

УКРАЇНСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ НАУКИ І ТЕХНОЛОГІЙ  
НПІ «УКРАЇНСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ ХІМІКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ  
УНІВЕРСИТЕТ»  
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

УКРАЇНСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ НАУКИ І ТЕХНОЛОГІЙ  
НПІ «УКРАЇНСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ ХІМІКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ  
УНІВЕРСИТЕТ»  
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Кваліфікаційна наукова  
праця на правах рукопису

**ГАЛЄНКОВА ОЛЬГА БОРИСІВНА**

УДК 669.295:669.046.516

**ДИСЕРТАЦІЯ**  
**ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ, МЕХАНІЧНИХ ТА СЛУЖБОВИХ**  
**ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ**  
**АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ ДЛЯ ЛОПАТОК ТУРБИНИ**

132 Матеріалознавство

13 Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей,  
результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

\_\_\_\_\_ Галенкова О.Б.

Науковий керівник: Овчинников Олександр Володимирович, доктор технічних  
наук, професор.

Дніпро – 2025

## АНОТАЦІЯ

*Галенкова О.Б.* **Формування структури, механічних та службових властивостей жароміцних сплавів на основі алюмініду титану для лопаток турбіни.** – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 132 «Матеріалознавство» (13 – Механічна інженерія). – Українського державного університету науки і технологій, ННІ «Український державний хіміко-технологічний університет», Дніпро, 2025.

Дисертаційну роботу присвячено розробці хімічного складу інтерметалідного  $\gamma$ -сплаву та встановленню особливостей формування структурно-фазового стану сплаву для забезпечення його механічних та службових властивостей.

У *вступі* наведено актуальність теми, мету та задачі дослідження, об'єкт, предмет та методи дослідження, наукову новизну, практичне значення одержаних результатів, особистий внесок здобувача та апробацію результатів досліджень.

У *першому розділі* роботи виконано огляд науково-технічної літератури стосовно сучасних тенденцій розвитку авіаційного газотурбінного двигунобудування та проблем забезпечення працездатності конструкційних матеріалів в умовах високих температур, напружень, агресивного середовища. Визначено, що температурно-силові параметри двигунів нових поколінь значно перевищують існуючі, тому це зумовлює створення нових жароміцних матеріалів з більш широким температурним інтервалом використання і підвищеними ресурсними характеристиками. Встановлено, що сплави на основі  $\gamma$ -алюмініду є перспективним класом жароміцних матеріалів для виготовлення деталей сучасних авіаційних двигунів, максимальна робоча температура яких лежить у діапазоні 600...700 °С. Головними перевагами цих сплавів є поєднання низької щільності, високої структурної стабільності, жароміцності.

В розділі розглянута інформація про основні етапи розвитку поколінь інтерметалідних  $\gamma$ -сплавів та визначено, що одним із раціональних та практично доцільних шляхів подрібнення зерна литої структури, підвищення технологічної та конструкційної пластичності  $\gamma$ -сплавів з одночасним забезпеченням високих характеристик міцності та жароміцності, є модифікування.

У *другому розділі* дисертаційної роботи описана методика проведення досліджень. Наведено зовнішній вигляд та технічні характеристики обладнання, що використано при виплавленні зразків експериментальних складів та крупногабаритних зливків – вакуумно-дугової печі з контрольованою атмосферою та мідним кристалізатором і електронно-променевої установки.

Хімічний склад сплавів визначено рентгеноспектральним методом, структурних складових – енергодисперсійним рентгеноспектральним методом.

Комплекс структурних досліджень виконано з використанням методів кількісного та якісного металографічного аналізів із застосуванням світлової мікроскопії, дослідження складу та розподілу легувальних елементів при високих збільшеннях проведено на скануючому електронному мікроскопі.

Дослідження поверхні руйнувань зразків виконано за допомогою світлового і скануючого мікроскопів.

Замір мікротвердості здійснено на напівавтоматичному мікротвердомірі, твердості – за методом Роквелла.

Оптимізацію вмісту модифікуючих елементів у складі сплаву проведено методом планування експерименту. Температуру поліморфного перетворення визначено методом високотемпературного диференційного термічного аналізу; коефіцієнт лінійного розширення зразків – на автоматичному високотемпературному дилатометрі з індукційним датчиком переміщення і цифровою реєстрацією сигналу; визначення густини сплавів – методом гідростатичного зважування. Реєстрацію дифрактограм для визначення фазового складу сплавів проведено з використанням дифрактометру.

Розрахункові роботи здійснено з використанням системи Unigraphics NX та програмного комплексу Ansys.

Математичну обробку експериментальних даних проведено шляхом статистичної обробки результатів дослідження.

В *третьому розділі* роботи обґрунтовано концентраційний вміст модифікуючих елементів Re, Y, B від 0 до 0,2% кожного у складі дослідного сплаву на основі алюмініду титану четвертого покоління типу TNM (Titanium-Niobium-Molybdenum) системи Ti-29Al-7Nb-2Mo. Дослідження макро- та мікроструктури отриманих злитків дало змогу встановити вплив модифікуючих елементів на структуру сплаву на основі алюмініду титану.

Отримано регресійні рівняння залежності границі міцності та відносного подовження від вмісту модифікуючого елементу Re, Y, B, що мають квадратичний та лінійний вигляд відповідно.

На підставі розрахункових даних та аналізу поверхні руйнувань отримано сплав оптимального складу Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, B), в якому за рахунок модифікування Y, Re, B досягнуто зменшення розмірів колоній пластинок з 400 мкм до 30 мкм та збільшення механічних властивостей у 2,5 рази вище порівняно із сплавом без модифікаторів.

У *четвертому розділі* дисертаційної роботи отримано промислову схему виплавки зливків оптимального складу Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, B), що включає в себе виготовлення витратного електроду подвійного переплаву методом електронно-променевої плавки; подальшу дошихтовку модифікаторами для забезпечення оптимального хімічного складу; плавку з використанням вакуумно-дугової печі з контрольованою атмосферою; подальшу розливку металу у кокіль. Для даної схеми розраховані і встановлені оптимальні режими плавок, що забезпечують відсутність анізотропії за хімічним складом, як при введенні тугоплавких елементів у зливки базового складу, так і при отриманні витратного електроду модифікованого складу при виплавці у кокіль.

Визначені фізичні властивості сплаву оптимального складу, а саме, коефіцієнт лінійного розширення та густина сплаву. Коефіцієнт лінійного розширення зразків, визначений з використанням автоматичного високотемпературного дилатометра, складає  $(12,6...13,8) \cdot 10^6 \text{ K}^{-1}$ , що не більше зазначеної величини для серійного сплаву. Методом гідростатичного зважування визначено густину сплаву –  $4,75 \text{ г/см}^3$ , що на 40 % менше за густину серійного сплаву.

Методом рентгенівської дифрактометрії встановлено фазовий склад сплаву Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, B), що відповідає суміші  $(\alpha_2+\gamma)$ -фаз у співвідношенні 85 %  $\gamma$ -фази та 15 %  $\alpha_2$ -фази.

З використанням високотемпературного диференційно-термічного аналізу (ВДТА) уточнено температури фазових перетворень у сплаві експериментального складу, що відбувається в інтервалі температур 1350...1400 °C.

*П'ятий розділ* присвячено проведенню комплексу досліджень для підтвердження можливості використання дослідного сплаву в якості матеріалу для виготовлення лопатки 2 ступеню вільної турбіни наземних установок. Для цього виконаний модальний аналіз для визначення власних частот і форм коливань лопатки, що передбачає побудову тривимірної моделі дослідної лопатки з використанням системи UnigraphicsNX та розробку скінченноелементної моделі за допомогою програмного комплексу Ansys. Проведено розрахунки та виконано порівняльний аналіз еквівалентних напружень лопатки з експериментального та серійного сплаву. Доведено, що максимальні напруження діють у кореневому перетині пера лопатки, і при використанні експериментального сплаву з алюмініду титану еквівалентні напруження зменшуються на 35 % у порівнянні з вихідними значеннями. Встановлено, що коефіцієнт запасу міцності дослідного сплаву на основі алюмініду не менше запасу міцності серійного сплаву ВЖЛ12Э-ВИ.

На підставі аналізу результатів дослідження встановлено, що сплав на основі алюмініду титану системи Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3 (Y, Re, B) може бути

використаний у якості матеріалу для виготовлення лопаток 2 ступеня вільної турбіни, що підтверджено актом впровадження №7 від 24.01.24 р. на ДП «Івченко-Прогрес» (Додаток Б).

Основні положення роботи використано при викладанні навчальної дисципліни кафедри енергетики НІП «Українського державного хіміко-технологічного університету» Українського державного університету науки і технологій «Високотемпературні теплотехнологічні процеси і установки» (Додаток В).

**Наукова новизна** роботи полягає:

1. Вперше для сплаву алюмініду титану системи Ti-29Al-7Nb-2Mo встановлено вплив модифікуючих елементів Re, В, Y на морфологічні особливості структури, що забезпечує механічні властивості границю міцності  $\sigma_B \geq 800$  МПа та відносне подовження  $\delta \geq 1,0$  %. Показано, що за рахунок модифікування сплаву системи Ti-29Al-7Nb-2Mo елементами Re, В, Y у кількості 0,1% кожного досягається зменшення розмірів колоній пластинок ( $\alpha_2 + \gamma$ )-фаз з 100...400 мкм до 30 мкм.

2. З використанням рентгенофазового аналізу вперше доведено, що при варіюванні вмісту модифікуючих елементів у діапазоні 0...0,2 % співвідношення фаз в сплаві системи Ti-29Al-7Nb-2Mo є постійним і відповідає 85 %  $\gamma$ -фази та 15 %  $\alpha_2$ -фази. Отримані дані підтверджено якісним енергодисперсійним аналізом у режимі картування.

3. Уточнено положення ліній початку та кінця поліморфного перетворення сплаву системи Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, В) у відповідності з діаграмою фазового стану Ti-Al, що становить 1350...1400 °С.

4. Уточнений вплив режимів вакуумно-дугової та електронно-променевої плавки в суміші інертних газів на структуроутворення та розподіл хімічних елементів зливку оптимального складу системи Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, В). Встановлено технологічні параметри процесу, а саме використання подвійного переплаву, що забезпечують рівномірний розподіл

легуючих елементів Al, Nb та Mo та модифікаторів Y, Re, B у складі експериментально отриманих зливків.

5. Вперше для експериментального сплаву Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Re, B, Y) встановлено вплив механічних та фізичних властивостей на напружено-деформований стан та власні частоти коливань лопатки 2 ступеню вільної турбіни шляхом проведення модального аналізу та розрахунку напруженого стану деталі. Доведено, що при використанні експериментального сплаву з алюмініду титану системи Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Re, B, Y) еквівалентні напруження зменшуються на 35 % у порівнянні з вихідними значеннями. На підставі розрахункових моделей визначено зменшення маси дослідної модифікації лопатки при заміні серійного сплаву ВЖЛ12Э-ВИ на сплав на основі алюмініду експериментального складу на 40 % при отриманні значення запасу міцності не менше запасу міцності вихідного сплаву.

#### **Практична цінність роботи:**

1. На підставі підходів класичного матеріалознавства із застосуванням матриці планування експерименту та з урахуванням умов експлуатації виробів авіаційного призначення отримано склад експериментального жароміцного сплаву на основі алюмініду титану з модифікуючим комплексом Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Re, B, Y), що забезпечує заданий рівень механічних властивостей (Акт впровадження № 7 від 24.01.24 р. на ДП «Івченко-Прогрес»).

2. Розроблено технологічні схеми виплавки методами ЕПП та ВДП зливків сплаву на основі алюмініду титану зі складним модифікуючим комплексом Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Re, B, Y). Встановлено коефіцієнти угару легуючих та модифікуючих елементів для зазначених методів переплаву: відхилення вмісту основних компонентів сплаву від розрахункового не перевищувало 7 %, для модифікуючого комплексу – не більше ніж 5 %.

3. Реалізовано технологічну схему плавки у середовищі інертних газів на експериментальній установці, що моделює промислову технологію лиття заготовок лопаток турбіни: переплавлення металу здійснювали з використанням вакуумно-дугової печі в графітовий тигель, розливання металу

проводили у кокіль. Отримано геометрію зливку, що відповідає габаритним розмірам заготовок лопаток ( $\varnothing 70$  мм і висота близько 90 мм), із забезпеченням механічних властивостей в литих заготовках границі міцності  $\sigma_b \geq 800$  МПа та відносного подовження  $\delta \geq 1,0$  %.

4. Виконані розрахункові моделі напружено-деформованого стану, визначено власні частоти та форми коливань, приведено розподіл еквівалентних напружень, визначено коефіцієнт запасу міцності лопатки 2 ступеню вільної турбіни з експериментального сплаву в порівнянні з даними для вихідного сплаву на нікелевій основі. На підставі проведених розрахунків встановлено, що сплав на основі алюмініду титану системи Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3 (Y, Re, V) може бути використаний в якості матеріалу для виготовлення лопаток 2 ступеню вільної турбіни.

5. Отримані результати дисертації підтверджуються Актом впровадження № 7 від 24.01.24 р. та висновком від ДП «Івченко-Прогрес» щодо перспективності використання розробленого сплаву, з урахуванням технічних можливостей підприємства, для виготовлення робочих лопаток, які працюють при температурі не вище 820 °С. Використання дослідного сплаву забезпечить зниження маси колеса 2 ступеня вільної турбіни на 17 %.

Ключові слова: алюмінід титану, легувальні елементи, модифікатори, електронно-променева плавка, вакуумно-дугова плавка, мікроструктура, механічні властивості, поверхня руйнування, фрактографічне дослідження, рентгенівська дифрактометрія, фазовий склад, лопатка турбіни, модальний аналіз, еквівалентні напруження, запас міцності.

## ABSTRACT

*Halienkova O.B.* **Formation of structure, mechanical and service properties of heat-resistant alloys based on titanium aluminide for turbine blades.** – Qualifying scientific work as a manuscript.

Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy in specialty 132 “Materials Science” (13 – Mechanical Engineering). – Ukrainian State University of Science and Technology, NNI “Ukrainian State University of Chemical Technology”, Dnipro, 2025.

The dissertation work is devoted to the development of the chemical composition of the intermetallic  $\gamma$ -alloy and the establishment of the features of the formation of the structural-phase state of the alloy to ensure its mechanical and service properties.

The introduction presents the relevance of the topic, the goal and objectives of the research, the object, subject and methods of the research, the scientific novelty, the practical significance of the results obtained, the personal contribution of the applicant and the approval of the research results.

The first section of the work reviews scientific and technical literature on modern trends in the development of aviation gas turbine engine manufacturing and the problems of ensuring the operability of structural materials in conditions of high temperatures, stresses, and aggressive environments. It has been determined that the temperature-power parameters of new-generation engines significantly exceed existing ones, therefore this necessitates the creation of new heat-resistant materials with a wider temperature range of use and increased resource characteristics. It has been established that alloys based on  $\gamma$ -aluminide are a promising class of heat-resistant materials for the manufacture of parts of modern aircraft engines, the maximum operating temperature of which is in the range of 600...700 ° C. The main advantages of these alloys are the combination of low density, high structural stability, and heat resistance.

The section reviews information on the main stages of development of generations of intermetallic  $\gamma$ -alloys and determines that one of the rational and practically expedient ways of grinding the grains of the cast structure, increasing the technological and structural plasticity of  $\gamma$ -alloys while simultaneously ensuring high strength and heat resistance characteristics is modification.

The second section of the dissertation describes the research methodology. The appearance and technical characteristics of the equipment used in the smelting of samples of experimental compositions and large-sized ingots in a vacuum arc furnace with a controlled atmosphere and a copper crystallizer and an electron beam installation are presented.

The chemical composition of the alloys was determined by the X-ray spectral method of the structural components by the energy-dispersive X-ray spectral method.

A set of structural studies was performed using methods of quantitative and qualitative metallographic analysis using light microscopy, and the study of the composition and distribution of alloying elements at high magnifications was carried out using a scanning electron microscope.

The study of the fracture surface of the samples was performed using light and scanning microscopes.

Microhardness measurement was carried out on a semi-automatic microhardness tester, hardness according to the Rockwell method.

Optimization of the content of modifying elements in the alloy composition was carried out by the method of experimental planning. The temperature of polymorphic transformation was determined by the method of high-temperature differential thermal analysis; the coefficient of linear expansion of samples was determined on an automatic high-temperature dilatometer with an induction displacement sensor and digital signal recording; the density of alloys was determined by the method of hydrostatic weighing. Registration of diffractograms to determine the phase composition of alloys was carried out using a diffractometer.

Calculations were carried out using the Unigraphics NX system and the Ansys software package.

Mathematical processing of experimental data was carried out by statistical processing of the research results.

In the third section of the work, the concentration content of modifying elements Re, Y, B from 0 to 0.2% each in the composition of the experimental alloy based on titanium aluminide of the fourth generation of the TNM (Titanium-Niobium-Molybdenum) system Ti-29Al-7Nb-2Mo is justified. The study of the macro- and microstructure of the obtained ingots made it possible to establish the influence of modifying elements on the structure of the alloy based on titanium aluminide.

Regression equations of the dependence of the tensile strength and relative elongation on the content of the modifying element Re, Y, B were obtained, which have a quadratic and linear form, respectively.

Based on the calculated data and analysis of the fracture surface, an alloy of optimal composition Ti-29Al-7Nb-2Mo-0.3(Y, Re, B) was obtained, in which, due to the modification of Y, Re, B, a reduction in the size of the platelet colonies from 400  $\mu\text{m}$  to 30  $\mu\text{m}$  and an increase in mechanical properties by 2.5 times compared to the alloy without modifiers was achieved.

In the fourth section of the dissertation, an industrial scheme for smelting ingots of optimal composition Ti-29Al-7Nb-2Mo-0.3(Y, Re, B) is obtained, which includes the manufacture of a consumable electrode of double remelting by the electron beam melting method; subsequent addition of modifiers to ensure optimal chemical composition; smelting using a vacuum arc furnace with a controlled atmosphere; subsequent casting of the metal into a chill mold. For this scheme, optimal melting modes have been calculated and established, ensuring the absence of anisotropy in chemical composition, both when introducing refractory elements into the ingot of the basic composition and when obtaining a consumable electrode of modified composition during smelting in a chill mold.

The physical properties of the alloy of the optimal composition were determined, namely, the coefficient of linear expansion and the density of the alloy. The coefficient of linear expansion of the samples, determined using an automatic

high-temperature dilatometer, is  $(12.6...13.8) \cdot 10^6 \text{ K}^{-1}$ , which is not more than the specified value for the serial alloy. The density of the alloy was determined by the method of hydrostatic weighing -  $4.75 \text{ g/cm}^3$ , which is 40% less than the density of the serial alloy.

The phase composition of the Ti-29Al-7Nb-2Mo-0.3(Y, Re, B) alloy was determined by X-ray diffractometry, which corresponds to a mixture of  $(\alpha_2+\gamma)$ -phases in the ratio of 85%  $\gamma$ -phase and 15%  $\alpha_2$ -phase.

Using high-temperature differential thermal analysis (HDTA), the temperatures of phase transformations in the alloy of the experimental composition, which occur in the temperature range  $1350...1400 \text{ }^\circ\text{C}$ , were specified.

The fifth section is devoted to conducting a set of studies to confirm the possibility of using the experimental alloy as a material for manufacturing the blade of the 2nd stage of a free turbine of ground-based installations. For this purpose, a modal analysis was performed to determine the natural frequencies and forms of blade oscillations, which involves building a three-dimensional model of the experimental blade using the UnigraphicsNX system and developing a finite element model using the Ansys software package. Calculations were made and a comparative analysis of the equivalent stresses of the blade made of the experimental and serial alloy was performed. It was proved that the maximum stresses act in the root section of the blade blade, and when using the experimental titanium aluminide alloy, the equivalent stresses are reduced by 35% compared to the original values. It was established that the safety factor of the experimental aluminide-based alloy is not less than the safety factor of the serial VZHL12E-VI alloy.

Based on the analysis of the research results, it was established that the titanium aluminide-based alloy of the Ti-29Al-7Nb-2Mo-0.3 (Y, Re, B) system can be used as a material for the manufacture of blades of the 2nd stage of a free turbine, which is confirmed by the act of implementation No. 7 dated 01/24/24 at SE "Ivchenko-Progress" (Appendix B).

The main provisions of the work were used in teaching the introductory discipline of the Department of Energy of the Research Institute "Ukrainian State

Chemical and Technological University" of the Ukrainian State University of Science and Technology "High-temperature heat-technological processes and installations" (Appendix B).

The scientific novelty of the work is:

1. For the first time, the influence of modifying elements Re, B, Y on the morphological features of the structure has been established for the Ti-29Al-7Nb-2Mo system titanium aluminide alloy, which provides mechanical properties with a tensile strength of  $\sigma_B \geq 800$  MPa and relative elongation  $\delta \geq 1.0\%$ . It has been shown that by modifying the Ti-29Al-7Nb-2Mo system alloy with elements Re, B, Y in an amount of 0.1% each, a reduction in the size of the colonies of platelets of  $(\alpha_2 + \gamma)$ -phases from 100...400  $\mu\text{m}$  to 30  $\mu\text{m}$  is achieved.

2. Using X-ray phase analysis, it has been proven for the first time that when the content of modifying elements varies in the range of 0...0.2%, the phase ratio in the Ti-29Al-7Nb-2Mo system alloy is constant and corresponds to 85% of the  $\gamma$ -phase and 15% of the  $\alpha_2$ -phase. The obtained data were confirmed by qualitative energy dispersion analysis in the mapping mode.

3. The positions of the lines of the beginning and end of the polymorphic transformation of the alloy of the Ti-29Al-7Nb-2Mo-0.3(Y, Re, B) system were specified in accordance with the Ti-Al phase state diagram, which is 1350...1400 °C.

4. The influence of vacuum-arc and electron-beam melting modes in a mixture of inert gases on the structure formation and distribution of chemical elements of an ingot of the optimal composition of the Ti-29Al-7Nb-2Mo-0.3(Y, Re, B) system has been clarified. The technological parameters of the process have been established, namely the use of double remelting, which ensure a uniform distribution of the alloying elements Al, Nb and Mo and the modifiers Y, Re, B in the composition of the experimentally obtained ingots.

5. For the first time, the influence of mechanical and physical properties on the stress-strain state and natural frequencies of oscillations of the blade of the 2nd stage of a free turbine has been established for the experimental alloy Ti-29Al-7Nb-2Mo-0.3(Re, B, Y) by conducting a modal analysis and calculating the stress state of

the part. It is proven that when using an experimental titanium aluminide alloy of the Ti-29Al-7Nb-2Mo-0.3(Re, B, Y) system, the equivalent stresses are reduced by 35% compared to the original values. Based on the calculation models, a reduction in the mass of the experimental modification of the blade when replacing the serial VZhL12E-VI alloy with an alloy based on an aluminide of the experimental composition by 40% was determined, while obtaining a safety margin value not less than the safety margin of the original alloy.

Practical value of the work:

1. Based on the approaches of classical materials science using the experiment planning matrix and taking into account the operating conditions of aviation products, the composition of an experimental heat-resistant alloy based on titanium aluminide with a modifying complex Ti-29Al-7Nb-2Mo-0.3(Re, B, Y) was obtained, which provides a given level of mechanical properties (Implementation Act No. 7 dated 01/24/24 at the State Enterprise "Ivchenko-Progress").

2. Technological schemes for smelting ingots of an alloy based on titanium aluminide with a complex modifying complex Ti-29Al-7Nb-2Mo-0.3(Re, B, Y) by EPP and VDP methods were developed. The coefficients of loss of alloying and modifying elements for the specified remelting methods were established: the deviation of the content of the main components of the alloy from the calculated one did not exceed 7%, for the modifying complex - no more than 5%.

3. A technological scheme of melting in an inert gas environment was implemented on an experimental installation that simulates the industrial technology of casting turbine blade blanks: metal remelting was carried out using a vacuum arc furnace in a graphite crucible, metal pouring was carried out in a chill mold. The geometry of the ingot was obtained, which corresponds to the overall dimensions of the blade blanks ( $\varnothing 70$  mm and a height of about 90 mm), ensuring mechanical properties in the cast blanks of the ultimate strength  $\sigma_B \geq 800$  MPa and relative elongation  $\delta \geq 1.0\%$ .

4. The calculation models of the stress-strain state were performed, the natural frequencies and forms of oscillations were determined, the distribution of equivalent

stresses was given, the safety factor of the blade of the 2nd stage of the free turbine from the experimental alloy was determined in comparison with the data for the original nickel-based alloy. Based on the calculations, it was established that the alloy based on titanium aluminide of the Ti-29Al-7Nb-2Mo-0.3 (Y, Re, B) system can be used as a material for the manufacture of blades of the 2nd stage of the free turbine.

5. The obtained results of the dissertation are confirmed by the Implementation Act No. 7 dated 01/24/24 and the conclusion from the State Enterprise "Ivchenko-Progress" on the prospects of using the developed alloy, taking into account the technical capabilities of the enterprise, for the manufacture of working blades that operate at a temperature not higher than 820 ° C. The use of the experimental alloy will reduce the mass of the 2nd stage free turbine wheel by 17%.

Keywords: titanium aluminide, alloying elements, modifiers, electron beam melting, vacuum arc melting, microstructure, mechanical properties, fracture surface, fractographic study, X-ray diffractometry, phase composition, turbine blade, modal analysis, equivalent stresses, safety margin.

## СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА

1. Овчинников О. В., Ахонін С. В., Березос В. О., Северин А. Ю., **Галєнкова О. Б.**, Шевченко В. Г. Отримання перспективних сплавів на основі алюмінідів титану для сучасного авіадвигунобудування// *Сучасна електromеталургія*, 2024, №1. С. 9-16. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2024.01.01>.

*Особистий внесок здобувача: обґрунтована проблематика та сформульована вступна частина роботи, виконане металографічне дослідження злитків.*

2. **Галєнкова О. Б.**, Овчинников О. В., Шакало Р. Ю., Придорожний Р. П., Куц Д. О. Визначення власних частот та форм коливань лопатки турбіни, виготовленої зі сплаву на основі алюмініду титану// *Авіаційно-космічна техніка і технологія*, 2024. №2. С. 49-56. DOI: <https://doi.org/10.32620/aktt.2024.2.05>.

*Особистий внесок здобувача: проведений огляд та аналіз інформаційних джерел, сформульована мета і постановка задачі досліджень, аналіз результатів дослідження, формулювання висновків.*

3. **Галєнкова О.Б.** Формування структури, механічних та службових властивостей жароміцних сплавів на основі алюмін іду титану для лопаток турбіни. *Авіаційно-космічна техніка і технологія*, 2025, №2 (202), с.16-24. DOI:10.32620/aktt.2025.2.02.

*Особистий внесок здобувача: виконаний основний обсяг роботи, сформульована вступна частина, виконане металографічне дослідження зливків, проведений аналіз отриманих результатів.*

4. **Галєнкова О. Б.**, Єфанов В. С., Завгородній О. В., Бронецька В. І., Шевченко В. Г. Комплексний вплив модифікування на властивості  $\gamma$ -сплаву на основі алюмініду титану. *Сучасні проблеми металургії*, 2025, №28, с.3-12. DOI: 10.34185/1991-7848.2025.01.01.

*Особистий внесок здобувача: сформульована вступна частина роботи, виконане металографічне дослідження зливків, проведений аналіз отриманих результатів роботи.*

5. **Halienkova O. B.**, Yefanov V. S., Zavgorodny O. V., Kirian I. M., Bulish S. O., Rud A. D. (2025). Development of a Titanium Aluminide Alloy of Optimal Composition by Means Modification. *Metallophysics and Advanced Technologies*, 2025, Vol.47, No.3, pp.245-256. <https://doi.org/10.15407/mfint.47.03.0245>.

*Особистий внесок здобувача: сформульована проблематика дослідження, виконаний металографічний аналіз зливків, проведений аналіз отриманих результатів.*

6. Kuts D., Yefanov V., **Halienkova O.**, Ovchynnykov O., Tepla T., Lemishka I., Mierzwiński D. Additive technologies for manufacturing swirlers of the combustion chamber of aircraft engines from nickel superalloy powders// *Archives of Materials Science and Engineering*, 2025, Vol.131, No. 1, p.5-13. DOI:10.5604/01.3001.0055.0368.

*Особистий внесок здобувача: виконана експериментальна частина роботи та проведена перевірка отриманих результатів.*

7. **Галєнкова О. Б.**, Овчинников О. В., Мітіна Т. О. Порівняльні характеристики міцності лопаток турбіни, отриманих зі стандартного і перспективного сплаву на основі алюмініду титану. *XXVIII Міжнародний конгрес двигунобудівників 2023*, 3-7 вересня 2023 р., м. Харків.

8. **Галєнкова О. Б.**, Шакало Р. Ю., Придорожний Р. П., Овчинников О. В. Визначення власних частот та форм коливань лопатки турбіни, виготовленої зі сплаву на основі алюмініду титану. *XXIX Міжнародний конгрес двигунобудівників 2024*, 3-7 вересня 2024 р., м. Харків.

9. Бехтер Р. В., **Галєнкова О. Б.**, Білий Р. Ю., Завгородній О. В., Овчинников О. В. Визначення коефіцієнту запасу міцності лопаток турбіни зі сплаву на основі алюмінію титану. *Міжнародна наукова конференція «Механіка: сучасність і перспективи*, 7-11 жовтня 2024 р., м. Київ.

10. **Галєнкова О. Б.**, Куц Д. О., Урекін Д. В. Підвищення властивостей сплаву на основі алюмінію шляхом модифікування. *Молодь в авіації: нові рішення та перспективні технології*, 21-22 листопада 2024 р., м. Запоріжжя.
11. Єфанов В.С, Завгородній О.В., **Галєнкова О.Б.**, Буліш С.О. Виготовлення стоматологічних імплантів із низькомодульного сплаву Zr-Ti-Nb за адитивною електронно-променевою технологією. *VI Міжнародна науково-практична конференція «SCIENTIFIC RESEARCH: MODERN CHALLENGES AND FUTURE PROSPECTS»*, 20-22 січня 2025 р., м. Мюнхен, Німеччина.
12. **Галєнкова О.Б.**, Куц Д.О., Овчинников О.О., Єфанов В.С. Особливості напруженого стану лопатки турбіни, виготовленої зі сплаву на основі алюмініду титану. XV Всеукраїнська конференція «Молоді вчені 2025 – від теорії до практики», 20 березня 2025р, м.Дніпро, Україна.

## ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ.....	22
ВСТУП.....	23
РОЗДІЛ 1 АНАЛІЗ СУЧАСНОГО СТАНУ ТА ПЕРСПЕКТИВНИХ НАПРЯМІВ СИСТЕМ ЛЕГУВАННЯ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ .....	30
1.1 Перспективи використання алюмініду титану в авіабудуванні.....	30
1.2 Загальні відомості про алюмініди титану.....	33
1.3 Класифікація сплавів на основі інтерметалідів системи Ti-Al.....	36
1.4 Порівняльні властивості сплаву VT25У та $\gamma$ (TiAl)-сплавів .....	43
1.5 Забезпечення механічних і службових властивостей шляхом легування.....	47
1.5.1 Легування .....	47
1.5.2 Модифікування .....	50
1.6 Вплив режимів термічної обробки на структуру і властивості алюмініду титану. ....	53
1.6.1 Структура $\gamma$ -сплавів.....	53
1.6.2 Термічна обробка $\gamma$ -сплавів .....	55
1.6.3 Взаємозв'язок механічних властивостей з типом та параметром структури.....	57
1.6.4 Температура поліморфного перетворення та методи її визначення.....	59
1.7 Методи отримання алюмінідів титану та деталей з них.....	61
1.8 Висновки за розділом, постановка цілей та задач дослідження .....	63
РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ.....	65
2.1 Отримання зливків.....	65
2.1.1 Отримання зливків для відпрацювання хімічного складу.....	65
2.1.2 Отримання великогабаритних зливків базового сплаву .....	68
2.1.3 Отримання зливків оптимального складу для промислового виробництва .....	74
2.2 Визначення хімічного складу зливків .....	78

	20
2.3 Металографічний аналіз .....	78
2.3.1 Вирізка та підготовка металографічних зразків.....	78
2.3.2 Травлення шліфів .....	79
2.3.3 Оцінка макроструктури.....	79
2.3.4 Оптична мікроскопія.....	80
2.3.5 Електронна мікроскопія.....	80
2.3.6 Фракторграфічні дослідження .....	81
2.4 Проведення механічних випробувань .....	81
2.5 Визначення температури поліморфного перетворення (Тпп).....	82
2.6 Визначення коефіцієнту лінійного розширення .....	83
2.7 Визначення густини сплаву .....	83
2.8 Визначення фазового складу сплаву.....	85
2.9 Математична обробка експериментальних даних .....	86
<b>РОЗДІЛ 3 РОЗРОБКА СКЛАДУ СПЛАВУ З ОПТИМАЛЬНИМИ МЕХАНІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ.....</b>	<b>88</b>
3.1 Обґрунтування вибору модифікуючого комплексу .....	88
3.2 Матриця планування експерименту.....	89
3.3 Реалізація матриці планування експерименту.....	94
3.3.1 Отримання зливків експериментальних складів.....	94
3.3.2 Металографічне дослідження зливків експериментальних складів	97
3.3.3 Визначення механічних властивостей отриманих зливків .....	102
3.3.4 Аналіз зламів після проведення механічних випробувань.....	103
3.3.5 Розрахунок рівнянь регресії та оптимізація складу експериментального сплаву.....	105
3.4 Висновки за розділом .....	111
<b>РОЗДІЛ 4 ВИЗНАЧЕННЯ ТЕМПЕРАТУРИ ПОЛІМОРФНОГО ПЕРЕТВОРЕННЯ, ФАЗОВОГО СКЛАДУ ТА ФІЗИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВУ ОПТИМАЛЬНОГО ХІМІЧНОГО СКЛАДУ .....</b>	<b>113</b>
4.1 Отримання зливків оптимального складу для промислового виробництва .....	113

4.2	Визначення температури поліморфного перетворення сплаву оптимального складу .....	124
4.3	Визначення густини базового і оптимального складів сплавів .....	126
4.4	Визначення коефіцієнту лінійного термічного розширення сплаву .....	127
4.5	Визначення фазового складу сплавів.....	130
4.6	Висновки за розділом: .....	132
<b>РОЗДІЛ 5 АПРОБАЦІЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА У ПРОМИСЛОВИХ УМОВАХ .....</b>		<b>134</b>
5.1	Обґрунтування вибору деталі авіаційного двигуна для проведення експериментальних досліджень.....	134
5.2	Визначення маси лопатки з алюмініду титану.....	136
5.3	Аналіз особливостей напруженого стану лопатки .....	137
5.3.1	Модальний аналіз: визначення власних частот та форм коливань лопатки.....	139
5.3.2	Побудова діаграм Кемпбела.....	141
5.4	Розрахунок запасу міцності лопатки з експериментального сплаву. ....	142
5.4.1	Розрахунок напруженого стану лопатки.....	142
5.4.2	Визначення коефіцієнту запасу міцності експериментального сплаву .....	144
5.5	Висновки за розділом: .....	146
<b>ВИСНОВКИ.....</b>		<b>147</b>
<b>СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....</b>		<b>151</b>
<b>ДОДАТОК А_Список публікацій здобувача за темою дисертації.....</b>		<b>172</b>
<b>ДОДАТОК Б Акт впровадження результатів дисертаційної роботи .....</b>		<b>174</b>
<b>ДОДАТОК В Акт впровадження в навчальний процес .....</b>		<b>176</b>

## ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ

ГТД – газотурбінний двигун;

ГЩУ – гексагональна щільнопакована ґратка;

РЗЕ – рідкоземельні елементи;

Тпп – температура поліморфного перетворення;

ВДП – вакуумно-дугова плавка;

ЕПП – електронно-променева плавка;

УЭ-208 – електронно-променева установка для плавки титану;

ВДГП – вакуумно-дугова гарнісажна піч;

РСМА – рентгеноспектральний мікроаналіз;

ВДТА – високотемпературний диференційний термічний аналіз;

КТЛР – коефіцієнт термічного лінійного розширення

## ВСТУП

**Актуальність теми.** Для деталей авіадвигуна за рівнем навантажень і тепловим станом майже не існує аналогів у сучасній промисловості. Якщо проводити дослідження тенденцій розвитку сучасних газотурбінних двигунів (ГТД), то слід відзначити прагнення до створення перспективних матеріалів з високими характеристиками міцності, надійності, довговічності, що визначають ефективність та надійність ГТД.

В теперішній час у світовому досвіді в конструкціях компресорів газотурбінного двигуна найбільш широко використовують титанові сплави, а для відповідальних деталей турбіни – жароміцні нікелеві сплави. Однак границі робочих температур найбільш перспективних сплавів на основі титану складають 550...600 °С, що не дозволяє використовувати їх в якості матеріалів для деталей компресора та турбіни ГТД нового покоління. В свою чергу, підвищення жароміцності нікелевих сплавів досягається шляхом збільшення у їх складі сумарного вмісту тугоплавких елементів, які сповільнюють дифузійні процеси. Це призводить до підвищення вартості сплавів та їх щільності, що, в свою чергу, збільшує масу двигуна та зменшує співвідношення тяга/маса.

Необхідність підвищення рівня робочих температур в області турбіни та терміну служби ГТД нового покоління стимулює пошук і розробку принципово нових жароміцних матеріалів, що відрізняються від промислових нікелевих і більш легких титанових сплавів більшою термічною стабільністю структурно-фазового стану і, відповідно, більш високими робочими температурами.

Такі вигідні поєднання комплексу фізико-механічних властивостей мають сплави на основі алюмініду титану, які отримані шляхом застосування нових підходів у їх розробці, а саме, створенням сплавів з іншим фазовим складом, що засновані на використанні інтерметалідних сполук  $Ti_3Al$  ( $\alpha_2$ -фаза) та  $TiAl$  ( $\gamma$ -фаза). Такі сплави водночас з достатньою жароміцністю мають більш низьку щільність за рахунок більшого вмісту алюмінію у порівнянні з

традиційними титановими сплавами. Використання цих передових матеріалів дозволяє зменшити масу роторної частини до 2 разів.

Існуючі технологічні рішення щодо використання алюмініду титану не забезпечують комплекс необхідних технологічних та експлуатаційних властивостей для авіаційних виробів. Крім того, велику роль відіграють технологічні перелоги і формоутворюючі технології, такі як лиття, зварювання, обробка металу тиском.

У зв'язку з цим, для отримання авіаційних виробів для двигунів нових поколінь, які будуть мати достатню міцність з низькою питомою вагою, необхідно проводити комплекс досліджень щодо вивчення закономірності впливу структури, хімічного та фазового складу сплавів на основі алюмініду титану у поєднанні з термічними та механічними режимами технологічних операцій на кінцевий рівень механічних та службових властивостей.

**Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.** Окремі результати роботи виконані у рамках науково-дослідної роботи № держреєстрації: 0124U000406 «Ресурсозберігаюча технологія переробки українських рутилових і ільменітових концентратів в інноваційний легований титан губчастий подвійного призначення», в якій здобувачем виконане металографічне дослідження експериментальних зливків.

**Мета та задачі дослідження.** Мета роботи – забезпечення механічних та службових властивостей інтерметалідного титанового  $\gamma$ -сплаву за рахунок визначення оптимального хімічного складу та структурно-фазового стану сплаву.

**Задачі роботи:**

1. Дослідження впливу модифікування при виплавленні інтерметалідних  $\gamma$ -сплавів на процеси структуроутворення і формування комплексу механічних властивості та визначення найбільш оптимального комплексного складу інтерметалідного  $\gamma$ -сплаву.

2. Дослідження впливу структури та фазового складу експериментального сплаву на його службові властивості.

3. Визначення механічних властивостей зразків експериментального сплаву, отриманих за схемою експериментального моделювання серійної технології.

4. Визначення впливу хімічного складу на температуру поліморфного перетворення експериментального  $\gamma$ -сплаву.

5. Дослідження можливості використання експериментального сплаву в якості матеріалу для виготовлення лопаток турбіни з використанням розрахунків та моделювання.

*Об'єкт досліджень* – процеси структуроутворення інтерметалідних  $\gamma$ -сплавів.

*Предмет досліджень* – закономірності впливу хімічного складу на формування структури та механічних властивостей інтерметалідних  $\gamma$ -сплавів.

*Методи дослідження.* Хімічний склад сплавів визначали рентгеноспектральним методом на енергодисперсійному рентгенофлюоресцентному аналізаторі Expert 3L, структурних складових – енергодисперсійним рентгеноспектральним методом X-Max80.

Комплекс структурних досліджень виконувався з використанням методів кількісного та якісного металографічного аналізів із застосуванням світлової мікроскопії.

Дослідження тонкої структури, складу, розподілу легувальних елементів при більш високих збільшеннях виконували на скануючому електронному мікроскопі.

Дослідження поверхні руйнувань зразків після проведення механічних випробувань проводили за допомогою світлового (макрофрактографічне дослідження) і скануючого (мікрофрактографічне дослідження) мікроскопів.

Мікротвердість вимірювали на напівавтоматичному мікротвердомірі, значення твердості визначали за методом Роквелла.

Механічні властивості оцінювали за стандартними методиками на обладнанні, що пройшло відповідний метрологічний контроль.

Оптимізацію вмісту модифікуючих елементів у складі сплаву проводили методом планування експерименту. В якості параметрів оптимізації обрано механічні властивості – границю міцності  $\sigma_B$  та відносне видовження  $\delta$ .

Температуру поліморфного перетворення визначали методом високотемпературного диференційного термічного аналізу. Коефіцієнт лінійного розширення зразків визначали на автоматичному високотемпературному дилатометрі з індукційним датчиком переміщення і цифровою реєстрацією сигналу. Визначення густини сплавів проводили методом гідростатичного зважування. Реєстрацію дифрактограм для визначення фазового складу сплавів проводили з використанням дифрактометру.

Розрахункові роботи проводили з використанням системи Unigraphics NX та програмного комплексу Ansys.

Математичну обробку експериментальних даних проводили шляхом статистичної обробки результатів дослідження.

### **Наукова новизна.**

1. Вперше для сплаву алюмініду титану системи Ti-29Al-7Nb-2Mo встановлено вплив модифікуючих елементів Re, V, Y на морфологічні особливості структури, що забезпечує механічні властивості границю міцності  $\sigma_B \geq 800$  МПа та відносне подовження  $\delta \geq 1,0$  %. Показано, що за рахунок модифікування сплаву системи Ti-29Al-7Nb-2Mo елементами Re, V, Y у кількості 0,1% кожного досягається зменшення розмірів колоній пластинок ( $\alpha_2 + \gamma$ )-фаз з 100...400 мкм до 30 мкм.

2. З використанням рентгенофазового аналізу вперше доведено, що при варіюванні вмісту модифікуючих елементів у діапазоні 0...0,2 % співвідношення фаз в сплаві системи Ti-29Al-7Nb-2Mo є постійним і відповідає 85 %  $\gamma$ -фази та 15 %  $\alpha_2$ -фази. Отримані дані підтверджено якісним енергодисперсійним аналізом у режимі картування.

3. Уточнено положення ліній початку та кінця поліморфного перетворення сплаву системи Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, V) у відповідності з

діаграмою фазового стану Ti-Al, що становить 1350...1400 °С.

4. Уточнений вплив режимів вакуумно-дугової та електронно-променевої плавки в суміші інертних газів на структуроутворення та розподіл хімічних елементів зливку оптимального складу системи Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, V). Встановлено технологічні параметри процесу, а саме використання подвійного переплаву, що забезпечують рівномірний розподіл легуючих елементів Al, Nb та Mo та модифікаторів Y, Re, V у складі експериментально отриманих зливків.

5. Вперше для експериментального сплаву Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Re, V, Y) встановлено вплив механічних та фізичних властивостей на напружено-деформований стан та власні частоти коливань лопатки 2 ступеню вільної турбіни шляхом проведення модального аналізу та розрахунку напруженого стану деталі. Доведено, що при використанні експериментального сплаву з алюмініду титану системи Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Re, V, Y) еквівалентні напруження зменшуються на 35 % у порівнянні з вихідними значеннями. На підставі розрахункових моделей визначено зменшення маси дослідної модифікації лопатки при заміні серійного сплаву ВЖЛ12Э-ВИ на сплав на основі алюмініду експериментального складу на 40 % при отриманні значення запасу міцності не менше запасу міцності вихідного сплаву.

### **Практична цінність роботи**

1. На підставі підходів класичного матеріалознавства із застосуванням матриці планування експерименту та з урахуванням умов експлуатації виробів авіаційного призначення отримано склад експериментального жароміцного сплаву на основі алюмініду титану з модифікуючим комплексом Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Re, V, Y), що забезпечує заданий рівень механічних властивостей (Акт впровадження № 7 від 24.01.24 р. на ДП «Івченко-Прогрес»).

2. Розроблено технологічні схеми виплавки методами ЕПП та ВДП зливків сплаву на основі алюмініду титану зі складним модифікуючим комплексом Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Re, V, Y). Встановлено коефіцієнти угару легуючих та модифікуючих елементів для зазначених методів переплаву:

відхилення вмісту основних компонентів сплаву від розрахункового не перевищувало 7 %, для модифікуючого комплексу – не більше ніж 5 %.

3. Реалізовано технологічну схему плавки у середовищі інертних газів на експериментальній установці, що моделює промислову технологію лиття заготовок лопаток турбіни: переплавлення металу здійснювали з використанням вакуумно-дугової печі в графітовий тигель, розливання металу проводили у кокіль. Отримано геометрію зливку, що відповідає габаритним розмірам заготовок лопаток ( $\varnothing 70$  мм і висота близько 90 мм), із забезпеченням механічних властивостей в литих заготовках границі міцності  $\sigma_{\text{в}} \geq 800$  МПа та відносного подовження  $\delta \geq 1,0$  %.

4. Виконані розрахункові моделі напружено-деформованого стану, визначено власні частоти та форми коливань, приведено розподіл еквівалентних напружень, визначено коефіцієнт запасу міцності лопатки 2 ступеню вільної турбіни з експериментального сплаву в порівнянні з даними для вихідного сплаву на нікелевій основі. На підставі проведених розрахунків встановлено, що сплав на основі алюмініду титану системи Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3 (Y, Re, V) може бути використаний в якості матеріалу для виготовлення лопаток 2 ступеню вільної турбіни.

5. Отримані результати дисертації підтверджуються Актом впровадження № 7 від 24.01.24 р. та висновком від ДП «Івченко-Прогрес» щодо перспективності використання розробленого сплаву, з урахуванням технічних можливостей підприємства, для виготовлення робочих лопаток, які працюють при температурі не вище 820 °С. Використання дослідного сплаву забезпечить зниження маси колеса 2 ступеня вільної турбіни на 17 %.

**Особистий внесок автора** полягає у виконанні усіх етапів дисертаційного дослідження, результати яких підтверджені публікаціями (Додаток А): формування плану комплексного дослідження, аналіз науково-технічної літератури, розроблення складу нового інтерметалідного титанового сплаву з модифікуючим комплексом [1, 5, 10], проведення металографічного аналізу зразків, виплавлених за експериментальною та промисловою

технологіями [4, 6], оброблення отриманих експериментальних даних. За участю здобувача виконаний весь комплекс вимірювальних, аналітичних і числових розрахунків [2, 3, 7-12].

