

Міністерство освіти і науки України
Державний вищий навчальний заклад
«Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

ГРУЗІН НАТАЛІЯ ВЯЧЕСЛАВІВНА

УДК 669.017.548.735.6

ДИСЕРТАЦІЯ
ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ, ТЕКСТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ТРУБ У
СПЛАВАХ ТИТАНА НА РІЗНИХ СТАДІЯХ ВИРОБНИЦТВА

05.02.01 – Матеріалознавство
(спеціальність)

13 – Механічна інженерія
(галузь знань)

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

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



Н. В. Грузін
(підпис, ініціали та прізвище здобувача)

Науковий керівник: Вахрушева Віра Сергіївна, доктор технічних наук, професор

Дніпро – 2020

АНОТАЦІЯ

Грузін Н.В. **Формування структури, текстури та властивостей труб у сплавах титана на різних стадіях виробництва.** – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.02.01 «Матеріалознавство» (13 – Механічна інженерія). Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» Міністерства освіти і науки України, Дніпро, 2020.

Сутність науково-прикладної задачі, яка розглядається в роботі полягає в створенні та впровадженні у практику теоретичних і технологічних заходів з вдосконалення технології виробництва труб відповідального призначення зі сплавів титану, а саме для авіаційної техніки. Труби, які виготовляються в Україні по зарубіжним стандартам ASM, ASTM мають вимоги до властивостей і текстури труб, яка забезпечує їх підвищену експлуатаційну надійність. Забезпечення вимог стандартів потребує побудову технологічних процесів, які ґрунтуються на створенні у процесі деформування певних типів кристалографічної текстури, яка впливає на механічні і технологічні властивості і забезпечує питому міцність.

Практичне значення теоретичних і технологічних розробок полягає в удосконаленні технологічного процесу виробництва титанових труб та підвищенні якісних показників при експлуатації.

Труби з титанових сплавів мають широке застосування як конструкційний матеріал у сучасному авіабудуванні, аерокосмічній техніці та в інших пріоритетних галузях промисловості. В гідравлічних системах сучасних цивільних і військових літаків використовують безшовні труби із титанового сплаву Ti–3Al–2,5V. Фірми “Boeing” та “Airbus” є основними споживачами труб із даного сплаву. Застосування титану і виробів з нього в останній час значно розширилось завдяки їх відмінним характеристикам питомої міцності, термостійкості, корозійної стійкості в поєднанні з екологічними показниками та

технологічними факторами, сприяють використанню титана та виробів з нього. Завдяки розвитку сучасної технології виробництва труб можливо отримання для конструкторів гідравлічних систем необхідних фізичних та механічних властивостей труб. Виробники труб працюють над оптимізацією технології і отримання необхідних властивостей. В останні роки споживачами висуваються нові високі вимоги до труб з титанових сплавів, зокрема, до їх текстури, які відображені у відповідних стандартах. Раніше вимоги до текстури труб у нормативній документації на труби були відсутні. Для збільшення ресурсу експлуатації труб, крім забезпечення вимог до регламентованої текстури, необхідне певне поєднання механічних і структурних характеристик, а також створення відповідної текстури труб.

Технологія виготовлення безшовних труб з титанового сплаву типу Ti-3Al-2,5V продовжує розвиток, тому що даний сплав використовується в рамках більшої кількості виробничих програм. Такий прогрес диктує необхідність розширення наукових досліджень з метою вдосконалення виробничих процесів для досягнення потрібних механічних властивостей готової продукції та вивчення текстури матеріалу, що визначає його властивості, опір втоми і формуємості.

Відомо, що титан є анізотропним матеріалом, що зумовлено його гексагональною щільноупакованою (ГЦУ) кристалографічною решіткою. Останнім часом спостерігається підвищення інтересу до проблем керування анізотропією структури і властивостей матеріалів і у зв'язку з цим до проблем текстуроутворення у процесі їх виготовлення. Крім зазначених вище вимог, титанові труби повинні бути технологічними та витримувати випробування на роздачу, загин і сплющування, що відображено у технічних вимогах до них. У зв'язку з викладеним, в даній роботі досліджувалося питання отримання та поєднання необхідних властивостей в технологічному процесі виготовлення труб, особливо тих операцій, які впливають на експлуатаційні характеристики готової продукції.

Створення певного типу текстур при виробництві труб з титану є новим завданням для трубної галузі, вирішення якої потребує проведення систематичних наукових, експериментальних і технологічних досліджень. Для українських заводів, виробників титанових труб, це є досить актуальною задачею. Тим більше, що треба поєднати створення певних типів структури, властивостей та текстури, а також технологічних властивостей титанових труб.

Таким чином, дисертаційна робота, яка спрямована на розвиток наукових основ формування структури, властивостей і текстури в технологічному процесі виготовлення труб із сплавів титану та розробка і впровадження відповідних рекомендацій з підвищення їх якісних характеристик у промислових умовах, є актуальною і сприяє вирішенню важливої науково–практичної задачі.

Метою роботи є встановлення закономірностей формування структури, властивостей та текстури на всіх етапах технологічного процесу виготовлення труб із титанового сплаву і розроблення деформаційно-термічних параметрів процесу для забезпечення необхідного комплексу властивостей в умовах виробництва.

У роботі проаналізовано матеріалознавчі основи формування структури і властивостей титану та його сплавів при деформуванні. Особливу увагу приділено формуванню кристалографічної текстури. Оскільки в дисертаційній роботі розглядається технологічний процес виробництва труб, який відрізняється схемами деформування від прокатки листа, проволочи та ін., то розглянуті особливості процесів гарячої та холодної прокатки труб.

Процеси формування структури, текстури і властивостей труб досліджені на всіх стадіях технологічного процесу.

На стадії гарячої деформації пресуванням проведено дослідження пресованої заготовки від двох різних виробників і встановлено, що режими деформування, а саме температура, швидкість, ступінь деформації впливають на однорідність структури, властивості металу. Дослідження кристалографічної текстури показало, що основні типи текстури, а саме тангенціальна та

радіальна, формуються на стадії гарячої деформації пресуванням. Тангенціальна текстура присутня у більшій кількості. Простежено зміну і спадковість текстури труб після пресування, холодної деформації та термічної обробки. Текстура у гарячепресованих трубах стійка і при подальшій холодній деформації змінюється незначно. Для зміни текстури треба змінити режими холодної деформації.

Дослідження впливу великих ступенів деформації і фактору Q (відношення деформації по стінці до деформації по діаметру) показало можливість впливати на властивості і текстуру холоднодеформованих труб. Важливим показником при виробництві труб зі сплаву $Ti-3Al-2,5V$ є коефіцієнт відносного стиснення (KBC, CSR – Contractile Strain Ratio), який характеризує текстуру труб згідно з зарубіжними стандартами. Досягнення KBC у технологічному процесі виготовлення труб задача, яка часто є важко досяжною. Тому у роботі досліджено зв'язок між кристалографічною текстурою, яка оцінена методом рентгеноструктурного аналізу з визначеннями коефіцієнтів Кернса, побудовою зворотних полюсних фігур (ЗПР) і показниками коефіцієнта відносного стиснення відповідно з вимогами зарубіжних стандартів.

Однією з основних операцій є термічна обробка труб на різних етапах їх виготовлення. У роботі досліджено різні види термічної обробки труб такі як вакуумний рекристалізаційний відпал, відпал для зняття напружень (згідно стандарту на труби стан CWSR – Cold Worked Stress Relieved) та гартування. Оцінено вплив різних видів термічної обробки на наявність залишкових напружень і показників коефіцієнта відносного стиснення. Показана можливість гартування труб після пресування як на сплаві титану $Ti-3Al-2,5V$, так і на сплаві ПТ–1М. Дослідження температури рекристалізаційного відпалу, який використовується після проміжних прокаток, складає 650...800 °С. Температура відпалу для зняття напружень, який використовується для труб готового розміру, складає 430...580 °С. Дослідження кристалографічної

текстури труб після термічної обробки показало, що після рекристалізаційного відпалу текстура змінюється незначно, спостерігається загострення текстури. У випадку термічної обробки для зняття напружень (стан CWSR) текстура труб кардинально не змінюється. Параметр Кернса в готових трубах після термічної обробки для зняття залишкових напружень змінюється в межах не більше $\pm 0,02$.

Вибрані режими термічної обробки забезпечують рівень механічних властивостей труб згідно нормативної документації.

Виконання дисертаційної роботи дозволило отримати подальший розвиток уявлення про закономірності формування структури, властивостей і текстури на різних етапах виготовлення труб зі сплаву Ti-3Al-2,5V.

Формування структури, властивостей і різних типів текстури, а саме, радіальної та тангенціальної впливають на характер зміцнення і технологічні властивості труб. Раніше такі дослідження були проведені тільки на стадії гарячого деформування шляхом пресування. Систематичні дослідження формування структури, властивостей, текстури, її спадковості для сплаву титану Ti-3Al-2,5V під час усього процесу виготовлення титанових труб від заготовки до готової труби раніше не проводилися.

Вперше експериментально встановлено та одержано кількісну оцінку, із застосуванням параметрів Кернса, текстурні характеристики (кількості складових радіальної та тангенціальної текстури) труб з титанового сплаву на всіх етапах трубного виробництва: у трубній заготовці, після гарячої деформації пресуванням та на різних етапах подальшої холодної деформації, а також після термічної обробки.

Раніше такі дані не були відомі. Встановлено, що трубна заготовка після кування та пресування текстурована і має як радіальну, так і тангенціальну складову текстури (37...45 % і 48...52 % відповідно). Простежується спадковість вихідної текстури. Подальша холодна деформація збільшує вміст радіальної текстури на 5...10 %. Важливим фактором при цьому є загальний

ступінь деформації та розподіл деформації по стінці та діаметру труби. Встановлено, що термічна обробка практично не змінює текстури труб.

