha$ -ламелей, а основна тріщина спочатку зростала під кутом  $45^\circ$  до поверхні і змінювала напрямок росту, коли досягається довжина приблизно 3 мм (рисунок 5.19d). Помітного впливу мікроструктури на поширення тріщин не було; однак при значному збільшенні спостерігалась велика кількість пор навколо тріщини на травленій поверхні зразків (рисунок 5.19e, 5.19f). Зразки після спеціальної швидкісної термічної обробки поверхні не були повністю зруйновані при максимальному куті вигину, а тріщини зупинялися на відстані 2-3 мм від термічно зміцненого шару (рисунок 5.19g) - кінцеві тріщини були коротшими порівняно з іншими структурними станами для тих самих швидкостей і градусів деформації.



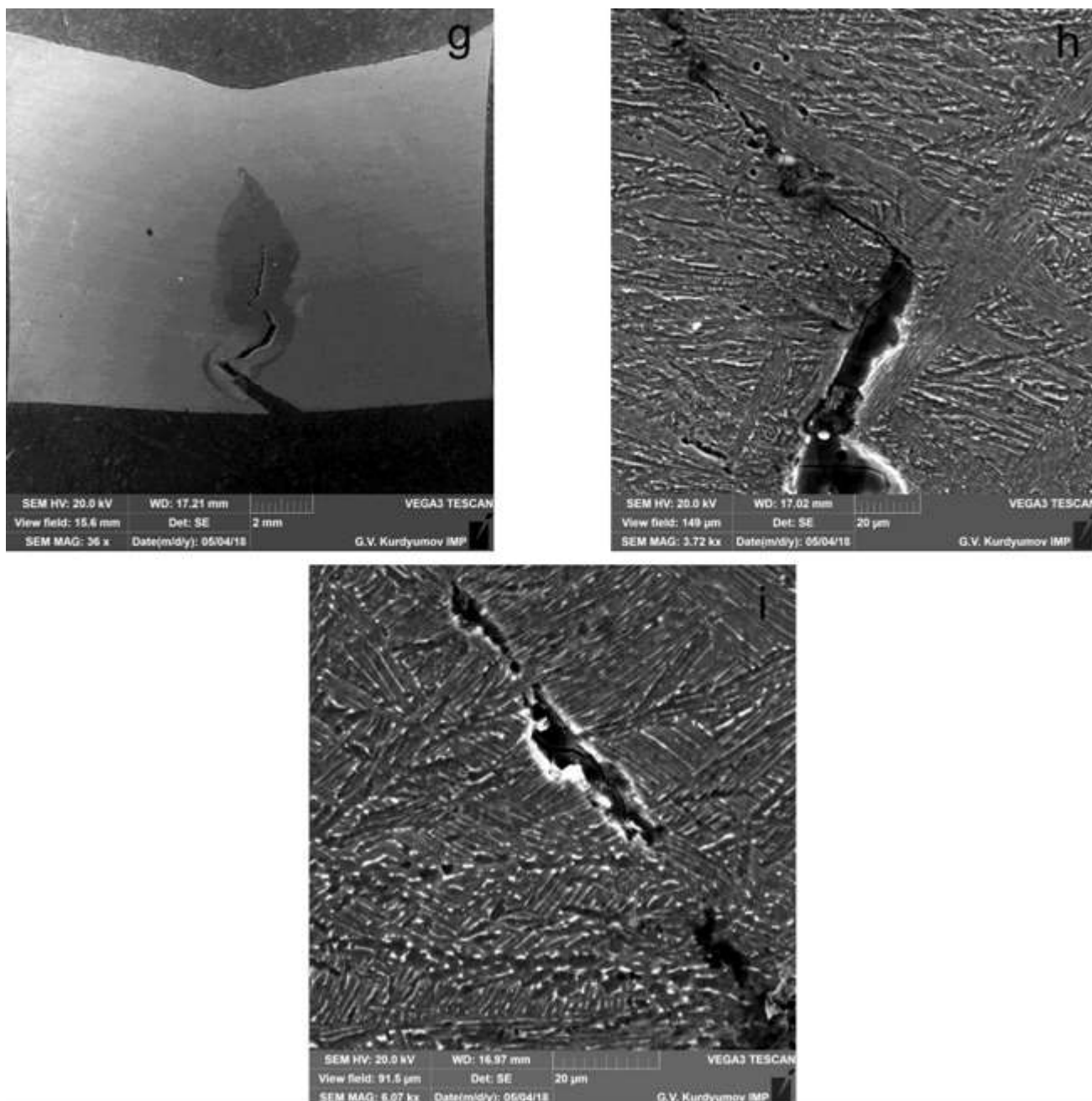


Рисунок 5.19 – Мікроструктура сплаву Ti-6-4 після відпалювання протягом 1 години при різних температурах та проведення 3-точкових випробувань на згинання: а-с - 1100°C (грубозернистий пластинчастий стан); d-f - 880°C; g-i після спеціальної швидкісної термічної обробки поверхні

У "базовому" незатверділому шарі основна тріщина кілька разів змінювала напрямок і поширювалась переважно вздовж меж сусідніх

пучків  $\alpha$ -фази (рисунок 5.19h), тоді як на останньому етапі тріщина перетинала як ці пучки, так і окремі  $\alpha$ -ламелі (рисунок 5.19i).

При більш високій швидкості згинання всі зразки сплаву ТІМЕТАЛ LCB, як в  $\alpha+\beta$  відпаленому, так і загартованому стані одинарної  $\beta$ -фази, були розбиті на стадії пружної деформації (рисунок 5.20). Тільки метастабільні  $\beta$ -зразки, випробувані з меншою швидкістю згинання, мали ненульову пластичність; і така поведінка є протилежною сплаву Ті-6-4.

Дослідження поверхонь руйнування відпалених зразків дозволило виділити три окремі зони: 1 - зародження тріщини та початковий ріст; 2 - зона інтенсивного росту, та 3 - остаточний перелом (рисунок 5.21a). Зовнішній вигляд першої зони (позначений стрілкою на рисунках 5.21a та 5.21b) показав, що тріщина з'явилася в підповерхневому шарі і спочатку зросла під впливом пластичного механізму; однак, коли довжина тріщини досягла близько 30 мкм, характер зростання тріщини змінився на крихкий, і в цій зоні спостерігали шарувату поверхню руйнування (2 на рисунках 5.21a та 5.21c).

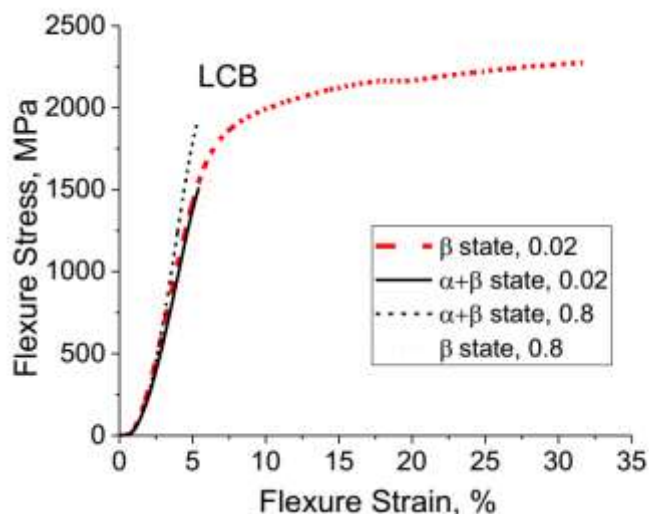


Рисунок 5.20 – Криві напруги деформації при згині для сплаву ТІМЕТАЛ LCB в відпаленому  $\alpha+\beta$  і метастабільному  $\beta$ -стані, випробувані з різною швидкістю

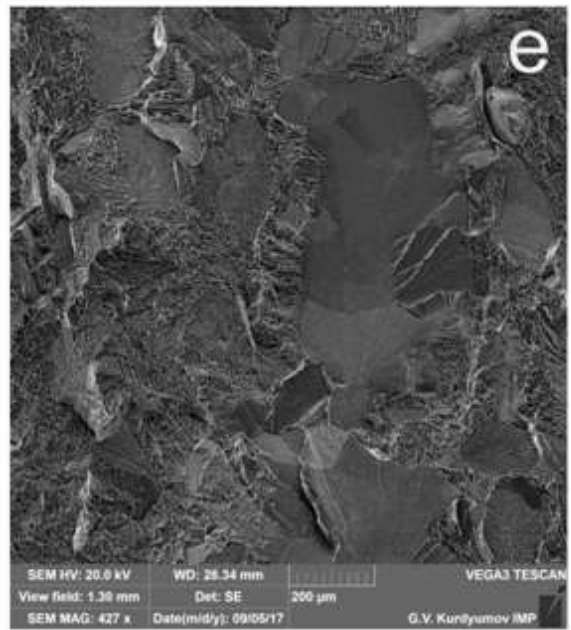
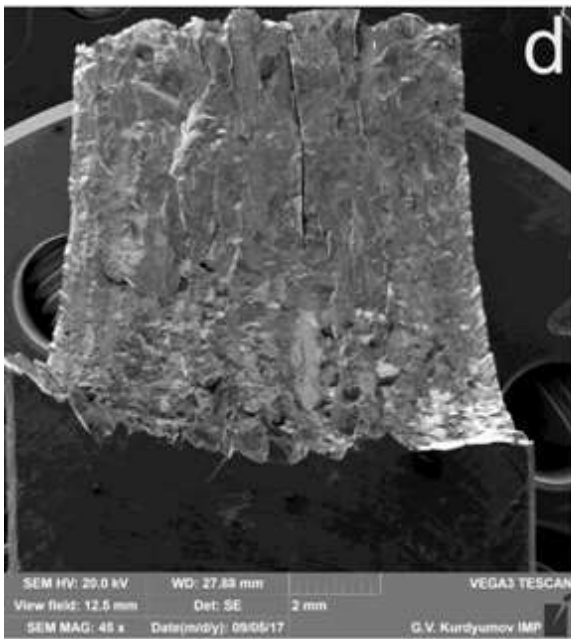
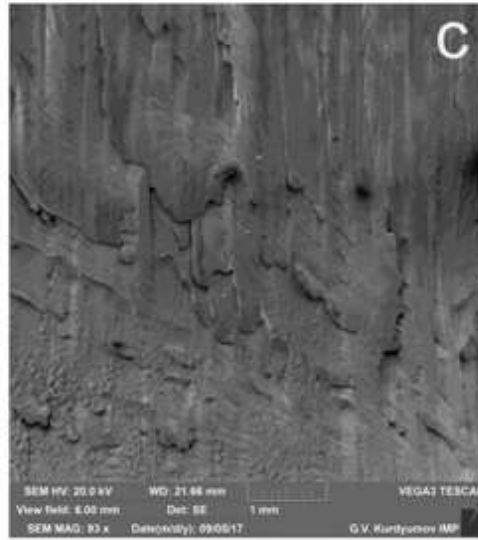
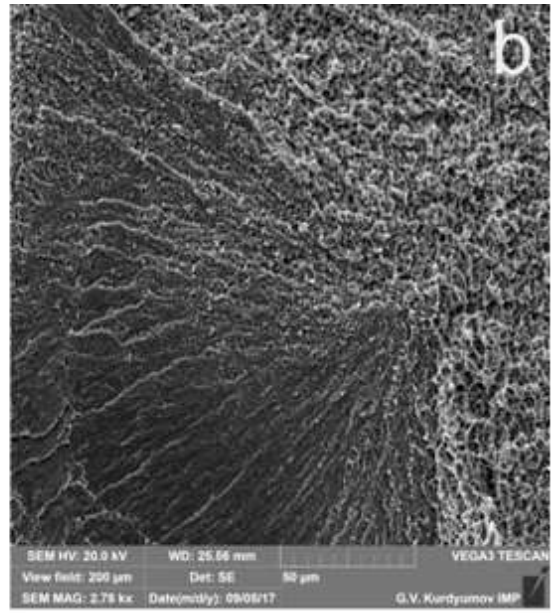
Поверхні руйнування зразків в однофазному метастабільному  $\beta$ -стані не мали явних ознак місць зародження тріщин (рисунок 5.21d). Як початкова зона росту тріщини (перпендикулярна зовнішній поверхні зразка), так і зона інтенсивного поширення (паралельна) мали однаковий характер, що характеризується змішуванням пластичних і крихких ділянок (рисунок 5.21d), та пояснюється специфічною орієнтацією меж  $\beta$ -зернами щодо напрямку прикладеного напруження на розтяг.

На межах ділянок зламу спостерігався рельєф, схожий на пластинчасту внутрішню зернисту мікроструктуру (рисунок 5.21f). В зоні остаточного руйнування характер поверхні був пластичним (рисунок 5.21f). Підсумовуючи результати випробувань на розтяг та 3-точкові вигини, можна зробити висновок, що лише сплав Ti-6-4 у відпаленому  $\alpha+\beta$  стані демонстрував досить пластичну поведінку в обох типах випробувань, очевидно завдяки порівняно великій площі однорідної пластики деформації (рисунки 5.13a та 5.28b), тоді як в іншому структурному стані (рисунок 5.13b) цей сплав, а також сплав TiMETAL LCB (рисунки 5.15 та 5.20) зазнали ранньої локалізації пластичної деформації, яка спричинила руйнування набагато раніше.

Під час проведення випробування 3-точковим згинанням верхня частина зразка (де застосовується сила згинання) стискається і протилежна сторона розтягується з точкою нульового навантаження, розташованою приблизно посередині між ними. Отже, при першому наближенні ми можемо припустити, що цей тип випробувань є поєднанням випробувань на розтягнення та стиснення.

Таким чином, можна припустити, що енергія деформації  $U_D$ , яка витрачається на 3-точковий вигин, повинна приблизно дорівнювати сумі цих енергій для двох випробувань - розтяг і стиск. Експериментальні дані для компресії, отримані з тими ж програмними матеріалами, були взяті з роботи [253]. Залежності  $U_D$  від швидкості деформації для одних і тих самих матеріалів та різних методів випробувань показані на рисунку 5.22.





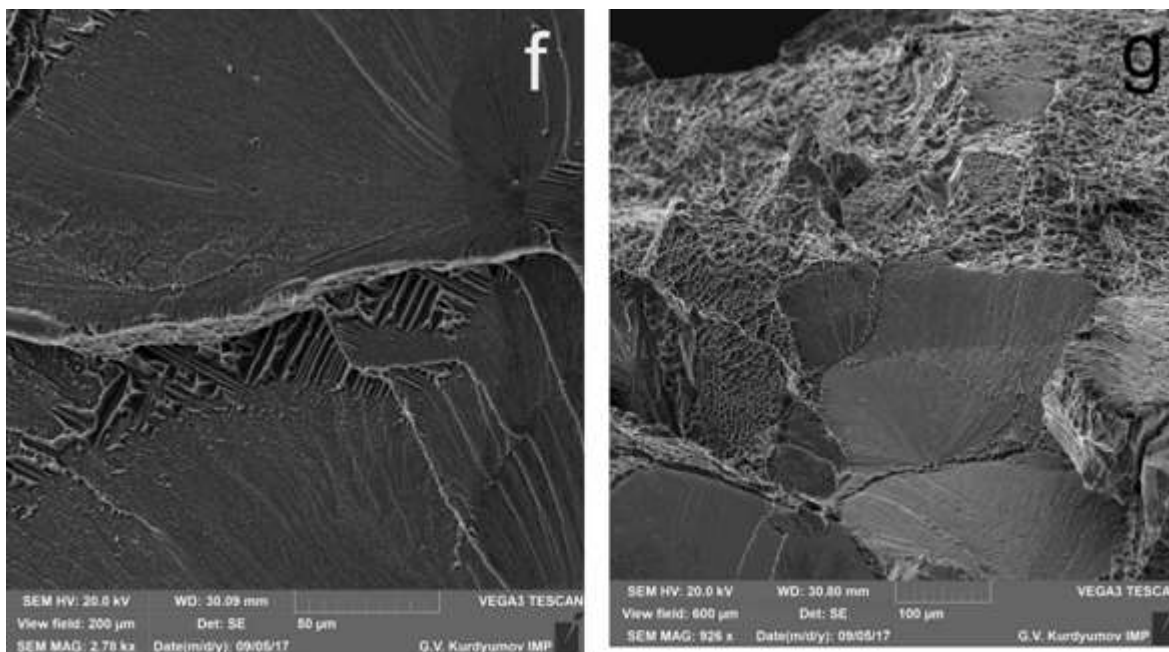


Рисунок 5.21 – Поверхні руйнування зразків TIMETAL LCB в (а-с)  $\alpha+\beta$  відпаленому та (-g) метастабільному  $\beta$  станах, після 3-точкового згинання зі швидкістю  $10^{-1} \text{ c}^{-1}$ . Стрілка на (а) показує місце зародження тріщини

Як видно з рисунка 5.22, це припущення є досить точним для випадку з Ti-6-4, відпаленого у двофазній  $\alpha+\beta$  області ( $880^\circ\text{C}$ , рисунок 5.22а).

Водночас сплави Ti-6-4 та TIMETAL LCB, відпалені в однофазних  $\beta$ -областях (крупнозерниста пластинчаста мікроструктура) мають різну поведінку (рисунки 5.22b, 5.22d). Цей факт пояснюється впливом структурної та кристалографічної текстури. Також, пластинчаста або голкоподібні  $\alpha$ -частинки відіграють важливу роль у механічній поведінці титанових сплавів, деформованих з різною швидкістю, оскільки їх наконечники є місцями, де деформаційні дефекти концентруються під час пластичної течії, що призводить до утворення пор, а потім тріщин.

Інший момент, на який слід звернути увагу, є наступний: сплав TIMETAL LCB в метастабільному однофазному  $\beta$ -стані відрізнявся високою пластичністю, що призвело до високих значень величини  $U_D$  при розтягуванні та стисненні, тоді як для 3-точкового згинання цей параметр досить високий лише при відносно повільній швидкості деформації

(рисунок 5.22с). Можливо, це результат імовірного розкладання метастабільної  $\beta$ -фази під час складного режиму деформації. Щодо цього сплаву у двофазному  $\alpha+\beta$  стані, значення величини  $U_D$  для 3-точкового згинання були набагато нижчими, ніж для випробувань на розтяг та стиск, що, очевидно, зумовлено особливостями мікроструктури (наявністю тонких пластинчастих частинок  $\alpha$ -фази чиї наконечники відіграють вищезазначену роль концентраторів напружень) та кристалографічну текстуру, що утворюється при прокатці, яка може бути несприятливо орієнтована щодо прикладеного навантаження.

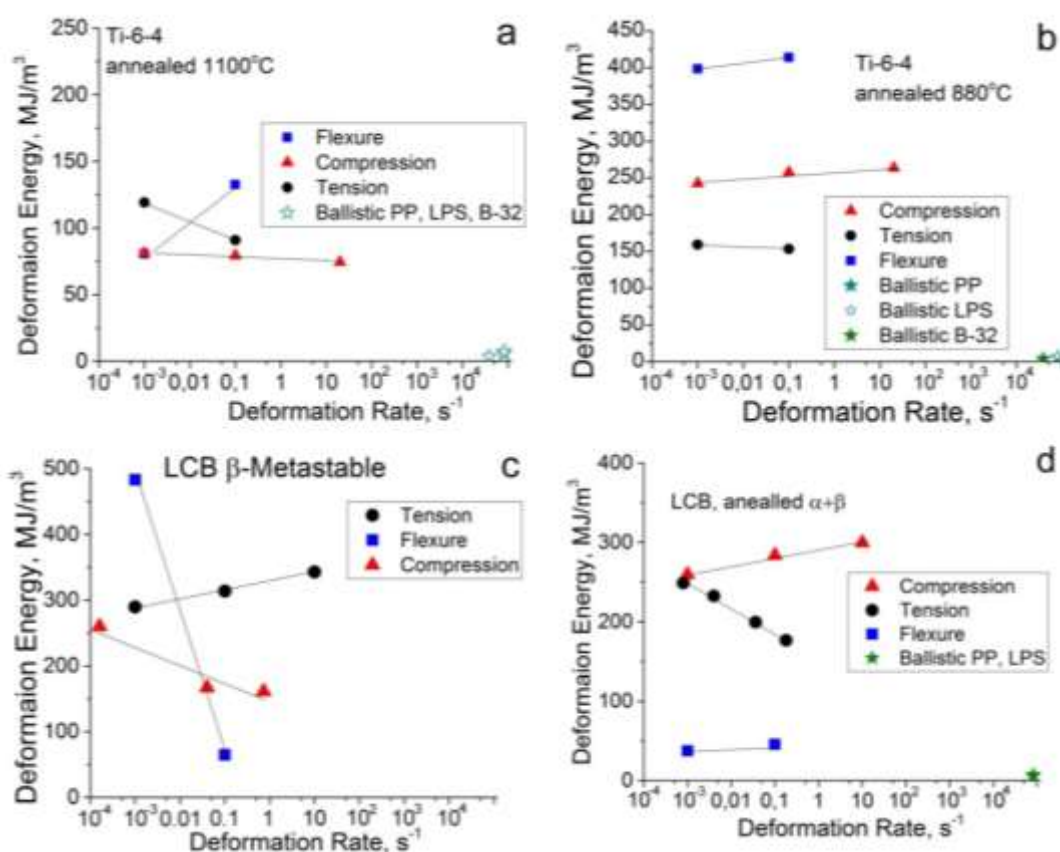


Рисунок 5.22 – Енергія деформації та швидкість деформації для різних типів випробувань: а - відпалювання Ті-6-4 при температурі однофазної  $\beta$ -області; б - відпалювання Ті-6-4 при температурі двофазної  $\alpha+\beta$ -області; в - ТІМЕТАЛ LCB охолоджений у воді від температури однофазної  $\beta$ -області (дрібнозернистий метастабільний  $\beta$ -стан); г - ТІМЕТАЛ LCB відпалений при температурі двофазної  $\alpha+\beta$  області

Результати цього дослідження та попередні дані дозволяють зробити висновок, що значення величини  $U_D$  досліджуваних сплавів, як правило, визначаються їх фазовим складом, мікроструктурою та структурно-кристалографічною текстурою, що, в свою чергу, визначає баланс між міцністю та пластичністю, і цей баланс залежить також щодо режиму та швидкості деформації. Таким чином, відносно низьколегований сплав Ti-6-4 із глобулярною (рівноосною) мікроструктурою має досить високі значення пластичності. Однак зміцнення цього сплаву термічною обробкою не може забезпечити високу міцність - в кращому випадку після спеціальної швидкісної термічної обробки поверхні  $\sigma_B$  не перевищує 1300-1350 МПа. У той же час метастабільний  $\beta$ -сплав TИMETAL LCB може бути термічно зміцнений понад 1500 МПа, але високий вміст  $\beta$ -легуючих елементів і відносно низьке бета-перетворення (температура перетворення  $\alpha+\beta_0 \rightarrow \beta$ ) не дозволяють утворювати екваксильну мікроструктуру з  $\alpha$ -глобулами діаметром щонайменше 2-3 мкм та відносно низькою (як у сплаві Ti-6-4) щільністю міжфазних меж  $\alpha/\beta$ , які є кращими місцями для пор і зародження тріщини під час пластичного потоку. Ці особливості спричинили низьку пластичність термічно зміцненого сплаву TИMETAL LCB, який може бути покращений за допомогою спеціальної обробки на основі важкої холодної деформації з наступною швидкою кристалізацією для утворення дрібних  $\beta$ -зерен (нижче 5-7 мкм).

### **5.3 Одержання зливоків економнолегованих сплавів на основі титану методом електронно-променевої плавки**

З метою подальшого відпрацювання режимів ЕПП економнолегованих сплавів титану та дослідження властивостей одержаного матеріалу, були проведені роботи по виплавці зливоків  $\varnothing 110$  мм сплавів Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe та Ti-1,5Fe-0,4O.

У якості шихтових матеріалів для виплавки партій зливоків  $\varnothing 110$  мм економнолегованих сплавів титану використовували титан марки BT1-0, брикети титанової губки марки ТГ120 та додаванням легуючих у вигляді

алюмінію марки А0, молібденовий штабiк, залiза марки АРМКО. Для виплавки зливку сплаву  $Ti-1,5Fe-0,4O$  використовували порошок діоксиду титану, який наносився у відповідній пропорції на брикети титанової губки. З компонентів шихти у розрахованих пропорціях формували витратні шихтові заготовки (рисунок 5.23)



а

б

Рисунок 5.23 - Шихтові заготовки для одержання зливків:

а -  $Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe$ ; б -  $Ti-1,5Fe-0,4O$



Рисунок 5.24 – Завантажена шихтова заготовка для плавки економнолегованого титанового сплаву  $Ti-1,5Fe-0,4O$  та технологічне обладнання електронно-променевої установки УЕ-208М

У процесі плавки витратна заготовка безперервно подавалася в робочу область над проміжною ємністю, де під дією електронно-променевого нагріву відбувалося її плавлення (рисунок 5.25).

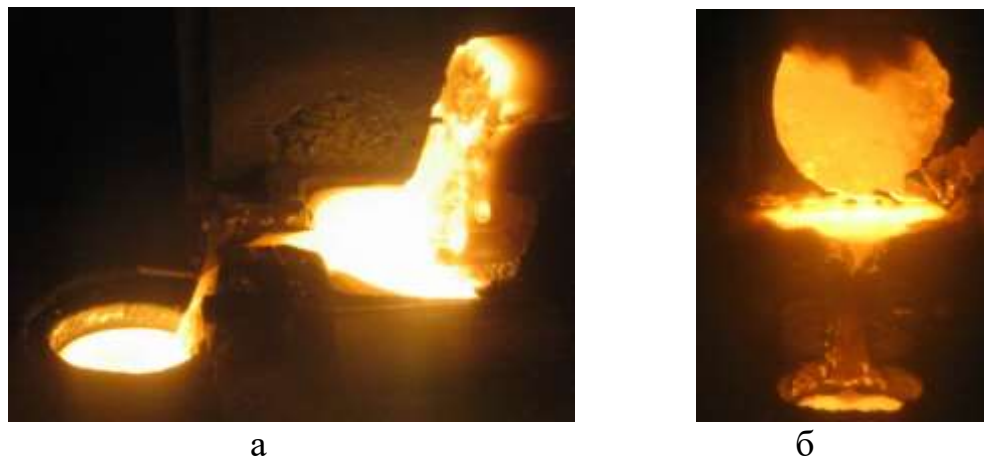


Рисунок 5.25 – Процес виплавки зливка  $\varnothing 110$  мм економнолегованого сплаву титану: а -  $\text{Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe}$ ; б -  $\text{Ti-1,5Fe-0,4O}$

Чисельні значення технологічних параметрів дослідних плавок для зливків економнолегованих сплавів титану  $\varnothing 110$  мм наведені в таблиці 5.4

Таблиця 5.4 – Технологічні параметри плавки зливків  $\varnothing 110$  мм економнолегованих сплавів титану

Технологічний параметр	$\varnothing 110$ мм
швидкість плавки, кг/год	50
висота порцій, що одночасно заливаються в кристалізатор, мм	12
потужність в кристалізаторі, кВт	45
потужність в проміжній ємності, кВт	90

В кінці плавки проводилося виведення усадкової раковини шляхом поступового зниження потужності обігріву верхнього торця зливка в кристалізаторі за розрахованими режимами (рисунок 5.26).

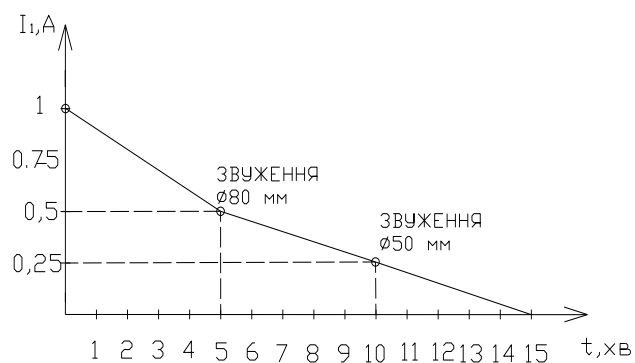


Рисунок 5.26 – Графік виведення усадкової раковини зливка Ø110 мм

Під час нагріву та плавлення витратних заготовок не спостерігалось суттєвого газовиділення, плавки проходили стабільно на стаціонарних технологічних режимах. Значного розбрикування матеріалу з витратної заготовки покритої діоксидом титану при його переході в рідкий стан не спостерігалось. В результаті плавки вдалося отримати якісні зливки.

Після виплавки зливки охолоджувалися в камері плавки в умовах вакууму. Після охолодження зливків установку розвакуувували і вивантажували зливки, маркували та відбирали від них проби на хімічний і газовий аналіз. Зовнішній вигляд отриманих зливків зображено на рисунку 5.27.



Рисунок 5.27 – Зовнішній вигляд зливків Ø110мм економнолегованих сплавів титану: а - Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe; б - Ti-1,5Fe-0,4O

Бічна поверхня виплавлених зливків після охолодження в вакуумі до температури нижче 300°C чиста, підвищена концентрація домішкових

елементів на поверхні у вигляді окисленого або альфованного шару відсутня. Глибина поверхневих дефектів типу «гофр» становить 1...3 мм, дефекти у вигляді розривів, тріщин або несплавлень відсутні.

Для оцінки якості металу отриманих зливок проводилося дослідження хімічного складу зразків відібраних по довжині зливка з верхньої, середньої та нижньої частини. Результати аналізу хімічного складу металу отриманих зливок (таблиця 5.5) показали, що розподіл легуючих елементів по довжині зливок рівномірний і відповідає марочному складу.

Таблиця 5.5 - Хімічний склад економнолегованих титанових сплавів\*

Сплав	Ti	Al	Fe	Mo	Cr	Ni	Si	O	N
Ti-1,5Fe-0,4O	98,84	0,01	1,53	0,01	0,02	0,02	0,032	0,40	0,02
Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe	89,48	2,78	4,87	5,13	0,03	0,02	<0,003	0,08	0,02

\* дані наведено для середини зливка

З метою проведення дослідження якості металу одержаних зливок  $\varnothing 110$  мм економнолегованих сплавів титану поверхневий шар обдирався на токарному верстаті для видалення поверхневих дефектів ливарного походження, що утворюються у ньому в процесі плавки (рисунок 5.28). Зовнішній вигляд зливок після обробки їх поверхні зображено на рисунку 5.29.



Рисунок 5.28 – Зовнішній вигляд зливку  $\varnothing 110$  мм під час токарної обробки поверхневого шару





а

б

Рисунок 5.29 – Зовнішній вигляд зливку  $\varnothing 110$  мм економнолегованого сплаву титану після токарної обробки їх поверхневого шару: а -  $\text{Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe}$ ; б -  $\text{Ti-1,5Fe-0,4O}$

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

Для визначення в зливках внутрішніх дефектів у вигляді неметалічних включень, пор і нещільностей використовувався метод ультразвукової дефектоскопії з використанням дефектоскопа УД4-76. Ультразвукові коливання накладаються контактним способом із застосуванням проміжного середовища (гліцерину) для поліпшення акустичного контакту.

Ультразвукове дослідження металу зливок проводилося шляхом послідовного ручного сканування бічної поверхні по радіусу уздовж поздовжньої осі зливок. Вісь випромінювання була спрямована уздовж радіусу циліндра. Для забезпечення охоплення всього обсягу зливка,

скануванню піддавалася вся бокова поверхня зливка, а також проводилося сканування зливків з торців.

При контролі зливків використовували перетворювач ультразвуковий П121-1.25-40-М-003 частотою 1,25 МГц тому, що він забезпечує менший коефіцієнт загасання і краще співвідношення сигнал/шум. Прилад УД4-76 дозволив отримати стійкий відбитий донний сигнал на еталонних зразках, що свідчить про великий запас і чутливість приладу.

При дослідженні еталонів спостерігалися множинні відображення малої амплітуди (рисунок 5.30). Це типово для литого металу і є результатом відбивання сигналу від границь зерен. На скані чітко спостерігається відображення донного імпульсу. В районі введення зондуючих сигналів присутні шуми, які обумовлені нещільним приляганням датчика до поверхні зливка, яке не вдається компенсувати застосуванням «ущільнюючого» мастила. Проведеним аналізом не виявлено відображень, які можна було б інтерпретувати як великі неметалеві включення, пори чи усадкові раковини.

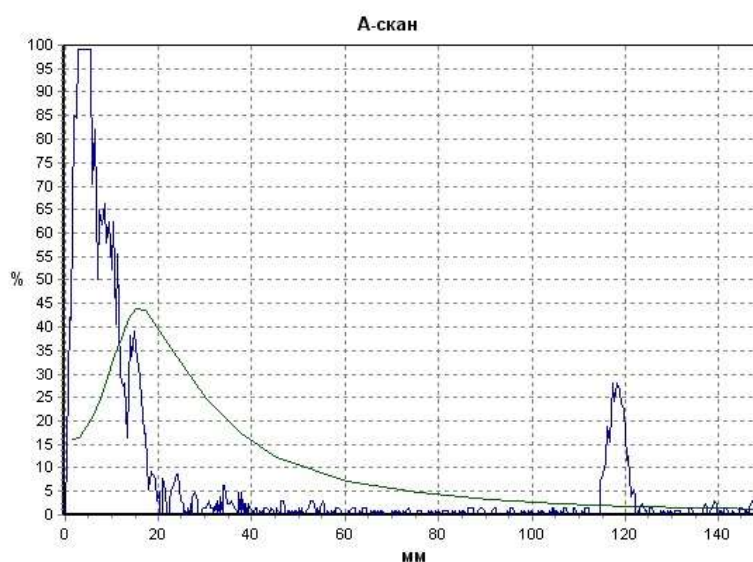


Рисунок 5.30 – Скан центральної частини зливка  $\varnothing 110$  мм

Механічно оброблені зливки піддавалися гарячій деформаційній обробці на реверсивному прокатному ДУО-стані Skoda 355/500. Нагрівання заготовок для пластичної деформації здійснювався в печі опору потужністю 70 кВт без застосування захисних обмазок і атмосфер.

Деформаційна обробка заготовок з одержаних економнолегованих сплавів титану здійснювалась за такими технологічним режимам:

1. Нагрівання заготовок в печі до температури  $900^{\circ}\text{C}$  без застосування захисної атмосфери і захисних покриттів з витримкою 1 год.

2. Прокат заготовки поперек осі зливка до розміру  $\sim 200\text{мм}$ . Температура закінчення прокату не менше  $800^{\circ}\text{C}$ . При досягненні розміру  $\sim 200\text{мм}$  заготовка поверталася на  $90$  градусів і проводилася її докатка з проміжними підігрівом до досягнення ступеня деформації заготовки близько  $60\%$ .

3. Далі наступне нагрівання заготовок в печі до температури  $800^{\circ}\text{C}$  та докатка до товщини  $10\text{мм}$ . Деформація заготовки за один прохід -  $2-3\text{ мм}$ .

4. Рихтування на гідравлічному пресі, з метою усунення прогинів.

5. Охолодження заготовок здійснювалося на повітрі до температури навколишнього середовища. Прокатані заготовки у вигляді пластин  $300 \times 600 \times 10\text{ мм}$  були піддані піскоструменевій обробці з метою усунення окисленого шару.

Для з'ясування стабільності отриманого прокаткою стану сплавів досліджувалася структура і властивості металу після прокату.

Поширеним методом класифікації титанових сплавів є класифікація сплавів за фазовим складом. Для цього часто використовується коефіцієнт  $\beta$ -стабілізації титанових сплавів. Для  $\alpha$ -сплавів  $K_{\beta} = 0$ , для псевдо- $\alpha$ -сплавів  $K_{\beta} < 0,25$ , для  $(\alpha + \beta)$ -сплавів  $K_{\beta} = 0,3 \dots 0,9$ , для сплавів перехідного класу  $K_{\beta} = 1,0 \dots 1,4$  [254]. Псевдо- $\beta$ -сплави мають  $K_{\beta} = 1,4 \dots 2,4$ , при цьому поліморфне перетворення протікає за схемою  $\beta \rightarrow (\beta + \alpha)$ . У стабільному стані вони мають  $(\beta + \alpha)$ -структуру з переважанням  $\beta$ -фази.

Економнолегований титановий сплав Ti-1,5Fe-0,4O містить 1,53% Fe (таблиця 5.6). Розчинність заліза в  $\alpha$  титані мала і становить 0,2%, тому значний вміст заліза може бути причиною появи інтерметалідів TiFe в структурі металу. Коефіцієнт  $\beta$ -стабілізації сплаву Ti-1,5Fe-0,4O дорівнює  $K_\beta = 0,34$ , що відповідає малолегованим ( $\alpha+\beta$ ) – сплавам. Однак значний вміст кисню, який є стабілізатором  $\alpha$ -фази, дозволяє віднести його до псевдо- $\alpha$  сплавів. У структурі сплаву переважає  $\alpha$ -фаза, проте в псевдо- $\alpha$  сплавах міститься і  $\beta$ -фаза в невеликих кількостях на рівні 5...15%. Дослідження мікроструктури підтверджують, що структура металу сплаву системи Ti-1,5Fe-0,4O після прокату складається з пластинчастої  $\alpha$  фази.

Таблиця 5.6 - Еквіваленти молібдену, алюмінію і  $K_\beta$  деяких титанових сплавів

Назва	Система сплаву	$K_\beta$	[Mo]екв, %	[Al]екв, %
Сплав 1	Ti-1,5Fe-0,4O	0,34	3,75	5
Сплав 2	Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe	1,55	17,1	4,2
Timet LCB	Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe	1,64	18,1	3
BT19	Ti-5,5Mo-5,5Cr-3,5Fe-3Al-Zr	1,56	17,2	4,1

Мікроструктура металу сплаву Ti-1,5Fe-0,4O представлена на рисунку 5.31 Основний метал складається з деформованих в процесі механічної обробки зерен з частково роздробленою  $\alpha$ -облямівкою уздовж кордонів (рисунок 5.31а і 5.31б). Структура в середині зерна складається з зібраної в колонії пластинчастої  $\alpha$ -фази, в проміжках між пластинами якої розташовується  $\beta$ -фаза (рисунок 5.31в). Пластини  $\alpha$ -фази мають товщину 3...7 мкм (рисунок 5.31г), прошарки  $\beta$ -фази між пластинами складають близько 1 мкм. Крім зазначених фазових складових, і на тлі  $\alpha$  пластин і між ними ймовірно спостерігаються дисперсні частинки інтерметалідів титан - залізо розміром менше 1 мкм.