**Апробація результатів роботи.** Основні результати дисертаційної роботи доповідалися і обговорювалися на XXVIII-XXIX Міжнародному конгресі двигунобудівників (Україна, м. Харків, 2023-2024 рр.), Міжнародній науковій конференції «Механіка: сучасність і перспективи» (Україна, м. Київ, 2024 р.), конференції «Молодь в авіації: нові рішення та перспективні технології» (Україна, м. Запоріжжя, 2024 р.), VI Міжнародній науково-практичній конференції «SCIENTIFIC RESEARCH: MODERN CHALLENGES AND FUTURE PROSPECTS» (Німеччина, м. Мюнхен, 2025 р.).

**Публікації.** Основні результати роботи знайшли відображення в 12 публікаціях, з них: 6 статей в наукових журналах, з яких 2 статті входять до наукометричної бази даних Scopus, а також в 6 матеріалах тез конференцій.

**Структура і обсяг дисертації.** Дисертація складається з анотації, вступу, п'яти розділів, висновків, містить перелік використаних джерел та додатки. Загальний обсяг дисертації становить 176 сторінок, з них 120 сторінки основного тексту, 29 таблиць, 64 рисунки, 206 використаних літературних джерел на 20 сторінках і 3 додатки на 5 сторінках.

## РОЗДІЛ 1

# АНАЛІЗ СУЧАСНОГО СТАНУ ТА ПЕРСПЕКТИВНИХ НАПРЯМІВ СИСТЕМ ЛЕГУВАННЯ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

### 1.1 Перспективи використання алюмініду титану в авіабудуванні

Проблема підвищення температурного інтервалу використання титанових сплавів у вузлах газотурбінних двигунів залишається актуальною, оскільки сучасний розвиток літакобудування висуває нові вимоги до підвищення ресурсу роботи газотурбінних двигунів (ГТД), їх надійності та економічності. Температурно-силові параметри двигунів нових поколінь значно перевищують існуючі, тому це зумовлює створення нових жароміцних матеріалів на основі титану з більш широким температурним інтервалом використання і підвищеними ресурсними характеристиками.

Відомо, що створені на сьогоднішній день жароміцні титанові сплави забезпечують тривалу експлуатацію деталей до 550...600 °С. А оскільки в сучасних авіаційних двигунах частка титанових сплавів складає більше 30 % [1], це вимагає активного розвитку матеріалознавства в області титанових сплавів, а також технологій їх отримання (рисунок 1.1 [2]).

Для виготовлення відповідальних деталей ГТД найчастіше використовуються титанові сплави псевдо- $\alpha$  та двофазні ( $\alpha+\beta$ )-сплави, такі як VT25У, VT18У (Росія), ІМІ834 (Великобританія), Ті 6242S і Timetal 1100 (США) з робочими температурами 550...600 °С, та сплави на нікелевій основі.

При зростанні температури експлуатації понад 600°С відбувається інтенсивне зниження жароміцних характеристик титанових сплавів, що пов'язано із зміною механізму окислення титану [3]. В свою чергу підвищення жароміцності нікелевих сплавів досягається шляхом збільшення у їх складі сумарного вмісту тугоплавких елементів, що сповільнюють дифузійні процеси, але призводять до збільшення щільності сплаву.

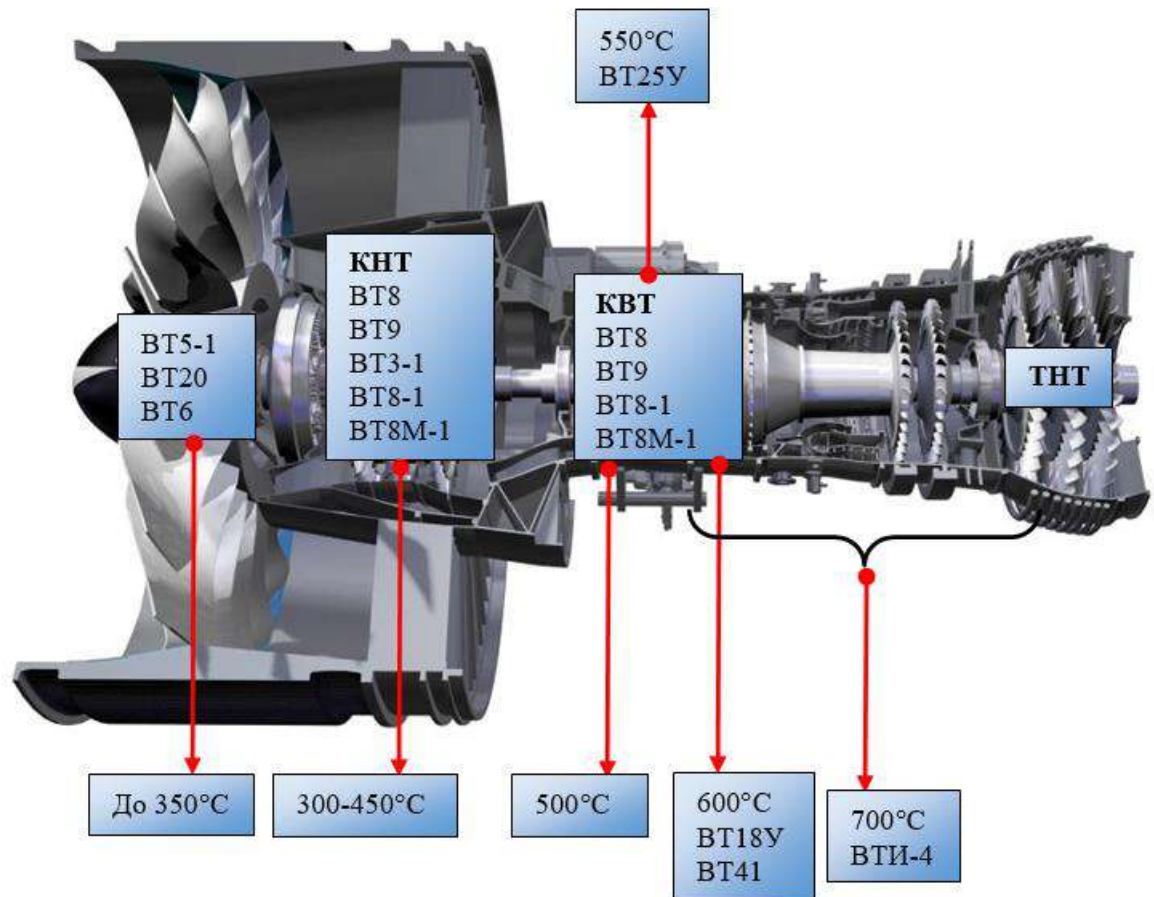


Рисунок 1.1 – Жароміцні титанові сплави в газотурбінних двигунах

Сучасні тенденції розвитку авіаційного газотурбінного двигунобудування та модернізація існуючих двигунів, що пов'язана зі зміною газодинамічних параметрів, формують вимоги до нових жароміцних і жаростійких матеріалів. Основними вимогами до нових турбінних матеріалів для ГТД залишаються: передбачуваність поведінки при високих температурах і рівнях навантаження, висока міцність та жароміцність, низька щільність, коефіцієнт лінійного розширення не вищий за коефіцієнт лінійного розширення серійних сплавів [4].

У зв'язку з цим виникають проблеми забезпечення працездатності конструкційних матеріалів в умовах високих температур, напружень, агресивного середовища.

Починаючи з 80-х років минулого сторіччя, увага металознавців усього світу прикута до освоєння та вивчення нового класу жароміцних матеріалів –

титанових сплавів на основі інтерметалідів системи Ti-Al. Ці знання дозволять розширити область використання титанових сплавів.

Багато провідних зарубіжних компаній проводять розробки в області освоєння алюмінідів титану та можливості введення в експлуатацію виробів з них в аерокосмічній техніці. Серед цих компаній слід відзначити такі гіганти як General Electric, Rolls-Royce, MTU, Aero Engines та ін. Як відмічається в [5, 6, 7], використання алюмініду титану дозволяє знизити вагу виробів до 40 %, вартість та трудомісткість – на 30 %, а також суттєво підвищити надійність деталей та вузлів конструкцій.

У порівнянні з традиційними титановими сплавами, що використовуються в конструкціях ГТД, сплави на основі інтерметалідів титану володіють багатьма перевагами, такими як низька щільність, висока питома міцність, твердість, жаростійкість, хороші властивості повзучості при високих температурах, краща стійкість до окислення [8, 9], до того ж температура плавлення сплавів на основі інтерметалідів вища, ніж у вихідних металів, що утворюють інтерметалід. Перспективність інтерметалідних титанових сплавів обумовлена унікальним поєднанням їх фізичних та експлуатаційних властивостей, принципово недосяжних у жароміцних титанових сплавах з твердорозчинним та/або дисперсійним зміцненням [10-12]. Сплави на основі інтерметалідів можна розглядати як новий клас легких жароміцних та жаростійких матеріалів, що призначені для роботи у конструкціях при температурах 600...900 °С, тобто вище робочих температур традиційних титанових сплавів.

Ливарні сплави на основі  $\gamma$ -алюмініду титану є найбільш перспективними матеріалами для отримання лопаток турбіни газотурбінних двигунів нового покоління. При заміні нікелевих та залізонікелевих сплавів для виготовлення лопаток  $\gamma$ -сплавами відбувається зниження маси лопаток майже в два рази, що забезпечує зниження відцентрових напружень, що діють в турбіні, до двох разів, зниження питомого моменту інерції турбін, зменшення питомої

витрати палива, зменшення викидів в атмосферу парникових газів, зниження рівня шуму.

Підсумовуючи викладене, можна зробити висновок, що для двигунів нових поколінь потрібен пошук нових матеріалів, які за своїми механічними та фізичними характеристиками не поступаються існуючим матеріалам на нікелевій та залізонікелевій основі. Рішення проблеми полягає у використанні сплавів на основі алюмініду титану. Проте перспективні експериментальні сплави потребують подальшого корегування та оптимізації характеристик – властивостей, технологій, структури тощо.

## 1.2 Загальні відомості про алюмініди титану

Майже всі титанові сплави містять в своєму складі алюміній, тому базовою системою в металознавстві титану є система Ti-Al, що наведена на рисунку 1.2.

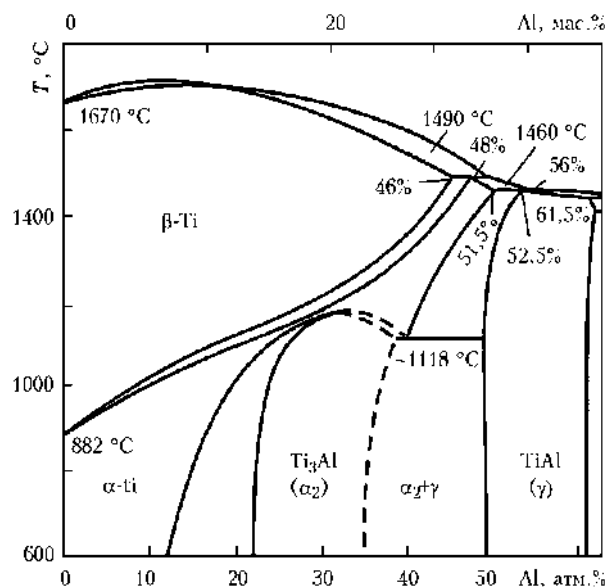


Рисунок 1.2 – Діаграма стану системи Ti-Al [13]

Система Ti-Al вивчена вже досить повно [14-16]. Діаграма характеризується наявністю широких областей граничних твердих розчинів на основі фаз  $\alpha$ -Ti та  $\beta$ -Ti, а також проміжних інтерметалідних сполук, таких як  $Ti_3Al$  (область  $\alpha_2$ -фази) та  $TiAl$  (область  $\gamma$ -фази). Згідно діаграми сполуки  $TiAl$

утворюються за перетектичною реакцією при температурі 1460 °С, а  $Ti_3Al$  – за евтектоїдною при 1118 °С.

$\alpha_2$ -фаза ( $Ti_3Al$ ) має гексагональну щільнопаковану ґратку (ГЦП), схожа на  $\alpha$ -фазу, проте відрізняється від неї впорядкованим розташуванням атомів  $Ti$  та  $Al$  (рисунок 1.3). Впорядкованість структури зберігається до температури 1090 °С [17, 18]. Область гомогенності (однорідності) алюмініду  $Ti_3Al$  знаходиться в межах 22...35 % ат. Параметри ґратки  $\alpha_2$ -фази:  $a=0,5729$  нм,  $c=0,4574$  нм,  $c/a=0,798$  [19, 20].

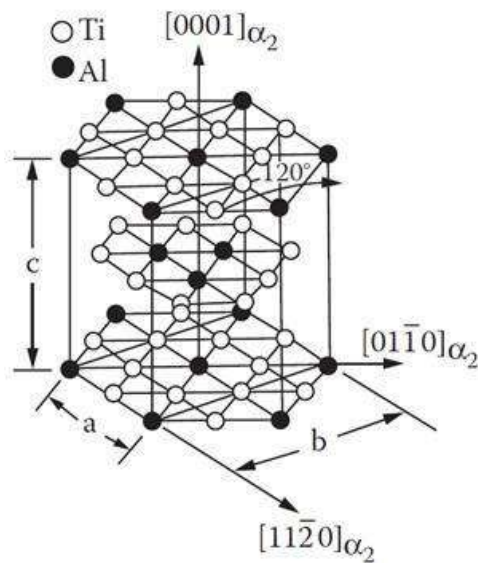


Рисунок 1.3 – Кристалічна ґратка алюмініду  $Ti_3Al$  [21]

Фаза  $\gamma$  ( $TiAl$ ) має тетрагонально-викривлену гранецентровану ґратку, де шари атомів титану чергуються з шарами, зайнятими атомами алюмінію (рисунок 1.4).

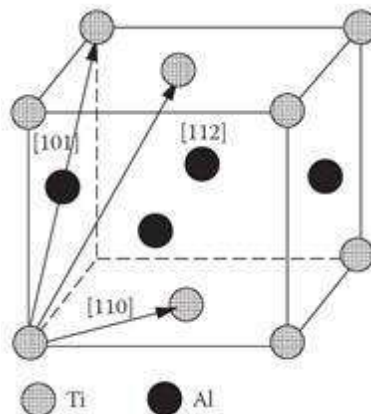


Рисунок 1.4 – Кристалічна ґратка алюмініду  $TiAl$  [22]

Періоди ґратки  $\gamma$ -фази:  $a=0,3949-0,3984$  нм;  $c=0,4065-0,4089$  нм;  $c/a=1,020-1,035$ . Зі зростанням вмісту алюмінію періоди ґратки і співвідношення  $c/a$  зростає. Область гомогенності  $\gamma$ -фази при кімнатній температурі відповідає 50...66 ат. % Al [23]. Впорядкованість структури зберігається до температури плавлення ( $\sim 1450$  °C) [18, 24].

Пластичність інтерметаліду TiAl дуже мала нижче 700 °C і становить  $\delta \sim 0,5$  %, що обумовлено особливостями дислокаційної будови інтерметалідної сполуки [25-29].

Пластична деформація може здійснюватися ковзанням поодиноких дислокацій з вектором Бюргерса  $a/2 \langle 101 \rangle$  і наддислокацій з векторами Бюргерса  $a \langle 101 \rangle$  і  $a/2 \langle 112 \rangle$ . При кімнатній температурі всі ці дислокації заблоковані. Вище температури 700 °C внаслідок зняття блокування дислокацій і збільшення їх рухомості пластичність інтерметаліду різко зростає. Крім того, починається двійникування за системами  $\{111\} \langle 112 \rangle$  [28, 29]. Такі явища пояснюються зменшенням ковалентної складової зв'язку і посиленням її «металічності» [23].

Порівняльні механічні властивості інтерметалідів  $Ti_3Al$  та TiAl при кімнатній температурі наведені у таблиці 1.1.

Таблиця 1.1 – Механічні властивості інтерметалідів  $Ti_3Al$  та TiAl при кімнатній температурі [17, 30, 31, 32]

Тип інтерметаліду	Характеристики			
	Границя міцності $\sigma_b$ , МПа	Відносне видовження $\delta$ , %	Модуль пружності E, ГПа	Модуль зсуву G, ГПа
$Ti_3Al$	220...600	0...0,5	140	52,5
TiAl	350...580	0,5...1,5	175	67,0

Механічні властивості алюмініду  $Ti_3Al$  дуже залежать від чистоти за домішками, величини та форми мікрозерна, а також типу та розмірів

структурних складових. Механічні властивості алюмініду TiAl залежать від чистоти та мікроструктури.

### 1.3 Класифікація сплавів на основі інтерметалідів системи Ti-Al

Класифікація сплавів на основі інтерметалідів системи Ti-Al зроблена у відповідності до типу основної інтерметалідної фази сплаву.

1. Сплави на основі фази  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al ( $\alpha_2$ -сплави та супер  $\alpha_2$ -сплави). Робоча температура  $T_{роб}=600\dots650$  °C, щільність  $\rho=4,6-5,0$  г/см<sup>3</sup>. Сплави цієї групи вміщують: Al – до 25% ат., Nb – 13% ат., інших елементів (Mo, V, Zr, Ta) – 5% ат. [23].

До цієї групи належать сплави системи Ti-24Al-11Nb, Ti-25Al-8Nb-2Mo-2Ta (типу  $\alpha_2$ ) та ВТИ-1, Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo (типу супер  $\alpha_2$ ). Властивості сплавів цієї групи наведено в таблиці 1.2. Ці сплави піддають термічній обробці для досягнення оптимального структурного стану – бімодальної структури, що забезпечує найкращій комплекс механічних властивостей. Зазначається [21], що механічні характеристики цих сплавів дуже сильно залежать від морфології та параметрів структури.

Таблиця 1.2 – Титанові сплави на основі інтерметаліду Ti<sub>3</sub>Al [23]

Сплав (склад в % ат.)	Властивості				
	Щільність, г/см <sup>3</sup>	Границя міцності $\sigma_B$ , МПа	Відносне видовження $\delta$ , %	При підвищених температурах	
				Границя міцності $\sigma_B^{650}$ , МПа	Відносне видовження $\delta^{650}$ , %
Ti-24Al-11Nb	4,60	650...1150	0,7...10,0	500...850	20,0...38,8
Super $\alpha_2$ (Ti-25Al-10Nb- 3V-1Mo)	4,65	700...1350	0,1...6,3	590...950	6,4...14,0
ВТИ-1 (Ti-25Al-11Nb- 0,75Zr-0,75Mo)	4,78	950...1100	1,2...4,1	650...700	-

2. Сплави на основі фази O-Ti<sub>2</sub>AlNb (орто-сплави). При легуванні Nb більше 12% ат. в структурі α<sub>2</sub>-сплавів з'являється нова впорядкована O-фаза. Робоча температура сягає T<sub>роб</sub>=650...700 °С, щільність ρ=5,1...5,4 г/см<sup>3</sup> [33].

Інтерметалід Ti<sub>2</sub>AlNb має впорядковану орторомбічну ґратку, схематичне зображення якої представлено на рисунку 1.5.

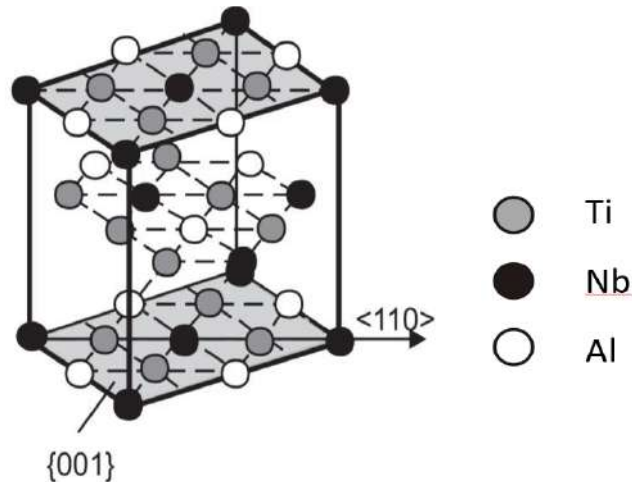


Рисунок 1.5 – Кристалічна ґратка інтерметаліду Ti<sub>2</sub>AlNb [22]

Параметри ґратки O-фази складають a=0,608 нм, b=0,950 нм, c=0,467 нм [33] і залежать від вмісту Nb. Ця фаза уявляє собою скривлену ґратку алюмініду Ti<sub>3</sub>Al, в якій вузли з атомами титану заміщені атомами ніобію (рисунок 1.6).

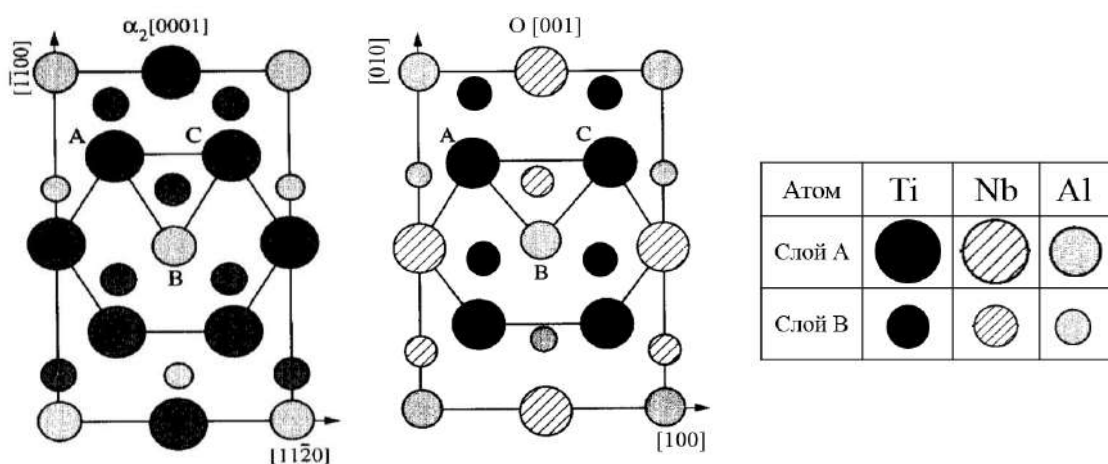


Рисунок 1.6 – Кристалічні ґратки α<sub>2</sub> (Ti<sub>3</sub>Al) та O-фази (Ti<sub>2</sub>AlNb) [34]

До сплавів на основі О-фази відносяться сплави Ti-22Al-27Nb, Ti-22Al-25Nb-1Mo-0,5Si, Ti-22Al-20Nb-2W-(0,2В), ВИТ1, ВТИ-4 (див. таблицю 1.3).

Таблиця 1.3 – Титанові сплави на основі О-фази та їх характеристики [21, 43-49]

Сплав	Властивості				
	Щільність, $\rho$ , г/см <sup>3</sup>	Границя міцності $\sigma_B$ , МПа	Відносне видовження $\delta$ , %	При підвищених температурах	
				Границя міцності $\sigma_B^{650}$ , МПа	Відносне видовження $\delta^{650}$ , %
Ti-22Al-27Nb	5,50	1120...1145	2,6...2,8	940...945	н.д.
Ti-22Al-25Nb, кований пруток	5,29	1080...1170	3,5...9,5	820...955	н.д.
Ti-22Al-25Nb-1Mo-0,5Si, поковка	5,34	1137...1149	2,5...4,3	н.д.	300
Ti-22Al-20Nb-2W-(0,2В), пруток	н.д.	1090	3,5	970	310
ВИТ1, поковка (плита)	5,00	1150	4,5	925	310
ВТИ-4, штамповка	5,18	1140	5,5	900	300
ВТИ-4, кільцева заготовка	5,18	1080	3,0	900	310

3. На сьогоднішній день найбільша кількість досліджень щодо вивчення впливу параметрів і типу структури на механічні властивості здійснюється стосовно сплавів на основі алюмініду TiAl, тобто  $\gamma$ -сплавів. Інтерес до сплавів на основі інтерметалідів Ti<sub>3</sub>Al та Ti<sub>2</sub>NbAl дещо знизився у зв'язку з тим, що

нові високолеговані деформовані титанові сплави, що створюються, хоч і поступаються їм за жароміцністю, проте мають кращу пластичність та технологічність.

Робоча температура сплавів на основі алюмініду TiAl складає  $T_{роб}=750...825$  °С, щільність  $\rho=3,9...4,2$  г/см<sup>3</sup>.

Сплави, зміцнені інтерметалідом TiAl, розділяються на дві групи: однофазні  $\gamma$ -сплави з вмістом Al – 50...52% мол. та двофазні ( $\gamma+\alpha_2$ )-сплави з вмістом Al – 42...49% мол. [18, 35-37]. Однофазні  $\gamma$ -сплави мають невисокі технологічні властивості, оскільки за усім інтервалом температур майже до температури плавлення інтерметалід зберігає впорядковану структуру з обмеженими можливостями пластичної деформації. Двофазні ( $\gamma+\alpha_2$ )-сплави, навпаки, можна нагріти до температур, при яких вони набувають однофазної структури, що представлена неупорядкованою  $\alpha_2$ -фазою, і тому легко деформуються [38-42]. Сплави зі структурою як  $\gamma$ , так і  $\gamma+\alpha_2$ , називають  $\gamma$ -сплавами.

Типовими представниками сплавів на основі  $\gamma$ -TiAl є сплави 4822, TAB, TNB та ін. (таблиця 1.4).

Система легування сплавів на основі  $\gamma$ -фази (TiAl) протягом усього часу їх досліджень постійно вдосконалювалась та ускладнювалась.

Згідно з даними [51, 52] існує загальна формула складу  $\gamma$ -сплавів, % ат.:

Ti-(42-49)Al-(0,1-10)X,

де X – один або декілька елементів з групи Cr, Nb, V, Mn, Ta, Mo, Zr, W, Si, C, Y, B.

Натепер можна виділити п'ять поколінь  $\gamma$ -сплавів [50], а саме:

Перше покоління – нелегований алюмінід титану TiAl та сплави, леговані V. До цієї групи можна віднести сплав системи Ti-48Al-1V-0,1C, розроблений компанією Pratt&Whitney у 1980-1983 рр. [53]. Сплав мав майже нульову пластичність і низькі характеристики міцності.

Друге покоління – сплави системи Ti-Al-Nb-Cr/Mn-B/C/TiB/TiB<sub>2</sub>. Найбільш поширеним сплавом другого покоління є сплав складу, % ат.:

Ti-(46-50)Al-(1-3)Cr-(1-5)Nb, розроблений американською компанією GE у 1989 р. [54]. Сплав має збалансований комплекс ливарних і технологічних властивостей, але низьку міцність на рівні 490 МПа.

Таблиця 1.4 – Титанові сплави на основі інтерметаліду  $\gamma$ -TiAl [50]

Сплав	Властивості				
	Щільність, $\rho$ , г/см <sup>3</sup>	Границя міцності і $\sigma_B$ , МПа	Відносне видовження $\delta$ , %	При підвищених температурах	
				Границя міцності $\sigma_B$ , МПа	Відносне видовження $\delta$ , %
Ti-48Al-1V-0,1C(лиття, пластинчаста)	3,9	430	0,3	400 (700°C)	0,7 (700°C)
Ti-(46-50)Al-2Cr-2Nb (лиття, бімодальна)	4,2	465	0,5...1,1	440 (800°C)	<2,5 (800°C)
Ti-46,5Al-2Cr-3Nb-0,2W(+0,2C+0,1Si) (поковка)	4,4	450	0,9	410/500 (800°C)	1,7 (800°C)
Ti-(45-47)Al-2Nb-2Mn+0,8%(об'ємн.)Ti B <sub>2</sub> (лиття, бімодальна)	<4,2	480	1,2...1,4	460 (760°C)	1,5...1,7 (760°C)
Ti-43,7Al-(1-3,2)(Nb,Cr,Mo)-0,2B (деформація)	<4,5	620	1,0	н.д.	1,5 (750°C)
Ti-45,5Al-2V-1Nb-1Cr/1Zr-0,2Gd (лиття, пластинчаста)	<4,1	530	$\geq 1,1$	500 (800°C)	$\geq 2,5$ (800°C)

Третє покоління – сплави системи Ti-Al-Nb-X (TNB), леговані Nb у кількості 5-10% ат., що мають підвищений комплекс високотемпературних характеристик та, як наслідок, більші робочі температури. Розробку сплавів проводили у двох напрямках: а) створення сплавів з високим вмістом ніобію; б) створення дисперсійно-зміцнених сплавів. Базовий склад сплавів третього покоління, відомих як TNB (Titanium-Niobium-Boron), розроблений в німецькому дослідному центрі GKSS у кінці 90-х років, відповідає системі, %

ат.: Ti-45Al-(5-10)Nb-(0-0,5)(В, С) [55, 56]. До цієї ж групи відносяться сплави типу TNB, що додатково леговані Мо та мають назву TNM (Titanium-Niobium-Molibdenum). Ці сплави володіють підвищеними механічними властивостями при різних температурах у поєднанні з хорошими ливарними властивостями.

Четверте покоління –  $\beta$ -твердіючі сплави типу TNB з модифікаторами у вигляді С та/або В (GKSS, ИПСМ РАН); сплави типу TNM (Ti-Al-Nb-Mo-X), створені з метою покращення технологічних властивостей у  $\gamma$ -TiAl сплавах. Концепція створення сплавів передбачає отримання литого металу більшої якості шляхом кристалізації повністю через  $\beta$ -фазу, що дозволяє уникнути значної хімічної неоднорідності [57, 58]. Отриманий у результаті досліджень німецьким дослідним центром разом з російським інститутом проблем надпластичності сплав Ti-(42-45)Al-(2,5-7)(Nb,Mo,Cr)-(0,2-0,4)В характеризується структурною та хімічною однорідністю, малим розміром пластинчастих колоній, поліпшеною технологічною пластичністю у порівнянні зі сплавами другого покоління і базовими TNB-сплавами [39].

П'яте покоління – сплави TNB з 46...48% ат. Al, в яких протікає масивне перетворення при ушвидшеному охолодженні сплавів [59, 60], що не супроводжується дифузією атомів на великі відстані. Встановлено, що Та є більш переважним легувальним елементом для  $\gamma$ -сплавів з масивним перетворенням, ніж Nb [42, 61]. Наявність у сплавах з масивним перетворенням великої кількості Та та Nb провокує виникнення сегрегацій цих елементів та розвиток мікроструктурної неоднорідності, що є суттєвим недоліком  $\gamma$ -сплавів цього типу [62].

В роботі [63] проведено оцінку  $\gamma$ -сплавів у порівнянні з іншими конструкційними матеріалами, що використовуються в аерокосмічному секторі. Найбільш важливими перевагами сплавів є: висока температура плавлення; низька щільність внаслідок високого вмісту алюмінію (приблизно  $\rho=3,9...4,5$  г/см<sup>3</sup>); високі значення питомої міцності та модуля пружності; високі жароміцність та жаростійкість, що забезпечується легуванням алюмінієм та ніобієм (відмічається, що жаростійкість  $\gamma$ -сплавів підвищується до 12 разів у

порівнянні з чистим титаном); низький коефіцієнт дифузії; висока структурна стабільність; гарна стійкість до окиснення і корозії; висока стійкість до займання у порівнянні зі звичайними титановими сплавами. До недоліків слід віднести низьку пластичність та незадовільну технологічність.

Порівняльний аналіз  $\gamma$ -сплавів та жароміцних титанових сплавів (таблиця 1.5) дозволив встановити, що за характеристиками міцності при кімнатній температурі як за абсолютними, так і за питомими значеннями сплави на основі алюмінідів не перевершують класичні жароміцні титанові сплави, а за характеристиками пластичності суттєво поступаються останнім. В той же час інтерметаліди TiAl та сплави на його основі перевищують існуючі жароміцні сплави на основі титану за питомими значеннями модуля пружності та показниками жароміцності в широкому інтервалі температур – до 750...800 °С.

Підсумовуючи наведене у підрозділі, можна сказати, що легування та модифікування сплавів на основі алюмінідів титану є широковживаним механізмом впливу на механічні характеристики даних типів матеріалів. В залежності від задач, існує ряд сплавів на основі алюмінідів різних систем легування з відповідною класифікацією. Як перспективними сплавами на основі алюмініду титану обрано групу сплавів на основі  $\gamma$ -фази, які забезпечують оптимальне поєднання фізичних та механічних характеристик за рахунок раціонального вибору, концентрації, співвідношення та комбінації легувальних елементів.

Таблиця 1.5 – Порівняльні властивості сплавів на основі інтерметалідів титану та жароміцних титанових сплавів [23]

Показник	Титанові сплави	Сплави на основі TiAl
1	2	3
$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	4,5	3,7...3,9
E, ГПа	95...115	160...180
$\sigma$ , МПа	480...1200	440...700

1	2	3
$\sigma_{0,2}$ , МПа	380...1150	350...600
$E/\rho$ , м·10 <sup>6</sup>	2,10...2,56	4,2...4,7
$\sigma/\rho$ , м·10 <sup>3</sup>	10,7...26,7	11,5...18,4
$\sigma_{0,2}/\rho$ , м·10 <sup>3</sup>	8,4...25,6	9,2...15,8
Гранична робоча температура, °С, по:		
критерію повзучості	600	750*-950**
опору окисленню	600	800-950***
$\delta$ , %		
При кімнатній температурі	10...25	1...4
При високій температурі	висока	10...60

Примітки:\* - бімодальна структура;

\*\* - повністю пластинчаста структура;

\*\*\* - із захисним покриттям.

#### 1.4 Порівняльні властивості сплаву ВТ25У та $\gamma$ (TiAl)-сплавів

Для розуміння та оцінки перспективності використання  $\gamma$  (TiAl)-сплавів нижче представлені порівняльні дані щодо короточасних та довготривалих властивостей сплаву ВТ25У та  $\gamma$ -сплавів при кімнатній та підвищеній температурах (таблиці 1.6-1.8). Дані згруповані за видами напівфабрикатів та типом мікроструктури.

Аналіз таблиці 1.6 показав, що за характеристиками міцності при кімнатній температурі  $\gamma$ (TiAl)-сплави як за абсолютними значеннями, так і за питомими характеристикам не перевершують жароміцний титановий сплав ВТ25У, а за характеристиками пластичності суттєво поступаються останньому.

Таблиця 1.6 – Механічні властивості сплаву VT25У і  $\gamma$  (TiAl)-сплавів при кімнатній температурі [32, 64, 65]

Сплав	Напівфабрикат, тип мікроструктури	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>
VT25У	Прутки, 18-20мм	1050...1250	10...15	20...30	30...60
	Прутки, глобулярна структура	1127	17	44	50
	Пластинчаста структура	1078	5	16	20
$\gamma$ (TiAl)	Злиток, литий, пластинчаста структура	350...400	0,5	-	-
	Злиток, деформація 1000°C, рекристалізована структура	580	0,8	-	-
	Злиток, пресування, бімодальна структура	550	1,5	-	-

Згідно з даними, наведеними на рисунку 1.7, короткочасна міцність для литих  $\gamma$ -сплавів збільшується зі зростанням температури (~750 °C), а потім знижується. Це обумовлено наявністю пластинчастої структури литого металу. При цьому відмічається [23], що при наявності рекристалізованої структури, отриманої при гарячій деформації злитка, короткочасна міцність безперервно знижується з підвищенням температури.

При температурі до 700 °C пластичність  $\gamma$ (TiAl)-сплавів дуже мала, що обумовлено особливостями дислокаційної будови; вище температури 700 °C пластичність різко зростає внаслідок зняття блокування дислокацій та підвищення їх рухливості [64].

При температурі 450...500 °C сплав VT25У має кращий комплекс властивостей у порівнянні з  $\gamma$ (TiAl)-сплавом (таблиця 1.7), однак при температурі вище 550 °C сплави на основі інтерметаліду TiAl мають незаперечну перевагу.

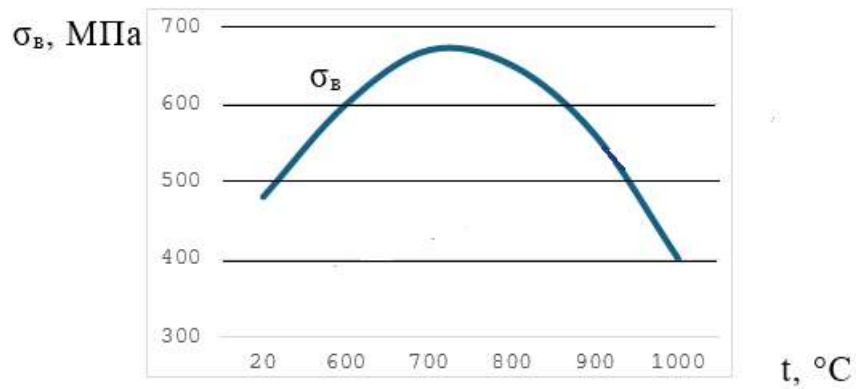


Рисунок 1.7 – Границя міцності при короточасному розтягуванні γ-сплавів (злиток) [23]

Таблиця 1.7 – Короточасна міцність при підвищених температурах сплаву VT25У [12]

Властивості	Температура випробування, °C	Вид напівфабрикату		
		Катані прутки	Штамповки дисків	
			Відпалений стан	Термозміцнений стан
Границя міцності σ <sub>в</sub> , кгс/мм <sup>2</sup>	450	88	88	100
	500	85	85	95
	550	78	80	90
Відносне подовження, δ, %	450	20	10	8
	500	20	11	9
	550	21	14	10
Відносне звуження, ψ, %	450	52	25	16
	500	60	27	22
	550	59	30	30

За рівнем довготривалої міцності сплав VT25У значно поступається сплавам на основі алюмініду титану (таблиця 1.8): максимальні значення жароміцності серійного сплаву досягаються при температурі 500°C з лавиноподібним зниженням значень по мірі збільшення температури випробувань, що пов'язано з деградацією структури матеріалу [3] та зміною

механізму окислення титану [11]. Водночас максимальні значення жароміцності  $\gamma$ -сплавів досягаються при температурі 550...750 °С, яка відповідає робочій температурі матеріалу даної групи. Однак, слід зазначити, що на тривалу міцність  $\gamma$ (TiAl)-сплавів суттєвий вплив має тип структури. При температурі 700 °С 100-годинна тривала міцність найбільша при пластинчастій, середня – при бімодальній і найнижча – при рівноважній рекристалізованій структурі.

Таблиця 1.8 – Тривала міцність VT25У і  $\gamma$  (TiAl)-сплавів [32, 66, 67]

Сплав	Напівфабрикат, тип структури	t, °С	Тривала міцність
			$\sigma_{100}$
VT25У	Диски	400	$\geq 862$
		450	$\geq 840$
		500	$\geq 686$
		550	$\geq 450$
	Прутки	450	850
		500	700...750
550		440	
$\gamma$ (TiAl)	Пластинчаста	700	480
	Рекристалізована		310
	Бімодальна		380

Таким чином, за рівнем механічних характеристик при кімнатній температурі  $\gamma$ -сплави поступаються серійним жароміцним титановим сплавам, однак при температурі вище 550 °С сплави на основі інтерметаліду TiAl мають незаперечну перевагу, що підтверджує їх перспективність у якості матеріалу для деталей двигунів нових поколінь.

1.5 Забезпечення механічних і службових властивостей шляхом легування.

Дослідження показали, що рівень механічних властивостей нелегованого інтерметаліду досить низький. Для успішного використання  $\gamma$ -сплавів та їх впровадження в сучасні авіаційні двигуни необхідно підвищити їх технологічну та конструкційну пластичність з одночасним забезпеченням високих характеристик міцності та жароміцності. Для виконання цього завдання є декілька шляхів, таких як подрібнення структури, формування оптимальної морфології мікроструктури, фіксація оптимального фазового складу, легування та модифікування.

#### 1.5.1 Легування

Легування проводиться для підвищення усього комплексу експлуатаційних характеристик за рахунок твердорозчинного зміцнення. Підвищення пластичності при макролегуванні відбувається за рахунок стабілізації  $\beta$ -фази, що відіграє роль в'язкої матриці. Також відбувається зменшення ковалентної складової зв'язку атомів в інтерметалідній фазі, що обумовлює їх природну крихкість, а також сприяє створенню дислокаційної будови з більш високою рухливістю дислокацій.

Для досягнення оптимального комплексу властивостей  $\gamma$ -сплави легують ніобієм, молібденом, танталом, ванадієм, цирконієм та іншими елементами [4, 68].

Шляхом введення перехідних елементів, таких як ніобій, молібден, тантал, вольфрам, марганець, ванадій та хром, і легких елементів, таких як бор, вуглець та кремній, сплави  $\gamma$ -TiAl можуть досягти задовільних мікроструктурної стабільності і механічних властивостей при температурі їх експлуатації. Для підвищення пластичності  $\gamma$ -сплавів необхідно послабити ковалентний зв'язок між титаном та алюмінієм шляхом легування елементами з більшим атомним радіусом або з більшим числом валентних електронів [25]. До таких елементів відносять цирконій, гафній, ніобій, молібден, ванадій.

В  $\gamma$ -сплави ніобій вводять для ефективного підвищення жароміцності та жаростійкості. Ніобій, який є  $\beta$ -стабілізатором, розширює область існування  $\beta$ -фази і знижує температуру трансуса  $\alpha$ -фази. Це позитивно впливає на технологічність  $\gamma$ -сплавів при обробці тиском. Вміст ніобію в інтервалі 1,2...6,0 % мас. зберігає баланс між абсолютними та питомими характеристиками короткочасної та тривалої міцності. При вмісті ніобію від 5 до 9,0 % мас. підвищуються характеристики жароміцності та жаростійкості [23].

Молибден відноситься до ізоморфних  $\beta$ -стабілізаторів, підвищує характеристики жароміцності – границю довготривалої міцності і опір повзучості.

Тантал також є  $\beta$ -стабілізатором, має той же ефект, що і молибден. Крім того, підвищує стабільність структури. Однак, щільність танталу вище за молибден, а ефективність  $\beta$ -стабілізації нижча, тому його вміст обмежується 5 % ат.

Ванадій стабілізує  $\beta$ -фазу, тобто розширює температурно-концентраційну область існування  $\beta$ -фази. Має рівноцінний ефект стабілізації при меншій щільності майже в 2 рази у порівнянні з ніобієм та молибденом, тому є альтернативою ніобію та молибдену для підвищення рівня питомих властивостей завдяки зниженню щільності. Ванадій, а також хром, вводиться для підвищення пластичності сплавів при кімнатній температурі. Введення ванадію та хрому на рівні до 3,5 % мас. дозволяє досягти пластичності в 1,0...1,4 % при 20 °С. Встановлено [69], що заміна ванадію на марганець призводить до зниження пластичності і питомої міцності.

Стабілізуючи більшу кількість  $\beta$ -фази, ванадій, на відміну від марганцю, забезпечує задовільний рівень пластичних характеристик при більш низькій щільності  $\gamma$ -сплавів.

Цирконій, виступаючи по відношенню до титану та інтерметалідних сплавів нейтральним зміцнювачем, забезпечує твердорозчинне зміцнення

головних фаз і підвищує опір повзучості без значного впливу на пластичність і границю текучості [70].

Введення кремнію націлено на підвищення термостабільності структури за рахунок утворення силіцидів [71].

На рисунку 1.8 підсумовано вплив різних елементів на зсув фазових границь [14, 39, 72, 73-75]. Як показано стрілкою ①, додавання Nb, Mo, Ta, Cr (більше 2 % ат.) та Mn призводить до зниження як температури переходу  $\alpha \rightarrow \alpha + \beta$ , так і температури  $\alpha$ -переходу. Додавання Nb, Mo, Cr у незначній кількості підвищує температуру евтектоїдного перетворення, як показано стрілкою ② [75].

Найбільше підвищення механічних властивостей двофазних  $\gamma$ -сплавів досягається за рахунок зниження вмісту алюмінію до 45...48 % ат. і легування їх до 10 % ат. важкоплавкими елементами.

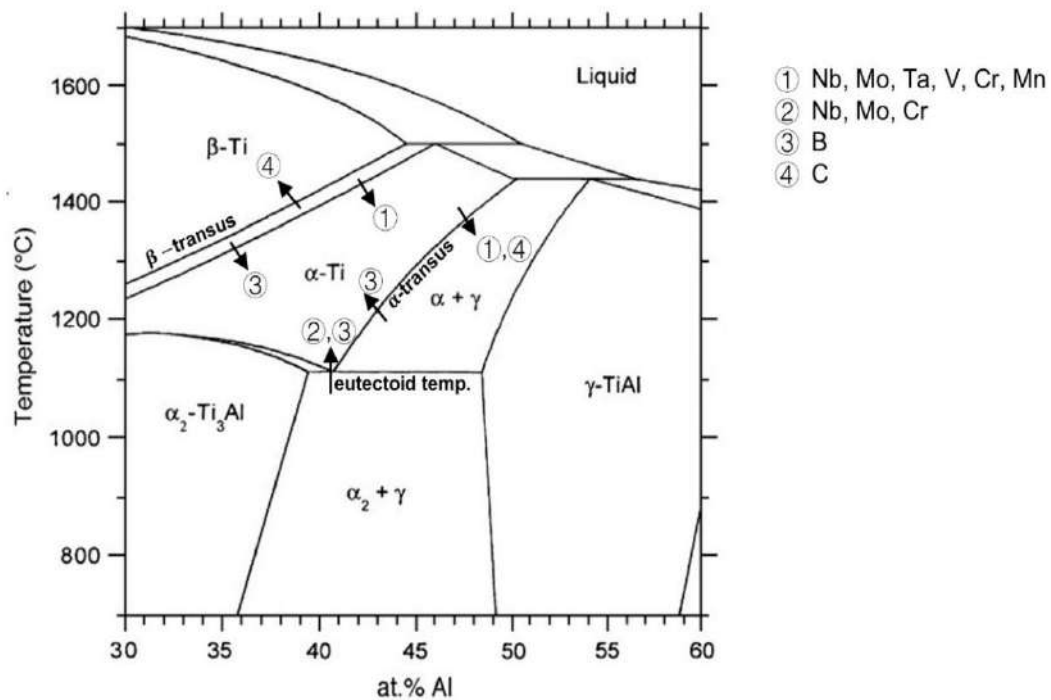


Рисунок 1.8 – Середній переріз бінарної фазової діаграми Ti-Al. Стрілки показують напрямок, в якому границі фаз зміщуються при додаванні різних елементів [8]

### 1.5.2 Модифікування

Одним із раціональних та практично доцільних способів подрібнення зерна литої структури  $\gamma$ -сплавів є модифікування [77, 78], що дає змогу зменшити розміри зерен та морфологію фаз, рафінувати границі від домішок та у сукупності допомагає досягти підвищення міцності та пластичності сплаву.

Необхідно відзначити подвійну роль модифікуючих елементів. З одного боку, ці елементи допомагають зменшити зернограничну крихкість, що обумовлена підвищеним вмістом домішок на границях зерен за рахунок утворення тугоплавких сполук. Такі сполуки сприяють рафінуванню міжфазних границь і протіканню деформаційних процесів в елементарних об'ємах та виступають у ролі додаткових центрів кристалізації, що призводить до подрібнення зерна і сприяє підвищенню конструкційної і технологічної пластичності сплавів.

З іншого боку, модифікуючі елементи є горофільними, тобто поверхнево-активними елементами, що розташовуються на границях розділу фаз, затримують розвиток на них дифузійних процесів і пригнічують процеси утворення і росту структурних складових, в тому числі при високотемпературних витримках в процесі деформаційної та термічної обробки. Таким чином, модифікуючі елементи позитивно впливають на пластичність та структурну стабільність сплавів [79].