Вперше встановлено зв'язок між параметрами деформації: загальним ступенем деформації і співвідношенням обтиску по стінці і діаметру труби (коефіцієнт Q) та коефіцієнтами відносного стиснення і параметрами текстури.

Раніше такі дані не були відомі. Це дозволило уточнити режими холодної деформації труб: рекомендовано на останніх проходах холодної прокатки збільшити загальний ступінь деформації до 80...85 % і переважну деформацію здійснювати по товщині стінки, що дозволить активізувати процеси двійникування. Доведено, що коефіцієнт Q має бути не менш 3; при цьому збільшується кількість радіальної складової текстури до 65...70 %, що забезпечує рівень механічних, технологічних властивостей і величину коефіцієнту відносного стиснення труб відповідно до підвищених вимог нормативних документів і споживачів.

Вперше встановлено оптимальне значення коефіцієнту відносного стиснення, що характеризує текстуру при виготовленні труб із сплаву титану Ti-3Al-2,5V. Показано, що коефіцієнт відносного стиснення 1,3...3,5, визначений у нормативній документації, не завжди забезпечує необхідний комплекс властивостей, як механічних, так і особливо технологічних. Оптимальним коефіцієнтом відносного стиснення, що характеризує текстуру при виготовленні труб, є 1,5...2,5. За більш високих його показниках ряд труб не витримують технологічні випробування, а також мають більш високий, у порівнянні з вимогами, рівень механічних властивостей.

Доведено, що відпал холоднодеформованих труб із сплаву титану Ti-3Al-2,5V, який проводять для зняття залишкових напружень (стан CWSR – Cold Worked Stress Relieved), не впливає на зміну їх текстури.

Для подальшої роботи з трубами для виготовлення вузлів гідросистем літаків потрібна термічна обробка. Вибрано режим CWSR для зберігання властивостей і текстури, які забезпечують експлуатаційні властивості.

Практичне значення одержаних результатів. На основі виконаних у роботі досліджень, аналізу отриманих результатів та їх наукового обґрунтування розроблено та запропоновано рекомендації для промислового виробництва труб зі сплаву титану Ti–3Al–2,5V (Grade 9):

- запропоновано параметри гарячої деформації, а саме зниження температури та швидкості процесу пресування, що забезпечують підвищення однорідності структури сплаву по товщині стінки та довжині труб;

- розроблено пропозиції по зміні деформаційних режимів при холодній прокатці труб: збільшення загальних ступенів деформації, особливо на останніх проходах, до 80...85 % та досягнення показників коефіцієнту відносного стиснення (1,3...2,5), що забезпечується створенням радіальної складової текстури в трубах на рівні 60...70 %;

- встановлено, що для створення переважно радіальної текстури труб, коефіцієнт Q повинен бути не нижче 3. Рекомендовано на останніх проходах прокатки труб використовувати стани KPW для збільшення деформації по стінці;

- встановлена можливість гартування труб зі сплавів титану Ti–3Al–2,5V (Grade 9) і ПТ – 1М після пресування;

- на підставі отриманих результатів з застосуванням рекомендацій удосконалена технологія та прокатані труби, що відповідають вимогам стандартів;

- впроваджено рекомендації з удосконалення технологічного процесу в промислових умовах при виготовленні труб з титанових сплавів на Виробничому Об'єднанні «ОСКАР» (ТОВ ВО «ОСКАР»), м. Дніпро і м. Нікополь, що підтверджено відповідним актом впровадження від 11. 11. 2019 р.;

- результати роботи впроваджено у навчальний процес на кафедрі матеріалознавства та обробки матеріалів ДВНЗ ПДАБА при вивченні дисциплін: «Кольорові метали та сплави», «Недосконалість кристалічних

решіток та фізика міцності» та «Фізичні властивості і методи дослідження матеріалів», акт впровадження від 12. 01. 2021 р.

Ключові слова: сплави титану деформація, механічні і технологічні властивості, текстура, структура, коефіцієнт відносного стиснення, відпал.

SUMMARY

Hruzin N. V. Formation of structure, texture and properties in tubes of titanium alloys at various stages of production. – Qualifying research paper on the rights of manuscript.

Dissertation for the scientific stage of candidate of technics in specialty 05.02.01 “Materials Science” (13 - Mechanical Engineering). - State Higher Educational Institution "Dnieper State Academy of Civil Engineering and Architecture" of the Ministry of Education and Science of Ukraine, Dnipro, 2020.

Essence of the scientific and applied problem, which is considered in the research paper consists in creating and implementing in practice theoretical and technological foundations of elaborating a process of production of titanium alloy tubes for responsible purposes, namely, aircraft building. In order to ensure high operational reliability, the tubes manufactured in Ukraine according to foreign standards ASM and ASTM are subject to requirements to their properties and texture. To ensure satisfaction of standard requirements, it is necessary to elaborate the manufacturing processes based on creation of certain types of crystallographic texture which affects mechanical and processing characteristics and provides specific strength in the process of working.

Practical significance of theoretical and technological developments consists in improvement of the process of production of titanium alloy tubes and bettering quality indicators of their operation.

Titanium alloy tubes are widely used as a structural material in present-day aircraft and aerospace engineering. Seamless tubes made of titanium alloy Ti–3Al–2,5V are used in hydraulic systems of civil and military aircraft. Boeing and

Airbus companies are main consumers of tubes made of this alloy. The use of titanium and titanium products has significantly expanded recently. Excellent characteristics of specific strength, heat and corrosion resistance in combination with environmental indicators and processing factors contribute to the use of titanium and its products. Due to the development of a state-of-the-art technology of tube production, designers of hydraulic systems can ensure necessary physical and mechanical properties of tubes. Tube manufacturers are occupied with the technology optimization to obtain necessary properties. In recent years, new requirements to tubes have appeared and reflected in new standards. Because the tubes are supplied to leading aircraft companies, requirements to their quality are very high. For example, requirements to the tube texture were absent in earlier regulatory documents for tubes. Extending the service life of tubes requires a certain combination of mechanical and structural characteristics as well as creation of an appropriate tube metal texture.

The technology of making seamless tubes of titanium alloy of Ti–3Al–2,5V type continues to develop because this alloy is used in ever increasing number of production programs. Such progress dictates the need to expand studies aimed at improvement of manufacturing processes to achieve desired mechanical properties, structure and certain types of texture in the finished tube material determining its properties, fatigue resistance and deformability.

It is known that titanium is an anisotropic material due to its crystallographic hexagonal close-packed lattice. Recently, there has been a growth of interest to the problems of managing anisotropy of material properties and, consequently, to the problems of texture formation in the tube manufacture process. Titanium alloy tubes must have good processibility. Technical requirements to them include in-process tests for expansion, bending and flattening. In this regard, this study examines the issue of obtaining and combining the necessary properties in the tube manufacturing process, especially in those operations that affect the finished product performance.

Creating a certain type of texture in the manufacture of titanium alloy tubes is a new challenge for the pipe and tube industry. It requires serious research efforts. This is also a very important problem for Ukrainian manufacturers of titanium alloy tubes. Moreover, it is necessary to combine creation of certain structure types, properties and textures as well as processing characteristics of titanium tubes.

Thus, the studies dedicated to the choice of conditions of hot and cold working and heat treatment in the manufacture of titanium alloy tubes are relevant and of great scientific and practical importance. The study objective was to establish laws of formation of structure, properties and texture at all stages of Ti-3Al-2,5V alloy tube manufacture process and development of strain and thermal parameters of the process to ensure the necessary set of properties in production conditions.

Material-science bases of formation of structure and properties of titanium and its alloys during working were analyzed in the study. Particular attention was paid to the mechanisms of plastic strain of metals with a hexagonal close-packed lattice and formation of a crystallographic texture. Since the dissertation is dedicated to the tube production process which differs in working schedules from those of sheet and wire rolling, etc., features of the processes of hot and cold rolling of tubes were considered. The processes of forming the structure, texture and properties of tubes were studied at all stages of the manufacture process.

A study of extruded billets from two different manufacturers was conducted at the stage of hot working by pressing and it was found that the working conditions, namely temperature, speed and deformation ratio affect structure homogeneity and metal properties. The study of crystallographic texture showed that the main texture types, namely tangential and radial ones are formed at the stage of hot working by pressing. Tangential texture was observed in greater quantities.

Change and heredity of tube texture after pressing, cold working and heat treatment were traced. Texture in hot-extruded tubes was stable and changed slightly with subsequent cold working. To change the texture, it is necessary to change the cold rolling schedules.

The study of influence of large strain ratios and the factor Q (the wall to diameter strain ratio) showed the possibility of influencing the properties and texture of cold-worked tubes.

The contractive strain ratio (CSR) is an important indicator in the production of Ti-3Al-2,5V alloy tubes. In accordance with foreign standards, it characterizes the tube texture. Achieving it in the tube making process is a hard task. Therefore, connection between the crystallographic texture assessed by the method of X-ray diffraction analysis and the contractive strain ratio in accordance with requirements of foreign standards was investigated. Heat treatment of tubes at various stages of their manufacture is one of the main operations. Various types of heat treatment of tubes such as recrystallization annealing in vacuum, stress-relieving annealing (CWSR state according to the standard for tubes) and hardening were studied. Influence of various types of heat treatment on presence of residual stresses and CSR was assessed. The possibility of hardening tubes after pressing was shown for both titanium alloy Ti-3Al-2,5V and structural alloy PT-1M. It was found that temperature of recrystallization annealing used after intermediate rolling is 650...800 °C. The stress relief annealing temperature used for finished tubes is 430...580 °C. The study of crystallographic texture in the tubes after their heat treatment showed that recrystallization annealing slightly changes texture and texture sharpening is observed. In the case of stress relief heat treatment (CWSR state), the tube texture does not change.

The selected conditions of heat treatment provide level of mechanical properties of tubes according to regulatory documents.

The dissertation studies have made it possible to further develop the idea of the laws of forming structure, properties and texture at different stages of manufacturing Ti-3Al-2,5V alloy tubes.