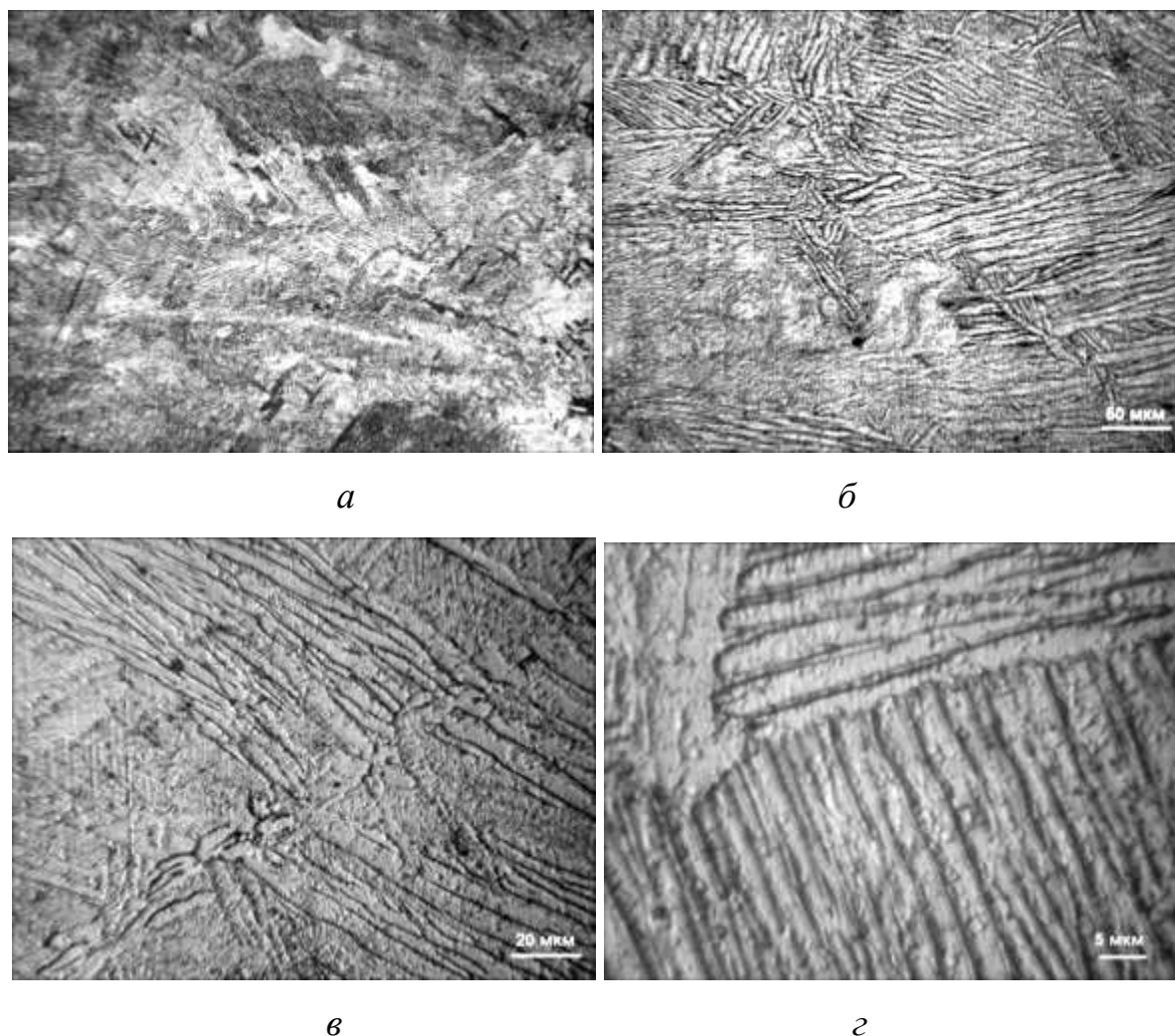


Рисунок 5.31 – Мікроструктура основного металу титанового сплаву  
Ti-1,5Fe-0,4O

Для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe коефіцієнт  $\beta$ -стабілізації  $K_\beta = 1,55$  (таблиця 5.6) що менше такого для сплаву TIMET LCB і відповідає коефіцієнту  $\beta$ -стабілізації сплаву VT19.

Дослідження структури прокатаних пластин з економнолегованого сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe дозволили встановити, що типова структура металу пластин товщиною 6 мм складається з рівновісних поліедричних  $\beta$ -зерен як в приповерхневих (рисунок 5.32а) шарах, так і в глибині металу (рисунок 5.32б). Розмір  $\beta$ -зерен становить 200...600 мкм. Усередині  $\beta$ -зерен знаходяться дисперсні частинки  $\alpha$ -фази. На рисунку 5.32в представлена мікроструктура основного металу (ОМ) в середині пластин, а на рисунку 5.32г - в приповерхневих ділянках. Дослідження

структури дозволяють зробити висновок, що в мікроструктурі ОМ як поверхневих ділянок, так і віддалених від поверхні виділяються дисперсні частки  $\alpha$ -фази різної форми і розмірів. Розміри виділень варіюються в широких межах (від менше 1 мкм до 15 мкм) і нерівномірно розподіляються в тілі зерен. Крім того в  $\alpha$  пластинах ймовірно були виявлені дисперсні частинки інтерметалідів титан-залізо різної форми розміром менше 1 мкм. Слід зазначити, що спостерігається значно більший вміст дисперсних частинок інтерметалідів TiFe в металі сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в порівнянні з металом сплаву Ti-1,5Fe-0,4O.

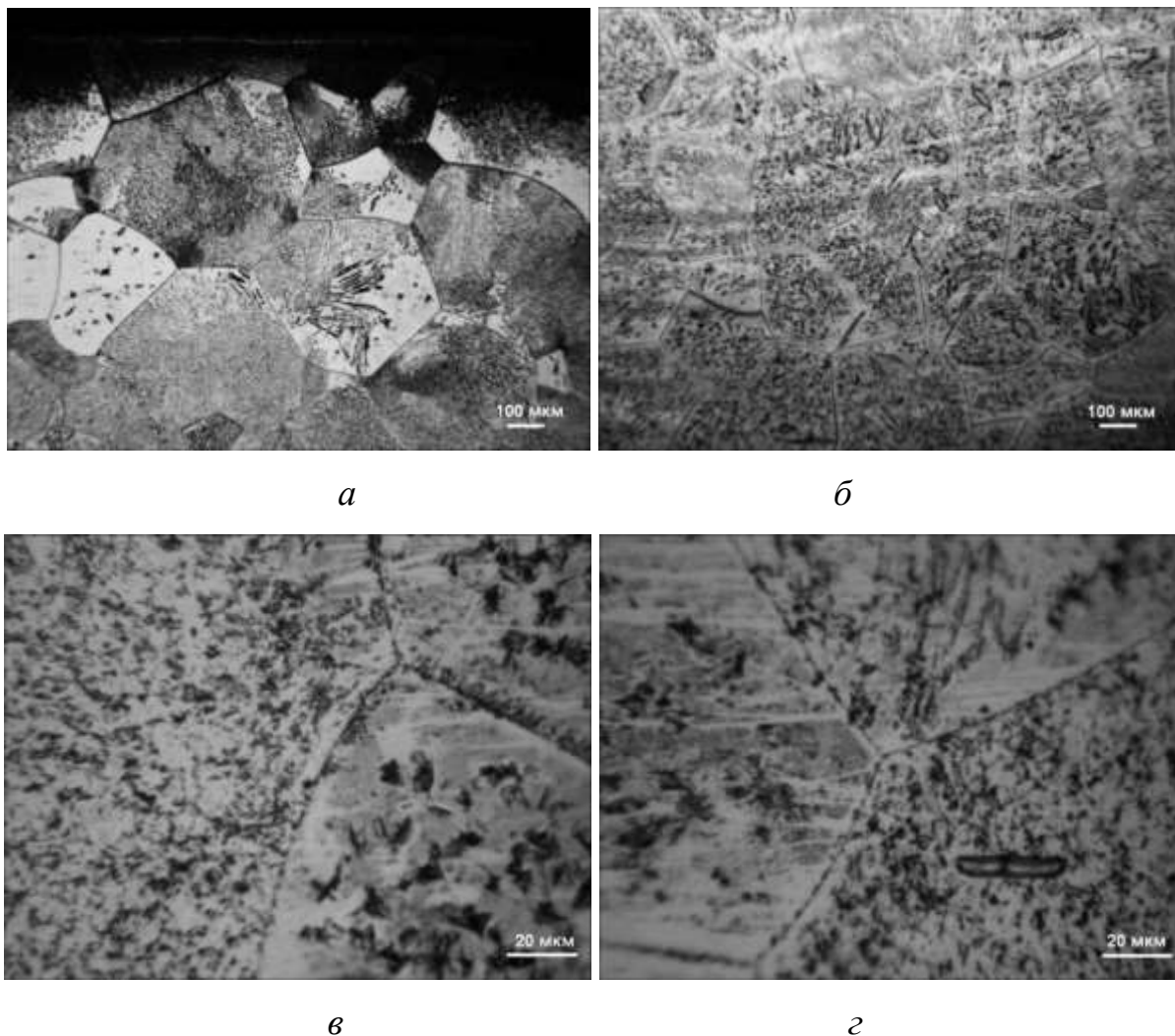


Рисунок 5.32 – Мікроструктура основного металу титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 6 мм

У разі інтенсивного охолодження металу після прокату мікроструктура ОМ в приповерхневих і віддалених від поверхні ділянках суттєво відрізняється. У цьому випадку метал приповерхневих ділянок складається в основному з  $\beta$ -фази (рисунок 5.33а), в зернах якої в невеликій кількості присутні дуже дисперсні (розміром від менш 1 мкм до 2-3 мкм), нерівномірно розподілені в об'ємі зерна виділення  $\alpha$ -фази (рисунок 5.33б). У ділянках, віддалених від поверхні на 1...2 мм, спостерігається більш інтенсивний розпад і кількість  $\beta$ -фази знижується. Розмір дисперсних частинок становить від менш 1 мкм до 3 мкм, деякі частинки мають вигляд коротких пластин. Кількість  $\beta$ -фази в ОМ в стані після прокату розрізняється по товщині і може змінюватися від 82% до 50% (таблиця 5.7).

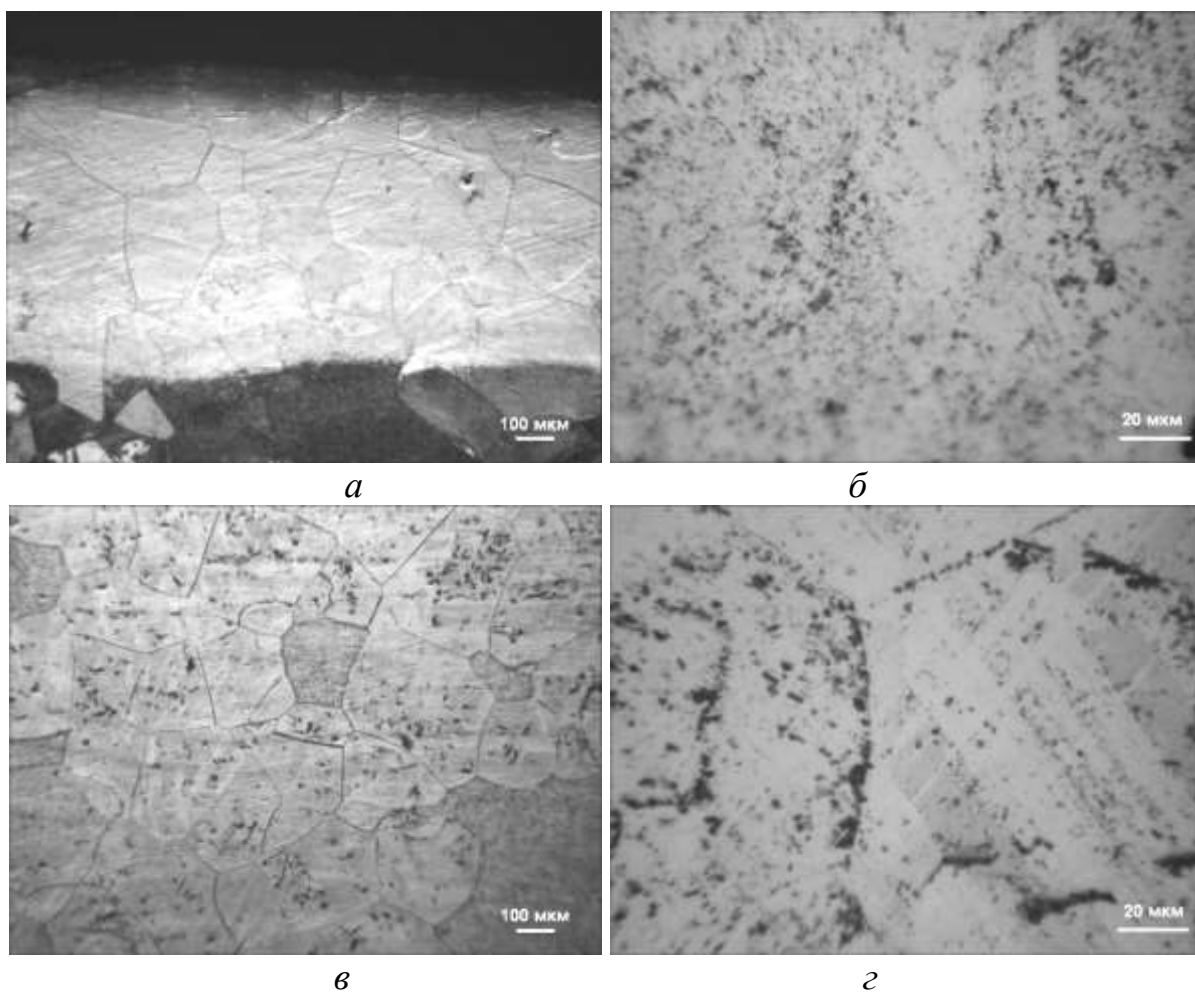
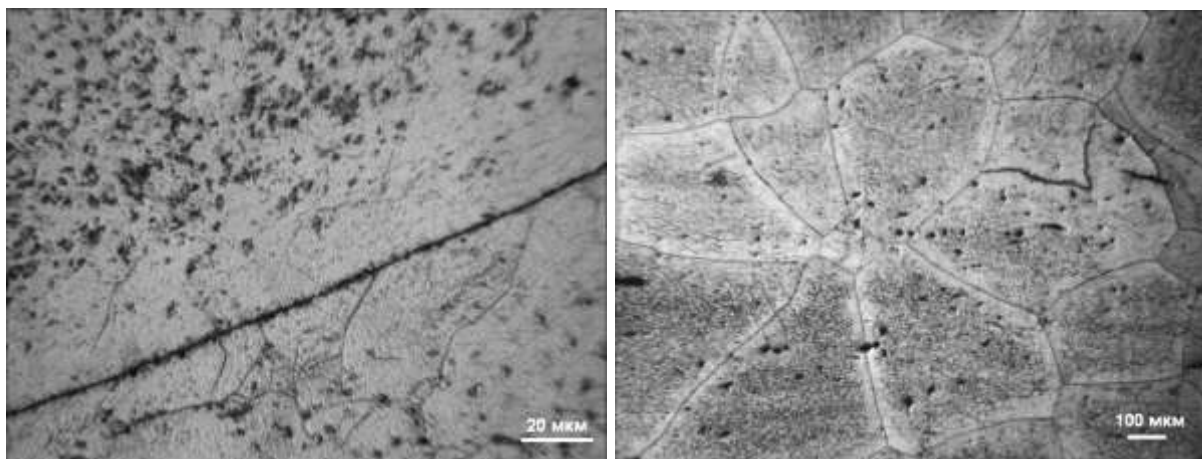


Рисунок 5.33 – Мікроструктура приповерхневого шару металу титанового сплаву  $\text{Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe}$  товщиною 6 мм

Таблиця 5.7 - Кількість  $\beta$ -фази в металі титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

Відстань від поверхні металу, мм	Кількість $\beta$ -фази, %
0...0,5	79
0,5...1	68
1...1,5	64
1,5...2	60

Застосування додаткового відпалу при температурі 760°C не завдало істотного впливу на структуру металу (рисунок 5.34). Розпад  $\beta$ -твердого розчину після відпалу відбувається нерівномірно. У деяких зернах ОМ виділення  $\alpha$ -фази зосереджені в центральній частині зерна, а прикордонні ділянки вільні від  $\alpha$ -частинок (рисунок 5.34а). В інших зернах виділення  $\alpha$ -фази декорують кордони субзерен (рисунок 5.34б). Кількість  $\beta$ -фази в металі в стані після додаткового відпалу не зменшується і знаходиться в межах 50 ... 80%.



*a*

*б*

Рисунок 5.34 – Мікроструктура металу титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 6 мм після відпалу

Мікроструктура металу економнолегованого псевдо- $\beta$  сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 10 мм показана на рисунку 5.35. При малому



збільшенні після травлення проявляється дендритна структура литого металу шва (рисунок 5.35б). Основний метал псевдо- $\beta$  сплаву  $\text{Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe}$  складається з зерен  $\beta$  фази розміром 10...70 мкм, в яких присутні дисперсні виділення  $\alpha$ -фази розміром не більше 2...3 мкм, рівномірно розподілені в об'ємі зерна (рисунок 5.35г). При більшому збільшенні спостерігаються кордони  $\beta$  зерен, декоровані дисперсними виділеннями  $\alpha$ -фази (рисунок 5.35в). Такі ж дисперсні частинки спостерігаються і в об'ємі зерен. Метал однорідний по товщині. Кількість  $\beta$  фази становить 72%.

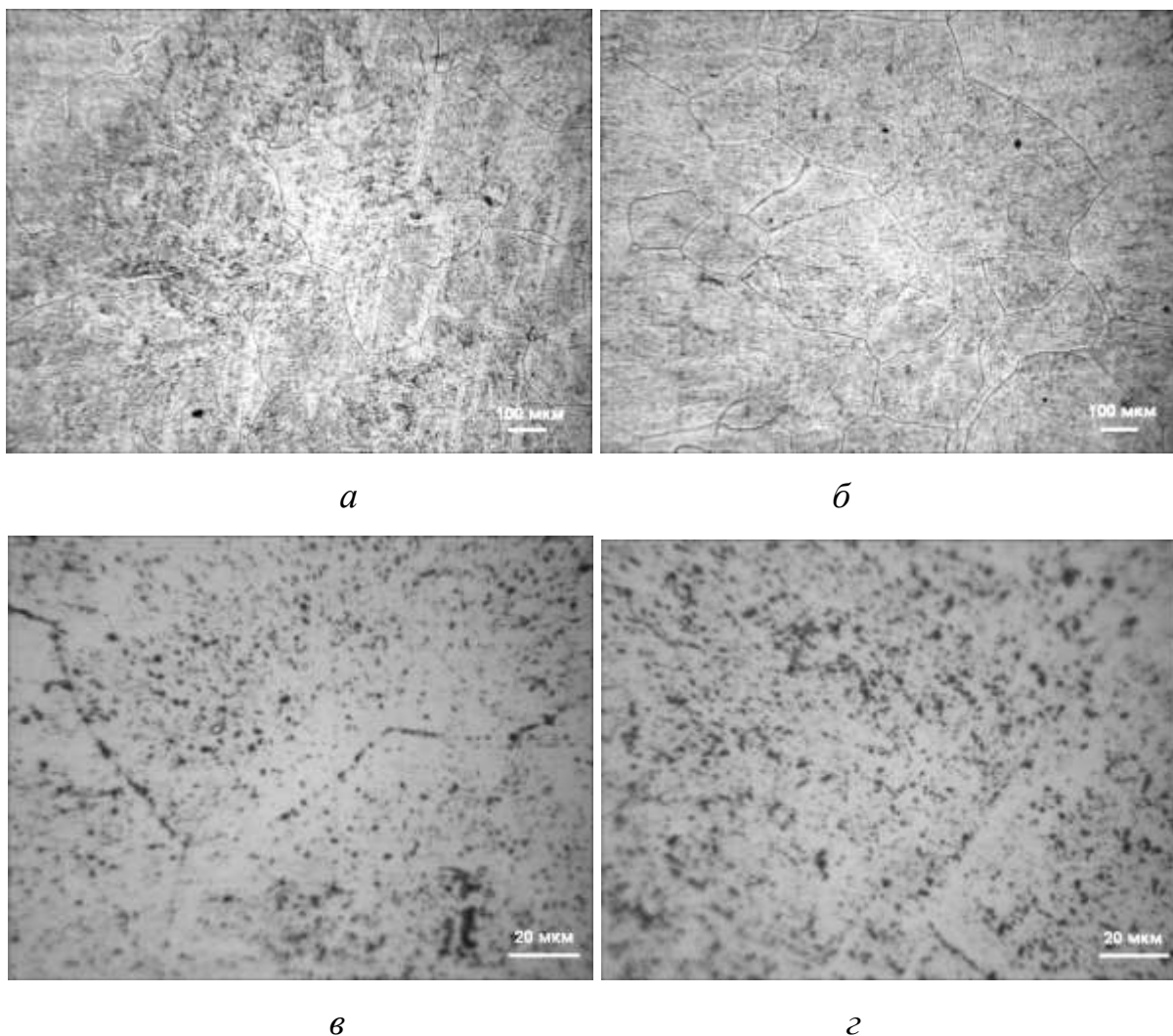


Рисунок 5.35 – Мікроструктура металу титанового сплаву  $\text{Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe}$  товщиною 10 мм

Таким чином, структура металу економнолегованого псевдо- $\beta$  сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe складається з  $\beta$ -зерен, всередині яких знаходяться дисперсні частинки  $\alpha$ -фази. У сплаві Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe фіксується виділення дисперсних частинок, ймовірно інтерметалідів титан-залізо в більшій кількості в порівнянні з металом Ti-1,5Fe-0,4O. Слід зазначити, що сплав чутливий до умов охолодження після прокату, структура металу в приповерхневих шарах може складатися більш ніж на 90% з однієї  $\beta$  фази.

Мікротвердість металу економнолегованих сплавів досліджували на Мікротвердомірі ПМТ-3 під навантаженням 50 грам, вздовж прямої лінії, проведеної горизонтально по середині пластини. Мікротвердість металу системи Ti-1,5Fe-0,4O становить 2600...2860 МПа, що приблизно на 1000 МПа вище, ніж мікротвердість нелегованого титану (рисунок 5.36). Показники мікротвердості сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe значно вище і знаходяться на рівні 3560...3780 МПа.

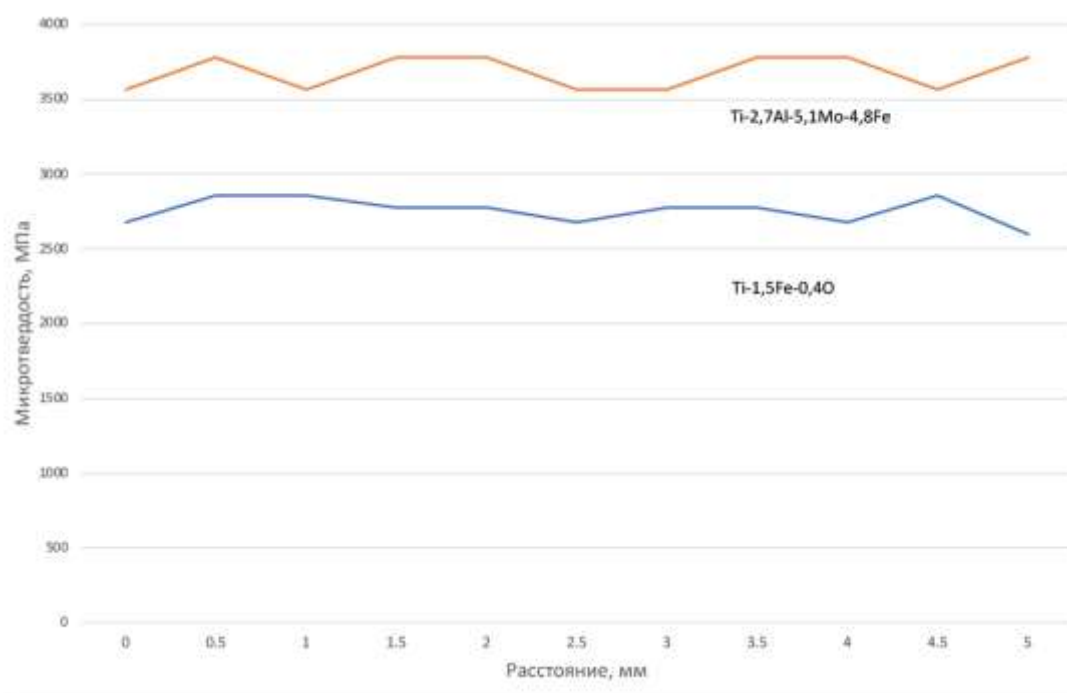


Рисунок 5.36 – Розподіл мікротвердості економнолегованих сплавів в середині пластин

Міцність сплаву Ti-1,5Fe-0,4O знаходиться на рівні 730 МПа (таблиця 5.8), що відповідає міцності малолегованих псевдо- $\alpha$  сплавів, таких як ОТ4, ПТЗВ, АТЗ. Застосування відпалу або зміцнюючої термообробки не дозволяє підняти міцність малолегованих псевдо- $\alpha$  сплавів. Значення показників ударної в'язкості зразків з гострим надрізом (KCV) і пластичності сплаву Ti-1,5Fe-0,4O знаходяться на високому рівні і додаткова термообробка для підвищення їх значень не потрібна.

Таблиця 5.8 - Механічні характеристики економнолегованих титанових сплавів

Марка зразка, товщина, стан	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCV Дж/см <sup>2</sup>
Сплав1 Ti-1,5Fe-0,4O товщина 10 мм	731	712	13,7	41	39
Сплав2 Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщина 10 мм	1015	939	1,9	-	3,6
Сплав2 Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщина 10 мм, після відпалу	1058	987	3,0	-	11,4
Сплав2 Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщина 6 мм, після відпалу	1071	971	2,0	-	5,3

Міцність пластин товщиною 10 мм сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після прокату знаходиться на рівні 1015 МПа (таблиця 5.8). Значення показників ударної в'язкості зразків з гострим надрізом (KCV) і пластичності сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe знаходяться на низькому рівні (таблиця 5.8). При цьому механізм руйнування ударних зразків з даного сплаву крихкий, який являє собою поєднання відколу і відриву. Підняти значення межі міцності сплавів на основі  $\beta$ -фази можна за рахунок

додаткової термічної обробки. Так, застосування додаткового відпалу призводить до зменшення вмісту  $\beta$ -фази в металі титанового сплаву VT19 з 92% до 35% [255] і дозволяє збільшити міцність сплаву з 876 МПа до 1027 МПа. При цьому показники ударної в'язкості зразків з гострим надрізом (KCV) і пластичності сплаву в стані після відпалу знаходяться на високому рівні і становлять 26 Дж/см<sup>2</sup>, при відносному подовженні 12%. Тому були визначені властивості металу двох товщини 10 мм і 6 мм в стані після додаткового відпалу при температурі 760°C. Випробування, зразків дозволили зробити висновок, що після додаткового відпалу міцність металу дещо збільшилася до 1058...1071 МПа. Це підтвердило зроблений на підставі дослідження мікроструктури висновок, що застосування додаткового відпалу при температурі 760°C не робить істотного впливу на структуру металу (рисунок 5.33) сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe. Більш істотної зміни структури і властивостей, ймовірно, можна домогтися застосуванням зміцнюючої термообробки.

Також причиною низьких значень пластичності і ударної в'язкості сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe можливо є вплив великого вмісту  $\beta$ -евтектоїдного компонента, а саме - заліза. Дослідження структури дозволили зробити висновок, що виділення інтерметалідів титан-залізо фіксується як всередині зерен, так і в міжзеренних проміжках. В результаті підвищений вміст Fe до 4,9% призводить до крихкого руйнування сплаву і зниження пластичності.

Крім того за даними роботи [180] оптимальним для найбільшої пластичності системи є співвідношення молібденових еквівалентів концентрацій ізоморфних і евтектоїдних  $\beta$ -стабілізаторів:  $M_{i\beta}/M_{\text{евт}} \geq 1$ . У даному випадку для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe співвідношення  $M_{i\beta}/M_{\text{евт}} = 0,4$ . Для сплаву ТІМЕТ LCB співвідношення  $M_{i\beta}/M_{\text{евт}} = 0,6$ , а показники відносного подовження після відпалу складають 8,7...11,6% в залежності від напрямку прокату. Причому підвищити значення цих

показників вдалося не за рахунок додаткового (подвійного) відпалу, а за рахунок застосування гартування в воду.

Таким чином, причиною низьких показників пластичності і ударної в'язкості сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe може бути підвищений вміст заліза по відношенню до молібдену, і виділення інтерметалідів титан-залізо як всередині зерен, так і в міжзеренних проміжках.

#### **5.4 Розробка технології термодетформаційної обробки та дослідження якості напівфабрикатів з економнолегованих $\alpha+\beta$ сплавів титану систем Ti-Al-Mo-Fe і Ti-Al-Mo-Cr одержаних методом ЕПП**

Відомо, що перевага титанових сплавів по питомій міцності перед іншими конструкційними матеріалами найбільш яскраво проявляється саме в термічно зміцненому стані. Однак традиційні методи зміцнюючої термообробки (засновані на нагріванні в печах при рівноважних умовах) не дозволяють використовувати весь потенціал термічного зміцнення розроблених сплавів шляхом легування [256, 257]. У той же час, застосування спеціальної швидкісної термічної обробки [193, 258, 259] дозволяє поліпшити характеристики міцності титанових сплавів не менше ніж на 50% в порівнянні з традиційними термообробками [260-262]. У цьому випадку максимальний ефект підвищення міцності не відповідає сплавам  $\beta$ -метастабільного типу (що характеризується загальним вмістом стабілізуючих легуючих елементів  $\beta$ -фази, вираженим через еквівалент вмісту молібдену, так званого молібденового еквівалента,  $C_{Mo}$ , більше 11 ваг.% [257]), а високолегованих  $\alpha+\beta$  сплавів мартенситного типу з  $C_{Mo} = 8\div 10$ ваг.% [260].

Таким чином, беручи до уваги всі зазначені вище аспекти, що забезпечують економічну ефективність, метою подальшої роботи була оцінка потенціалу та можливостей застосування методу ЕПП для отримання недорогих сплавів на основі системи Ti-Al-Mo-Fe (Cr) з різним рівнем легування  $\beta$ -стабілізуючими елементами ( $C_{Mo}$  від приблизно 3÷4%

до 8÷10%), отриманих з використанням більш дешевих  $\beta$ -легуючих елементів і лігатур з подальшою відносно простою термомеханічною обробкою для досягнення кращого балансу між високою міцністю і достатньою пластичністю таких матеріалів.

Сплави систем Ti-Al-Mo-Fe і Ti-Al-Mo-Cr з хімічним складом, зазначеним в таблиці 5.9, отримували методом ЕПП з проміжною ємністю на багатоцільовий електронно-променевої установці УЕ-208М. Для виплавки сплавів використовували технічний чистий титан марки Grade 2, алюміній марки А0, молібден чистоти 99%, хром технічної чистоти і залізо АРМКО. Склади сплавів були обрані таким чином, щоб охопити діапазон легування  $\beta$ -стабілізуючими елементами (в перерахунку на молібденовий еквівалент) приблизно від 4 до 10 ваг.% Мо.

Таблиця 5.9 - Хімічний склад сплавів системи Ti-Al-Mo-Fe і Ti-Al-Mo-Cr

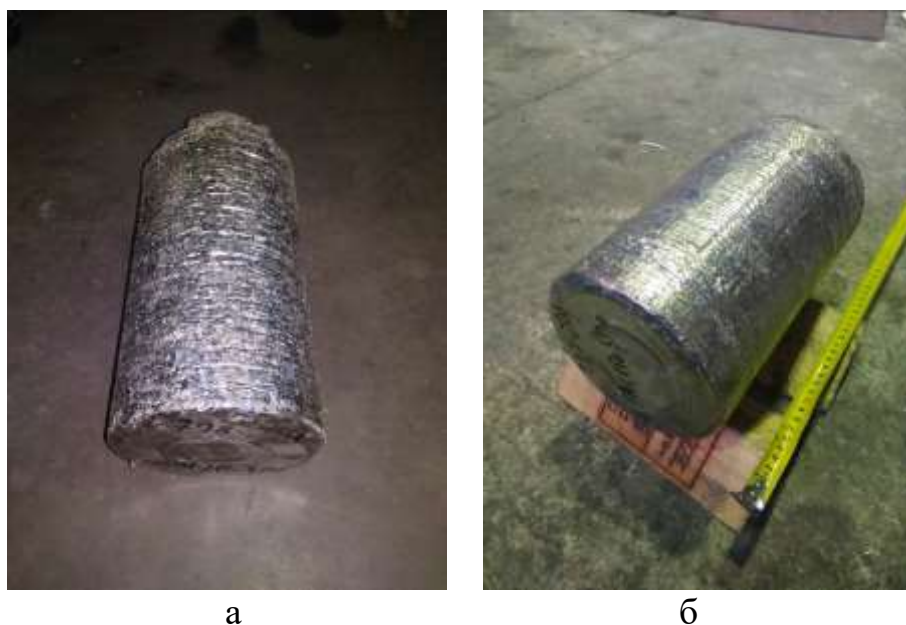
№ п/п	Вміст елементів, %ваг						С <sub>Мо</sub> , %ваг.	Т <sub>β</sub> , °С
	Al	Mo	Fe	Cr	Сума інших	Ti		
Ti-Al-Mo-Fe								
Низьколегований								
1	3.9	0.9	0.9	-	<0.38	основа	3.8	945
2	4.3	1.9	1.7	-	<0.41	÷	6.5	920
Високолегований								
3	5,0	5,0	1.66	-	<0.39	÷	9.8	850
Ti-Al-Mo-Cr								
4	5,0	5,0	-	2.7	<0.40	÷	8.6	865

Зливки сплавів системи Ti-Al-Mo-Fe і Ti-Al-Mo-Cr виплавлялися в кристалізатор  $\varnothing 110$  мм відповідно до розрахованих потужностей і конфігурації нагріву торця зливка в кристалізаторі (таблиця 5.10).

Таблиця 5.10 - Технологічні параметри плавки злиwkів  $\varnothing 110$  мм

Технологічний параметр	$\varnothing 110$ мм
швидкість плавки, кг/Г	30
висота порцій, що одночасно заливаються в кристалізатор, мм	10
потужність в кристалізаторі, кВт	30
потужність в проміжній ємності, кВт	90

Отримано зливки сплавів Ti-5Al-5Mo-2Fe і Ti-5Al-5Mo-2Cr  $\varnothing 110$  мм і довжиною 400 - 500 мм (рисунок 5.37).

Рисунок 5.37 – Зливки  $\varnothing 110$  мм економнолегованих сплавів титану:

а - Ti-5Al-5Mo-2Fe; б - Ti-5Al-5Mo-2Cr

Отримані зливки були механічно оброблені і порізані в заготовки необхідного розміру для подальшої гарячої деформаційної обробки (рисунок 5.38).



Рисунок 5.38 – Заготовка сплаву Ti-5Al-5Mo-2Fe для гарячої деформаційної обробки

Механічно оброблені зливки піддавалися гарячій деформаційній обробці. Нагрівання заготовок для пластичної деформації здійснювався в печі опору потужністю 70 кВт без застосування захисних обмазок і атмосфер.

Режими подальшої термомеханічної обробки і термообробки вибиралися на основі розроблених в [260, 263, 264] технологічних підходах. Оброблені напівфабрикати піддавали тривимірному пресуванню (ЗД) при початковій температурі 1100°C (рисунок 5.39а) із загальним ступенем деформації не менше 75%. Пресовані напівфабрикати проковували при температурах 820-840°C від 40 до 15 мм за 6 проходів зі зміною напрямку прокатки на кожному проході на 90° (рисунок 5.39б).



а



б

Рисунок 5.39 – Деформаційна обробка заготовок із сплавів Ti-Al-Mo-Fe та Ti-Al-Mo-Cr: а – на гідравлічному пресі; б – на реверсивному стані



Після закінчення деформаційної обробки на стані, отримані напівфабрикати нагрівали в печі при температурі  $800^{\circ}\text{C}$ , а потім приносили їх правку на гідравлічному пресі П-457 для усунення нерівностей отриманих під час прокатки. Зовнішній вигляд отриманих пластини зображено на рисунку 5.40.

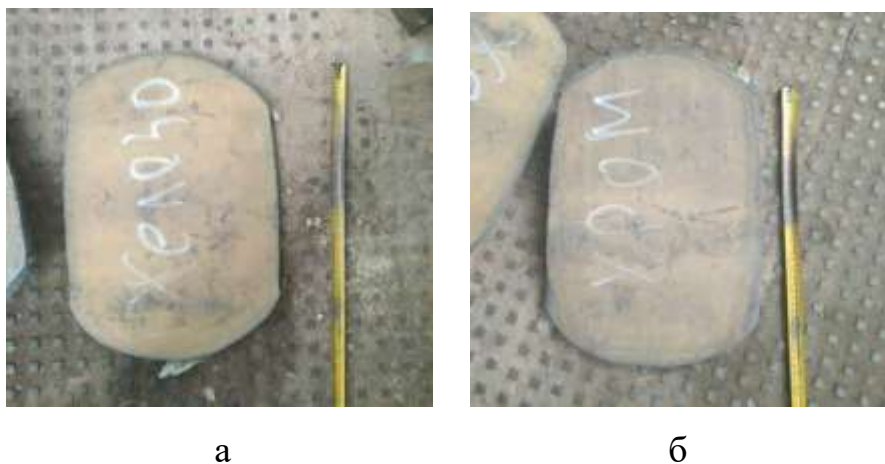


Рисунок 5.40 – Пластини товщиною 15 мм із економнолегованих сплавів титану після гарячої деформаційної обробки:  
а -  $\text{Ti-5Al-5Mo-2Fe}$ ; б -  $\text{Ti-5Al-5Mo-2Cr}$

Прокатані пластини із сплавів  $\text{Ti-5Al-5Mo-2Fe}$  и  $\text{Ti-5Al-5Mo-2Cr}$  були порізані у розмірі  $300 \times 160 \times 15$  мм (рисунок 5.41)



Рисунок 5.41 – Пластини  $300 \times 160 \times 15$  мм із сплавів  $\text{Ti-5Al-5Mo-2Fe}$  та  $\text{Ti-5Al-5Mo-2Cr}$

Отримані пластини товщиною 15 мм розрізали на шматки розміром 15×15×160 мм для подальшої термообробки по режимам наведеним в таблиці 5.11.

Таблиця 5.11 - Режими термічної обробки

Сплав	Режим термообробки		
	Відпал	Звичайна термообробка STA	Швидкісна термообробка RHT
1	900°C, 2год., охол.в печі	900°C, 1год., вода, 550°C, 5год.	Нагрів 20°C/с до 1000°C, вода, 550°C, 5 год.
2	880°C, 2год., охол.в печі	880°C, 1год., вода, 550°C, 5год.	Нагрів 20°C/с до 950°C, вода, 550°C, 5 год.
3	820°C, 2год., охол.в печі	840°C, 1год., вода, 550°C, 5год.	Нагрів 20°C/с до 900°C, вода, 550°C, 5 год.
4	820°C, 2год., охол.в печі	840°C, 1год., вода, 550°C, 5год.	Нагрів 20°C/с до 900°C, вода, 550°C, 5 год.
Ti-1.5Al-1Fe-7.2Cr			
5	800°C, 2год., охол.в печі	850°C, 1год., вода, 550°C, 5год.	-

Вибір режимів термообробки ґрунтувався на температурах завершення фазового перетворення  $\alpha+\beta_0 \rightarrow \beta$  ( $T_\beta$  бета-переходу) і з урахуванням наступних причин:

- для отримання якомога більш стабільного вихідного стану - відпал при температурах приблизно на 50°C нижче температури  $T_\beta$ ;
- визначити можливості традиційної термообробки на основі рівноважного нагрівання в печі (STA) в зміцненні нових сплавів;
- оцінити потенціал досягнення максимальної міцності за допомогою спеціального підходу швидкісної термообробки (RHT).

У стані після прокатки, всі сплави характеризувалися мікроструктурою, що складається з неперекристалізованої матриці  $\beta$ -фази з ламелями  $\alpha$ -фази всередині, які мали сильну хвилястість і частково трансформувалися при гарячій деформаційній обробці в рівноосні частки (рисунок 5.42а). При подальшому відпалі при температурах верхньої

частини  $\alpha+\beta$  області (приблизно на  $50^{\circ}\text{C}$  нижче  $T_{\beta}$ ) в низьколегованому сплаві № 1 відбувається практично повне перетворення в мікроструктуру глобулярного типу (рисунок 5.42б).