У якості модифікуючих елементів титанових сплавів досить часто використовуються рідкісноземельні елементи (РЗЕ), що є сильними розкислювачами титанових сплавів, оскільки здатність до реакцій з киснем у РЗЕ у два рази вища, ніж у титана.

Дослідження впливу модифікуючих елементів [71] при введенні в чистий титан в різних концентраціях показало, що при вмісті до 0,2 % (ваг) ефективність подрібнення литого зерна дослідними елементами майже рівнозначна (рисунок 1.9).

При збільшенні вмісту гадолінію Ga, ітрію Y, церію Ce, паладію Pd більше 0,2% спостерігається значне подрібнення структури, ніодім Nd впливає

на розмір зерна менше. Самарій Sm і диспрозій Dy майже не змінюють вихідну литу структуру титану при будь-якій концентрації.

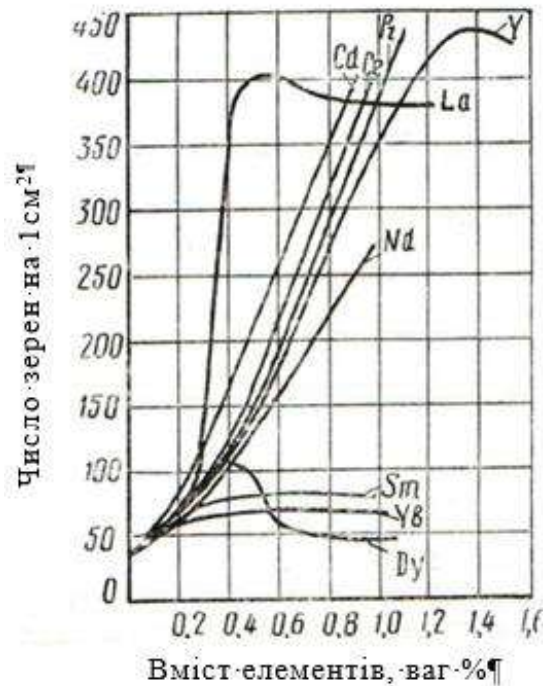


Рисунок 1.9 – Вплив концентрації РЗЕ на величину зерна литого титану [76]

Модифікування ефективно використовують для поліпшення комплексу експлуатаційних характеристик традиційних конструкційних і жароміцних сплавів.

У роботі [80] зазначається, що при введенні в псевдо- $\beta$ -сплав BT15 0,02 % мас. Gd і 0,1 % мас. Dy відносно подовження листів у відпаленому стані збільшується з 12 % до 22 %, а при введенні 0,02...0,10 % мас. Y можна досягти збільшення пластичності майже вдвічі.

У [81] відзначається, що псевдо- $\alpha$ -сплав BT38, який містить у своєму складі 0,05...0,20 % мас. Gd, при температурах 500 і 600 °C за своїми механічними характеристиками на 40...50 % переважає листовий жароміцний псевдо- $\alpha$ -сплав BT20, а також володіє більшою технологічністю, яка дозволяє виготовляти листи товщиною 0,8 мм замість 3 мм.

Введення Ga у сплав VT38 підвищує його жаростійкість, загальмовуючи процеси окислення матриці за рахунок утворення оксидів [82].

Додаткове легування псевдо- $\alpha$ -титанового сплаву VT18Y ітрієм сприяє гальмуванню росту  $\beta$ -зерен при високотемпературних витримках [83], що пов'язано з поверхнево-активною здатністю ітрію, який збагачує  $\beta$ -границі.

Введення Sc у кількості 0,3...0,5 % мас. в  $\alpha+\beta$ -сплав Ti-6Al-4V призводить до підвищення опору деформації при випробуваннях на стиснення при 850 °C в ( $\alpha+\beta$ )-області за рахунок блокування руху дислокацій частинками оксидів Sc<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [84].

Введення в сплав системи Ti-29Nb-13Ta-4,6Zr [85, 86] до 0,1 % мас. Y і 0,05 % мас. Ce сприяє підвищенню опору повзучості за рахунок зміцнення оксидами Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> і Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Збільшення вмісту Y вище 0,2 % мас., навпаки, сприяє зниженню характеристик.

Окрім ітрію для модифікування титанових сплавів широко використовується бор, що за даними роботи [20] забезпечує зменшення розміру зерна литих сплавів у декілька разів. Позитивний вплив бору на розмір зерна литої структури відзначається у дослідженнях [87-90] за рахунок утворення в процесі лиття дрібних частинок монобориду титану TiB.

Для підвищення технологічності зварних з'єднань титанових сплавів досить часто використовують модифікування ренієм [91], однак головною перешкодою для його активного використання у якості модифікатора є висока вартість та дефіцитність [92].

Модифікування  $\gamma$ -сплавів спрямоване, в першу чергу, на поліпшення морфології структури.

Підвищення деформівності  $\gamma$ -сплаву Ti-45Al-5Nb-0,3Y обумовлено формуванням більш дрібних пластинчастих колоній у структурі за рахунок мікролегування ітрієм [93]. Подібні результати були отримані при додаванні 0,3 % ат. Y в  $\gamma$ -сплав Ti-43Al-9V [94], що призвело до подрібнення первинного  $\beta$ -зерна, зменшення товщини  $\alpha_2/\gamma$ -ламелей і сприяло зниженню опору деформації і підвищенню характеристик міцності і пластичності сплаву.

Автори роботи [95] досліджували вплив легування від 0,1 до 1,0 % ат. Y на поведінку  $\gamma$ -сплавів Ti-45Al-8Nb при тривалому ізотермічному та циклічному окисненні при 900 °C. При вмісті Y до 0,3 % ат. поліпшувалась стійкість до окислення обох типів. Підвищення вмісту Y більше 0,3 % ат., навпаки, призводило до різкого падіння жаростійкості.

Введення Ga у кількості 0,15 % ат. в  $\gamma$ -сплавів Ti-44Al, Ti-46,5Al-2,5V-1Cr-0,3Ni, а також 0,05 % ат. Ce у сплав Ti-44Al призводить до поліпшення структури за рахунок подрібнення первинних зерен, зменшення розміру  $\alpha_2/\gamma/\beta$ -колоній і товщини  $\alpha_2/\gamma$ -ламель [94-99].

У 2015 році китайськими науковцями запатентований інтерметалідний орто-сплав Ti-(22-23)Al-(22-24)Nb-(2-4)V-(0-0,3)Y-(0-0,3)Si (% ат.) з пластичністю при кімнатній температурі на рівні 8...10 % [100].

Таким чином, з метою підвищення характеристик міцності та пластичності сплавів на основі  $\gamma$ -алюмінідів титану доцільно використовувати макролегування такими елементами, як Nb, Mo, Ta, V, Zr у різних концентраційних комбінаціях. Одним із шляхів подрібнення зерна литої структури, що сприяє підвищенню конструкційної і технологічної пластичності сплавів, вважається модифікування, зокрема, такими елементами як Y, Re, B.

## 1.6 Вплив режимів термічної обробки на структуру і властивості алюмініду титану.

Метою термічної обробки сплавів на основі алюмінідів титану є отримання структури, що визначає необхідний рівень механічних властивостей.

### 1.6.1 Структура $\gamma$ -сплавів

В сплавах на основі  $\gamma$ -алюмінідів формуються наступні типи структур [101]: повністю пластинчаста (fully lamellar); дуплексні або бімодальні (duplex); майже повністю пластинчаста (nearlamellar); майже  $\gamma$ -структура (neargamma); (рисунок 1.10).

Мікроструктура повністю пластинчаста (рисунок 1.10 а) складається з  $\gamma$ -TiAl та рейок  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al пластинчастої морфології [102].

Ця структура може бути отримана шляхом нагрівання сплаву до однофазної  $\alpha$ -області вище температури  $\alpha$ -переходу  $T_\alpha$  і наступного охолодження зі швидкістю, коли з  $\alpha$ -фази не виділяється  $\gamma$ -фаза, і вся переохолоджена  $\alpha$ -фаза перетворюється за евтектоїдною реакцією при  $T_e$ . Зазвичай така структура характеризується крупними колоніями в сотні мікрон [103]. Однак, розмір колоній можна зменшити до десятків мікрон, додавши такі елементи, як, наприклад, бор [104].

Коли сплав нагрівається в двофазну область  $(\alpha+\gamma)$ , а потім охолоджується, то  $\alpha$ -фаза перетворюється за евтектоїдною реакцією, і утворюється дулексна мікроструктура (рисунок 1.10 б), яка складається з пластинчастих колоній і рівноважних  $\gamma$ -зерен [106, 107].

Типова дулексна мікроструктура зазвичай складається з 50 %  $\gamma$ -зерен і 50 %  $\gamma/\alpha_2$  пластинчастих колоній [108]. Типові розміри зерен і колоній суміші складають десятки мікрон [103, 109].

Коли сплав нагрівають при температурах вище, ніж при отриманні дулексної мікроструктури (див. рисунок 1.10),  $\alpha$ -зерна стають крупнішими, і з'являється майже пластинчаста мікроструктура (рисунок 1.10 в) з  $\gamma$ -рівноважним зернами. Розмір рівноважних  $\gamma$ -зерен знаходиться у діапазоні декількох сотень мікрон [103].

Крім того, мікроструктури майже пластинчасті отримують шляхом нагрівання сплаву до відносно низької температури, близької до температури евтектоїду  $T_e$  (див. рисунок 1.10), а потім його охолодження. Це пов'язано з тим, що нижче температури, при якій утворюються дулексні структури, переважає укрупнення  $\gamma$ -зерен. Середній розмір зерен цієї мікроструктури зазвичай складає десятки мікрон [103].

Майже  $\gamma$ -структура (рисунок 1.10 г) формується при нагріванні до температур вище  $T_e$ . При цій температурі виділяється максимально можлива кількість  $\gamma$ -фази. При подальшому охолодженні залишкова  $\alpha$ -фаза перетворюється за евтектоїдною реакцією.

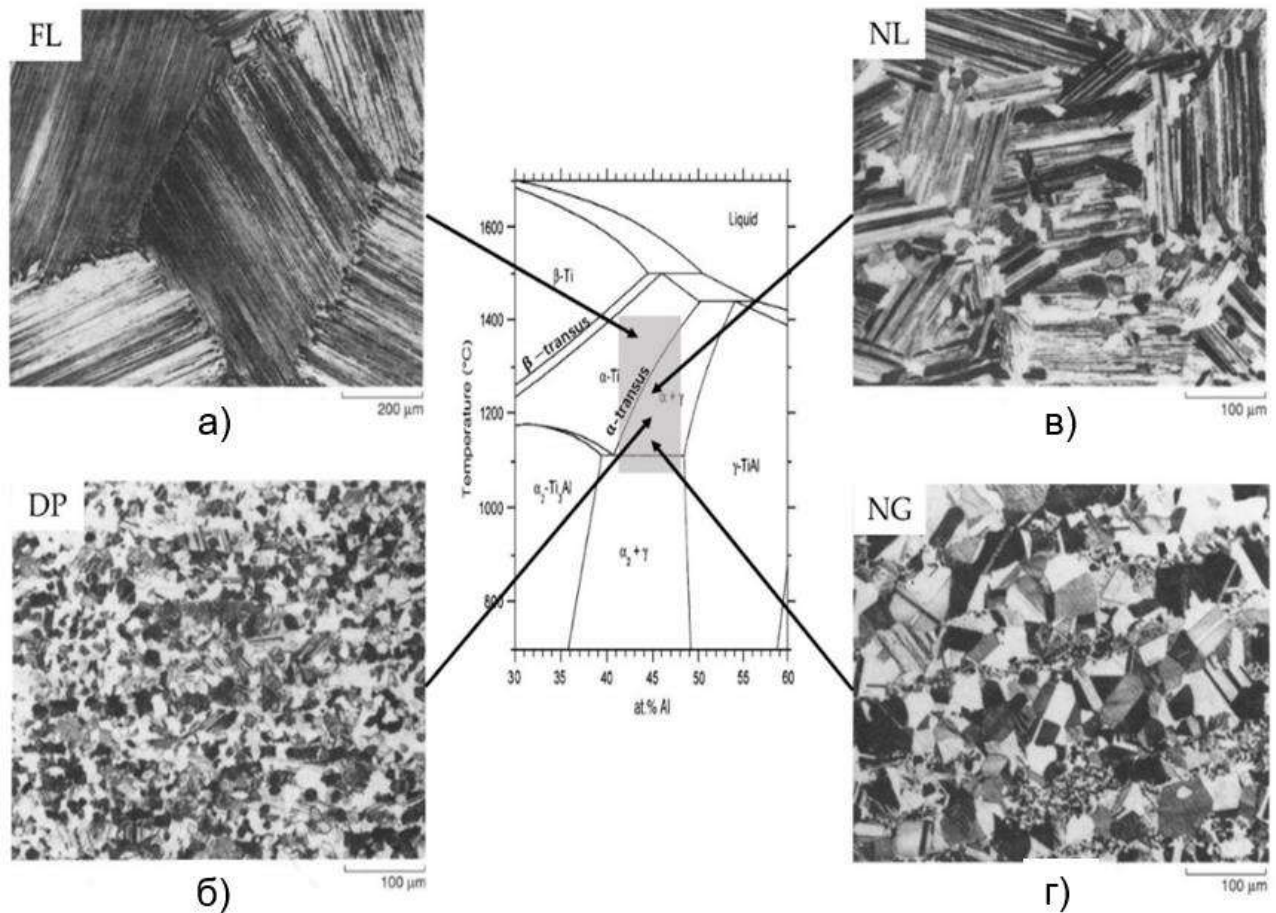


Рисунок 1.10 – Середній перетин бінарної фазової діаграми Ti-Al і чотири типи мікроструктури сплавів TiAl після термомеханічної обробки в  $\alpha$ -та  $(\alpha+\gamma)$ -фазовій області. Мікроструктура: а – повністю пластинчаста (fully lamellar), б – дулексна (duplex), в – майже повністю пластинчаста (nearlamellar), г – майже  $\gamma$ -структура (neargamma). Термічна обробка: вище  $\alpha$ -переходу  $T_{\alpha}$  → повністю пластинчаста мікроструктура (а); між температурою евтектоїду  $T_e$  і температурою  $\alpha$ -переходу → дулексна мікроструктура (б); трохи нижче  $T_{\alpha}$  → майже повністю пластинчаста (в); близька до температури евтектоїду  $T_e$  → майже  $\gamma$ -структура (г) [101, 105].

### 1.6.2 Термічна обробка $\gamma$ -сплавів

Термічна обробка сплавів на основі  $\gamma$ -сплавів використовується для корегування мікроструктури, оптимізації механічних властивостей, усунення залишкових сегрегацій, регулювання фазового складу та гомогенізації

структури [110]. Слід зазначити, що термічна обробка цих сплавів проводиться при температурах, вищих за робочі.

Сплави на основі алюмінідів титану піддають різним видам термічної обробки, серед яких відпали різного виду, гартування, старіння. Зазначається [111], що за допомогою термічної обробки подрібнюється зерно, підвищується однорідність первинних структур, полегшуються наступні технологічні процеси.

Загальна схема двохетапної термічної обробки, яка застосовується для  $\gamma$ -сплавів і використовується для оптимізації мікроструктури та балансування механічних властивостей, наведена на рисунку 1.11 [110, 112-115]. Термічною обробкою на першому етапі регулюється фракція фази і розмір  $\alpha$ -зерен, що визначає кінцевий розмір ламельних колоній, на другому етапі – формується відстань між пластинами.

Зазвичай потрібно уникати термічної обробки в однофазній області внаслідок сильного укрупнення зерна. Однак технологічно адаптований сплав TNM+ може досягати повністю пластичної структури шляхом проведення термообробки на першому етапі в межах однофазної  $\alpha$ -області внаслідок присутності силіцидів і боридів [115].

При подальшому підвищенні температури термообробки в області  $(\alpha+\beta)$ -фази  $\gamma$ -зерна зникають разом з майже пластинчатою  $\beta$ -структурою. Коли сплави нагріваються в  $(\alpha+\gamma+(\beta))$ -, окремих  $\alpha$ - та  $(\alpha+\beta)$ -областях, розмір зерна пересиченої  $\alpha$ -фази буде збільшуватися, що призведе до збільшення розміру колоній у кінцевій мікроструктурі [108]. Висока швидкість дифузії при високій температурі гомогенізує кінцеву мікроструктуру і зменшує сегрегації. В усіх фазових областях вибір швидкості охолодження після першої обробки має вирішальне значення, що може контролювати ріст  $\gamma$ -ламелей. Висока швидкість охолодження може перешкоджати утворенню ламельної структури, і тоді пересичені  $\alpha$ -зерна зберігаються [116].

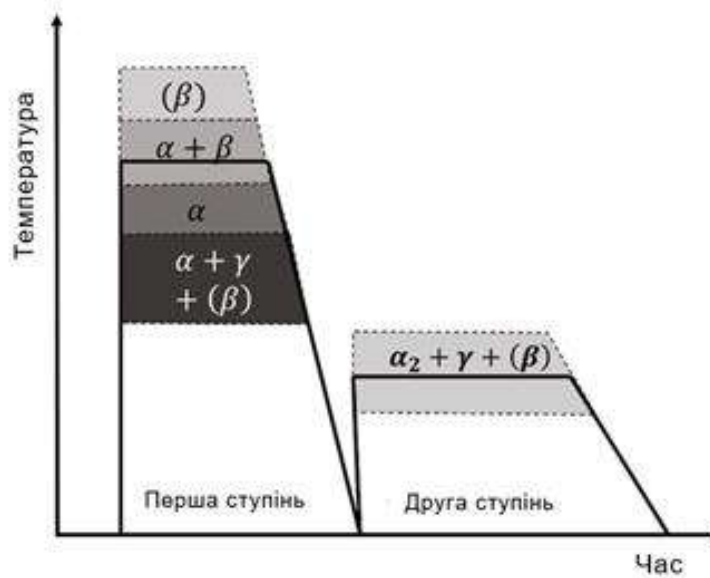


Рисунок 1.11 – Схематичне зображення області загальних фаз першого і другого етапів термообробки. Термічна обробка на першому етапі може проводитися в області  $\beta$ -,  $\alpha + \beta$ -,  $\alpha$ - або  $\alpha + \gamma + (\beta)$ -фаз, а термообробка на другому етапі зазвичай проводиться в області  $\alpha_2 + \gamma + (\beta)$ -фаз. Наявність  $\beta$ -фази у дужках залежить від фактичного складу матеріалу. Наприклад, фазові діаграми сплавів TNM і сплавів TNB мають  $\alpha + \gamma + (\beta)$  три фази співіснування.

Нерівноважний стан можна регулювати другою сходинкою термічної обробки. Другу стадію термічної обробки зазвичай проводять в фазовій області ( $\alpha_2 + \gamma + (\beta)$ ), охолодження проводять з піччю. В залежності від умов твердіння під час термообробки утворюються тонкі  $\gamma$ -пластинки. Однак слід уникати переривчастого охолодження, оскільки це знижує опір повзучості і границю текучості [83, 84].

В останнє десятиліття були досліджені альтернативні процеси термообробки, наприклад, одностадійна термообробка, яка може поліпшити структуру ламельних колоній [117-119].

### 1.6.3 Взаємозв'язок механічних властивостей з типом та параметром структури

Структура литих сплавів на основі алюмініду TiAl характеризується дендритною ліквідацією, що призводить до її неоднорідності [120]. Структура литого металу залежить від швидкості охолодження, з підвищенням якої

відстань між пластинами зменшується. При порівняно повільному охолодженні формується пластинчаста структура з односпрямованими в межах одного зерна пластинами  $\alpha_2$  та  $\gamma$ -фаз; при пришвидшеному охолодженні формується пір'єподібна відманштетова структура пластинчастого типу; при досить різкому охолодженні спостерігається лише масивна  $\gamma$ -фаза.

$\gamma$ -сплави з пластинчастою структурою мають меншу міцність і пластичність у порівнянні зі сплавами з іншими типами структур. Сплави з бімодальною структурою володіють більшою пластичністю, що пов'язано з меншим розміром зерна у порівнянні зі сплавами з пластинчастою структурою.

Увагу дослідників привертають  $\gamma$ -сплави з дрібнозернистою пластинчастою структурою RFL (refined full lamellar). Така особливість структури досягається шляхом підвищення швидкості охолодження разом із термомеханічною обробкою при температурі дещо вище  $T_\alpha$ . Завдяки зменшенню товщини  $\alpha_2$  та  $\gamma$ -пластин значно підвищуються характеристики міцності [121].

Найменша пластичність характерна для грубих зернистих і пластинчастих структур. До температури 600 °C сплави з дрібнозернистою пластинчастою і бімодальною структурою мають майже однаковий опір втомі [120]. При температурі 800 °C та вище опір втомі у сплавів з дрібнозернистою пластинчастою структурою значно вищий, ніж для сплавів з бімодальною структурою. Швидкість розповсюдження втомних тріщин при кімнатній і підвищених температурах у сплавах з пластинчастою та дрібнозернистою пластинчастою структурою значно менший, ніж з бімодальною.

Найбільшу в'язкість руйнування мають сплави з повністю пластинчастою структурою, трохи меншою – з бімодальною, найменшою – з зернистою [122].

Зі збільшенням розміру зерна в'язкість руйнування зростає. Відзначається [23], що в сплавах з пластинчастою структурою розмір зерна більший, що обумовлює більшу в'язкість руйнування. При цьому при однаковій величині зерна в'язкість руйнування сплавів з пластинчастою структурою все

одно більша, ніж при інших типах структур. Це, ймовірно, свідчить про те, що на в'язкість руйнування впливає внутрішньозеренна будова. Зазначається також [23], що в бімодальних структурах в'язкість руйнування зростає з підвищенням частки пластинчастої складової.

Довготривала міцність алюмініду  $\gamma$ -TiAl при пластинчастій будові значно вища, ніж при зернистій та бімодальній.

Сплави з пластинчастою структурою володіють значно більшим опором повзучості у порівнянні зі сплавами з бімодальною структурою [123-125].

Більш високий опір повзучості  $\gamma$ -сплавів з пластинчастою будовою обумовлено зубчастими границями між зернами, меншими міжпластинчастими відстанями і властивостями внутрішньозеренної будови, що порівнюється автором [125] з властивостями композиційних матеріалів, при цьому пластини  $\alpha_2$ -фази розглядаються як армуюча складова.

Сплави з дрібнозернистою та бімодальною структурами мають переваги за рівнем пластичності і опору втомі. Сплави з пластинчастою структурою відрізняються більш високими значеннями характеристик жароміцності, в'язкості руйнування, опору розповсюдження втомних тріщин.

За даними [121] найкращою вважається дрібнозерниста пластинчаста структура, яка забезпечує найбільш високий комплекс механічних властивостей.

#### 1.6.4 Температура поліморфного перетворення та методи її визначення

Для розробки та оптимізації термодформаційних режимів обробки титанових сплавів, в тому числі на основі алюмінідів, необхідно знати їх температуру переходу в однофазну  $\beta$ -область, тобто температуру поліморфного перетворення ( $T_{пп}$ ). Температура повного поліморфного перетворення ( $T_{пп}$ ) – це температура, вище якої в структурі сплаву відсутня  $\alpha$ -фаза, і сплав складається зі стабільного  $\beta$ -твердого розчину. Режимми термомеханічної обробки, а саме, температури нагрівання і деформаційних обробок, промислових марок сплавів на основі титану мають вигляд

$$T_n = (T_{пп} \pm N) \text{ } ^\circ\text{C, де} \quad (1.1)$$

$T_n$  – температура нагрівання/деформації конкретної марки сплаву;

$T_{пп}$  – температура поліморфного перетворення плавки, що змінюється в межах марки сплаву в деякому діапазоні;

$N$  – зміщення відносно  $T_{пп}$ .  $N$  не залежить від хімічного складу плавки і в межах марки сплаву є постійною.

Таким чином, для вибору конкретних температур нагрівання/деформації сплаву необхідна інформація про  $T_{пп}$  плавки, що використовується. Крім того, в більшості випадків перегрівання сплаву вище  $T_{пп}$  на заключних етапах обробки недопустимо, так як це призводить до значного зростання вихідного  $\beta$ -зерна і погіршення механічних властивостей напівфабрикату.

Існує багато методів визначення  $T_{пп}$ , серед яких слід відзначити [126-133]: металографічний; розрахунковий; пробних гартувань; дилатометричний; диференційної скануючої калориметрії (ДСК); шляхом фіксації температури (що відповідає  $T_{пп}$ ) вільного прогину жорстко закріпленого дослідного зразка при безперервному нагріванні електроконтактним методом; акустичної емісії.

Найбільш розповсюдженим методом визначення  $T_{пп}$  вважається метод пробних гартувань: його найчастіше застосовують на промислових підприємствах, він не потребує складного та високовартого устаткування, є досить простим і точним. Цей спосіб є єдиним для дослідних титанових сплавів, діапазон температур для яких невідомий.

Підсумовуючи, можна сказати, що основними задачами термообробки  $\gamma$ -сплавів є корегування та гомогенізація структури, оптимізація механічних властивостей. В залежності від температури та швидкості охолодження при термообробці, мікроструктура сплавів на основі  $\gamma$ -алюмінідів характеризується чотирма типами структур, які відрізняються певним комплексом властивостей при кімнатній та підвищених температурах. Найкращою вважається дрібнозерниста пластинчаста структура, яка забезпечує найбільш високий комплекс механічних властивостей. Важливим параметром для запобігання перегрівання при термообробці та подальших формоутворюючих технологіях є температура поліморфного перетворення, що визначається багатьма різними

методами. Для дослідних сплавів єдиним методом визначення Тпп є метод пробних гартувань.

### 1.7 Методи отримання алюмінідів титану та деталей з них.

Металургія  $\gamma$ -сплавів включає як традиційні технології виплавки зливків, лиття відливом, термомеханічної обробки, так і різні прогресивні та інноваційні технології та підходи: різні види гарячої екструзії в оболонці, порошкові та гранульні методи, адитивне виробництво [10, 134, 135].

Основним процесом виробництва  $\gamma$ -сплавів є лиття. Технологія лиття уявляє собою найбільш економічний виробничий процес, який використовується для виробництва виробів складної форми з  $\gamma$ -сплавів. До основних методів плавки титанових сплавів на основі інтерметалідів слід віднести: вакуумно-дугову, вакуумно-індукційну [148], електрошлакову [140-145], плазмово-дугову [146, 147], електронно-променевою та інші.

Головною задачею при виплавці зливків є отримання їх хімічно та структурно однорідними. В роботі [136] відмічається, що хімічна ліквіація в  $\gamma$ -сплавах настільки велика, що неоднорідність може спостерігатися навіть на мікроструктурному рівні.

Ступінь хімічної неоднорідності залежить від вмісту домішок. Найменша кількість домішок досягається при використанні найбільш прогресивних напрямків металургійного виробництва, а саме, вакуумних процесів, що дозволяє більш глибоко очищувати метал та отримувати матеріал з якіснішими властивостями.

Вакуумно-дугова плавка (ВДП) з витратним електродом в мідний кристалізатор – метод, що найбільш широко використовується при плавці титану та його сплавів [137-139].

Для виплавки зливків першого переплаву використовується витратний електрод, який виготовляється за допомогою сухого пресування шихтової суміші в єдиний компакт. Для наступних переплавів електродом слугує зливоч

попереднього переплаву. В більшості випадків для досягнення якісного зливка за хімічною та структурною однорідністю використовується три переплави.

Поряд з вакуумно-дуговою плавкою активний розвиток в Україні набуває електронно-променева плавка ЕПП [149-154].

ЕПП є найбільш ефективним способом вакуумної металургії [151]. При ЕПП є можливість регулювання швидкості плавлення зливка в широких межах завдяки незалежному джерелу струму, що, в свою чергу, дозволяє регулювати тривалість перебування металу в рідкому перегрітому стані. ЕПП є найбільш ефективною технологією, що дозволяє майже повністю забезпечити видалення включень високої та низької щільності [154-156].

При виплавці складнолегованих зливок виникає проблема забезпечення заданого хімічного складу металу. Це пов'язано з тим, що при ЕПП легуючі елементи з пружністю парів, що перевищують пружність пари титану, випаровуються більш інтенсивно. До таких елементів відносяться алюміній, хром тощо. Для рівномірного розподілення тугоплавких легуючих компонентів їх можна вводити у складі лігатур, використовувати тугоплавкі компоненти у вигляді тонкої стружки або обрізі.

До прогресивних методів отримання деталей з алюмінідів титану відноситься порошкова металургія (ПМ). Внаслідок додаткового ущільнення ПМ забезпечує однорідний і щільний матеріал з дрібнозеренною мікроструктурою без сегрегацій [157]. Частинки порошку (сировина) отримуються за допомогою процесів розпилення, включаючи розпилення аргону, гелію та центробіжного розпилення з високою швидкістю охолодження.

Аддитивне виробництво (АВ) – це альтернативний процес виробництва компонентів складної форми з алюмінідів, серед яких плавлення електронним променем показує найбільший потенціал для використання в промисловості  $\gamma$ -TiAl внаслідок його високого технічного рівня [158, 159, 161]. Відоме використання сплавів алюмінідів титану 4822TiAl та Ti-(46-48)Al-2Cr-8Nb для адитивного виробництва [160].

Однак широке використання АВ все ще обмежене високою вартістю вихідної сировини, нестабільністю механічних властивостей і складністю виробництва великогабаритних компонентів [158].

Таким чином, найбільш розповсюдженим способом отримання якісних зливків з алюмінідів титану є їх отримання шляхом багаторазового вакуумно-дугового переплаву. Активний розвиток набуває електронно-променева плавка алюмінідів, вдосконалення технології якої дозволяє отримати рівномірний розподіл хімічних елементів за довжиною та поперечним перерізом зливків.

### 1.8 Висновки за розділом, постановка цілей та задач дослідження

Сплави на основі  $\gamma$ -алюмініду є перспективним класом жароміцних матеріалів для виготовлення деталей сучасних авіаційних двигунів, максимальна робоча температура яких лежить в діапазоні 600...700 °С. Головними перевагами цих сплавів є поєднання низької щільності, високої структурної стабільності, жароміцності.

Однак, як вказувалось вище, у зв'язку з природними особливостями інтерметалідних сполук (впорядкованість структури, сильний ковалентний зв'язок),  $\gamma$ -сплавами притаманна низька пластичність у порівнянні із традиційними титановими сплавами, що утруднює промислове освоєння цих сплавів і підвищує трудомісткість процесу виготовлення напівфабрикатів і кінцевих деталей.

Одним з найбільш ефективних способів підвищення пластичності  $\gamma$ -сплавів з одночасним збереженням високого рівня міцності і жароміцності є модифікування. Для легування інтерметалідних сплавів широко використовують Y, Gd, La, Re, рідше - Sc, Er, Dy. Ці елементи рафінують сплав від шкідливих домішок впровадження, які негативно впливають на технологічність сплаву. Модифікуючі елементи дозволяють поліпшити однорідність макро- і мікроструктури, затримують розвиток дифузійних процесів на границях фаз і пригнічують процеси зростання структурних

складових, у тому числі при високотемпературних витримках в процесі деформації та термічної обробки.

На даний час вплив модифікуючих елементів на структурно-фазовий склад і характеристики  $\gamma$ -сплавів вивчені недостатньо, про що свідчить невелика кількість інформації щодо цього питання у відкритому доступі.

Тому метою роботи є забезпечення механічних та службових властивостей інтерметалідного титанового  $\gamma$ -сплаву за рахунок визначення оптимального хімічного складу та структурно-фазового стану сплаву.

Для досягнення поставленої мети необхідно виконати наступні задачі:

1. Дослідження впливу модифікування при виплавленні інтерметалідних  $\gamma$ -сплавів на процеси структуроутворення і формування комплексу механічних властивості та визначення найбільш оптимального комплексного складу інтерметалідного  $\gamma$ -сплаву.

2. Дослідження впливу структури та фазового складу експериментального сплаву на його службові властивості.

3. Визначення механічних властивостей зразків експериментального сплаву, отриманих за схемою експериментального моделювання серійної технології.

4. Визначення впливу хімічного складу на температуру поліморфного перетворення експериментального  $\gamma$ -сплаву.

5. Дослідження можливості використання експериментального сплаву в якості матеріалу для виготовлення лопаток турбіни з використанням розрахунків та моделювання.

## РОЗДІЛ 2

### МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

Кінцевою задачею роботи є отримання виробу типу лопатка з нового сплаву та виконання порівняльних досліджень з існуючими матеріалами, для чого необхідно визначити комплекс властивостей, їх якісні та кількісні показники. В якості об'єкту досліджень доцільно використати робочу лопатку 2 ступеню вільної турбіни.

Умови роботи лопатки визначають вимоги, що пред'являються до матеріалу виробу, а саме: границя міцності, відносне подовження, температурний коефіцієнт лінійного розширення, забезпечення характеристик жаростійкості та міцності при температурах близько 800 °С.

Оцінка впливу на ці характеристики визначається шляхом проведення досліджень щодо верифікації даних параметрів на дослідних сплавах. В той же час основний вплив на вказані характеристики має структура та фазовий склад. Сплави, що розглядаються, – дослідні, тому потребують відпрацювання дослідних технологічних схем, в основі яких лежить плавка та лиття.

#### 2.1 Отримання зливків

##### 2.1.1 Отримання зливків для відпрацювання хімічного складу

Як показано в літературному огляді (розділ 1), для досягнення поставленої мети необхідно провести комплекс експериментальних робіт на дослідних сплавах. Дослідна частина включає в себе отримання зливків з варіюванням хімічного складу.

Для цього необхідно проведення плавок на спеціалізованому обладнанні. Для відпрацювання хімічного складу доцільно використовувати печі, що не привносять додаткові домішки. Такими печами є печі з мідним кристалізатором. До числа таких печей відноситься лабораторна вакуумно-

дугова піч з мідним водоохолоджувальним кристалізатором (рисунки 2.1, 2.2).  
Її об'єм дозволяє виконувати велику кількість плавок.



Рисунок 2.1 – Загальний вигляд лабораторної вакуумно-дугової печі



Рисунок 2.2 – Мідний кристалізатор лабораторної вакуумно-дугової печі

Плавлення в лабораторній вакуумно-дуговій печі виконувалося в наступній послідовності:

- підготовка печі (очищення, протирання спиртом, перевірка ходу електрода);
- завантаження шихти згідно з вихідним складом;
- герметизація установки;
- включення відкачування атмосфери плавильної камери до тиску 5-6 мбар (30 хв);
- перекриття затвору, що з'єднує вакуумну систему та плавильну камеру;
- подача до плавильної камери інертного газу (аргон) до запланованого тиску (250 мбар);
- подача охолоджувальної води на кристалізатор та камеру печі;
- збудження дуги між електродом та шихтою у кристалізаторі;
- проведення попереднього прогрівання шихти (сила струму 150 А, напруга 25...40 В);
- розплавлення шихти;
- переверот металу у кристалізаторі;
- повторне розплавлення шихти (сила струму 150...300 А, напруга 25...40 В);
- повторення операції двічі;
- розплавлення шихти при збільшеній силі струму до 500 А, напруга 25...40 В;
- охолодження плавки протягом 15...20 хв.;
- увімкнення відсмоктування захисного газу з камери;
- розвакуування установки;
- відкриття плавильної камери та вилучення зливка;
- очищення камери печі та кристалізатора механічною щіткою;
- протирання камери серветкою, змоченою у спирті, під наступну плавку.

### 2.1.2 Отримання великогабаритних зливків базового сплаву

Для отримання великогабаритних зливків базового сплаву діаметром 195 мм для промислового виробництва використана багатоцільова електронно-променева установка УЭ-208 для плавки титану [162], що забезпечує можливість проведення різних технологічних процесів на одній установці (рисунок 2.3).

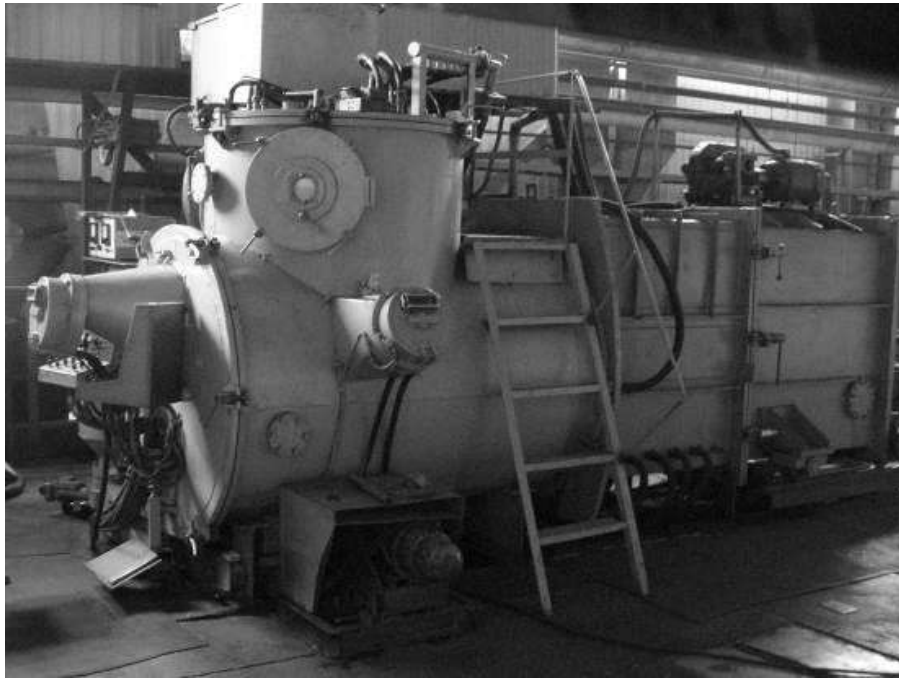


Рисунок 2.3 – Електронно-променева установка УЭ-208

Конструкція електронно-променевої установки і змінна технологічна оснастка дозволяють здійснювати наступні технологічні процеси: переплав металу безпосередньо в круглий або прямокутний кристалізатор; виплавку круглих та плоских зливків з використанням проміжної ємкості; відливку зливків в горизонтальну виливницю, в тому числі біметалевих і багатошарових; переробку шматків відходів металу і стружки, а також виплавку сплавів із різної шихти; виплавку малогабаритних відливок.

Конструктивна схема електронно-променевої установки УЭ-208 представлена на рисунку 2.4. Камера плавки 4 є центральною частиною установки, в якій безпосередньо реалізується процес плавки, і уявляє собою горизонтально розташований циліндр, до верхньої частини якого приєднана

камера електронно-променевого нагрівача (ЕПН) 6 з електронно-променевими пушками 5.

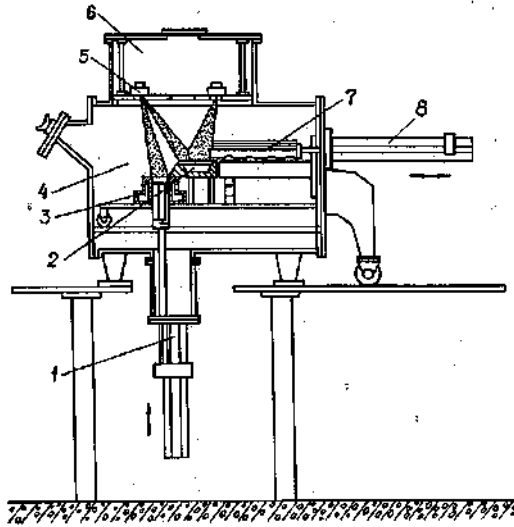


Рисунок 2.4 – Схема електронно-променевої установки УЭ-208:

- 1 – механізм витягування зливку, 2 – проміжна ємкість,  
 3 – кристалізатор, 4 – камера плавки, 5 – електронно-променеві пушки,  
 6 – камера ЕПН, 7 – витратна заготовка, 8 – механізм подання заготовки

Установка має відносно невеликі габаритні розміри, її технічні характеристики наведені в таблиці 2.1.

Камера плавки оснащена, як і всі технологічні камери, рубашкою охолодження. Товщина стінок камери дозволяє повністю виключити проникнення назовні вторинного рентгенівського випромінювання, що викликане гальмуванням електронів об матеріал, що виплавляється.

На боковій стінці камери встановлена оглядова система технолога і роз'єми для вводу термопар і установки ламп-манометрів. Перед оператором на боковій стінці камери знаходяться вакуумно-щільні технологічні двері, на яких розташовані оглядова система, що використовується для нагляду за процесом плавки, і пульт керування. Оглядові системи працюють в стробоскопічному режимі, що дозволяє оператору і технологу спостерігати процес плавки на всіх температурних режимах матеріалів, що переплавляються.

Таблиця 2.1 – Технічні характеристики електронно-променевої установки УЭ-208

Показник	Значення
Встановлена потужність, кВА	600
Потужність ЕПН, кВт	400
Прискорююча напруга, кВ	20
Кількість гармат, шт.	4
Максимальна сила струму гармат, А	5
Найбільші розміри заготовки, м:	
Довжина	1,8
Діаметр	0,3
Найбільші розміри зливків, м:	
Довжина	2,0
Діаметр	0,3
Продуктивність високовакуумної системи відкачки, л/с:	
з камери ЕПН,	4000
з камери плавки	5000
Робочий вакуум, Па:	
в камері нагрівача	$6,6 \cdot 10^{-3} \dots 1,3 \cdot 10^{-2}$
в камері плавки	$(6,6 \dots 12) \cdot 10^{-2}$
Габарити установки, м:	6,5×3,0×6,0

До технологічного отвору в нижній частині камери плавки приєднана камера зливку, яка призначена для приймання зливку, що виплавляється, і являє собою водоохолоджуваний циліндр, який кріпиться до нижньої кришки камери плавки через фланець. В камеру зливку через вакуумний ущільнювач знизу вводиться шток, на верхній частині якого розташований мідний водоохолоджуваний піддон. Піддон конструктивно закріплений в камері зливку

за допомогою двох траверс, що з'єднані між собою гвинтовими тягами. Зовні камери зливу розташований привід, який через гвинтові тяги передає штоку вертикальне переміщення для витягування зливу в процесі плавки. Привід складається з електродвигуна та редуктора. На піддоні перед початком плавки кріпляться «закладні», що виготовлені з матеріалу зливу, що виплавляється. В нижній камері зливка розташований технологічний люк, за допомогою якого забезпечується доступ до внутрішніх частин механізму витягування. Через цей технологічний люк відбувається установка закладних перед плавкою і вилучення готового зливу з закріплювача після плавки перед його безпосереднім витяганням з установки. Витягання зливу і подання шихти відбувається в автоматичному режимі, що задається оператором з пульта керування.

Навпроти оператора камера плавки з'єднується з камерою завантаження, в якій розташований короб для завантаження шихтової заготовки і система штовхача, яка дозволяє використовувати під час плавки як витратний, так і невитратний короб з шихтовою заготовкою. Камера плавки стикується з фланцем для приєднання камери зливу і механізму витягування 1. Задня кришка з'єднана з візком, на якому встановлено кристалізатор 3, проміжну ємність 2 і рольганг з заготовкою 7, що переплавляється. З зовнішньої сторони на задній кришці встановлений механізм горизонтального подання 8. Механізм подання дозволяє подавати цільну заготовку, витратний короб з шихтовими матеріалами, шматкову шихту і насипні матеріали (наприклад, губчастий титан).

Електронно-променевий нагрівач вмикає плоско-променеві електронні гармати з електростатичним фокусуванням і електромагнітним керуванням електронним променем, що розташовані в вакуумній камері на стаціонарно закріпленій охолоджуваній плиті, яка замкнута у зйомний водовідштовхуючий кожух. Піч УЭ-208 оснащена чотирма плоско-променевими гарматами П-104 потужністю 120 кВт кожна, які розташовані на водовідштовхуваній плиті, яка з'єднана за допомогою тяг зі зйомною верхньою кришкою вакуумної камери в

єдиний блок. Усі чотири гармати розділені за напруженням на три функціональні незалежні групи. Кожна група гармат має своє джерело напруження і постачання автоматичним стабілізатором струму променя. Прискорююча напруга електронно-променевої гармати формує джерело ИЭ-126 потужністю 400 кВт.

Технологічна оснастка (рисунок 2.5), в якій безпосередньо відбувається процес електронно-променевого переплаву, складається з проміжної ємкості і кристалізатору.

Проміжна ємкість (холодний под) уявляє собою мідну водоохолоджувану поверхню, що обмежена стінками, в одній з яких виконаний отвір для зливання рідкого металу (зливний носок). В нього електронними променями сплавляється шихта, що подається з камери завантаження. Проміжна ємкість слугує для усереднення хімічного складу, рафінування розплаву від домішок і включень [23].



Рисунок 2.5 – Технологічна оснастка

В процесі плавки на дні проміжної ємкості утворюється гарнісаж, що захищає стінки і дно від взаємодії з розплавленим металом. Метал з проміжної ємкості зливається в кристалізатор, що являє собою порожній замкнений контур, внутрішня частина якого, яка контактує з металом зливу, виконана з водоохолоджуваної міді.

Вакуумна система (рисунок 2.6) виконана за традиційною схемою, що використовується в електронно-променевих установках, і об'єднує в собі вакуумні магістралі, затвори і насоси: механічні, пароструйні і дифузійні.

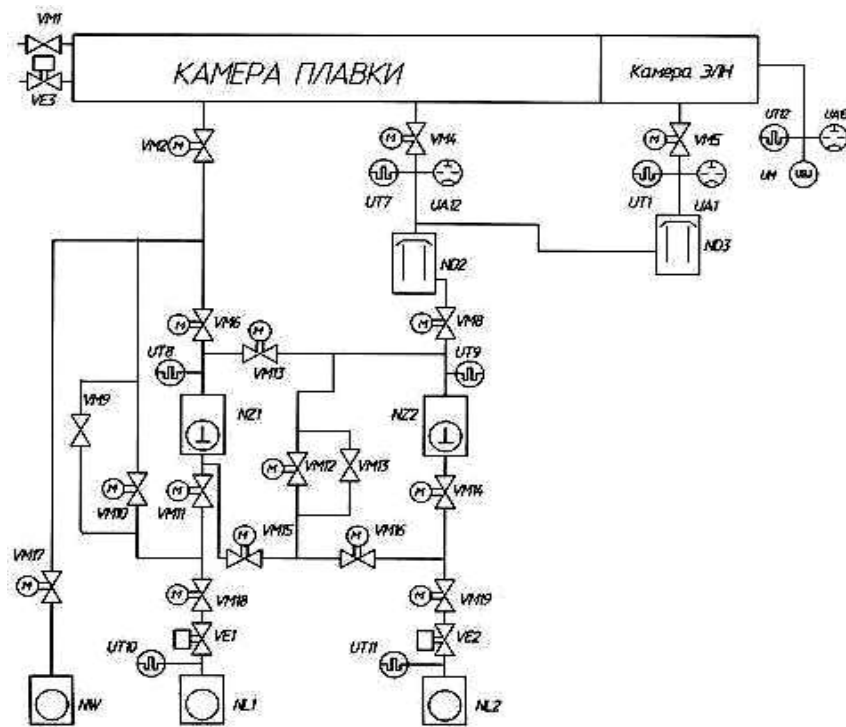


Рисунок 2.6 – Вакуумна схема УЭ-208

Вакуумування внутрішніх порожнин камер установки з рівня атмосферного повітря здійснюється механічним насосом РВН-6. Попереднє розрядження в камері створюється форвакуумним насосом. Вакуумування камери плавки здійснюється насосом 2НВБМ-630, вакуумування камери ЕПН - високовакуумним дифузійним насосом Н400/700. Попереднє розрядження на вихлопі насосів 2НВБМ-630 створюється послідовно з'єднаними механічними насосами типу 2ДВН-500 і форвакуумним насосами типу АВЗ-180.