Formation of structure, properties and texture of various types, namely radial and tangential types, affects strengthening nature and processing characteristics of tubes. Previously, such studies were conducted only at the stage of hot working by pressing. No sequential studies of the entire process of titanium alloy tube

manufacture from a billet to a finished tube in terms of formation of structure, properties, texture and texture heredity were performed for Ti-3Al-2,5V titanium alloy.

Texture characteristics, namely, quantity of components of radial and tangential textures determined by Kearns parameters at all stages of tube production: in a billet, after hot working and subsequent cold working at various stages depending on tube size and also after heat treatment were experimentally established and quantified for the first time.

It was found that the billet was textured and had both radial and tangential components (30...40 % and 45...65 %, respectively) after forging and pressing. Heredity of the original texture was traced. Subsequent cold working slightly increases the radial texture content by 5...10 %. The overall deformation ratio and distribution of wall and diameter deformation are important factors. Heat treatment does not change essentially the tube texture.

Relationship between deformation parameters was established for the first time: total deformation ratio and wall to diameter draft ratio (coefficient Q) and contractive strain ratios (CSR) and texture parameters. It is necessary to increase total draft ratio to 80...85 % and wall thickness deformation should prevail in the last cold rolling passes. The coefficient Q must be at least 2,5...3. This increases quantity of radial texture component to 65...70 % which provides high level of mechanical properties and improves the contractive strain ratio as well as processing characteristics (expansion, flattening, bending).

Optimal value of the contractive strain ratio which characterizes texture in the manufacture of tubes made of Ti-3Al-2,5V alloy.

The contractive strain ratio which is set at 1,3...3,5 in regulatory documents, does not always provide a necessary set of mechanical and especially processing properties. The optimal contractive strain ratio which characterizes texture in the manufacture of tubes is 1,5...2,5. At its higher values, a number of tubes do not withstand processing tests and also have a higher level of mechanical properties compared to the required ones.

It has been shown for the first time that heat treatment, namely, stress relief annealing (CWSR) does not change texture of Ti-3Al-2,5V alloy tubes.

Practical value of the results obtained in the performed studies consists in that proposals for real industrial production of tubes of Ti-3Al-2,5V alloy (Grade 9) were elaborated and proposed based on them and their theoretical substantiation:

- parameters of hot deformation with high values of anisotropy properties in wall thickness of hot-worked tubes, namely, decrease in temperature and speed of the pressing process;
- achievement of high relative contractive strain ratio (1,3...2,5) which is ensured by creation of the radial texture component in tubes at a level of 60...70 %;
- optimal contractive strain ratio should be at a level of 1,3...2,5 to achieve the tube quality specified in standards;
- to create a predominantly radial texture, the ratio of wall thickness to diameter strain (coefficient Q) must be not less than 2,5...3;
- a technology was elaborated and tubes that meet requirements of standards were rolled with adoption of the proposed recommendations: the act of implementation of the results of the dissertation work on LLC "VO OSCAR" from 11.11.2019.

Key words: titanium alloys, deformation, mechanical and processing characteristics, texture, structure, contractive strain ratio.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА

Наукові праці, у яких опубліковані основні результати дисертації

1. Грузин Н. В., Вахрушева В. С. Дослідження впливу початкової текстури заготовки на текстуру готових труб зі сплаву титану Ti-3Al-2,5V. *Матеріалознавство та термічна обробка металів* : Наук. та інформ. журн. Дніпропетровськ, 2015. Вип. №3 (70). С. 16–20.
2. Грузин Н. В., Джуган А. А. Формирование структуры и свойств титановой проволоки из сплава ВТ1-0 для медицины при термической обработке. *Інформаційні системи, механіка та керування*. Київ, 2016. №14. С. 82–87.

3. Грузин Н. В., Вахрушева В. С., Лихопек П. А. Формирование структуры и свойств при прессовании труб из сплава титана Ti-3Al-2.5V. *Будівництво, матеріалознавство, Машинобудування. Серія «Стародубовські читання»*. Зб. наук. праць. Дніпро, 2017. Вип. 95. С. 45–50.

4. Грузин Н. В., Вахрушева В. С. Оценка текстуры и свойств труб из сплава Ti-3Al-2.5V после горячей деформации прессованием. *Інформаційні системи, механіка та керування*. Наук.-техн. збірник. 2017. Вип. №17. С. 67–75.

5. Hruzin N. V., Vakhrusheva V. S., Malykhin D. G. Features of formation of crystallographic texture and properties in Ti-3Al-2.5V titanium alloy during tubes manufacture. *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. г. Харьков, 2019. Вып. 115, № 5 (123). С. 105 – 112.

6. Грузин Н. В., Вахрушева В. С. Влияние степени деформации при холодной прокатке труб из сплава титана на формирование текстуры и свойств. *Metallophysics and Advanced Technologies*. 2019. Vol. 41, No. 10 (2019). Pp. 1303–1314.

7. Грузин Н. В., Вахрушева В. С., Тютєєв І. А., Малиш О. Д. Вплив текстури на механічні властивості труб із сплаву титану. *Металознавство та термічна обробка металів*. Наук. та інформ. журнал. Дніпро, 2019. Вип. №4 (87). С. 16 – 21.

8. Hruzin N.V., Vakhrusheva V. S., Tiutieriev I.A., Malysh O.D. Influence of texture on mechanical properties of titanium alloy tubes. *Key Engineering Materials*. Switzerland, 2020. Vol. 844. Pp. 182 – 187.

9. Грузин Н.В. Оцінка можливості гартування труб із сплаву титана після пресування. *Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету*. Збірник наук. праць. 2020, Вип. 91. С. 160 – 164.

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

10. Грузин Н. В., Коленкова О. А. Особенности структуры слитков и сплава циркония Zr1Nb полученных различными способами выплавками. *Людина і космос. Випереджаючи час : тези доп. 12 міжн. молод. наук.-практ.*

конф., м. Дніпропетровськ, 2010 р. С. 429.

11. Грузин Н. В., Вахрушева В. С., Лопушина К. Ю., Белявцева А. В., Малыхин Д. Г. Формирование текстуры при производстве труб из сплавов титана. *Стратегия качества в промышленности и образовании Том 1* : тези доп. 11 межд. конф. Варна, Болгария, 1-5 юн. 2015. С. 40 – 44.

12. Грузин Н. В., Джуган О. О. Формирование структуры и свойств титановой проволоки из сплава ВТ1-0 для медицины при термической обработке. *Людина і космос* : тези доп. 18 міжн. молод. наук.-практ. конф., м. Дніпропетровськ, 2016. С. 285.

13. Грузин Н. В., Вахрушева В. С. Текстура в трубах из сплава Ti-3Al-2.5V и ее влияние на свойства. *ТИТАН 2016: виробництво та використання в авіабудуванні* : доклад на IV міжн. наук.-практ. конф., м. Запоріжжя, 3-4 лист. 2016 р.

14. Грузин Н. В., Вахрушева В. С. Влияние термической обработки на изменение текстуры холоднокатанных труб из сплава титана. *Стратегия качества в промышленности и образовании. Том 2* : тези доп. XIII межд. конф., г. 5-8 июня 2017 г. Варна, Болгария : Технический університет. С. 53 – 57.

15. Грузин Н. В., Вахрушева В. С. Оценка текстуры и свойств труб из сплава Ti-3Al-2.5V после горячей деформации прессованием. *Людина і космос. Випереджаючи час* : тези доп. 19 міжн. молод. наук.-практ. конф., м. Дніпро, 2017. С. 260.

ЗМІСТ

АНОТАЦІЯ	2
ВСТУП	20
РОЗДІЛ 1. СУЧАСНІ УЯВЛЕННЯ ПРО ПРОБЛЕМИ ТА СПОСОБИ ОТРИМАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ	28
1.1. Галузі використання титану та його сплавів	28
1.2. Властивості титану та його сплавів	30
1.2.1. Фізичні властивості титана та його сплавів	31
1.2.2. Хімічна активність титану	33
1.3. Сучасні уявлення про структуру і властивості титану та його сплавів	34
1.3.1. Вплив легуючих елементів та домішок	34
1.3.2. Класифікація титанових сплавів	39
1.3.3. Характеристика структури титана і його сплавів	41
1.4. Кристалографічні особливості будови та пластична деформація сплавів титану	47
1.4.1. Кристалографічна текстура сплавів титану та методи її дослідження	50
1.4.2. Опір втомному руйнуванню титану і його сплавів	54
1.5. Технологічні процеси виготовлення труб зі сплавів титану	58
1.5.1. Пресування труб	59
1.5.2. Холодна прокатка труб	61
1.6. Висновки по розділу 1	64
1.7. Список використаних джерел в розділі 1	65
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ	66
2.1. Загальна характеристика досліджень	66
2.2. Матеріали дослідження	67
2.2. Методи дослідження	68
2.3. Висновки по розділу 2	73
2.4. Список використаних джерел в розділі 2	73
РОЗДІЛ 3. ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ, ВАЛАСТИВОСТЕЙ ТА ТЕКСТУРИ В ТРУБАХ ІЗ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ НА СТАДІЇ	