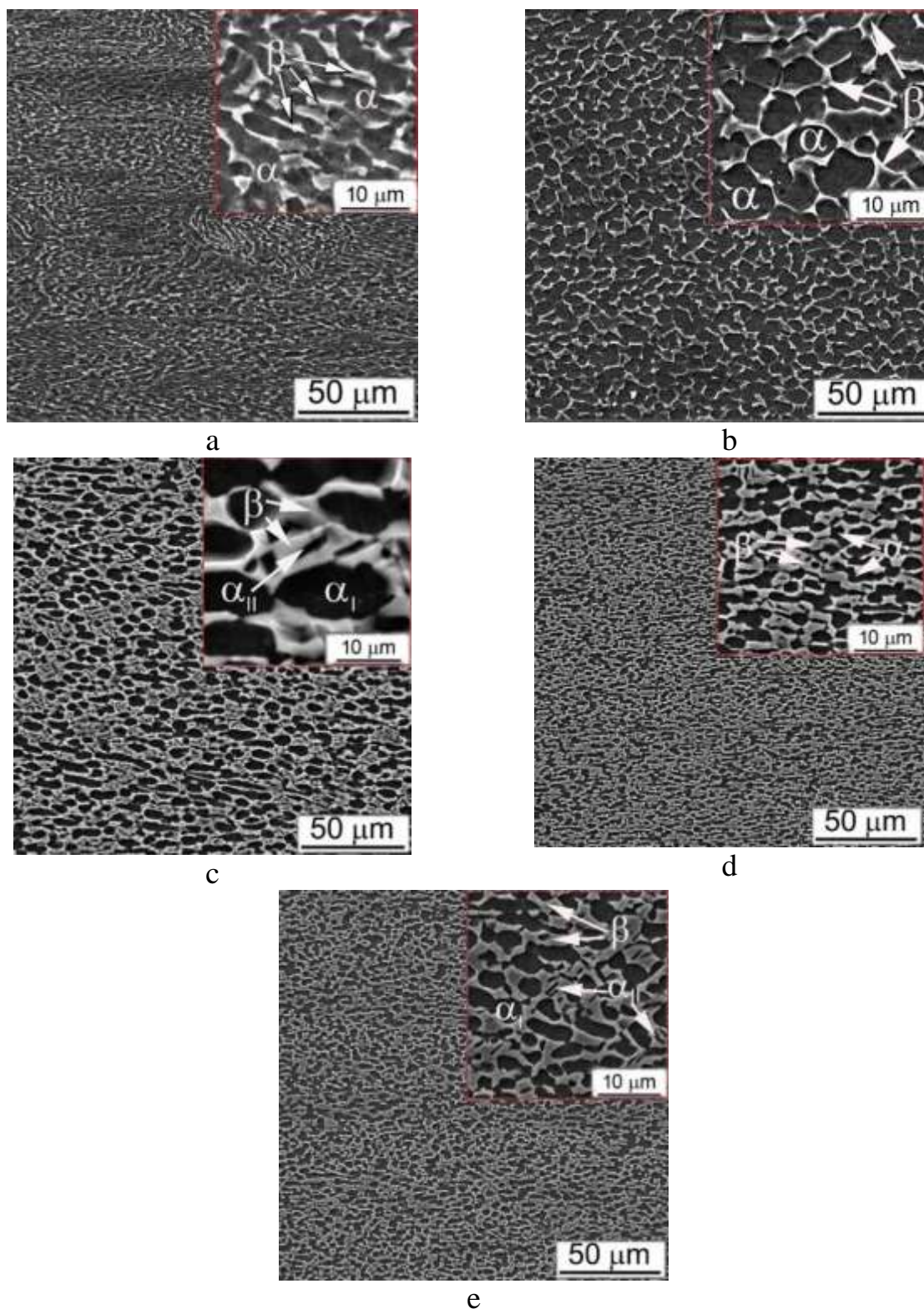


Рисунок 5.42 – Мікроструктура дослідних сплавів: а, б - № 1; с - № 2; д - № 3; е - № 4. (а) - в стані після прокатки, (б-е) в відпаленому стані

У більш легуваних сплавах таке перетворення в глобулярну мікроструктуру не було повним - в відпалених сплавах все ще присутні деякі залишки попередніх  $\alpha$ -ламелей, орієнтованих в основному вздовж напрямку прокатки, можливо, через відносно більш низькі  $T_\beta$  і, отже, температур відпалу (рисунок 5.42b-5.42d).

Середній розмір первинних  $\alpha_1$ -частинок в відпалених сплавах змінювався в межах  $7 \div 10$  мкм.

Крім того, присутність деякої кількості вторинних  $\alpha$ -голок всередині  $\beta$ -матриці спостерігалось в сплавах, що містять більше  $\beta$ -стабілізаторів, очевидно, в результаті поєднання нижчої температури відпалу і більш повільного дифузійного перерозподілу легуючих елементів при охолодженні в печі.

Всі сплави після прокатки і відпалу мають двофазний склад (рисунок 5.43).

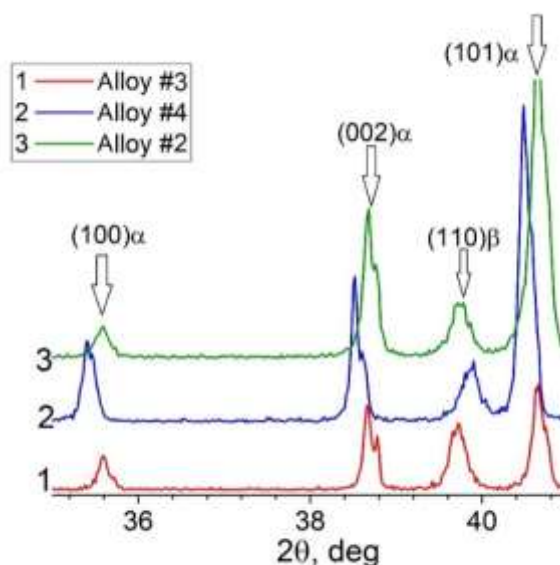


Рисунок 5.43 – Рентгенограми дослідних сплавів в відпаленому стані

Сплави №№ 1-3 з системи Ti-Al-Mo-Fe, незважаючи на вміст заліза, характеризуються дуже схожими рентгенограмами (криві №№ 1 і 3 на рисунку 5.43). Основна відмінність між ними полягає в співвідношенні  $\alpha$ - і  $\beta$ -фаз, при цьому зі збільшенням значення  $C_{Mo}$  (більш високий вміст заліза) кількість  $\beta$ -фази збільшується. У той же час рентгенограма сплаву № 4 з

системи Ti-Al-Mo-Cr характеризується видимою відмінністю положень піків як  $\alpha$ -, так і  $\beta$ -фаз (порівняти криву № 2 з кривими № 1 і 3, рисунок 5.43), що свідчить про помітне розходження в особливостях процесів структуроутворення при деформації та подальшому відпалі (і часткової рекристалізації, яка мала місце як мінімум в  $\alpha$ -фазі). Використовуючи стандартну програму дифрактометра ULTIMA IV з методами Ритвельда [265] і Вільямсона-Холла [266] розраховані фазовий склад, внесок розмірів кристалітів і деформації решітки на розширення піків досліджених сплавів. На дифрактограмах усіх сплавів присутні всі імпульси “ $\alpha$ ” та “ $\beta$ ” фаз з невеликими змінами їх інтенсивності. Наприклад, в сплавах, представлених на рисунку 5.43, залишкові напруги в співвідношеннях  $\alpha/\beta$  фаз складають  $\sim 0.01/0.19$ ,  $\sim 0.05/0.18$ ,  $\sim 0.07/0.07$ , а область когерентного розсіювання  $\sim 0.8$ ,  $\sim 0.95$ ,  $\sim 1$  для сплавів №№ 2, 4, 3 відповідно. Розщеплення ліній (002)  $\alpha$  у всіх цих сплавах (рисунок 5.43) свідчить про те, що вони містять два типи  $\alpha$ -фази, що розрізняються хімічним складом [265-268]. У нашому випадку це первинна  $\alpha_I$ - і вторинна  $\alpha_{II}$ - фази відповідно (рисунок 5.42с і 5.42е). Локальний хімічний аналіз, проведений на скануючому мікроскопі з аналізатором EDX, показав, що, насправді вторинні  $\alpha_{II}$ -частинки містять більшу кількість  $\beta$ -стабілізуючих елементів в порівнянні з  $\alpha_I$ -глобулами (таблиця 5.12).

Таблиця 5.12 - Локальний хімічний склад часток  $\alpha$ -фази (мас.%)

Фаза	Сплав № 3 (Ti-Al-Mo-Fe)				Сплав № 4 (Ti-Al-Mo-Cr)			
	Al	Mo	Fe	Ti	Al	Mo	Cr	Ti
$\alpha_I$	5,30	1,81	0,75	основа	5,93	1,27	0,6	основа
$\alpha_{II}$	4,42	3,36	1,46	÷	4,82	5,36	2,49	÷

Очевидно, це можна пояснити тим, що вторинна фаза утворюється при безперервному охолодженні шляхом розкладання збагаченого цими легуючими елементами метастабільного  $\beta$ -розчину. Крім того, істотна

відмінність в положенні піків рентгенограми сплавів, що містять залізо (криві №№ 1 і 3 на рисунку 5.42) і хром (крива № 2 на рисунку 5.43), можна пояснити відмінностями цих елементів і різних їх вмістом в фазах (таблиця 5.12). Очевидно, що відмінність в легуванні залізом або хромом призводить до різного впливу на параметри міжплощинної відстані цих  $\alpha_I$ - і  $\alpha_{II}$ -фаз, а саме на параметри решітки «а» і «с» (рисунок 5.44).

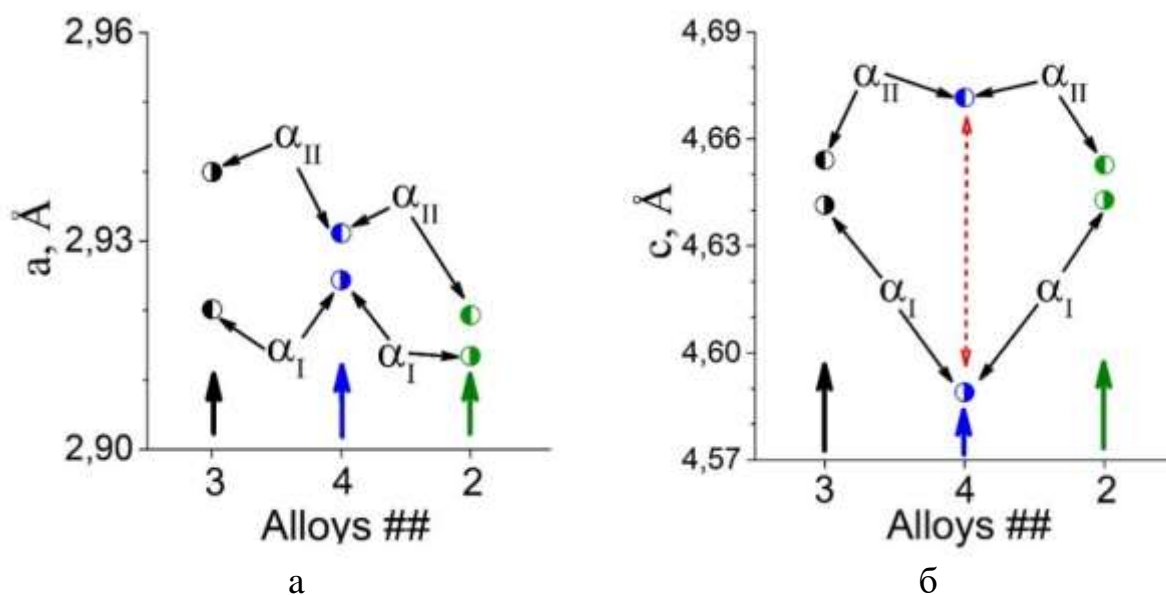


Рисунок 5.44 – Параметри ґратки «а» (а) і «в» (б) для дослідних сплавів №№ 2, 3, 4

Як видно з цих даних, легування досліджуваних сплавів призводить до менш виражених змін параметра «а» для всіх сплавів і параметра «с» для сплавів, легуваних залізом. У той же час, легування хромом призвело до значної зміни параметра «с» для  $\alpha_I$ - і  $\alpha_{II}$ - фаз (рисунок 5.44б).

Наявність всіх імпульсів  $\alpha$  и  $\beta$ -фази і невеликі зміни їх інтенсивності на дифрактограмах титанових сплавів (рисунок 5.43) свідчать про відсутність в них занадто різких текстур, що підтверджено текстурними дослідженнями (рисунок 5.45).

Сплави, що містять залізо в якості  $\beta$ -стабілізуючих елементів, мабуть також мають відміну кристалографічної текстури від сплаву, що містить хром. Більш виражені текстури для обох фаз формуються в сплаві № 3,

який містить більшу кількість Fe (рисунок 5.45а, 5.45b). Ці текстури мають майже осьову симетрію з ледь вираженою віссю повороту 4-го порядку (L4) [269].

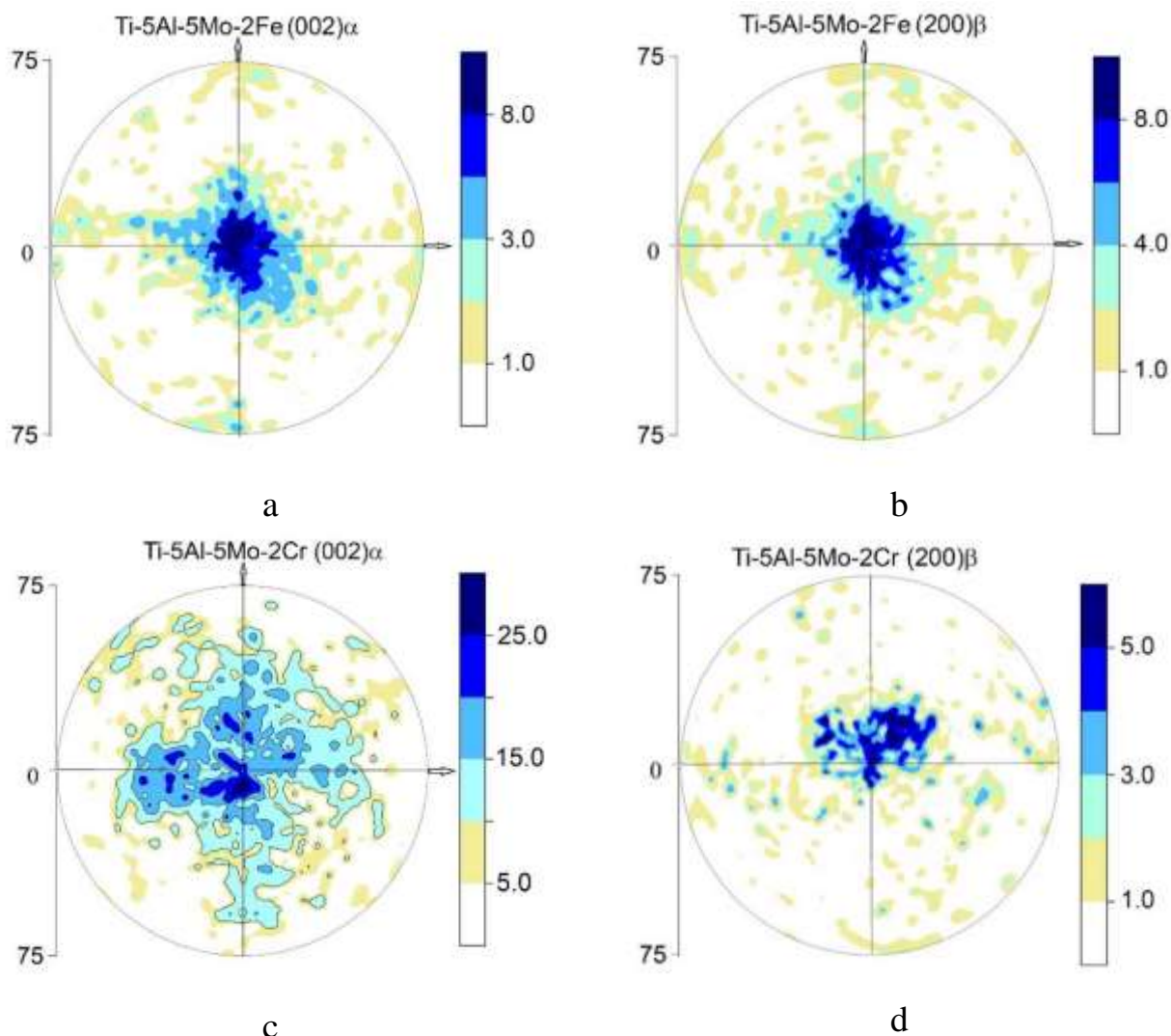


Рисунок 5.45 – Текстури (а, с) (002)  $\alpha$  і (b, d) (200)  $\beta$  сплавів (а, b) № 3 и (с, d) №4 в відпаленому стані

Залишкові напруги і розмір відображень рентгенівських променів в обох  $\alpha$ - і  $\beta$ -фазах цього сплаву практично ідентичні. В сплаві № 4, який містить Cr, текстури більш розкидані (рисунок 5.45с, 5.45d), вони зберігають осьову симетрію, але в  $\alpha$ - фазі вісь L4 більш виражена, а в  $\beta$ -фазі він такий же слабкий, як і в сплаві №3. Досить імовірно, що така різниця текстури  $\alpha$ -фази в сплавах №3 і 4 є наслідком зазначених вище особливостей утворення первинної і вторинної складових цієї фази. З

огляду на дослідження [259, 270, 271], які детально вивчали особливості фазових та структурних перетворень у титанових сплавах, що містять залізо та хром, слід зробити висновок, що таку різницю у всіх результатах рентгенографічного дослідження можна пояснити помітною різницею в дифузійній рухливості цих елементів у титановій матриці [272, 273].

Результати рентгеноструктурного дослідження фазового складу всіх сплавів в різних умовах зведені в таблицю 5.13.

Таблиця 5.13 - Фазовий склад досліджуваних сплавів

№	Термічна обробка (таблиця 5.11)	Фазовий склад			
		Після відпалу	В гартованому стані	Після кінцевого старіння	
1	1.1	Відпал	$\alpha+\beta$	-	-
	1.2	STA	-	$\alpha_I+\alpha'$	$\alpha+\beta$
	1.3	RHT	-	$\alpha_I$	$\alpha+\beta$
2	2.1	Відпал	$\alpha+\beta$	-	$\alpha+\beta$
	2.2	STA	-	$\alpha_I+\alpha'$	$\alpha+\beta$
	2.3	RHT	-	$\alpha_I$	$\alpha+\beta$
3	3.1	Відпал	$\alpha+\beta$	-	$\alpha+\beta$
	3.2	STA	-	$\alpha+\beta_m$	$\alpha+\beta$
	3.3	RHT	-	$\alpha''$	$\alpha+\beta$
4	4.1	Відпал	$\alpha+\beta$	-	$\alpha+\beta$
	4.2	STA	-	$\alpha+\beta_m$	$\alpha+\beta$
	4.3	RHT	-	$\alpha''$	$\alpha+\beta$

Видно, що в відпалених і остаточно зістарених умовах все сплави мають стабільний фазовий склад  $\alpha+\beta$ . У той же час, при закалюванні після нагрівання до високої температури як STA, так і RHT обробки фазовий склад сплавів був різним. Наприклад, відносно низьколеговані з  $\beta$ -стабілізуючими елементами сплави №№1 та 2 в загартованому стані після охолодження в печі мають склад  $\alpha_I+\alpha'$ , після RHT - однофазний склад  $\alpha'$ .



Більш леговані сплави №№ 3 і 4 після нагрівання в печі мають склад  $\alpha+\beta_m$ , а після швидкісної термообробки - мають одиничний  $\alpha'$ -мартенсит.

Ці результати дозволяють встановити наступну послідовність фазових перетворень (таблиця 5.14):

Таблиця 5.14 – Послідовність фазових перетворень

		Початковий стан	Нагріті до високої температури	Після гартування	Після кінцевого старіння
Сплави №№ 1 і 2	СТА	$\alpha_0+\beta\rightarrow$	$\alpha_I+\beta_m\rightarrow$	$\alpha_I+\alpha'\rightarrow$	$\alpha_I+\alpha_{II}+\beta$
	РНТ	$\alpha_0+\beta\rightarrow$	$\beta_m\rightarrow$	$\alpha_I\rightarrow$	$\alpha+\beta$
Сплави №№ 3 і 4	СТА	$\alpha_0+\beta\rightarrow$	$\alpha_I+\beta_m\rightarrow$	$\alpha_I+\beta_m\rightarrow$	$\alpha_I+\alpha_{II}+\beta$
	РНТ	$\alpha_0+\beta\rightarrow$	$\beta_m\rightarrow$	$\alpha''\rightarrow$	$\alpha+\beta$

Нагрівання на 1-й стадії твердіння СТА-обробки при температурах приблизно на  $50^\circ\text{C}$  нижче  $T_\beta$  сформувала в сплавах мікроструктурні стани, що складаються із залишків первинних  $\alpha$ -кристалів, оточених метастабільною  $\beta$ -матрицею (рисунок 5.46а). Подальше старіння викликане розкладанням  $\beta_m$  на дрібнодисперсну суміш  $\alpha_{II}+\beta$  (рисунок 5.46b), коли товщина  $\alpha_{II}$  не перевищує 100-150 нм (рисунок 5.46с), забезпечуючи зміцнюючий ефект [256, 274] (рисунок 5.46b-5.46d). Після термічної обробки і старіння на тих же режимах мікроструктура характеризується повністю  $\beta$ -перетвореною мікроструктурою, при цьому  $\beta$ -зерна збільшуються з декількох  $\mu\text{m}$  (в початковому стані, рисунок 5.46d і 5.46е) до 20-30  $\mu\text{m}$ , а також дрібнодисперсною сумішшю  $\alpha+\beta$  всередині них (рисунок 5.46е, 5.46f). Можна зауважити, що після термозміцнюючої обробки остаточна дисперсія  $\alpha_{II}$ -частинок помітна менше, маючи більший вміст  $\beta$ -легуючих елементів у сплавах № 3 та 4, порівняно з менш легованими сплавами №1 та 2 (порівняйте рисунки 5.46f з 5.46с).

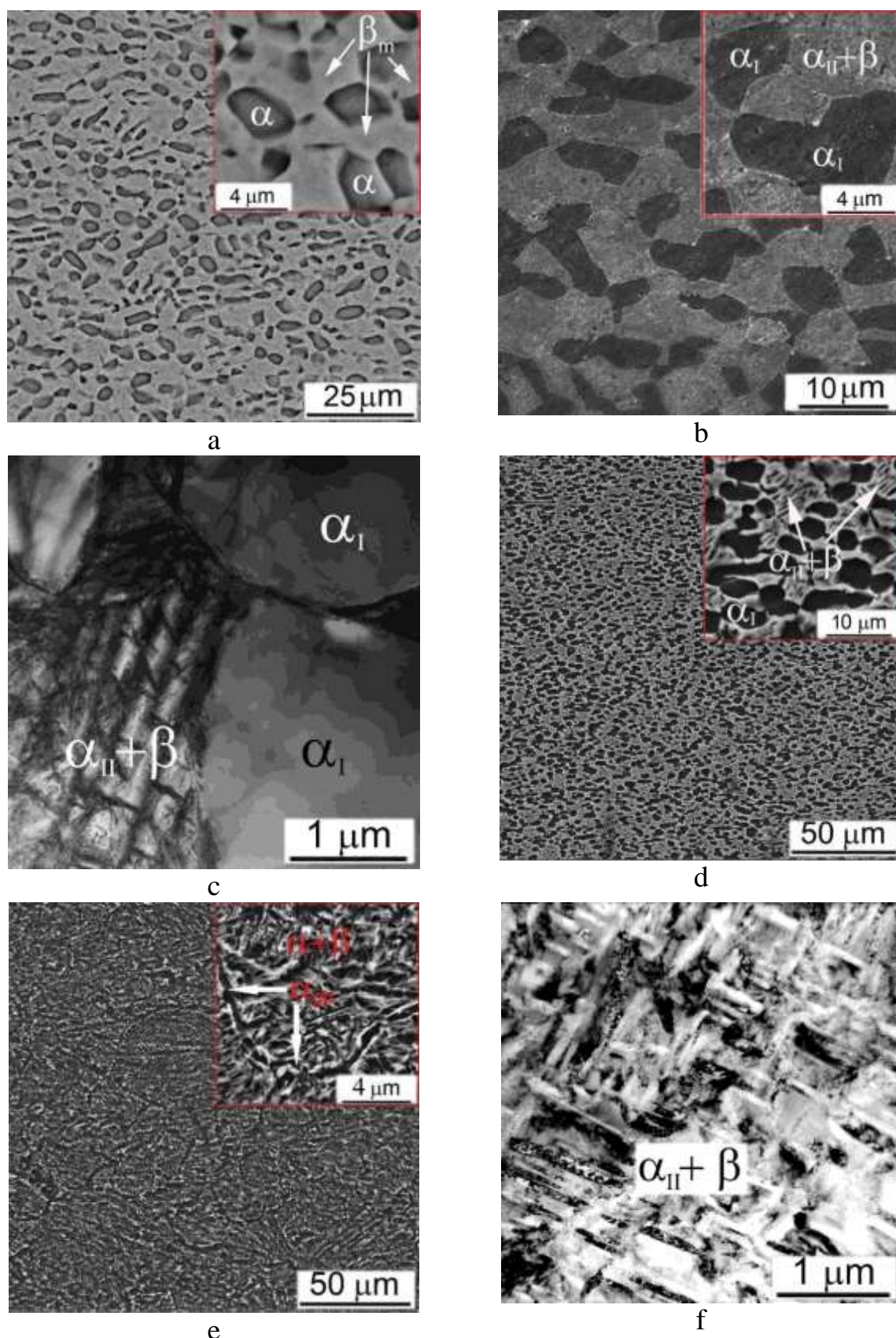


Рисунок 5.46 – Мікροструктура сплавів: а-с № 1 та d-f № 4 в (а) охолодження у воду, (b-d) STA та (e, f) RHT стан

Результати випробувань на розтяг отриманих матеріалів представлені в таблиці 5.15. Дані для більш легованого сплаву Ti-1.5Al-1Fe-7.2Cr [275, 276] були додані для порівняння, щоб показати вплив  $C_{Mo}$ , що перевищує 10 ваг.%. Типові приклади кривих розтягування для сплавів № 3 і 4 наведені на рисунку 5.47, які показують, як використання зміцнюючої термообробки призводить до значного збільшення міцності і зниження пластичності отриманих сплавів.

Таблиця 5.15 - Властивості при розтягуванні (швидкість деформації  $8 \cdot 10^{-4} \text{с}^{-1}$ )

№	Сплав № / $C_{Mo}$	Стан	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_{0,2}$ , %	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Ti-Al-Mo-Fe							
1	1/3,8	Прокатаний	946	983	6,5	14,2	36,7
2		Відпалений	944	987	7,6	16,5	49,0
3		СТА	948	992	4,3	11,5	38,6
4		RHT	951	1010	2,9	10,4	36,9
5	2/6,5	Прокатаний	1012	1034	1,9	10,7	30,3
6		Відпалений	988	1022	4,8	16,2	42,6
7		СТА	1114	1182	2,1	8,7	24,8
8		RHT	1195	1267	1,4	7,9	26,4
9	3/9,8	Прокатаний	1098	1187	2,1	9,8	32,5
10		Відпалений	998	1065	7,8	14,6	42,4
11		СТА	1340	1363	3,3	7,5	22,1
12		RHT	1400	1428	1,8	6,9	21,5
Ti-Al-Mo-Cr							
13	4/8,6	Прокатаний	1143	1168	2,7	13,2	34,2
14		Відпалений	1098	1121	12,4	18,6	48,6
15		СТА	1365	1412	3,5	8,8	27,5
16		RHT	1488	1512	1,9	7,9	27,8
Ti-1.5Al-1Fe-7.2Cr [275, 276]							
17	5/12,5	Прокатаний	1027	1085	-	10,3	26,7
18		Відпалений	938	952	-	18,6	42,4
19		СТА	1312	1328	-	9,5	28,8

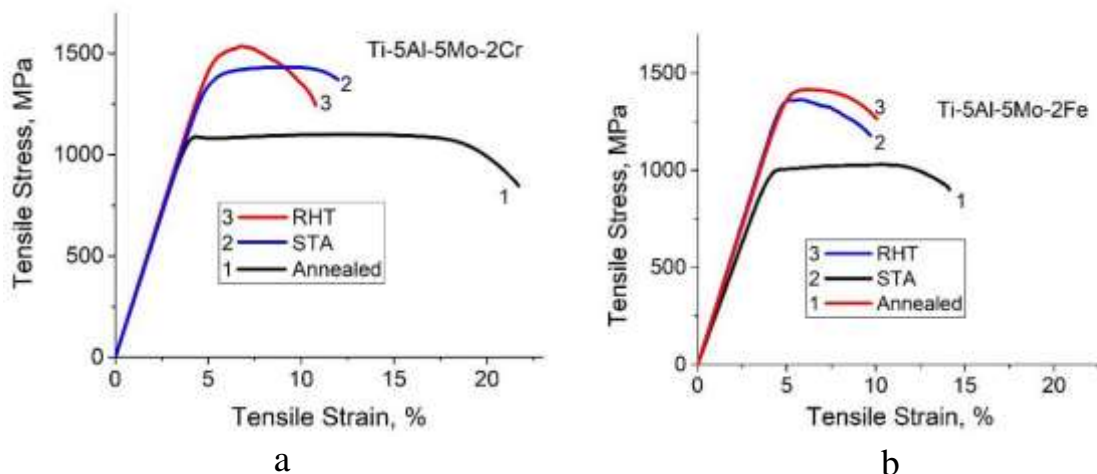


Рисунок 5.47 – Криві розтягу сплавів №4 (а), №3 (б) в мікроструктурних станах після різних термообробок

Аналізуючи результати, які представлені в таблиці 5.15, можна зробити висновок, що всі сплави в змозі характеризуватися дуже високими механічними характеристиками після прокатки, а також після всіх видів термообробки. Наприклад, менш легований сплав № 1 ( $C_{Mo}=3,8\%$ ) характеризується рівнями міцності і пластичності (таблиця 5.15), які цілком можна порівняти з властивостями широко вживаного сплаву Ті-6-4. Підвищення вмісту заліза в сплавах даної системи легування призводить до значного збільшення міцності при збереженні пластичності на досить високому рівні (5-12 в таблиці 5.15). Заміщення заліза на хром в найбільш легovanому сплаві №4 забезпечує досягнення найкращого рівня механічних характеристик (пп. 13-16 таблиця 5.15). Це показано залежностями, представленими на рисунку 5.48. У всіх випадках рівень міцності характеризується максимумом в інтервалі концентрацій 8-10ваг.%. Що стосується пластичних характеристик, то зі збільшенням  $C_{Mo}$  вони поступово знижуються, за винятком сплаву № 4, який відповідає локальному максимуму, ймовірно, через те, що на відміну від інших сплавів він містить хром замість заліза.

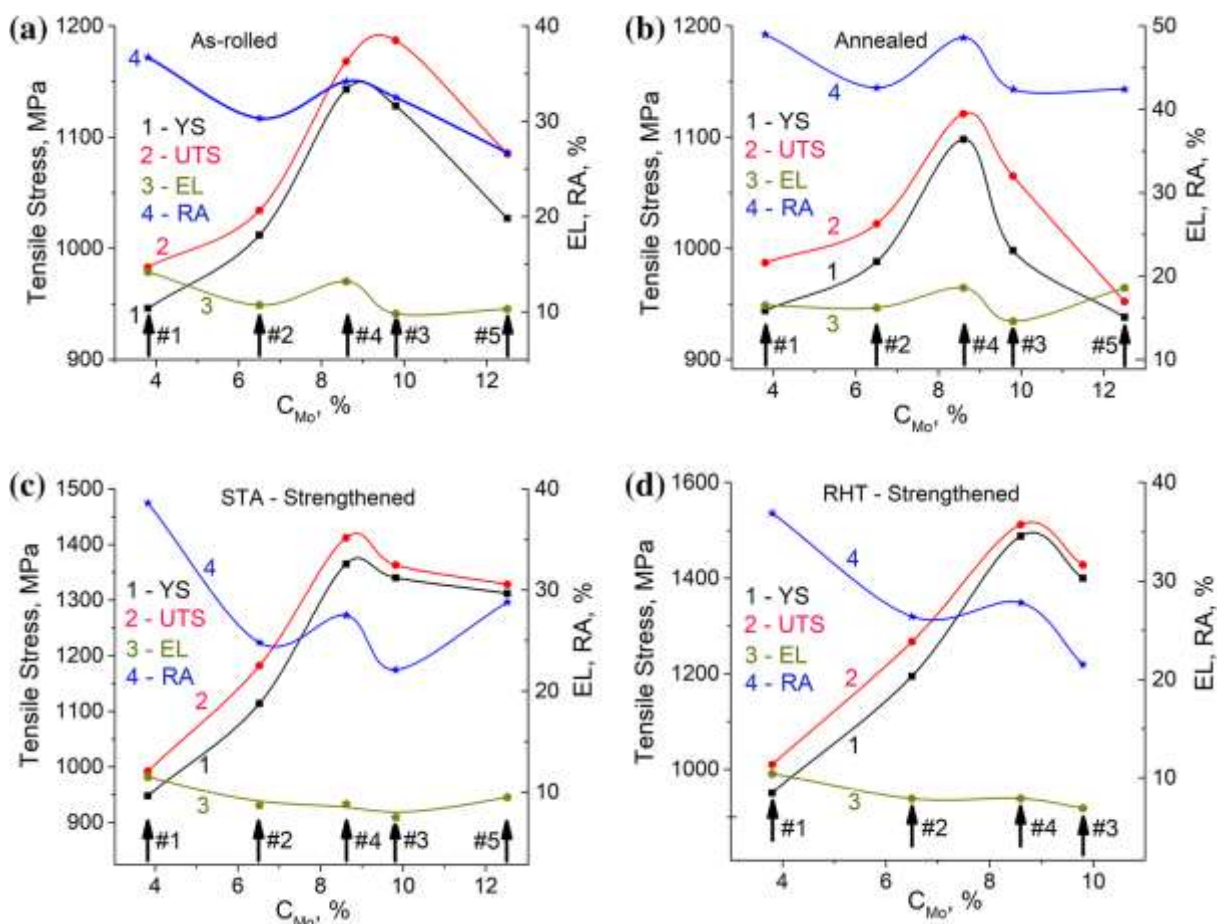


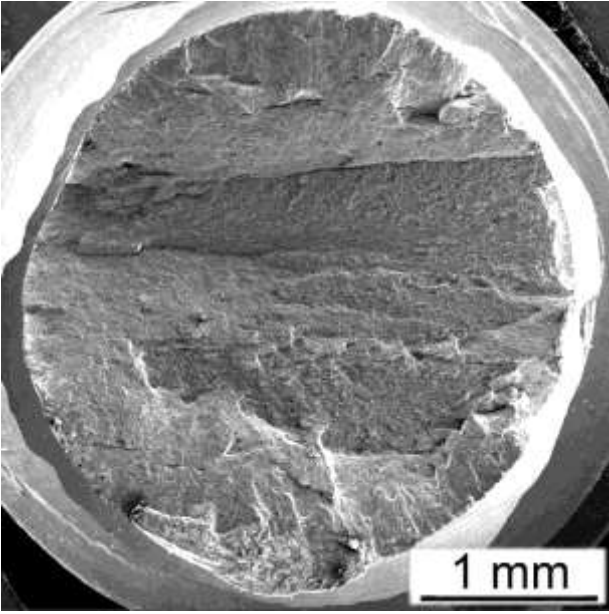
Рисунок 5.48 – Вплив вмісту  $\beta$ -стабілізуючих елементів на властивості при розтягуванні досліджуваних сплавів в станах: (а) після прокатки, (б) відпаленого, (с) STA-зміцненого, (д) RHT-зміцненого. Дані для сплаву Ti-1.5Al-1Fe-7.2Cr ( $C_{Mo} = 12,5\%$ ), представлені в (а) - (с)

У стані після прокатки (рисунок 5.48а) максимальна міцність була отримана для сплаву №3 ( $C_{Mo}=9,8\%$ ), а у всіх інших випадках (після відпалу - рисунок 5.48б і зміцнення обох видів - рисунок 5.48с і 5.48д) максимум міцності відповідав сплаву №4 ( $C_{Mo}=8,6\%$ ). У той же час, кращі характеристики пластичності у всіх випадках були отримані для одного і того ж сплаву №4. Це явище можна пояснити також відмінністю дифузійної рухливості заліза і хрому в титановій матриці [269, 272, 277], що в багатьох випадках досить суттєво впливає на структурні і фазові перетворення і, таким чином, на механічні властивості сплавів титану. Зокрема, залізо схильне до утворення локальних флуктуацій, збагачених

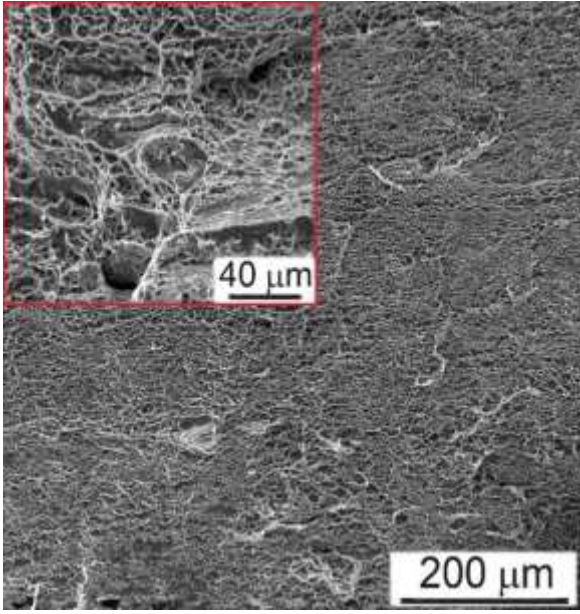
цим елементом, аж до утворення високодисперсних частинок інтерметалідних сполук [256–277], що викликає тенденцію до охрупчування через такі локальні зони, особливо якщо вони утворюються по межах зерен. [259]. З огляду на вищевикладене, відмінність в хімічному складі (таблиця 5.12) і параметрі решітки «с» вторинної  $\alpha_{II}$ -фази в сплаві № 4 (рисунок 5.44), в цьому сенсі хром здається більш привабливим елементом з дещо меншою дифузійною рухливістю і не схильний до утворення локальних флуктуацій, через що при створенні нових метастабільних  $\beta$ -сплавів системи Ti-Fe-Cr-(Al) [270, 271, 275] співвідношення заліза і хрому зміщено в бік останнього.

Підводячи підсумки з вищевикладеного, можна зробити висновок, що випробування на розтяг показали досить хороший і конкурентоспроможний з традиційними промисловими сплавами рівень міцності і пластичності експериментальних сплавів обох систем легування у всіх вивчених станах, а саме в стані після прокатки, відпалу і гартування. В останньому випадку кращі результати були отримані при застосуванні спеціальної нерівноважної безперервної швидкісної термообробки RHT. Слід зазначити що був використаний лише один режим RHT, який не є оптимальним, оскільки для настройки режимів термодинаміки і остаточного старіння така обробка вимагає додаткового дуже детального вивчення [255, 260, 264, 274, 278].