Вакуумна система установки УЭ-208 дозволяє створити розрядження в об'ємі плавильної камери і камері гармат, яке забезпечує безперебійну роботу гармат і необхідний ступінь рафінування металу, що переплавляється, протягом всього технологічного процесу, швидко ліквідує підвищення тиску при пікових газовиділеннях, має достатню надійність при експлуатації і зручна в обслуговуванні.

Піч охолоджується шляхом оборотного водопостачання.

В цілому, слід відзначити, що лабораторна електронно-променева установка УЭ-208 характеризується високою експлуатаційною надійністю електро- і вакуумного устаткування, а її конструкція і змінна технологічна оснастка дають можливість проводити експериментальні роботи щодо створення і опрацювання нових електронно-променевих технологій плавки важкоплавких і високореакційних металів.

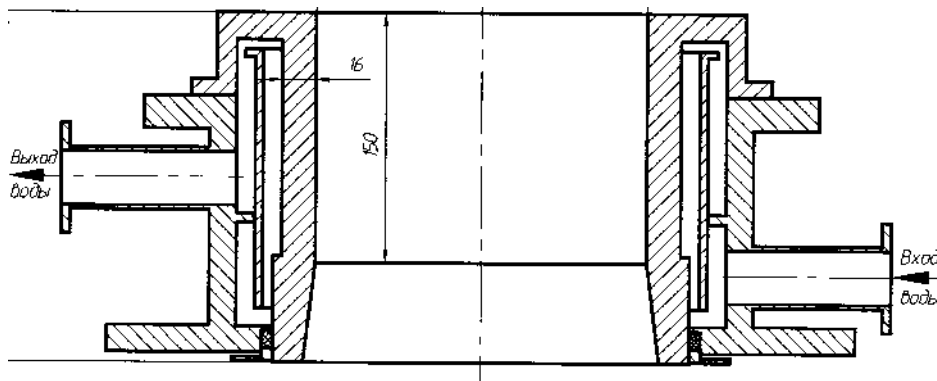


Рисунок 2.7 – Схема кристалізатору діаметром 195 мм

2.1.3 Отримання зливків оптимального складу для промислового виробництва

Плавку зливків оптимального складу виконували з використанням вакуумно-дугової печі (рисунок 2.8, 2.9) в графітовий тигель (рисунок 2.10а), розливання металу проводили у кокіль (рисунок 2.10б).

Така піч використовується для пілотного та напівпромислового виробництва литих виробів; виробництва ремонтних виливків; лабораторних дослідницьких цілей.

Як джерело живлення використовують типові дугові випрямлячі постійного струму.

Базова модель може бути укомплектована додатковими вузлами та пристроями автоматичного керування параметрами дуги, гарнісажної плавки з розливання металу в контрольованому середовищі в комплекті з вузлом підігрівання ливарної форми, електромагнітного перемішування розплаву,

безперервного теплового контролю процесу плавки, вакуумної системою. Головні параметри базової моделі ВДГП наведено у таблиці 2.2.



Рисунок 2.8 – Зовнішній вигляд вакуумно-дугової гарнісажної печі

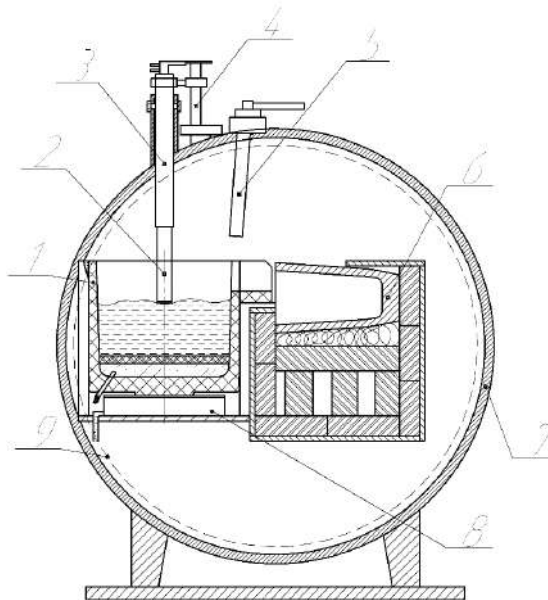


Рисунок 2.9 – Загальна схема пристрою ВДГП [163]:

1 – тигель; 2 – невитратний електрод (графіт); 3 – плазмотрон; 4 - привід переміщення плазмотрону; 5 – підведення аргону; 6 – кокіль; 7 – плавильна камера; 8 – анод; 9 – поворотний пристрій



а)



б)

Рисунок 2.10 – Графітовий тигель (а) та графітовий кокіль (б)

Таблиця 2.2 – Головні параметри базової моделі ВДГП

Параметр	Показники
Ємність тигля, кг	2,5
Потужність плазмотрону, кВт	30
Напруга мережі живлення, В	380
Тиск у плавильній камері, атм.	$10^{-5} \dots 4,0$
Плазмоутворюючий газ	Аргон, гелій, азот, водень, повітря або їх суміші
Витрати плазмоутворюючого газу, л/хв	14...40
Типи плавильних тиглів	Гарнісажний, графітовий, керамічний
Спосіб розливання металу	У вакуумі, захисній атмосфері, в умовах регульованого тиску повітря
Види металів та сплавів, що переплавляються	Кольорові, чорні, тугоплавкі метали та сплави
Способи плавки	Плазмовою дугою прямої або подібної дії
Способи перемішування металу в плавильному тиглі	Конвективне, електромагнітне, механічне, їх комбінації

У якості аноду виступає невитратний електрод, який зроблений з графіту і входить до складу установки (рисунок 2.11). У якості катоду виступає індуктор і сам тигель (рисунок 2.12), заповнений металом (шихтою). За допомогою поворотного пристрою 9 (рисунок 2.9) для здійснення виливання металу тигель та кокіль зміщуються на  $90^\circ$  відносно вісі корпусу установки.

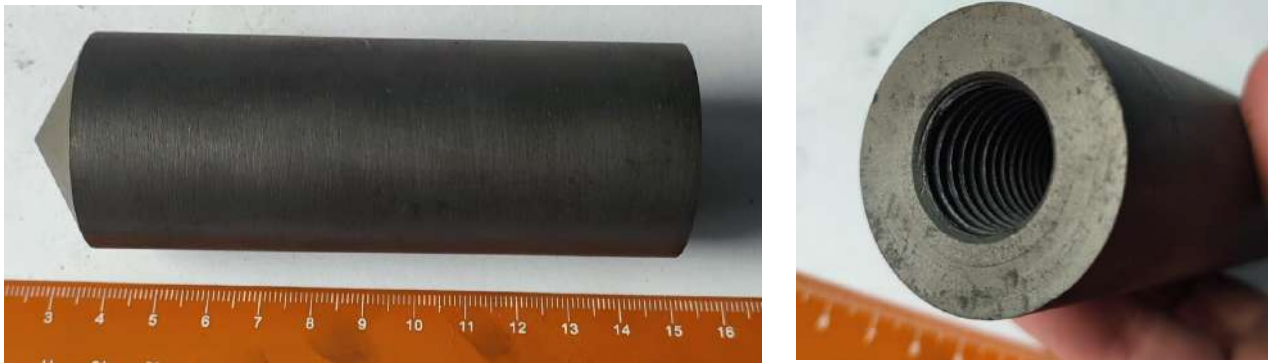


Рисунок 2.11 – Невитратний електрод з графіту

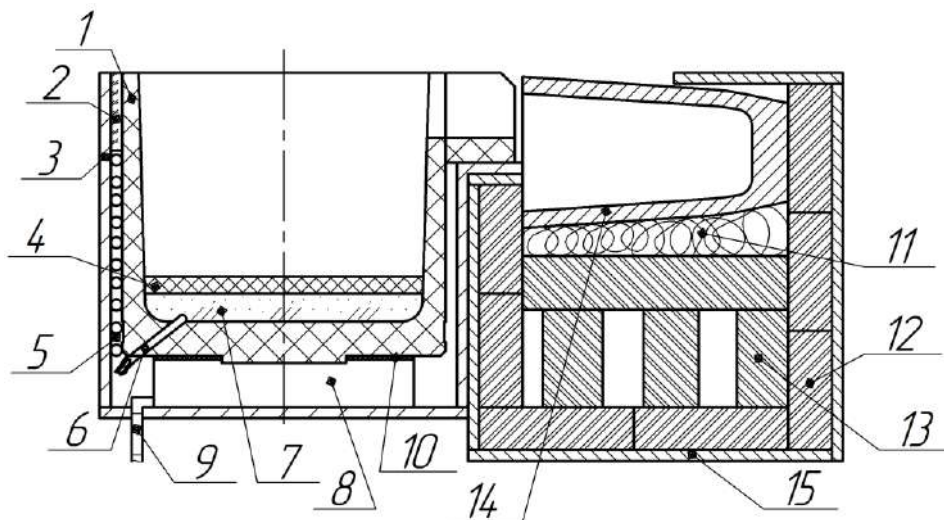


Рисунок 2.12 – Плавильно-заливний пристрій [163]:

1 – тигель (графіт); 2 – теплоізоляція (вата мінеральна); 3 – корпус кристалізатору (аркуш металевий товщиною 2 мм); 4 – вставка (твердий графіт); 5 – система охолодження (мідні трубки  $\varnothing 17$  мм); 6 – термопара; 7 – засипка (графіт порошковий); 8 – індуктор; 9 – підведення охолодження (вода); 10 – вогнетривка вставка (азбест); 11 – елемент нагрівання кокіля; 12 – футеровка; 13 – вставки для встановлення кокіля (кераміка); 14 – кокіль; 15 – корпус кокіля (лист металевий)

## 2.2 Визначення хімічного складу зливків

Хімічний склад зливків визначали за стандартними методиками (ГОСТ 19863.1-91, ГОСТ 19863.6-91, ГОСТ 19863.8-91, ГОСТ 19863.10-91, ГОСТ 19863.13-91) спектральним безеталонним методом на енергодисперсійному рентгенофлуоресцентному аналізаторі Expert 3L. Метод спектрального аналізу заснований на визначенні інтенсивності збуджуючого спектру від кожного хімічного елементу, який прямопропорційний його масовій частці в сплаві.

Вміст бору в сплавах експериментальних складів визначали хвиледисперсійним рентгенфлуорисцентним аналізом. Сутність методу полягає в опроміненні дослідного зразку рентгенівським випромінюванням з подальшим розшифруванням спектру флуорисцентного випромінювання, що передається збудженими атомами зразку. При цьому, на відміну від енергодисперсійного методу, аналізується випромінювання з певною довжиною хвилі.

## 2.3 Металографічний аналіз

Металографічний аналіз полягав у макро- та мікроструктурному дослідженні зразків до та після травлення на повздовжніх і поперечних шліфах.

### 2.3.1 Вирізка та підготовка металографічних зразків

Відбір проб для металографічного аналізу проводили з характерних зон зливків. Товщина макротемплетів складала від 10 мм до 30 мм. Розмір зразків для мікроаналізу становив: діаметр – від 10 мм до 25 мм або сторона квадрату та висота – від 10 мм до 25 мм. Вирізку макрошліфів виконували методами електроерозійної обробки або абразивним кругом з використанням змащувально-охолоджувальної рідини. Після цього шляхом механічної обробки видаляли шар зі зміненою структурою глибиною не менше 2...3 мм. Кінцеву обробку поверхні для макроаналізу здійснювали на шліфувальних кругах з використанням абразивної шкурки різної зернистості з поступовим переходом від більш грубого до більш дрібного абразиву. Параметр шорсткості Rz

поверхні макротемплету, що підготовлений для дослідження, складав не більше 40 мкм.

Зразки для мікроструктурного аналізу механічно закріплювали в струбцинах. Виготовлення мікрошліфів здійснювали шляхом поетапного шліфування з використанням паперу різної зернистості P240, P400, P600. Після завершення шліфування зразок ретельно промивали водою для видалення частинок абразиву та металевго пилю. Фінішне полірування відбувалося на фетровому крузі з додаванням суспензії окису хрому з розміром частинок до 0,3 мкм. Після полірування шліфи промивали водою для видалення частинок абразиву та металевго пилю.

Шліфи зберігали тривалий час, запобігаючи потраплянню пилю та механічних ушкоджень.

### 2.3.2 Травлення шліфів

Травлення шліфів виконували у реактиві Титан. Травник у своєму складі містить плавикову, азотну кислоти та воду у співвідношенні  $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O} = 1:2:6$ . Плавикова кислота є травниковим компонентом розчину, азотна – сприяє видаленню продуктів травлення і освітленню поверхні.

Травлення макрошліфів виконували змочуванням (не натиранням) у витяжних шафах з наступним швидким промиванням у холодній воді. Час травлення підбирали експериментальним шляхом, він складав не більше 1 хв. Промиті шліфи сушили фільтрувальним папером або в струмені повітря.

### 2.3.3 Оцінка макроструктури

При макроструктурному аналізі визначали однорідність структури, розмір та форму макрозерна, тональність фону після травлення, а також виявляли дефекти різного походження – наявність металевих та неметалевих включень, розшарувань, тріщин тощо.

Оцінку тональності здійснювали за двома основними типами – матовим та блискучим фоном травленої поверхні. Макроструктура з блискучою тональністю характеризується наявністю темних і блискучих зерен. В цьому випадку при повороті макрошліфа, зміні кута зору або повороті кута нахилу

джерела світла блискучі зерна стають темними, а темні – блискучими. Макроструктура з матовою тональністю характеризується рівномірною тональністю всіх макрозерен незалежно від кута нахилу, повороту макрошліфа або джерела світла.

Огляд макроструктури виконували неозброєним оком. У сумнівних випадках або при виявленні дефектів застосовували бінокулярний мікроскоп МБС-1 зі збільшенням  $\times 4 \dots 25$ . Для оцінки макроструктури використовували 10-тибальну шкалу титанових сплавів, в основі якої покладено принцип збільшення розміру макрозерна.

#### 2.3.4 Оптична мікроскопія

Металографічне дослідження мікроструктури здійснювали на оптичному мікроскопі Axio Observer 5 (фірма Karl Zeiss, Німеччина) при збільшеннях  $\times 25 \dots 1000$ , оснащеного окуляр-мікрометром з лінійкою. Мікроструктурне дослідження засноване на аналізі тіньової картини, пов'язаної з рельєфом, що виникає на полірованій поверхні шліфа в результаті травлення.

Фотофіксацію мікроструктури зразків здійснювали за допомогою програмного забезпечення, встановленого у мікроскопі.

Опис мікроструктури зразків дослідних сплавів здійснювали у відповідності до існуючих типів структур титанових сплавів – пластинчаста, глобулярна та глобулярно-пластинчаста (перехідного типу) [23]. Дані типи структур характеризуються наступними параметрами: середнім розміром вихідного  $\beta$ -зерна, розміром колоній пластин, їх товщиною та довжиною.

#### 2.3.5 Електронна мікроскопія

Дослідження структури, складу, розподілу легувальних елементів при більш високих збільшеннях виконували на растровому електронному мікроскопі JSM (фірма JEOL, Японія), оснащеного системою рентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу PCMA X-Max80 (фірма Oxford Instruments, Великобританія).

Роботу виконували при прискорювальній напрузі 20 кВ і діаметрі електронного зонду 4 нм, при цьому діаметр зони збудження рентгенівського випромінювання становив близько 2 мкм.

Зображення поверхні шліфів отримували у вторинних і зворотньо відбитих електронах. Розподіл хімічних елементів на шліфах отримано методом картування, результати наведено у вигляді кольорових карт, де більшому вмісту легувального елементу відповідає більш яскраве забарвлення.

### 2.3.6 Фракторафічні дослідження

Фрактографічні дослідження поверхні руйнування зразків після проведення механічних випробувань проводили за допомогою вищенаведених біноккулярного і растрового мікроскопів JEOL JSM-6360LA при різних збільшеннях.

## 2.4 Проведення механічних випробувань

В ході проведення дослідження виконували визначення мікротвердості (ГОСТ 9450-76) та твердості методом Роквела (ДСТУ ISO 6508-1:2013), границі міцності та відносного подовження відповідно до ДСТУ ISO 6892-1:2019.

Мікротвердість визначали на напівавтоматичному мікротвердомірі LM-700AT при навантаженні 50 г.

Для замірювання мікротвердості виготовляли мікрошліфи, що попередньо піддавали механічному поліруванню та травленню в реактиві Титан. На кожному зразку ставили не менше 5 відбитків чотиригранної алмазної піраміди. Вимірювали мікротвердість окремих структурних складових та середню мікротвердість сплаву.

Замірювання твердості методом Роквела виконували на машині 2140TP зі шкалою HRC 20...70 од. тв. Допустима похибка  $\delta = \pm 0,5$  %. Індентор – алмазний конусний наконечник з кутом при вершині  $120^\circ$ . Поверхня зразку для вимірювання мала шорсткість не більше 2,5 мкм згідно ГОСТ 2789-73.

Машина для випробування на розтяг – універсальна РМ-100. Діапазон випробувальних зусиль 1-100 кН (100...10000 кгс).

Зразки для випробування виготовляли розмірами: діаметр робочої ділянки циліндричного зразка  $d_0 = 5$  мм, початкова розрахункова довжина  $L_0 = 25$  мм, довжина робочої частини зразка  $L_c = 28$  мм, коефіцієнт пропорційності  $k=5,65\sqrt{S_0}$ .

## 2.5 Визначення температури поліморфного перетворення (Тпп)

Тпп визначали методом високотемпературного диференційного термічного аналізу (ВДТА), який заснований на реєстрації різниці температур дослідного зразку та еталону, що не має фазових перетворень, при їх одночасному нагріванні або охолодженні.

Установка для ВДТА (рисунок 2.13) складається з печі 4, в яку вміщуються два тигля з дослідним 1 і еталонним 2 зразками, що оснащені термопарами 3, пристроєм для регулювання швидкості нагрівання печі 5 та приладами, що фіксують температуру дослідного зразку 6 і різницю температур між еталонним та дослідним зразками 7.

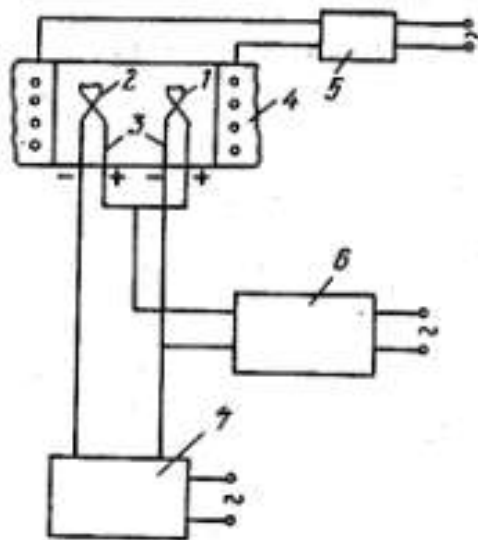


Рисунок 2.13 – Схема установки диференційно-термічного аналізу

Для вимірювання різниці температур термопари еталонного та дослідного зразків з'єднуються назустріч одна одній. При однаковій температурі двох зразків вихідний сигнал буде дорівнювати нулю, а при

протіканні ендо- або екзотермічних реакцій на дослідному зразку на кривій при відповідній температурі з'являться піки, що направлені у протилежні сторони.

## 2.6 Визначення коефіцієнту лінійного розширення

Коефіцієнт лінійного розширення зразків визначений на автоматичному високотемпературному дилатометрі виробництва ОКТБ ІМФ НАН України (рисунок 2.14) з індукційним датчиком переміщення і цифровою реєстрацією сигналу в інтервалі температур від кімнатної до 1000 °С за методикою ASTM E228-11 "Standard Test Method for Linear Thermal Expansion of Solid Materials With a Push - Rod Dilatometer" і ГОСТ Р 8.704-2010 «Дилатометри робочі. Методика перевірки».



а)



б)

Рисунок 2.14 – Автоматичний дилатометр (а) та система закріплення зразка з прецизійним датчиком переміщення (б)

## 2.7 Визначення густини сплаву

Визначення густини сплавів проводили методом гідростатичного зважування, який заснований на законі Архімеда. Схему пристрою для гідростатичного зважування наведено на рисунку 2.15.

Зважування зразків проводили на прецизійних електронних вагах (рисунок 2.16) RADWAG XAS/100с з точністю 0,0001 г. З метою закриття пор зразки перед зважуванням покривали тонким шаром силікону. Для підвищення

достовірності результатів зважування кожного зразку на повітрі і в рідині повторювали не менше трьох разів.

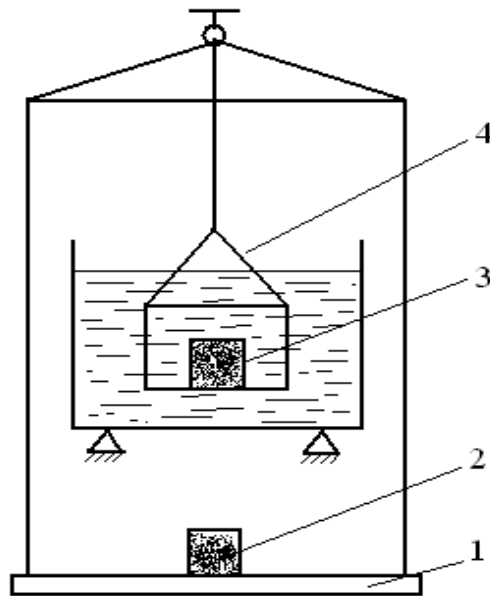


Рисунок 2.15 – Схема пристрою для гідростатичного зважування:

1 – чашка вагів; 2 – зразок, що зважується на повітрі; 3 – зразок, що зважується в рідині; 4 – корзинка



Рисунок 2.16 – Ваги електронні RADWAG XAS 100/C (0,0001г) з пристроєм для гідростатичного зважування

## 2.8 Визначення фазового складу сплаву

Реєстрацію дифрактограм проводили автоматично із застосуванням ПЕВМ на дифрактометрі ДРОН-4 (рисунок 2.17) в геометрії Брега-Брентано (рисунок 2.18), в  $K\alpha$ -випромінювання Мо анода в дискретному режимі в інтервалі кутів від  $5^\circ$  до  $60^\circ$  з кроком  $0,05^\circ$  і експозицією 4 в кожній точці.



а)



б)

Рисунок 2.17 – Рентгенівський дифрактометр (а), гоніометр (б) з текстурною приставкою та встановленим зразком

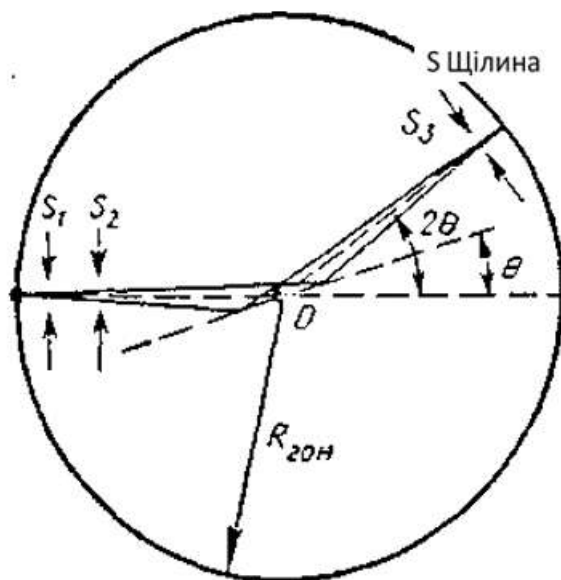


Рисунок 2.18 – Хід променів в гоніометрі з фокусуванням по Брегу-Брентано

Математичну обробку дифрактограм проводили із застосуванням методу Ритвельда (програма MAUD), а їх розшифровку і фазовий аналіз – з використанням відкритої кристалографічної бази даних COD.

## 2.9 Математична обробка експериментальних даних

Отримані експериментальні дані обробляли статистично. При статистичній обробці визначали наступні параметри: середньоквадратичне відхилення, величину довірчого інтервалу, значимість коефіцієнтів регресії з використанням критерію Ст'юдента, адекватність моделей з використанням критерію Фішера, методом найменших квадратів отримували неповне квадратне рівняння.

Середньоквадратичне відхилення:

$$S = \sqrt{\frac{\sum(X_i - \bar{X})^2}{n-1}}, \quad (2.1)$$

де  $S$  – середньоквадратичне відхилення;

$n$  – число вимірювань;

$\bar{X}$  – середнє значення показників властивостей;

$X_i$  – значення показника, що вимірюється.

Величина довірчого інтервалу:

$$\Delta X = \frac{S}{\sqrt{n}} \cdot t, \quad (2.2)$$

де  $t$  – критерій Ст'юдента при довірчій ймовірності  $\alpha=95\%$ .

Значимість коефіцієнтів регресії оцінювали з використанням критерію Ст'юдента за нерівністю (2.3):

$$|bi| \geq \Delta bi = t(0,05; fy) \frac{Sy}{\sqrt{n}}, \quad (2.3)$$

де  $t(0,05; fy)$  – 5 % точка розподілу Ст'юдента зі ступенем свободи

$fy = n - 1$ ,  $n$  – кількість дослідів.

Моделі перевіряли на адекватність з використанням критерію Фішера.

Математична модель вважалась адекватною, якщо виконувалась умова (2.4).

$$F = \frac{S_{aq}^2}{S_y^2} \leq F(0,05; faq; fy), \quad (2.4)$$

$$\text{де } S_{aq}^2 = \frac{\sum_{n=1}^n (\bar{y}_n - y_n)^2}{n - k - 1}; \quad (2.5)$$

$\bar{y}_n$  — значення функції відгуку в n-му досліді;

$y_n$  — середнє значення функції відгуку в досліді;

$S_{aq}^2$  — дисперсія відтворюваності помилки досліду;

$faq = n - \frac{(k+2)(k+1)}{2} - (n_0 - 1)$  — число ступенів свободи дисперсії

адекватності; (2.6)

$k$  — кількість статистично значимих коефіцієнтів регресії;

$n_0$  — кількість дослідів на нульовому рівні.

На підставі обробки результатів експериментальних даних методом найменших квадратів отримували рівняння виду (2.7).

$$Y = b_0 + b_1 X_1 + b_2 X_2 + b_3 X_3 + b_{12} X_1 X_2 + \dots + b_{123} X_1 X_2 X_3 \quad (2.7)$$

## РОЗДІЛ 3

### РОЗРОБКА СКЛАДУ СПЛАВУ З ОПТИМАЛЬНИМИ МЕХАНІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

#### 3.1 Обґрунтування вибору модифікуючого комплексу

Як показано в першому розділі роботи, сплави на основі алюмініду титану завдяки високим питомим характеристикам міцності, жароміцності та жаростійкості на сьогоднішній день є найбільш перспективним класом матеріалів для виготовлення деталей сучасних авіаційних двигунів, зокрема, лопаток турбіни, робоча температура яких знаходиться у діапазоні 700...900 °С, і заміни жароміцних сплавів на основі нікелю, що володіють значно більшою щільністю.

На сьогоднішній день найбільша кількість досліджень щодо вивчення впливу параметрів і типу структури на механічні властивості здійснюється стосовно сплавів алюмініду титану четвертого покоління [164, 165]. Тому в якості базового сплаву обрано сплав четвертого покоління типу TNM (Titanium-Niobium-Molybdenum) системи Ti-29Al-7Nb-2Mo. Ніобій, що входить до складу сплаву, є  $\beta$ -стабілізатором, вводиться для підвищення жароміцності та жаростійкості. Молібден відноситься до ізоморфних  $\beta$ -стабілізаторів, підвищує характеристики жароміцності – границю довготривалої міцності і опір повзучості. Введення ніобію Nb та молібдену Mo сприяє підвищенню пластичності сплаву за рахунок послаблення ковалентного зв'язку між атомами титану Ti та алюмінію Al.

Головною формоутворюючою технологією виробництва деталей з алюмініду титану є технологія лиття [151, 167, 170], в результаті якої формується мікроструктура з крупнозернистою будовою, що поступається за властивостями матеріалам, отриманим, наприклад, шляхом деформації або адитивними технологіями [23].

Одним з раціональних та практично доцільних шляхів подрібнення зерна литої структури, підвищення технологічної та конструкційної пластичності  $\gamma$ -сплавів з одночасним забезпеченням високих характеристик міцності та жароміцності є модифікування. Головний напрямок модифікування-використання поверхнево активних елементів, механізм дії яких полягає в адсорбції на поверхні зерен, що сприяє зміні поверхневої активності кристалів та швидкості дифузії і призводить до зміни форми та розмірів кристалів [78]. Головним критерієм вибору поверхнево активного модифікатора є низька розчинність в ґратці основного металу, тобто титану.

Введення невеликої кількості модифікаторів дозволяє знизити вміст шкідливих домішок на міжзеренних границях, що полегшує проходження пластичної деформації в елементарних об'ємах. Таким чином, шляхом зміни структури сплавів на основі алюмініду титану можна суттєво підвищити їх механічні властивості.

В той же час введення окремих модифікуючих елементів, РЗМ, лантанодів має різний вплив на морфологію структури, розмір зерна, схильність до утворення неметалевих включень (боридів, оксидів тощо). Згідно з принципами комплексного легування доцільним є застосування сумісного легування модифікуючими елементами.

На основі аналізу впливу різних модифікуючих елементів на структуру та властивості  $\gamma$ -сплавів [172-175], наведеного в розділі 1, елементами-модифікаторами в роботі обрано В, Y та Re.

### 3.2 Матриця планування експерименту

Для визначення індивідуального та комплексного впливу обраних модифікаторів дослідження проводили відповідно до методу планування повнофакторного експерименту  $2^3$ .

Інтервали варіювання модифікаторів обирали наступним чином. Для визначення індивідуального впливу модифікаторів їх нижній рівень приймали

рівним нулю. Верхній рівень вмісту модифікаторів обирали, виходячи з фізичних та хімічних властивостей кожного з елементів.

Бор відноситься до дисперсоїдів, має атомний радіус 87 пм ( $87 \cdot 10^{-12}$  м), густину 2,34 г/см<sup>3</sup>. Бор вводиться до титанових сплавів в досить широкому діапазоні [176]. Відмічається [171], що додавання бору в кількості 0,007...0,01 % мас. до сплаву ВТ5Л призводить до більшого ступеня разорієнтування пластин  $\alpha$ -фази у мікроструктурі і формування дрібнішого зерна. Макроструктура відливок стає більш однорідною. Це сприяє підвищенню міцності на 8...12 %, подовженню на 16...20 %, ударна в'язкість не змінюється, границя витривалості при консольному вигині на базі  $10^7$  циклів збільшується на 60...70 МПа, малоциклова втома при симетричному навантаженні на базі  $3 \times 10^5$  циклів підвищується на 40...50 МПа. Величина в'язкості руйнування, не зважаючи на зниження, залишається досить високою, на рівні 3650 МПа·мм<sup>1/2</sup>. При вмісті бору більше 0,10 % утворюються сполуки TiB, Ti<sub>3</sub>B<sub>4</sub>, TiB<sub>2</sub> у вигляді грубого частого каркасу по границям зерен, що знижує пластичність [177]. Авторами [178] досліджено введення 0,2 % мас. бору до титанового сплаву, завдяки чому утворювались рівномірно розподілені частинки монобориду титану (TiB), що сприяло суттєвому (в десятки разів) зменшенню розміру зерен литого металу. В кінцевому результаті авторами зазначається, що модифікування бором у кількості ~0,1 % мас. рекомендовано для титанових сплавів з метою подрібнення литої структури та підвищення пластичності. В дослідженнях [172] зазначається, що додавання бору у кількості 0,2 % до складу литих сплавів  $\gamma$ -TiAl сприяло підвищенню їх міцності на 15 %.

Ітрій – рідкісноземельний елемент, атомний радіус складає 187 пм ( $187 \cdot 10^{-12}$  м), густина 4,47 г/см<sup>3</sup>. Ітрій має сприятливі термодинамічні характеристики, що дозволяє впливати на розмір та морфологію структури титанових сплавів [179]. Ітрій не розчиняється у титані внаслідок великої відмінності атомних радіусів. Маючи більшу спорідненість до кисню, ніж титан, і до ряду інших елементів, ітрій вступає у реакцію з елементами на

границях зерен. В роботі [180] досліджено вплив ітрію у кількості 0,005...0,2 % на властивості титанового  $\alpha$ -сплаву. Встановлено, що найбільший вплив на показники міцності та пластичності досягається при введенні 0,10...0,15 % Y. Введення 0,02...0,10 % Y до псевдо- $\beta$  титанового сплаву типу VT15 збільшує відносно подовження листового прокату у відпаленому стані майже в два рази, також зменшується здатність до окислення в процесі витримки при температурі 750 °C протягом 1 години у 1,5...2 рази [80]. Дослідження, проведені в роботах [85, 86], показали, що легування 0,1 % мас. Y призводить до підвищення границі плинності на 11 % без зміни модуля пружності, однак подальше збільшення вмісту ітрію вище 0,2 % мас., навпаки, призводило до падіння характеристик. Відмічено [93], що підвищення деформовності  $\gamma$ -сплаву Ti-45Al-5Nb-0,3Y обумовлено формуванням дрібніших пластинчастих колоній у структурі матеріалу за рахунок мікродобавок ітрію і, як наслідок, зниженням опору деформації та прискоренням процесів динамічної рекристалізації. Аналогічні результати отримані при модифікуванні  $\gamma$ -сплаву Ti-43Al-9V ітрієм [94]: додавання 0,3 % ат. Y призвело до подрібнення первинного  $\beta$ -зерна, зменшення товщини  $\alpha_2/\gamma$ -ламелей, сприяло зниженню опору деформації і підвищенню характеристик міцності та пластичності сплаву. Авторами роботи [95] також проведені дослідження впливу 0,1...1,0 % ат. Y на поведінку  $\gamma$ -сплаву Ti-45Al-8Nb при тривалому ізотермічному та циклічному окисненні при температурі 900 °C. Аналіз отриманих результатів показав, що модифікування ітрієм в регламентованій кількості може поліпшити стійкість до окислення обох типів. При ізотермічній витримці введення 0,3 % ат. Y забезпечує формування більш тонкого окисного шару, ніж у сплаву без РЗМ. Підвищення вмісту ітрію вище 0,3 % ат., навпаки, призводить до різкого зниження жаростійкості.

Реній відноситься до тугоплавких елементів, має густину 21,02 г/см<sup>3</sup>, атомний радіус 137 пм ( $137 \cdot 10^{-12}$  м). Реній знижує  $T_{пп}$  титану з 885 °C до 650 °C і досить широко використовується для модифікування титану. При концентраціях ренію до 0,6 % збільшує твердість титану більше ніж у два рази [181]. Внаслідок того, що різниця в атомних радіусах з Ti складає 6,6 %

(атомний радіус титану 147 пм), реній має більшу розчинність у титані, ніж ітрій.

Беручи до уваги дані наведених робіт, максимальний вміст модифікуючих елементів приймали на рівні 0,2 % кожен.

З метою визначення впливу концентрацій модифікуючих елементів на структуру та властивості проводили дослідження впливу цих елементів у складі дослідного сплаву. Дослідження реалізовували за матрицею планування експерименту [182]. В якості факторів (незалежних змінних) при виборі хімічного складу експериментального сплаву використовували відсотковий вміст модифікуючих елементів:

$$X_1 - Y, \% ; X_2 - Re, \% ; X_3 - B, \%$$

Сумісний вплив даних елементів враховували в регресійних рівняннях. Роботу проводили з використанням методу математичного планування експерименту при припущенні лінійної залежності механічних властивостей від хімічного складу.

В якості функції відгуку обрані механічні властивості матеріалу: границя міцності  $\sigma_B$  і пластичність  $\delta$ , що обумовлюють технологічні властивості та визначають можливість використання сплаву для виробів авіаційного призначення.

На підставі приведених даних в роботі реалізовано ортогональний повнофакторний експеримент  $2^3$  (таблиця 3.1).

Таблиця 3.1 – Кодування факторів ортогонального центрального плану експерименту  $2^3$

Інтервали варіювання та рівні факторів	Фактори, що вивчаються		
	$X_1(Y), \%$	$X_2(Re), \%$	$X_3(B), \%$
Нульовий рівень: $X=0$	0,1	0,1	0,1
Інтервал варіювання, $\Delta$	0,1	0,1	0,1
Верхній рівень: $X=+1$	0,2	0,2	0,2
Нижній рівень: $X=-1$	0	0	0

Для переводу факторів в кодовий масштаб використовували наступну формулу [182]:

$$X_i = \frac{x_i - x_0}{\delta}; \quad (3.1)$$

де  $X_i$  – фактор у кодовому масштабі;

$x_i$  – фактор у натуральному масштабі;

$x_0$  – нульовий рівень певного фактору;

$\delta$  – інтервал варіювання певного фактору.

Матриця планування передбачала  $N$  експериментів:

$$N = 2^k, \quad (3.2)$$

де 2 – кількість рівнів варіації факторів;

$k$  – кількість факторів ( $k=3$ ).

Матриця планування експерименту у кодовому масштабі наведена в таблиці 3.2. Параметрами оптимізації є механічні властивості експериментального сплаву. Для виключення помилки експерименту кожен дослід на заданому рівні повторювали три рази. Результати дублюючих дослідів усереднювали.

Таблиця 3.2 – Ортогональний центральний план експериментів  $2^3$

№ досліду	$X_1$	$X_2$	$X_3$
1	+	+	+
2	+	+	-
3	+	-	-
4	-	-	-
5	-	-	+
6	-	+	+
7	+	-	+
8	-	+	-
9	0	0	0

Коефіцієнти рівняння регресії вважали статистично важливими, якщо при рівні  $\alpha = 0,05$  значимості виконувалась вимога:

$$|b_i| \geq |\Delta b_i| \geq t_{\alpha, f_1} S_{b_i}, \quad (3.3)$$

де  $t_{0,05;3} = 3.18$  – коефіцієнт Ст'юдента при  $P=95\%$ .

Для реалізації розробленого плану експерименту необхідно отримати 8 складів сплаву за основним планом і один склад в центрі плану. Необхідно провести 9 плавок з трьома повторами за кожним із складів. Для цього виплавлено по три зливка кожного складу.

### 3.3 Реалізація матриці планування експерименту

#### 3.3.1 Отримання злиwkів експериментальних складів

Для отримання злиwkів відповідно до плану експерименту проводили дослідницьку роботу щодо визначення технічних параметрів виплавки сплавів, коефіцієнтів переходу легувальних елементів та вибору лігатур з метою забезпечення в ході технологічного процесу мінімальних відхилень виплавлених складів від розрахункових.

Беручи до уваги досить велику кількість плавок (не менше 27), роботу проводили з використанням лабораторної установки, що забезпечує виплавку невеликого об'єму металу в достатній кількості. Установка є спеціалізованою (див. розділ 2, рисунок 2.1) і призначена для отримання «еталонних» металів завдяки наявності глибокого вакууму, використання невитратного електроду та мідного водоохолоджуваного кристалізатора, що дозволяє уникнути газових домішок та запобігти привнесенню сторонніх елементів до складу зливку.

Отримані зливки експериментальних складів діаметром  $\varnothing 90$  мм та висотою 15 мм (рисунок 3.1) є достатнім об'ємом металу для відбору проб для визначення хімічного аналізу, фазового складу та виготовлення зразків для механічних випробувань. В один зливok вміщується два зразки для механічних випробувань (див. розділ 2, рисунок 2.13). Для визначення механічних

властивостей необхідно три зразки, тому плавку проводили по два зливки на склад.

Склади шихти для виплавки злиwkів базового та модифікованого складів: алюміній марки А5 за ГОСТ 11069-2001, заготовка титанова (переплав первинної шихти титану губчастого марки ТГ-100) ДСТУ 3-25-22-94, ніобій (прутки), лігатура титан-молібденова (93%Ti-7%Mo), лігатури алюмо-реній Al-Re, алюмо-іттрій Al-Y, алюмобор.

Лігатури отримували шляхом плавки шматочків титану губчастого та алюмінію з відповідними елементами Y, Re та B у вигляді порошоків у вакуумі в мідний кристалізатор з використанням невитратного вольфрамового електроду. Таким способом отримано лігатури із вмістом модифікуючих елементів 5%, 10% та 15% кожного, наприклад, Ti-5%Y, Al-5%Y, Ti-10%Re тощо для можливості забезпечення необхідної концентрації елементів у складі дослідного сплаву.

Розрахунок шихти проводили згідно плану експерименту з урахуванням коефіцієнтів переходу. Для отримання хімічного складу дослідних злитків, близьких до розрахункових значень, визначені коефіцієнту переходу легуючих елементів шихтових матеріалів. Коефіцієнти визначені шляхом аналізу кількості елементів, що вводяться в шихту, і їх вміст у виплавлених злитках. Отримані наступні коефіцієнти переходу легувальних елементів в сплав:  $K_{Al}=0,66$ ;  $K_{Mo}=0,98$ ;  $K_{Nb}=0,98$ ;  $K_Y=0,50$ ;  $K_{Re} = 0,73$ ;  $K_B=0,60$ .



Рисунок 3.1 – Зовнішній вигляд зразків експериментальних складів з двох сторін

З таблиці 3.3 видно, що дійсний хімічний склад зливків близький до розрахункового, заданого матрицею планування.

Таблиця 3.3 – Хімічний склад зливків, виплавлених згідно з матрицею планування 2<sup>3</sup>

№ сплаву	№ зливку	Хімічний склад, % мас.					
		У		Re		B	
		факт	срд	факт	срд	факт	срд
1	2	3	4	5	6	7	8
1	1.1	0,21		0,22		0,19	
	1.2	0,18	0,21	0,18	0,20	0,16	0,19
	1.3	0,23		0,20		0,22	
2	2.1	0,19		0,17			
	2.2	0,23	0,21	0,20	0,19	0	0
	2.3	0,22		0,19			
3	3.1	0,20					
	3.2	0,16	0,19	0	0	0	0
	3.3	0,21					
4	4.1						
	4.2	0	0	0	0	0	0
	4.3						
5	5.1					0,23	
	5.2	0	0	0	0	0,20	0,21
	5.3					0,21	
1	2	3	4	5	6	7	8
6	6.1			0,18		0,21	
	6.2	0	0	0,18	0,19	0,18	0,21
	6.3			0,20		0,24	
7	7.1	0,22				0,19	
	7.2	0,18	0,20	0	0	0,23	0,21
	7.3	0,20				0,22	
8	8.1			0,16			
	8.2	0	0	0,21	0,19	0	0
	8.3			0,20			
9	9.1	0,13		0,09		0,10	
	9.2	0,09	0,10	0,12	0,09	0,10	0,11
	9.3	0,08		0,08		0,12	

Відхилення вмісту основних компонентів сплаву від розрахункового не перевищувало 7 %, для модифікуючого комплексу – не більше 5 %.

### 3.3.2 Металографічне дослідження зливків експериментальних складів

Характерні макро- та мікроструктури отриманих зливків наведені на рисунках 3.2 та 3.3.

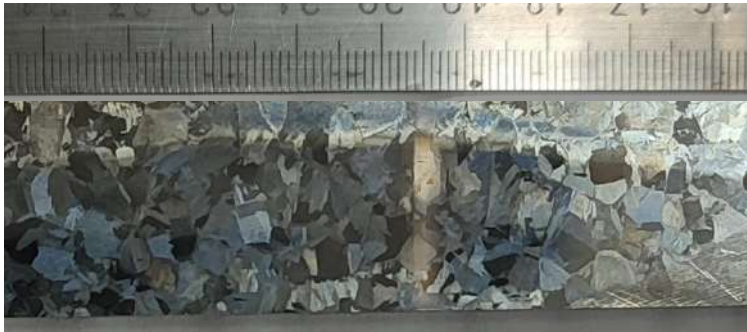
Порівняння макроструктури зливків різних композицій наочно демонструє вплив модифікаторів на зміну її морфології. Так, макроструктура вихідного сплаву (сплав №4) без модифікаторів складається з крупних блискучих зерен, що відповідають 8-9 балу 10-бальної шкали макроструктур титанових сплавів (рисунок 3.2а). Макроструктура сплавів з Y характеризується витягнутими зернами (рисунок 3.2б), при введенні в якості модифікатора Re сформувалися зерна неправильної форми 6-7 балу (рисунок 3.2в), а додавання В сприяє отриманню дрібнозеренних витягнутих кристалів (рисунок 3.2г).

При сумісному введенні модифікуючих елементів Y, Re, В у кількості 0,2 % кожного (сплав №1) макроструктура зливку нерівномірна, складається, переважно, з зерен 2-3 балу з окремими ділянками 4-5 балу (рисунок 3.2д). Сумісний вплив трьох модифікаторів у кількості 0,1 % кожен (сплав №9) призвів до отримання рівномірної макроструктури 2-3 балу (рисунок 3.2е).

При металографічному дослідженні зливків експериментальних складів встановлено, що мікроструктура сплавів характеризується пластинчастою будовою, що складається з двох фаз ( $\alpha_2+\gamma$ ) відповідно до діаграми фазового стану Ti-Al (розділ 1, рисунок 1.2).

Введення модифікуючих елементів окремо кожного та при їх сумісній дії призвело до суттєвої зміни морфології структурних складових сплавів.

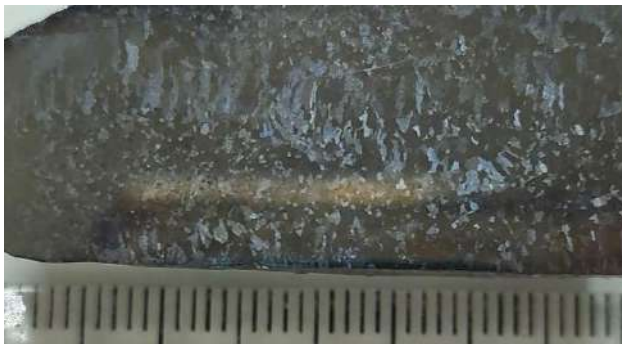
Мікроструктура базового сплаву (сплав №4, рисунок 3.3а) є типовою для литого стану титанових сплавів – пластинчастої будови, представлена перетвореним  $\beta$ -зернами, внутрішній об'єм яких заповнений колоніями пластин ( $\alpha_2+\gamma$ )-фаз. Зародження фаз відбувалося по границям  $\beta$ -зерен в декількох напрямках з подальшим зростанням колоній пластинок вглиб зерна. Довжина пластинок ( $\alpha_2+\gamma$ )-фаз складає 100...400 мкм, товщина 5...15 мкм.