ГАРЯЧОГО ПРЕСУВАННЯ	74
3.1 Порівняльні дослідження структури і властивостей пресованої трубної заготовки з титанових сплавів різних виробників	74
3.2 Дослідження текстури гарячепресованих труб	83
3.3 Висновки по розділу 3	88
3.4. Список використаних джерел в розділі 3	88
РОЗДІЛ 4. ВПЛИВ ХОЛОДНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ, ТЕКСТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ В ТРУБАХ З СПЛАВУ ТИТАНУ Ti-3Al-2,5V	88
4.1. Дослідження структури, властивостей та текстури TREX-труб	90
4.2. Дослідження холоднокатаних труб на проміжному і готовому розмірах	94
4.3. Дослідження структури, властивостей та текстури труб із сплаву Ti-3Al-2,5V готового розміру	102
4.4. Вплив текстури на механічні властивості труб	110
4.5. Висновки по розділу 4	115
4.6. Список використаних джерел в розділі 4	117
РОЗДІЛ 5. ВИБІР РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ТРУБ ЗІ СПЛАВІВ ТИТАНУ НА РІЗНИХ ЕТАПАХ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ. ВПРОВАДЖЕННЯ РЕКОМЕНДАЦІЙ У ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ПРОЦЕС ВИГОТОВЛЕННЯ ТРУБ	119
5.1. Вибір температурних режимів термічної обробки при виготовленні труб зі сплавів титану	119
5.1.1. Вибір температури рекристалізаційного відпалу сплаву Ti-3Al-2,5V	119
5.2. Оцінка можливості гартування труб зі сплаву титану після пресування	122
5.3. Дослідження структури та властивостей готових труб з сплаву Ti-3Al-2,5V після термообробки для зняття напружень	129
5.4. Вплив термічної обробки на текстуру титанових труб	131
5.5. Рекомендації для удосконалення технології виготовлення труб у промислових умовах	134

5.6. Висновки по розділу 5	136
5.7. Список використаних джерел в розділі 5	137
ВИСНОВКИ	137
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	141
ДОДАТКИ	154
ДОДАТОК А СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА	155
ДОДАТОК Б АКТИ ВПРОВАДЖЕННЯ	158

ВСТУП

Труби з титанових сплавів мають широке застосування як конструкційний матеріал у сучасному авіабудуванні, аерокосмічній техніці. В гідравлічних системах сучасних цивільних і військових літаків використовують безшовні труби із титанового сплаву Ti-3Al-2,5V. Фірми “Boeing” та “Airbus” є основними споживачами труб із цього сплаву. Застосування титану і виробів з нього останнім часом значно розширилось. Відмінні характеристики питомої міцності, термостійкості, корозійної стійкості в поєднанні з екологічними показниками та технологічними факторами сприяють використанню титану та виробів з нього.

Розвиток сучасної технології виробництва труб надає можливість отримання необхідних фізичних та механічних властивостей труб, які використовуються конструкторами гідравлічних систем. Виробники труб працюють над оптимізацією технології і отриманням необхідних властивостей. В останні роки з'явилися нові вимоги до труб, які відображені в нових стандартах. Оскільки труби постачаються для провідних фірм, які займаються літакобудуванням, вимоги до їх якості дуже високі. Так раніше вимоги до текстури труб були відсутні у нормативній документації на труби. Для збільшення ресурсу роботи труб потрібно певне поєднання механічних і структурних характеристик, а також створення відповідної текстури труб.

Відомо, що титан є анізотропним матеріалом завдяки своїй кристалографічній гексагональній щільноупакованій решітці. Останнім часом збільшується інтерес до проблем управління анізотропією властивостей матеріалів, і в зв'язку з цим до проблем текстуроутворення у процесі їх виготовлення. Титанові труби повинні бути технологічними. У технічні вимоги входять технологічні випробування на роздачу, загин та сплюскування. У дисертаційній роботі досліджується питання отримання та поєднання необхідних властивостей в технологічному процесі виготовлення труб, особливо тих операцій, які впливають на робочі характеристики готової продукції.

Аналіз літератури показав, що надійність труб з титану та його сплавів визначається кристалографічною текстурою, яка формується при виготовленні

труб. Особливий вплив текстури в трубах надає характеристики втоми, які діють на метал труб у процесі експлуатації. Для альфа сплавів титану ефективним способом підвищення експлуатаційних характеристик елементів конструкцій є створення в них заданої анізотропії механічних властивостей. Багато важливих властивостей виробів з металевих матеріалів зі зниженою симетрією кристалічної решітки залежать від кристалографічної текстури. Текстура матеріалів є однією з фундаментальних та прикладних задач матеріалознавства, деяких задач контролю характеристик виробів. На основі текстурних даних можна розрахувати або прогнозувати цілу низку тензорних характеристик таких, як: коефіцієнт термічного розширення, механічні властивості, а також коефіцієнти теплопровідності, електроопору та ін.

Створення певного типу текстур у виробництві труб з титану є новим завданням для трубної галузі. Це потребує систематичних наукових досліджень. Для українських заводів, виробників титанових труб, це є досить актуальним завданням. Тим більше, що є потреба поєднати створення певних типів структури, властивостей та текстури, а також технологічних властивостей титанових труб.

Таким чином, дисертаційна робота, яка спрямована на розвиток наукових основ формування структури, властивостей і текстури в технологічному процесі виготовлення труб із сплавів титану та розробка і впровадження відповідних рекомендацій з підвищення їх якісних характеристик у промислових умовах, є актуальною і сприяє вирішенню важливої науково–практичної задачі.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Виконання дисертаційної роботи пов'язане з тематичними планами наукових досліджень Державного вищого навчального закладу «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури». Авторка була виконавцем низки договірних науково-дослідних робіт: «Оцінка кристалографічної текстури труб із сплаву титану в залежності від технології виробництва» (договір № 618 від 03. 01. 2014 р.); «Вплив схеми деформованого стану титанового сплаву на формування текстури труб» (дог.

№ 2016/55 (924) від 24.03.2016 р.); «Оцінка впливу параметрів технологічного процесу виготовлення труб із сплаву титану на формування структури, кристалографічної текстури, механічних властивостей та розробки і надання рекомендацій щодо уточнення параметрів технологічного процесу» (дог. № 449/243 2019 від 10.10.2019 р.), а також держбюджетної теми кафедри матеріалознавства та обробки матеріалів: «Розробка інноваційних технологій виробництва низьколегованих сталей з використанням нанодисперсних модифікаторів на металургійних підприємствах України» (2018–2020 р.р., № держреєстрації 0118U10033).

Метою дисертаційної роботи є встановлення закономірностей формування структури, властивостей та текстури на всіх етапах технологічного процесу виготовлення труб із титанового сплаву і розроблення деформаційно-термічних параметрів процесу для забезпечення необхідного комплексу властивостей в умовах виробництва.

Для досягнення цієї мети було поставлено та вирішено такі задачі:

- проаналізувати умови експлуатації та вимоги до труб зі сплавів титану для гідросистем літаків, а також сучасний стан виробництва труб з титанових сплавів;
- дослідити процеси формування структури, механічних властивостей та текстури на всіх технологічних етапах виробництва труб: гарячому пресуванні, виготовленні ТРЕХ (Tube Rolling Extrusion)-труб, на холодному переділі та термічної обробки;
- простежити формування текстури труб та її спадковості на всіх технологічних етапах виготовлення труб;
- виконати порівняльний аналіз комплексу властивостей гарячопресованої заготовки від двох різних виробників і зробити рекомендації;
- розробити режими деформаційно-термічної обробки на стадії холодного деформування для одержання максимальної кількості радіальної складової текстури;
- встановити вплив рівня механічних властивостей на коефіцієнт відносного стиснення (KBC, CSR – Contractile Strain Ratio);

- встановити взаємозв'язок між коефіцієнтом відносного стиснення та співвідношенням обтиску труби по стінці і діаметру (коефіцієнт Q);

- визначити можливість гартування пресованих труб та оцінити вплив різних видів термічної обробки на наявність залишкових напружень і показників коефіцієнта відносного стиснення;

- розробити рекомендації та здійснити їх впровадження на заводах–виробниках труб з удосконаленням технологічного процесу виробництва труб із сплаву титану Ti–3Al–2,5V для забезпечення вимог нормативної документації;

- впровадити наукові та практичні результати роботи в навчальний процес на кафедрі матеріалознавства та обробки матеріалів в ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури».

Об'єкт дослідження – процеси формування структури, властивостей і текстури при виготовленні труб зі сплаву титану Ti–3Al–2,5V для гідравлічних систем літаків.

Предмет дослідження – закономірності процесів формування структури, властивостей і текстури на всіх етапах виготовлення труб зі сплаву титану Ti–3Al–2,5V.

Методи дослідження. Теоретичні дослідження роботи базуються на фундаментальних положеннях матеріалознавства, фізики твердого тіла, термічної і деформаційної обробки металів. Для досягнення мети дисертаційної роботи використано сучасні методи: металографічний, рентгеноструктурний аналізи, оцінка параметрів Кернса, растрова електронна мікроскопія, визначення коефіцієнтів відносного стиснення та залишкових напружень, а також стандартні методи: механічні випробування, вимірювання твердості; оцінка технологічних властивостей труб шляхом випробування на сплющування, роздачу, загин.

Наукова новизна одержаних результатів:

1. Отримано подальший розвиток уявлення про закономірності формування структури, властивостей і текстури на різних етапах виготовлення труб зі сплаву Ti–3Al–2,5V.

Формування структури, властивостей і різних типів текстури, а саме, радіальної та тангенціальної впливають на характер зміцнення і технологічні

властивості труб. Раніше такі дослідження були проведені тільки на стадії гарячого деформування шляхом пресування. Систематичні дослідження формування структури, властивостей, текстури, її спадковості для сплаву титану Ti–3Al–2,5V під час усього процесу виготовлення титанових труб від заготовки до готової труби раніше не проводилися.

2. Вперше експериментально встановлено та одержано кількісну оцінку, із застосуванням параметрів Кернса, текстурні характеристики (кількості складових радіальної та тангенціальної текстури) труб з титанового сплаву на всіх етапах трубного виробництва: у трубній заготовці, після гарячої деформації пресуванням та на різних етапах подальшої холодної деформації, а також після термічної обробки.

Раніше такі дані не були відомі. Встановлено, що трубна заготовка після кування та пресування текстурована і має як радіальну, так і тангенціальну складову текстури (37...45 % і 48...52 % відповідно). Простежується спадковість вихідної текстури. Подальша холодна деформація збільшує вміст радіальної текстури на 5...10 %. Важливим фактором при цьому є загальний ступінь деформації та розподіл деформації по стінці та діаметру труби. Встановлено, що термічна обробка практично не змінює текстури труб.