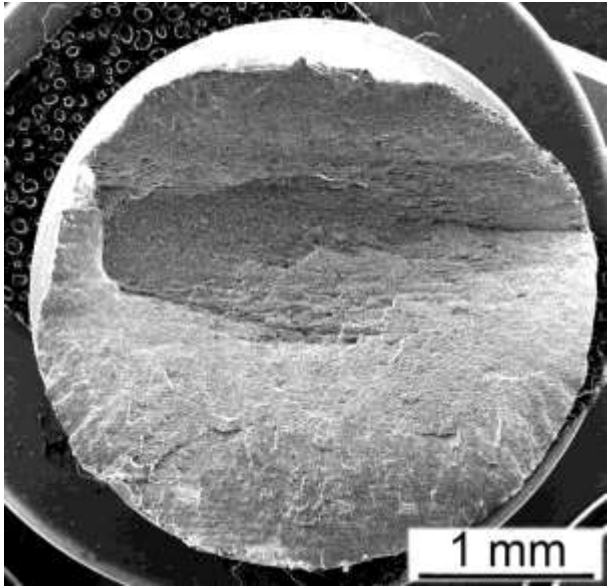
Було досліджено механізми деформації і руйнування одержаних сплавів. Перш за все, слід зазначити, що, незважаючи на суттєву різницю в вмісті  $\beta$ -легуючих елементів у сплавах №№ 1, 2 і 3, видимої різниці в їх поверхні руйнування не спостерігалось. Тому були проаналізовані поверхні зламу, що утворилися при випробуваннях на розтяг, на типових прикладах сплавів №№ 3 і 4 (рисунок 5.49).



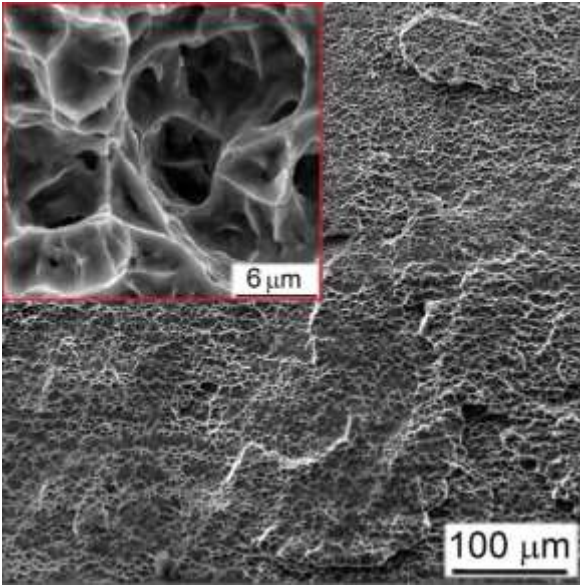
a



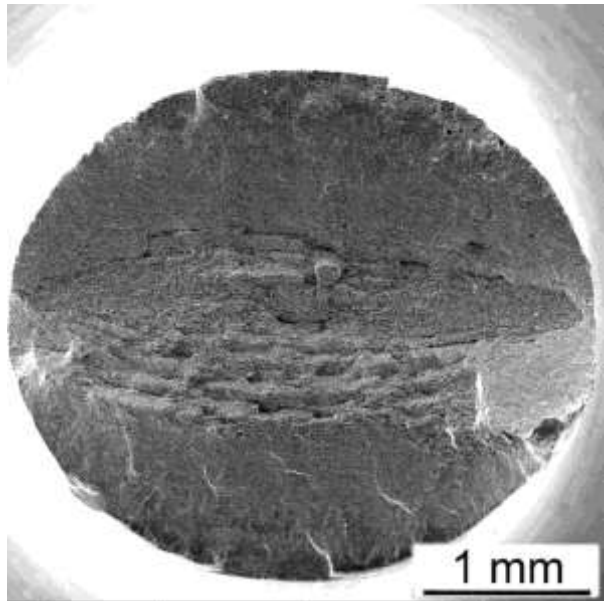
b



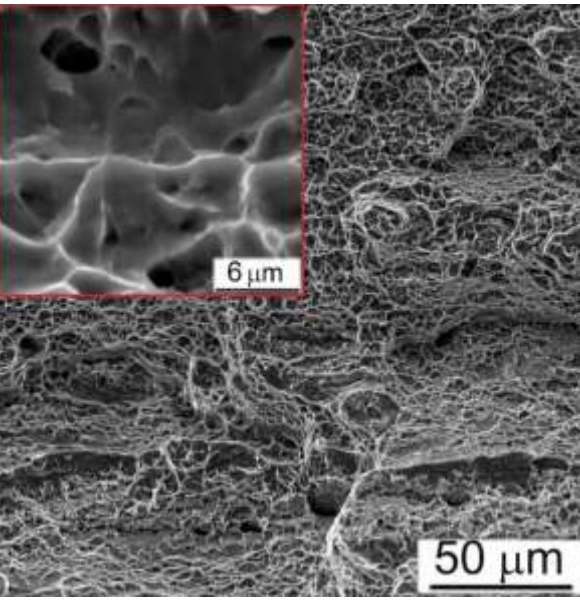
c



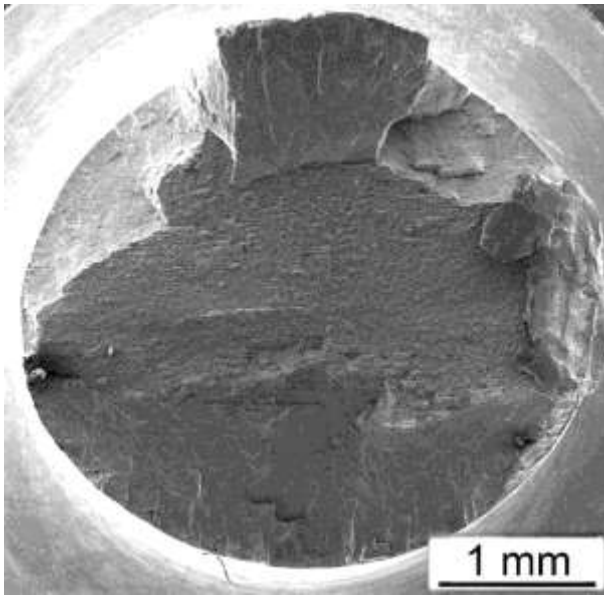
d



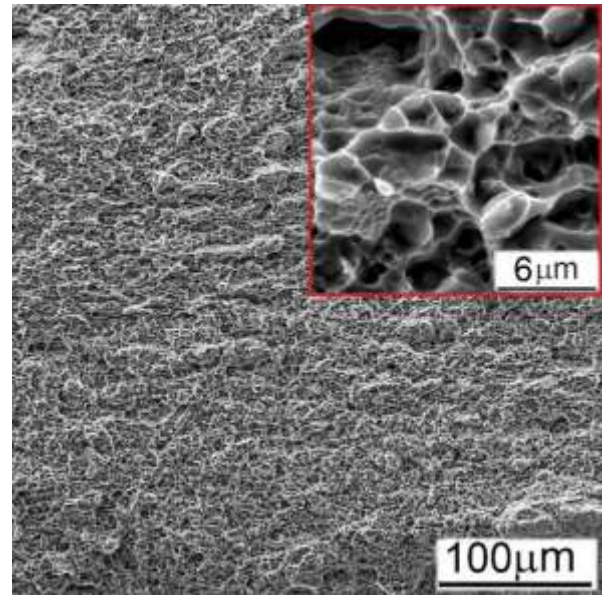
e



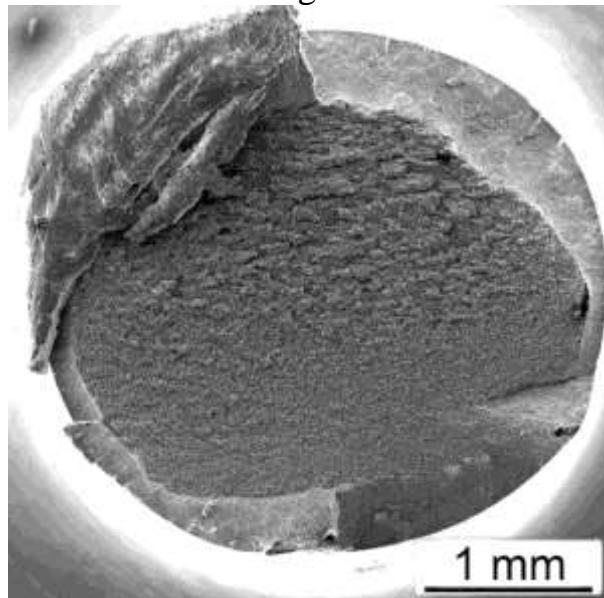
f



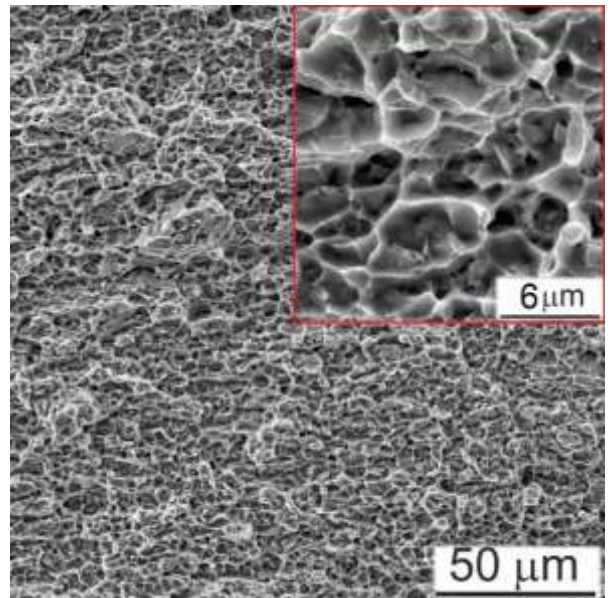
g



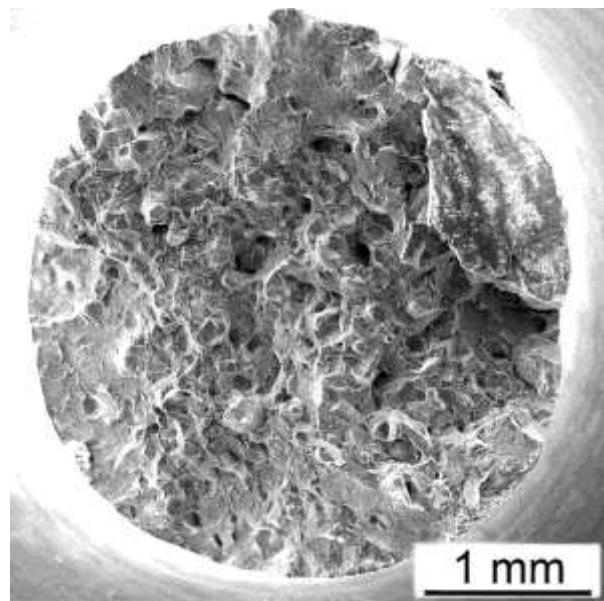
h



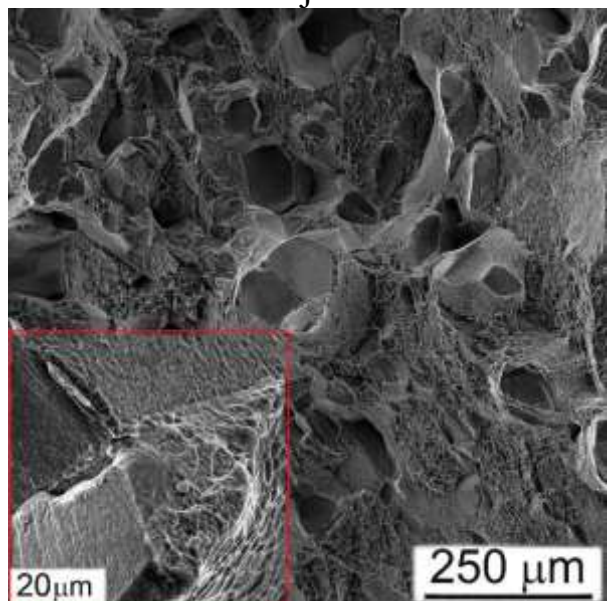
i



j



k



l



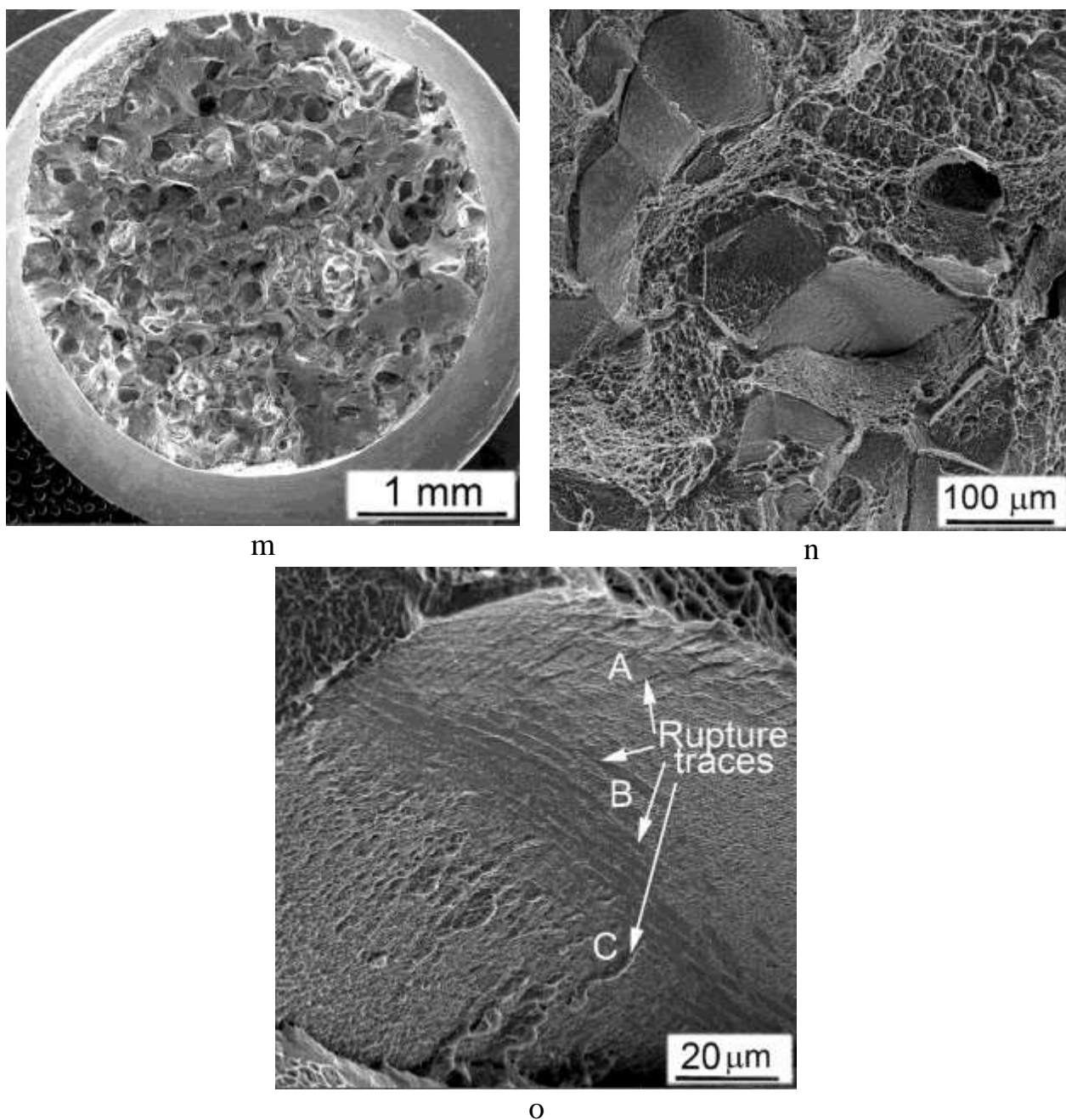


Рисунок 5.49 – Поверхня руйнування сплавів: а, b, e, f, g, h, k, l - № 3; с, d, i, j, m, o - № 4. (a-d) в прокатаному стані; e, f - відпалені; (g-j) СТА-гартування; (k-o) - РНТ гартування. Букви «А», «В» і «С» в (o) позначають вихід на поверхню субзерен з різною орієнтацією внутризеренних пакетів  $\alpha_{II}$ -фази

У стані після прокатки всі сплави, незважаючи на вміст легуючих елементів, мають схожий характер поверхні зламу - на макрорівні спостерігається розшарування, аналогічне мікроструктурним (рисунок 5.49а і 5.49с з рис. 5.42а), а на мікрорівні поверхня має ямчатий рельєф,

який вказує на пластичний характер руйнування (рисунок 5.49b та 5.49d). Така ж ситуація спостерігається і на зразках, випробуваних після відпалу (рисунок 5.49e), і, звичайно, характер руйнування також пластичний (рисунок 5.49f). Іншими словами, відпал не викликав рекристалізації матричних зерен  $\beta$ -фази, які ще мають подовжену форму в напрямку прокатки. Виймки на поверхні вказують на те, що тріщина все ще пластична (рисунок 5.49f з 5.49b і 5.49d). Таке розшарування зламаних поверхонь можна пояснити кристалографічною текстурою  $\beta$ -фази (рисунок 5.45b, 5.45d). Очевидно, що таке розшарування є результатом поширення вторинних відносно коротких тріщин (перпендикулярно поверхні спостережуваного руйнування, що утворилася внаслідок зростання основної тріщини) вздовж висококутових меж між сусідніми нерекристалізованими сплющеними та розтягнутими в напрямку прокату  $\beta$ -зернами.

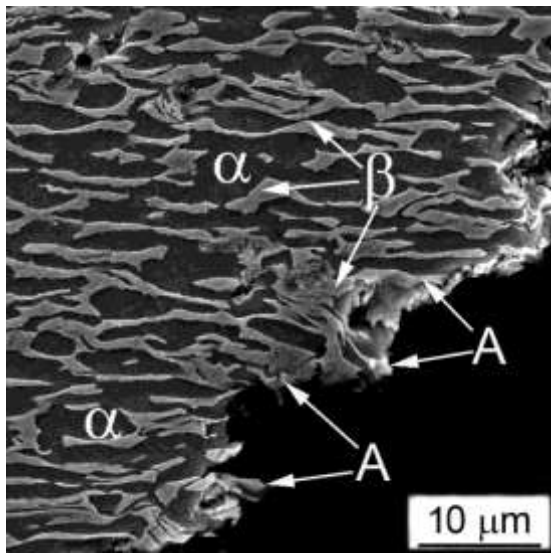
Подальше зміцнення СТА з нагріванням в печі формує матрицю  $\alpha_{II}+\beta$ , набагато більш міцну порівняно із залишками первинної  $\alpha_I$ -фази і вихідної (як в розглянутих вище відпалених станах)  $\beta$  - матрицею. В результаті поверхня зламу (рисунок 5.49g–5.49j) стала більш плоскою (замість шаруватої) в порівнянні зі станом після прокатки (рисунок 5.49a–5.49d) і відпаленим (рисунок 5.49e і 5.49f), однак на мікрорівні спостерігаються такі ж пластичні ямки (але трохи меншого розміру -  $2\div 5$  мкм в СТА-стані в порівнянні з 5-12 мкм в стані після прокатки або відпалу (рисунок 5.49h, 5.49j), що можна пояснити меншим розміром залишків  $\alpha_I$ -фази в порівнянні з розмірами вихідних  $\alpha_0$  частинок в відпаленому стані.

Застосування РНТ повністю змінило характер поверхонь зламу (рисунок 5.49k – 5.49o). За рахунок послідовності фазових перетворень  $\alpha_0+\beta\rightarrow\beta_m\rightarrow\alpha_I+\alpha_{II}+\beta$  вихідна (що виникла при термомеханічній обробці) мікроструктура зерна перерекристалізувалася. Добре розвинений рельєф поверхні (рисунок 5.49k і 5.49m) ілюструє обрив, що повторює загальну структуру  $\beta$ -зерен, що дозволяє зробити висновок про поширення тріщин

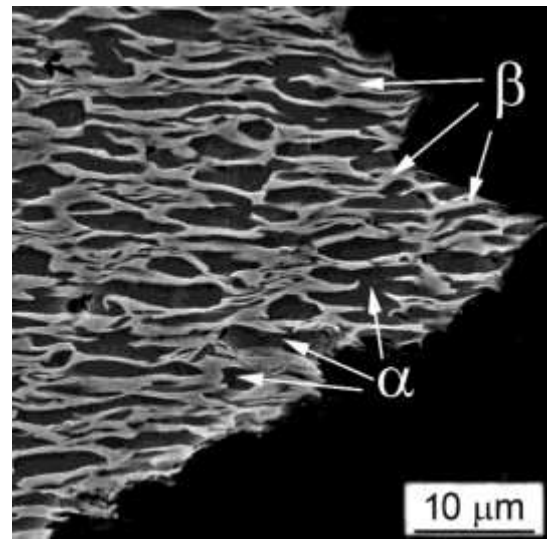
уздовж їх кордонів. Однак поряд з розколом граней спостерігалися також локальні зони, що містять пластичні ямки (рисунок 5.49l і 5.49n). Цей факт можна пояснити тим, що в залежності від конкретної кристалографічної орієнтації окремих зерен тріщини, що поширюються, можуть проходити або вздовж межі зерен, або досягти якогось «добре орієнтованого» зерна »- через його об'єм, які мають різну просторову орієнтацію (позначені літерами « А », « В » і « С » на рисунку 5.49o).

Мікроструктура поблизу поверхонь зламу одних і тих же (з рисунка 5.49) випробуваних зразків представлена на рисунку 5.50. Як видно на прокатаному (рисунок 5.50a і 5.50c) і відпаленому (рисунок 5.50b і 5.50d) станах локації характеризуються витягнутими в напрямку розтягування (і пластичної течії) частками прошарків  $\alpha$ - і  $\beta$ -фаз. У той же час добре видно, що незважаючи на те, що обидві фази були досить пластичними,  $\beta$ -фаза мала більш високу міцність і її кінці утворювали краї ямок (позначених буквами «А» на рисунках 5.50a і 5.50b). Абсолютно така ж ситуація спостерігалася при відпалі цих сплавів (рисунок 5.50c, 5.50d). Також слід зазначити, що в деформованій мікроструктурі як в прокатаному, так і в відпаленому стані, ні поблизу поверхні руйнування, ні на деякій відстані від неї не спостерігали ані пор, ані тріщин.

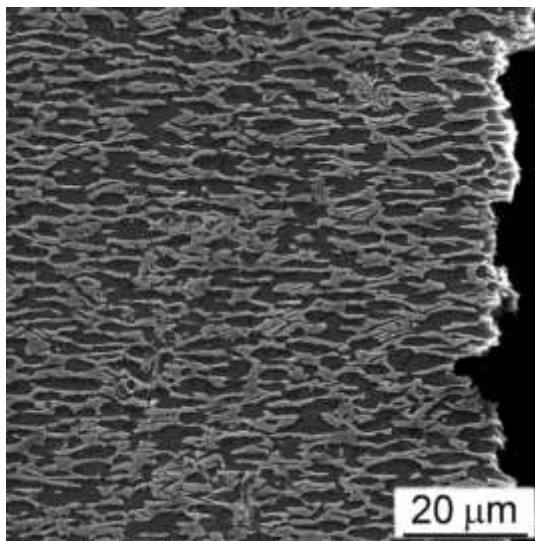
У СТА-зміцненому стані мікроструктура має істотні відмінності. Перш за все, велика кількість пір і тріщин (останні, очевидно, утворилися в результаті злиття сусідніх пір) спостерігалися в області, близької до поверхні руйнування (рисунок 5.50e, 5.50g). Ці пори і тріщини виникли на межі поділу між частинками залишкової  $\alpha_1$ - фази і зміцненої матриці  $\alpha_{II} + \beta$  (рисунок 5.50f). Останній структурний елемент ще більш зміцнений в порівнянні з вихідною  $\beta$ -фазою і також утворює краї ямок (позначені літерою «А» на рисунку 5.50h).



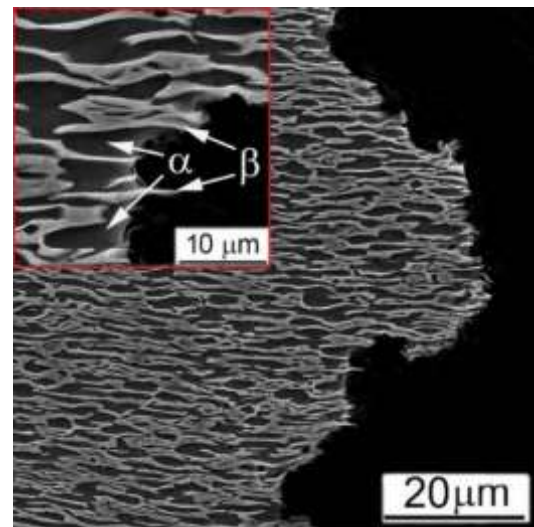
a



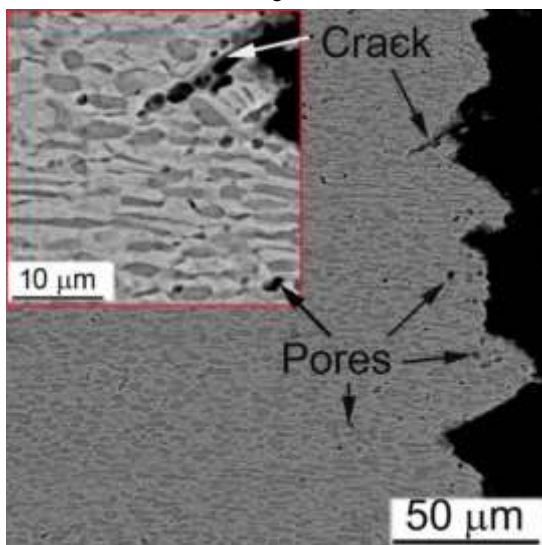
b



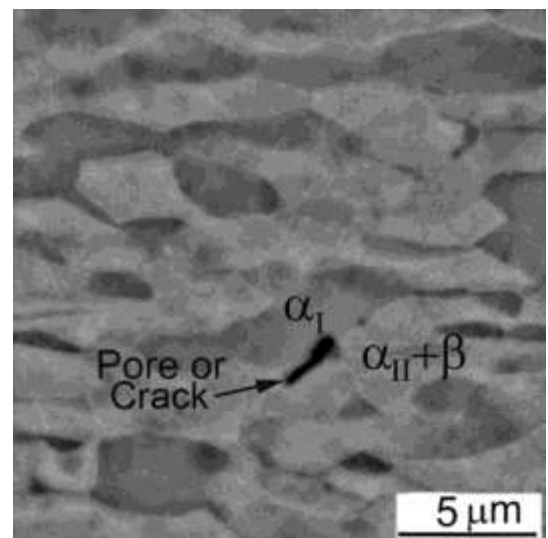
c



d



e



f

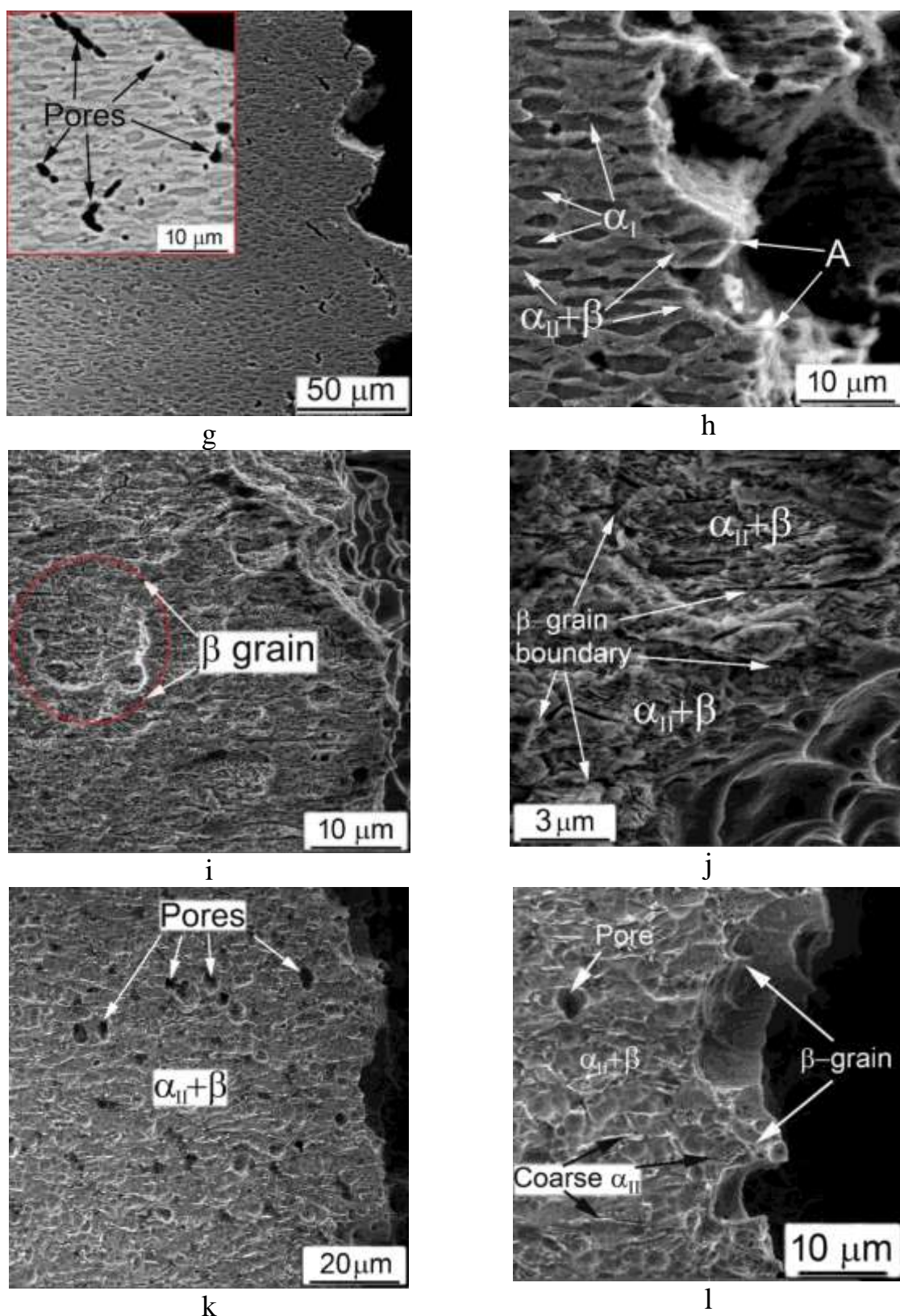


Рисунок 5.50 – Мікроструктура сплавів: а, b, e, f, i, j - № 3; с, d, g, h, k, l - № 4 поблизу поверхні руйнування в станах: (а, с) після прокатки, (b, d) відпалений, (e-h) СТА-зміцнений, (i-l) РНТ-зміцнений. «А» в (h) позначає краю пластичної лунки. Розтягування проводилося в горизонтальному напрямку

RHT-зміцнений стан більш зміцнений серед усіх досліджених в даній роботі матеріалів і не має залишків первинних  $\alpha$ -частинок, деформована мікроструктура поблизу поверхні зламу має ознаки пластичної течії у вигляді витягнутих в напрямку розтягування елементів мікроструктури (рисунок 5.50i-5.50l). ). У сплаві №3, що містить залізо в якості легуючого елемента, пори і тріщини в високодеформованій зоні біля поверхні руйнування, швидше за все, виникли на кордонах  $\beta$ -зерен або більших пакетів вторинних  $\alpha$ -голок. У сплаві № 4, легуваному хромом, в якому як при прокатці (рисунок 5.42e), так і при старінні (рисунок 5.45e) утворилося кілька відносно більших вторинних  $\alpha_{II}$ - частинок, саме ці частинки спостерігалися в зоні поблизу поверхні тріщини (рисунок 5.50k і 5.50l). Очевидно, саме ці частинки були місцями зародження пір і тріщин, а краї ямок (особливо більших), ймовірно, можуть бути пов'язані з межами  $\beta$ -зерен (рисунок 5.50l).

Таким чином, з аналізу наведених вище досліджень можна зробити наступні висновки. По-перше, у всіх дослідних сплавах з усіма розглянутими мікроструктурними станами мають пластичний характер руйнування хоча б на мікрорівні. Найбільш пластичні деформації (більш високі значення  $\delta$  і  $\psi$  (таблиця 5.15) та руйнування виникають, коли міцність та пластичність фаз, що складають сплав, близькі - ця ситуація мала місце в прокатаних та відпалених станах, та які мають рівноважний (або близький до рівноважного) стан  $\alpha$ - і  $\beta$ -фаз і однакові розміри часток.

У цьому випадку обидві фази деформуються «спільно», пластично перетікаючи в напрямку прикладання зовнішньої сили. При досягненні межі міцності найменш міцної фази (очевидно, це  $\alpha$ -фаза) в ній утворюються пори/тріщини, а потім і більш сильна  $\beta$ -фаза також руйнується, в результаті чого утворюються пластичні лунки (рисунок 5.50a). Основна тріщина поширюється за рахунок злиття сусідніх пластичних мікроямок, в той час як великокутові кордони між сусідніми

нерекристалізованими зернами служать майданчиками для поширення вторинних тріщин, які формують рельєф розшарування на «макрорівні».

Коли вихідна  $\beta$ -фаза і деяка частина вихідних  $\alpha_0$ -частинок перетворюються в процесі СТА-зміцнення в набагато більш міцну дрібнодисперсну суміш  $\alpha+\beta$ , цей структурний компонент сплавів стає найбільш міцним, але і найменш пластичним в порівнянні з залишками первинної  $\alpha_1$ -фази. У процесі пластичної течії такого матеріалу найбільші локальні напруги виникають на кордонах розділу між м'якшою  $\alpha_1$ -фазою і міцнішою  $\alpha_{II}+\beta$ -матрицею, в результаті чого з'являється велика кількість пір (пізніше утворюють тріщини), в кінцевому підсумку викликаючи перелом. Наявність сильнішої  $\alpha_{II}+\beta$ -матриці забезпечує підвищену міцність сплавів (яка вище при підвищеному вмісті  $\beta$ -легуючих елементів), а невідповідність міцності і пластичності  $\alpha_{II}+\beta$ -частинок матриці і  $\alpha_1$ -фази призводить до помітного зниження пластичних характеристик (таблиця 5.15). А повне зникнення (в результаті високотемпературного зміцнення) щодо більш м'яких частинок первинної  $\alpha_1$ -фази, що супроводжується зміною як природи, так і розмірів структури  $\beta$ -зерен, привело до досягнення максимального рівня міцності в сплавах (таблиця 5.15). Однак грубі кордони покриття  $\alpha$ -фази з  $\beta$ -зернами, що утворилися в процесі повної рекристалізації фази (рисунок 5.46e, 5.46f) стає місцем найбільших локалізованих напружень, що виникають на кордоні розділу між ним і  $\alpha_{II}+\beta$ - матрицею при істотно підвищених порівняно з іншими структурними станами напружених [256, 279]. Найменші тріщини, що утворилися при значно більш високих напругах (в порівнянні з іншими структурними станами), дуже швидко поширюються уздовж такої граничної пластинчастої  $\alpha$ -фази через вищезгадані невідповідності міцності і пластичності сусідньої матриці і кордону зерна  $\alpha$ -форми, а також протяжних дислокацій ковзання в останньому [256].

## Висновки по розділу 5

1. Розроблено технологію отримання зливків економнолегованих сплавів титану методом ЕПП. Показано, що ЕПП з проміжною ємністю дозволяє отримати якісні зливки як за хімічним складом, так і за структурою.
2. Отриманий методами ЕПП та гарячої прокатки сплав TIMETAL LCB після відпалу, як при температурах двофазної  $\alpha+\beta$  області, так і однофазної  $\beta$  області, характеризується високим комплексом механічних характеристик, коли міцність на рівні вище 1100 МПа поєднується з достатніми пластичними характеристиками, властивим більш легованим і більш дорогим титановим сплавам.
3. Хороші властивості сплаву Ti-6-4(міцність близько 1000 МПа в поєднанні з високим запасом пластичності) можна отримати навіть після одноразового ЕПП, з подальшим гарячим деформуванням без остаточного відпалу. У той же час сплав TIMETAL LCB, незважаючи на здатність отримувати дуже високу міцність (не менше 1500 МПа), характеризується відносно низькою пластичністю, і в першу чергу - малою стадією рівномірної пластичної деформації раннього пуску локалізованого пластичного потоку, особливо при збільшенні швидкості деформації.
4. Відпрацьовано технологію отримання зливків економнолегованих сплавів титану, в тому числі з підвищеним вмістом кисню Ti-1,5Fe-0,4O і Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe методом ЕПП з проміжною ємністю.
5. Структура металу економнолегированого псевдо- $\alpha$ -сплаву системи Ti-1,5Fe-0,4O в стані після прокату однорідна і складається з пластинчастої  $\alpha$ -фази, в проміжках між пластинами якої розташовується  $\beta$ -фаза, міцність сплаву знаходиться на рівні 730 МПа, значення показників ударної в'язкості зразків з гострим надрізом (KCV) і пластичності сплаву Ti-1,5Fe-0,4O знаходяться на високому рівні.



6. Структура металу економнолегованого псевдо- $\beta$  сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, в стані після прокату складається з  $\beta$ -зерен, всередині яких знаходяться дисперсні частинки  $\alpha$ -фази, при цьому кількість  $\beta$ -фази може змінюватися в межах 50...82%. Міцність металу пластин товщиною 10 мм знаходиться на рівні 1015 МПа, а значення показників ударної в'язкості KCV і відносного подовження, складають 3...4 Дж/см<sup>2</sup> і 1,9% відповідно; застосування додаткового відпалу при температурі 760°C не робить істотного впливу на структуру і властивості сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe.
7. Причиною низьких значень показників пластичності і крихкого руйнування металу економнолегованого псевдо- $\beta$  сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після прокату є виділення інтерметалідів титану на основі заліза як всередині зерен, так і в міжзеренних проміжках через підвищений вміст Fe (більше 4,5%).
8. Нові склади економнолегованих сплавів систем Ti-Al-Mo-Fe і Ti-Al-Mo-Cr, в яких вміст  $\beta$ -легуючих елементів варіювалося в межах 3,8 ÷ 9,8 ваг% були отримані з використанням методу ЕПП з проміжною ємністю і піддані термомеханічній обробці з подальшими різними режимами термообробок.
9. Отримані сплави Ti-Al-Mo-Fe і Ti-Al-Mo-Cr в відпаленому стані характеризувалися гарним балансом міцності і пластичності. Рівень міцності для сплавів з Ti-Al-Mo-Fe поступово збільшувався з 987 МПа (для сплаву з  $C_{Mo}=3,8\%$ ) до 1065 МПа (для сплаву з  $C_{Mo}=9,8\%$ ), а відносне подовження незначно знизилося з 16,5% до 14,6% для тих же сплавів. Сплави системи Ti-Al-Mo-Cr з  $C_{Mo}=8,6\%$  мають найкраще поєднання механічних властивостей:  $\sigma_B=1121$  МПа,  $\delta = 18,6\%$ .
10. Запропоновані склади титанових сплавів з систем Ti-Al-Mo-Fe і Ti-Al-Mo-Cr можуть забезпечити високий, надійний і конкурентоспроможний з відомими промисловими сплавами баланс механічних властивостей в горячедеформованих, відпалених і

термічно зміцнених станах. Беручи до уваги, що ці сплави можна виробляти з використанням відносно дешевих лігатур, наприклад - ферромолібдена, який використовують в сталеливарній промисловості, в поєднанні з відносно простим методом ЕПП та термомеханічної обробки, вони можуть забезпечити високу рентабельність.