а) без модифікаторів (сплав №4);



б) з 0,2 % Y (сплав №3);



в) з 0,2 % Re (сплав №8);



г) з 0,2 % B (сплав №5)



д) Y, Re, B у кількості  
0,2 % кожен (сплав №1)



е) Y, Re, B у кількості  
0,1 % кожен (сплав №9)

Рисунок 3.2 – Характерні макроструктури зливків після травлення

При додаванні 0,2 % Y (сплав №3, рисунок 3.3г)  $\beta$ -зерна набувають поліедричної форми та спостерігається скорочення довжини пластин ( $\alpha_2 + \gamma$ )-фаз до 100...150 мкм порівняно із базовим сплавом. Разорієнтація колоній пластин між сусідніми зернами значно зменшилася, що відзначається при порівнянні з

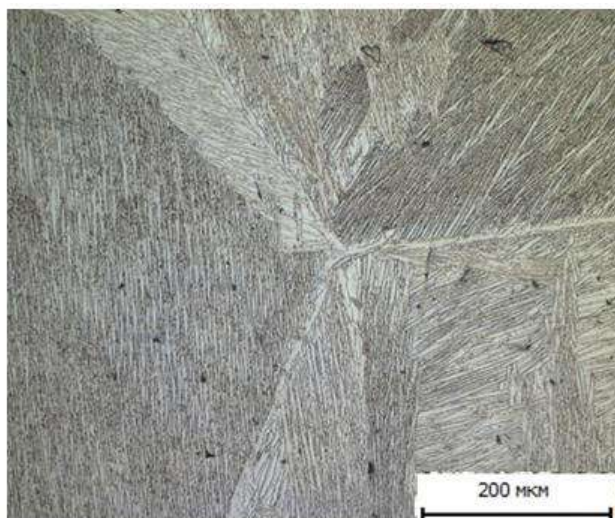
вихідною структурою базового сплаву. Сумісне легування ітрієм та бором (сплав №7, рисунок 3.3д) забезпечує отримання витягнутих  $\beta$ -зерен з довжиною пластин 50...100 мкм. Мікроструктура сплаву, легovanого одночасно Y та Re (сплав №2, рисунок 3.3е), за формуванням схожа на мікроструктуру сплаву №3, характеризується витягнутим  $\beta$ -зерном, однак довжина пластин  $(\alpha_2+\gamma)$ -фаз є більш рівномірною за перетином шліфа і складає близько 50 мкм.

При вмісті 0,2 % Re, що відповідає складу сплаву №8 (рисунок 3.3б), спостерігається потоншення структурних складових зливу до 2...3 мкм, довжина пластин зменшилася до 100...250 мкм у порівнянні з вихідним сплавом. Колонії пластин  $(\alpha_2+\gamma)$ -фаз орієнтовані в єдиному напрямку в межах одного  $\beta$ -зерна.

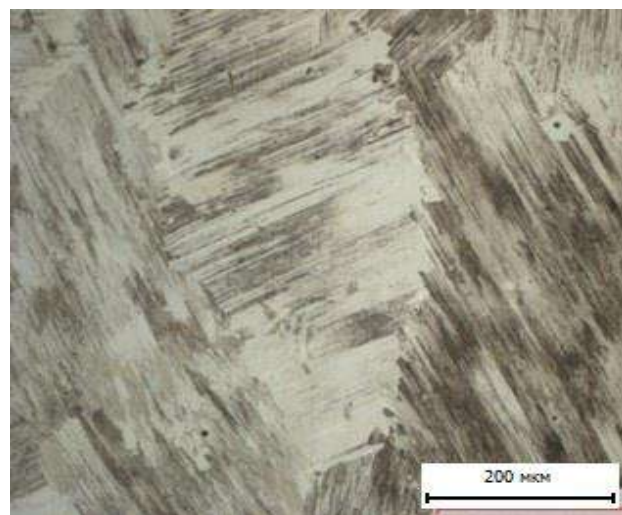
При введенні В у кількості 0,2 % (сплав №5, рисунок 3.3в) значно зменшилися розміри  $\beta$ -зерна порівняно із вихідним сплавом, без наявних чітких границь, довжина пластин  $(\alpha_2+\gamma)$ -фаз складає 50...80 мкм. Водночас, в мікроструктурі матеріалу відзначається наявність окремих світлих включень по границям зерен, місцями суцільних, що, ймовірно, є частинками боридів типу TiB та може позначитися на механічних властивостях сплаву, що відмічено автором [177]. При сумісному введенні В з Re (склад №6, рисунок 3.3є) подібні включення мають одиничний характер або взагалі не спостерігаються у полі мікрошліфа. Товщина пластинок  $\alpha_2$  та  $\gamma$ -фаз є меншою у порівнянні з товщиною пластинок у мікроструктурі сплаву №5.

При сумісному введенні модифікуючих елементів Y, Re, В у кількості 0,2 % кожного (сплав №1, рисунок 3.3з) мікроструктура характеризується дрібнозеренною будовою, проте розмір пластинок є не досить рівномірний за перетином шліфа – від 30 до 100 мкм. До того ж, спостерігаються окремі включення боридних фаз за аналогією зі сплавом №2, легovanим 0,2 % В.

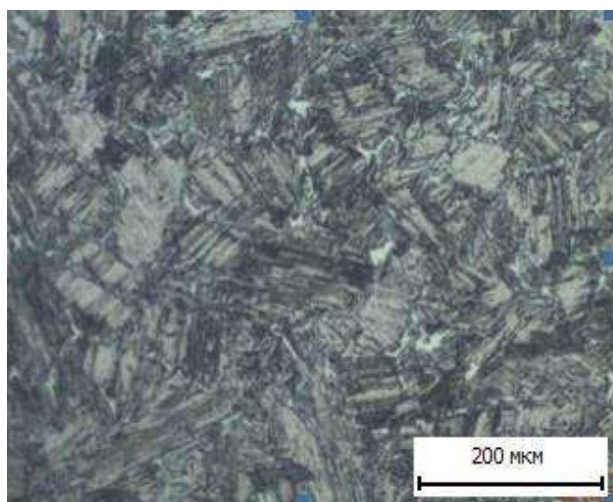
Спільний вплив трьох модифікаторів у кількості 0,1 % кожен (сплав №9, рисунок 3.3ж) призвів до отримання  $\beta$ -зерен рівномірної поліедричної форми з розмірами пластинок не більше 30...40 мкм.



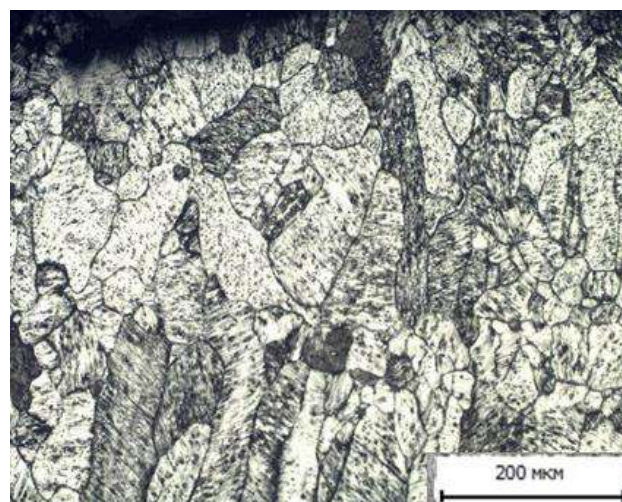
а)  $Y=0$ ,  $Re=0$ ,  $B=0$  (склад №4)



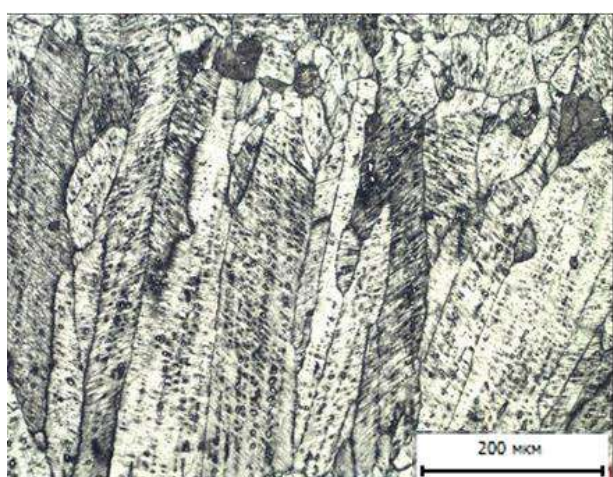
б) 0,2 % $Re$ ,  $Y=0$ ,  $B=0$  (склад №8)



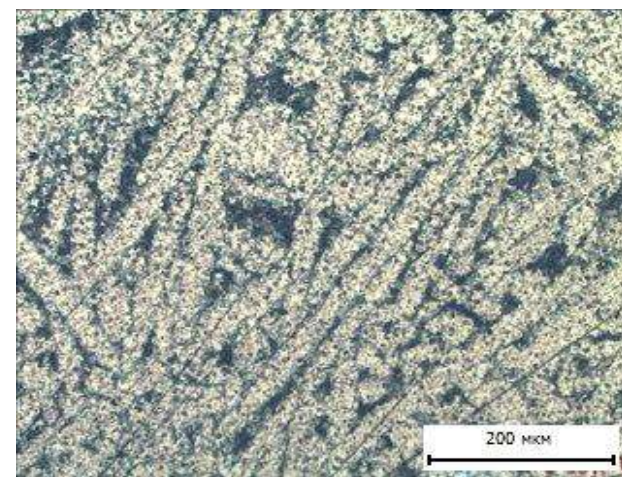
в) 0,2 % $B$ ,  $Re=0$ ,  $Y=0$  (склад №5)



г) 0,2 %  $Y$ ,  $Re=0$ ,  $B=0$  (склад №3)

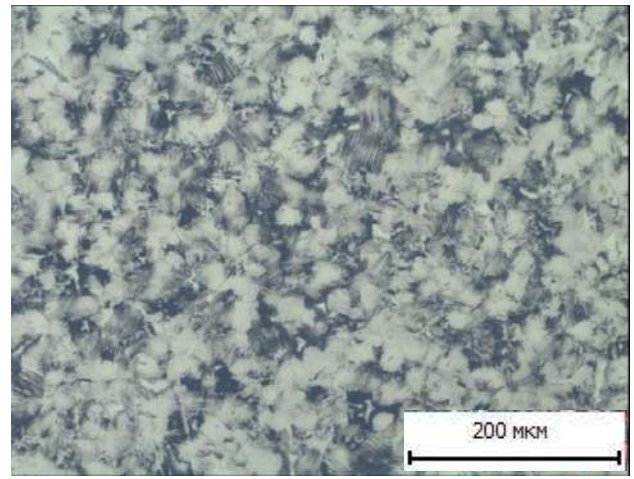
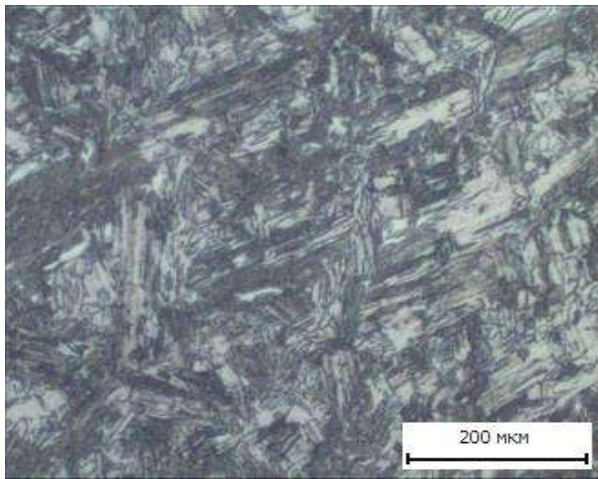


д) 0,2 %  $B$ , 0,2 %  $Y$ ,  $Re=0$  (склад №7)

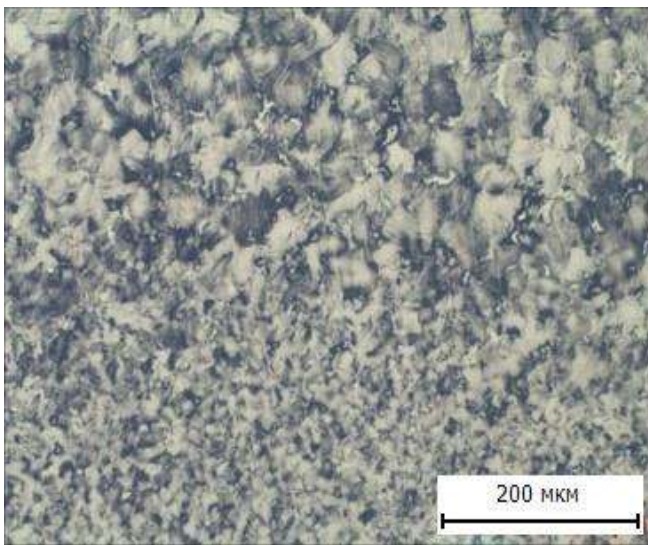


е) 0,2 %  $Y$ , 0,2 %  $Re$ ,  $B=0$  (склад №2)

Рисунок 3.3 – Мікроструктури сплавів експериментальних складів



є) 0,2 % В, 0,2 % Re, Y=0 (склад №6) ж) 0,1 % Y, 0,1 % Re, 0,1 % В (склад №9)



з) 0,2 % Y, 0,2 % Re, 0,2 % В (склад №1)

Рисунок 3.3. Продовження. – Мікроструктури сплавів експериментальних складів.

В результаті проведених макро- та мікроструктурних досліджень встановлено закономірності впливу модифікаторів на структуру зливків.

Додавання ітрію призводить до утворення полідричної форми  $\beta$ -зерна та збільшення дисперсності структурних складових ( $\alpha_2 + \gamma$ )-фаз до 4 разів у порівнянні з базовим сплавом.

Введення бору сприяє формуванню пластинчастої структури з малим розміром колоній. Макроструктура зливку стає більш однорідною, суттєво зменшуються розміри пластинок фаз – до 6 разів порівняно із базовим сплавом. Однак, введення бору у кількості 0,2 %, тобто максимального вмісту,

передбаченого матрицею планування, призводить до появи крихких боридних фаз. Введення ренію значно потоншує пластинки  $(\alpha_2+\gamma)$ -фаз, при чому товщина пластинок пропорційно зменшується при збільшенні вмісту ренію у дослідних зливках експериментального складу.

### 3.3.3 Визначення механічних властивостей отриманих зливок

Для визначення впливу мікродобавок Y, Re та В на рівень механічних характеристик сплавів експериментальних складів виготовлені зразки в поперечному напрямку кожного із зливок. Результати механічних випробувань в залежності від рівня модифікаторів-факторів варіювання представлені в таблиці 3.4.

Таблиця 3.4 – Механічні властивості сплавів експериментальних складів

Склад сплавів в кодовому масштабі				Фактичний склад, срд, % мас.			Механічні властивості, срд	
№ сплаву	X <sub>1</sub>	X <sub>2</sub>	X <sub>3</sub>	Y	Re	B	$\sigma_B$ , МПа (Y <sub>1</sub> )	$\delta$ , % (Y <sub>2</sub> )
1	+	+	+	0,21	0,20	0,19	615	0,6
2	+	+	-	0,21	0,19	0	551	0,8
3	+	-	-	0,19	0	0	507	0,6
4	-	-	-	0	0	0	285	0,4
5	-	-	+	0	0	0,21	500	0,6
6	-	+	+	0	0,19	0,21	527	0,4
7	+	-	+	0,20	0	0,21	446	0,4
8	-	+	-	0	0,19	0	610	0,6
Нульовий рівень (9)	0	0	0	0,10	0,09	0,11	800	1

Визначено що введення модифікуючого комплексу сприяє підвищенню границі міцності сплаву базового складу з 285 МПа до 800 МПа та відносного подовження з 0,4 % до 1,0 %. Це обумовлено утворенням дещо спотвореної ґратки  $\gamma$ -фази внаслідок легування ніобієм та молібденом [23, 166], а також завдяки зміні форми та розмірів структурних складових сплаву при введенні Y, Re та B.

### 3.3.4 Аналіз зламів після проведення механічних випробувань

Аналіз зламів після проведення механічних випробувань показав, що поверхня руйнування зразків вихідного сплаву (склад №4) характеризується квазікрихкими фасетками, що обумовлює низький рівень механічних властивостей (рисунок 3.4).

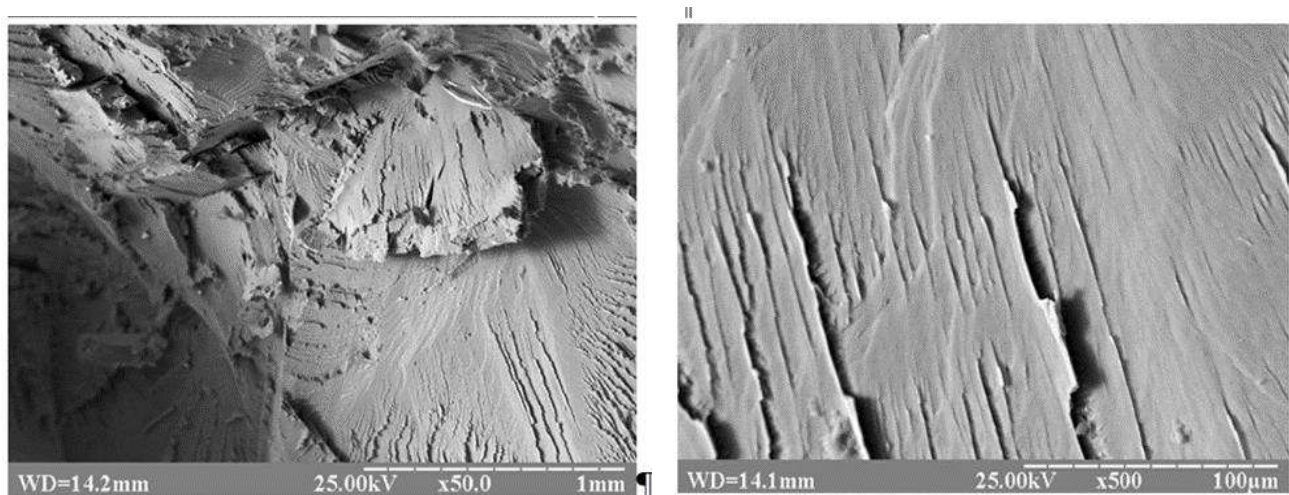


Рисунок 3.4 – Фрактограми поверхні руйнувань зразків після механічних випробувань зливків базового складу №4 ( $Y$ ,  $Re$ ,  $B=0$ )

Фрактограми поверхонь руйнувань зразків з вмістом  $Y$  на верхньому рівні 0,2 % мають транскристалітну будову (рисунок 3.5).

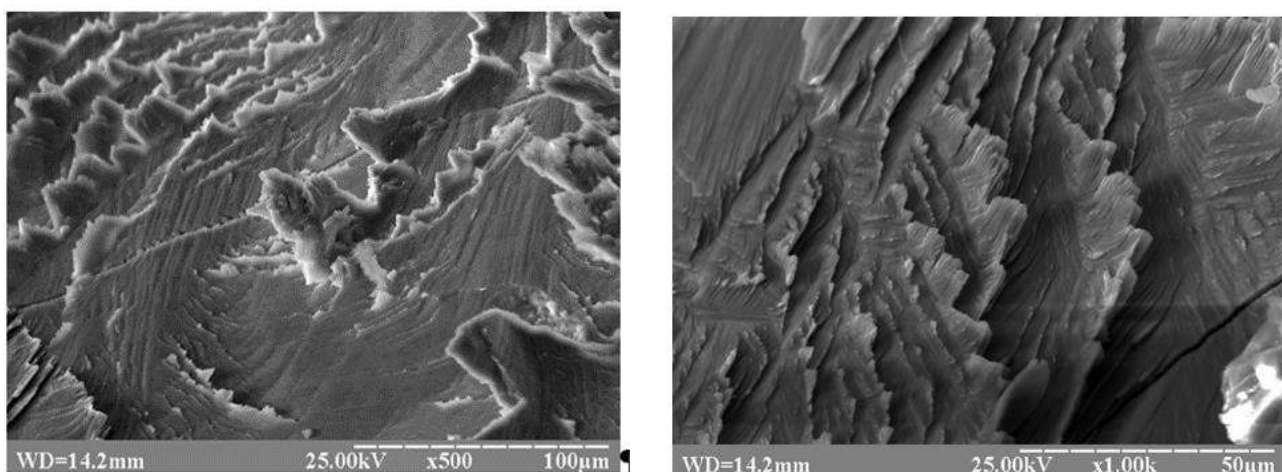


Рисунок 3.5 – Фрактограми поверхні руйнувань зразків після механічних випробувань зливків складу №3 ( $Y=0,2\%$ ,  $Re=0$ ,  $B=0$ )

Поверхні руйнувань зразків зі сплаву №5 з максимальним вмістом  $B$  характеризуються дрібнокристалічною будовою та відповідає крихкому

руйнуванню (рисунок 3.6).

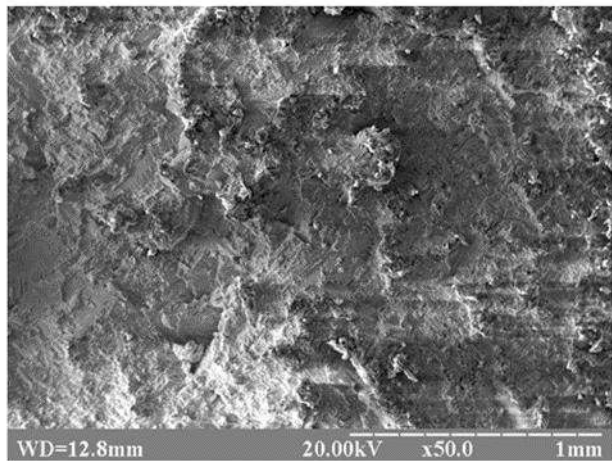
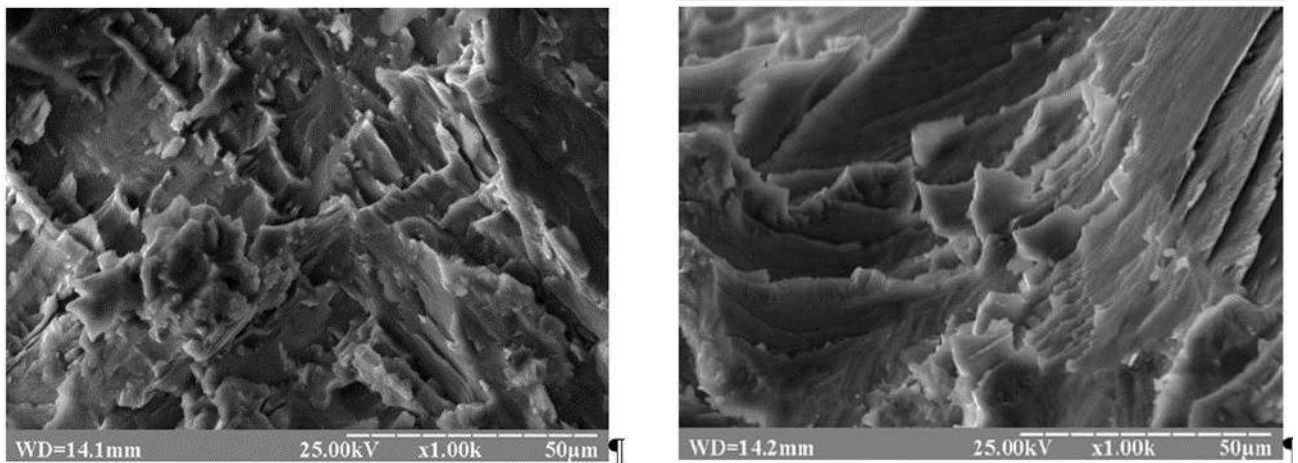


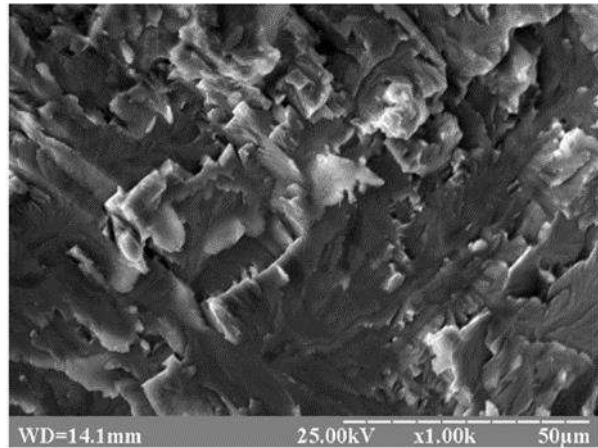
Рисунок 3.6 – Фрактограми поверхні руйнувань зразків після механічних випробувань зливків складу №5 ( $Y=0$ ,  $Re=0$ ,  $B=0,2$  %)

Дослідження поверхні руйнування зразків сплавів з парними поєднаннями модифікуючих елементів (склад №2, 6) показали, що злами мають схожу будову та відповідають квазікрихкому руйнуванню (рисунок 3.7).



а) склад №2 ( $Y=0,2$  %,  $Re=0,2$  %,  $B=0$ )

Рисунок 3.7 – Фрактограми поверхні руйнувань зразків після механічних випробувань зливків складу №2 ( $Y=0,2$  %,  $Re=0,2$  %,  $B=0$ ) та №6 ( $Y=0$ ,  $Re=0,2$  %,  $B=0,2$  %)



б) склад №6 (Y=0, Re=0,2 %, B=0,2 %)

Рисунок 3.7. продовження. – Фрактограми поверхні руйнувань зразків після механічних випробувань зливків складу №2 (Y=0,2 %, Re=0,2 %, B=0) та №6 (Y=0, Re=0,2 %, B=0,2 %)

При руйнуванні зразків зі сплаву з комплексним модифікуванням (склад №9) на поверхні руйнування поряд з квазікрихкими фасетками мають місце дрібні ямки (рисунок 3.8), що свідчить про більш енергоємний процес руйнування, а отже більші значення механічних властивостей.

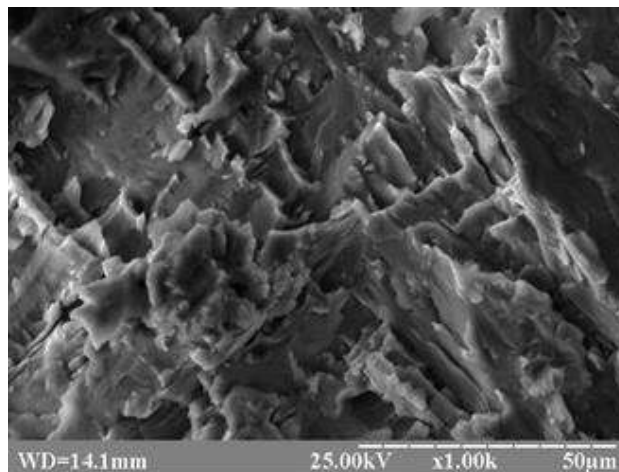


Рисунок 3.9 – Фрактограма поверхні руйнування зразка після механічних випробувань зливків складу №9 (Y=0,1 %, Re=0,1 %, B=0,1 %)

### 3.3.5 Розрахунок рівнянь регресії та оптимізація складу експериментального сплаву

Шляхом регресійного аналізу отримано ряд рівнянь, які показують залежність механічних властивостей титанового сплаву від вмісту факторів

варіювання  $Y$ ,  $Re$  та  $B$  [183, 184]. Після аналізу коефіцієнтів регресії на значимість та відкидання незначимих коефіцієнтів отримані рівняння у кодовому масштабі, які мають наступний вигляд:

$$Y_1 = 807,34 + 30,77X_1 - 370,46X_1^2 + 105,61X_2^2 + 109,09X_2 - 15,66X_3^2 + 21,73X_3 \quad (3.4)$$

$$Y_2 = 0,6 + 0,1X_1 + 0,32X_2 - 0,1X_3 - 0,11X_1X_2 - 0,21X_2X_3 - 0,1X_1X_3 + 0,1X_1X_2X_3 \quad (3.5)$$

Перевірка адекватності моделей за критерієм Фішера показала, що вони можуть бути використані для прогнозування значень функцій відгуку для будь-яких значень факторів між верхнім і нижнім рівнями. Переведення коефіцієнтів рівнянь в натуральний масштаб виконано за формулою 3.1.

Із застосуванням значень з таблиці 3.1 формули переведення мають вигляд:

$$X_1 = \frac{\%Y - 0,1}{0,1}; \quad (3.6)$$

$$X_2 = \frac{\%Re - 0,1}{0,1}; \quad (3.7)$$

$$X_3 = \frac{\%B - 0,1}{0,1}. \quad (3.8)$$

Після переведення рівнянь в натуральний масштаб отримано залежності, що описують вплив відсоткового вмісту за масою модифікуючих елементів  $Y$ ,  $Re$  та  $B$  на механічні властивості експериментального сплаву на основі алюмініду титану системи Ti-29Al-7Nb-2Mo:

$$\sigma_B = 365,73 + 7716,90Y - 1021,17Re + 530,46B - 37046,25Y^2 + 10560,59Re^2 - 1565,55B^2 \quad (3.9)$$

$$\delta = 0,40 + 0,99Y + 3,12Re + 0,98B - 20,27BRe - 9,64BY - 10,26ReY + 100,11BReY \quad (3.10)$$

Використовуючи отримані регресійні моделі, розраховано значення в усіх точках плану експерименту. Аналіз отриманих розрахункових масивів у порівнянні з фактичними значеннями механічних властивостей (таблиця 3.5)

виявив високий кореляційний зв'язок. Коефіцієнт кореляції функції  $\sigma_B=f(Y, Re, B)$  склав  $R = 0,92$ , а для функції  $\delta=f(Y, Re, B)$  відповідно  $R = 0,998$ .

Таблиця 3.5 - Механічні властивості отриманих злиwkів

Склад сплавів у кодовому масштабі				Механічні властивості, срд			
				$\sigma_B$ , МПа		$\delta$ , %	
№ сплаву	X <sub>1</sub>	X <sub>2</sub>	X <sub>3</sub>	Факт	Розрахунок (Y <sub>1</sub> )	Факт	Розрахунок (Y <sub>2</sub> )
1	+	+	+	615	615,00	0,6	0,631
2	+	+	-	551	539,75	0,8	0,791
3	+	-	-	507	494,57	0,6	0,588
4	-	-	-	285	365,73	0,4	0,400
5	-	-	+	500	408,08	0,6	0,606
6	-	+	+	527	595,30	0,4	0,390
7	+	-	+	446	469,62	0,4	0,399
8	-	+	-	610	552,94	0,6	0,588
Нульовий рівень	0	0	0	800	800,00	1,0	0,993
Коефіцієнти кореляції				R = 0,92		R = 0,998	

З метою визначення оптимального вмісту елементів модифікуючого комплексу для отримання високих показників механічних властивостей сплавів побудовано графіки залежності  $\sigma_B=f(Re, Y, B)$  та  $\delta=f(Re, Y, B)$  у різноманітних комбінаціях при умові фіксування одного з компонентів на нульовому рівні плану експерименту.

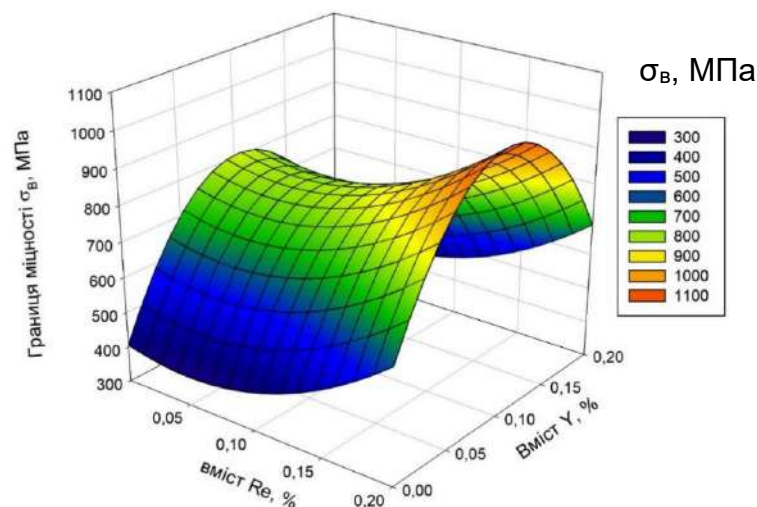


Рисунок 3.10 – Графік залежності впливу Y та Re на границю міцності сплаву при **B = 0,11 %**

Як видно з графіку на рисунку 3.10, при збільшенні вмісту ітрію до 0,10 % та ренію в усьому діапазоні концентрацій відбувається підвищення значень границі міцності дослідного сплаву. При вмісті ітрію приблизно 0,10 % при будь-якій концентрації Re на графіку має місце точка екстремуму, при перетині якої міцність сплаву зменшується зі збільшенням вмісту Y понад 0,10 %. Ймовірно, це пов'язано з концентраційною ліквідацією ітрію та утворенням неметалевих сполук типу оксидів  $Y_nO_m$  або силіцидів  $Y_nSi_m$  по границям зерен [185, 186].

При аналізі мікроструктур зливків експериментальних складів з вмістом ітрію більше 0,1 % (склади №1, 2, 3 відповідно до плану експерименту) в структурі сплавів спостерігались локальні ділянки шліфів, що містили вкраплення світлого, напівпрозорого кольору, що, ймовірно, є включеннями неметалевих сполук ітрію, розташованих, переважно, по границям зерен (рисунок 3.11). Отримані дані корелюють з результатами роботи [187], в якій показано, що введення ітрію до 0,01 % не впливає на структуру литих сплавів, а при концентрації більше 0,1 % відбувається розтріскування титанових зливків.

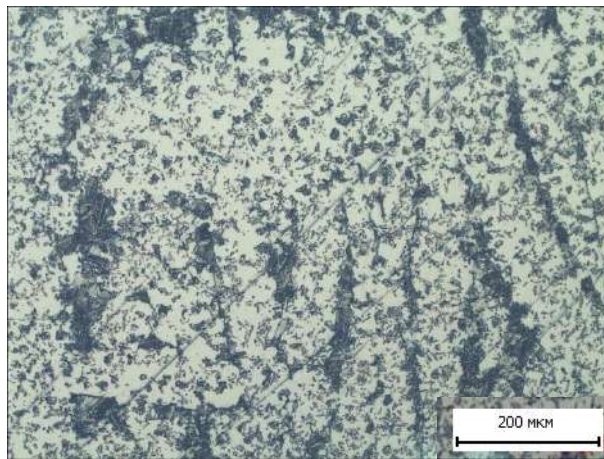


Рисунок 3.11 – Мікроструктура сплаву складу №2 після травлення, x200

Крива залежності границі міцності дослідного сплаву від концентрації Y та B при сталому вмісті Re (рисунок 3.12) також має лінію екстремуму при вмісті Y близько 0,1 %, аналогічно кривій рисунку 3.10, у бік зниження міцності сплаву при підвищенні вмісту Y більше 0,1 %.

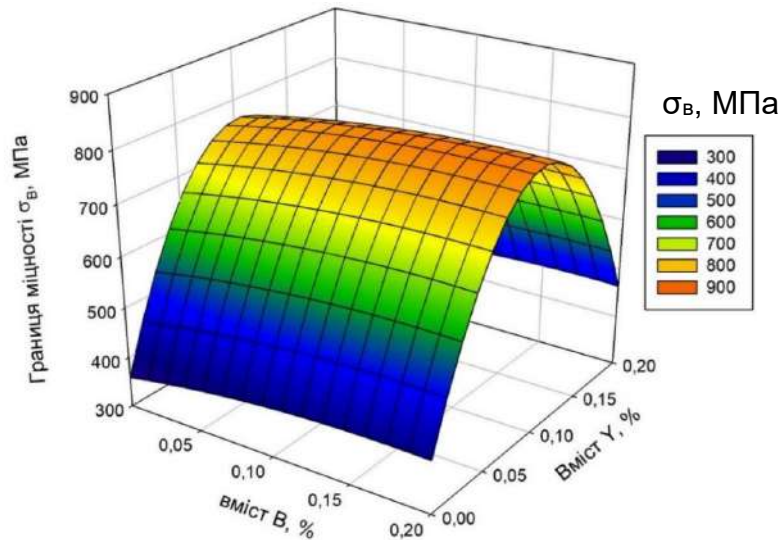


Рисунок 3.12 – Графік залежності впливу Y та В на границю міцності сплаву при **Re = 0,09 %**

При перетині графіку залежності міцності від вмісту бору та ітрію при сталій концентрації ренію площиною, що відображає технічну вимогу по забезпеченню границі міцності дослідного сплаву не менше 750 МПа (рисунок 3.13), представлено, що виконання цієї вимоги досягається при сумісному введенні до сплаву бору в кількості 0,1...0,2 %, ітрію - 0,07...0,015 % та ренію - 0,09 %.

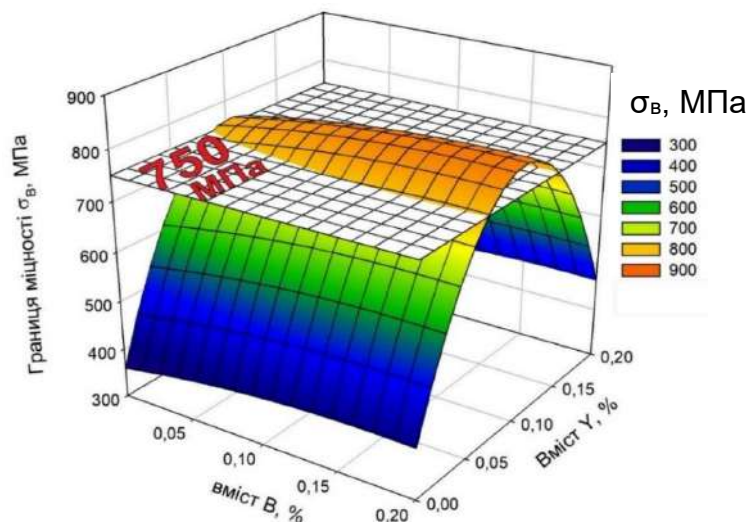


Рисунок 3.13 – Графік залежності впливу Y та В на границю міцності сплаву при **Re = 0,09%**. На графіку додано технічну умову, яка вимагає рівень границі міцності сплаву не менше **750 МПа**

При сталому вмісті ітрію 0,1 % (рисунок 3.14) суттєве зростання міцності сплаву досягається за рахунок введення бору у кількості не менше 0,1 % та збільшення вмісту ренію від 0,05 % до 0,2 %. Зростання міцності сплаву зі збільшенням вмісту ренію можна пояснити більшою розчинністю останнього в титані у порівнянні з ітрієм.

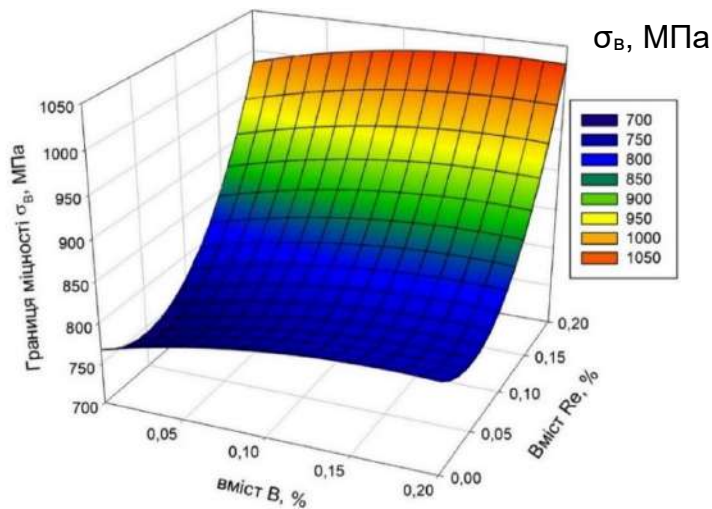


Рисунок 3.14 – Графік залежності впливу Re та В на границю міцності сплаву при  $Y=0,10$  %

Крива залежності відносного подовження від вмісту модифікуючих елементів В та Re при сталому вмісті Y (рисунок 3.15) показує, що при введенні бору більше 0,10 % спостерігається стрімкоподібне зниження пластичних характеристик майже вдвічі внаслідок утворення суцільної сітки боридних фаз по границям зерен. Суттєве збільшення пластичності при комплексному легуванні досягається обмеженням концентрації бору не більше 0,10 % при одночасному введенні ренію від 0,10 % до 0,20 %.

Забезпечення пластичності сплаву не менше 0,5 % досягається комплексним легування бором у кількості не більше 0,10 %, ітрієм – 0,10...0,20 % та ренієм – на рівні 0,09 % (рисунок 3.16).

Аналіз графіків залежності  $\sigma_b=f(Re, Y, B)$  та  $\delta=f(Re, Y, B)$  у різноманітних комбінаціях дозволив встановити, що забезпечення границі міцності сплаву на

рівні  $\geq 800$  МПа та відносного подовження  $\geq 1,0$  % досягається шляхом введення у склад сплаву 0,1 % кожного з модифікуючих елементів.

Таким чином, оптимальним складом експериментального сплаву на основі алюмініду титану визначено систему Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Re, Y, V).

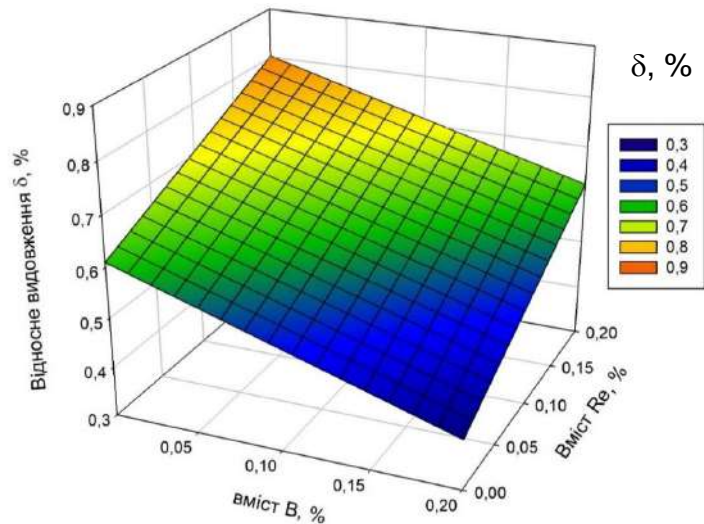


Рисунок 3.15 – Графік залежності впливу V та Re на відносне видовження сплаву при Y= 0,10 %

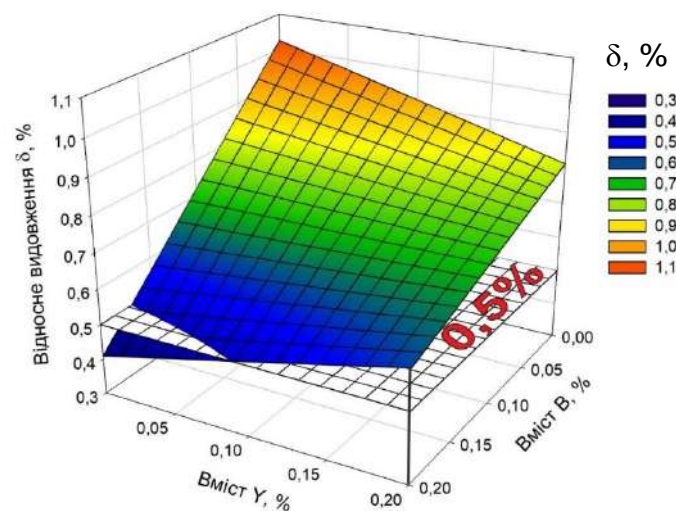


Рисунок 3.16 – Графік залежності впливу V та Y на відносне видовження сплаву при Re=0,09%. На графіку додано технічну умову, яка вимагає рівень відносного видовження сплаву не менше 0,5 %

### 3.4 Висновки за розділом

1. Обґрунтовано концентраційний вміст модифікуючих елементів Re, Y, V у складі дослідного сплаву на основі алюмініду титану системи Ti-29Al-

7Nb-2Mo з подальшою реалізацією плану експерименту щодо виплавки зливків експериментальних складів.

2. Проведено дослідження впливу модифікаторів на структуру та властивості отриманих зливків. Визначено, що введення ітрію призводить до збільшення дискретності структурних складових, введення бору сприяє формуванню пластинчастої структури з малим розміром колоній, а додавання ренію значно потоншує пластинки  $(\alpha_2+\gamma)$ -фаз. Суттєва зміна морфології структурних складових вихідного сплаву дозволяє підвищити характеристики міцності та пластичності, особливо в значній мірі при комплексному легуванні.

3. Отримано регресійні рівняння залежності границі міцності та пластичності від вмісту модифікуючого елементу, що мають квадратичний та лінійний вигляд відповідно.

4. Встановлено оптимальні концентрації модифікуючих елементів у складі дослідного сплаву на рівні 0,1 % кожного, які забезпечують найбільш суттєве підвищення механічних властивостей – границя міцності сплаву підвищується з 285 МПа до 800 МПа, відносне подовження – з 0,4 % до 1,0 %.

5. При вмісті Y більше 0,1% спостерігається утворення неметалевих сполук – оксидів, силіцидів тощо, а введення В більше 0,1 % призводить до появи крихких боридних фаз.

## РОЗДІЛ 4

### ВИЗНАЧЕННЯ ТЕМПЕРАТУРИ ПОЛІМОРФНОГО ПЕРЕТВОРЕННЯ, ФАЗОВОГО СКЛАДУ ТА ФІЗИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВУ ОПТИМАЛЬНОГО ХІМІЧНОГО СКЛАДУ

4.1 Отримання зливоків оптимального складу для промислового виробництва

Сплав оптимального складу, визначений у розділі 3, передбачається використовувати у серійному виробництві, тому подальші розрахунки та дослідження доцільно виконувати на зливках, отриманих саме для промислового виробництва.

В якості формоутворюючої технології для виробів зі сплаву на основі алюмініду титану обрано технологію лиття методом вакуумно-дугового переплаву (ВДП), що передбачає використання витратних електродів зі стабільним хімічним складом та властивостями.

Електроди для ВДП отримують з крупногабаритних витратних електродів діаметром 195 мм сплаву базового складу, одержаних шляхом електронно-променевої плавки [188-190]. Стабільність хімічного складу базового сплаву досягається шляхом подвійного переплаву. При першому переплаві до сплаву вводять тугоплавкі легуючі елементи – ніобій та молібден. При другому переплаві до отриманого зливка додають алюміній з урахуванням втрат на випаровування. Це дає змогу мінімізувати втрати алюмінію та забезпечити гарантоване розчинення тугоплавких легуючих елементів та рівномірний їх розподіл за довжиною та поперечним перерізом зливка.

Для отримання сплаву оптимального хімічного складу (рисунок 4.1) відрізають частини зливоків Ø195 мм, дошихтовують модифікаторами Y, Re та B і переплавляють з використанням вакуумно-дугової печі у графітовий тигель (рисунок 2.10 а), розливу металу проводять в кокіль (рисунок 2.10 б) [191]. Лігатури отримують шляхом плавки шматочків титану губчастого та алюмінію

з відповідними елементами Y, Re та В у вигляді порошоків у вакуумі в мідному кристалізаторі з використанням невитратного вольфрамового електроду.



Рисунок 4.1 – Зовнішній вигляд отриманого зливку.

Для підтвердження рівномірності хімічного складу базового сплаву, отриманого ЕПП, проведено аналіз хімічного складу за схемою, наведеною на рисунку 4.2, за довжиною зливку. Хімічний склад сплаву оптимального складу, виплавленого методом ВДП, проведено за висотою зливка з верхньої, середньої та нижньої його частин. Рентгеноспектральний мікроаналіз у режимі картування проведено за перетином зливків. Результати аналізів наведені в таблицях 4.1, 4.2 та на рисунку 4.3.

Результати хімічного складу показали досить рівномірний розподіл легуючих елементів за довжиною зливку базового складу. Відхилення вмісту алюмінію в головній і донній частинах пояснюється нестационарними режимами на початку і в кінці плавки, при формуванні затравки і виведенні усадкової раковини відповідно.