3. Вперше встановлено зв'язок між параметрами деформації: загальним ступенем деформації і співвідношенням обтиску по стінці і діаметру труби (коефіцієнт Q) та коефіцієнтами відносного стиснення і параметрами текстури.

Раніше такі дані не були відомі. Це дозволило уточнити режими холодної деформації труб: рекомендовано на останніх проходах холодної прокатки збільшити загальний ступінь деформації до 80...85 % і переважну деформацію здійснювати по товщині стінки, що дозволяє активізувати процеси двійникування. Доведено, що коефіцієнт Q має бути не менш 3; при цьому збільшується кількість радіальної складової текстури до 65...70 %, що забезпечує рівень механічних, технологічних властивостей і величину

коефіцієнту відносного стиснення труб відповідно до підвищених вимог нормативних документів і споживачів.

4. Вперше встановлено оптимальне значення коефіцієнту відносного стиснення, що характеризує текстуру при виготовленні труб із сплаву титану Ti-3Al-2,5V.

Показано, що коефіцієнт відносного стиснення 1,3...3,5, визначений у нормативній документації, не завжди забезпечує необхідний комплекс властивостей, як механічних, так і особливо технологічних. Оптимальним коефіцієнтом відносного стиснення, що характеризує текстуру при виготовленні труб, є 1,5...2,5. За більш високих його показників ряд труб не витримують технологічні випробування, а також мають більш високий, у порівнянні з вимогами, рівень механічних властивостей.

5. Доведено, що відпал холоднодеформованих труб із сплаву титану Ti-3Al-2,5V, який проводять для зняття залишкових напружень (стан CWSR – Cold Worked Stress Relieved), не впливає на зміну їх текстури.

Для подальшої роботи з трубами для виготовлення вузлів гідросистем літаків потрібна термічна обробка. Вибрано режим CWSR для зберігання властивостей і текстури, які забезпечують експлуатаційні властивості.

Практичне значення одержаних результатів. На основі виконаних у роботі досліджень, аналізу отриманих результатів та їх наукового обґрунтування розроблено та запропоновано рекомендації для промислового виробництва труб зі сплаву титану Ti-3Al-2,5V (Grade 9):

- запропоновано параметри гарячої деформації, а саме зниження температури та швидкості процесу пресування, що забезпечують підвищення однорідності структури сплаву по товщині стінки та довжині труб;

- розроблено пропозиції по зміні деформаційних режимів при холодній прокатці труб: збільшення загальних ступенів деформації, особливо на останніх проходах, до 80...85 % та досягнення показників коефіцієнту відносного

стиснення (1,3...2,5), що забезпечується створенням радіальної складової текстури в трубах на рівні 60...70 %;

- встановлено, що для створення переважно радіальної текстури труб, коефіцієнт Q повинен бути не нижче 3. Рекомендовано на останніх проходах прокатки труб використовувати стани KPW для збільшення деформації по стінці;

- встановлена можливість гартування труб зі сплавів титану Ti-3Al-2,5V (Grade 9) і ПТ – 1М після пресування;

- на підставі отриманих результатів з застосуванням рекомендацій удосконалена технологія та прокатані труби, що відповідають вимогам стандартів;

- впроваджено рекомендації з удосконалення технологічного процесу в промислових умовах при виготовленні труб з титанових сплавів на Виробничому Об'єднанні «ОСКАР» (ТОВ ВО «ОСКАР»), м. Дніпро і м. Нікополь, що підтверджено відповідним актом впровадження від 11. 11. 2019 р.;

- результати роботи впроваджено у навчальний процес на кафедрі матеріалознавства та обробки матеріалів ДВНЗ ПДАБА при вивченні дисциплін: «Кольорові метали та сплави», «Недосконалість кристалічних решіток та фізика міцності» та «Фізичні властивості і методи дослідження матеріалів», акт впровадження від 12. 01. 2021 р.

Особистий внесок здобувача.

Основні результати дисертаційної роботи одержано дисертантом самостійно. Аналітичний огляд, постановка мети і задач дослідження, проведення експериментів у лабораторних і промислових умовах, обробка, аналіз і наукове обґрунтування отриманих результатів виконані особисто автором. При проведенні досліджень, результати яких опубліковані у співавторстві, автору належить розробка основних теоретичних положень та лабораторних експериментів [2, 4, 11, 15]; проведення лабораторних досліджень та спостережень [3, 5, 10, 12, 13].

Апробація результатів дисертації. Основні результати наукових та експериментальних досліджень, що були покладені в основу дисертаційної роботи апробовані в доповідях на міжнародних конференціях: XII міжнародна молодіжна науково-практична конференція «Людина і космос. Випереджаючи час», 2010 р., м. Дніпропетровськ; XI міжнародна конференція «Стратегія якості в промисловості та освіти» 2015 р., Дніпропетровськ – Варна (Болгарія); XVIII міжнародна молодіжна науково-практична конференція «Людина і космос. Випереджаючи час», 2016 р., м. Дніпропетровськ; IV міжнародна науково-практична конференція «ТИТАН 2016: виробництво та використання в авіабудуванні», 2016 р., м. Запоріжжя; XIII Міжнародна конференція «Стратегія якості в промисловості та освіти» 2017 р., м. Варна, (Болгарія); XIX міжнародна молодіжна науково-практична конференція «Людина і космос. Випереджаючи час», 2017 р., м. Дніпро.

Публікації.

Основні положення та результати дисертації опубліковані в 15 наукових працях, у тому числі 9 статей – у наукових фахових виданнях України (1 – одноосібно [9], 2 – у виданнях, що включені до міжнародної наукометричної бази даних SCOPUS [6, 8]; 1 стаття у зарубіжному виданні [8]); 6 – тези доповідей.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається з анотації, вступу, п'яти розділів, висновків, списку використаних джерел зі 135 найменувань, 3 додатків. Загальний обсяг роботи становить 160 сторінок, у тому числі 55 рисунків та 23 таблиці. Обсяг основного тексту дисертації складає 111 сторінок.

РОЗДІЛ 1

СУЧАСНІ УЯВЛЕННЯ ПРО ПРОБЛЕМИ ТА СПОСОБИ ОТРИМАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

1.1. Галузі використання титану та його сплавів

Титан і його сплави знайшли широке застосування в багатьох областях промисловості, однією з яких є авіаційна техніка. Завдяки високій механічній міцності, яка зберігається при високих температурах, корозійній стійкості, жароміцності, питомій міцності, малій щільності і інших корисних властивостей.

Висока вартість титану і його сплавів у багатьох випадках компенсується їх великою працездатністю, а в деяких випадках вони є єдиним матеріалом, з якого можна виготовити устаткування або конструкції, здатні працювати в цих конкретних умовах.

Титанові сплави грають велику роль в авіаційній техніці, де прагнуть отримати найбільш легку конструкцію у поєднанні з необхідною міцністю. Титан легкий в порівнянні з іншими металами, але в той же час може працювати при високих температурах.

З титанових сплавів виготовляють обшивку, деталі кріплення, трубопровідні системи, деталі шасі, різні агрегати. Також ці матеріали застосовуються в конструкціях авіаційних реактивних двигунів. Це дозволяє зменшити їх масу на 10...25 %. З титанових сплавів роблять диски і лопатки компресора, деталі повітрозбірника і направляючого апарату, кріплення.

Також титан і його сплави використовують в ракетобудуванні. Зважаючи на короткочасну роботу двигунів і швидкого проходження щільних шарів атмосфери в ракетобудуванні значною мірою знімаються проблеми втомної міцності, статичної витривалості і частково повзучості. Зі сплавів на основі титану виготовляються лопатки парових і газових турбін, випускних клапанів

дизельних двигунів, лопаток і дисків компресорів, поршневих пальців, шатунів і інших деталей [1-8].

Титанові сплави перспективні для використання у багатьох інших застосуваннях, але їх поширення в техніці стримується високою вартістю і дефіцитністю титану.

Титан володіє малою щільністю, великою питомою міцністю, надзвичайною високою корозійною стійкістю, значною міцністю при підвищених температурах. Титан – цінний матеріал у тих галузях техніки, де виграш в масі відіграє домінуючу роль, зокрема у ракетобудуванні та авіації [9]. Застосування титанових сплавів в авіаційній і ракетній техніці найбільш доцільно в інтервалі температур 250...600 °С, коли легкі алюмінієві і магнієві сплави вже не можуть працювати, а сталі та нікелеві сплави поступаються їм по питомій міцності. Завдяки високій корозійній стійкості в багатьох хімічно активних середовищах титан має великі перспективи застосування в хімічній промисловості та на підприємствах первинної металургії. Важливі галузі його застосування визначає висока корозійна стійкість в природних середовищах, у тому числі морській атмосфері і морській воді. Титан має ряд привабливих теплофізичних властивостей, що обумовлює його застосування в деяких специфічних областях техніки [3].

Важливе значення має також велика поширеність титану в природі. В земній корі міститься близько 0,60 % титану. Серед конструкційних металів титан по поширеності займає четверте місце, поступаючись лише алюмінію, залізу і магнію [5, 9].

Висока корозійна стійкість, корозійно-механічна міцність, ерозійно-кавітаційна стійкість, питома міцність, немагнітність і ряд інших фізико-механічних характеристик дозволяють розглядати титанові сплави як матеріали, що поєднують в собі властивості різноманітних матеріалів. Це дає можливість зі взаємозварюваних титанових сплавів однієї-двох марок виготовляти такі агрегати і механізми, де за умовами експлуатації потрібно застосування ряду

різних матеріалів, що часто не зварюються між собою або несумісних, наприклад, із-за контактної корозії [9, 10].

Важливою перевагою титанових конструкцій є їх висока надійність, обумовлена відсутністю продуктів корозії в системах, відносно малими тепловими деформаціями із-за низького коефіцієнта теплового розширення, відсутністю струмневої корозії і т. п. Історія промислового виробництва титана короткочасна (25 – 50 років), але вже на даний час, титанові сплави перестали бути екзотичними матеріалами і зайняли гідне місце в ряду широко відомих конструкційних матеріалів [12].