## РОЗДІЛ 6

### ВИВЧЕННЯ ВПЛИВУ РЕЖИМІВ ТЕРМОДЕФОРМАЦІЙНОЇ ОБРОБКИ НА МЕТАЛ ЗЛИВКІВ ВИСОКОМІЦНИХ СПЛАВІВ ТИТАНУ, ОДЕРЖАНИХ МЕТОДОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ, ТА ДОСЛІДЖЕННЯ ЯКОСТІ НАПІВФАБРИКАТІВ

#### 6.1 Розробка технології термодиформаційної обробки нового високоміцного складнолегованого сплаву титану T120, одержаного методом електронно-променевої плавки

Для більш широкого використання високоміцних титанових сплавів в різних областях промисловості необхідно не тільки створювати нові матеріали на основі титану з більш високими експлуатаційними характеристиками, але і в подальшому вдосконалювати виробництво титанових напівфабрикатів. Адже надійність і ефективність експлуатації деталей і вузлів з високоміцних титанових сплавів багато в чому визначається чутливістю їх механічних властивостей до відхилень технологічних параметрів в процесі обробки. Це відноситься не тільки до технології виготовлення тих чи інших деталей і вузлів, але в значній мірі до технології виробництва напівфабрикатів.

Структура напівфабрикатів або виробів формується в процесі термодиформаційної обробки, в ході протікання процесів рекристалізації або фазових перетворень і спричиняє істотний вплив на технологічні та експлуатаційні властивості.

Нагрівання ( $\alpha+\beta$ )-сплавів титану до температур, що відповідають однофазній  $\beta$ -області, супроводжується значним підвищенням пластичності, особливо при деформації литого металу, зниженням опору деформації. Однак деформація тільки в  $\beta$ -області не дозволяє отримати структуру металу, що забезпечує його високі експлуатаційні властивості. Оптимальна структура може бути отримана при деформації в ( $\alpha+\beta$ ) - області, однак пластичність металу, особливо в литому стані, в цьому

інтервалі температур значно нижче, а опір деформації вище. У практиці промислового виробництва це протиріччя долається при здійсненні деформації в дві стадії: деформації зливків в  $\beta$ -області і подальшій деформації в  $(\alpha+\beta)$ -області. Ступінь деформації на цих стадіях підбирають, виходячи з необхідного загального формозмінненні металу при виготовленні напівфабрикату. Мінімальне значення ступеня деформації на першій стадії визначається необхідністю отримання дрібнозернистої макроструктури, на другій стадії - отриманням оптимальної мікроструктури. Стосовно до різних видів напівфабрикатів цей принцип реалізується в різних варіантах значень ступеня і температури деформації.

З метою подальшого вивчення якості зливків були проведені комплексні дослідницькі роботи відпрацюванню технології термдеформаційної обробки та виготовленню напівфабрикатів з вітчизняних високоміцних титанових сплавів одержаних методом ЕПП.

З метою забезпечення необхідного рівня механічних властивостей титанового сплаву Т110 були проведені роботи по визначенню параметрів деформації і режимів подальшої термічної обробки. Для правильного вибору температурних умов деформування і режимів подальшої термічної обробки методом гартування визначали температуру поліморфного  $\beta \leftrightarrow (\alpha+\beta)$  перетворення литого металу, яка склала  $905^{\circ}\text{C}$ .

Таким чином, режими деформаційної обробки заготовки циліндричної форми були такими:

- нагрів заготовки в печі при температурі  $1000^{\circ}\text{C}$  (на  $50$  градусів вище  $T_{пп}$ ) з наступною витримкою  $2$  години (часткова гомогенізація);
- осадка на пресі вздовж повздовжньої осі на  $30-40\%$ ;
- підігрів при той же температурі;
- розворот на  $90^{\circ}$ , осадка не менше  $30\%$ ;
- розворот ще на  $90^{\circ}$  (площинами, які ще не пресувалися) і осадка не менше  $30\%$ .
- остигання до  $400-500^{\circ}\text{C}$ :

- нагрів в печі до температури  $830^{\circ}\text{C}$  (не вище ніж  $T_{\text{m}}$ ) з наступною прокаткою до товщини 12-14 мм, з проміжними підігрівами між проходами.

Загальна ступінь деформації заготовки склала приблизно 86%.

Всі перераховані вище етапи деформаційної обробки злитка T110 представлені на рисунку 6.1.

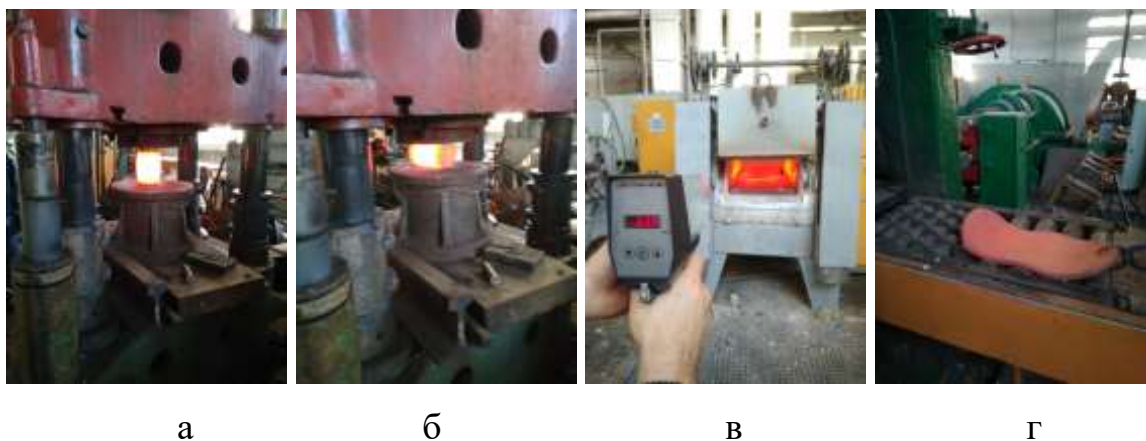


Рисунок 6.1 – Етапи деформаційної обробки сплаву T110 ЕПП для забезпечення найкращого структурно-фазового стану металу: а, б – пресування; в – нагрів; г – прокатка

В результаті прокату зливків ЕПП сплаву T110 отримані деформовані напівфабрикати товщиною 15 мм і довжиною 1000-1200 мм, з яких методом механічного різання вирізані пластини розмірами 120x250x15 мм (рисунок 6.2.).



Рисунок 6.2 – Деформовані напівфабрикати товщиною 15 мм сплаву T110

Таким чином були відпрацьовані режими гарячої пластичної деформації литого сплаву Т110 із загальним ступенем деформації 86%. Встановлено, що після деформаційної обробки зливків ЕПП сплаву Т110 можливе отримання якісних деформованих напівфабрикатів без видимих дефектів.

Для подрібнення вихідної литої структури за рахунок процесів рекристалізації, поліпшення хімічної однорідності матеріалу, а так само для усунення дефектів, що виникають при металургійному виробництві литих зливків використовують традиційні методи обробки тиском - кування, прокатка, екструзія. Використання прокатки дозволяє отримувати листи, які можна зварювати в різні елементи конструкцій. Високоміцний титановий сплав Т120 було створено саме як високоміцний матеріал, який здатний забезпечити високий комплекс механічних і експлуатаційних властивостей і при цьому добре зварюється. Тому подальші роботи було спрямовано на розробку технології виготовлення термдеформованих напівфабрикатів у вигляді пластин.

Базуючись на попередньому досвіді деформаційної обробки вітчизняного високоміцного сплаву Т110, вихідні заготовки, виготовлені із одержаних методом ЕПП зливків  $\varnothing 150$  мм нового високоміцного сплаву Т120 (рисунок 6.3), піддавали пластичній деформації на прокатному стані Skoda за наступними технологічними режимами:

– нагрівання в печі до температури  $1050^{\circ}\text{C}$  без застосування захисної атмосфери і захисних покриттів з витримкою впродовж 1 години;

- прокат заготовки поперек осі зливка з розміру 145мм до  $\sim 200$ мм (рисунок 6.4а). Деформація заготовки за один прохід - 5мм. Температура закінчення прокату не менше  $850^{\circ}\text{C}$ . При досягненні розміру  $\sim 200$ мм заготовка поверталася на  $90^{\circ}$  (рисунок 6.4б) і проводилася її докатка з проміжними підігрівом до досягнення ступеня деформації заготовки близько 60%;

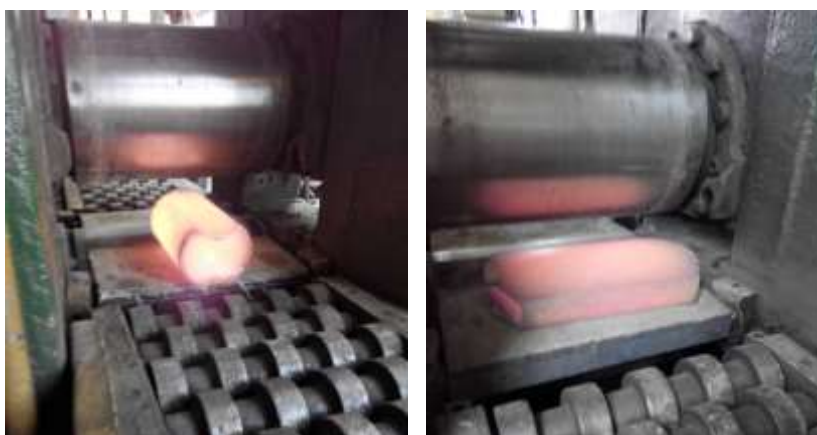
- нагрівання заготовок в печі до температури  $960^{\circ}\text{C}$  з витримкою 0,5 год;

- чистова докатка заготовок до товщини 8, 10, 13, 15мм. Деформація заготовки за один прохід - 2-3 мм.

- рихтовка на гідравлічному пресі, з метою усунення прогинів. Охолодження заготовок здійснювалося на відкритому повітрі до температури навколишнього середовища.



Рисунок 6.3 - Вихідні заготовки  $\varnothing 145$  мм сплаву T120 для термомодеформаційної обробки



а

б

Рисунок 6.4 - Процес деформації заготовки  $\varnothing 145$  мм із сплаву T120 в повздовжньому (а) та поперечному (б) напрямках

Розмір прокатаних пластин по довжині становив понад 450мм (рисунок 6.5), що дозволило вирізати з однієї заготовки 2 чистові пластини.



Рисунок 6.5 – Прокатана пластина зі сплаву Т120

Термооброблені заготовки були піддані піскоструменевій обробці з метою усунення окисленого шару. Таким чином була отримана партія пластин зі сплавів титану Т120 (рисунок 6.6).



Рисунок 6.6 – Партія пластин зі сплавів титану Т120

Порізка в готовий розмір проводилася на строгальном верстаті. Вихід придатного готових пластин 250x300x8 ... 15мм, 150x250x8 ... 15 мм, 150x300x8 ... 15 мм з заготовок після пластичної деформації склав  $\approx 70\%$  (рисунок 6.7).



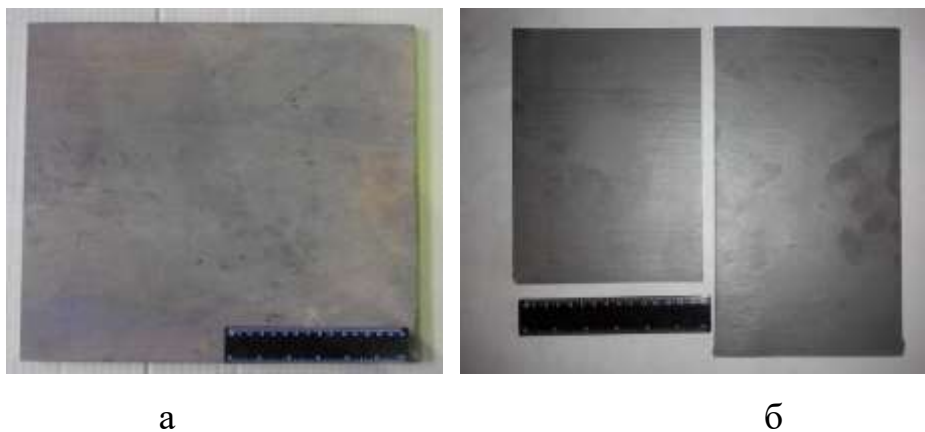


Рисунок 6.7 – Пластини 250x300x15мм (а), 150x250x8 мм і 150x300x10 мм (б) з титанового сплаву Т120

Таким чином відпрацьовано режими та розроблено технологію деформаційної обробки зливків одержаних методом ЕПП нового високоміцного складнолегованого  $(\alpha+\beta)$ -сплаву титана Т120.

## **6.2 Дослідження структури і механічних властивостей напівфабрикатів із нових високоміцних складнолегованих сплавів титану Т110 і Т120, одержаних методом електронно-променевої плавки**

З метою вивчення досягнення необхідного рівня механічних властивостей отриманих методом прокатки пластин з титанового сплаву Т110 були проведені роботи з термічної обробки. Пластини відпалювали або піддавали термічній обробці в двофазній  $(\alpha+\beta)$ -області при температурах  $t = 750-850^{\circ}\text{C}$ . Особливості термічної обробки зразків і результати механічних випробувань матеріалу зразків, після різних видів термічної обробки наведено в таблиці 6.1.

Дослідження мікроструктури в поздовжньому і поперечному напрямках показало, що мікроструктура зразків після термічної обробки має глобулярну морфологію  $\alpha$ -виділень всередині зерен (рисунок 6.8).

У зразках № 1 та № 2 спостерігається структурна неоднорідність, пов'язана з частковою рекристалізацією в процесі термічної обробки. При

цьому в зразках зберігалася текстура деформації. У зразку № 3 спостерігається більш грубозерниста, рівноосна мікроструктура. Це пояснюється тим, що при вакуумній термообробці в результаті проходження збиральної рекристалізації глобуляризація виділень  $\alpha$ -фази пройшла в більш повному обсязі. Пластинчастих виділень практично не спостерігається.

Таблиця 6.1 - Механічні властивості сплаву Т110 після різних режимів термічної обробки

№ зразка	Вид термічної обробки	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>
1	Відпал 750°C, $\tau = 1$ год, охолодження з піччю	1100	1060	21	50	35-39
2	Гартування 800°C, $\tau = 1$ год., в воду, старіння 600°C, $\tau=3$ год., охолодження на повітрі	1220	1115	19	60	28-29
3	Вакуумний відпал 850 °С, $\tau=1$ год	1050	992	20	53	56-58

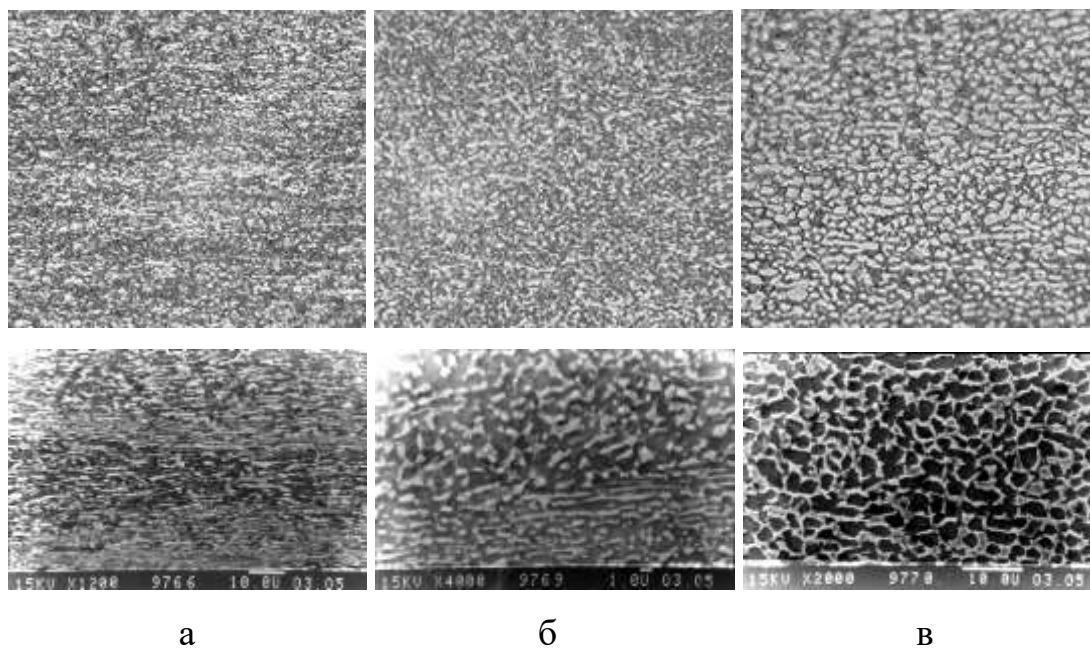


Рисунок 6.8 – Мікроструктура зразків сплаву Т110 після різних видів термічної обробки : а – зразок 1; б – зразок 2; в – зразок 3

Результати механічних випробувань матеріалу зразків, після різних видів термічної обробки представлені в таблиці 6.1.

Таким чином, проведені дослідження свідчать про переваги термообробки зразків по режимам № 1 і 2, які дозволяють отримати більш високі показники міцності сплаву Т110.

Вивчення якості металу дослідного сплаву Т120 проводилося після прокатки. Мікроструктура катаних пластин з титанового сплаву Т120 приведена на рисунку 6.9.

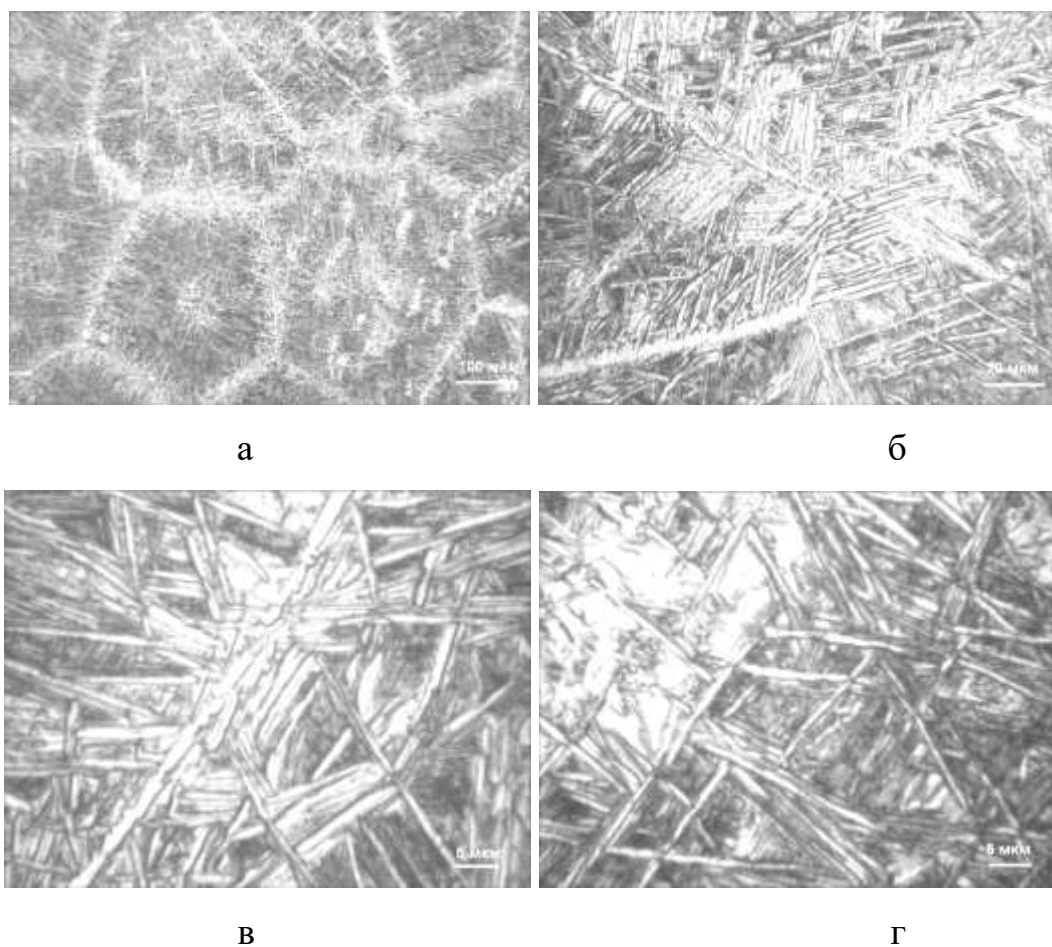


Рисунок 6.9 - Мікроструктура катаних пластин з титанового сплаву Т120

Після прокатки при температурах  $\beta$ -області сплав Т120 складається з рівноосних поліедричних первинних  $\beta$  зерен розміром 150...200 мкм (рисунок 6.9 а). Внутризеренна структура представлена  $\alpha$ - і  $\beta$ -фазами, причому  $\alpha$  фаза має пластинчасту морфологію з товщиною пластин

близько 0,5 мкм (рисунок 6.9 б, в). У структурі сплаву зустрічаються ділянки з  $\beta$  фазою, що не розпалася - так звані  $\beta$  плями (рисунок 6.9 г). Мікроструктура зразка титанового сплаву Т120, має задовільну однорідність по перетину. По перетину зразка виявлені рівноосні  $\alpha+\beta$ -зерна величиною (240...360 мкм), що відповідає 2-3 балу за ГОСТом 5639-82. Твердість по Віккерсу також висока і становить по перетину зразка в межах 4750...5170 МПа. У металі сплаву Т120 спостерігаються виділення по границях зерен (рисунок 6.10), по межах зерен фіксуються неметалеві виділення (рисунок 6.11).

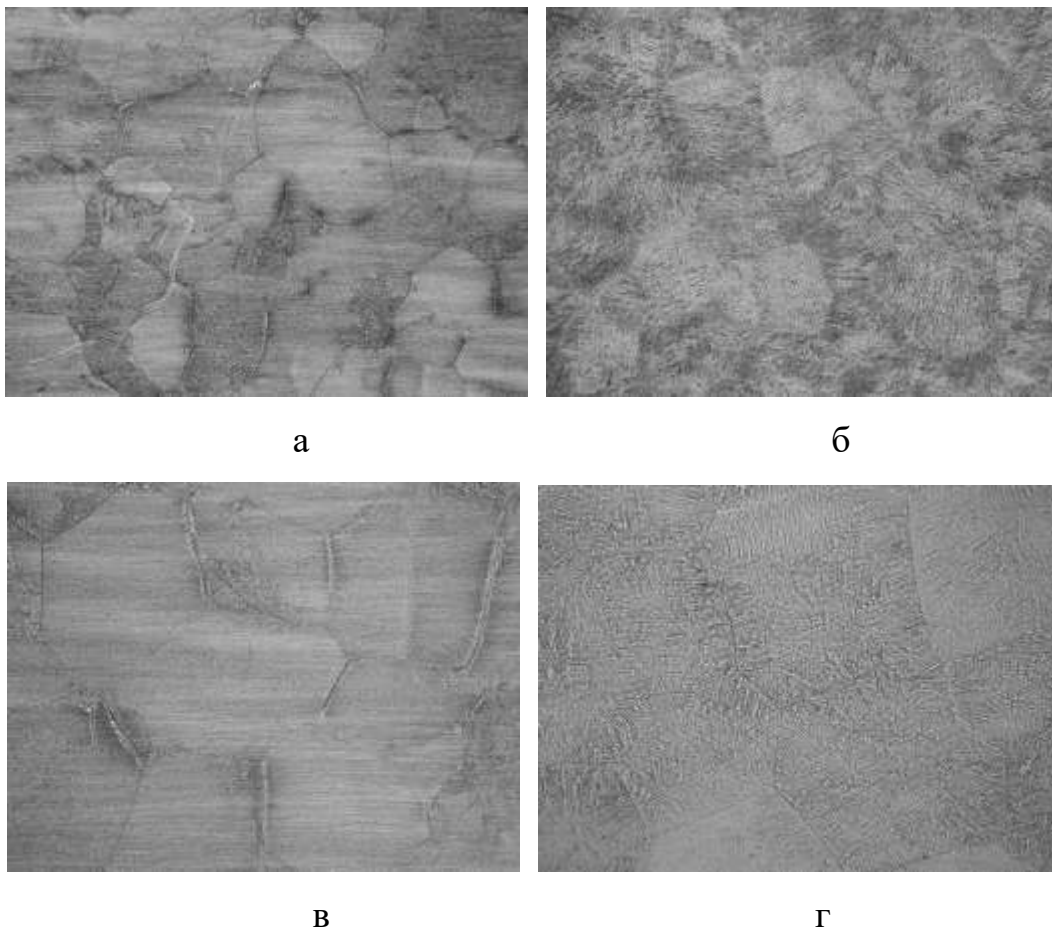


Рисунок 6.10 - Структура складнолегованого титанового сплаву Т120 в середині листів: а –  $\times 100$ ; б,в –  $\times 200$ ; г –  $\times 200$

Для стабілізації структури і для зняття наклепу після прокатки сплав Т120 піддавався відпалу при різних температурах. Мікроструктура сплаву

після вакуумного відпалу при  $700^{\circ}\text{C}$  впродовж 1 години показана на рисунку 6.12.

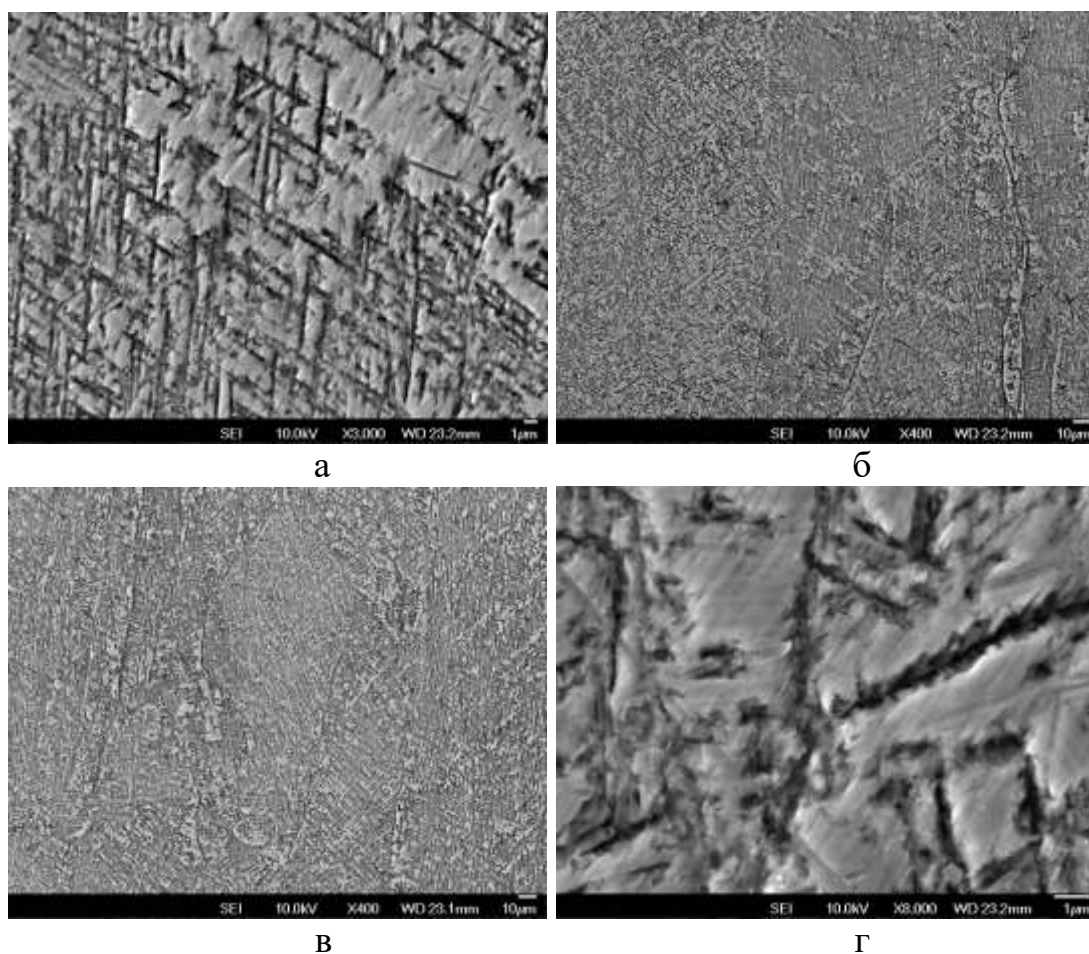


Рисунок 6.11 - Мікроструктура основного металу титанового сплаву Т120 після іоно-вакуумного травлення

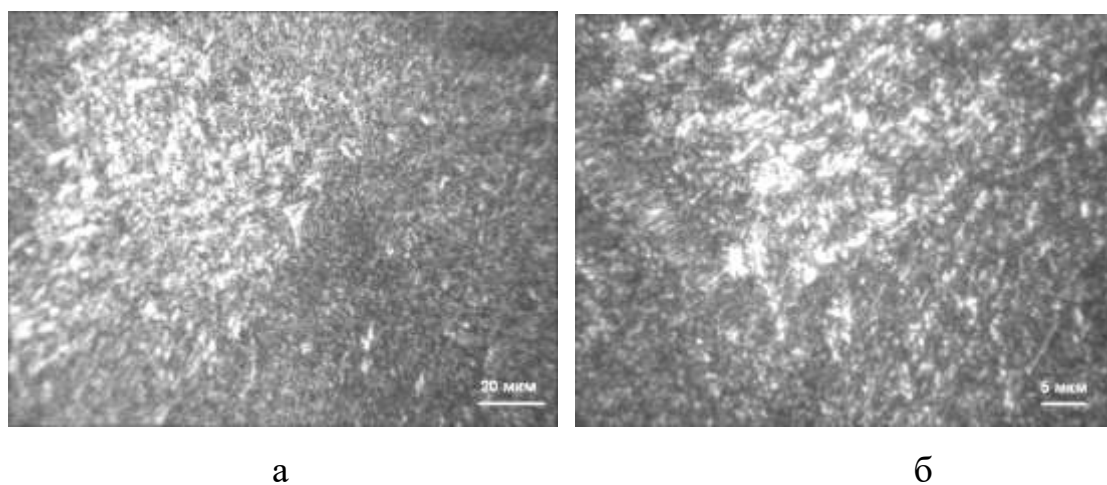


Рисунок 6.12 - Мікроструктура сплаву Т120 після вакуумного відпалу при температурі  $700^{\circ}\text{C}$  впродовж 1 години

Після вакуумного відпалу при температурі  $700^{\circ}\text{C}$  сплав має більш дисперсну структуру, ніж після прокатки, мабуть, це, частково, результат розпаду метастабільних фаз, які могли зафіксуватися в процесі охолодження металу після прокатки, однак після такого відпалу також спостерігається неоднорідність розпаду (рисунок 6.12 б).

На рисунку 6.13 представлена мікроструктура сплаву T120 після вакуумного відпалу при  $750^{\circ}\text{C}$  протягом 1 години.

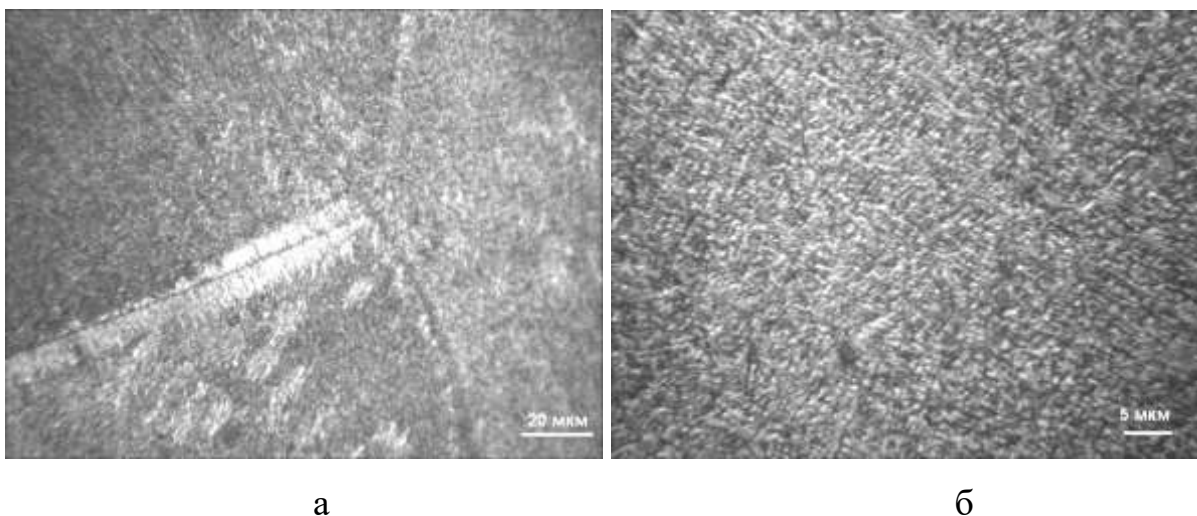
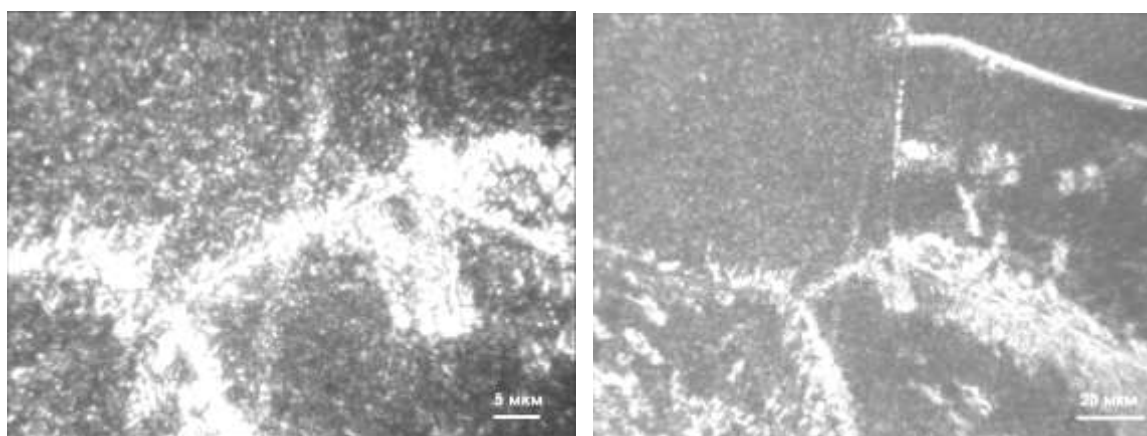


Рисунок 6.13 - Мікроструктура сплаву T120 після вакуумного відпалу при температурі  $750^{\circ}\text{C}$  впродовж 1 години

Після вакуумного відпалу при температурі  $750^{\circ}\text{C}$  пластини  $\alpha$  фази мають товщину  $0,5...0,6$  мкм. На деяких межах зерен спостерігається  $\alpha$  облямівка, структура неоднорідна через однаковою мірою розпаду  $\beta$  фази в різних зернах (рисунок 6.13 б).

Мікроструктура сплаву T120 після вакуумного відпалу при температурі  $800^{\circ}\text{C}$  протягом 1 годину показана на рисунку 6.14. Після цього відпалу більшість кордонів первинних  $\beta$  зерен мають  $\alpha$  оторочку (рисунок 6.14 а) і структура є неоднорідною в межах одного зерна (рисунок 6.14 б) через наявність так званих  $\beta$  плям. Структура сплаву і при температурі відпалу  $800^{\circ}\text{C}$  залишається дрібнодисперсною. Мікроструктура сплаву T120 після пічного відпалу при температурі  $900^{\circ}\text{C}$

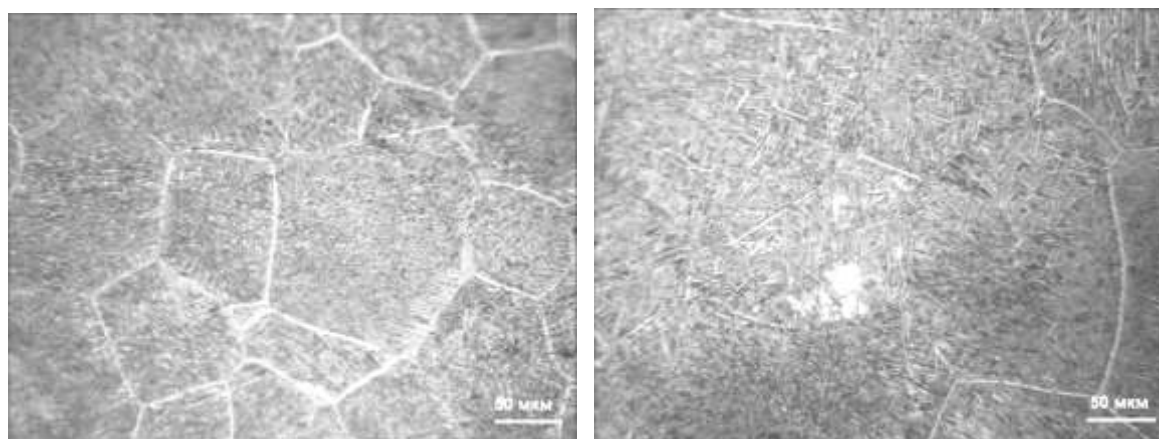
протягом 1 години з наступним охолодженням на повітрі показана на рисунку 6.15.



а

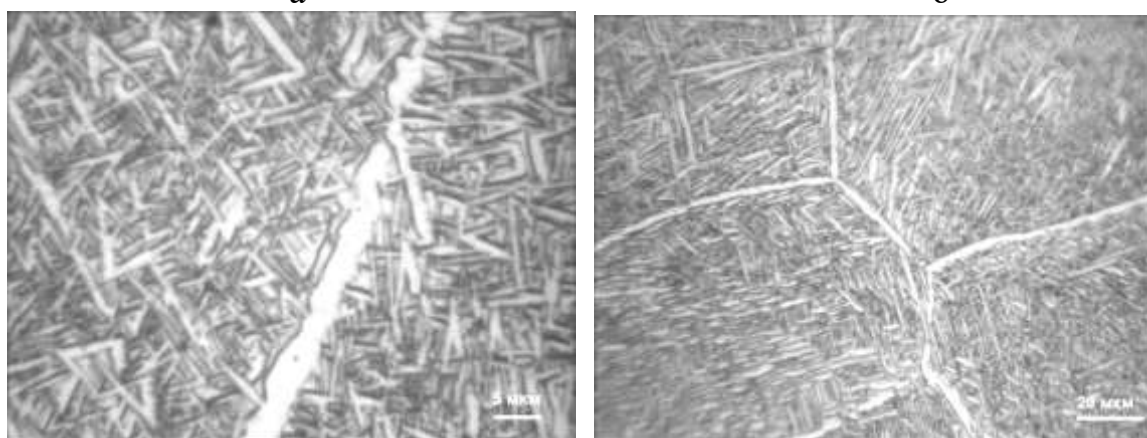
б

Рисунок 6.14 - Мікроструктура сплаву Т120 після вакуумного відпалу при температурі 800 ° С впродовж 1 години



а

б



в

г

Рисунок 6.15 - Мікроструктура сплаву Т120 після пічного відпалу при 900°С впродовж 1 години з наступним охолодженням на повітрі

Після відпалу при температурі 900°C розмір первинних  $\beta$  зерен залишається таким же, як і до відпалу (150...200 мкм), що видно на рисунку 6.15 а. На всіх кордонах утворюється потовщена  $\alpha$  облямівка шириною 2...4 мкм (рисунок 6.15 в, г). Зрідка виявляються  $\beta$  плями (рисунок 6.15 б). Відмінністю структури сплаву Т120 після відпалу при температурі 900°C від структури сплаву після відпалу при більш низькій температурі є істотне збільшення розміру внутризеренної структури. Так в результаті коагуляції товщина пластин  $\alpha$  фази досягла величини 1...1,5 мкм. Такі структурні зміни повинні позитивно вплинути на механічні властивості сплаву.

Механічні властивості складнолегованого титанового сплаву наведені в таблиці 6.2.