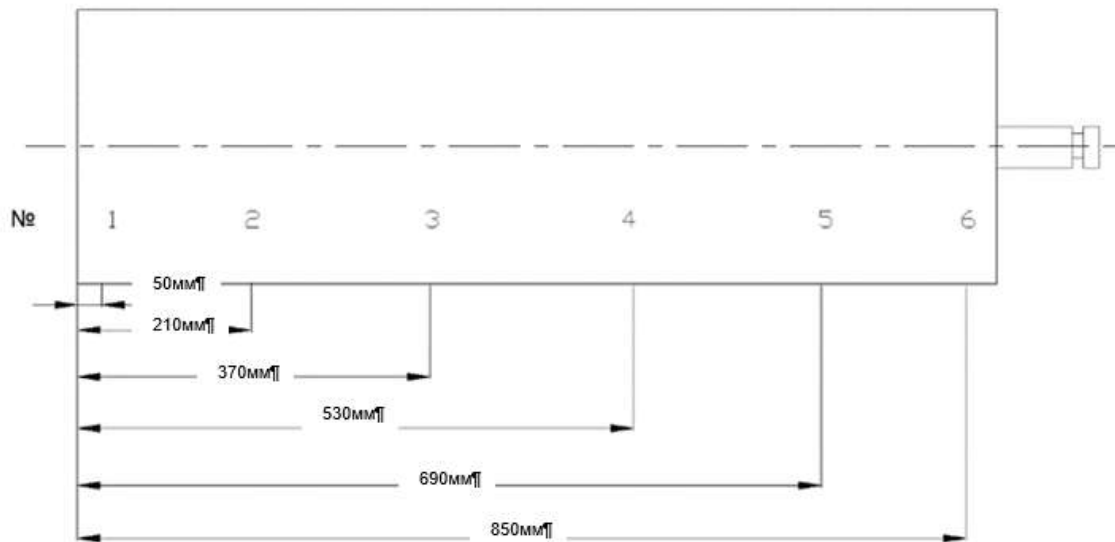


Рисунок 4.2 – Схема відбору проб зливку Ø195 мм

Таблиця 4.1 – Результати хімічного аналізу зливку Ø195 мм

Система	Місце відбору у проб	Вміст елементів, % мас.						
		Ti	Al	Nb	Mo	O	N	H
Ti-29Al-7Nb-2Mo (без модифікаторів)	1 - верх	осн	26,6	7,6	2,0	0,13	<0,01	<0,005
	2		27,4	7,5	2,0			
	3		27,2	7,5	2,1			
	4		31,0	7,2	1,9			
	5 - низ		30,5	7,3	2,2			

Вирівнювання вмісту алюмінію та досягнення необхідного хімічного складу в подальшому забезпечується використанням вакуумно-дугової печі. Об'єм кінцевого виплавленого металу, відповідає габаритам готового виробу, в даному випадку висоті лопатки, і складає Ø70 мм і висотою 90 мм.

Аналіз хімічного складу зливку оптимального складу, наведений в таблиці 4.2, показав рівномірний розподіл легуючих елементів за довжиною виплавлених зливків.

Таблиця 4.2 – Результати хімічного аналізу зливку з модифікаторами

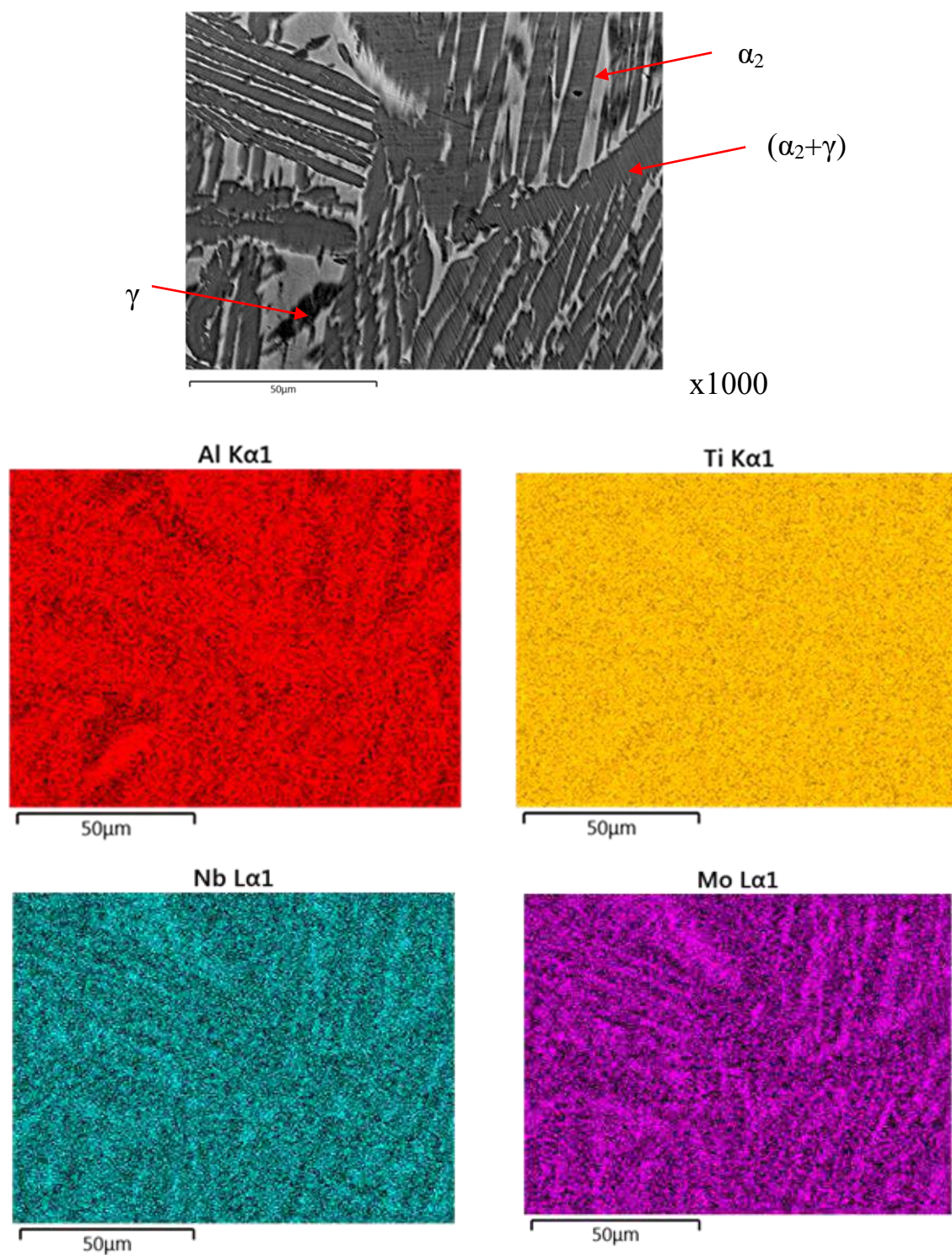
Система	Місце відбору проб (за висотою зливку)	Вміст елементів, % мас.						
		Ti	Al	Nb	Mo	Модифікатори		
						Y	Re	B
Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, B)	верх	осн	28,3	7,5	2,0	0,13	0,09	0,10
	середина		28,7	7,6	1,8	0,09	0,12	0,10
	низ		29,4	7,5	2,1	0,08	0,08	0,12

Для визначення рівномірності розподілу основних легувальних елементів за перетином зливків систем Ti-29Al-7Nb-2Mo та Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, B) проведено рентгеноспектральний мікроаналіз у режимі картування. Результати аналізу наведені на рисунку 4.3 – для сплаву базового складу та рисунку 4.4 – для сплаву оптимального складу.

Результати рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) дозволили визначити фазову приналежність структурних складових сплаву у різних частинах зливку.

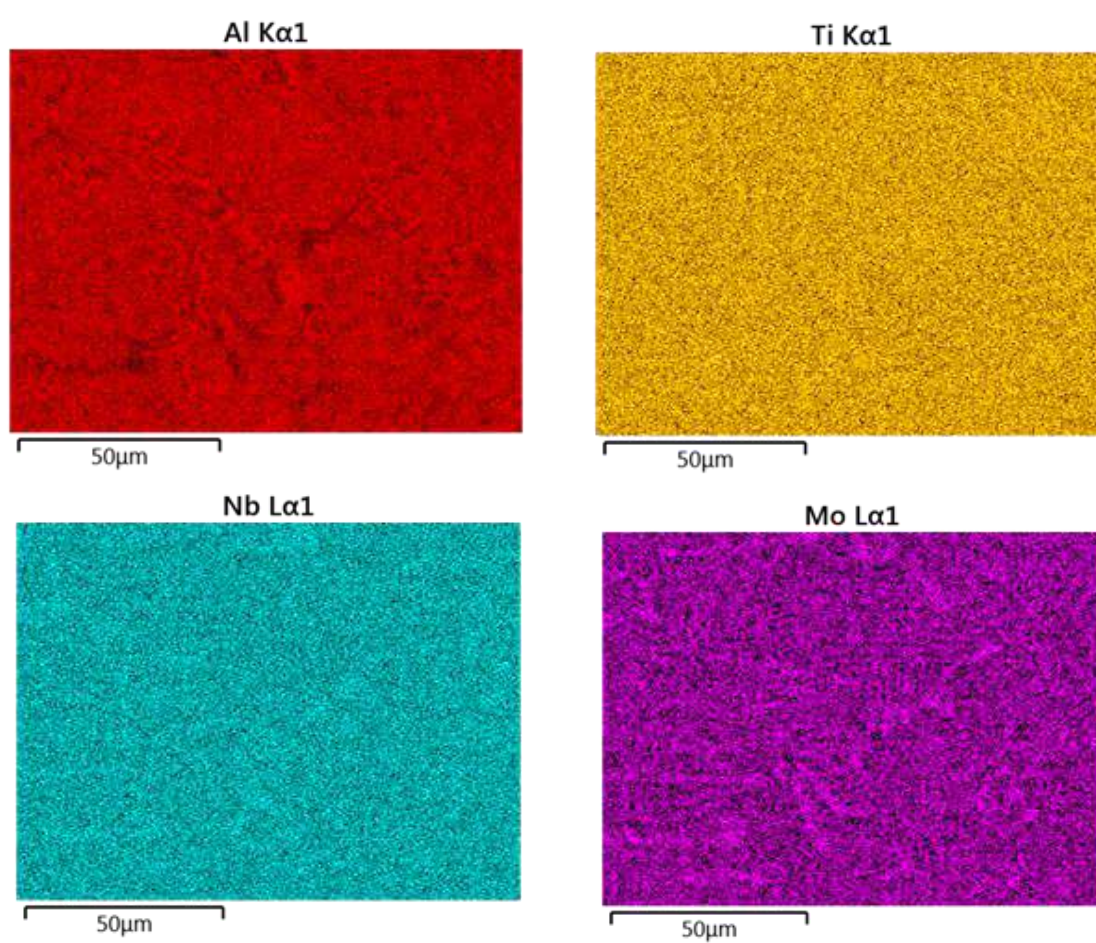
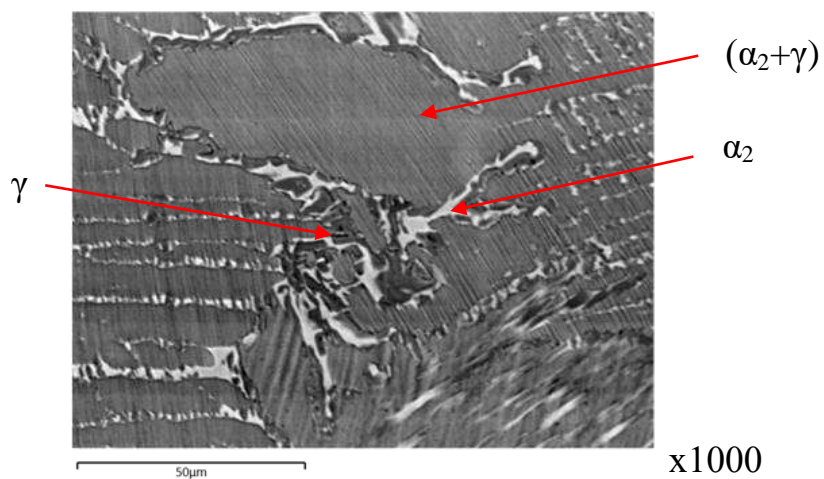
Слід зазначити, що структура литого сплаву є досить складною і пов'язана із шляхом кристалізації зливку, який включає в себе кілька реакцій в твердофазному стані.

Структура базового складу в крайовій та перехідній зонах пластинчастої будови; в центральній частині зливку представлена рівноважними зернами, облямованими  $\alpha_2$ -фазою, внутрішній об'єм яких заповнений колоніями тонких ламелей  $\gamma$  та  $\alpha_2$ -фаз, утворених в результаті твердофазного розділення фаз – евтектоїдної реакції. Світлі ділянки поля збіднені на алюміній, темні – навпаки, мають більш інтенсивне забарвлення, що відповідає більшому вмісту алюмінію [192]. Відповідно до стехіометричного складу інтерметалідів  $Ti_3Al$ ,  $TiAl$  та границі розчинності алюмінію у відповідних сполуках (35 % ат. Al в  $Ti_3Al$ , 66 % ат. Al в  $TiAl$ ) світлі ділянки структури можна класифікувати як  $\alpha_2$ -фазу, темні – як  $\gamma$ -фазу.



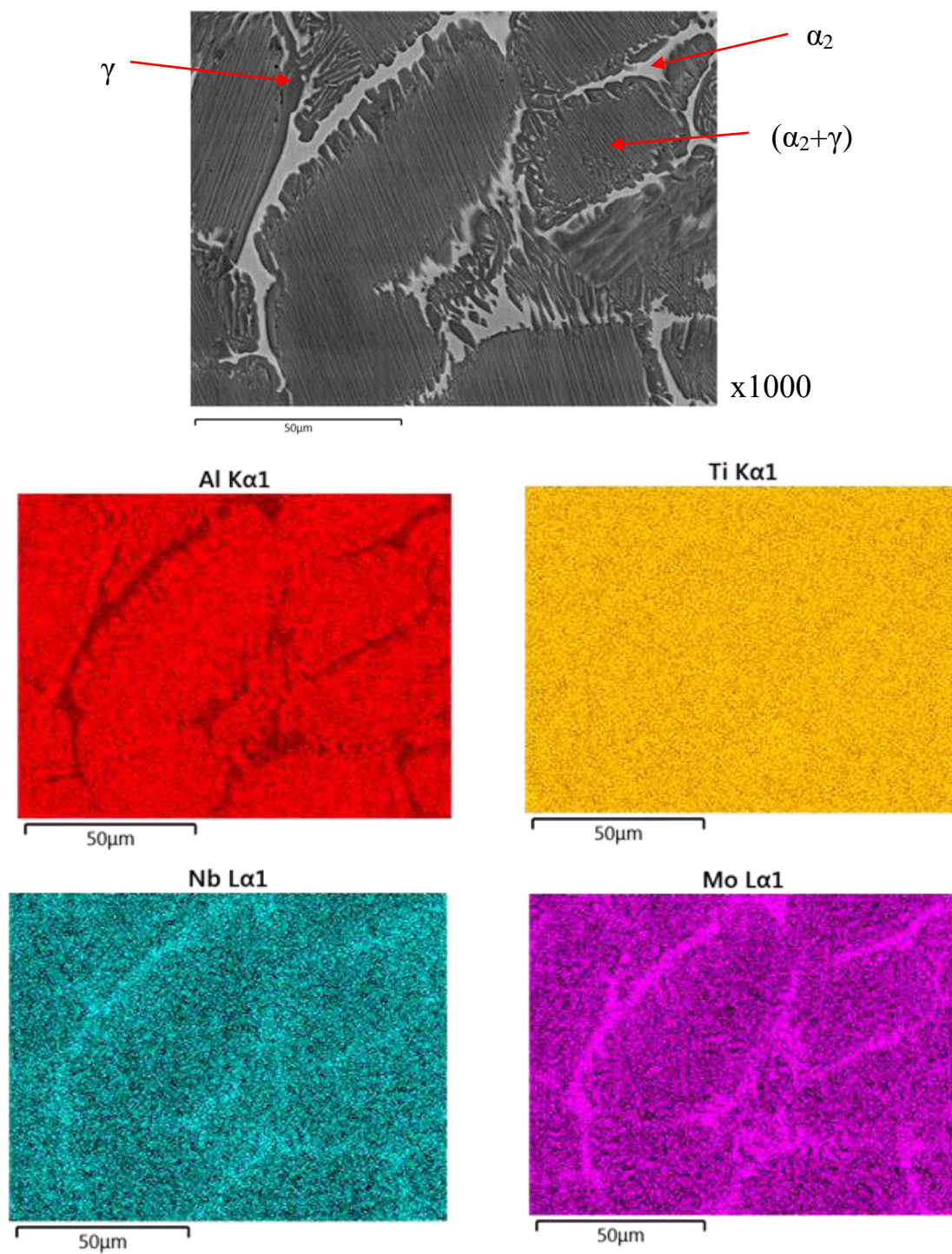
а) крайова (периферійна) частина зливку;

Рисунок 4.3 – Рентгеноспектральний мікроаналіз в режимі картування матеріалу зливку без модифікаторів



б) «перехідна» частина зливку (відстань від краю зливку  $1/2R$ );

Рисунок 4.3. продовження. – Рентгеноспектральний мікроаналіз в режимі картування матеріалу зливку без модифікаторів



в) середня (центральна) частина зливку;

Рисунок 4.3. продовження. – Рентгеноспектральний мікроаналіз в режимі картування матеріалу зливку без модифікаторів

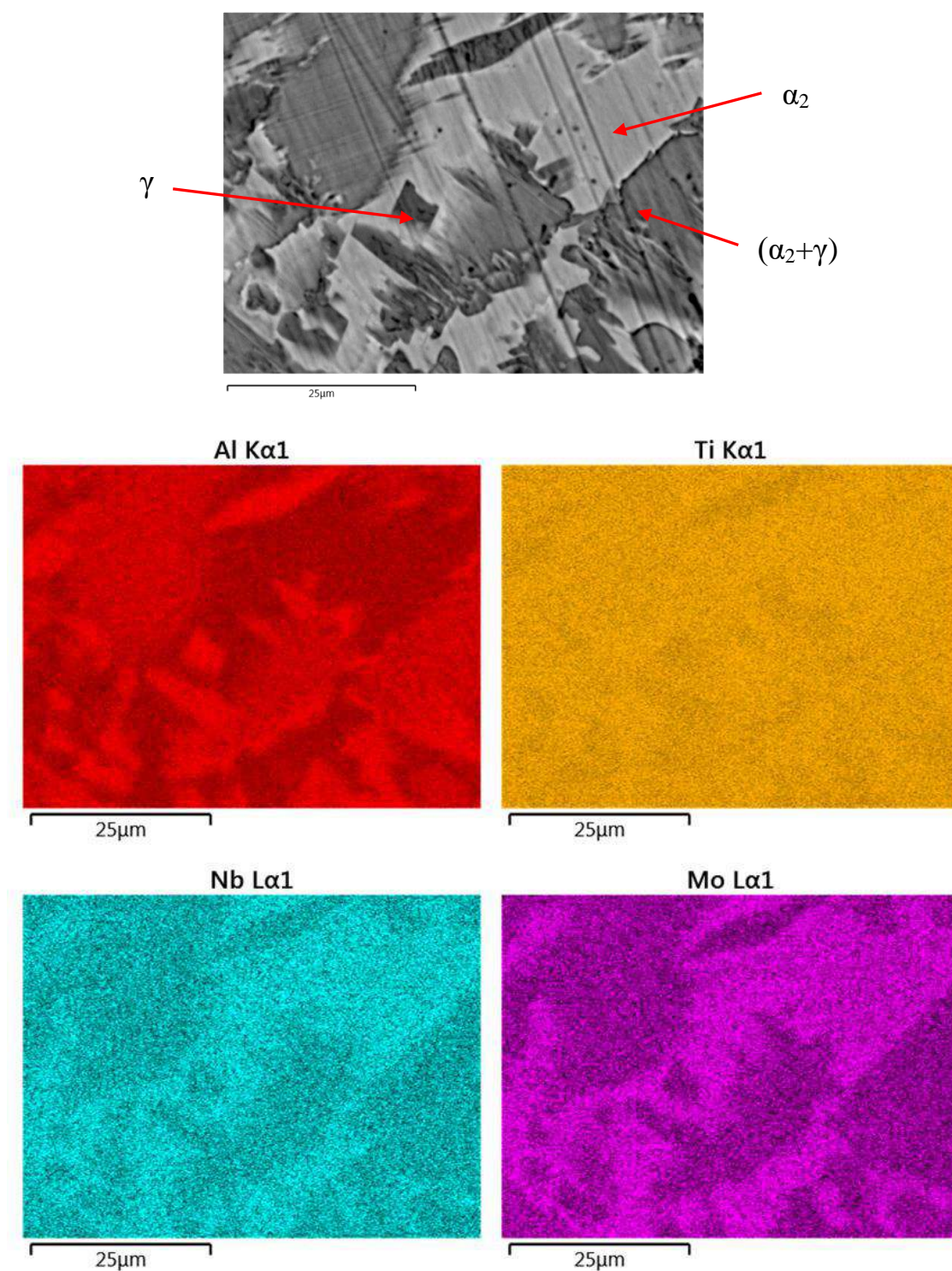


Рисунок 4.4 – Рентгеноспектральний мікроаналіз в режимі картування матеріалу зливку оптимального складу Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y,Re,V)

За вмістом молібдену та ніобію більш інтенсивні забарвлення відповідають ділянкам розташування  $\alpha_2$ -фази. З графіку розчинності

легувальних елементів в інтерметалідах  $Ti_3Al$  та  $TiAl$  (рисунок 4.5) встановлено, що розчинність  $\beta$ -стабілізаторів більша в ґратці  $\gamma$ -фази: границя розчинності молибдену в ґратці  $Ti_3Al$  не більше 1,5 % ат., в ґратці  $TiAl$  – близько 9 % ат.; границя розчинності ніобію – 12 % ат. та 28 % ат. відповідно для  $\alpha_2$  та  $\gamma$ -фаз. Тобто вміст молибдену і ніобію у складі експериментального сплаву близький до границі розчинності вказаних елементів у  $\alpha_2$ -фазі.

Формування різних типів структур зливку – пластинчастої у периферії зразка та рівноважної у центральній частині – обумовлено характером тепловідводу при його кристалізації та не призвело до зміни хімічного складу сплаву за вмістом основних елементів.

Від зливоків відрізані поперечні темплети та виготовлені макрошліфи для контролю структури. Встановлено, що в зливках сформована однорідна та щільна структура. Дефектів у вигляді пор, раковин, тріщин, видимих неозброєним оком, не виявлено.

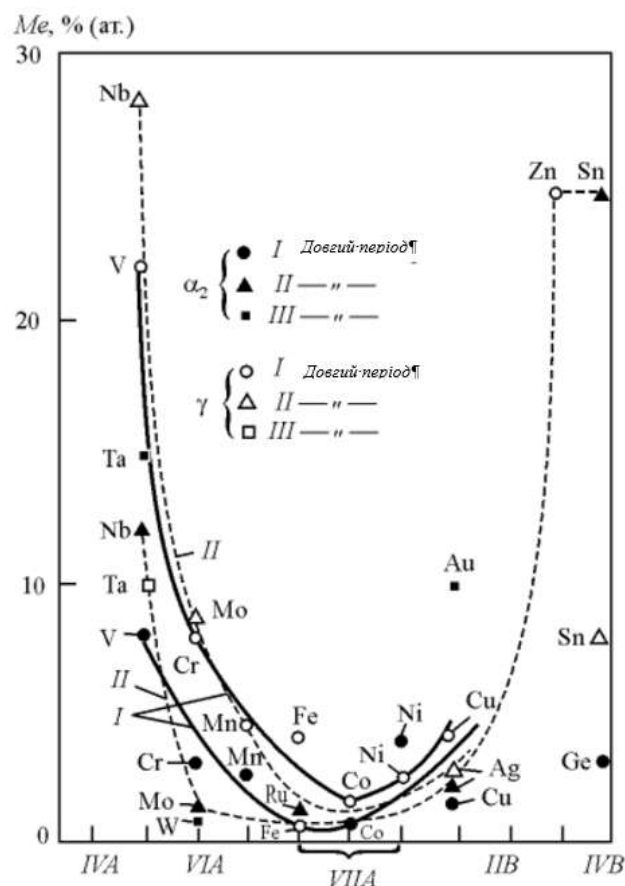
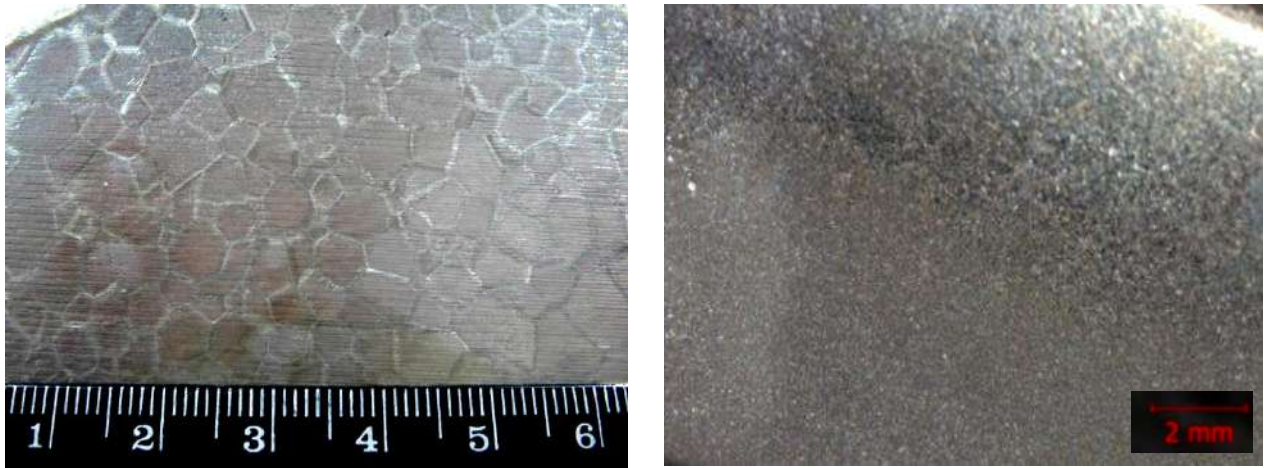


Рисунок 4.5 – Розчинність легувальних елементів в інтерметалідах  $Ti_3Al$  та  $TiAl$  [193]

Макроструктура зливку без модифікаторів характеризується зернами, близькими до рівноважних. Величина зерна відповідає 8-9 балу 10-бальної шкали макроструктур титанових сплавів (рисунок 4.4а).

Макроструктура зливку з модифікаторами характеризується більш дрібними зернами, що відповідають 2-3 балу шкали макроструктур (рисунок 4.4б).



а)

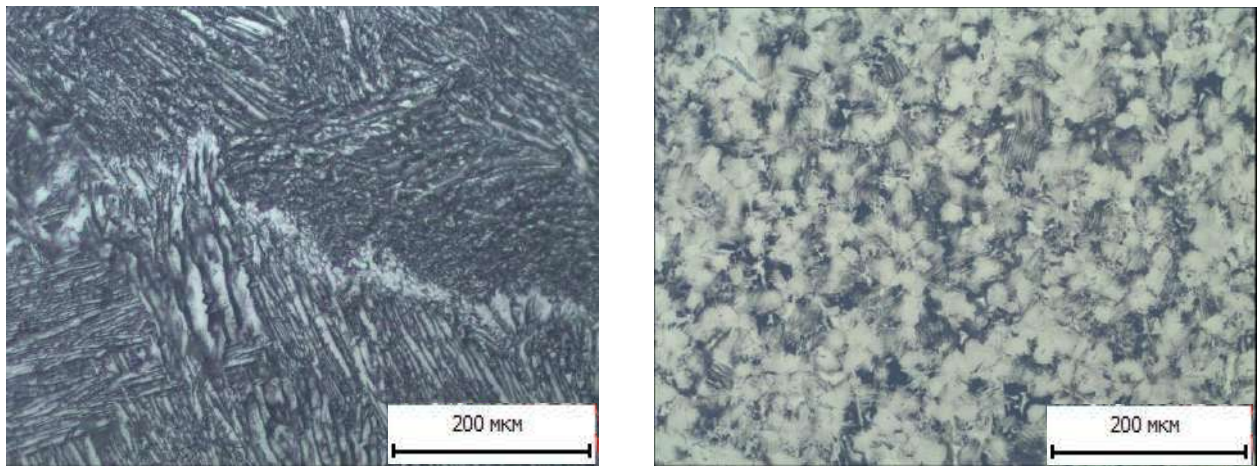
б)

Рисунок 4.4 – Макроструктура злиwkів після травлення:

а - без модифікаторів; б - з модифікаторами.

При металографічному дослідженні отриманих злиwkів встановлено суттєвий вплив модифікаторів на морфологію структури сплаву. Так, мікроструктура сплаву без модифікаторів характеризувалась крупним  $\beta$ -зерном, в середині якого розташовані колонії пластин світлого і темного кольору розміром 100...350 мкм, які розорієнтовані в межах одного зерна (рисунок 4.5а). Спільний вплив трьох модифікаторів у кількості 0,1 % кожен призвів до отримання дрібних  $\beta$ -зерен з розмірами колоній пластинок ( $\alpha_2+\gamma$ )-фаз не більше 30...40 мкм (рисунок 4.5б).

Результати механічних досліджень інтерметалідного сплаву базового та оптимального складів наведено в таблиці 4.4. Твердість та мікротвердість вимірювалась за перетином дослідних злиwkів від периферії до центру.



а)

б)

Рисунок 4.5 – Мікроструктура зливків після травлення:

а – без модифікаторів; б – з модифікаторами,  $\times 200$ 

Таблиця 4.4 – Механічні властивості сплаву

Сплав	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	Твердість	Мікротвердість
			HRC	HV
середнє значення				
Ti-29Al-7Nb-2Mo	500...520	0,4...0,5	42,8	419,7
Ti-29Al-7Nb-2Mo- 0,3(Y, Re, B)	800...870	0,8...1,3	35,2	347,1

Встановлено, що при спільному введенні модифікаторів досягається підвищення міцності матеріалу до 800 МПа та пластичності до 1,3 %, тобто майже в 2 рази у порівнянні з вихідним сплавом. Твердість та мікротвердість у сплаві оптимального складу нижча за базовий сплав, що побічно свідчить про підвищення характеристик пластичності сплаву з модифікаторами.

На підставі результатів проведених досліджень отримано схему, що відповідає промисловій технології і включає в себе виготовлення витратного електроду шляхом подвійного переплаву, його дошихтовки модифікаторами для забезпечення оптимального хімічного складу з використанням дугової печі з контрольованою атмосферою та подальшою розливкою металу у кокіль [191].

Для даної схеми розраховані і доведені оптимальні режими плавок, що забезпечують відсутність анізотропії властивостей як при введенні тугоплавких елементів у зливки базового складу, так і при отриманні витратного електроду модифікованого складу при виплавці в кокіль.

Встановлено, що в кінцевому виробі за рахунок відсутності градієнту концентрацій елементів, що є важливим параметром забезпечення якості продукції лиття, суттєво подрібнювалась структура з 8-9 балу до 2-3 балу зерна макроструктури.

Подрібнення зерна литої структури досягалось за рахунок введення модифікаторів Y, Re, В, які сприяють зменшенню розмірів зерна, призводять до зміни морфології фаз, рафінують границі зерен від домішок, затримують розвиток на границі поділу фаз дифузійних процесів і пригнічують процеси росту структурних складових. Це, в свою чергу, дозволило підвищити значення механічних характеристик матеріалу, зокрема, міцність та пластичність.

Границя міцності дослідного сплаву складала 800...870 МПа, відносне подовження – 0,8...1,3 % при значеннях границі міцності серійного сплаву ВЖЛ12Э-ВИ на рівні  $\geq 830$  МПа.

#### 4.2 Визначення температури поліморфного перетворення сплаву оптимального складу

При виборі та розробленні режимів деформаційної та термічної обробки титанових сплавів визначальним фактором є фазовий склад матеріалу та діапазони існування фазових областей, характерних для сплаву конкретного складу.

Для дослідних сплавів, температура поліморфного перетворення яких невідома, у промисловості найчастіше використовується метод пробних гартувань, що не потребує складного та високовартного устаткування, є досить простим і точним.

Однак, визначення температурного діапазону поліморфного перетворення (його початку  $T_n$  та кінця  $T_k$ ) та температур фазових перетворень

для сплавів на основі алюмінідів титану ускладнюється у порівнянні зі «стандартними» сплавами на основі титану. Це обумовлено необхідністю нагрівання до високих температур на рівні 1200...1300 °С, що не завжди можна забезпечити з використанням лабораторних печей. До того ж точні значення  $T_p$  і  $T_k$  методом пробних гартувань зафіксувати досить складно.

Тому для оцінки впливу модифікуючого комплексу на зміну температур фазових перетворень дослідного сплаву в роботі доцільно використовувати метод високотемпературного диференційно-термічного аналізу (ВДТА).

За допомогою ВДТА вивчені теплові ефекти, що спостерігаються при безперервному нагріванні зразків зі сплаву базового складу Ti-29Al-7Nb-2Mo та з модифікуючим комплексом (Y, Re, V) оптимального складу.

Термограми дослідних сплавів наведено на рисунку 4.6.

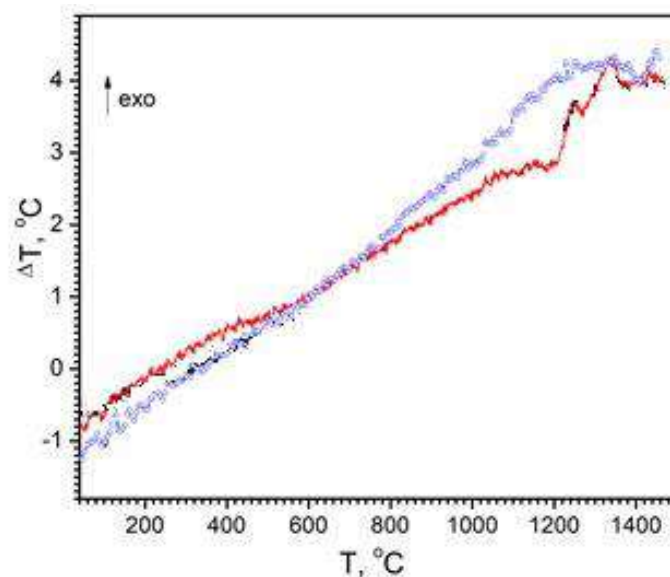


Рисунок 4.6 – Термограми дослідних композицій алюмініду титану:

червона лінія – сплав базового складу Ti-29Al-7Nb-2Mo;

синя лінія – сплав оптимального складу Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, V)

Співставлення кривих з діаграмою Ti-Al (рисунок 1.2) дозволяє стверджувати, що ендоефекти в інтервалі температур 1110...1200 °С обумовлені переходом впорядкованої  $\alpha_2$ -фази у невпорядковану  $\alpha$ -фазу з ГЦП-граткою за реакцією  $\alpha_2 + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma$  з подальшим переходом в однофазну  $\alpha$ -область. Теплові ефекти в інтервалі температур 1200...1300 °С не знаходять

підтвердження на діаграмі і можуть бути пов'язані з окисненням зразків при нагріванні або процесом виділення вторинних фаз. Наступні ендоефекти при температурі 1350...1400 °С пов'язані із переходом в  $\beta$ -область, тобто відбувається поліморфне перетворення. Теплові ефекти, що спостерігаються до 1100 °С за даними [194], можуть бути обумовлені процесами впорядкування-розпорядкування, що відбуваються в інтерметалідних фазах.

Таким чином, визначено, що введення легувальних та модифікуючого елементів в інтерметалідний сплав не змінює послідовність перетворень та температурні діапазони існування фазових областей, а температура поліморфного перетворення знаходиться в інтервалі 1350...1400 °С.

#### 4.3 Визначення густини базового і оптимального складів сплавів

Для оцінки зміни густини сплаву на основі алюмініду від вмісту модифікуючих елементів проведено визначення густини зразків різного хімічного складу методом гідростатичного зважування.

Для дослідження обрано зразки базового сплаву Ti-29Al-7Nb-2Mo з різним вмістом Y, Re та B відповідно до матриці планування на верхньому (+), нульовому (0) та нижньому (-) рівнях та оптимального хімічного складу. Отримані результати вимірювань наведені в таблиці 4.5.

Густина зразків базового складу знаходиться на рівні 3,9 г/см<sup>3</sup>, що відповідає легованому алюмініду титану.

Густина дослідних зразків, незалежно від вмісту елементу, знаходилася приблизно на одному рівні. Однак слід відзначити незначне збільшення показника – на 0,1...0,3 одиниць для сплавів з ренієм, які мають більшу густину у порівнянні з Y та B – 21,02 г/см<sup>3</sup> проти 4,47 г/см<sup>3</sup> та 2,34 г/см<sup>3</sup> для Y та B відповідно.

Густина сплаву оптимального складу відповідає значенню 4,75 г/см<sup>3</sup>, що на 22 % більше за густину базового сплаву, що свідчить про більший ступінь легованості сплаву.

Низькі значення стандартних відхилень, що не перебільшують 0,4 одиниці, свідчать про стабільність густини незалежно від зміни складу сплаву.

Таблиця 4.5 – Результати дослідження густини сплавів

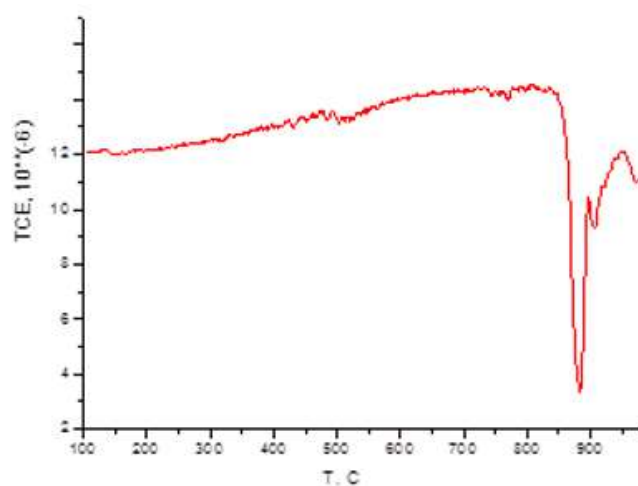
Склад		$\rho_{\min}$ , Г/см <sup>3</sup>	$\rho_{\max}$ , Г/см <sup>3</sup>	$\rho$ , Г/см <sup>3</sup>	Стандартне відхилення
Базовий Ti-29Al-7Nb-2Mo		3,8	4,0	3,9	0,2
Ti-29Al-7Nb-2Mo-Y	+	4,8	5,1	5,0	0,2
	0	4,5	4,9	4,7	0,3
	-	4,3	4,6	4,5	0,2
Ti-29Al-7Nb-2Mo-Re	+	4,9	5,1	5,0	0,1
	0	4,7	4,8	4,8	0,1
	-	4,6	4,7	4,7	0,1
Ti-29Al-7Nb-2Mo-B	+	4,4	4,9	4,7	0,4
	0	4,6	4,7	4,7	0,1
	-	4,4	4,5	4,5	0,1
Оптимальний Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, B)		4,7	4,8	4,75	0,2

#### 4.4 Визначення коефіцієнту лінійного термічного розширення сплаву

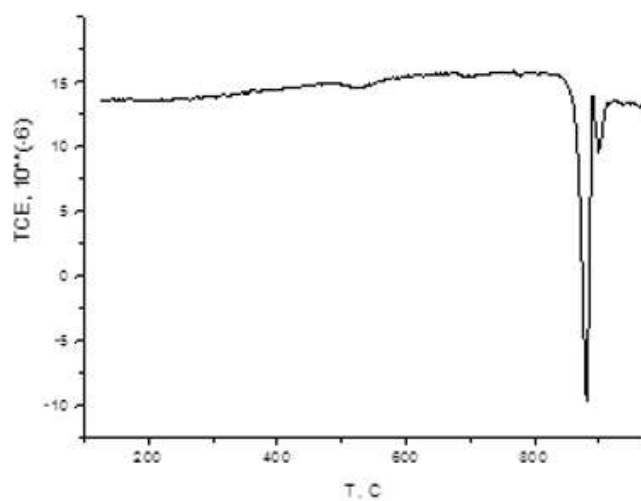
Коефіцієнт лінійного термічного розширення характеризує відносну зміну довжини матеріалу при зміні температури.

Визначення коефіцієнту термічного розширення матеріалу проведено на зразках з різним вмістом Y, Re та B відповідно до матриці планування експерименту на верхньому (+), нульовому (0) та нижньому (-) рівнях та сплавів оптимального хімічного складу в інтервалі температур від кімнатної до 1000 °C.

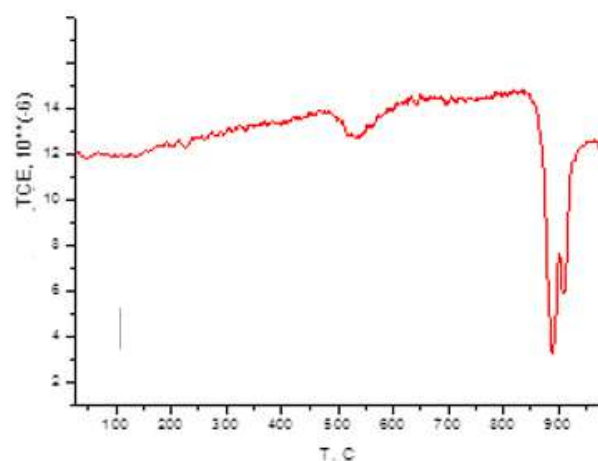
Результати досліджень та закономірності зміни коефіцієнту лінійного розширення дослідних зразків в залежності від температури наведено на рисунку 4.7 та в таблиці 4.6.



а) зразок з Y (верхній рівень)



б) зразок з Re (нульовий рівень)



в) зразок з V (нижній рівень)

Рисунок 4.7 – Результати дослідження КТЛР зразків з різним вмістом модифікуючих елементів

Таблиця 4.6 – Результати досліджень коефіцієнтів лінійного розширення зразків

Склад		$\alpha \cdot 10^6_{\min},$ K <sup>-1</sup>	$\alpha \cdot 10^6_{\max},$ K <sup>-1</sup>	$\alpha \cdot 10^6, K^{-1}$	Стандартне відхилення
Ti-29Al-7Nb-2Mo-Y	+	12,9	13,5	13,2	0,3
	0	13,1	14,3	13,7	0,6
	-	13,7	13,8	13,7	0,0
Ti-29Al-7Nb-2Mo-Re	+	13,5	13,2	13,3	0,1
	0	12,7	12,9	12,8	0,1
	-	13,2	13,2	13,2	0,0
Ti-29Al-7Nb-2Mo-B	+	12,7	13,2	13,0	0,3
	0	12,8	13,1	13,0	0,2
	-	12,8	12,8	12,8	0,0
Оптимальний Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, B)		13,7	13,8	13,8	0,1

Як видно з результатів досліджень, коефіцієнт лінійного розширення сплавів з різним вмістом модифікаторів знаходиться в межах  $(12,8 \dots 13,7) \cdot 10^6 K^{-1}$ , при цьому для сплаву оптимального складу значення КТЛР складає  $13,8 \cdot 10^6 K^{-1}$ .

На графіку, наведеному на рисунку 4.8, побудована залежність коефіцієнту лінійного розширення від вмісту модифікуючого елементу. Видно, що при збільшенні ступеню легованості сплаву, показник зменшується.

Коефіцієнт лінійного розширення

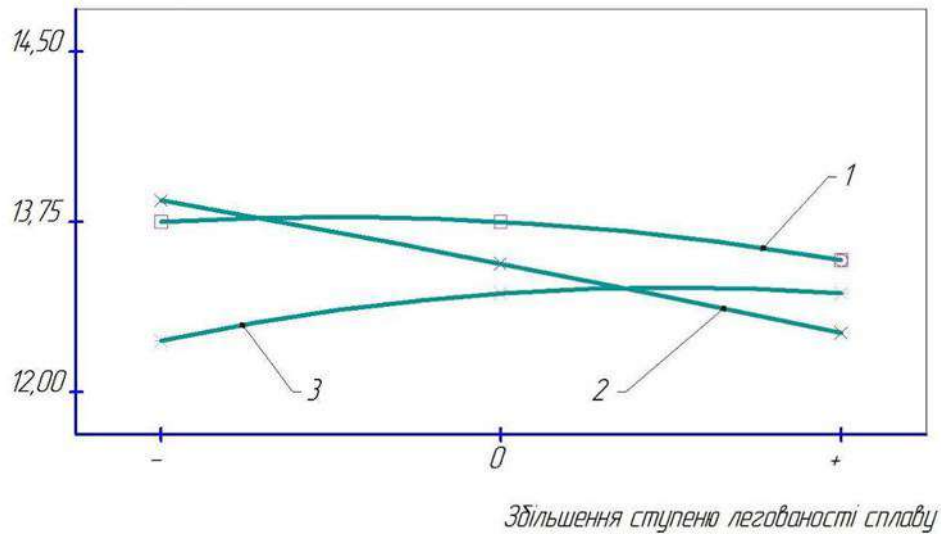


Рисунок 4.8 – Залежність коефіцієнту лінійного розширення дослідного сплаву від вмісту модифікуючого елементу:  
 1 – вміст Y при Re та V const =0,1 %;  
 2 – вміст Re при Y та V const =0,1 %;  
 3 – вміст V при Re та Y const =0,1 %

#### 4.5 Визначення фазового складу сплавів

При аналізі діаграми стану Ti-Al (рисунок 1.2) та ізотермічного розрізу потрійної діаграми стану Ti-Al-Nb (рисунок 4.9) встановлено, що фазовий склад сплавів Ti-29Al-7Nb-2Mo та Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, V) складається з двох інтерметалідних фаз –  $Ti_3Al$  ( $\alpha_2$ -фаза) і TiAl ( $\gamma$ -фаза) [195].

З використанням рентгенівської дифрактометрії визначено, що при введенні модифікуючого комплексу у склад сплаву Ti-29Al-7Nb-2Mo фазовий склад сплаву не змінюється і відповідає двом фазам ( $\alpha_2+\gamma$ ) у співвідношенні 15%  $\alpha_2$ -фази та 85%  $\gamma$ -фази (рисунок 4.10, таблиця 4.7). Дослідні зразки в межах легування мають тетрагональну ґратку (просторова група P4/mmm).