Виробництво титанових сплавів не лише безперервно розширюється, але і удосконалюється. Якість титанових сплавів підвищується, знижується вміст в них шкідливих домішок, відпрацьовуються нові методи виготовлення лігатур і інших шихтових матеріалів [13]. Разом з цим змінюються і властивості сплавів – збільшується пластичність і в'язкість, зменшується чутливість до надрізів і інших дефектів, спрощується технологія їх обробки. Тому композиції сплавів безперервно коригуються, і інформація про їх властивості, опублікована кілька років тому, зазнає істотні зміни [14, 15].

Сплав титану Ti–3Al–2,5V, який досліджується у роботі, використовується для виготовлення труб гідравлічної і паливної систем літаків, ракет, підводних човнів. За структурою сплав з титану Ti–3Al–2,5V відноситься до псевдо- α групи. Він має високу технологічну пластичність і легкість в обробці під тиском практично при будь-яких температурах [13, 15].

1.2. Властивості титану та його сплавів

Виробництво титану почалось у 1950 році та наростало досить швидко. У 1960 – 1990 рр. в радянському союзі було створено найбільше виробництво титану та його сплавів. Наприкінці 80-х років об'єм промислового виробництва титану в СРСР перевищував об'єм його виробництва у всіх інших країнах разом узятих. В даний час виробництво титану набуває ще більших оборотів, оскільки титан та його сплави по багатьом показникам перевершує інші матеріали [16, 17].

Для виробництва титану використовують рутил, ільменіт, руди, що містять 10...40 % двоокису титану TiO_2 .

Титан має невисоку щільність $4,507 \text{ г/см}^3$, температура плавлення 1660°C . Титан має високу механічну міцність і високу корозійну і хімічну стійкість – на поверхні титану утворюється стійка оксидна плівка, завдяки чому титан володіє високим опором корозії в деяких кислотах, в морській і прісній воді [18].

Титан має дві алотропічні модифікації: альфа-титан існує до температури 882°C , бета-титан існує при більш високих температурах [19].

Технічно чистий титан (ГОСТ 19807-74) [20] містить 99,2...99,65 % титану. Міцність технічно чистого титану залежить від ступеня його чистоти і відповідає міцності звичайних конструкційних сталей.

Перевага титану і його сплавів полягає в поєднанні високих механічних властивостей і корозійної стійкості з малою щільністю. До складу титанових сплавів можуть входити алюміній, ванадій, марганець, молібден, хром.

Для підвищення механічних властивостей титану його майже завжди легують алюмінієм, який підвищує температуру алотропічного перетворення титану альфа-бета, і тому алюміній часто називають альфа-стабілізатором титану. Елементи, що знижують цю точку, називають бета-стабілізаторами: молібден, ванадій, хром, марганець, залізо [21, 22].

1.2.1. Фізичні властивості титана та його сплавів

Фізичні властивості значною мірою залежать від чистоти металу. Тому до 1925 р. було неможливо точно визначити більшість фізичних властивостей, оскільки не вдавалося виготовити досить чистий від азоту і кисню титан з мірою чистоти $\geq 99,9$. Зонна плавка дозволила досягти більш високої міри чистоти. Титан розташований в 4А підгрупі більшого періоду Періодичної системи Д. І. Менделєєва, він відноситься до перехідних елементів. Титан плавиться при досить високій температурі ($1668 \pm 4^\circ\text{C}$); прихована теплота плавлення і випаровування титану майже в два рази більше, ніж у заліза [21]. Атом титану має, окрім двох 4s-електронів, два 3d-електрона і може проявляти

в з'єднаннях, наприклад солях, валентність, рівну двом, трьом і чотирьом. Валентність в металевому з'єднанні різна і сильно змінюється з тиском, а також залежно від доданого домішкового елементу.

Підвищення міцності титанових сплавів досягається легуванням його різними елементами. Ці елементи діляться на дві групи: елементи, стабілізуючі α -фазу, і елементи, стабілізуючі β -фазу [4, 20]. Чистий титан характеризується невисокою міцністю ($\sigma_b \approx 250 \dots 450$ МПа), високою пластичністю ($\delta = 50 \dots 60$ %, $\psi = 70 \dots 90$ %) і технологічністю при обробці тиском, включаючи холодне штампування [19, 20].

У зв'язку з невисокою щільністю ($\rho \approx 4,5$ г/см³) він має переваги перед багатьма матеріалами завдяки характеристикам питомої міцності [18, 21].

Одна з особливостей титану є висока міцність і питома міцність в умовах глибокого холоду, зберігаючи при цьому достатню пластичність [24, 25].

Рядом авторів показано, що модулі пружності титану невеликі і виявляють істотну анізотропію. При вимірюванні в напрямку осі модуль Юнга дорівнює 146 ГПа, а в перпендикулярному напрямку - 106 ГПа. Невелике значення модулів пружності титану – істотний його недолік, так як в деяких випадках для отримання досить жорстких конструкцій доводиться застосовувати великі перетини виробів в порівнянні з тими, які слід з умов міцності [26].

Титан має досить високий питомий електроопір, який в залежності від вмісту домішок коливається від $42 \cdot 10^{-6}$ до $70 \cdot 10^{-6}$ Ом*см. При температурах нижче 0,45 К титан стає надпровідником. Титан - парамагнітний метал.

Високі пластичні властивості титану в порівнянні з іншими гексагональними металами (магній, цинком, кадмієм) пояснюють різницею в співвідношенні осей с/а. Співвідношення с/а для ідеальної гексагональної щільноупакованої решітки одне 1,633. Оскільки щільноупаковані площини є переважними площинами ковзання, можливості пластичної деформації зазначених металів обмежені [27-29].

1.2.2. Хімічна активність титану

Для технологічних процесів виробництва титану важливим є хімічна активність титану. Тим не менш, у багатьох агресивних середовищах він володіє виключно високим опором корозії, в більшості випадків перевищує корозійну стійкість нержавіючих сталей, що пояснюється утворенням на поверхні металу щільної захисної оксидної плівки [30-32].

Разом з тим, титан інтенсивно реагує лише з чотирма неорганічними кислотами: плавиковою, соляною, сірчаною і ортофосфорною. Титан стійкий в розведеній сірчаній кислоті, оцтової і молочної кислоти, сірководні, у вологому хлорного атмосфері, в царській горілці і багатьох інших агресивних середовищах. Титан відрізняється надзвичайно високою корозійною стійкістю в морській воді, в якій за 4000 років розчинився б шар титану, рівний по товщині листу паперу [7].

Титан схильний до корозії під напругою в присутності хлористого натрію; часто це явище отримало назву сольовий корозії. Сольова корозія проявляється в тому, що під дією напружень в місці контакту кухонної солі, а також інших галоїдів, з титановим сплавом виникають тріщини, які поступово поширюються в глиб металу, приводячи до передчасного руйнування. Це розтріскування спостерігається при температурах приблизно від 215 до 550 °C, тобто в тому температурному інтервалі, в якому застосування титанових сплавів найдоцільніше. У деяких сплавах сольова корозія розвивається при напруженнях, в 3...4 рази менших опору повзучості [7, 35]. У вологому повітрі, в морській воді і азотній кислоті він протистоїть корозії не гірше нержавіючої сталі, а в соляній кислоті у багато разів краще неї. При температурах вище 500 °C титан і його сплави легко окислюються і поглинають водень, який викликає окрихчування (воднева крихкість) [35, 36].

Титан при досить високих температурах у розплавленому стані реагує з усіма вогнетривкими матеріалами, активно взаємодіє з більшістю речовин, особливо з газами: киснем, азотом, воднем, окисом вуглецю, двоокисом вуглецю, водяною парою, аміаком [4].

1.3. Сучасні уявлення про структуру і властивості титану та його сплавів

1.3.1. Вплив легуючих елементів та домішок

Ефективність застосування титану у багатьох призначеннях можна значно підвищити легуванням і методами термічної обробки. Ці напрямки багато в чому визначаються його поліморфізмом.

Підвищення міцності титанових сплавів досягається легуванням його різними елементами. Ці елементи діляться на дві групи: елементи, стабілізуючі α -фазу, і елементи, стабілізуючі β -фазу [19]. Чистий титан характеризується невисокою міцністю ($\sigma_b \approx 250 \dots 450$ МПа), високою пластичністю ($\delta = 50 \dots 60 \%$, $\psi = 70 \dots 90 \%$) і технологічністю при обробці тиском, включаючи холодне штампування [32-34].

На механічні властивості титану значно впливають домішки кисню, водню, вуглецю і азоту, які утворюють з титаном тверді розчини впровадження і проміжні фази: оксиди, гідриди, карбіди і нітриди, підвищуючи його характеристики міцності при одночасному зниженні пластичності. Тому зміст цих домішок в титані обмежений сотими і навіть тисячними долями відсотка [17, 18]. Небезпека водневої крихкості, особливо в напружених зварних конструкціях обмежує зміст водню. У технічному титані воно знаходиться в межах $0,008 \dots 0,012 \%$.

Авторами [18] показано, що відповідно до правил Юм-Розері титан утворює безперервні тверді розчини з α - і β -модифікаціями цирконію і гафнію, а β -модифікація титану - з ванадієм, ніобієм, танталом, хромом, молібденом і вольфрамом. Інші елементи обмежено розчиняються в титані.

У своїй фундаментальній праці С. Г. Глазунов [15] розділив всі легуючі елементи по впливу на поліморфізм титану на три групи:

1. Перша група представлена α -стабілізаторами – елементами, що підвищують температуру поліморфного перетворення титану (рис.1.1 а). З металів до числа α -стабілізаторів відносяться алюміній, галій та індій, з неметалів – вуглець, азот і кисень.