Таблиця 6.2 - Механічні властивості складнолегованого титанового сплаву Т120

№	Стан зразка	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta_s$ , %	$\Psi$ , %	KCV Дж/см <sup>2</sup>
1	відпал 800°C – 1 година.	1317,8	1262,3	2,7	12,9	6,7
2	відпал 850°C – 1 година.	1214,9	1089,2	10,0	18,5	9,0
3	відпал 900°C – 1 година.	1186,0	1123,6	13,3	19,0	13,5
4	регламентований відпал 920°C – 1 година, охолодження з піччю до 840°C – 1 година, охолодження до 500°C, повітря	1270,8	1189,8	7,3	12,3	11,9

Проведені фрактографічні дослідження зламів ударних зразків з гострим надрізом металу високоміцного, титанового сплаву Т120



показали, що руйнування зламів досліджуваних зразків сталося по межзеренному механізму змішаного типу (рисунок 6.16).

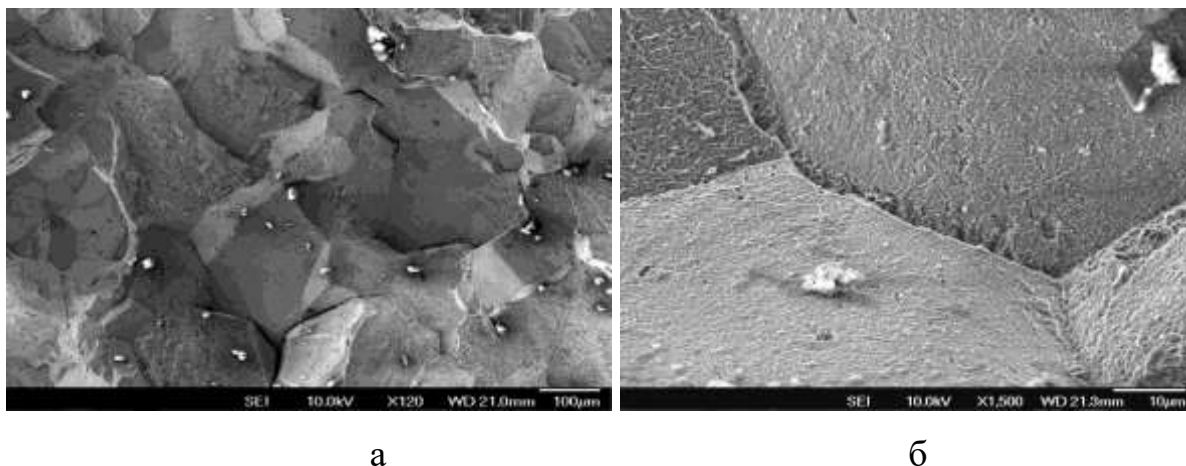


Рисунок 6.16 - Поверхня руйнування сплаву Т120: а - загальний вигляд  $\times 120$ ; б - руйнування по межах зерен  $\times 500$

Причиною руйнування по межах зерен є слабкість зв'язків в цих ділянках. Неоднорідність сегрегації на кордонах зерен може привести до змішаного характеру руйнування, що характеризується появою в межзеренному зламі ділянок ямкового рельєфу і ділянок крихкого руйнування, які призводять до розщеплення зерен по площинах скольного типу (рисунок 6.16 б). При дослідженні поверхні руйнування зламів досліджуваного титанового сплаву Т120 виявлена неоднорідність сегрегації на кордонах зерен, яка привела до змішаного механізму руйнування.

### **6.3 Розробка технології термомеханічної обробки високоміцних складнолегованих сплавів титану, одержаних методом електронно-променевої плавки**

Міцність високоміцних титанових сплавів визначається не тільки ступенем легування, а й параметрами обробки тиском, подальшої термічної або термомеханічної обробки. Однак з підвищенням міцності

сплаву, як правило, знижується його пластичність, що є істотним недоліком матеріалу при виготовленні з нього конструкцій, що працюють на вібрацію, повторну статику, вигин, ударні навантаження. Тому останнім часом все більша увага приділяється оптимізації параметрів деформування зливків при виготовленні з них напівфабрикатів і режимам термічної обробки.

Фізико-хімічні та теплофізичні особливості титану і сплавів на його основі вимагають ретельного підходу до процесів їх деформування. Це обумовлено наступними факторами. Знижена теплопровідність титанових сплавів призводить до температурних перепадів по перетину зливків і заготовок при їх нагріванні, виникненню значних внутрішніх напружень, а в окремих випадках до утворення тріщин. Це обумовлює необхідність обмеження швидкості нагріву особливо зливків і заготовок великих розмірів. При охолодженні заготовок також можуть виникати значні температурні перепади. Наприклад, швидке охолодження гострих кутів, тонких елементів перетинів заготовок надзвичайно ускладнює забезпечення рівномірної деформації, призводить до утворення тріщин і ряду інших дефектів.

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

Зі зливка  $\varnothing 400$ мм високоміцного титанового сплаву VT22 одержаного методом ЕПП було виготовлено напівфабрикати у вигляді листів та прутків. Від механічно обробленого зливка відрізали вихідні заготовки, які піддавалися гарячій деформаційній обробці у вигляді прокатки в поздовжньому і поперечному напрямках на реверсивному прокатному ДУО-стані Skoda 355/500 (рисунок 6.17).



Рисунок 6.17 - Прокатка титанового сплаву BT22

Нагрівання заготовок здійснювалося в електропечі опору без застосування захисної атмосфери і захисних покриттів. Температура початку деформації становила  $1180^{\circ}\text{C}$ , кінця  $850^{\circ}\text{C}$ . Були отримані пластини шириною 350 мм, довжиною 700 мм, товщиною 10 мм (рисунок 6.18). На поверхні отриманих пластин при візуальному огляді тріщини, розшарування, а також включень не виявлено.



Рисунок 6.18 - Пластина  $350 \times 700 \times 10$  мм з титанового сплаву BT22

Мікроструктуру пластин сплаву BT22 після прокатки досліджували на мікроскопі «Neophot-2». Мікроструктура деформованого металу складається з великих  $\beta$  зерен з нерекристалізованою пластинчастою  $\alpha$  фазою в обсязі зерна, згрупованою в колонії (рисунок 6.19). Товщина пластин  $\alpha$  фази становить 0,7-2 мкм. У проміжках між  $\alpha$  колоніями і  $\alpha$

пластинами розташовується  $\beta$  фаза. По межах  $\beta$  зерен спостерігається  $\alpha$  облямівка. Більшість  $\alpha$  пластин мають хвилясті кордони, що може свідчити про складну внутрішню будову пластин. Складна будова  $\alpha$  фази може вносити значний вклад у збільшення міцності металу, так межа міцності основного металу становить 1230-1270МПа (таблиця. 6.3).

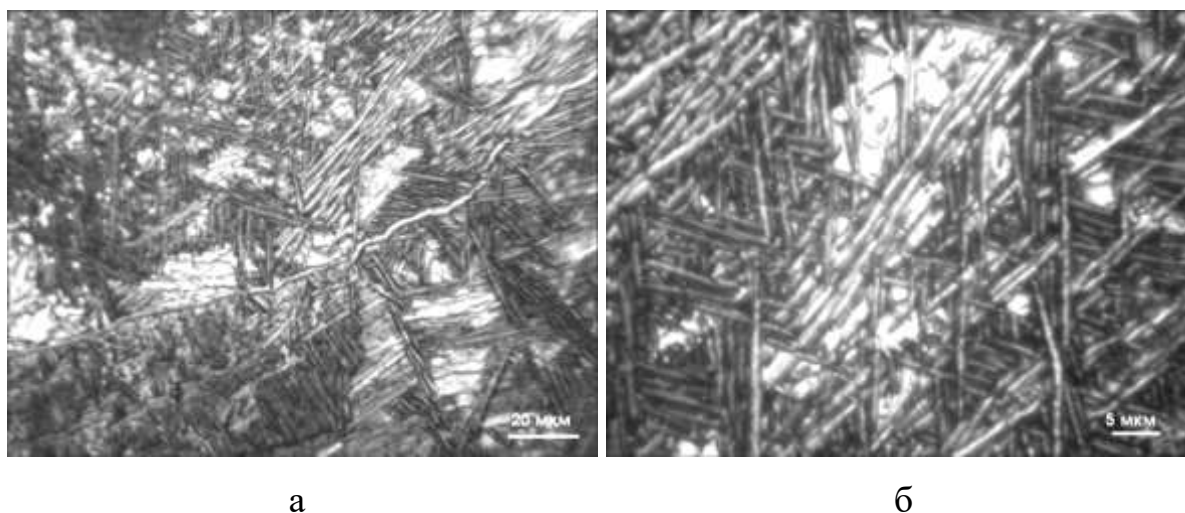


Рисунок 6.19 - Мікроструктура сплаву VT22 після деформаційної обробки:  
а -  $\times 500$ , б -  $\times 1200$

Таблиця 6.3 - Механічні властивості сплаву VT22 після деформаційної обробки

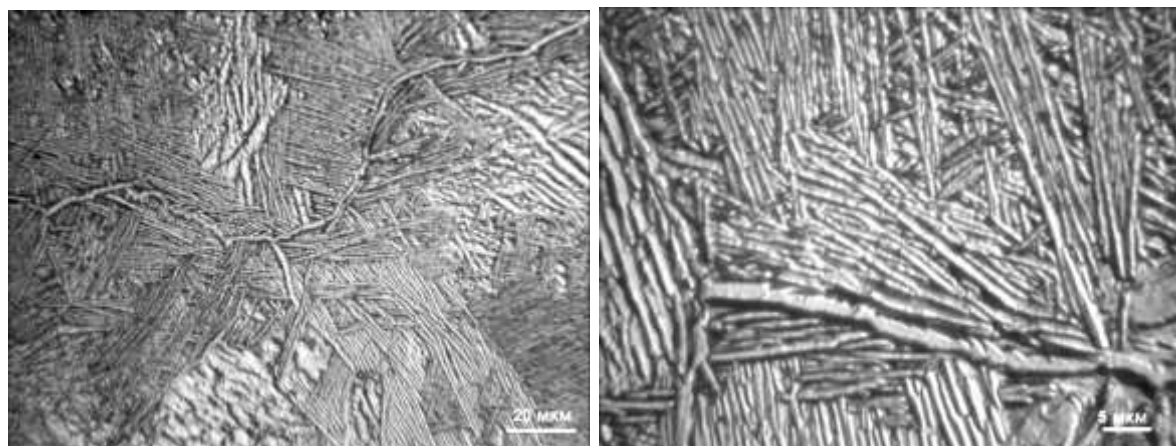
$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	KCV, Дж/см <sup>2</sup>
1228÷1274	1182÷1205	19÷21

У подальшому отримані пластини були піддані відпалу за такими режимами: нагрів до 750°C, витримка 1 год з наступним охолодженням з піччю [280].

Вивчення мікроструктури відпалених пластин показало, що в структурі зразка зустрічаються  $\alpha$  пластини з хвилястими і прямолінійними межами (рисунок 6.20). Метал зразка складається з великих первинних  $\beta$  зерен з нерекристалізованою внутрішньозеренною структурою. На

кордонах зерен присутня  $\alpha$  облямівка шириною 1,5-2,5 мкм. Пластинчаста  $\alpha$  фаза в об'ємі зерна зібрана в колонії, довжина пластин становить 10 - 30 мкм, ширина - близько 1 мкм. У проміжках між  $\alpha$  пластинами розташовується  $\beta$  фаза. Межі деяких пластинок мають звивистий характер, що може вказувати на перебіг процесу глобуляризації  $\alpha$  фази.

Механічні властивості відпалених зразків наведені в таблиці 6.4.



а

б

Рисунок 6.20 - Мікроструктура відпалених пластин сплаву титану

VT22: а -  $\times 500$ , б -  $\times 1200$

Таблиця 6.4 - Механічні властивості сплаву VT22 після відпалу.

$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCV, Дж/см <sup>2</sup>
1026÷1088	967÷981	15÷17	25÷30	22÷25

Механічні випробування показали деякий розкид властивостей, особливо тих, що характеризують пластичність металу. Причиною цього може бути структурна неоднорідність металу зразків. Для отримання найкращого поєднання характеристик міцності, для титанового сплаву VT22 рекомендується проводити більш складні режими термічної обробки.

Так само були проведені роботи по виготовленню гарячепресованих прутків  $\varnothing 60$ мм із зливка сплаву VT22 виплавленого методом ЕПП.

Спочатку із зливка Ø400мм титанового сплаву VT22 на кувальному пресі були отримані ковани заготовки Ø180 мм. Нагрівання вихідних заготовок здійснювалося в печі устаткованій газовими пальниками до температури заготовки 1020°C. Перед початком кування здійснюється нагрів кувального бойка до температури 250-300°C. Кування на початковій стадії обробки злиwkів проводилося до ступеня деформації заготовки 20-30%. Температура кінця кування була не нижче 800°C. В кінці першого етапу кування отримана заготовка перерубувалася на дві рівні частини, після чого клалася в піч з наступним нагріванням до температури 980°C. Після нагріву заготовка протягувалася на діаметр  $\approx 180$  мм з подальшою правкою.

Далі, заготовки Ø180 мм були піддані пресуванню в пруток Ø60 мм. Нагрівання перед пресуванням здійснювалося в електропечі до температури 1050-1100°C в  $\alpha+\beta$  області. Від отриманих прутків були відібрані проби для визначення макроструктури. У макроструктурі металу отриманих прутків тріщин, розшарувань, пустот, металевих і неметалевих включень не виявлено (рисунок 6.21). Величина макрозерна відповідає 3-балу відповідно до 10-бальної шкали макроструктур по ГОСТ 26492-85.

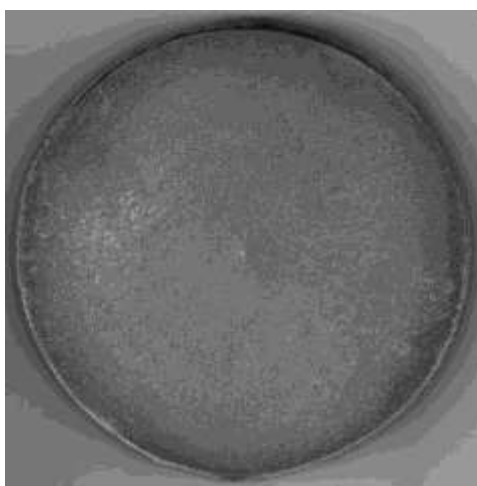


Рисунок 6.21 - Макроструктура пресованого прутка Ø60 мм з титанового сплаву VT22

Отримані прутки були піддані термічній обробці за такими режимами: нагрів до температури 850°C з подальшою витримкою 1,5 години; охолодження з піччю до 790°C, витримка 2 години з подальшим охолодженням на повітрі; старіння при 600 °C, витримка 4 години з подальшим охолодженням на повітрі. Після термічної обробки прутки були механічно оброблені до Ø60 мм, довжиною 500-800 мм (рисунок 6.22)



Рисунок 6.22 - Пресовані прутки Ø60 мм з титанового сплаву VT22

Механічні властивості визначали при 20°C після наведеної термічної обробки. У таблиці 6.5 показані механічні властивості пресованих прутків. Ці дані дозволяють зробити висновок, що механічні властивості напівфабрикатів із сплаву VT22 отриманого методом ЕПП повністю відповідають вимогам стандартів.

Таблиця 6.5 - Механічні властивості напівфабрикатів з високоміцного титанового сплаву VT22 отриманого методом ЕПП

Сплав	Вид заготовки	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	НВ
VT22	Пресований пруток	1250	1200	10	35	40	320
	ОСТ 1 90266-86	>1200		>6	>14	>18	300-340

Таким чином, проведені роботи показують, що ЕПП є ефективним методом отримання якісних зливок високоміцного сплаву титану VT22, а якість напівфабрикатів відповідає вимогам стандартів. При цьому метал характеризується підвищеною пластичністю при високій міцності.

Досить важливими елементами конструкцій є циліндричні оболонки корпусів, двигунів і т.д., які виготовляються з листів різних титанових сплавів, в тому числі і зі сплаву VT19. Листові заготовки згинають на спеціальних станах, а потім зварюють [78, 281]. У зв'язку з цим, вивчення процесів деформаційної обробки сплаву VT19 для отримання листових напівфабрикатів, а потім і подальшого їх зварювання є досить важливим завданням.

В якості вихідних заготовок використовувалися отримані методом ЕПП зливки Ø110 мм сплаву VT19.

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

При виробництві деформованих напівфабрикатів з псевдо- $\beta$  сплавів хороші результати отримують при прокатці заготовок нагрітих до температур  $\beta$ -області, при цьому заключні операції ТДВ закінчувати при температурі, трохи нижче точки  $T_{пп}$ . Це дозволяє при наступній операції гартування з  $(\alpha+\beta)$ -області отримати матеріал з підвищеними характеристиками міцності, пластичності і в'язкості руйнуванню [173].

Термомеханічна обробка (ТМО) заготовок зі сплаву VT19 здійснювалася по технологічному режиму, представленого в Таблиці 6.6:

Температура закінчення прокату контролювалася візуально і на початковому етапі становила не менше 850<sup>0</sup>С.



Таблиця 6.6 - Режими термодформаційної обробки сплаву титану ВТ19

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

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

В результаті проведеної термомеханічної обробки зливків ЕПП сплаву ВТ19 отримані листи розмірами 300x350 мм, товщиною 6 мм (рисунок 6.23). На поверхні листових напівфабрикатів не виявлено тріщин і розшарувань, що дозволяє говорити про хорошу технологічну пластичність матеріалу і металургійну якість вихідних зливків-заготовок.

Для зняття залишкових напруг листові деформовані напівфабрикати відпалювали при температурі 750°С протягом 1 години.

Дослідження деформованого металу сплаву ВТ19 отриманого зі зливка ЕПП показало, що після прокатки при температурах, що відповідають області існування  $\beta$  фази структура складається з рівновісних поліедричних первинних  $\beta$  зерен розмірами від 80 до 125 мкм.



а



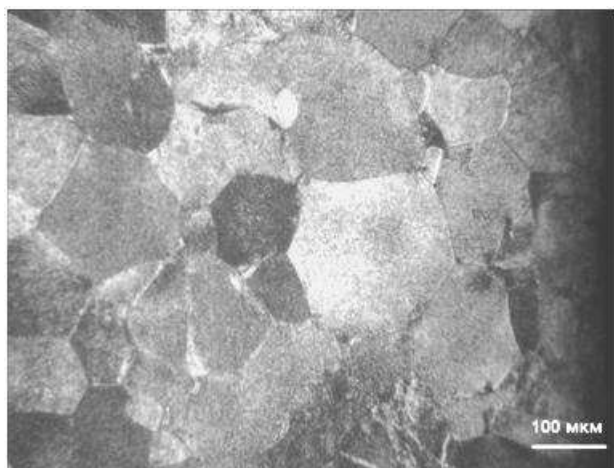
б

Рисунок 6.23 - Процес прокату (а) та отримані листи 350x300x6 мм (б) сплаву ВТ19

Встановлено, що після проведеної термомеханічної обробки зразок має дещо неоднорідну по товщині структуру. Так, приповерхневий шар металу товщиною 1,5-2 мм має повністю рекристалізовану структуру.

У рівновісних поліедричних зернах «приповерхневої» зони спостерігаються рівномірно розподілені по тілу зерна дисперсні виділення  $\alpha$  фази (рисунок 6.24 в, г). Розміри  $\alpha$  частинок складають 1-2 мкм і менше. У деяких зернах «приповерхневої» зони деформованого металу зустрічаються ділянки з нерівномірним розподілом часток  $\alpha$  фази в зерні (рисунок 6.24в) з розмірами пластинок до 10мкм.

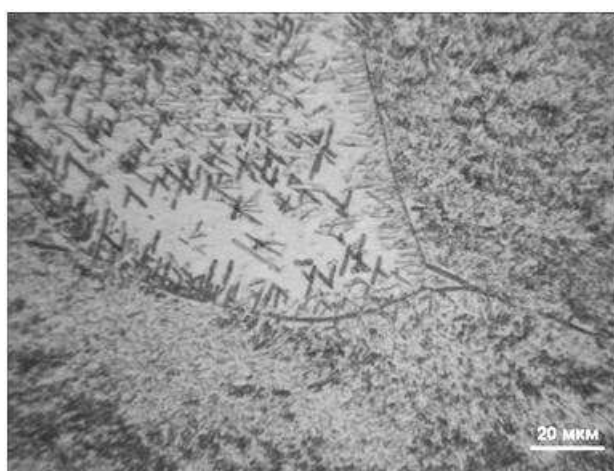
Дослідження мікроструктури «глибинної» зони товщиною 2-2,5 мм показали, що в структурі зустрічаються смуги рекристалізованих зерен, що витягнуті в напрямку прокату (рисунок 6.25), а так само поодинокі рекристалізовані зерна, на тлі нерекристалізованої структури (рисунок 6.25б).



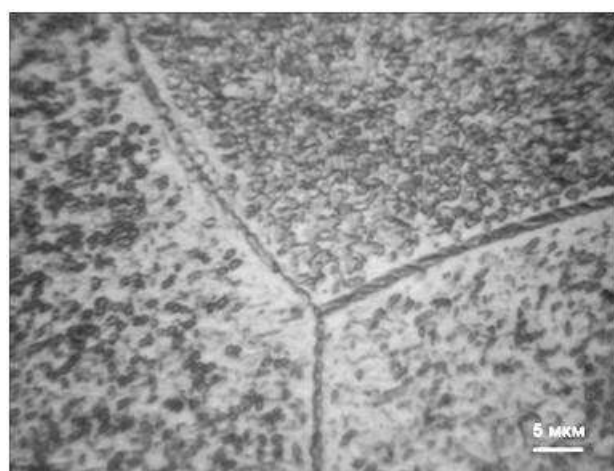
а



б

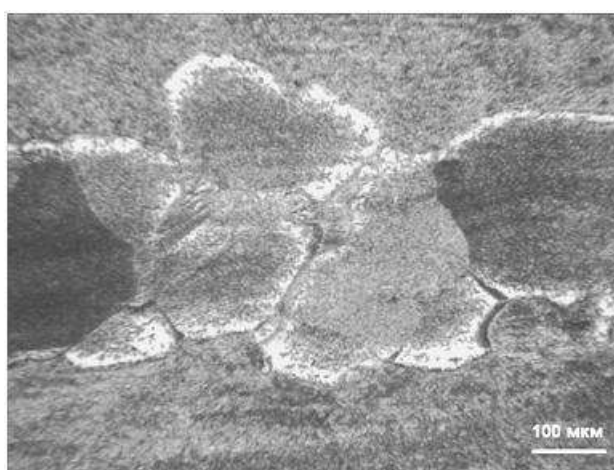


в

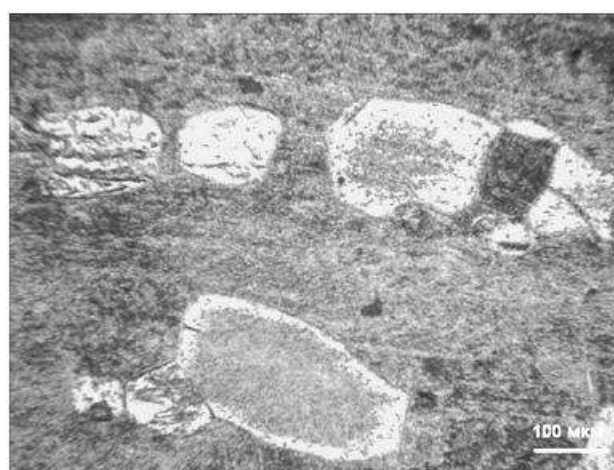


г

Рисунок 6.24 - Мікроструктура приповерхневої зони деформованого металу сплаву ВТ19 ЕПІ



а



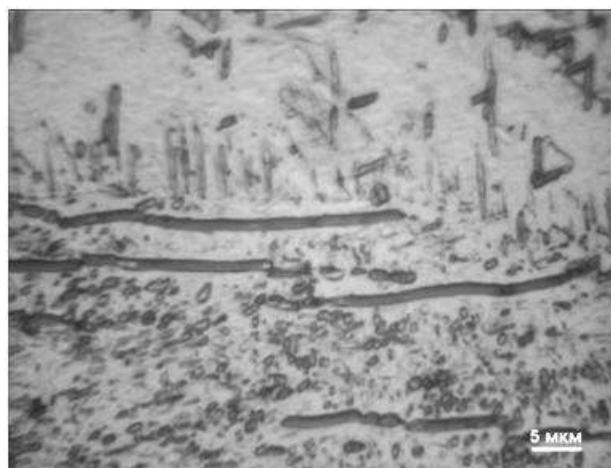
б

Рисунок 6.25 - Мікроструктура глибинної зони деформованого металу сплаву ВТ19 ЕПІ

В «глибинній» зоні зустрічаються як дисперсні, так і досить великі пластинчасті частинки  $\alpha$  фази (рисунок 6.26). Крім того виявлено обривки кордонів деформованих зерен, витягнуті в напрямку прокату (рисунок 6.26б). В окремих зернах, як в приповерхневої, так і в глибинній зоні спостерігаються візерунки з серій паралельних ліній (рисунок 6.26в, г).



а



б



в

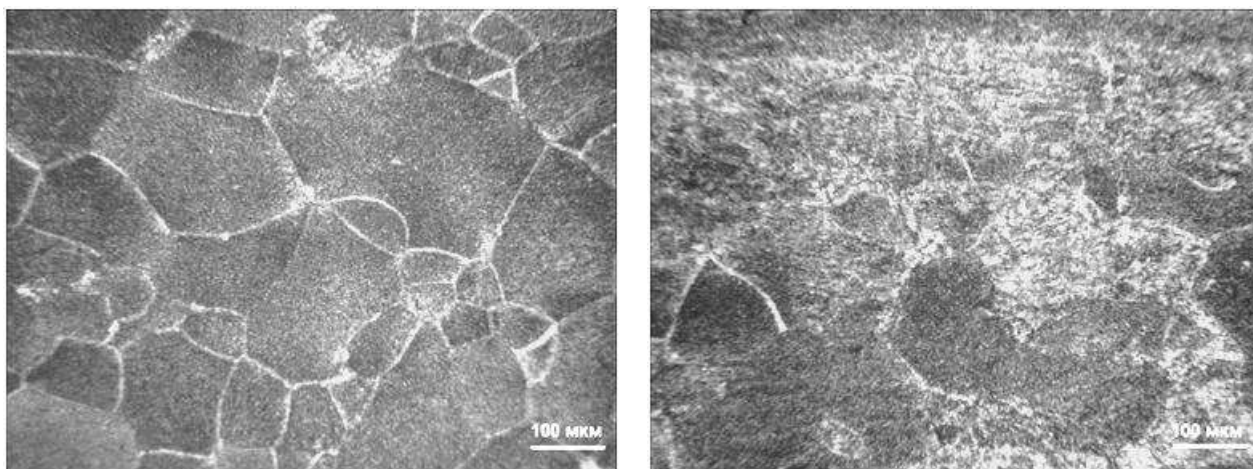


г

Рисунок 6.26 - Мікроструктура деформованого металу сплаву VT19 ЕПП

Проведені дослідження деформованого металу показують, що в зерні, в основному, переважає дисперсна  $\alpha$  фаза, проте в деяких ділянках зразків спостерігаються невеликі скупчення більшої пластинчастої  $\alpha$  фази, рідше в приповерхневій зоні (рисунок 6.27а), частіше в глибинній зоні (рисунок

6.27б). Істотних облямівок  $\alpha$ -зерен на кордонах не спостерігається, що говорить про правильність вибору режиму термомеханічної обробки.

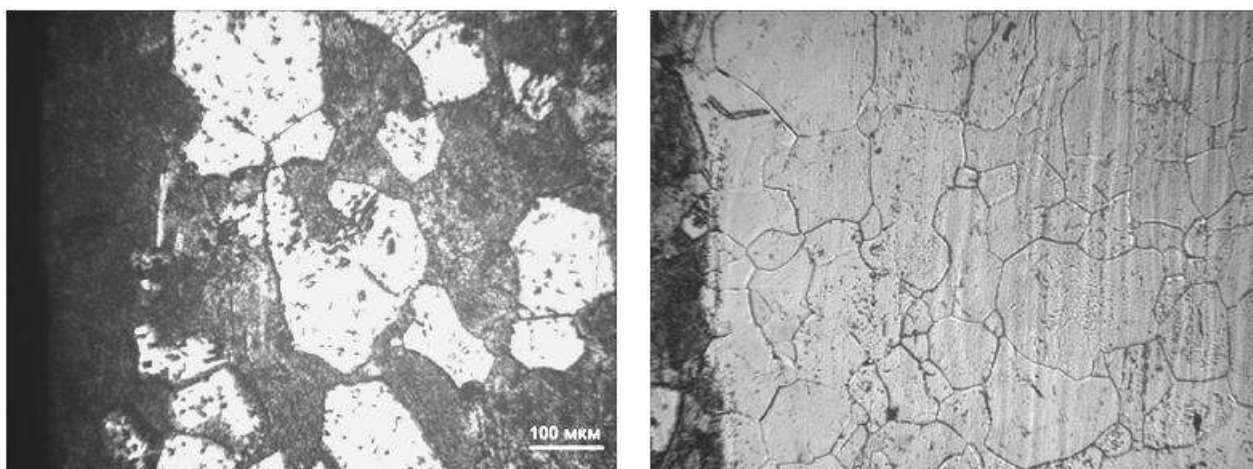


а

б

Рисунок 6.27 - Мікроструктура деформованого металу сплаву VT19 ЕПП

Дослідження приповерхневої зони показали, що завдяки оптимізації часу перебування заготовок, що прокатуються, в печі при проміжних нагрівах, мінімізована товщина поверхневого окисленого і альфованного шару. Як видно з рисунку 6.28, максимальна товщина поверхневого шару становить приблизно 20 мкм. Окисний шар досить щільний, в ньому не спостерігаються тріщини і відколи.



а

б

Рисунок 6.28 - Мікрошліф поверхневої (а) і при поверхневої зони (б) деформованого металу сплаву VT19 ЕПП

Основними показниками механічних властивостей, які характеризують титанові сплави є: межа міцності ( $\sigma_B$ , МПа), межа текучості ( $\sigma_T$ , МПа), відносне подовження ( $\delta$ ,%), відносне звуження ( $\psi$ ,%) і ударна в'язкість (КСУ, Дж / см<sup>2</sup>). Механічні властивості визначали при нормальній температурі на зразках, вирізаних з деформованого і відпаленого металу. Деякі механічні властивості сплаву ВТ19 після проведених обробок наведені в таблиці 6.7.

Таблиця 6.7 - Механічні властивості деформованого металу сплаву ВТ19 ЕПП в стані після відпалу

Вид термообробки	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta_s$ , %	$\Psi$ , %
Відпал 750°C – 1 год.	978	887	12	42

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

Завданням даної роботи було отримання листів із зливок ЕПП сплаву ВТ19 для подальшого дослідження нових процесів зварювання, тому їх подальша зміцнююча термообробка не проводилася. Сплав ВТ19 зміцнюється шляхом проведення операції загартовування в воду і старінням. Після проведення вищевказаних операцій міцність матеріалу може підвищуватися до 1550 МПа [282].

З метою подальшого вивчення якості металу отриманих зливок сплаву ВТ23, були проведені дослідницькі роботи по виготовленню напівфабрикатів у вигляді листів. Деформаційна обробка плит проводилася на реверсивному прокатному ДУО стані марки Skoda 355/500, в результаті

якої були отримані листи, порізані надалі на пластини шириною 300 мм, довжиною 350 мм, товщиною 5 мм (рисунок 6.29). Листи з титанового сплаву VT23 виготовлялися із застосуванням поздовжньо-поперечного прокатки, а для отримання необхідної якості поверхні листів і різнотовщинності застосовувалися стандартні оздоблювальні операції. На поверхні отриманих листів при візуальному огляді тріщини, розшарування, а також включення не виявлено. Фінішна термообробка листів здійснювалася по режиму: нагрів при  $T=750^{\circ}\text{C}$ , витримка 30 хв, охолодження на повітрі.



Рисунок 6.29 - Напівфабрикат у вигляді пластини з сплаву VT23

Мікроструктуру металу отриманих листів сплаву VT23 товщиною 5мм досліджували на металографічному мікроскопі «Neophot-2». На рисунку 6.30 показана типова мікроструктура в стані після фінішної термообробки. Внутризеренна структура складається з пластин  $\alpha$  фази між якими знаходиться  $\beta$  фаза. Товщина  $\alpha$  пластин становить 0,7-1,0мкм. По межах  $\beta$  зерен спостерігається  $\alpha$  облямівка товщиною до 1,5мкм. Така мікроструктура характерна для титанових  $\alpha+\beta$  сплавів мартенситного типу, до якого відноситься і сплав VT23. Напрямок частинок  $\alpha$ -фази ненаправлений.

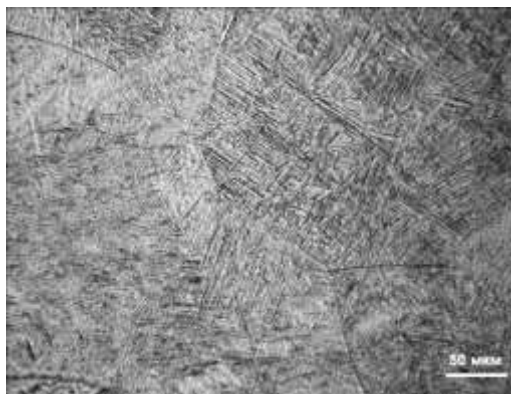


Рисунок 6.30 - Мікроструктура металу пластини зі сплаву VT23

Дослідження механічних властивостей отриманого металу проводили шляхом випробування зразків розтягуванням при  $T=20^{\circ}\text{C}$ . Результати проведених випробувань показують, що метал напівфабрикатів у вигляді листів отриманих в результаті проведеної роботи відповідає вимогам стандарту (таблиця 6.8).

Таблиця 6.8 - Механічні властивості металу листів сплаву VT23

Зразок №	$\sigma_{\text{T}}$ , МПа	$\sigma_{\text{B}}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCV, Дж/см <sup>2</sup>
1	1072	1126	11,2	19,5	43,7
2	1054	1106	12,7	24,9	47,9
3	1065	1114	10,7	19,7	43,3
ОСТ 1-90013 - 81		1100-1200	10 - 13		

Таким чином, проведені роботи показують, що ЕПП є ефективним методом отримання якісних зливків складнолегованого сплаву VT23, а якість напівфабрикатів у вигляді листів, виготовлених з цих зливків, відповідає вимогам стандартів. При цьому метал листів характеризується підвищеною пластичністю при високих показниках міцності.

З метою вивчення якості зливків сплавів титану були проведені комплексні роботи з виготовлення напівфабрикатів у вигляді труб зі зливків титанового сплаву VT14, отриманих методом ЕПП.



Для отримання дрібного зерна і рівномірного розподілу механічних властивостей в трубних заготовках доцільно застосування зливоків великого діаметру, що дозволяє підвищити ступінь деформації і тим самим призводить до більш повної опрацювання структури [283].

Міцність титанових сплавів визначається не тільки ступенем легування, а й параметрами обробки тиском, подальшої термічної або термомеханічної обробки. Однак, підвищення міцності сплаву, як правило, призводить до зниження його пластичності. Основними факторами, що впливають на макроструктуру кованої заготовки, є вихідна структура зливка, температура, ступінь і швидкість його деформації [284]. Оптимальне поєднання механічних властивостей титанових кованих заготовок забезпечується дрібно- та середньозернистою пластинчастою структурою, яка позитивно впливає на міцність, пластичність, тривалу міцність і межу витривалості.

Виплавлені зливки  $\varnothing 600$  мм сплаву ВТ14 з оплавленою поверхнею піддавали гарячій деформації на відкритому кувальному молоті в два етапи до діаметра поковки 200 мм: перший етап в інтервалі температур 1100-1150°C, при ступені деформації 40%, другий в інтервалі температур 1050-1100°C, при ступені деформації 60% (рисунок 6.31).



Рисунок 6.31 - Процес кування зливка сплаву титану ВТ14

З злиwkів  $\varnothing 600$  мм титанового сплаву BT14, виплавленого методом ЕПП з проміжною ємністю, були отримані ковані прутки  $\varnothing 200$  мм (рисунок 6.32).



Рисунок 6.32 - Ковані прутки  $\varnothing 200$  мм із титанового сплаву BT14

На поверхні кованих прутків  $\varnothing 200$  мм зі сплаву BT14 при візуальному огляді тріщин, розшарувань, а також включень не виявлено.

Визначення механічних властивостей кованих прутків проводилося при кімнатній температурі на відпалених зразках (таблиця 6.9). Зразки для визначення міцності та пластичності металу відбиралися від прутків в поперечному напрямку, з головної, середньої і донної частин заготовки. Механічні властивості кованих прутків відповідають вимогам стандартів ОСТ1 90107-73 «Прутки ковані з титанових сплавів».

Таблиця 6.9 - Середні значення механічних властивостей кованих прутків  $\varnothing 200$  із титанового сплаву BT14

Номер поковки	$\sigma_B$ , МПа	$\delta\%$	$\varphi\%$	КСУ, Дж/м <sup>2</sup>
1	990	12,0	22,0	5,0
2	981	13,0	24,0	5,2
3	973	10,0	24,0	5,1
ОСТ1 90107—73	850-1100	>8,0	>20,0	>3,0

Макроструктура кованої заготовки, виявлена на макротемплеті, не має тріщин, розшарувань, волосовин, пустот, металевих і неметалевих включень, видимих неозброєним оком і відповідає 6 балу шкали макроструктур (рисунок 6.33)



Рисунок 6.33 - Макроструктура кованого прутка  $\varnothing 200$  мм із титанового сплаву ВТ14

Ковані прутки піддавали механічній обробці для видалення поверхневих дефектів і газонасиченого шару (рисунок 6.34).



Рисунок 6.34 - Механічно оброблені ковані прутки  $\varnothing 190$  мм із титанового сплаву ВТ14

Трубні заготовки отримували механічною обробкою кованих прутків. На токарно-гвинторізному верстаті ДП300 методом свердління було отримано отвір  $\varnothing 90$  мм в центральній частині трубних заготовок (рисунок 6.35).



Рисунок 6.35 - Трубні заготовки Ø190/90 із титанового сплаву VT14

Трубні заготовки Ø190/90 із титанового сплаву VT14 піддавалися відпалу при температурі 750<sup>0</sup>С протягом 1 години з наступним охолодженням на повітрі.

Візуальний огляд зовнішньої і внутрішньої поверхні показав, що якість поверхні, геометричні розміри і кривизна трубних заготовок з титанового сплаву VT14 знаходяться в межах вимог стандартів.

Макроструктура трубних заготовок в поздовжньому напрямку характеризується дрібними зернами витягнутими уздовж осі пластичної деформації (рисунок 6.36).



Рисунок 6.36 - Макроструктура трубної заготовки Ø190/90 мм із титанового сплаву VT14

Механічні властивості трубних заготовок визначалися на зразках вирізаних в поздовжньому напрямку (таблиця 6.10). Як видно з таблиці, межа міцності трубних заготовок в поздовжньому напрямку дещо

знижується, проте підвищуються пластичні властивості.

Таблиця 6.10 - Середні значення механічних властивостей трубних заготовок  $\varnothing 190/90$  із титанового сплаву ВТ14

Номер поковки	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\varphi$ , %	КСУ, Дж/м <sup>2</sup>
1	923	14,0	40,0	6,9
2	911	17,0	42,0	7,0
3	903	13,0	39,0	6,3
ТУ 1-5-127-73	900-1100	>10,0	>35,0	>5,0

Горяче пресування труб на розмір  $\varnothing 120 \times 15,0$  мм виробляли на пресі зусиллям 2000 т.с. Перед пресуванням на трубні заготовки наносилася стеклосмазка. Нагрівання трубної заготовки в печі здійснювали до температури центру металу  $960 \pm 10$  °С.