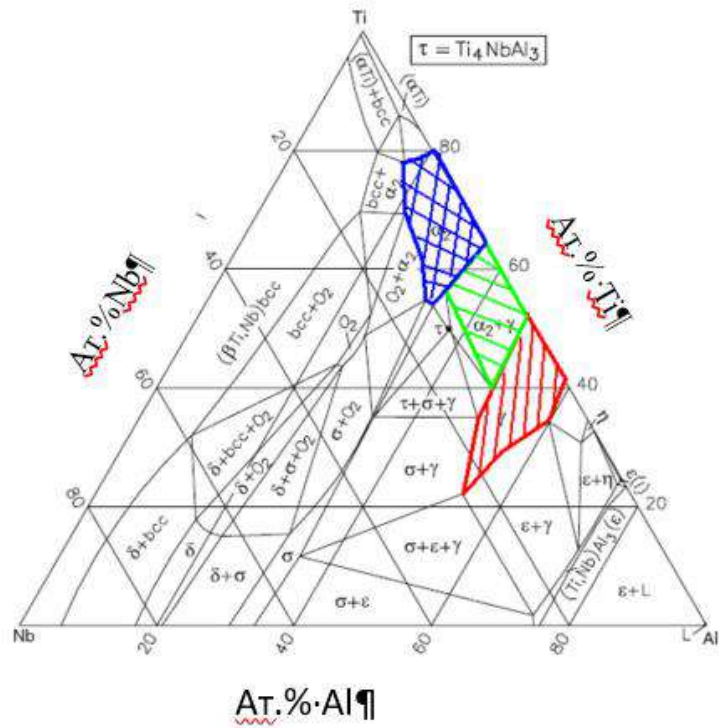


Рисунок 4.9 – Діаграма стану Ti-Al-Nb, ізотермічний розріз при 800 °C [196]

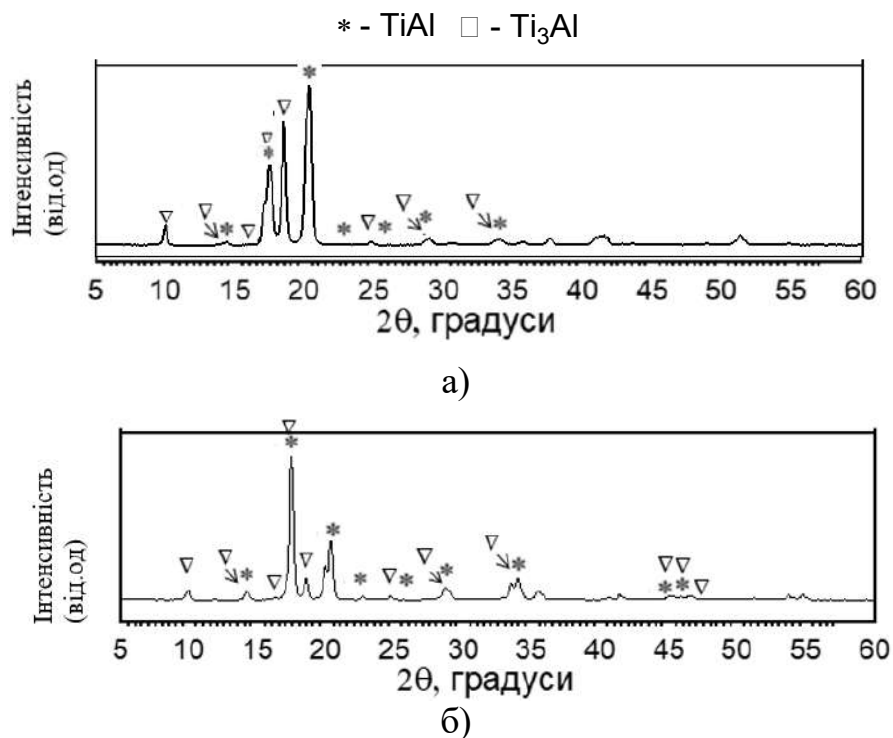


Рисунок 4.10 – Дифрактограми сплавів:  
а – Ti-29Al-7Nb-2Mo, б – Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, B)

Таблиця 4.7 – Фазовий склад сплавів

Фаза	Ti-29Al-7Nb-2Mo	Відсотковий вміст	Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, B)	Відсотковий вміст
$\alpha$	-	-	-	-
$\beta$ (B <sub>2</sub> )	-	-	-	-
O	-	-	-	-
$\gamma$	+	<b>84</b>	+	<b>86</b>
$\alpha_2$	+	<b>16</b>	+	<b>14</b>

#### 4.6 Висновки за розділом:

1. Розроблено схему промислової технології виплавки зливків алюмініду титану експериментального складу, що включає в себе виготовлення витратного електроду шляхом подвійного переплаву, дошихтовку модифікаторами для забезпечення оптимального хімічного складу з використанням дугової печі з контрольованою атмосферою та подальшу розливку металу у кокіль. Для даної схеми розраховані і доведені оптимальні режими плавок, що забезпечують відсутність анізотропії властивостей як при введенні тугоплавких елементів у зливки базового складу, так і при отриманні витратного електроду модифікованого складу при виплавці в кокіль.

2. З використанням методу високотемпературного термічного аналізу визначено, що введення модифікуючих елементів в інтерметалідний сплав не змінює послідовність перетворень та температурні діапазони існування фазових областей, а температура поліморфного перетворення сплаву оптимального складу відповідає значенню 1350...1400 °С.

3. За допомогою методу гідростатичного зважування досліджено вплив легуючих елементів на густину зразків алюмініду титану. Аналізом результатів досліджень встановлено, що густина сплаву оптимального складу знаходиться в межах 4,7...4,8 г/см<sup>3</sup>, що на 22 % більше густини базового складу.

4. Коефіцієнт лінійного розширення сплавів алюмініду титану з різним вмістом модифікаторів знаходиться в межах  $(12,8...13,7) \cdot 10^6 \text{ K}^{-1}$ , при цьому для сплаву оптимального складу значення КТЛР складає  $13,8 \cdot 10^6 \text{ K}^{-1}$ .

5. Методом рентгенівської дифрактометрії визначено фазовий склад зразків алюмініду титану в залежності від їх хімічного складу. Незалежно від зміни хімічного складу основний фазовий склад є незмінним і відповідає фазам ( $\alpha_2 + \gamma$ ) у співвідношенні 15%  $\alpha_2$ -фази та 85%  $\gamma$ -фази.

6. Показано, що досліджені зразки в межах легування мають тетрагональну ґратку (просторова група  $R4/mmm$ ).

РОЗДІЛ 5  
АПРОБАЦІЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ  
РОБОТИ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА У ПРОМИСЛОВИХ УМОВАХ

5.1 Обґрунтування вибору деталі авіаційного двигуна для проведення експериментальних досліджень

Авіаційним виробом з алюмініду титану системи Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, B) обрано лопатки турбіни, що зазвичай виготовляють з жароміцних та жаростійких матеріалів на залізонікелевій та нікелевій основах.

Як показано в розділі 1, алюмініди титану мають область ефективного температурного використання 600...800 °С. Для підтвердження та визначення цієї області важливим є проведення досліджень для конкретних авіаційних виробів, що працюють у високотемпературній області двигуна, наприклад, в турбінній частині. Аналіз номенклатури деталей турбіни показав необхідність проведення досліджень для лопаток, що обґрунтовано складністю умов їх роботи, температурного та напруженого стану. Експериментальні дослідження доцільно проводити для лопаток турбін наземних установок, ряд двигунів для яких використовуються на підприємствах ДП «Івченко-Прогрес» та АТ «МОТОР СІЧ». Для досліджень обрано робочу лопатку 2 ступеню вільної турбіни, виготовленої зі сплаву ВЖЛ12Э-ВИ. Хімічний склад та механічні властивості серійного сплаву наведено в таблицях 5.1 та 5.2 відповідно. Вигляд лопатки приведено на рисунку 5.1.

Таблиця 5.1 – Хімічний склад сплаву ВЖЛ12Э-ВИ [197]

Масова частка елемента, %								
Ni	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb
осн.	0,12...0,20	8,5...10,0	8,0...10,0	2,7...3,4	1,0...1,8	5,0...5,7	4,2...4,7	0,5...1,0



Рисунок 5.1 – Лопатка 2 ступеню вільної турбіни

Таблиця 5.2 – Механічні властивості сплаву ВЖЛ12Э-ВИ\*, литі зразки, без термічної обробки [198]

Властивості	Показники властивостей при температурі, °С					
	20	700	800	900	1000	1050
1	2	3	4	5	6	7
Модуль пружності, кгс/мм <sup>2</sup>	19700	-	15300	13000	12000	-
Границя міцності, кгс/мм <sup>2</sup>	97,5 (91)	104 (95)	100 (88)	76 (65)	51,5 (45)	39,5 (35)
Відносне подовження, %	12,5 (9)	11 (4)	9 (4)	8,5 (5)	11 (5)	9,5 (5)
Відносне звуження, %	13,5 (9,5)	11,5 (4)	9,5 (6)	9,5 (6)	13,5 (6)	9,5 (6)
Довготривала міцність, кгс/ мм <sup>2</sup>						
$\sigma_{100}$	-	-	53 (48)	30,5 (27)	14,5 (12)	-

1	2	3	4	5	6	7
$\sigma_{500}$	-	-	45,5 (40)	23,5 (20,5)	10,5	-
$\sigma_{1000}$	-	-	42 (37)	20,5 (18)	(8,5)	-
$\sigma_{5000}$	-	-	33 (28)	15 (13)	9 (7,5)	-
					6 (5)	

\* – результати випробувань опрацьовані методом математичної статистики: перша цифра відповідає вірогідності не руйнування  $l=0,5$ ; друга цифра (у дужках) – вірогідності не руйнування  $l=0,9$  з довірчою вірогідністю  $\beta=0,9$ .

## 5.2 Визначення маси лопатки з алюмініду титану

Для розуміння впливу та доцільності заміни серійного сплаву на експериментальний попередньо виконані розрахунки зміни маси дослідної модифікації лопатки при заміні серійного сплаву ВЖЛ12Э-ВИ на сплав на основі алюмініду експериментального складу. Розрахунок виконаний у системі UnigraphicsNX.

Результати розрахунків наведені в таблиці 5.3.

Таблиця 5.3 – Розрахунки маси лопатки 2 ступеню вільної турбіни

Показник	Серійний сплав ВЖЛ12Э-ВИ	Експериментальний сплав
Щільність $\rho$ , г/см <sup>3</sup>	7,93	4,75
Об'єм, мм <sup>3</sup>	34345	
Маса однієї лопатки, г	272	163
Кількість лопаток в колесі турбіни, шт.	83	
Маса лопаток в колесі, г (кг)	22576 (22,58)	13529 (13,53)

В результаті проведених розрахунків встановлено, що маса лопатки зі сплаву ВЖЛ12Э-ВИ становить 272 г. При заміні серійного сплаву на сплав на основі алюмініду титану маса лопатки зменшується до 163 г, тобто майже на 40 %. Відповідно, й маса колеса з лопатками зменшується на 40 % з 22,58 кг до 13,53 кг.

### 5.3 Аналіз особливостей напруженого стану лопатки

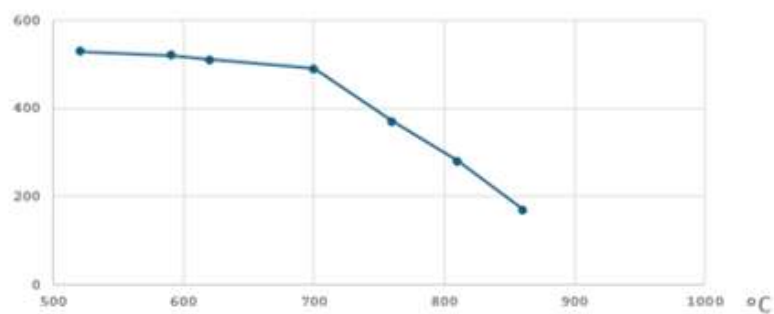
Для визначення ефективності використання перспективного сплаву на основі алюмініду титану у якості матеріалу для виготовлення лопаток турбіни 2 ступеню вільної турбіни проведено аналіз особливостей напруженого стану лопатки.

В якості вихідних даних для розрахунку прийняті фізичні властивості матеріалу – густина дослідного сплаву  $\rho$ , модуль пружності матеріалу  $E$ , коефіцієнт лінійного розширення  $\alpha$ , а також границя довготривалої міцності (таблиця 5.4, рисунок 5.2). Визначення власних частот і форми коливань проведено для частоти обертання 8650 об/хв., що відповідає номінальному режиму роботи двигуна. Такі параметри, як геометрія, розподіл температур лопатки (рисунок 5.3) та закріплення лопатки залишалися сталими для двох варіантів.

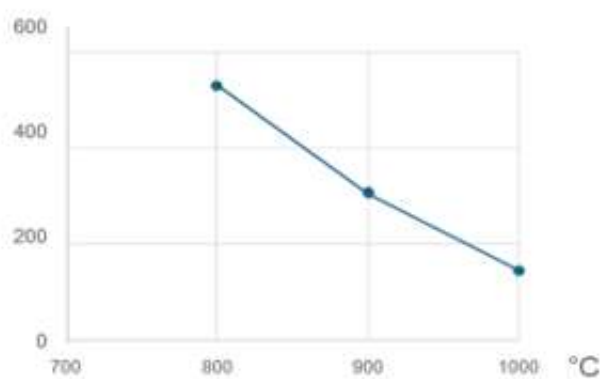
Результатом розрахунків є визначення власних частот, форм коливань і напружено-деформівного стану лопатки. Також побудова діаграми Кемпбела для опису залежності власних частот коливань лопатки від частоти обертів та можливості визначення режимів роботи, при якому відбуваються резонансні коливання [199, 200].

Таблиця 5.4 – Фізичні характеристики сплавів, використані при розрахунках

Властивості	ВЖЛ12Э-ВИ	Сплав на основі алюмініду
Густина $\rho$ , г/см <sup>3</sup>	7,93	4,75
Модуль пружності $E$ , ГПа		
20°C	197	170
700°C	159	122
800°C	153	115
Коефіцієнт лінійного термічного розширення $\alpha \cdot 10^6$ , К <sup>-1</sup> 20...800°C	11,8...13,8	12,6...13,8

$\sigma_{100}$ , МПа

а)

 $\sigma_{100}$ , МПа

б)

Рисунок 5.2 – Криві довготривалої міцності (за 100 год) [23]:

а) для сплаву на основі алюмініду титану; б) для сплаву ВЖЛ12Э-ВИ

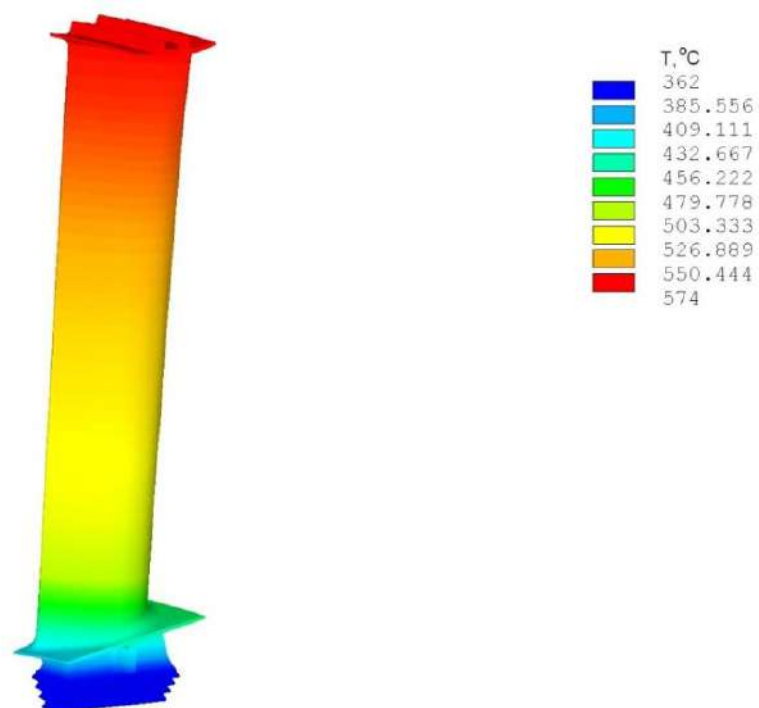


Рисунок 5.3 – Температурний стан лопатки 2 ступеню ВТ

### 5.3.1 Модальний аналіз: визначення власних частот та форм коливань лопатки

Для визначення власних частот і форми коливань лопатки 2 ступеню ВТ проведено модальний аналіз для двох варіантів сплавів: вихідного та запропонованого. Для цього виконано побудову тривимірної моделі дослідної лопатки з використанням системи UnigraphicsNX та розроблено скінченноелементна модель за допомогою програмного комплексу Ansys (рисунок 5.4). Складність геометричної форми лопатки, наявність областей з кутами та виступами і необхідність найбільш повно виявити особливості напружено-деформованого стану лопатки потребує використання її тривимірної моделі. При побудові скінченноелементна моделі використані тетраедральні елементи з квадратичними функціями форми, що забезпечують плавну зміну напружень за об'ємом лопатки і вплив локалізації напружень.



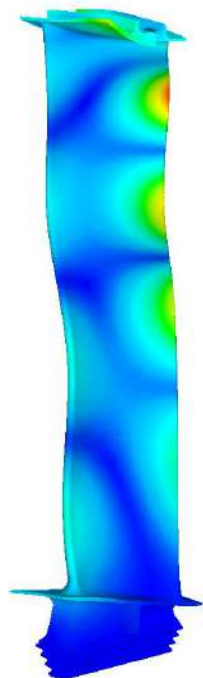
Рисунок 5.4 – Тривимірна (а) та скінченноелементна (б) модель лопатки

В ході проведеного модального аналізу визначені власні частоти коливань лопатки найбільш наближені до резонансної частоти при роботі двигуна на номінальному режимі при обертах 8650 об/хв (таблиця 5.5). Значення власних частот коливань на цих обертах виникають від збуджуючої гармоніки, що відповідає кількості лопаток соплового апарату, встановленого перед дослідною лопаткою.

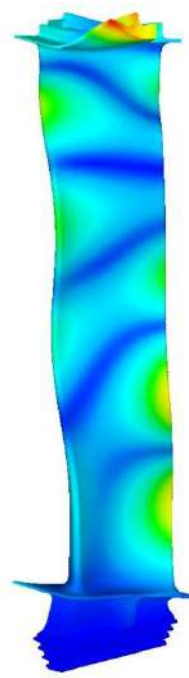
Таблиця 5.5 – Власні частоти коливань лопатки

Число обертів двигуна, об/хв	Збуджуюча гармоніка, шт.	Резонансна частота, Гц	Власні частоти лопатки, Гц	
			вихідна	новий матеріал
8650	65	9371	8346	9062
			9385	9562

На рисунках 5.5 та 5.6 наведено форми коливань робочої лопатки зі сплаву ВЖЛ12Э-ВИ та зі сплаву на основі алюмініду титану відповідно. З наведених рисунків видно, що форми коливань лопаток з різних сплавів якісно схожі.

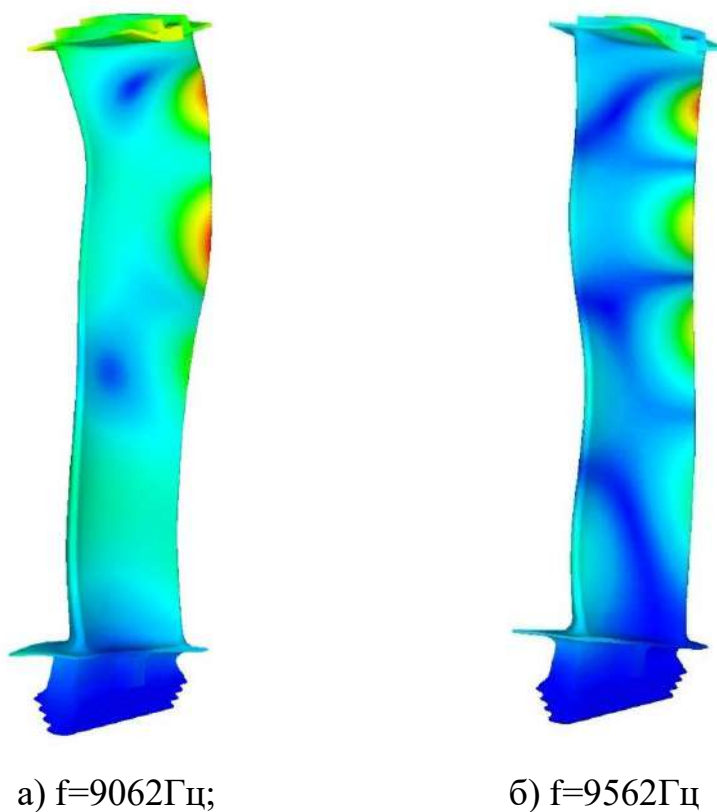


а)  $f=8346\text{Гц}$ ;



б)  $f=9385\text{Гц}$ ;

Рисунок 5.5 – Власна форма коливань вихідної робочої лопатки зі сплаву ВЖЛ12Э-ВИ



а)  $f=9062\text{Гц}$ ;                      б)  $f=9562\text{Гц}$   
 Рисунок 5.6 – Власна форма коливань робочої лопатки  
 зі сплаву на основі алюмінію титану [201, 203]

### 5.3.2 Побудова діаграм Кемпбела

Для двох варіантів лопаток з різних сплавів побудовані діаграми Кемпбела, що відображають зміну приведених в таблиці 5.5 власних частот лопатки від частоти обертів двигуна (рисунок 5.7 і 5.8).

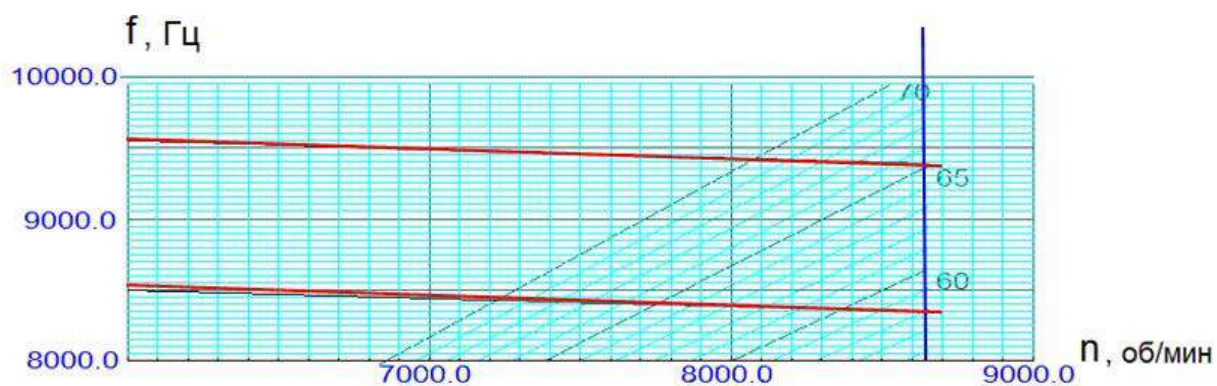


Рисунок 5.7 – Резонансна діаграма Кемпбела для робочої лопатки зі сплаву  
 ВЖЛ12Э-ВИ

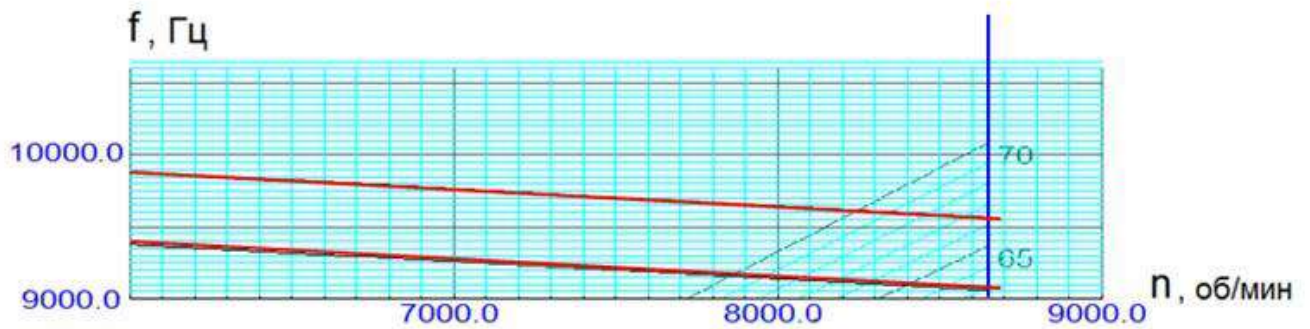


Рисунок 5.8 – Резонансна діаграма Кемпбела для робочої лопатки з алюмініду титану

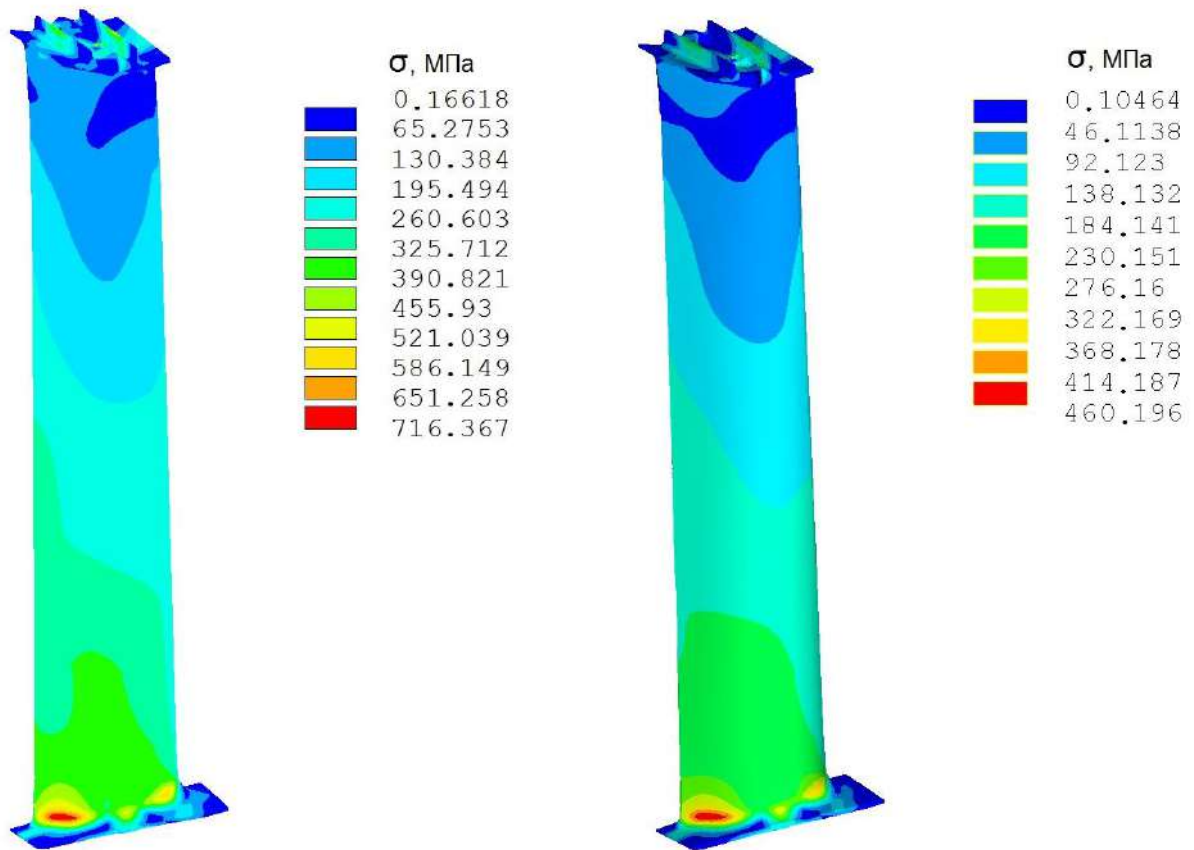
Аналіз діаграм, наведених на рисунках 5.7 і 5.8, дозволяє зробити висновок, що при номінальній роботі двигуна лопатка 2 ступеню турбіни як з вихідного, так і з експериментального сплаву не потрапляє у резонанс, який може виникнути в результаті дії 65 гармоніки, що відповідає кількості соплових апаратів. Однак, слід зазначити, що при використанні вихідного сплаву ВЖЛ12Э-ВИ частота власних коливань лопатки 9385 Гц (таблиця 5.5 і рисунок 5.7) близька до резонансної частоти 9371 Гц, й, отже, враховуючи можливу відмінність фактичної частоти від розрахункової, лопатка з вихідного сплаву в процесі роботи може знаходитись в резонансі. В той же час при використанні сплаву на основі алюмініду частоти власних коливань лопатки 9062 Гц та 9562 Гц (таблиця 5.5, рисунок 5.8) знаходяться далі від резонансної частоти, й, отже, і вірогідність роботи в резонансі менша.

#### 5.4 Розрахунок запасу міцності лопатки з експериментального сплаву.

##### 5.4.1 Розрахунок напруженого стану лопатки

Для перевірки умов міцності виконані розрахунки напруженого стану лопаток і наведено розподіл еквівалентних напружень при використанні вихідного (рисунок 5.9а) та експериментального сплавів (рисунок 5.9б) [205].

Визначення розподілу еквівалентних напружень виконано з використанням скінченноелементної моделі лопатки (рисунок 5.3б).



а) зі сплаву ВЖЛ12Э-ВИ;

б) зі сплаву на основі алюмініду;

Рисунок 5.9 – Розподіл еквівалентних напружень у робочій лопатці

Показано, що максимальні напруження діють в кореновому перетині пера лопатки і при використанні серійного сплаву становлять 716 МПа (рисунок 5.9а). При застосуванні експериментального сплаву з алюмініду титану еквівалентні напруження зменшуються до 460 МПа (рисунок 5.9б), тобто на 35 % у порівнянні з вихідними значеннями.

Відповідно до розподілу температур за висотою пера (рисунок 5.4) максимальна температура лопатки становить 574 °С в кінцевій частині пера; у зоні максимальних напружень, що відповідають кореновому перетину лопатки, температура сягає 436 °С. Температурні розрахунки підтверджують можливість використання в якості матеріалу для виготовлення лопатки 2 ступеню вільної турбіни експериментальний сплав системи Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3 (Y, Re, V), температура застосування якого складає 600...800 °С.

#### 5.4.2 Визначення коефіцієнту запасу міцності експериментального сплаву

Результати розрахунків запасу міцності наведено у відносних величинах (таблиця 5.6).

Враховуючи температуру пера лопатки в найбільш напруженій її частині, що відповідає 436 °С, розрахунки проводили з використанням даних довготривалої міцності сплавів, що розглядаються.

Таблиця 5.6 – Результати розрахунку запасу міцності лопатки

Матеріал лопатки	Перетин лопатки	Температура, °С	Еквівалентні напруження, МПа	Відносний запас міцності, к	
				100 год	25000 год
ВЖЛ12Э-ВИ	кореневий	436	716	1,0	0,991
Алюмінід титану			460	1,02	0,993

За базове значення «1,0» прийнято коефіцієнт запасу міцності матеріалу ВЖЛ12Э-ВИ за 100 год. Розрахункові значення для сплаву з алюмініду титану показали, що запас міцності матеріалу при 100 год не менше запасу міцності вихідного сплаву і складає 1,02 відносно базового значення [201, 204]. Шляхом інтерполяції кривої довготривалої міцності визначені коефіцієнти запасу міцності для ресурсу лопатки 25000 год. При розрахунках отримано незначне зниження коефіцієнту відносно базового значення для обох сплавів.

Згідно з проведеним аналізом розрахункових даних лопатки з алюмініду титану задовольняють умовам міцності, а їх ресурсні показники не нижчі за вихідний матеріал. Таким чином, проведений комплекс розрахунків дозволяє зробити висновок про можливість використання дослідного сплаву на основі алюмініду титану в якості матеріалу для виготовлення лопатки 2 ступеню вільної турбіни.

Підсумовуючи проведені розрахункові дані, виконано порівняльний аналіз використання сплаву на основі алюмініду титану та серійного сплаву

ВЖЛ12Э-ВИ для виготовлення лопаток 2 ступеню вільної турбіни (таблиця 5.7) [199].

Таблиця 5.7 – Порівняльний аналіз сплавів

Характеристика	Стандартний сплав	Дослідний сплав
	ВЖЛ12Э-ВИ	Ti-29Al-7Nb-2Mo-(0,2...0,3)(Y,Re,B)
$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	7,9	4,5...5,0
$\alpha$ , 10 <sup>6</sup> К <sup>-1</sup>	13,8	12,6...13,8
$\sigma_{100}^{800}$ , МПа	530	280
$\sigma_B$ , МПа	830	800
$\delta$ , %	5	0,8...1,0
Маса однієї лопатки, г	272	163
Частоти власних коливань	8346	9062
	9385	9562
$\sigma_{скв}$ , МПа	716	460
Відносний запас міцності	1,0	1,02

Встановлено, що густина експериментального сплаву нижча за серійний сплав, що дає змогу зменшення маси лопатки майже на 40 %. При використанні сплаву на основі алюмініду титану частоти власних коливань лопатки збільшуються, проте знаходяться далі від резонансної частоти. Еквівалентні напруження, максимальні з яких діють в кореневій частині пера лопатки, зменшуються з 716 МПа для сплаву ВЖЛ12Э-ВИ до 460 МПа для експериментального сплаву, тобто на 35% у порівнянні з вихідними значеннями. Отримані значення запасу не менше запасу міцності вихідного сплаву.

Результати досліджень покладено в основу тематичних планів для ряду перспективних двигунів ДП «Івченко-Прогрес», що підтверджено Актом впровадження №7 від 24.01.24 р. на ДП «Івченко-Прогрес» (Додаток Б).

### 5.5 Висновки за розділом:

1. З використанням програм UnigraphicsNX та Ansys побудовані тривимірні та скінченноелементні моделі лопатки, що відображають особливості її геометрії.

2. На підставі розрахункових моделей визначено зменшення маси дослідної модифікації лопатки при заміні серійного сплаву ВЖЛ12Э-ВИ на сплав на основі алюмініду експериментального складу на 40 %.

3. Модальним аналізом визначено, що при номінальній роботі двигуна 8650 об/хв частоти власних коливань лопатки з алюмініду знаходиться далі від резонансної частоти.

4. Проведено розрахунки та виконано порівняльний аналіз еквівалентних напружень лопатки з експериментального та серійного сплаву. Доведено, що максимальні напруження діють в кореновому перетині пера лопатки і при використанні експериментального сплаву з алюмініду титану еквівалентні напруження зменшуються на 35 % у порівнянні з вихідними значеннями. Встановлено, що коефіцієнт запасу міцності дослідного сплаву на основі алюмініду не менше запасу міцності серійного сплаву ВЖЛ12Э-ВИ.

5. Використання лопаток з дослідного сплаву викликає зниження маси лопатки на 40 %, а колеса 2 ступеню вільної турбіни на 17 % без зниження міцності та ресурсу лопатки. На підставі аналізу результатів дослідження встановлено, що сплав на основі алюмініду титану системи Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3 (Y, Re, B) може бути використаний у якості матеріалу для виготовлення лопаток 2 ступеню вільної турбіни, що підтверджено Актом впровадження №7 від 24.01.24р. на ДП «Івченко-Прогрес».

## ВИСНОВКИ

1. На основі аналізу літературних джерел обґрунтовано використання сплаву на основі алюмініду титану IV покоління системи Ti-29Al-7Nb-2Mo в якості матеріалу для виготовлення лопаток турбін. Доведено підвищення властивостей сплаву системи Ti-29Al-7Nb-2Mo за рахунок оптимізації модифікуючого комплексу Y, Re, B у кількості 0,1% кожного з елементів та удосконалення технологічних схем лиття методом вакуумно-дугової та електронно-променевої плавок.

2. З використанням матриці планування експерименту досліджено вплив легуючих Nb і Mo та модифікуючих елементів Y, Re, B на структуру та механічні властивості (границю міцності та пластичність) сплаву на основі алюмініду титану системи Ti-29Al-7Nb-2Mo.

Отримано регресійні рівняння залежності границі міцності та відносного подовження від вмісту модифікуючого елемента, які мають квадратичний та лінійний вигляд відповідно.

З використанням методу графічного аналізу встановлено оптимальні концентрації модифікуючих елементів Y, Re, B на рівні 0,1 % кожного, які забезпечують границю міцності  $\sigma_b \geq 800$  МПа та відносне подовження  $\delta \geq 1,0$  %, що в 2,5 рази вище за властивості сплаву системи Ti-29Al-7Nb-2Mo без модифікаторів.

3. Для дослідних складів сплавів системи Ti-29Al-7Nb-2Mo з варіюванням вмісту модифікуючих елементів від нуля до 0,2 % відповідно до плану експерименту проведено дослідження макро- та мікроструктури, фрактографічний аналіз поверхні руйнувань та встановлено вплив модифікаторів на структуру та властивості сплавів.

Визначено, що введення ітрію призводить до формування поліедричної структури, введення бору сприяє збільшенню дисперсності пластинчастої структури, а додавання ренію значно потоншує пластинки  $(\alpha_2 + \gamma)$ -фаз.

Поверхня руйнування зразків сплавів без модифікаторів характеризувалася квазікрихкими фасетками, що обумовлюють низькі значення механічних властивостей. При комплексному модифікуванні сплаву на поверхні руйнування зразків поряд з квазікрихкими фасетками мають місце дрібні ямки, що свідчить про більш енергоємний процес руйнування, а отже, вищі значення механічних властивостей.

На підставі розрахункових даних та аналізу поверхні руйнувань отримано сплав оптимального складу  $\text{Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, V)}$ , в якому за рахунок модифікування  $\text{Y, Re, V}$ , досягнуто зменшення розмірів пластинчастої будови з 400 мкм до 30 мкм та збільшення механічних властивостей у 2,5 рази порівняно із сплавом без модифікаторів.

4. Отримано технологічну схему промислової виплавки зливоків алюмініду титану системи  $\text{Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, V)}$  методом електронно-променевої плавки, що включає до себе виготовлення витратного електроду складу системи  $\text{Ti-29Al-7Nb-2Mo}$  шляхом подвійного переплаву, дошихтовку модифікаторами  $\text{Y, Re, V}$  для забезпечення оптимального хімічного складу, виплавку з використанням вакуумно-дугової печі з контрольованою атмосферою та подальше розливання металу у кокіль. Одержані технологічні схеми забезпечують отримання зливка, що за геометричними параметрами наближений до розміру кінцевого виробу – лопатки 2 ступеня вільної турбіни.

Для даної схеми розраховано оптимальні режими плавок, що забезпечують ізотропію за хімічним складом як при введенні тугоплавких елементів  $\text{Mo}$  та  $\text{Nb}$  у зливки базового складу, так і при отриманні витратного електроду модифікованого складу  $\text{Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, V)}$  при виплавці у кокіль.

5. З використанням автоматичного високотемпературного дилатометра визначено коефіцієнт лінійного розширення зразків зі сплаву оптимального складу  $\text{Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, V)}$ , що складає  $(12,6...13,8) \cdot 10^6 \text{ K}^{-1}$  і не більше зазначеної величини для серійного сплаву на нікелевій основі ВЖЛ12Э-ВІ.

Методом гідростатичного зважування визначено густину сплаву оптимального складу –  $4,75 \text{ г/см}^3$ , що на 40 % менше за густину серійного сплаву.

Методом рентгенівської дифрактометрії визначено фазовий склад сплаву, що відповідає двом фазам ( $\alpha_2 + \gamma$ ) у співвідношенні 85 %  $\gamma$ -фази та 15 %  $\alpha_2$ -фази.

6. Визначення температур фазових перетворень проведено методом високотемпературного диференційно-термічного аналізу (ВДТА). Уточнено положення ліній початку та кінця поліморфного перетворення сплаву системи Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3(Y, Re, B) у відповідності з діаграмою фазового стану Ti-Al, що становить 1350...1400 °C.

7. Проведено комплекс досліджень для підтвердження можливості використання дослідного сплаву в якості матеріалу для виготовлення лопатки 2 ступеню вільної турбіни наземних установок. Для цього виконано модальний аналіз для визначення власних частот і форм коливань лопатки. Встановлено, що при використанні сплаву на основі алюмініду титану частоти власних коливань лопатки знаходяться далі від резонансної частоти, тому ймовірність роботи в резонансі менше у порівнянні з лопаткою зі сплаву на нікелевій основі.

Для перевірки умов міцності виконано розрахунки напруженого стану лопатки і приведено розподіл еквівалентних напружень. Показано, що при використанні експериментального сплаву еквівалентні напруження зменшуються на 35% у порівнянні з вихідними значеннями для серійного сплаву.

Розрахункові значення запасу міцності дослідного сплаву не менше запасу міцності сплаву на нікелевій основі.

8. На основі аналізу дисертаційної роботи встановлено, що сплав на основі алюмініду титану системи Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,3 (Y, Re, B) може бути використаний в якості матеріалу для виготовлення лопаток 2 ступеню вільної турбіни. Результати досліджень покладено в основу тематичних планів для ряду перспективних двигунів ДП «Івченко-Прогрес», що підтверджено Актом

впровадження № 7 від 24.01.24 р. на ДП «Івченко-Прогрес». Використання дослідного сплаву забезпечить зниження маси колеса 2 ступеня вільної турбіни на 17 %.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Moiseev V.N., Sysoeva N.V., Ishun`kina T.V. Metallurgy of granules of higt-strenght titanium alloys. *Metal Science and heat Treatment*. 1995. Vol. 37. No. 6, P. 248-250. <https://doi.org/10.1007/BF01152228>.
2. Wei K. Turbofan and turbojet engines: Working process and future development. *Teoretical and Natural Science*. 2023. No. 12. P. 114–119. DOI:10.54254/2753-8818/12/20230447.
3. Higt-Temperature Titanium Alloys – A Review / D. Eylon, at al. *Physical and Mechanical Mettallurgy*. 2023. Vol. 36. P. 55–62. <https://doi.org/10.1007/BF03338617>.
4. Interrelation between structure and properties of Ni-base superalloys for GTE disks / Lomberg B.S. et al. *Aviation Materials and Technologies*. 2011. No. 2. pp. 25–30.
5. Prasad N.E., Wanhill R.J.H. *Aerospace Materials and Material Technologies*. 2016. T. 1 : Aerospace Materials. 586 p.
6. Modern Refractory Alloys Based on Titanium Gamma-Aluminide: Prospects of Development and Application/ Nochovnaya N.A. et al. *Metal Science and Heat Treatment*. 2014. Vol. 56. P. 364-367. DOI:10.1007/s11041-014-9763-4.
7. Kothari K., Radhakrishnan R., Wereley N.M. Advances in Gamma Titanium Aluminides and Their Manufacturing Techniques. *Progress in Aerospace Sciences*. 2012. Vol. 55. P. 1-16. DOI:10.1016/j.paerosci.2012.04.001.
8. Microstructure Design and Its Effect on Mechanical Properties in Gamma Titanium Aluminides/ XuqiLui et al. *Metals*. 2021. Vol. 11. P. 1644. DOI:10.3390/met11101644.
9. Григоренко С. Г., Григоренко Г. М., Задорожнюк О. М. Інтерметаліди титану. Особливості, властивості, застосування (Огляд). *Сучасна електromеталургія*, 2017. № 3 (128).

10. Kothari K., Radhakrishnan R., Wereley N. M. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques. *Progress in Aerospace Sciences*. 2012. Vol. 55. P. 1-16. DOI:10.1016/j.paerosci.2012.04.001.
11. Whittaker M. T. Titanium in the Gas Turbine Engine. *Advances in Gas Turbine Technology*. 2011. pp. 315-336. DOI:10.5772/21524.
12. Williams J.C., Boyer R.R. Opportunities and Issues in the Application of Titanium Alloys for Aerospace Components. *Metals*. 2020. Vol. 10. No. 6. P. 22. DOI:10.3390/met10060705.
13. Titanium'99: Science and Technology: Proc. 9<sup>th</sup> World Conf. on Titanium, Saint-Petersburg, Russia, 7-9 July 1999. Prometey, 1999. V. 1-3. 1930 p.
14. T.C.Dzogbewu. Additive manufacturing of TiAl-based alloys. *Manufacturing Review* 7. 2020. Vol. 7. p. 8. DOI:10.1051/mfreview/2020032.
15. Murray J. L. Calculation of the titanium-aluminium phase diagram. *Metallurgical Transactions: A*. 1988. Vol. 19(2). P. 243-247. <https://doi.org/10.1007/BF02652532>.
16. Massalski T. B. Binary alloy phase diagrams. ASM. Metals. Ohio. 1986, 1987. Vol. 1, 2. 2224 p.
17. Lipsitt H.A. Progress in The Development and Understanding of Ti<sub>3</sub>Al Based Intermetallic Materials. *MRC Online Proceedings Library*. 1992. Vol. 288. P. 119-130. <https://doi.org/10.1557/PROC-288-119>.
18. Boyer R, Welsch G., Collings E.W. Materials Properties Handbook. Titanium Alloys. ASM International. The material Information Society, 1994. 1176 p.
19. Mitra R. Structural Intermetallics and Intermetallic Matrix Composites. USA : CRC Press, Taylor and Francis Group. 2015. 324 p.
20. Froes F.H. Titanium: Physical Metallurgy, Processing, and Applications. 2015. 380 p.
21. Lutjering G., Williams J. C. Titanium. 2nd edition. Springer Berlin Heidelberg. 2007. 442 p.
22. C. Leyens, M. Peters. Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications. 2003. 514 p.

23. Donachi M.J. Titanium: A Technical Guide. ASM International. 2000.
24. High strength and high ductility TiAl intermetallic compound : пат. JP 7233431 Japan. № 94110899.5; заявл. 13.07.199 ; опубл. 05.11.1997, Бюл. № 1997/45.
25. Campbell F.C. Lightweight Materials: Understanding the Basics. 2012. 672p.
26. Lipsitt H. A., Shechtman D., Schafrik R. E. The plastic deformation of TiAl. *Met. Trans. A*. 1975. Vol. 6A. P. 1991-1998.
27. Possible Factors Affecting Brittleness of the Intermetallic Compound TiAl/ Greenberg B. A. et al. *Scripta Metallurgica*. 1988. Vol. 22. No. 6. P. 859-864. [https://doi.org/10.1016/S0036-9748\(88\)80064-4](https://doi.org/10.1016/S0036-9748(88)80064-4).
28. Greenberg B. A., Ivanov M. A. Anomalies in Deformation Behaviour of TiAl Intermetallic. *Progress of Physics of Metals*. 2000. No. 1. P. 9-48. <https://doi.org/10.15407/ufm.01.01.009>.
29. Microstructural Evolution during Hot Working of Ti Aluminide Alloys: Influence of Phase Constitution and Initial Casting Texture / Imayev R. et al. *Metallurgical Transactions*. 2005. Vol. 36A. P. 859-867. <https://doi.org/10.1007/s11661-005-0199-8>.
30. Dehm G., Cairney J. Implication of grain-boundary structure and chemistry on plasticity and failure. *MRS BULLETIN*. 2022. Vol. 47. P. 800-807. DOI:10.1557/s43577-022-00378-3.
31. Microstructure and mechanical properties of low and heavy alloyed  $\gamma$ -TiAl+ $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al based alloys subjected to different treatments/ Imayev V. et al. *Intermetallics*. 2012. Vol. 26. P. 91-97.
33. A New Ordered Orthorhombic Phase in a Ti<sub>3</sub>Al-Nb alloy/ D. Banerjee et al. *Acta Metallurgica et Materialia*. 1988. Vol. 36. No. 4. P. 871-882. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(88\)90141-1](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(88)90141-1).
34. Banerjee D. The intermetallic Ti<sub>2</sub>AlNb. *Progress in Materials Science*. 1997. Vol. 42. P. 135-158.