2. До другої групи належать β -стабілізатори – елементи, що знижують температуру поліморфного перетворення титану. Ці елементи в свою чергу можна розбити на три підгрупи. У сплавах титану з елементами першої підгрупи при досить низькій температурі відбувається евтектоїдний розпад β -фази $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ (рис. 1.1 б); до числа таких елементів відносяться хром, марганець, залізо, мідь, нікель, кобальт - їх називають евтектоїдообразуючими β -стабілізаторами. У сплавах титану з евтектоїдоутворюючими β -стабілізаторами, представленими перехідними елементами, β -фаза досить стійка і зберігається тривало при температурах нижче евтектоїдної. У сплавах титану з неперехідними елементами β -фазу не вдається зафіксувати навіть загартуванням з температур вище евтектоїдної.

Елементи другої підгрупи (ванадій, молібден, ніобій, тантал) утворюють безперервні розчини з β -титаном і тому їх називають ізоморфними β -стабілізаторами (рис. 1.1 в). До цієї ж підгрупи слід віднести і вольфрам; хоча він і дає з титаном монотектоїдне перетворення. У цій системі β -Ti і W утворюють безперервні розчини, в α -фаза при всіх температурах знаходиться в рівновазі з β -фазою (рис. 1.1 г).

У сплавах третьої підгрупи рівноважна β -фаза також стабілізується при кімнатній температурі, але безперервних β -твердих розчинів не утворюється з тієї причини, що хоча критерії безперервної розчинності, пов'язані з об'ємними і температурними факторами, виконуються, немає ізоморфності в кристалічній будові β -титану і легуючого елемента. До елементів цієї підгрупи відносяться реній, рутеній, родій, осмій, іридій, які можна назвати ізоморфними квазі- β -стабілізаторами.

Третя група представлена легуючими елементами, які мало впливають на температуру поліморфного перетворення титану. До числа таких елементів відносяться: олово, цирконій, германій, гафній і торій. Ці елементи називаються нейтральними зміцнювачами.

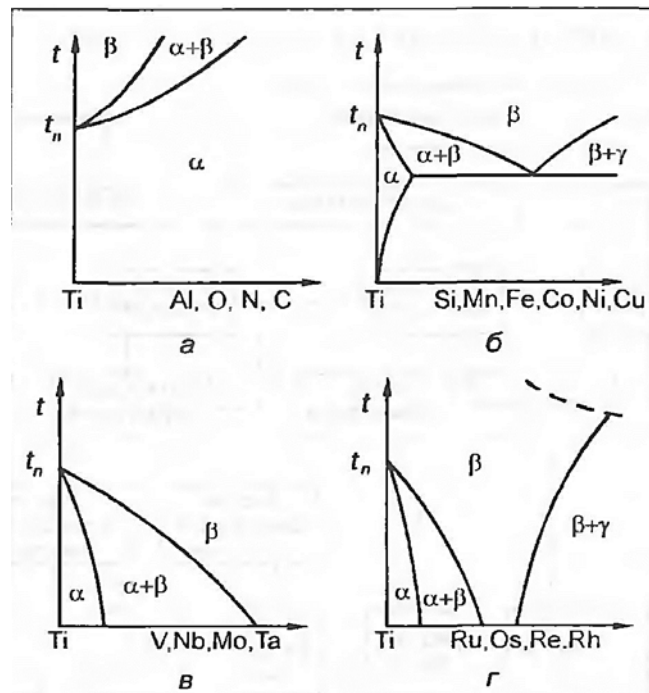


Рисунок 1.1 – Вплив легуючих елементів у титані [7].

Майже всі промислові титанові сплави леговані алюмінієм, так що система Ti-Al в металознавстві титану має таке ж велике значення, як і система Fe-C для сталей [7].

В системі Ti-Al в багатій титаном області (рис. 1.2) утворюється два інтерметалліда Ti_3Al (α_2 -фаза) і $TiAl$ (γ -фаза). Фаза α_2 (Ti_3Al) має ГПУ кристалічну структуру, близьку до решітки α -фази, але відрізняється від неї впорядкованим розташуванням атомів титану та алюмінію. Фаза γ ($TiAl$) володіє впорядкованою спотвореною гранецентрованою структурою, в якій шари, упаковані атомами титану, чергуються з шарами, зайнятими атомами алюмінію.

Загальна класифікація легуючих елементів і домішок в титані приведена на рис. 1.4, на якому показано їх розподіл за різними групами. Крім того, елементи розбиті на дві групи по типу розчинів, які вони дають з титаном: елементи заміщення і елементи впровадження [4, 33]. Оскільки у роботі досліджується промисловий сплав, легований алюмінієм і ванадієм, розглянуто їх вплив на властивості титанового сплаву. Ванадій підвищує твердість і міцність, подрібнює зерно, збільшує щільність.



Рисунок 1.2 – Класифікація легуючих елементів і домішок у титані [15]

Алюміній є основним легуючим елементом в титанових сплавах; він присутній майже у всіх сплавах. Алюміній має наступні переваги перед іншими легуючими компонентами:

- 1) він широко доступний і порівняно дешевий;
- 2) щільність алюмінію значно менше щільності титану, тому введення алюмінію підвищує питому міцність сплавів;
- 3) алюміній ефективно зміцнює сплави при збереженні задовільної пластичності;
- 4) зі збільшенням вмісту алюмінію підвищується жароміцність сплавів;
- 5) алюміній підвищує модуль пружності;
- 6) зі збільшенням вмісту алюмінію в сплавах зменшується їх схильність до водневої крихкості.

Однак зі збільшенням вмісту алюмінію підвищується чутливість титанових сплавів до сольової корозії, а також зменшується їх технологічна пластичність. Тому, якщо є небезпека контакту сплавів з кухонною сіллю при роботі в інтервалі температур 250-550 °C або необхідна висока технологічна пластичність, вміст алюмінію в титанових сплавах слід обмежувати [15].

Основними перетвореннями в титані та його сплавах є поліморфні і мартенситні. Поліморфне дифузійне перетворення відбувається при порівняно невеликих швидкостях охолодження і реалізується шляхом зародження і зростання нових зерен. При швидкостях охолодження більше критичної протікає бездифузійне (мартенситне) перетворення. Мартенситне перетворення відбувається в інтервалі температур початку та кінця перетворення і M_K [9, 37].

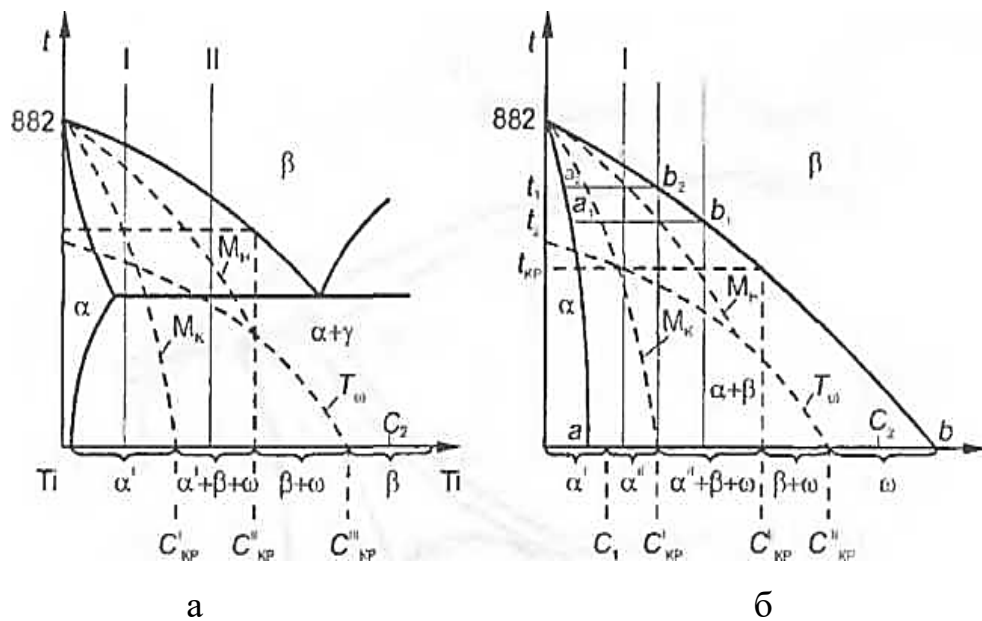


Рисунок 1.3 – Фазовий склад титанових сплавів з β -евтектоїдоутворюючими (а) і β - ізоморфними (б) стабілізаторами після гартування з β -області [9].

Зі збільшенням вмісту β -стабілізаторів температури мартенситного перетворення (M_H і M_K) знижуються (рис. 1.3). При концентраціях C і C_{KP} , які називають першою і другою критичними концентраціями, температури M_H і M_K досягають кімнатної температури. Крім звичайного мартенситного перетворення $\beta \rightarrow \alpha'$ і $\beta \rightarrow \alpha''$ в титанових сплавах відбувається мартенситне перетворення особливого роду $\beta \rightarrow \omega$, в результаті якого утворюються надзвичайно дисперсні когерентні виділення ω -фази. Є підстави вважати, що нижче лінії T (рис. 1.3) звичайне мартенситне перетворення $\beta \rightarrow \alpha'$ і $\beta \rightarrow \alpha''$ стає неможливим [9, 38, 39].

1.3.2. Класифікація титанових сплавів

Титанові сплави класифікують за різними ознаками. Найбільш поширена класифікація сплавів по фазовим складом. Вона включає:

1. α -сплави, структура яких представлена α -фазою;
2. Псевдо α -сплави, структура яких представлена α -фазою та невеликою кількістю β -фази або інтерметалідів (не більше 5 %);
3. ($\alpha + \beta$) -сплави, структура яких представлена α - і β -фазою; сплави цього типу також можуть містити невелику кількість інтерметалідів;
4. Псевдо- β -сплави зі структурою, представленою однією β -фазою після гарту або нормалізацією з β -області. Їх хімічний склад перевищує другу критичну концентрацію. Структура цих сплавів у відпаленому стані представлена α -фазою та великою кількістю β -фази;
5. β -сплави, структура яких представлена термодинамічною стабільною β -фазою;
6. Сплави на основі інтерметалідів.