Візуальний огляд зовнішньої і внутрішньої поверхні показав, що якість поверхні, геометричні розміри і кривизна труб знаходяться в межах вимог стандартів. Дефектів при ультразвуковому контролі не виявлено.

Труби після механічної обробки (рисунок 6.37) піддавали термообробці по режиму - нагрівання при температурі  $750 \pm 10$  °С впродовж 1 години з наступним охолодженням на повітрі.



Рисунок 6.37 - Труба гарячепресована  $\varnothing 120 \times 15,0 \times 2500$  мм після механічної обробки

Механічні властивості гарячепресованих труб відповідають вимогам ГОСТ 21945 «Труби безшовні гарячекатані із сплавів на основі титану» (таблиця 6.11).

Таблиця 6.11 - Механічні властивості гарячепресована труб  $\varnothing 120 \times 15 \times 2500$  мм із титанового сплаву VT14

№ зразка	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\varphi$ , %	КСУ, Дж/м <sup>2</sup>
1	963	12,0	26,3	6,0
2	972	12,1	26,9	5,7
3	950	12,9	29,0	5,9
ГОСТ 21945	900-1100	>8,0	>25,0	>4,0

Таким чином, проведені роботи дозволили показати, що якість труб, виготовлених зі сплаву титану VT14 отриманого методом ЕПШ відповідають вимогам стандартів, мають високу пластичність при збереженні міцності.

Отримані зливки з титанового сплаву VT14 можуть бути використані як для отримання гарячекатаних, так і пресованих труб.

#### **6.4 Випуск дослідних партій напівфабрикатів із високоміцних промислових ( $\alpha+\beta$ ) и псевдо- $\beta$ сплавів титану (VT14, VT22, VT23, VT19), одержаних методом електронно-променевої плавки**

Подальше розширення виробництва і застосування титану зустрічає жорстку конкуренцію з боку виробників альтернативних конструкційних матеріалів і вирішальним критерієм тут є ціна. Тому підвищення якості титанових зливок, як вихідної ланки для виробництва напівфабрикатів, одночасно зі зниженням їх вартості є однією з найважливіших задач, що визначають подальший успішний розвиток титанової індустрії [160].

Україна є однією з п'яти країн світу, які мають повний цикл виробництва титану: від видобутку титановмістких руд, їх збагачення і виробництва губчатого титану до виплавки зливків титанових сплавів і виробництва широкого спектру титанових напівфабрикатів: відливок, поковок, прутків та труб.

Згідно інформації відділу геології корисних копалин Інституту геологічних наук НАН України, в цілому ресурси титанових руд України оцінюються потенційно в 20%, а затверджені запаси знаходяться в межах 7-12% від світових запасів. Основні родовища титановмісних руд сконцентровані в Дніпропетровській та Житомирській областях. Їх збагачення здійснюють на Вільногірському гірничо-металургійному комбінаті та Іршанському гірничо-збагачувальному комбінаті відповідно. Ці комбінати не тільки повністю забезпечують сировиною українських виробників губчастого титану та пігментного діоксиду титану, але й поставляють титанові концентрати на експорт.

Виробництво металевого губчастого титану в Україні здійснюється на Запорізькому титаномagneїєвому комбінаті (ЗТМК). В даний час на ЗТМК освоєно виробництво блоків губчастого титану масою 0,7 і 3,8 т за цикл і виплавка зливків титану на електронно-променевій установці, розробленій в ІЕЗ ім.Є.О.Патона НАН України.

Основним промисловим засобом виробництва зливків титанових сплавів у світі є вакуумно-дуговий переплав (ВДП) електроду, що витрачається, у мідний охолоджуваний водою кристалізатор. При цьому вартість сировини – губчастого титану і лігатури, із яких пресують електрод, складає від 40 до 75% вартості зливка [151]. Отже, істотне зниження вартості зливків титану можливе лише при зменшенні вартості сировини, тобто при утилізації в процесі виплавки зливків максимально можливої кількості металургійних і машинобудівних відходів титану і використанні губчастого титану зниженої якості [151]. Проте при ВДП у мідний охолоджуваний водою кристалізатор кількість титанових відходів у

електроді, що витрачається, обмежено 20-30%, а за умов низького вакууму в зоні горіння дуги (10...100 Па) відбувається додаткове забруднення титану киснем і азотом. Тому умова відповідності хімічного складу зливок вимогам стандартів не дозволяє використовувати більш дешеві вихідні шихтові матеріали, – губчастий титан зниженої якості і титановий брухт.

Крім того, технологія ВДП не дозволяє вирішити й одну з найважливіших проблем якості металу зливка, а саме: попередити утворення в ньому дефектів у вигляді включень із низькою густиною (тверді  $\alpha$  - включення) і тугоплавких включень із високою густиною [58]. В зв'язку з цим останнім часом у виробництві титану знаходять все більше застосування альтернативні методи одержання титанових зливок із застосуванням проміжної ємності. Найбільше перспективною є технологія ЕПП з проміжною ємністю [55, 58, 72, 151], що має ряд істотних переваг перед традиційною технологією ВДП [72, 151].

Технологія ЕПП забезпечує гарантоване видалення тугоплавких включень високої і низької густини. Плавка здійснюється у вакуумі 0,1...0,01 Па, що практично виключає додаткове забруднення титану газовими домішками, що дозволяє використовувати в якості вихідної шихти до 100% брухту і губчастий титан зниженої якості без його попереднього пресування в електрод, що витрачається [151]. Технологія ЕПП також дозволяє виплавляти зливки як круглого, так і квадратного перетинів, а також зливки-сляби [58, 72, 151].

Слід зауважити, що головні авіабудівні фірми США використовують переплав із проміжною ємністю як обов'язковий етап одержання титанових зливок для деталей відповідального призначення.

В даний час промислові електронно-променеві установки потужністю більше 1 МВт кожна експлуатуються в Китаї (12 одиниць, ще дві - в стадії будівництва), США (8 одиниць), в Україні (8 одиниць, ще одна - в стадії будівництва), в Японії (3 одиниць). По одній електронно-променевій установці мегаватного класу працює в Європейському Союзі та



Казахстані. Таке широке застосування технології ЕПП з проміжною ємністю обумовлено як високою якістю одержуваного металу, так і високими техніко-економічними показниками процесу.

В Україні відсутні промислові потужності та спеціалісти щодо виробництва злиwkів з титану та його сплавів методом ВДП, але існує розвинута база та багаторічний досвід щодо створення устаткування та технологій ЕПП, зокрема, титану.

В ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України було розроблено устаткування та створено технологію ЕПП титану та сплавів на його основі. Для реалізації технології ЕПП титану в промисловому масштабі в ІЕЗ ім. Є.О.Патона було вирішено ряд наукових, технологічних і апаратурно-технічних проблем. Так розроблена технологія ЕПП з порціонною подачею рідкого металу має ряд істотних переваг перед традиційними технологіями вакуумно-дугового та плазмено-дугового переплавів. Малий обсяг порції рідкого металу, що подається з проміжної ємності в кристалізатор, зменшує процеси конвекції в розплаві при його кристалізації. Послідовна пошарова кристалізація металу в кристалізаторі з наявністю в кожний момент часу малого обсягу рідкого металу виключає розвиток у зливку зональної ліквідації, а також утворення дефектів усадочного походження. Комплекс проведених досліджень дозволив запропонувати технологію ЕПП недроблених блоків губчастого титану, яка в ході дослідно-промислової перевірки показала, що процес плавки протікає стабільно і стійко. Розбрикування рідкого металу і твердих часток, що характерно для плавки дробленої губки, не спостерігалось. Це, обумовлено відсутністю абсорбованої вологи усередині блока. Крім того, в процесі плавки блок криці безперервно подається в робочий простір, де під дією електронних променів, що сканують, відбувається прогрів об'єму блоку, його попередня дегазація, а потім вже плавлення по всій поверхні. Плавки кричного блока губчастого титану здійснювалися з швидкостями плавки кускових відходів. Порівняння виходів придатного металу показало, що

при плавці криці і кускових відходів втрати титану випаровуванням фактично однакові і на 30-40% менше, ніж при плавці дробленої губки фракції 12...70 мм. Дослідження якості виплавлених зливків, показало, що розподіл домішкових елементів по довжині зливків рівномірне, а їхній вміст знаходиться в межах вимог стандартів. Структура металу зливків щільна, однорідна, дефекти у вигляді пор, раковин, тріщин і неметалевих включень відсутні. Встановлено, що запропонована технологія ЕПП блоків губчастого титану забезпечує підвищення на 20% техніко-економічних показників у порівнянні з ЕПП губчастого титану фракції 12...70 мм.

Для реалізації розроблених технологій ЕПП титану в ІЕЗ ім. Є.О.Патона було створено лінійку промислових електронно-променевих установок продуктивністю від 180 до 1500 тон титанових зливків на рік. На ДП «Науково-виробничий центр «Титан» Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України» було організовано промислове виробництво зливків титанових сплавів у складі п'яти електронно-променевих установок (рисунок 38).



Рисунок 6.38 – Цех ЕПП на ДП «НВЦ «Титан» ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України»

Запущено у виробництво технологію виплавки зливків методом ЕПП з легованих титанових сплавів (таких, як ПТ-1М, ПТ-7М, ПТЗ-В, ВТ5, ВТ6,

BT3-1, BT8, BT20, BT22, Grade 5, Grade 9, Grade 12, та ін.). Продукція підприємства у вигляді зливків титану та сплавів на його основі діаметром від 100 до 1100 мм та довжиною до 4 метрів постачаються як вітчизняним заводам, так і за кордон (рисунок 6.39).



Рисунок 6.39 – Продукція ДП «НВЦ «Титан» ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України»

Обсяги виробництва продукції підприємства у 2012-2018 рр. становило від 215 до 550 тон зливків титанових сплавів на рік.

За умов науково-технологічної підтримки ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України у кооперації з підприємствами-партнерами (ДП «Південний машинобудівний завод», ТОВ «Дніпропрес Сталь» та іншими), зі зливків титанових сплавів, отриманих методом ЕПП, організовано виробництво кованих та катаних прутків, якість яких повністю відповідає вимогам стандартів. Це дозволило вирішити питання щодо імпортозаміщення прутків високоміцних титанових сплавів для потреб підприємств України.

Завдяки організації виробництва трубних заготовок зі зливків титанових сплавів, отриманих методом ЕПП, на «Виробничому об'єднанні «Оскар» (колишній «Нікопольський південно-трубний завод») організовано виробництво пресованих та холоднотянутих труб, якість яких відповідає світовим стандартам, що дозволяє експортувати їх до країн Європейського Союзу.

В цілому виконані в ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України фундаментальні та прикладні дослідження дозволили створити технологію ЕПП зливків

титанових сплавів та обладнання для її реалізації і організувати в Україні конкурентоспроможне на світових ринках виробництво високоякісних зливків та напівфабрикатів з титану та сплавів на його основі, що вирішило питання імпортозаміщення виробів з високоміцних титанових сплавів.

### **Висновки по розділу 6**

1. Відпрацьовані режими гарячої пластичної деформації литого сплаву Т110 із загальним ступенем деформації 86%. Встановлено, що після деформаційної обробки зливків ЕПП сплаву Т110 можливе отримання якісних деформованих напівфабрикатів.
2. Було встановлено, що після відносно простої термічної обробки напівфабрикати зі сплаву Т-110 мають високі характеристики пластичності й ударної в'язкості при показниках міцності не менш, ніж 1100 МПа, а саме:  $\sigma_B = 1100...1220$  МПа;  $\sigma_{02} = 1060...1115$  МПа;  $\delta \geq 19\%$ ;  $\psi \geq 50\%$ ;  $KCU \geq 28$  Дж/см<sup>2</sup>, і за рівнем механічних властивостей не поступаються сплаву ВТ22.
3. Визначено режими термдеформаційної обробки, яка забезпечує необхідний комплекс механічних властивостей напівфабрикатів з нового високоміцного складнолегованого ( $\alpha+\beta$ ) -титанового сплаву Т120. Температура початку деформації 1050<sup>0</sup>С, температура кінця деформації 850<sup>0</sup>С. Деформація заготовки за один прохід не більше 5-7мм. Після деформаційної обробки проводиться відпал при температурі 850<sup>0</sup>С впродовж 1 години.
4. Визначено, що структура нового високоміцного складнолегованого ( $\alpha+\beta$ )-титанового сплаву Т120 після прокатки складається з рівноосних поліедричних первинних  $\beta$  зерен розміром 150...200 мкм, внутризеренна структура представлена  $\alpha$  і  $\beta$  фазами, причому  $\alpha$  фаза має пластинчасту морфологію з товщиною пластин близько 0,5 мкм.
5. Механічні властивості нового високоміцного складнолегованого ( $\alpha+\beta$ ) -титанового сплаву Т120 отриманого методом ЕПП після

термодеформаційної обробки становлять: межа міцності щонайменше 1200 МПа, відносне подовження не менше 10%.

6. Відпрацьовані режими гарячої деформаційної обробки титанового сплаву ВТ22 отриманого методом ЕПП: температура початку деформації не більше 1180°C, кінця не нижче 800°C. Встановлено, що механічні властивості напівфабрикатів зі сплаву ВТ22 отриманого методом ЕПП повністю відповідають вимогам стандартів. Так межа міцності становить 1250 МПа, при пластичності 10%
7. Відпрацьовано режими гарячої деформаційної обробки псевдо- $\beta$  титанового сплаву ВТ19 отриманого методом ЕПП: температура початку деформації не більше 1150°C, кінця не нижче 750°C. Встановлено, що на поверхні листових напівфабрикатів немає тріщин і розшарувань, що дозволяє говорити про хорошу технологічну пластичність матеріалу і металургійну якість вихідних зливків-заготовок.
8. Встановлено, що оптимізація за часом перебування заготовок в печі дозволила зменшити окислений поверхневий шар до 20 мкм, при цьому в ньому не спостерігаються тріщини і відколи.
9. Визначено, що структура псевдо- $\beta$  титанового сплаву ВТ19 отриманого методом ЕПП після прокатки в основному складається з рівновісних поліедричних первинних  $\beta$  зерен розмірами 80-125 мкм, а внутрішньозеренна структура представлена дисперсною  $\alpha$  фазою розмірами 1-2 мкм і менше.
10. Показано, що після ТМО за оптимальними режимами і наступного відпалу при температурі 750 °C впродовж 1 год. і наступним остиганням на повітрі, зразки сплаву ВТ19 показують значення межі міцності 978 МПа при відносному подовженні  $\delta_s = 12\%$ .
11. Відпрацьовано режими термодеформаційної обробки високоміцного сплаву титану ВТ23 отриманого методом ЕПП які дозволили

одержати достатньо високі показники міцності  $\sigma_B=1114$  МПа при достатньо високих показниках пластичності  $\delta=10,7$  %.

12. Визначено, що механічні властивості труб, виготовлених зі сплаву титану VT14, отриманих методом ЕПП, мають підвищений запас пластичності ( $\delta=12,9\%$ ) при збереженні властивостей міцності ( $\sigma_B=950$ МПа) на рівні вимог стандартів. Таким чином показано, що розроблена технологія ЕПП отримання зливків високоміцних сплавів титану може ефективно застосовуватися для отримання напівфабрикатів для трубного виробництва.
13. Виконані в ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України фундаментальні та прикладні дослідження дозволили створити технологію ЕПП зливків титанових сплавів та обладнання для її реалізації і організувати в Україні конкурентоспроможне на світових ринках виробництво високоякісних зливків та напівфабрикатів з титану та сплавів на його основі, що вирішило питання імпортозаміщення виробів з високоміцних титанових сплавів.

## Висновки

1. Розроблена тривимірна математична модель і методика чисельного розрахунку пов'язаних гідродинамічних і теплових процесів в металі, що кристалізується, при литті сплаву титану з проміжної ємності в циліндричний прохідний кристалізатор. Отримано тривимірні поля швидкості руху металу і його температури, визначено положення двофазної зони в зливку.
2. За допомогою проведених розрахунків в рамках побудованих математичних моделей встановлено, що врахування турбулентної теплопровідності майже не позначається на положенні 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.
3. Одержано залежність глибини рідкої ванни від продуктивності процесу при ЕПП зливка титану. Встановлено, що при збільшенні швидкості витягування зливку  $\varnothing 400\text{мм}$  на 30% глибина рідкої ванни зростає більш ніж на 50% (з 0,122м до 0,185м).
4. Шляхом вирішення нестационарної теплової задачі з фазовим переходом, початковою умовою якої є отриманий розподіл температури в зливку, розраховано положення усадочної раковини для ситуації миттєвого припинення зливу розплаву в кристалізатор і електронно-променевого обігріву торцевої поверхні зливка, що дозволило розробити технологічні режими виводу усадкової раковини при завершенні процесу ЕПП злиwkів високоміцних сплавів титану.
5. Проведені розрахунки в рамках математичної моделі процесу випаровування легуючих елементів з високою пружністю пара з високоміцних титанових сплавів при ЕПП, дозволили встановити, що основним фактором, що впливає на концентрацію алюмінію і хрому в зливку при незмінних технологічних параметрах плавки, є тільки їх початковий вміст в витратній заготовці.

6. Розроблено схеми шихтовки, що мінімізують втрати на випаровування легуючих елементів з високою пружністю пари та витікання легкоплавких елементів та дозволяють одержувати рівномірні за хімічним складом зливки сплавів титану навіть за один ЕПП переплав.
7. З використанням отриманих методом математичних моделювань даних ведення процесу ЕПП відпрацьовано технологічні режими та одержано зливки  $\varnothing 110$  мм,  $\varnothing 400$  мм та  $\varnothing 600$  мм промислових (BT19, BT22, BT23, BT14) та вітчизняних (T110, T120, економнолегованих) високоміцних сплавів титану. Базуючись на одержаних результатах розроблено технологію отримання злиwkів економнолегованих сплавів титану методом ЕПП.
8. Відпрацьовано режими гарячої деформаційної обробки промислових високоміцних сплавів титану, які дозволили одержати достатньо високі показники міцності при достатньо високих показниках пластичності.
9. Розроблено технологію термдеформаційної обробки нового високоміцного складнолегованого ( $\alpha+\beta$ )-титанового сплаву T120, яка забезпечує межу міцності щонайменше 1200 МПа в поєднанні з відносним подовженням не менше 10%.
10. Розроблена технологія впроваджена в промислове виробництво злиwkів діаметром від 110 мм до 600 мм та довжиною до 4 метрів високоміцних титанових сплавів, які постачаються як вітчизняним заводам, так і за кордон.
11. Вирішена важлива народногосподарська задача виробництва на вітчизняних підприємствах методом ЕПП конкурентоспроможних на світових ринках високоякісних злиwkів та напівфабрикатів з високоміцних конструкційних сплавів на основі титану, що, в свою чергу, вирішило питання імпортозаміщення виробів з цих матеріалів в Україні.



### Список використаних джерел

1. Ivasishin O.M., Akhonin S.V., Savvakina D.G., Berezos V.A., Bondarchuk V.I., Stasyuk O.O., Markovsky P.E. Effect of microstructure, deformation mode and rate on mechanical behaviour of electron-beam melted Ti-6Al-4V and Ti-1.5Al-6.8Mo-4.5Fe alloys. *Progress in Physics of Metals*. 2018. 19(3). P. 309–336. DOI: 10.15407/ufm.19.03.309. (*Scopus*).
2. Akhonin S.V., Belous V.Y., Berezos V.A., Selin R.V. Effect of TIG-welding on the structure and mechanical properties of the pseudo- $\beta$  titanium alloy VT19 welded joints. *Materials Science Forum*. 2018. 927 MSF. P. 112–118. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.927.112. (*Scopus*).
3. Akhonin S.V., Berezos V.O., Severyn A.Yu., Tymoschenko Y.G., Davydchuk N.K. Structure and Properties of Titanium Modified Silicon-carbide at EBM. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2019. 582(1). 012051. DOI: 10.1088/1757-899X/582/1/012051. (*Scopus*).
4. Markovsky P.E., Akhonin S.V., Berezos V.A., Karasevska O.P., Gavrysh I.M. Microstructure and Tensile Properties of Cost-Efficient Thermally Hardenable  $\alpha+\beta$  Alloys of Ti–Al–Mo–Fe and Ti–Al–Mo–Cr Systems. *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2020. 9(6). P. 856–872. DOI: 10.1007 / s13632-020-00705-7 (*Scopus*).
5. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Жук Г.В., Березос В.А. Развитие электронно-лучевой плавки титана в ИЭС им. Е.О.Патона. *Современная электрометаллургия*. 2008. №3. С. 22–24.
6. Березос В.А. Проверка адекватности математической модели процесса кристаллизации титанового слитка ЭЛПЕ. *Современная электрометаллургия*. 2010. №3. С. 14–17.
7. Тригуб Н.П., Березос В.А., Крыжановский В.А., Северин А.Ю. Исследование процесса изготовления горячекатаных труб из слитков титанового сплава VT20, полученных электронно-лучевой плавкой.

- Современная электрометаллургия*. 2010. №4. С. 3–6.
8. Ахонин С.В., Березос В.А., Крыжановский В.А., Корнийчук В.Д., Пикулин А.Н., Северин А.Ю. Производство дисков для энергетического машиностроения из титанового сплава ВТ6 полученного методом электронно-лучевой плавки. *Современная электрометаллургия*. 2012. №4. С. 15–20.
  9. Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. Электронно-лучевое оплавление поверхности слитков сложнолегированного титанового сплава. *Титан*. 2013. №1(39). С. 25–30.
  10. Березос В.А. Экспериментальная проверка адекватности математической модели процесса кристаллизации титанового слитка при электронно-лучевой плавке. *Теория и практика металлургии*. 2013. №3-4. С.88–92.
  11. Ахонин С.В., Северин А.Ю., Березос В.А., Ерохин А.Г. Математическое моделирование процессов испарения при выплавке слитков многокомпонентных титановых сплавов в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*. 2013. №4. С. 34–39.
  12. Ахонин С.В., Березос В.А., Пикулин А.Н., Северин А.Ю., Ерохин А.Г. Электронно-лучевое оплавление поверхности слитков сплавов титана. *Современная электрометаллургия*. 2014. №2. С. 21–25.
  13. Ахонин С.В., Березос В.А., Крыжановский В.А., Пикулин А.Н., Ерохин А.Г. Получение трубных заготовок из титанового сплава ВТ14 методом ЭЛП. *Современная электрометаллургия*. 2014. №3. С. 21–25.
  14. Пикулин А.Н., Ахонин С.В., Березос В.А., Селин Р.В. Получение слитков сложнолегированного титанового сплава ВТ23 способом ЭЛП. *Современная электрометаллургия*. 2015. №2. С. 17–20.
  15. Григоренко Г.М., Ахонин С.В., Лобода П.И., Григоренко С.Г., Северин А.Ю., Березос В.А., Богомол Ю.И. Структура и свойства титанового сплава, легированного бором, полученного способом электронно-

- лучевого переплава. *Современная электрометаллургия*. 2016. №1. С. 21–25.
16. Ахонин С.В., Северин А.Ю., Березос В.А., Пикулин А.Н., Ерохин А.Г. Особенности выплавки слитков титанового сплава ВТ19 в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*. 2016. №2. С. 23–27.
  17. Ахонин С.В., Селин Р.В., Березос В.А., Пикулин А.Н., Северин А.Ю., Ерохин А.Г. Разработка нового высокопрочного титанового сплава. *Современная электрометаллургия*. 2016. №4. С. 22–27.
  18. Ахонин С.В., Березос В.А., Пикулин А.Н., Северин А.Ю., Ерохин А.Г. Электронно-лучевая плавка нового высокопрочного титанового сплава Т120. *Современная электрометаллургия*. 2017. №1. С. 15–21.
  19. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Северин А.Ю., Березос В.А., Пикулин А.Н., Ерохин А.Г. Структура и свойства нового высокопрочного титанового сплава Т120, полученного способом ЭЛП после деформационной и термической обработки. *Современная электрометаллургия*. 2017. №2. С. 11–16.
  20. Ахонин С.В., Северин А.Ю., Белоус В.Ю., Березос В.А., Пикулин А.Н., Ерохин А.Г. Структура и свойства титанового сплава ВТ19, полученного способом электронно-лучевой плавки, после термомеханической обработки. *Современная электрометаллургия*. 2017. №3. С. 19–24.
  21. Ахонин С.В., Марковский П.Е., Березос В.А., Стасюк А.А., Пикулин А.Н., Северин А.Ю., Антонюк С.Л. Получение высокопрочного титанового сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe способом ЭЛП. *Современная электрометаллургия*. 2018. №1. С. 9–16.
  22. Ахонин С.В., Березос В.А., Пикулин А.Н., Северин А.Ю., Шваб С.Л., А.Г.Ерохин. Получение высокопрочного титанового сплава ВТ22 способом электронно-лучевой плавки. *Современная электрометаллургия*. 2018г. №3. С. 8–15.

23. Патон Б.Е., Ахонин С.В., Березос В.А. Развитие технологий электронно-лучевой плавки металлов в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. *Современная электрометаллургия*. 2018. №4 С. 19–35.
24. Ахонин С.В., Березос В.А., Белоус В.Ю. Новые перспективные сплавы на основе титана. *Современная электрометаллургия*. 2019. №3. С. 35–44.
25. Ахонин С.В., Гориславец Ю.М., Глухенький А.И., Березос В.А., Бондар А.И., Пикулин А.Н. Моделирование гидродинамических и тепловых процессов в кристаллизаторе при электронно-лучевой плавке с промежуточной емкостью. *Сучасна електрометалургія*. 2019. №4. С. 9–17.
26. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Березос В.О., Петриченко І.К., Селін Р.В., Северин А.Ю., Пікулін О.М. Структура та властивості конструкційних економнолегованих сплавів на основі титану, одержаних способом ЕПП. *Сучасна електрометалургія*. 2020. №4. С. 7–15.
27. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Березос В.А., Северин А.Ю., Крыжановский В.А. Производство в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины высококачественных крупногабаритных слитков жаропрочных сплавов на основе титана из первичной шихты методом электронно-лучевой плавки. *Международная конференция «Ti-2010 в СНГ»*, Россия, г. Екатеринбург, 16–19 мая. 2010 г. Киев: Сборник трудов, 2010.
28. Тригуб Н.П., Березос В.А., Крыжановский В.А., Корнийчук В.Д. Производство крупногабаритных дисков для газотурбинных установок из жаропрочных сплавов титана, полученных методом электронно-лучевой плавки. *Международная конференция «Ti-2012 в СНГ»*, Россия, г. Казань, 22–25 апреля. 2012 г. Киев: Сборник трудов, 2012.
29. Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Березос В.А. Развитие технологий

- электронно-лучевой плавки слитков титана и его сплавов в ИЭС им. Е.О. Патона. *III Науково-технічна конференція «Титан–2012 виробництво і застосування»*, Україна, м. Запоріжжя, 4–5 жовтня. 2012 р. Запоріжжя: Збірка тезисів, 2012.
30. Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. Оплавление поверхности слитков-слябов титанового сплава ВТ6 электронным лучом. *VII науково-технічна конференція молодих учених та спеціалістів «Зварювання та суміжні технології»*, Україна, м. Київ, 22–24 травня. 2013 р. Київ: Збірка тезисів, 2013.
31. Ахонин С.В., Березос В.А., Корнийчук В.Д., Пикулин А.Н. Электронно-лучевое оплавление поверхности слитков титана – ресурсосберегающая технология современной спецэлектрометаллургии. *Международная конференция «Ti–2013 в СНГ»*, Украина, г. Донецк, 26–29 мая. 2013 г. Киев: Сборник трудов, 2013.
32. Ахонин С.В., Березос В.А., Корнийчук В.Д., Пикулин А.Н., Северин А.Ю. Электронно-лучевые технологии получения слитков сплавов на основе титана. *Международная конференция «Сварка и родственные технологии – настоящее и будущее»*, Украина, г. Киев, 25–26 ноября. 2013 г. Киев: Тез.докл. 2013. 222 с.
33. Ахонин С.В., Березос В.А., Ерохин А.Г., Корнийчук В.Д., Крыжановский В.А. Получение труб из слитков титановых сплавов, выплавленных методом ЭЛП. *Международная конференция «Титан–2014 в СНГ»*, Россия, г. Нижний Новгород, 25–28 мая. 2014 г. С. 25–30. Сб. трудов.
34. Paton V.E., Akhonin S.V., Berezos V.A. Production of Titanium Alloys Ingots by EBSHM Technology. *Proc. of the 13th World Conference on Titanium*, August 16-20, 2015, San Diego, California, USA. TMS, 2016. P. 359–364.
35. Ахонин С.В., Березос В.А., Пикулин А.Н., Северин А.Ю., Ерохин А.Г.

- Получение высокопрочных сплавов титана методом электронно-лучевой плавки. *Сб. трудов восьмой международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов»*, Украина, г. Одесса, 11–15 сентября. 2017 г. Киев: Международная Ассоциация «Сварка», С. 11–18.
36. Кривцун И.В., Ахонин С.В., Березос В.А., Северин А.Ю. Модель испарения многокомпонентных сплавов при электронно-лучевой плавке. *Сб. трудов восьмой международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов»*, Украина, г. Одесса, 11–15 сентября. 2017 г. Киев: Международная Ассоциация «Сварка», С. 53–58.
37. Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А., Северин А.Ю., Ерохин А.Г. Электронно-лучевое оплавление слитков высокопрочных  $\alpha+\beta$  и псевдо- $\beta$  сплавов титана. *Сб. трудов восьмой международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов»*, Украина, г. Одесса, 11–15 сентября. 2017 г. Киев: Международная Ассоциация «Сварка», С. 19–23.
38. Ахонин С.В., Березос В.А., Белоус В.Ю. Разработка новых титановых сплавов и технологии их получения методом электронно-лучевой плавки. *Сб. трудов международной конференции «Титан—2018. Производство и применение в Украине»*, Украина, г. Киев, 11–13 июня. 2018 г. Киев: Международная Ассоциация «Сварка», С. 13–23.
39. Патент України №75790 С22В9/22, Опубл. Бюл. №5 від 15.05.2006р. Спосіб одержання зливків титанових сплавів з якісною поверхнею. / Березос В.О., Жук Г.В., Тригуб М.П., Северин А.Ю., Варич І.Ю.
40. Патент України №76873 С22В9/22, Опубл. Бюл. №9 від 15.09.2006р. Спосіб попередження включень низької щільності в зливках титанових сплавів. / Северин А.Ю., Березос В.О., Жук Г.В., Тригуб М.П.
41. Патент України №78393 С22В9/22, Опубл. Бюл. №3 від 15.03.2007р.

- Спосіб одержання порожнистих зливків в установках електронно-променевого переплаву. / Тригуб М.П., Жук Г.В., Ахонін С.В., Березос В.О.
42. Патент України №91251 С22В34/12, Опубл. Бюл. №13 від 12.07.2010р. Спосіб одержання легованих алюмінієм титанових зливків. / Тригуб М.П., Жук Г.В., Березос В.О., Фесан А.А., Самофалов О.В.
43. Патент України №100065 С21С5/56, С22В 9/22, С22В 34/12, Опубл. Бюл. №21 від 12.11.2012р. Спосіб одержання зливків титанових сплавів з якісною поверхнею. / Тригуб М.П., Березос В.О., Северин А.Ю., Крижановський В.А.
44. Патент України №100279 С21С5/56, С22В34/12, С22В9/22, Опубл. Бюл. №21 від 12.11.2012р. Спосіб отримання зливка титанового сплаву пошаровою кристалізацією в електронно-променевої установці з проміжною ємністю. / Тригуб М.П., Березос В.О., Северин А.Ю., Крижановський В.А.
45. Патент України №100279 С22В9/22, С22В1/02, С22В4/06, Опубл. Бюл. №23 від 10.12.2012р. Спосіб одержання сплавів на основі титану з рівномірним вмістом кисню. / Тригуб М.П., Корнійчук В.Д., Березос В.О., Северин А.Ю.
46. Патент №106916, Україна, заявл. 21.12.2012; Опубл. Бюл. №12 від 25.06.2016р. Високоміцний титановий сплав. / Ахонін С.В., Березос В.О., Білоус В.Ю., Пікулін О.М., Петриченко І.К., Селін Р.В., Єрохін О.Г.
47. Патент №118388, Україна, заявл. 23.02.2017; Опубл. Бюл. №16 від 27.08.2018р. Спосіб одержання зливків сплавів на основі титану. / Ахонін С.В., Пікулін О.М. Березос В.О., Северин А.Ю., Єрохін О.Г.
48. Белянчиков Л.Н. Основы расчета дуговых вакуумных печей. – М.: Metallurgiya, 1968. –100с.
49. Маквиллэн А.Д., Титан.-М.: Metallurgizdat. –1958. – 458с.
50. Рафинирующие переплавы стали и сплавов в вакууме

- /В.А.Бояршинов, А.Г.Шалимов, А.А.Щербаков и др.-М.:Металлургия, 1979. – 304с.
51. Смелянский М.Я., Гуттерман К.Д. Рабочий процесс и расчет вакуумных дуговых печей.-М.:Госэнергоиздат, 1962. – 112 с.
  52. Трубин А.Н., Кавтаев Е.Е., Новиков В.Ф. Изготовление цельнопрессованных с фланцем медных изложниц для вакуумных дуговых печей // Титан. – 2005. – №1. – С.32-34
  53. Титан и его сплавы. / Л.С. Мороз, Б.Б.Чечулин, И.В.Полин и др. – Л.:Судпромгиз, 1960. –516с.
  54. Титановые сплавы. Плавка и литье титановых сплавов / А.Л.Андреев, Н.Ф.Аношкин, К.М.Борзецовская и др.-М.:Металлургия, 1978. –383 с.
  55. Мовчан Б.А., Тихоновский А.Л., Курапов Ю.А. Электронно-лучевая плавка и рафинирование металлов и сплавов. – К.: Наукова думка, – 1973. –239с.
  56. Патон Б.Е., Тихоновский А.Л., Тригуб Н.П. Электронно-лучевой переплав – ресурсосберегающий процесс вакуумной металлургии // Пробл. спец.электрометаллургии. –1988. – №1. – С. 44–49
  57. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Замков В.Н. и др. Развитие технологии электронно-лучевой плавки титана // Пробл. спец.электрометаллургии. – 2000. – №2. – С.34–40
  58. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекреационных металлов / Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В. – Киев: Наукова думка. – 2008. – 311с.
  59. Ardene M., Jager G., Schiller S.Ein. 200-kW-Elektronen Stahl-Mehrkammerofen // Neue Hutte. – 1963. – №1. – p.2-5.
  60. Schlatter R.-J. Metals. 1970. V.22. №4. p.33-39.
  61. Ахонин С.В. Процессы рафинирования в вакууме и оптимизация режимов электронно-лучевой плавки высокорекреационных и тугоплавких металлов. Дисс. док. тех. наук 05.16.07 Киев, 2003. –360с.
  62. Hering Mieczyslaw. Prz.electroteh. 1973. 49. №10. p.473–475



63. Guesne P. Techn.mod. 1970. V.62. №5. p. 219–221
64. Furstenberger J.-Met. Et constr.mec. 1971. V.103. №5. p.247–249
65. Stephan H.- Titanium Sci. and Technol. v.1. New-York-London, 1973, p.343–352. Discuss. p.517-518
66. Ульянов В.Л. Литейное производство. 1972. №8. с.3–4
67. Мюллер С.П., Харрингтон Т.Г. – В сб. «Вопросы специальной электрометаллургии». Киев–Москва. 1973. С.127–137
68. Башенко В.В. Электронно–лучевые установки. – Л.: Машиностроение. –1972. – 168 с.
69. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин СВ. Перспективные технологии электронно-лучевой плавки титана // Титан. – 2003. – № 2. – С.20–25.
70. Смелянский М.Я. Электронные плавильные печи. – М.: Энергия. 1971. – 167 с.
71. Тихоновский А.Л., Тур А.А. Рафинирование металлов и сплавов методом электронно-лучевой плавки. – К.: Наукова думка. 1984. – 273с.
72. Электронно–лучевая плавка. Б.Е.Патон., Н.П.Тригуб, Д.А.Козливин и др. – К.: Наукова думка. 1997. – 265 с.
73. Harker H., Entekin C. Electron beam hearth refining of titanium // Titanium 1986: Prod.and Appl. – Proc.Techn.Programm.Int.Conf. 1986. – Dayton. – 1987. – P.939–947.
74. Тригуб Н.П., Дереча А.Я., Калинюк А.Н. и др. Рафинирование титана в электронно-лучевых печах с промежуточной емкостью // Пробл. спец.электрометаллургии. – 1998. – № 2. – С. 16–21.
75. Тригуб Н.П. Электронно–лучевая плавка титана // Metallurgia и машиностроение. – 2003. – № 1. – С.20-23.
76. Ажажа В.М., Вьюгов П.Н., Лавриенко С.Д., Пилипенко Н.Н. Получение высокочистых металлов // Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра. – К.: Політехніка. 2002. – С.79–84.
77. Калинюк А.Н. Развитие электронно-лучевой плавки титана и его

- сплавов // Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра. – Політехніка. 2002. – С.233–238.
78. Антонюк С.Л., Моляр А.Г., Калинюк А.Н., Замков В.Н. Титановые сплавы для авиационной промышленности Украины // Современная электрометаллургия. – 2003. – № 1. – С. 10–14.
79. Жук Г.В., Калинюк А.Н., Тригуб Н.П. Производство слитков-слябов методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью // Современная электрометаллургия. – 2004. – №3. – С.22-24.
80. Касумов А.М., Наконечный Н.Ф., Федоров В.Н., Щёкин-Кротов В.А. Ускоренное охлаждение слитков титана после ЭЛП // Современная электрометаллургия. – 2003. – № 2. – С.20–22.
81. Электронно-лучевое оплавление поверхности слитков сплавов титана / С.В. Ахонин, В.А. Березос, А.Н. Пикулин, А.Ю. Северин, А.Г. Ерохин // Современная электрометаллургия. – 2014. – № 2 (115). – С. 21–25.
82. Дембовский В. Плазменная металлургия: Пер. с чеш. – Металлургия. – 1981. – 280 с.
83. Ключев М.М. Плазменно-дуговой переплав. – М.: Металлургия. 1980. – 256 с.
84. К вопросу о плазменно–дуговом переплаве поверхностного слоя слитков вакуумно-дугового переплава / Ю. В. Латаш, Г. Ф. Торхов, Ю. И. Моделкин и др. // Проб л. спец. электрометаллургии. – 1983. – Вып. 18. – С. 75–79.
85. О взаимодействии интенсивных электронных пучков с плазмой / А.К. Березин, Я.Б. Файнберг, Г.П. Березина и др. // Атом. энергия. –1961. – Т.11. №6. – С. 493–497.
86. Bhat G.K. New developments in plasma arc melting / A.Vac.Soc.and TechnoL – 1972. –V.9. – №6. – P. 1344–1350.
87. Denis I. Les chalumeaux a plasma // Machine Moderne. – 1964. – №668. – P.59–64.