35. Titanium'92: Science and Technology: Proc.8<sup>th</sup> World Conf. of Titanium, San Diego, California, USA, 1992. Vol. 1-3. 3000 p.
36. Kim Y. M., Dimiduk D. M. Progress in the understanding of gamma titanium aluminides. *JOM*. 1991. Vol. 43. P. 40-47. DOI:10.1007/BF03221103.
37. Froes F. H., Suryanarayana C. E. Production, Characteristics and Commercialization of Titanium Alluminides. *ISIJ International*. 1991. Vol. 31. No. 10. P. 1235-1248. DOI:10.2355/isijinternational.31.1235.
38. Effect of strain rate on twinning and room temperature ductility of TiAl with fine equiaxed microstructure/ Imayev R. M. et al. *Spripta Materialia*. 1997. Vol. 36 (8). P. 891-897. DOI:[https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(96\)00465-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(96)00465-4).
39. Alloy design concepts for refined gamma titanium alloys/ Imayev R.M. at al. *Intermetallics*. 2007. Vol. 15. P. 451. DOI:10.1016/j.intermet.2006.05.003.
40. Microstructure and Mechanical Properties of the Intermetallic Alloy Ti-45Al-6(Nb, Mo)-0.2B/ Imaev V.M. et al. *The Physics of Metals and Metallography*. 2008. Vol. 106, No. 6. P. 641-649.
41. Imayev V., Khismatullin T., Imayev R. Microstructure and Technological Plasticity of Cast Intermetallic Alloys on the Basis of  $\gamma$ -TiAl. *The Physics of Metals and Metallography*. 2010. Vol. 109, No. 4, P. 402-412. <https://doi.org/10.1134/S0031918X10040149>.
42. Grain Refinement in Small-Size Ingots of Intermetallic Alloys Ti-46Al-8Nb and Ti-46Al-8Ta with the Use of a Massive Transformation/ Imayev V. M. et al. *The Physics of Metals and Metallography*. 2010. Vol. 109, No. 4. P. 369-376. DOI:10.1134/S0031918X10040101.
43. Tri-Titanium Aluminide Alloys Containing at Least Eighteen Atom Percent Niobium: пат. US 5032357 A Unated States. №325738. заявл. 20.03.1989; опубл. 16.07.1991; 18 p.
44. Processing Microstructure and Property of an Orthorhombic Ti-22Al-25Nb Alloy/ Li S. at al. *Proc. 11thWorldConf. On Titanium (Titanium'2007: ScienceandTechnology)*. 2007. Vol 1. P. 693-696.

45. Effect of Composition on the Mechanical Properties of Newly Developed Ti<sub>2</sub>AlNb-based Titanium Aluminide/ Germann L. et al. *Intermetallics*. 2005. Vol. 13. P. 920-924. DOI:10.1016/j.intermet.2004.12.003.

46. Microstructure-Property Relationships in Newly Developed Multiphase Ti<sub>2</sub>AlNb-Based Titanium Aluminides/ Germann L. et al. *Proc. 10th World Conf. on Titanium (Titanium'2003: Science and Technology)*. 2003. Vol. 4. P. 2137-2144.

47. Tang F., Nakazawa S., Hagiwara M. Effect of Boron Microalloying on Microstructure, tensile Properties and Creep Behaviour of Ti-22Al-20Nb-2W Alloy. *Material Science and Engineering A315*. 2001. P. 147-150.

48. Development of Technology and Equipment for Producing the Hot Gas Path Blades of Gas Turbine Engines from Superalloys with a Directional and Single-Crystal Structure/ Yu. A. Bondarenko et al. *Metally*. 2023. Vol. 2023. P. 1892-1898. <https://doi.org/10.1134/S003602952312008X>.

49. Research the characteristics of casting titanium superalloy VTI-4/ Nochovnaya N.A. et al. *Scientific and Technical Journal "Proceedings of VIAM"*. 2017. Vol. 5. P. 14-22. DOI:10.18577/2307-6046-2017-0-5-2-2.

50. Alloys Based on TiNi in Pre-transition Low-stability States. Structure and Properties/ Potekaev A. et al. 2024. 273 p.

51. Titanium-aluminium alloy: пат. EP 0275391A1. №87116728.4; заявл.12.11.87; опубл. 27.07.1988; Бюл.№88/30.

52. Effects of boron addition on grain refinement in TiAl-based alloys / Wang W.D. et al. *Journal of Materials Science and Technology*. 2010. Vol. 26. pp. 639-647. DOI:10.1016/S1005-0302(10)60099-0.

53. Kim Y.-W., Dimiduk D. M. Designing gamma TiAl alloys: fundamentals, strategy and production. *Proc.of 2<sup>nd</sup> Int. Symp. on Structural Intermetallics (ISSI-2)*. Warrendale, PA: TMS. 1997. P. 531-543.

54. Titanium aluminium alloys modified by chromium and niobium and method of preparation: пат.US 4879092. №201984; заявл. 03.06.1988; опубл. 07.11.1989; 19 с.

55. Gamma titanium aluminide, TNB/ Voice W. E et al. *Intermetallics*. 2005. Vol. 13. pp. 959-964. <https://doi.org/10.1016/J.INTERMET.2004.12.021>.
56. Alloy design concepts for refined gamma titanium aluminide based alloys/ Imayev R. M. et al. *Intermetallics*. 2007. Vol. 15. P. 451-460. DOI:10.1016/j.intermet.2006.05.003.
57. Naka S. Advanced titanium-based alloys. *Current Opinion in Solid State&Materials Science*. 1996. Vol. 1. pp. 333-339. [https://doi.org/10.1016/S1359-0286\(96\)80022-2](https://doi.org/10.1016/S1359-0286(96)80022-2).
58. Development of third degeneration castable gamma titanium aluminides: role of solidification paths / Naka S. et al. *Proc. of 2<sup>nd</sup> Int. Symp. on Structural Intermetallics (ISSI-2)*. Warrendale, PA: TMS. 1997. pp. 313-322.
59. The massive transformation in TiAl alloys: Mechanistic observations// Zhang X. D. et al. *ActaMaterialia*. 1996. Vol. 44. pp. 3723-3734. [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00453-X](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00453-X).
60. The influence of interrupted cooling on the massive transformation in Ti-46Al-8Nb / Huang A. et al. *Intermetallics*. 2007. Vol. 15. pp. 1147-1155. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2007.02.002>.
61. Microstructures and tensile properties of massively transformed and aged Ti—46Al-8Nb and Ti-46Al-8Ta alloys / Saage H. et al. *Intermetallics*. 2009. Vol. 17. pp. 32-38. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2008.09.006>.
62. Hu D., Huang A. J., Wu X. On the massive phase transformation regime in TiAl alloys: The alloying effect on massive / lamellar competition. *Intermetallic*. 2007. Vol. 15. pp. 327-332. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2006.07.007>.
63. Phase equilibria among  $\alpha$  (hcp),  $\beta$  (bcc) and  $\gamma$  (L10) phases in Ti–Al base ternary alloys/ Kainuma R. et al. *Intermetallics*. 2000. Vol. 8. pp. 855-867. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(00\)00015-7](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(00)00015-7).
64. Liverman K. Titanium Alloys: Microstructure, Properties and Application. 2023. 249p.

65. Brun M.Ya., Soldatenko I.V., Bykova L.A. Structure and mechanical properties of the new VT25U heat-resistant titanium alloy. *Metal Science and Heat Treatment*. 1992. Vol.34. pp. 46-51.

66. Rugg D., Dixon M., Burrows J. High-temperature application of titanium alloys in gas turbines. *Materials at High Temperature*. 2016. Vol. 33. pp. 536-541. DOI:10.1080/09603409.2016.1184423.

67. Cao P. Titanium Alloys: Basics and Applications. World Scientific. 2024. p. 340. <https://doi.org/10.1142/13793>.

68. Froes F.H. Titanium: Physical Metallurgy Processing and Applications. ASM International. 2015. 404 p. <https://doi.org/10.31399/asm.tb.tpmpa.9781627083188>.

69. Cr-bearing in gamma titanium aluminides and method of making same: пат. US 5354351. №716951; заявл. 18.06.1991; опублик. 11.10.1994.

70. Effect of Composition on the Mechanical Properties of Newly Developed Ti<sub>2</sub>AlNb-based Titanium Aluminide/ Germann L. et al. *Intermetallics*. 2005. Vol. 13. P. 920-924. DOI:10.1016/j.intermet.2004.12.003.

71. The  $\alpha_2$ -to-O transformation in Ti-Al-Nb alloys/ Muraleedharan K. et al. *Philosophical Magazine A*. 1995. Vol. 71. Is. 5. P. 1011-1036. <https://doi.org/10.1080/01418619508236234>.

72. Design of novel  $\beta$ -solidifying TiAl-alloys with adjustable  $\beta$ /B2-phase fraction and excellent hot-workability/ Clemens H. et al. *Adv. Eng. Mater.* 2008. No. 10. P. 707-713. DOI:10.1002/adem.200800164.

73. Structural Intermetallics / Darolia R. et al. International symposium on structural intermetallics, 26–30 Sep. 1993. Minerals, Metals and Materials Society. 1993. P. 916.

74. Gerling R., Clemens H., Schimansky F. P. Powder metallurgical processing of Intermetallic gamma titanium aluminides. *Advanced-Engineering-Materials*. 2004. No. 6. P. 23-38. DOI:10.1002/adem.200310559.

75. Effects of the addition of transition metals on phase equilibria and phase transformations in TiAl Systems in between 1473 and 1073K/ Shaaban A. et al.

*Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 878.  
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160392>.

76. Alloy Design Concepts for Refined Cast and Wrought Gamma Titanium Aluminide Based Alloys/ Imayev R. et al. *Intermetallics*. 2007. Vol. 15. Issue 4. P. 451-460. <http://dx.doi.org/10.1016/j.intermet.2006.05.003>.

77. The potential for grain refinement of Wire-Arc Additive Manufactured (WAAM) Ti-6Al-4V by ZrN and TiN inoculation// J.R.Kennedy et al. *Additive Manufacturing*. 2021. Vol. 40. DOI:10.1016/j.addma.2021.101928.

78. N.Liorca-Isern, O.Rius-Ayra. Surface Modification of Metals and Alloys. 2021. 90 p.

79. Addressing Rare-Earth Element Criticality: An Example from the Aviation Industry/ Ku A. et al. *JOM: the journal of the Minerals, Metals & Materials Society*. 2014. Vol. 66. P. 2355-2359. DOI:10.1007/s11837-014-1159-9.

80. Illarionov A. G., Popov A. A., Illarionova S. M. Effect of Microalloying, with REM Inclusively, on the Structure, Phase Composition and Properties of ( $\alpha + \beta$ )-Titanium Alloy/ *Metal Science and Heat Treatment*. 2016. Vol. 57. pp. 719-725. DOI:10.17222/mit.2016.317.

81. Nochovnaya N.A., Khorev A.I., Yakovlev A.L. Perspectives of Alloying Titanium Alloys with Rare Earth Elements. *Metal Science and Heat Treatment*. 2013. Vol. 55. P. 415-418. <https://doi.org/10.1007/s11041-013-9646-0>.

82. Effect of Gd addition on phase composition, structure, and properties of beta-solidifying TiAl-based alloy with Zr and Cr content variability/ Panin P.V. et al. *Intermetallics*. 2020. Vol. 121. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106781>

83. The Effect of Microalloying with Chromium, Hafnium and Yttrium on the Structure and Mechanical Properties of the VT18U High-Temperature Titanium Alloy/ A.G.Illarionov et al. *DREAM Journal*. 2017. No. 3. P. 15-22. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.3.015-022.

84. Liu H.-Q. Influence of Sc on High Temperature Strengthening Behavior of Ti-6Al-4V Alloy. *Transactions on Nonferrous Metals Society of China*. 2007. Vol. 17. P. 1212-1219.

85. Mechanical Properties of Biomedical  $\beta$ -type Titanium Alloy with Rare-Earth Metal Oxide Particles Formed by Rare-Earth Metal Addition / J. Hieda et al. *TMS 2014 143rd Annual Meeting and Exhibition: Annual Meeting*. Supplemental Proceedings. Wiley: TMS. 2014. P. 129-135. DOI:10.1002/9781118889879.ch18.

86. Effect of Oxide Particles Formed through Addition of Rare-Earth Metal on Mechanical Properties of Biomedical  $\beta$ -type Titanium Alloy / J. Hieda et al. *Materials Transactions*. 2013. Vol. 54. No. 8. P. 1361-1367. DOI:10.2320/matertrans.MF201308.

87. Srinivasan R., Miracle D., Tamirisakandala S. Superplastic behavior of Ti-6Al-4V-0.1B alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2008. Vol. 539. P. 541-551. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.12.058>.

88. Roy S., Sarkar A., Suwas S. On Characterization of Deformation Microstructure in Boron Modified Ti-6Al-4V Alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2010. Vol. 528. P. 449-458. DOI: 10.1016/j.msea.2010.09.026.

89. Roy S., Suwas S. The influence of temperature and strain rate on the deformation response and microstructural evolution during hot compression of a titanium alloy Ti-6Al-4V-0.1B. *Journal of Alloys and Compounds*. 2013. Vol. 548. P. 110-125. DOI:10.1016/j.jallcom.2012.08.123.

90. Microstructure and hot deformation behavior of two-phase boron-modified titanium alloy VT8/ Gaisin R.A. et al. *Physics of Metals and Metallography*. 2013. Vol. 114 (4). P. 339-347. DOI:10.1134/S0031918X13040042.

91. ASTM B863-19. Standard Specification for Titanium and Titanium Alloy Welding Wire.

92. Rhenium/ Millensifer T.A. et al. *Critical Metals Handbook*. 2014. P. 340-360.

93. Chen Y.-Y., Li B.-H., Kong F.-T. Effects of Minor Yttrium Addition on Hot Deformability of Lamellar Ti-45Al-5Nb Alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2007. Vol. 17. No. 1. P. 58-63. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.1577.

94. Influence of Yttrium on Microstructure, Mechanical Properties and Deformability of Ti–43Al–9V Alloy / Y.-Y. Chen et al. *Intermetallics*. 2005. Vol. 13. Is. 3-4. P. 263-266. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2004.07.014>.

95. Influence of Y Addition on the Long Time Oxidation Behaviors of High Nb Containing TiAl Alloys at 900 °C / L. L. Zhao et al. *Intermetallics*. 2010. Vol. 18. No. 8. P. 1586-1596. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2010.04.012>.

96. Xia K., Li W., Liu C. Effects of Addition of Rare Earth Element Gd on the Lamellar Grain Sizes of a Binary Ti-44Al Alloy. *Scripta Materialia*. 1999. Vol. 41. No. 1. P. 67-73. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(99\)00055-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(99)00055-X).

97. Microstructure Observations in Rare Earth Element Gd-Modified Ti-44 At % Al / W. Lia et al. *Intermetallics*. 2000. Vol. 8. Is. 5–6. P. 519-523. [https://doi.org/10.1016/s0966-9795\(99\)00156-9](https://doi.org/10.1016/s0966-9795(99)00156-9).

98. Effect of Gd Addition on Heat Treatment Microstructure of Wrought TiAl / X. Chang et al. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2007. Vol. 14. Is. 5. P. 26-29. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106781>.

99. Liu C. M., Xia K., Li W. Effect of Cerium on the Microstructure and Grain Sizes of Cast TiAl Alloys. *Journal of Materials Science*. 2000. Vol. 35. P. 975-980. <https://doi.org/10.1023/A:1004719012602>.

100. Ti<sub>2</sub>AlNb Alloy With Low Density and High Plasticity: пат. CN 104372202A. №201410685690; заявл. 25.11.2014; опубл. 25.02.2015.

101. Kim Y. M., Dimiduk D.M. Progress in the understanding of gamma titanium aluminides. *JOM*. 1991. Vol. 43. P. 40-47. DOI:10.1007/BF03221103.

102. Appel F., Wagner R. Microstructure and deformation of two-phase  $\gamma$ -titanium aluminides. *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 1998. Vol. 22. P. 187-268. [https://doi.org/10.1016/S0927-796X\(97\)00018-1](https://doi.org/10.1016/S0927-796X(97)00018-1).

103. Kothari K., Rarhkrishnan R., Wereley N. M. Advanced in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques. *Progress in Aerospace Sciences*. 2012. Vol. 55. P. 1-16. DOI:10.1016/j.paerosci.2012.04.001.

104. Grain refinement in  $\gamma$ -TiAl based alloys by solid state phase transformations/ Clemens H. et al. *Intermetallic*. 2006. Vol. 14. P. 1380-1385.

105. Clemens H., Mayer S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys. *Advanced Engineering Materials*. 2013. Vol. 15. P. 191–215. <https://doi.org/10.1002/adem.201200231>.

106. Yamaguchi M., Inui H., Ito K. High-temperature structural Intermetallics. *Acta Materialia*. 2000. Vol. 48. P. 307-322. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00301-8](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00301-8).

107. Kim Y. W. Intermetallic alloys based on gamma titanium aluminide. *JOM*. 1989. Vol. 41. P. 24-30. <https://doi.org/10.1007/BF03220267>.

108. Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of a novel  $\beta$ -solidifying TiAl alloy/ Cui N. et al. *Materials*. 2019. Vol. 12. P. 1672. <https://doi.org/10.3390/ma12101672>.

109. Microstructural design and mechanical properties of a cast and heat-treated Intermetallic multi-phase  $\gamma$ -TiAl based alloy/ Schwaighofer E. et al. *Intermetallics*. 2014. Vol. 44. P. 128-140. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2013.09.010>.

110. Designing advanced Intermetallic titanium aluminide alloys for additive manufacturing/ Wilmer D. et.al. *Intermetallics*. 2021. Vol. 131. P. 107-109. DOI:10.1016/j.intermet.2021.107109.

111. Titanium'95: Science and Technology: Proc. 8th WorldConf. On Titanium, Birmingham, UK, London, 1996. 3012 p.

112. Microstructures and mechanical properties of a multi-phase  $\beta$ -solidifying TiAl alloy densified by spark plasmasintering/ Voisin T. et.al. *Acta Materialia*. 2014. 73. P. 107-115. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.03.058>.

113. Technology and mechanical properties of advanced  $\gamma$ -TiAl based alloys/ Wallgram W. et.al. *International Journal of Materials Research*. 2009. Vol. 100. P. 1021-1030. DOI:10.3139/146.110154.

114. Effect of Heat Treatment on Microstructures and Mechanical Properties in a Full Lamellar PM TiAl Alloy/ Su M. et.al. *Materials Research*. 2012. Vol. 15 (3). P. 455-460. DOI:10.1590/S1516-14392012005000059.

115. Mechanical behaviour and related microstructural aspects of a nano-lamellar TiAl alloy at elevated temperatures/ Klein T. et.al. *Acta Materialia*. 2017. 128. P. 440-450. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.02.050>.

116. Microstructure and mechanical properties of a forged  $\beta$ -solidifying  $\gamma$ -TiAl alloy in different heat treatment conditions/ Bolz S. et.al. *Intermetallics*. 2015. Vol. 58. P. 71-83. DOI:10.1016/j.intermet.2014.11.008.

117. Evolution of lamellar microstructure in cast TiAl alloy modified with boron through single-step heat treatments/ Bernal D. et.al. *Intermetallics*. 2020. Vol. 124. 6 p. <https://doi.org/10.1016/J.INTERMET.2020.106842>.

118. Electron beam melting of high niobium containing TiAl alloy: Feasibility investigation/ Turner M. et.al. *Steel Research International*. 2012. Vol. 83. P. 943–949. DOI:10.1002/srin.201100282

119. Microstructure and Tensile Ductility of a Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B Alloy/ Droessler L.M. et.al. *Materials Research Society*. 2008. Vol. 1128. DOI:10.1557/PROC-1128-U03-08.

120. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology/ Dr. Habil et. al. 2011. 745p.

121. Titanium Aluminides / Ed. by Y. W. Kim, R. Wagner, M. Yamaguchi. TMS, Las Vegas, Nevada, 1995.

122. Dongjian Li, Vasisht Venkatesh. Recent advances in titanium technology in the United States. *MATEC Web of Conferences*. 2020. Vol. 321. P. 1-12. <https://doi.org/10.1051/mateconf/202032101007>.

123. Kim Y. W., Dimiduk D. M. Progress in the Understanding of Gamma Titanium Aluminides. *JOM*. 1991. Vol. 43. P. 40-47. <https://doi.org/10.1007/BF03221103>.

124. Kim Y.W., Dimiduk D. M. Designing Gamma TiAl Alloys: Fundamentals, Strategy and Production. *Structural Intermetallics*. 1997. P. 531-543.

125. Kim Y.W. Ordered Intermetallic Alloys. Part III: Gamma Aluminides. *JOM*. 1994. Vol. 46. P. 30-39. <https://doi.org/10.1007/BF03220745>.

126.  $\alpha \rightarrow \beta$  phase transformation in BT25 titanium alloy affected by heating rate/ Cai G. et al. *Tongfang Knowledge Network (Beijing) Technology Co.* 2016. Vol. 40. P. 8-13. <http://dx.doi.org/10.13373/j.cnki.cjrm.2016.01.002>.

127. Measurement of beta transus temperature of BT25 titanium alloy by physical analysis and metal lographic observation methods/ Fei T. et.al. *Transactions of Materials and Heat Treatment.* 2011. Vol. 32. Issue 5.

128. Study of Transformations and Microstructural Modifications in Ti-LCB and Ti-555 Alloys Using Differential Scanning Calorimetry/ Carton M. et.al. *Ti-2007 Science and Technology.* 2007.

129. Malinov S. Differential scanning calorimetry study and computer modeling of  $\beta \Rightarrow \alpha$  phase transformation in a Ti-6Al-4V alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A.* 2001. P. 879-887. <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0345-x>.

130. Method and Device for Investigation of Phase Transformations in Metals and Alloys: пат. № US 7909505B2. № US7909505B2; заявл. 16.12.2005; опубл. 22.03.2011. 14 с.

131. Porter D.A., Easterling K.E. Phase transformations in metals and alloys. Chapman & Hall. London. 1992.

132. Spivak L.V., Kirchanov V.S., Shchepina N.E. Polymorphic transformations in iodine titanium. *Physics of the Solid State.* 2022. Vol. 64 (11). p. 1784. DOI:10.21883/PSS.2022.11.54208.400.

133. Kolachev B.A., Egorova Yu.B., Belova S.B. Relation between the temperature of the  $\alpha+\beta \rightarrow \beta$  transformation of commercial titanium alloys and their chemical composition. *Metal Science and Heat Treatment.* 2008. Vol. 50. P. 367-372. <http://dx.doi.org/10.1007/s11041-008-9061-0>.

134. Appel F., Oehring M., Wagner R. Novel design concepts for gamma-base titanium aluminide alloys. *Intermetallics.* 2000. Vol. 8. P. 1283-1312. DOI:10.1016/S0966-9795(00)00036-4.

135. Wu X., Hu D., Loretto M. H. Alloy and process development of TiAl. *Journal of Materials Science*. 2004. Vol. 39. P. 3935-3940. <https://doi.org/10.1023/B:JMISC.0000031474.29156.17>.
136. Effects of Nb and Al on the microstructures and mechanical properties of high Nb containing TiAl base alloys/ Liu Z. C. et al. *Intermetallics*. 2002. Vol. 10. P. 563-659. DOI:10.1016/S0966-9795(02)00037-7.
137. Boxman R.L., Sanders D.M., Martin P.J. Handbook of Vacuum Arc Science & Technology. Fundamentals and Applications. 1996. 350 p.
138. Sha W., Malinov S. Titanium Alloys: Modelling of Microstructure, Properties and Applications. Woodhead Publishing. 2009.
139. Zahro S. Steelmaking and Refining Volume. 1998. 778 p.
140. Mitchell A. Electroslag and Vacuum Arc Remelting Processes. Electric Furnace Steelmaking. Warrendale. 1985.
141. Protokovilov I., Petrov D., Porokhonko V. Electroslag remelting of wastes of precision alloys. *Electrometallurgy Today*. 2016. No. 2. 18-22.
142. Influence of Oxygen Addition on Structure and Properties of Titanium Produced by Electroslag Remelting/ Snizhko O. et al. *Materials Sciences and Applications*. 2016. Vol.07. No.03. 11 p. DOI:10.4236/msa.2016.73014.
143. Magnetically Controlled Electroslag Melting of Titanium Alloys/ Kompan Ya. et al. *Magnetohydrodynamics*. 2010. Vol. 46. No. 3. P.85-90.
144. Ausmus S. I., Beall R. A. Electroslag melting of titanium slabs. *Transactions Int. Vacuum Metallurgy Conference*. 1967. P. 675-694.
145. Bhat G. K. A manufacturing program for electroslag melting and casting of materials. Technical Report. Carnegie-mellon univ pittsburgh pa mellon inst of science rce Base. 1971. P. 339.
146. Blackburn M. J., Malley D. R. Plasma arc melting of titanium alloys. *Materials and Design*. 1993. Vol. 14. P. 19-27.
147. Godfrey B., Loretto M. H. Origins of heterogeneities in plasma melted ingots of  $\gamma$ -TiAl. *Materials Science and Engineering A*. 1999. Vol. 266. P. 115-122.

148. Gomes F., Barbosa J., Silva Ribeiro C. Induction melting of  $\gamma$ -TiAl in CaO crucibles. *Intermetallics*. 2008. Vol. 16. P. 1292-1297. DOI:10.1016/j.intermet.2008.08.008.

149. Choudhury A., Hengsberger E. Electron Beam Melting and Refining of Metals and Alloys. *ISIJ International*. 1992. Vol. 32. No. 5. pp. 673-681. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.32.673>.

150. Markov M., Stefanova V., Vutova K. The effectiveness of electron beam melting for removing impurities from technogenic metal materials. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2024. Vol. 59. No. 2. P. 419-430. <https://doi.org/10.59957/jctm.v59.i2.2024.22>.

151. Paton B.E., Trigub N.P., Akhonin S.V. Electron Beam Melting of Titanium. *Titanium '99: Science and Technology*. 1999. P. 1372-1384.

152. Aschoff W.A., Baroch E.F. Electron Beam Applications of Refractory Metals. *JOM*. 2017. Vol. 14. P. 204-207. <https://doi.org/10.1007/BF03378139>.

153. Ardene M., Jager G., Schiller S. Ein.200-kW-Elektronen Stahl-Mehrkammerofen. *NeueHutte*. 1963. No. 1. P. 2-5.

154. Mitchell A. The electron beam melting and refining of titanium alloys// *Materials Science and Engineering: A*. 1999. Vol. 263. No. 2. pp. 217-223.

155. Microstructure and Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Fabricated by Electron Beam Melting/ Ran. J. et al. *Crystals*. 2020. No. 10. 18 p. <https://doi.org/10.3390/cryst10110972>.

156. Nyakana S. L., Fanning J.C. An Overview of Titanium Alloys by Electron-Beam Single-Melting (EBSM). *Aerospace Technology Conference and Exposition*. 2007. 8 p. <https://doi.org/10.4271/2007-01-3884>.

157. Microstructure development and hardness of a powder metallurgical multi phase  $\gamma$ -TiAl based alloy/ Schloffer M. et al. *Intermetallics*. 2012. Vol. 22. P. 231–240. DOI:10.1016/j.intermet.2011.11.015.

158. Chen W., Li Z. Additive Manufacturing of Titanium Aluminides. Elsevier Inc. 2019. ISBN 9780128140635.

159. Kuts D., Yefanov V., Halienkova O., Ovchynnykov O., Tepla T., Lemishka I., D. Mierzwiński. Additive technologies for manufacturing swirlers of the combustion chamber of aircraft engines from nickel superalloy powders// *Archives of Materials Science and Engineering*, 2025, Vol.131, No. 1, p.5-13.

160. Electron beam melting of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy: Microstructure and mechanical properties investigation/ Biamino S. et al. *Intermetallics*. 2011. Vol. 19. P. 776–781. DOI:10.1016/j.intermet.2010.11.017.

161. Єфанов В.С, Завгородній О.В., Галєнкова О.Б., Буліш С.О. Виготовлення стоматологічних імплантів із низькомодульного сплаву Zr-Ti-Nb за адитивною електронно-променевою технологією. VI Міжнародна науково-практична конференція «SCIENTIFIC RESEARCH: MODERN CHALLENGES AND FUTURE PROSPECTS», 20-22 січня 2025 р., м. Мюнхен, Німеччина.

162. Laboratory electron beam unit UE-208M/ Akhonin S.V. et al. *Electrometallurgy Today*. 2019. No. 3. P. 15-22. DOI:10.15407/sem2019.03.03.

163. Ivasyshyn O. M., Aleksandrov A. V. Status of the Titanium Production, research and Applications in the CIS. *Materials Science*. 2008. Vol. 44. P. 311-327. <https://doi.org/10.1007/s11003-008-9079-x>.

164. Processing 4th generation titanium aluminides via electron beam based additive manufacturing—characterization of microstructure and mechanical properties/ Reith M. et al. *Materialia*. 2020. No. 14. DOI:10.1016/j.mtla.2020.100902.

165. Designing advanced intermetallic titanium aluminide alloys for additive manufacturing/ Wimler D. et al. *Intermetallics*. 2021. Vol. 131. DOI:10.1016/j.intermet.2021.107109.

166. Kumpfert Jörg. Intermetallic Alloys Based on Orthorhombic Titanium Aluminide. *Advanced Engineering Materials*. 2001. Vol. 3. P. 851–864. DOI:10.1002/1527-2648(200111)3:113.0.CO;2-G.

167. Microstructure development during directional solidification of Ti-45Al-8Nb alloy/ Ding X. F. et al. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010. Vol. 506. P. 115–119. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.06.151>.

168. ESR for Titanium: Yesterday, Today, Tomorrow/ Paton B.E. et al. *Titanium`99: Science and Technology*. 1999. Vol.3-1. P. 1385-1398.
169. Arc Slag Remelting for High Strength Steel and Various Alloys/ Paton B. E. et al. *Journal of Materios Science*. 2004. Vol. 39. P.7269-7274. <https://doi.org/10.1023/B:JMSC.0000048741.47509.b3>.
170. Changes of Oxygen Content in Molten TiAl Alloys as a Function of Superheat during Vacuum Induction Melting / Chen B. et al. *Journal of Material Science and technology*. 2010. Vol. 26. P. 900–903. DOI:10.1016/S1005-0302(10)60144-2.
171. Shugurov A. Microstructure and Mechanical Properties of Titanium Alloys. *Metals*. 2021. Vol. 11. P. 1617. <https://doi.org/10.3390/met11101617>.
172. Голтвяниця В. С., Цивірко Е. І., Голтвяниця С. К. Структура та властивості сплавів на основі алюмінідів титану з бором та рідкоземельними елементами. *Вісник двигунобудування*, 2013. № 1. С.88-94.
173. Markovsky P.E. Improvement of structure and mechanical properties of cast titanium alloys using rapid heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*. Vol. 190. No. 1-2. P. 9-12.
174. Khorev A.I. Microalloying of titanium alloys. *Metal Science and Heat Treatment*. 1979. Vol. 21. P. 927-931. <https://doi.org/10.1007/BF00706629>.
175. Nochovnaya N.A., Khorev A.I., Yakovlev A.L. Perspectives of Alloying Titanium Alloys with Rare Earth Elements. *Metal Science and Heat Treatment*. 2013. Vol. 55. P. 415-418. <https://doi.org/10.1007/s11041-013-9646-0>.
176. Khorev A.I. Alloying titanium alloys with rare-earth metals. *Russian Engineering Research*. 2011, Vol. 31, P. 1087-1094. <https://doi.org/10.3103/S1068798X11110104>.
177. Kang L., Yang C. A Review on High-Strength Titanium Alloys: Microstructure, Strengthening, and Properties. *Advance Engeenering Materials*. 2019. Vol. 21. No. 8. DOI:10.1002/adem.201801359.

178. Effect of boron addition on recrystallization behavior of commercially pure titanium subjected to hot compression/ Gaisin R. A. et al. *Letters of Materials*. 2015. Vol. 5, No. 2. P. 124-128. DOI:10.22226/2410-3535-2015-2-124-128.

179. Evolution on the Microstructure and Mechanical Properties of a New Multicomponent Near-Alpha Titanium Alloy after Rolling and Heat Treatments/ J. Han. *Metals*. 2023. Vol. 13(7), P. 1231. DOI:10.3390/met13071231.

180. Ulyakova N.M. Effect of rare-earth metals on the mechanical properties and structure of high-temperature titanium alloy. *Metal Science and Heat Treatment*. 1994. Vol. 36. No.3. P. 167-170.

181. Bannykh O., Povarova K. Creep- and heat-resistant metallic materials: physico-chemical principles of development// Rieckensky Science Pub. Co. 1988. 141 p.

182. D. C. Montgomery. Design and Analysis of Experiments: 10th Edition. 2019. 688 p.

183. Галенкова О. Б., Єфанов В. С., Завгородній О. В., Бронецька В. І., Шевченко В. Г. Комплексний вплив модифікування на властивості  $\gamma$ -сплаву на основі алюмініду титану. Сучасні проблеми металургії, 2025, №28, с. 3-12.

184. Галенкова О. Б., Куц Д. О., Урекін Д. В. Підвищення властивостей сплаву на основі алюмініду шляхом модифікування. Молодь в авіації: нові рішення та перспективні технології, 21-22 листопада 2024 р., м. Запоріжжя.

185. Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of High-Strength Ti–6Al–4V–5Fe Alloy/ Z. Wang et al. *Materials Transactions*. 2019. Vol. 60. No. 2. P. 269-276.

186. Terekhova V.F., Savitskii E.M. Yttrium Properties, Phase Diagrams, Industrial Applications. 1970. 167 p.

187. Deformable alloy Zr-Ti-Q-Fe for high-pressure vessels/ Shchegoleva R. P. et al. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 1965. Vol. 4. P. 996-997. <https://doi.org/10.1007/BF00775445>.

188. Одержання великогабаритних зливків алюмінідів титану способом ЕПП / С. В. Ахонин та ін. *Сучасна електromеталургія*, 2020. №2. С. 18-22. <https://doi.org/10.37434/sem2020.02.03>.

189. Akhonin S.V., Berezos V.A., Severyn A.Yu. Electron-beam melting of ingots of tial system intermetallics. The 14th World Conference on Titanium. *MATEC Web of Conferences*. 2020. Vol. 321. 6 P. <https://doi.org/10.1051/matecconf/202032110004>.

190. Математичне моделювання процесів випаровування при ЕПП сплавів на основі алюмініду титану системи легування Ti–Al–Nb–Cr–Mo / С. В. Ахонин та ін. *Сучасна електromеталургія*, 2022. № 2. С. 10-17. <https://doi.org/10.37434/sem2022.02.02>.

191. Овчинников О. В., Ахонін С. В., Березос В. О., Северин А. Ю., Галєнкова О. Б., Шевченко В.Г. Отримання перспективних сплавів на основі алюмінідів титану для сучасного авіадвигунобудування// *Сучасна електromеталургія*, 2024. № 1.

192. Halienkova O. B., Yefanov V. S., Zavgorodny O. V., Kirian I. M., Bulish S. O., Rud A. D. (2025). Development of a Titanium Aluminide Alloy of Optimal Composition by Means Modification. *Metallophysics and Advanced Technologies*, 2025, Vol.47, No.3, pp.245-256.

193. Totten G.E. *Heat Treating of Nonferrous Alloys: 4E*. ASM International. 2016. 670 p.

194. Statistical-thermodynamic description of the order–disorder transformation of D019-type phase in Ti–Al alloy / T. M. Radchenko et.al. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008. Vol. 452. Is. 1. P. 122-126. DOI:10.1016/j.jallcom.2006.12.149

195. Plastic deformation of V- and Zr-alloyed PST TiAl in tension and compression at room temperature / Yao K. F. et al. *Acta Metallurgica et Materialia*. 1995. Vol. 43. № 3. P. 1075-1086. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(94\)00317-B](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)00317-B).

196. Raghavan V. Al-Nb-Ti (Aluminum – Niobium –Titanium). *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2005. Vol. 31. No. 1. P. 41-52. DOI:10.1007/s11669-009-9623-x.

197. ОСТ1 90126 Сплавы жаропрочные литейные вакуумной выплавки.

198. . Сертифікат Ср.1.2.008-83. Сплав ВЖЛ12Э-ВИ.

199. Stanoev E., Chandrashekhara K.S. Determination of natural frequencies and mode shapes of a wind turbine rotor blade using Timoshenko beam elements. *Wind Energy Science*. 2019. Vol. 4. P. 57–69. <https://doi.org/10.5194/wes-4-57-2019>.

200. Computational-experimental study of natural frequencies and forms of oscillating pair-banded cooled working blades of turbines/ Pridorozhnyi R. P. et al. *Strength of Materials*. 2019. No. 6. P. 5-17.

201. Галенкова О. Б., Овчинников О. В., Шакало Р. Ю., Придорожний Р. П., Куц Д. О. Визначення власних частот та форм коливань лопатки турбіни, виготовленої зі сплаву на основі алюмініду титану // *Авіаційно-космічна техніка і технологія*, 2024. №2. С. 49-56.

202. Галенкова О. Б., Овчинников О. В., Мітіна Т. О. Порівняльні характеристики міцності лопаток турбіни, отриманих зі стандартного і перспективного сплаву на основі алюмініду титану. XXVIII Міжнародний конгрес двигунобудівників 2023, 3-7 вересня 2023 р., м. Харків.

203. Галенкова О. Б., Шакало Р. Ю., Придорожний Р. П., Овчинников О. В. Визначення власних частот та форм коливань лопатки турбіни, виготовленої зі сплаву на основі алюмініду титану. XXIX Міжнародний конгрес двигунобудівників 2024, 3-7 вересня 2024 р., м. Харків.

204. Бехтер Р. В., Галенкова О. Б., Білий Р. Ю., Завгородній О. В., Овчинников О. В. Визначення коефіцієнту запасу міцності лопаток турбіни зі сплаву на основі алюмінію титану. Міжнародна наукова конференція «Механіка: сучасність і перспективи, 7-11 жовтня 2024 р., м. Київ.

205. Галенкова О.Б., Куц Д.О., Овчинников О.О., Єфанов В.С. Особливості напруженого стану лопатки турбіни, виготовленої зі сплаву на

основі алюмініду титану. XV Всеукраїнська конференція «Молоді вчені 2025 – від теорії до практики», 20 березня 2025р, м.Дніпро, Україна.

206. Галенкова О.Б. Формування структури, механічних та службових властивостей жароміцних сплавів на основі алюмініду титану для лопаток турбіни//Авіаціно-космічна техніка і технології, 2025, №2, (202), с.16-24.

## ДОДАТОК А

## Список публікацій здобувача за темою дисертації

1. Овчинников О. В., Ахонін С. В., Березос В. О., Северин А. Ю., Галенкова О. Б., Шевченко В.Г. Отримання перспективних сплавів на основі алюмінідів титану для сучасного авіадвигунобудування// *Сучасна електрометалургія*, 2024, №1. С. 9-16 DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2024.01.01>.
2. Галенкова О. Б., Овчинников О. В., Шакало Р. Ю., Придорожний Р. П., Куц Д. О. Визначення власних частот та форм коливань лопатки турбіни, виготовленої зі сплаву на основі алюмініду титану// *Авіаційно-космічна техніка і технологія*, 2024. №2. С. 49-56. DOI: <https://doi.org/10.32620/aktt.2024.2.05>.
3. Галенкова О.Б. Формування структури, механічних та службових властивостей жароміцних сплавів на основі алюмін іду титану для лопаток турбіни. *Авіаційно-космічна техніка і технологія*, 2025, №2 (202), с.16-24 DOI:10.32620/aktt.2025.2.02.
4. Галенкова О. Б., Єфанов В. С., Завгородній О. В., Бронецька В. І., Шевченко В. Г. Комплексний вплив модифікування на властивості  $\gamma$ -сплаву на основі алюмініду титану. *Сучасні проблеми металургії*, 2025, №28, с.3-12. DOI: [10.34185/1991-7848.2025.01.01](https://doi.org/10.34185/1991-7848.2025.01.01).
5. Halienkova O. B., Yefanov V. S., Zavgorodny O. V., Kirian I. M., Bulish S. O., Rud A. D. (2025). Development of a Titanium Aluminide Alloy of Optimal Composition by Means Modification. *Metallophysics and Advanced Technologies*, 2025, Vol.47, No.3, pp.245-256. <https://doi.org/10.15407/mfint.47.03.0245>.
6. Kuts D., Yefanov V., Halienkova O., Ovchynnykov O., Tepla T., Lemishka I., Mierzwiński D. Additive technologies for manufacturing swirlers of the combustion chamber of aircraft engines from nickel superalloy powders// *Archives of*

Materials Science and Engineering, 2025, Vol.131, No. 1, p.5-13.  
DOI:10.5604/01.3001.0055.0368.

7. Галенкова О. Б., Овчинников О. В., Мітіна Т. О. Порівняльні характеристики міцності лопаток турбіни, отриманих зі стандартного і перспективного сплаву на основі алюмініду титану. *XXVIII Міжнародний конгрес двигунобудівників 2023*, 3-7 вересня 2023 р., м. Харків.

8. Галенкова О. Б., Шакало Р. Ю., Придорожний Р. П., Овчинников О. В. Визначення власних частот та форм коливань лопатки турбіни, виготовленої зі сплаву на основі алюмініду титану. *XXIX Міжнародний конгрес двигунобудівників 2024*, 3-7 вересня 2024 р., м. Харків.

9. Бехтер Р. В., Галенкова О. Б., Білий Р. Ю., Завгородній О. В., Овчинников О. В. Визначення коефіцієнту запасу міцності лопаток турбіни зі сплаву на основі алюмінію титану. *Міжнародна наукова конференція «Механіка: сучасність і перспективи*, 7-11 жовтня 2024 р., м. Київ.

10. Галенкова О. Б., Куц Д. О., Урекін Д. В. Підвищення властивостей сплаву на основі алюмінію шляхом модифікування. *Молодь в авіації: нові рішення та перспективні технології*, 21-22 листопада 2024 р., м. Запоріжжя.

11. Єфанов В.С, Завгородній О.В., Галенкова О.Б., Буліш С.О. Виготовлення стоматологічних імплантів із низькомодульного сплаву Zr-Ti-Nb за адитивною електронно-променевою технологією. *VI Міжнародна науково-практична конференція «SCIENTIFIC RESEARCH: MODERN CHALLENGES AND FUTURE PROSPECTS»*, 20-22 січня 2025 р., м. Мюнхен, Німеччина.

12. Галенкова О.Б., Куц Д.О., Овчинников О.О., Єфанов В.С. Особливості напруженого стану лопатки турбіни, виготовленої зі сплаву на основі алюмініду титану. XV Всеукраїнська конференція «Молоді вчені 2025 – від теорії до практики», 20 березня 2025р, м.Дніпро, Україна.

## ДОДАТОК Б

## Акт впровадження результатів дисертаційної роботи

ЗАТВЕРДЖУЮ

Генеральний конструктор

ДП «Івченко-Прогрес»

  
Ігор КРАВЧЕНКО

2024р.

АКТ № 7 від 24.01 2024р.

впровадження результатів дисертаційної роботи

інженера 2 категорії

ГАЛЕНКОВОЇ Ольги

на здобуття ступеня доктора філософії

за спеціальністю 132 – Матеріалознавство

Комісія у складі:

голови: Головного металурга Руслана БЕХТЕРА;

членів: Головного технолога к.т.н. Едуарда КОНДРАТЮКА, Заступника генерального конструктора з міцності Миколи КОСТИНА, керівника групи к.т.н. Романа ПРИДОРЖНОГО, керівника розрахунково-експериментальної бригади Сергія РІЗНИКА.

Комісією розглянуто можливість застосування дослідного конструкційного матеріалу на основі алюмініду титану складу Ti-Al-Nb-Mo-0,3 (Y, Re, B).

На базі ДП «Івченко-Прогрес» з 2016р. у рамках Договору №38/16-НИО проводилися дослідні роботи по впровадженню жароміцних сплавів нового покоління. З 2023р. сформований Перспективний план науково-дослідної діяльності підприємства і установ НАН України Д 7541318.35.0374.01 по створенню нових конструкційних матеріалів.

З 2021р. в рамках розвитку жароміцних матеріалів проводяться роботи по впровадженню сплавів на основі алюмінідів титану. Найбільші досягнення отримані в розробці системи Ti-Al-Nb-Mo з модифікуючим комплексом Re, Y, B. В

основі цих робіт лежать наукові концепції та практичні дослідні результати інженера 2 категорії ВГМет, аспіранта УДХТУ ГАЛЕНКОВОЇ Ольги.

Комісія встановила, що новий склад жароміцного сплаву на основі алюмініду титану, який розроблено безпосередньо ГАЛЕНКОВОЮ Ольгою, згідно результатів випробувань має границю міцності  $\sigma_b=800\dots870\text{МПа}$ , відносно подовження  $\delta=0,8\dots1,3\%$ . Розрахункові моделі за методиками, що використовуються у серійному виробництві деталей авіаційного призначення, дозволили встановити можливість використання дослідного сплаву складу (системи) Ti-Al-Nb-Mo-0,3(Re, Y, B) для лопаток 2 ст СТ двигуна АІ-336-2-8. При заміні лопаток двигуна зі сплаву ВЖЛ12Э-ВІ на дослідний сплав з алюмініду титану дає можливість зниження маси лопаток робочих на 43% при забезпеченні умов міцності, що відповідає конструкторським нормам.

Розроблений склад сплаву, з урахуванням технічних можливостей ДП «Івченко-Прогрес», є перспективним для авіаційного двигуна марки АІ-336-2-8 для виготовлення робочих лопаток, які працюють при температурі не вище 820°C. Використання лопаток дасть зниження маси колеса 2 ст ВТ на 17%.

Комісія рекомендовані результати наукових досліджень, отриманих у роботі ГАЛЕНКОВОЇ Ольги, до впровадження у виробництво авіаційних деталей двигунів 5-го покоління.

Голова комісії:

Руслан БЕХТЕР

Члени комісії:

к.т.н

Едуард КОНДРАТЮК

Микола КОСТИН

к.т.н.

Роман ПРИДОРОЖНИЙ

Сергій РІЗНИК

## ДОДАТОК В

## Акт впровадження в навчальний процес



ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з науково-педагогічної  
роботи УДУНТ,  
д-р техн. наук, доц.

О.В. Зайчук

14.05.2025

## АКТ

впровадження в навчальний процес  
кафедри енергетики,  
науково-навчального інституту«Український державний хіміко-технологічний університет»,  
Українського державного університету науки і технологій,  
результатів дисертаційної роботи«Формування структури, механічних та службових властивостей жароміцних сплавів на основі  
алюмініду титану для лопаток турбіни»

Цим актом засвідчується, що результати дисертаційної роботи Галенкової Ольги Борисівни «Формування структури, механічних та службових властивостей жароміцних сплавів на основі алюмініду титану для лопаток турбіни» впроваджено у навчальний процес при викладанні лекційних курсів в межах навчального навантаження кафедри «Енергетики» УДУНТ з дисциплін «Високотемпературні теплотехнологічні процеси і установки» для студентів 4 курсу спеціальності G4 «Енерговиробництво» (ступінь бакалавр) в рамках розширення знань щодо виплавки титанових сплавів та перспективних сплавів на основі алюмініду титану методами вакуумно-дугової (ВДП) та електронно-променевої плавки (ЕПП), а також при виконанні дипломного проєкту «Удосконалення роботи енергетичного апарату. Спеціальна частина: розробка конструкції економайзера», студента групи 4-ЕГТ-21 Суміна Даниїла Денисовича, 2025 р., керівник завідувач кафедри енергетики, канд. хім. наук, доц. С.В. Ковальов (крім того, додатково результати використано у науково-дослідній роботі № держреєстрації: 0124U000406 «Ресурсозберігаюча технологія переробки українських рутилових і ільменітових концентратів в інноваційний легований титан губчастий подвійного призначення»).

Завідувач  
кафедри енергетики,  
канд. хім. наук, доц.

С.В. Ковальов

Заступник керівника  
навчально-наукового центру  
забезпечення якості освіти,  
канд. техн. наук, проф.

Р.В. Смотров

Старший науковий співробітник  
наукового центру інноваційних  
матеріалів і технологій,  
канд. техн. наук, доцент

В.В. Архипова