88. Арцимович Л.А. Элементарная физика плазмы. – М.: Госатомиздат. – 1963. –192 с
89. Дембовский В. Плазменная металлургия: Пер. с чеш. –М.: Металлургия. – 1981. – 280 с.
90. Ерохин А.А. Плазменно-дуговая плавка металлов и сплавов. –М.: Наука. – 1975. – 188 с.
91. Финкельбург В., Меккер Г. Электрические дуги и термическая плазма. – М.: Изд-во иностр.лит. – 1961. – 370 с.
92. Chandra U., Hartwig I.,Ulrich K. Einsatz electrisch erzeudneter Gasplasmen in der metallurgischen Verfanrenstechnik Umschmelzen von Titan-und Eisen- Schwamm zu Blocken in einen Plasmaofen//Techn.Mitt.Krupp Forschungsber. – 1973. – BA31. –H.1. – S.1–7.
93. Латаш Ю.В., Константинов В.С., Галкин П.Н. и др. Применение плазменнодуговой технологии при выплавке слитков титана из отходов титанового производства // Пробл.спец. электрометаллургии. – 1985. – № 3. – С.65–70.
94. Takei Hiromichi Ishigami Yuji.-J. Vac.Sci and Tehnol. – 1971. – V.8. – №6. – p. vm33-vm37
95. U.Chandra, Hartvig J., Ulrich K.H. – Tech. Mitt. Krupp. – 1973. – V.1. Bd.31. – №1. – S.1–8.
96. Латаш Ю.В., Константинов В.С., Тэлин В.В. и др. Реконструкция плазменнодуговой печи УП-100 для выплавки титановых слитков из некомпактной титановой шихты // Пробл.спец.электрометаллургии. – 1990. – №1. – С. 72–75.
97. Тэлин В .В., Латаш Ю.В., Константинов В.С. и др. Применение независимых источников нагрева для утилизации отходов титанового производства // Пробл.спец.электрометаллургии. – 1990. – № 2. – С. 80–85.
98. Фарнасов Г.А., Фридман А.Г., Каринский В.Н. Плазменная плавка. –

- М.: Металлургия. – 1968. – 177 с.
99. Бабат Г.И. Индукционный нагрев металлов и его промышленное применение. – М.: –Л.: Энергия. – 1965. – 552 с.
100. Вайнберг А.М. Индукционные плавильные печи. –М.: Госэнергоиздат. – 1960. – 450 с.
101. Глебовский В.Г., Бурцев В.Т. Плавка металлов и сплавов во взвешенном состоянии. – М.: Металлургия. – 1974. – 175 с.
102. Губченко АП, Кудрявцев Ю.Г. Выплавка литейных титановых сплавов в индукционной печи с холодным тиглем// Прогрессивные способы плавки для фасонного литья. – К: Издательство АН УССР Д978. – С.97–99.
103. Клайтес П.Дж. Индукционно-шлаковый переплав // Вакуумная металлургия. – М.: Металлургия. – 1973. – С. 93–103.
104. Клайтес П.Дж, Белл Р.А. Выплавка слитков и фасонных отливок методом индукционно-шлаковой плавки // Электрошлаковый переплав. – К.: Наукова думка. – 1977. – С.264–274
105. Clites P.G., Beall R.F. Inductoslag melting of titanium // «Rept.Investing Bur of Meines.U.S.DeptInteriores». – 1969. – № 7268. – P.19.
106. Schippereit G.H., Zehemen A.F. A.F., Everts D.R. Cold-censible induction melting of reactive metals.- «Journal of Metals». – 1961. – V.13. – №2. – P.140–144.
107. Петров Ю.В., Ратников Л.Г. Холодные тигли. – М.: Металлургия. – 1972. –112 с.
108. Андреев А.Е., Яценко А.П., Проценко В.М. и др. Основы создания непрерывного процесса получения губчатого титана // Титан. – 2003. – 2. – С.16–19.
109. Арцимович Л.А. Элементарная физика плазмы. – М.: Госатомиздат. – 1963. –192 с.
110. Вяткин И.П., Зимин В.М., Кунчина Н.И. и др. Гарнисажная плавка брикетированной титановой губки // Цветные металлы. – 1973. – №10.

– С.41-42.

111. Вяткин И.П., Кунчина Н.И., Кузнецов Е.В. и др. Гарнисажная плавка спрессованных взрывом электродов из титановой губки // Цветные металлы. – 1977. – № 7. – С.48–49.
112. Жадкевич М.Л., Латаш Ю.В., Шейко И.В. и др. К вопросу о возможности переплава губчатого титана с повышенным содержанием техногенных примесей / Проблемы спец электрометаллургии. – 1997. – №1. – С.55–60.
113. Жадкевич М.Л., Латаш Ю.В., Шейко И.В. и др. К вопросу о возможности переплава губчатого титана с повышенным содержанием техногенных примесей / Проблемы спец электрометаллургии. – 1997. – № 1. – С.55–60.
114. Шейко И.В., Константинов В.С., Латаш Ю.В., Степаненко В.В. Индукционный переплав отходов титана и его сплавов в секционном кристаллизаторе // Металл и литье Украины. – 1994. – 5. – С. 17–20.
115. Sheiko I.V., Latash Yu.V. Induction Melting With an Ingot Formation in a Sectional Mould. – V. 11. – Part 4. – Edited by Institute E.O.Paton. – 1999. – 98 p.
116. Морозов Е.И. Плавка титановых сплавов. Аналитический обзор по отечественным и зарубежным источникам. ВИЛС. 1976.
117. Гуревич СМ., Дидковский В.П. Свойства технического титана и сплавов типа ОТ-4, полученных электрошлаковой плавкой // Автоматическая сварка. – 1963. – 4. – С.32–34.
118. Гуревич С .М., Дидковский В .П., Новиков Ю .К. Электрошлаковая выплавка слитков титановых сплавов // Автоматическая сварка. – 1963. – №10. – С. 37–42.
119. Морозов Е.И., Чучурюкин Л.Д. Электрошлаковая плавка титановых слитков // Титан. – 1977. – № 1. – С.105–109.
120. Ausmus S.I, Beall R.A. Electroslag melting of titanium stabs. Transactions Int.Vacuum Metallurgy Conference. June, 1967. 1968. – R.675–694.

121. Bhat G.K. A manufacturing program for electroslag melting and casting of materials, Air Force Materials Laboratory, Wright Patterson Air Force Base. – Ohio. Technical Report AFML–TR–71–I 62. – 1971. – P. 339.
122. Kasu S. New technique of titanium and titanium alloys production in ingots // Jap. Titanium Soc. – 1969. – Vol. 17. – №10. – P. 592–599.
123. Гисер Е.Н., Чекотило Л.В., Белецкий В.М. и др. Электрошлаковая отливка заготовок из высокопрочного титанового сплава ВТ22 // Пробл. спец. Электromеталлургии. – 1977. – вып.6. – С.21–23.
124. Медовар Б.И., Попов Б.Г., Чекотило Л.В. и др. Электрошлаковая выплавка опытных слитков в бескамерной печи ЭШП // Проблемы спецэлектromеталлургии. – 1978. – Вып.8. – С. 41–45.
125. Медовар Б.И., Саенко В.Я., Кумыш В.И. и др. Свойства толстых плит, прокатанных из листового крупнотоннажного слитка титана ВТ 1–0 ДШП массой 4,5 т // Проблемы спецэлектromеталлургии. – 1995. – №2. – С. 18–29.
126. Медовар Л.Б., Саенко В.Я., Помарин Ю.М., Ус В.И. Перспективы применения металлического кальция и РЗМ при ЭШП // Проблемы спецэлектromеталлургии. – 2000. – № 4. – С.18–19.
127. Радченков В.Н., Тарлов О.В., Максимов А.П. О поведении кислорода при электрошлаковом переплаве титана // Проблемы спецэлектromеталлургии. – 1991. – №2. – С.15–19.
128. Рябцев А.Д., Троянский А.А., Тарлов О.В. и др. Исследование возможности получения титан-алюминиевого сплава методом электрошлакового переплава в инертной атмосфере под «активными» кальцийсодержащими флюсами // Проблемы спецэлектromеталлургии. – 2000. – № 1. – С.75–78.
129. Компан Я.Ю., Протокилов И.В. Некоторые технологические аспекты магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП) титановых сплавов // Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра. – К.: Політехніка. – 2002. – С.256–262.

130. Патон Б.Е., Григоренко Г.М., Медовар Б.И. и др. О новых возможностях дугошлакового нагрева // Проблемы спецэлектрометаллургии. – 1995. – №4. – С. 3–6.
131. Патон Б.Е., Медовар Б.И., Бенц М.Г. и др. ЭШП титана: вчера, сегодня, завтра // Пробл. спец.электрометаллургии. – 1999. – № 2. – С. 3–7.
132. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Замков В.Н. и др. Развитие технологии электроннолучевой плавки титана // Проблемы спец электрометаллургии. – 2000. – №2. – С. 34–40.
133. Патон Б.Е., Саенко В.Я., Помарин Ю.М. и др. Возможности дугошлакового переплава как одного из методов специальной электрометаллургии // Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра. – К. : Політехніка. – 2002. – С. 102–108.
134. Medovar B.I., Saenko VJa., Grigorenko G.M, Pomarin Ju.M. Arc-slag remelting of steel and alloys // Cambridge Internacional Science Publishing. – 1996. – P.1–160.
135. Medovar B.I., Medovar L.B., Fedorovskii B.B. E tal Electroslag techgology for Ti-Al indots // Proc.XITC 98. XTan. China. Sept.15–18. – 1998. – P. 127.
136. Medovar B.I., Benz M.E. Electro-Coductive crucible for ESR refining of titrnium alloys with independet control of slag temperature, slag rotational velocity and electrode melt rate // Proc.XITC 98. Xtan. China. Sept.15–18. – 1998. –P. 124.
137. Получение новых материалов на основе титана с повышенными механическими характеристиками и биологической совместимостью путем легирования кислородом с использованием камерной электрошлаковой технологии / А.Д. Рябцев, А.А. Троянский, О.А. Рябцева и др. // Сборник трудов международной конференции «Ti-2007 в СНГ». – 2007. – С. 89–93.
138. Получение титана повышенной прочности путем легирования

- кислородом в процессе камерного электрошлакового переплава / А.Д. Рябцев, С.И. Давыдов, А.А. Троянский и др. // Современная электрометаллургия. – 2007. – №3. – С. 3–6.
139. Легирование титана кислородом из газовой фазы при камерном электрошлаковом переплаве титановой губки / С.Н. Ратиев, О.А. Рябцева, А.А. Троянский и др. // Современная электрометаллургия. – 2010. – №2. – С. 8-12.
140. The alloying of titanium by oxygen in the process of chamber electro-slag remelting / A.D. Ryabtsev, O.A. Troyanskyu, S.M. Ratiev et all. // Proceeding of the 2011 International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting «LMPC 2011». – 2011. – P. 39–42.
141. Возможности камерного электрошлакового переплава в получении титана коммерческой чистоты / А.Д. Рябцев, А.А. Троянский, С.И. Давыдов и др. // Современная электрометаллургия. – 2012. – №1. – С. 7-11.
142. Хорев А.И., Хорев М.А. Современные титановые сплавы в авиакосмической технике // НТЖ РИА «Авиакосмическая техника и технология». – 1997. – №1. – С.15–22
143. Пульцын Н.М. Титановые сплавы и их применение в машиностроении, Машгиз, 1962. Титан / В.А. Гармата, А.Н. Петрунько, Н.В. Галицкий и др. – М.: Metallurgy. – 1983. – 559 с.
144. Хорев А.И. Титановые сплав для авиакосмической техники и перспектива их развития. НТС «Авиационные материалы и технологии. Перспективные алюминиевые и титановые сплавы для авиакосмической техники». – 2000. – С. 11–32.
145. Хорев А. И. Опыт применения титановых сплавов в народном хозяйстве. – М.: ЦНИИТЭМС. – 1977. – 37 с.
146. Авиационные материалы. Термическая обработка титановых сплавов / Под ред. А.И. Хорева. – ВИАМ. – 1983. – 171 с.
147. Авиационные материалы. Титановые сплавы / Под ред. А.И. Хорева. –



- ВИАМ. – 1984. – 125 с.
148. Белов С. П., Хорев А. И., Хорев М. А. и др. *Металловедение титана и его сплавов.* – М.: *Металлургия.* – 1992. – 352 с.
149. Хорев А. И. *Современные методы повышения конструкционной прочности титановых сплавов.* – М.: *Воениздат.* – 1979. – 256 с.
150. Ivasyshyn OM, Aleksandrov AV. *Status of the titanium production, research, and applications in the CIS. Mater Sci.* – 2008. – 44(3). – P. 311–27.
151. *Электронно-лучевая плавка титана / Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В.* – Киев: *Наукова думка.* – 2006. – 250с.
152. Вейник А. И. *Теория особых видов литья.* – М.: *Машгиз.* – 1958.
153. Гуляев Б. Б. *Затвердевание и неоднородность стали.* – М.: *Металлургиздат.* – 1950. – 283с.
154. Добаткин В. И. *Слитки алюминиевых сплавов,* М–С.: *Металлургиздат.* – 1960.
155. Ливанов В. А. *Металлургические основы непрерывного литья. Сб. «Труды первой технологической конференции».* – М.: *Оборонгиз.* – 1945.
156. Хворинов Н. И. *Затвердевание отливок.* – М.: *ИЛ.* – 1955.
157. Тагеев В. М., Гуляев Б.Б. *Затвердевание стального слитка.* *Металлургия.* – 1959. – № 8.
158. Чернов Д.К. *Наука о металлах.* – В кн. *Труды Д.К.Чернова / Под ред. Н.Т.Гудцова.* М.–Л.: *Металлургиздат.* – 1950. – 564 с.
159. Трубин А.Н., Кавтаев Е.Е., Новиков В.Ф. *Изготовление цельнопрессованных с фланцем медных изложниц для вакуумных дуговых печей // Титан.* – 2005. – №1. – С.32–34
160. Добаткин В.И., Аношкин Н.Ф., Андереев А.Л., Бочвар Г.А. и др. *Слитки титановых сплавов.* – М.: *Металлургия.* – 1966. – 286с.
161. Hering Mieczyslaw. – *Prz.electroteh.* – 1973. – 49. – №10. – P.473–475
162. Guesne P. – *Techn.mod.* – 1970. – v.62. – №5. – p. 219–221

163. Furstenberger J. – Met. Et constr.mec. – 1971. – v.103. – №5. – p.247–249
164. Stephan H. – Titanium Sci. and Technol. – v.1. New-York-London. – 1973. – p.343–352. Discuss. – p.517–518
165. Мюллер С.П., Харрингтон Т.Г. – В сб. «Вопросы специальной электрометаллургии». Киев–Москва. – 1973. – с.127–137
166. Башенко В.В. Электронно-лучевые установки. –Л.: Машиностроение. – 1972. – 168 с.
167. Моделирование процессов переноса тепла при формировании слитков ЭЛПЕ / Г.В. Жук // Современная электрометаллургия. – 2008. – № 4 (93). – С. 14–17.
168. Электронно-лучевая плавка титана, циркония и гафния / В.М.Ажажа, П.Н.Вьюгов, С.Д.Лавриненко и др. // Вопросы атомной науки и техники. – 2002. – №6. – С. 95–99
169. Особенности выплавки слитков титанового сплава ВТ19 в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью / С.В.Ахонин, А.Ю.Северин, В.А.Березос и др. // Современная электрометаллургия. – 2016. – № 2 (123). – С. 23-27.
170. Корнилов И.И. Титан. М.: Наука. – 1975. – 310 с.
171. Титан / В.А. Гармата, А.Н. Петрунько, А.Н. Галицкий и др. – М.: Metallurgia. – 1983. – 559 с.
172. Титановые сплавы. Metallogрафия титановых сплавов / Е.А. Борисова, Г.А. Бочвар, М.Я. Брун и др. – М.: Metallurgia. – 1980. – 544с.
173. А.А.Ильин, Б.А.Колачев, И.С.Полькин. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. – М.: ВИЛС–МАТИ. – 2009. – 520 с.
174. Моисеев В.Н. Бета-титановые сплавы и перспективы их развития // МиТОМ. – 1998. – № 12. – С. 11.
175. Бычков А. С., Моляр А. Г. (2016) Эксплуатационная несущая способность деталей конструкций отечественных воздушных судов транспортной категории из титановых сплавов. Открытые

информационные и компьютерные интегрированные технологии, 71, 18–29.

176. Хорев А.И. Основные направления создания высокопрочных и высоконадежных композиционных материалов на основе титана // Технология машиностроения. – 2007. – № 5. – С. 9–16.
177. Цвиккер У. Титан и его сплавы // М. Металлургия. – 1979. – 512 С.
178. Хорев А.И. Титановый сплав ВТ23 и его сравнение с лучшими зарубежными сплавами // Титан. – 2006. – № 1 (18). – С. 47–52.
179. Хорев А.И. Комплексно-легированный титановый сплав ВТ23 универсального применения // Технология машиностроения. – 2007. – № 7. – С. 5–11.
180. Анташев В.Г., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Изотова А.Ю. Перспективы разработки новых титановых сплавов // Вестник МГТУ имени Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». Спец. вып. «Перспективные конструкционные материалы и технологии». – 2011. – С. 60–67.
181. Путырский С.В., Арисланов А.А., Яковлев А.Л., Ночовная Н.А. Исследование механических свойств деформированных полуфабрикатов сплавов ВТ23М и ВТ43, оценка их климатической стойкостив условиях арктического климата // Труды ВИАМ. – 2018. – № 4 (64). – С. 101–110.
182. Сверхпрочный титановый сплав ВТ19 / А.И.Хорев // Технология машиностроения. – 2012. – №6. – С.5–8.
183. Хорев А.И. Разработка конструкционных титановых сплавов для изготовления деталей узлов авиакосмической техники//Сварочное производство. – 2009. – № 3. – С. 13–23.
184. Хорев А.И. Теория и практика создания титановых сплавов для перспективных конструкций // Технология машиностроения. – 2007. – № 12. – С. 5–13.
185. Конструкционные материалы в самолетостроении / А.Г.Моляр, А.А.

- Коцюба, А.С.Бычков [и др.] // К.: КВИЦ. – 2015. – С. 320
186. Патент Украины UA 40087 C22C14/00. Высокопрочный титановый сплав. Замков В.Н., Топольский В.Ф., Тригуб Н.П., Петриченко И.К. и др. - № 2000021117, заявл. 25.02.2000 г., Дата публикации 16.07.2001г.
187. Исследование механических свойств кованных полуфабрикатов опытного титанового сплава Т110 / С. Л. Антонюк, В. Н. Король, А. Г. Моляр, И. М. Ромашко, В. Н. Замков, В. Ф. Топольский // Современная электрометаллургия. – 2003. – №3. – С. 30–33.
188. Сопротивление усталости сварных соединений опытного титанового сплава Т110 / С. Л. Антонюк, В. Н. Король, А. Г. Моляр, В. Н. Замков, В. Ф. Топольский // Автоматическая сварка. – 2004. – №2. – С. 28–31.
189. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. Конструкционные титановые сплавы // М. Metallurgia. – 1969. – 348 С.
190. Bania P. J., Beta Titanium Alloys and their Role in the Titanium Industry, In: Beta Titanium Alloys in the 90's, TMS Publications, Warrendale, PA, (1993) pp. 3-14.
191. I. Weiss and S.L. Semiatin, Mat. Sci. Eng. A243 (1998) 46–65.
192. O.M. Ivasishin, P.E. Markovsky, S.L. Semiatin, and C. H. Ward, Mat. Sci. Eng. A405/1–2 (2005) 296–305.
193. O.M. Ivasishin, P.E. Markovsky, Yu.V. Matviychuk, S.L. Semiatin, C.H. Ward, and S. Fox, J. Alloys Compd., 457, Iss. 1–2: (296) 2008. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.03.070>
194. Boyer R. R., Briggs R. D., Journal of Mater. Eng. Perf. (2005) 14, 681-685.
195. Тихоновский А.Л., Ахонин С.В., Тур А.А., Туник А.В. Электронно-лучевой переплав титановой губки – новый способ получения титановых слитков и слябов // Пробл. спец. электрометаллургии. –1993. – №1. – С. 66–70.
196. Патент України 18896А С22В9/22 Спосіб електронно-променевої плавки титанової губки. Ахонін С.В., Дереча О.Я., Прозоровський А.І. (Україна) – №93005469, Зареєстровано 22.07.1993 р. Опубл. Бюл. №6

від 25.12.97.

197. Патент України №55475 С22В9/22, В23К15/06 Спосіб отримання великогабаритних плоских зливків методом електронно-променевої плавки. Тригуб М.П., Жук Г.В., Калинюк О.М., Пікулін О.М. (Україна) – №2000031294, Зареєстровано 06.03.00, Опубл. Бюл.№4 15.04.03.
198. Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М / Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А., Ковальчук Д.В., Тугай С.Б. // Современная электрометаллургия. – 2019. – №3. – С. 15–22. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem2019.03.03>
199. Tripp D., Mitchel A., Hayden M. The effect of power on the thermal regime in an EB hearth // Proc. Conf. Electron Beam Melting and Ref. State-of-the Art 1986. – Bakish Mat. Corp., Englewood, N. –Y. – 1986. – P. 30 – 41.
200. Промышленная электронно-лучевая установка УЭ-5812 / Н.П. Тригуб, Г.В. Жук, В.Д. Корнейчук, Ю.Т. Ищук, А.Ю. Северин, С.В. Давыдов // Современная электрометаллургия. – 2007. – № 1 (86). – С. 11-14.
201. Ж.-П.Белло, Е.Флори, Е.Эсс, Аблизер Д. Математическое моделирование процесса электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью и его применение для производства титана // Проблемы спец электрометаллургии. – 1996. – №4. – С. 27–37.
202. Лесной А.Б., Демченко В.Ф., Жадкевич М.Л. Моделирование гидродинамики и теплообмена при кристаллизации слитков электронно-лучевого переplava // Проблемы спец электрометаллургии. – 2001. – №2. – С. 17–21.
203. Калинюк А.Н., Жук Г.В., Тригуб Н.П. Моделирование режимов вывода усадочной раковины в цилиндрических слитках ЭЛПЕ // Проблемы спец электрометаллургии. – 2002. – №1. – С. 23–25.
204. Жук Г.В., Ахонина Л.В., Тригуб Н.П. Математическое моделирование процессов кристаллизации титанового сплава Ti-6Al-4V при ЭЛПЕ //

- Проблемы спец электрометаллургии. – 1998. – №2. – С. 21–26.
205. Жук Г.В., Тригуб Н.П., Калинюк А.Н. Влияние скорости охлаждения на структуру цилиндрических слитков ЭЛПЕ титанового сплава Ti-6Al-4V // Процессы литья. – 2003. – №4. – С. 79–82
206. Самойлович Ю.А., Крулевецкий СЛ., Горяинов В.А., Кабаков З.К., под ред. Самойловича Ю.А. Тепловые процессы при непрерывном литье стали – М.: Metallurgia. – 1982. – 152 с.
207. Волохонский Л.А. Вакуумные дуговые печи – М.: Энергоатомиздат. – 1985. – 232 с.
208. J.P. Bellot, A. Jardy, D. Ablitzer. Thermal Modelling of Solidification and Cooling of an Electron Beam Melted Titanium Ingot / Titanium '92, Science and Technology: Proceedings of the Seventh International Conference on Titanium, San Diego, California June 29-July 2. – 1992. – Vol 3, – P. 2347–2354
209. J.P. Bellot, A. Jardy, D. Ablitzer. Simulation numérique des transports couplés au sein du puits liquide d'un lingot de titane refondu par bombardement électronique, Revue de Métallurgie – C.I.T./Science et Génie des Matériaux. – 1995. – 92(12). – P. 1399–1410.
210. Лесной А.Б., Демченко В.Ф. Моделирование гидродинамики и массообмена при электронно-лучевом переплаве титановых слитков // Современная электрометаллургия. – 2003. – № 3. – С. 19–24.
211. J.P. Bellot, B. Defay, J. Jourdan, P. Chapelle, A. Jardy, Inclusion behavior during the electron beam button melting test // J. Mater. Eng. Perform. 21 (2012) 2140–2146.
212. Boettinger W. J., Warren J. A., Beckermann C., Karma A. Phase-field simulation of solidification. Annual Review of materials research. – vol. 32: 163–194. DOI: 10.1146/annurev.matsci.32.101901.155803. 2002.
213. Wilcox D.C. Turbulence Modeling for CFD. DCW Industries; 3rd edition. – 2006. – 522p.
214. Avnaim M. H., Levy A., Mikhailovich B., Ben-David O., Azulay A..

- Comparison of three-dimensional multidomain and single-domain models for the horizontal solidification problem. *Journal of Heat Transfer*. – vol. 138, issue 11. DOI: 10.1115/1.4033700. 2016.
215. Civan F., Sliepcevich C. M. Limitation in the apparent heat capacity formulation for heat transfer with phase change. *Proc. Okla. Acad. Sci.* 67: 83-88. 1987.
216. Рогожкин С.А., Аксенов А.А., Жлуктов С.В., Осипов С.Л., Сазонова М.Л., Фадеев И.Д., Шепелев С.Ф., Шмелев В.В. Разработка модели турбулентного теплопереноса для жидкометаллического натриевого теплоносителя и её верификация // *Вычисл. мех. сплош. сред.* – 2014. – Т. 7, № 3. – С. 300–316.
217. Weigand B., Ferguson J.R., and Crawford M.E., “An Extended Kays and Crawford Turbulent Prandtl Number Model,” *Int. J. Heat and Mass Transfer*, vol. 40, no. 17, pp. 4191–4196, 1997.
218. Справочник по цветным металлам [Электронный ресурс] – Режим доступа к ресурсу: <https://libmetal.ru/titan/phisproptitan.htm>.
219. Westerberg K.W., Meier T.C., McClelland M.A. et al. Analysis of the E-Beam Evaporation of Titanium and Ti-6Al-4V // *Proc. Conf. “Electron Beam Melting and Refining – State of the Art 1997”*, R. Bakish Ed., Bakish Materials Corp., Englewood, NJ. – P. 208–221.
220. V. Bojarevics, R.A. Harding, K. Pericleous and M. Wickins. The Development and Experimental Validation of a Numerical Model of an Induction Skull Melting Furnace // *Metallurgical and Materials Transactions*. – 2004. – V. 35 B. – P. 785-803.
221. Mills K. Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys. Woodhead publishing limited. – 2002.
222. Жук Г.В. О влиянии распределения мощности нагрева металла в кристаллизаторе в процессе ЭЛПЕ на структуру титановых слитков // *Современная электрометаллургия*. – 2008. – №2. – С. 17–20.
223. Рафинирование титана в электронно-лучевых печах с промежуточной

- емкостью / Н.П. Тригуб и др. – Проблемы спец электрометаллургии. – 1998. – №2. – С. 16 – 20.
224. Испарение алюминия из сплавов на основе титана в процессе электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью / И.Ю. Варич, С.В. Ахонин, Н.П. Тригуб, А.Н Калинюк. – Пробл. спец. электрометаллургии. – 1997. – №4. – С. 15–21.
225. Ахонин С.В. Математическое описание процесса рафинирования при ЭЛП расходуемой заготовки с учетом реакции второго порядка на границе раздела фаз / Ахонин С.В., Тихоновский А.Л., Тур А.А. – Пробл. спец. электрометаллургии. – 1986. – №2. – С. 43–49.
226. Мовчан Б.А. Математическое моделирование процессов электронно-лучевого испарения многокомпонентного сплава на основе никеля из расплава ниобия / Мовчан Б.А., Ахонин С.В. – Пробл. Спец. электрометаллургии. – 1996. – №3. – С.20–24.
227. Bellot J.P. Validity of the Kinetic Langmuir's law for the volatilization of metallic element in vacuum metallurgy / J.P. Bellot, H. Duval, D. Ablitzer – Proc. Symp. Of gas enterection in nonferrous metals processing. – Anaheim, USA. – 1996. – P. 109–124.
228. The use of mathematical models to determine parameters minimizing the volatilization losses in the electron beam melting process / J.P. Bellot, H. Duval, M. Ritchie, D. Ablitzer. – Proc. of the 9th World conference on titanium. – Sanct-Petersburg, Russia: CSIICM “Prometey”. – 1999. – V.1. – P. 1442–1449.
229. Жуховицкий А.А. Физическая химия / Жуховицкий А.А., Шварцман Л.А. –М.: Металлургия – 1976. – 543 с.
230. Электронно-лучевая технология / Шиллер З., Гайзинг У., Панцер З. пер. с англ. – М.: Энергия. – 1980. – 528 с.
231. . Тихоновский А.Л. Кинетика процессов массообмена в системе реальный раствор – паровая фаза / Ахонин С.В., Тихоновский А.Л. –



- Пробл. спец. электрометаллургии. –1992. –№2. – С. 61–64.
232. Свойства неорганических соединений. Справочник / А.И. Ефимов, Л.П. Белорукова, И.В. Василькова, В.П. Чечев. – Л.: Химия. – 1983. – 392 с.
233. Mathematical Modeling Of Aluminum Evaporation During Electron-Beam Cold-Hearth Melting of Ti-6Al-4V Ingots / [S.V.Akhonin, N.P. Trigub, V.N. Zamkov, S.L. Semiatin]. – Metallurgy and Materials Transactions B, – 2003. – V. 34B, August. –P. 447–454.
234. Иванченко Н.В. Термодинамический анализ испарения в вакууме титана и никеля из расплава Ti-Ni / Н.В. Иванченко, А.И. Устинов, В.А. Мохорт. – Современная электрометаллургия. – 2003 – №3. – С. 15–18.
235. Исследование причин разрушения крупногабаритного изделия из сплава ВТ23 / Е. П. Бабенко, Е. В. Долженкова // Metallurgical and Mining Industry. – 2014. – № 3. – С. 82–85.
236. Хорев А.И. Влияния комплексного легирования на механические свойства сварных соединений и основного металла ( $\alpha+\beta$ ) – и  $\beta$ -титановых сплавов / Хорев А.И. // Технология машиностроения. – 2007. – №2. – С. 29–34.
237. Хорев А.И. Разработка титанового сплава методом комплексного легирования/ Хорев А.И. // Физико-химическая механика материалов. – 2006. – Т. 42. – №5. – С. 45–50.
238. Хорев А.И. Создание теории комплексного легирования и разработка титанового сплава ВТ23 универсального применения / Хорев А.И. // Вестник машиностроения. – 2006. – №9. – С. 40–46.
239. Патент 111002 Україна, МПК (2016.01) С22С 14/00 С22В 34/12 (2006.01). Високоміцний титановий сплав / Ахонін С.В., Березос В.О., Білоус В.Ю., Пікулін О.М., Петриченко І.К., Селін Р.В., Єрохін О.Г.; власник: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України. - № а 2014 06878, заяв.: 19.06.2014, опублік.:

10.03.2016, бюл.№5.

240. Titanium Metal: Market Outlook to 2018. Sixth Edition, 2013 [Text]. – Roskill Information Services Ltd, USA, 2013. – 383 p
241. Хореев А. И. Титановые сплавы, их применение и перспективы развития. / А. И. Хореев, М. А. Хореев // *Материаловедение*. – 2005. – №7. – С. 25–34.
242. Хорев А.И. Теоретические и практические основы создания современных конструкционных титановых сплавов и технологий для авиакосмической и ракетной техники // *Авиационные материалы и технологии*. – 2007. – №1. – С. 24-41.
243. Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Боков К.А. Экономнолегированные титановые сплавы для слоистых металлополимерных композиционных материалов // *Труды ВИАМ*. – 2014. – №11.
244. Niinomi M. Recent trends in titanium research and development in Japan // *Proc. 12th World Conf. on Titanium*. 2011. V. I. P. 30–37.
245. Froes F.H. The Beta Titanium Alloys / Froes F.H. Bomberger H.B. // *J.Metals*. – 1985. July. – P. 28–32.
246. Титановые сплавы в сварных конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической технике / Колачев Б.А., Елисеев Ю.С., Братухин А.Г. [и др.] // М.: Изд-во МАИ, 2001. – 416 с.
247. Liu B, Liu YB, Yang X, Liu Y. TITANIUM 2008: development of international titanium industry, preparation technology and applications. *Mater Sci Eng Pow Metall* 2008;14(2):67–73.
248. Kosaka, Y. and Fox, S., "Properties and Production Experiences of TIMETAL®LCB for Automotive Spring Applications," SAE Technical Paper 2003-01-1181, 2003, <https://doi.org/10.4271/2003-01-1181>.
249. Ивасишин О.М. Марковский П.Е., Бондарчук В.И. Оптимизация термомеханической обработки титановых бета-сплавов для получения дисперсной однородной структуры и повышения комплекса

- механических характеристик // Титан. – 2005. – №2. – С. 42–49.
250. Beer F P, Johnston E R, DeWolf J T, and Mazurek D F (2015) Mechanics of materials. 7th edition, New York: McGraw-Hill.
251. [http://www.imp.kiev.ua/download/development/MVI\\_1884.MOV](http://www.imp.kiev.ua/download/development/MVI_1884.MOV)
252. G. Luetjering, and J.C. Williams, Titanium, Springer-Verlag (Berlin) (Second Edition) (2007)
253. P.E. Markovsky, Application of Local Rapid Heat Treatment for Improvement of Microstructure and Mechanical Properties of Titanium Products, Key Engineering Materials (2010), vol. 436, p.185.
254. Машиностроение. Энциклопедия. Т. 2-3. Цветные металлы и сплавы./ Под ред. Фридляндера И.Н. – Раздел 2. Титан и титановые сплавы/ Моисеев В.Н. – М.: Машиностроение. – 2001. – С.271–353.
255. Электронно-лучевая сварка и термообработка сварных соединений высокопрочного псевдо-β-титанового сплава ВТ19. / Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Селин Р. В., Вржижевский Э. Л., Петриченко И. К. // Автоматическая сварка. – 2018. – №7. – С. 12–17
256. Lutjering G. and Williams J.C., Titanium, Springer. – 2003. – p. 289. <https://doi.org/10.1007/978-3-540-73036-1>
257. Eylon D., Beta-titanium alloys – an Overview // 3rd Japan International SAMPE Symposium. Tokyo. – 1993. –p. 1588–1595.
258. Ivasishin O.M. and Markovsky P.E. Enhancing the Mechanical Properties of Titanium Alloys with Rapid Heat Treatment. JOM. – 1996. – 7. –p. 48–52. <https://doi.org/10.1007/BF03222998>
259. P.E. Markovsky and M. Ikeda, Balancing of Mechanical Properties of Ti-4.5Fe-7.2Cr-3.0Al using Thermomechanical Processing and Rapid Heat Treatment Mater. Trans. – 46, – No. 7: 1515 (2005). <https://doi.org/10.2320/matertrans.46.1515>
260. Markovsky P.E., High-strength states in titanium alloys subjected to intensive heat impact, Metallofizika I noveyshie tekhnologii. – 2009. – 31(4). – P. 511–535.

261. P.E. Markovsky and S.L. Semiatin, *J. Mater. Process. Technol.*, 210, Iss. 3: 518 (2010). <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.10.015>
262. P.E. Markovsky and S.L. Semiatin, *Mater. Sci. Eng. A*, 528, Iss. 7–8: 3079 (2011). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.12.002>
263. J. Wang, Z. Qin, F. Xiong, Sh. Wang, X. Lu, Ch. Li, Design and preparation of low-cost  $\alpha+\beta$  titanium alloy based on assessment of Ti-Al-Fe-Cr system, *Mat. Sci. & Eng. A*, 2018, vol. 732, #8, pp. 63–69.
264. P.E. Markovsky, *Physical and Technological Background of Creation in Titanium Alloys of High-Strength Microstructural Conditions with Heat Treatment at Considerably Nonequilibrium Conditions*, (in Ukrainian), G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics NAS of Ukraine. Kyiv. – 2011. – 66 p.
265. R. A. Young (ed.). *The Rietveld Method*, International Union of Crystallography. Oxford University Press. – 1993. – 298 p.
266. G.K Williamson, W.H. Hall. X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram. *Acta Metallurgica* Volume 1, Issue 1, January 1953, pp. 22–31. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(53\)90006-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(53)90006-6)
267. Collings E.V., *The physical metallurgy of titanium alloys*, American Society for Metals. – 1984. – p. 261.
268. *Metals reference book*, 5th Edition, C.J. Smithells, and E.A. Brandes (Eds.), Butterworths & Co publ. Ltd. – 1976. – 1566 p.
269. M. Ladd, and R. Palmer, *Structure Determination by X-Ray Crystallography*, 5th Edition. Springer. – 2013. – 756 p.
270. Ikeda M., Komatsu S., Inoue K., Shiota H., and Imose T., Microstructure and tensile properties of Ti–Fe–Cr alloys, *Mat. Sci. Technol.*, June 2000. – 16. – p. 605–608.
271. Ikeda M., Komatsu S., Ueda M. et al., Influence of aluminum addition on tensile properties and aging behavior of Ti–Fe–Cr–Al alloys, *Proceeding of the Fourth Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing (PRICM4)*. Eds. S. Hanada, Z. Zhong, S. W. Nam, and R.

- N. Wright. Sendai: Japan Institute of Metals. – 2001. –p. 213–216.
272. G.B. Gibbs, D. Graham, and D.H. Tomlin, Diffusion in titanium and titanium-niobium alloys, *The philosophical magazine: Journal of theoretical, experimental, and applied physics*. – Series 8. – vol. 8. – 1963. – issue 92. –p. 1269–1282. <https://doi.org/10.1080/14786436308207292>
273. R. A. Perez, H. Nakajima, and F. Dymont, Diffusion in  $\alpha$ -Ti and Zr, *Materials Transactions*, Vol. 44, No. 1 (2003) pp. 2 to 13.
274. O.M. Ivasishin, G. Lutjering, Structure and mechanical properties of high-temperature titanium alloys after rapid heat treatment // *Material Science & Engineering*. – 1993. – A168. – P. 23–28.
275. P.E. Markovsky, M. Ikeda, D.G. Savvakina, O.O. Stasyuk, Microstructure and tensile properties of a new Ti-Al-Fe-Cr transition class alloy produced with blended elemental powder metallurgy approach using TiH<sub>2</sub> and master alloy, *Journal of Metallography, Microstructure and Analysis*. – 2018. – V. 2. – p.184–193. <https://doi.org/10.1007/s13632-018-0427-4>
276. P.E. Markovsky, M. Ikeda, Masato Ueda, and V.I. Bondarchuk, Microstructure and Mechanical Properties of a new Ti-1.5Al-1Fe-7.2Cr alloy produced with conventional cast and wrought approach, *Metallophysics and Advanced Technologies*. – 2019. – v. 41. – 10. – p. 1315–1329. <https://doi.org/10.15407/mfint.41.10.1315>
277. Zwick U., *Titan und Titanlegierungen*, Springer-Verlag. – 1974. <https://doi.org/10.1007/978-3-642-80587-5>
278. S.L. Semiatin and I.M. Sukonnik Rapid heat treatment of titanium alloys // *Symposium on Physical Simulation of Casting, Hot Rolling, and Welding*. - H.G. Suzuki, et al., eds., Dynamic Systems, Inc. Poestenkill, NY. – 1997. – P. 395–405.
279. G. Lutjering, Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ( $\alpha$ + $\beta$ ) titanium alloys // *Material Science & Engineering*. – 1998. -Volume A243 – P. 32–45.
280. Термическая, термомеханическая обработка и текстурное упрочнение

- свариваемых титановых сплавов / А. И. Хорев // Сварочное производство. – 2012. – №10. С. 11–20.
281. Бычков А.С. Эксплуатационная несущая способность деталей конструкций отечественных воздушных судов транспортной категории из титановых сплавов / А.С. Бычков, А. Г. Моляр // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии. – 2016. – № 71. – С. 18–29.
282. Моисеев В.Н., Шолохова Л.В., Терентьева Л.Н. Самозакаливающийся титановый сплав // Технология легких сплавов. – 1976. – №4. – С.46–51.
283. Исследование процесса изготовления горячекатанных и холоднодеформированных труб из литой недеформируемой трубной заготовки титанового сплава ВТ1-0 полученной способом электронно-лучевой плавки / Тригуб Н.П., Жук Г.В., Чепинский А.А. и др. // Современная электрометаллургия. – 2006. – №3. – С. 11–14.
284. Н.Ф.Аношкин, М.З.Ерманюк, Г.Д.Агарков и др. Полуфабрикаты из титановых сплавов. М.: Metallurgia. – 1979. – 512 с.