С.Г. Глазунов і В.І. Мойсєєв [13] виділяють також сплави перехідного класу, які за структурою та протіканням в них перетворень займають проміжне положення між ($\alpha + \beta$) - і псевдо- β -сплавами. По суті це сплави, в яких в залежності від коливань їх хімічного складу після гартування з β -області може сформуватися β -структура (можливо з ω – станом всередині неї) або структура, представлена β -фазою і мартенситом. За хімічним складом це сплави, близькі до другої критичної концентрації.

На відміну від вітчизняних робіт в зарубіжній літературі сплави перехідного класу і псевдо- β -сплави називають просто β -сплавами. Сплави, відповідні вітчизняним сплавам перехідного класу, відносять або до ($\alpha + \beta$) - сплавам з великою кількістю β -фази, або β -сплавам, з порівняно малостабільною β -фазою. Разом з тим вводиться поняття про сплави титану типу Transage.

Відмінні ознаки сплавів цього типу не відповідають металам перехідного

типу. За вітчизняною класифікацією сплави перехідного типу - це сплави, перехідні за структурою та властивостями від $(\alpha + \beta)$ - до псевдо- β , а по зарубіжній класифікації сплави типу Transage - сплави, в яких β -фаза механічно нестабільна і при гартуванні з β - області переходить в мартенсит α' або α'' під дією термічних напружень. Зрозуміло, що механічно нестабільна β -фаза перетворюється в мартенсит і під дією зовнішніх напружень. Б. А. Колачев і В. А. Ліванов [7] запропонували класифікацію титанових сплавів за структурою в загартованому стані. Ця класифікація включає в себе:

- сплави мартенситного класу, структура яких після гартування з температур вище A_{c3} представлена мартенситом α' або α'' ;
- сплави перехідного класу, структура яких після гарту з температур вище A_{c3} представлена мартенситом $\alpha'(\alpha'')$ і β -фаза;
- β -сплави, структура яких після гарту представлена β -фазою.

За властивостями в загартованому стані сплави мартенситного класу розбиваються на дві підгрупи: а) які твердіють при гартуванні (їх структура представлена α' -мартенситом); б) м'які після гартування (їх структура представлена α'' -мартенситом).

За здатністю зміцнення при старінні титанові сплави можна розділити на: а) термічно не зміцнені; б) термічно зміцнені.

За стабільністю β -фази після гартування з β -області можна виділити три підгрупи титанових сплавів: 1) з механічно нестабільної β -фаза; 2) з механічно стабільної β -фаза; 3) з термодинамічною стабільною β -фазою.

Класифікація титанових сплавів за структурою в загартованому стані була уточнена А. А. Ільїним, який показав доцільність розрізняти β -фазу, механічно не стабільною по відношенню до напружень і по відношенню до пластичної деформації [1].

За способом виробництва розрізняють деформовані, ливарні і порошкові (гранульовані) титанові сплави.

За призначенням титанові сплави поділяють на: 1) конструкційні

(загального призначення); 2) жароміцні; 3) криогенні; 4) корозійно-стійкі; 5) функціональні.

За рівнем міцності розрізняють сплави: 1) маломіцні; 2) сплави середньої міцності; 3) високоміцні. До маломіцних відносять сплави з тимчасовим опором розриву менш 650 МПа; до сплавів середньої міцності - від 700 до 1000 МПа, до високоміцних - понад 1000 МПа.

1.3.3. Характеристика структури титана і його сплавів

У титані високої частоти (іодідним) не вдається зафіксувати β -фазу при кімнатній температурі навіть частково, і його структура являє собою зерна α -фази з правильними (в разі повільного охолодження) або зубчастими (в разі різкого охолодження) міжзеренними межами. Легування, змінюючи області стабільного існування фаз, уможлиблює існування при кімнатній температурі не тільки α -, але і β -фази. Кількість залишкової β -фази збільшується в міру збільшення кількості легуючих елементів, що стабілізують β -фазу. Поряд з легуванням важливим фактором, що впливає на структуру титану і його сплавів, є умови протікання фазової перекристалізації. [19].

Забруднення титану домішками навіть в невеликій кількості призводить до того, що α -Ті при $\beta \rightarrow \alpha$ перетворенні в процесі повільного охолодження утворюється у формі пластин, по межах яких у вигляді дрібних частинок розташована друга фаза (рис. 1.4, а), яка являє собою α -фазу іншу, ніж матриця, легування. Кількість другої фази збільшується в міру збільшення вмісту домішок, і в титані технічної чистоти (сплав ВТ 1-00) воно становить близько 1 %. Після деформації та відпалу в α -області структура титану представлена поліедричними зернами (рис. 1.4 б).

В α -сплавах, які по рівноважним діаграмам стану відносяться до однофазних, практично завжди міститься друга фаза, кількість якої збільшується в міру підвищення вмісту легуючих елементів і становить зазвичай 1-2%. Друга фаза в α -сплавах представляє концентраційну неоднорідність, як в технічному титані, або фазу з решіткою β -титана. Друга

фаза тут розташована або в вигляді тонких прошарків, або у вигляді окремих скоагульованих частинок по вздовж границь α -пластини. У сплавах з поліедричною структурою друга фаза розташована у вигляді частинок вздовж границь α -зерен (рис. 1.5).

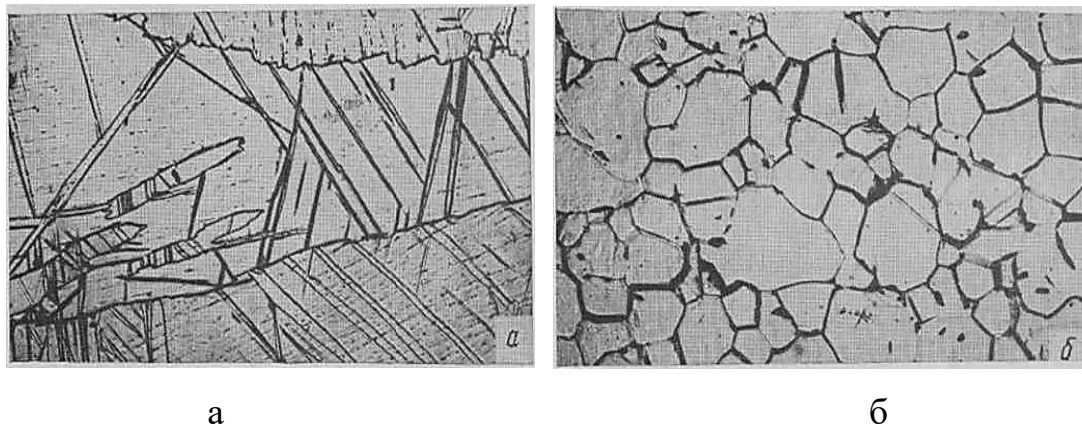


Рисунок 1.4 – Мікроструктура сплаву VT1-0: а - після повільного охолодження з β -області; б - після деформації і відпалу в α - області, $\times 200$

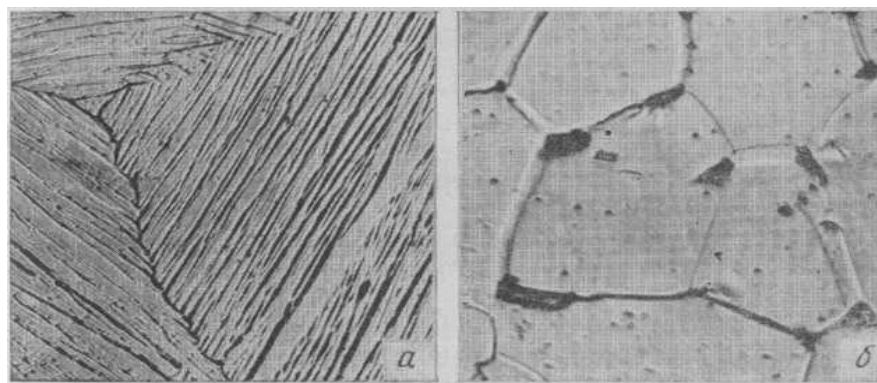
До β -сплавів відносяться не тільки сплави зі стабільною β -фаза в усьому обсязі при кімнатній температурі після відпалу, але і ті, в яких однофазний метастабільний β -твердий розчин фіксується при кімнатній температурі в результаті прискореного охолодження. У сплавах з метастабільною β -фазою (наприклад, в сплаві VT 15) можливе виділення при подальшому нагріванні деякої кількості α -фази. Після рекристалізаційного відпалу структура β -сплавів представлена зернами поліедричної форми (рис. 1.6), розмір яких в залежності від складу сплаву і умов відпалу може бути дуже різним: від десятка до декількох сотень мікронів. У псевдо- β -сплавах (VT15) в разі відпалу нижче температури $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ -перетворення внутрішньо зернова структура характеризується наявністю частинок α -фази які виділилися. [36].

Структура $\alpha + \beta$ сплавів характеризується винятковою різноманітністю, яке визначається наступними факторами:

- наявністю двох фаз (α і β) і значним інтервалом зміни їх кількісного

співвідношення;

- можливістю утворення метастабільних фаз, які є продуктами незавершеного $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення.



а

б

Рисунок 1.5 – Мікроструктура сплаву VT5 з пластинчастою (а) і поліедричною (б) α -фазою, $\times 200$

До β -сплавів відносяться не тільки сплави зі стабільною β -фаза в усьому обсязі при кімнатній температурі після відпалу, але і ті, в яких однофазний метастабільний β -твердий розчин фіксується при кімнатній температурі в результаті прискореного охолодження. Сплавах з метастабільною β -фазою (наприклад, в сплаві VT 15) можливе виділення при подальшому нагріванні деякої кількості α -фази. Після рекристалізаційного відпалу структура β -сплавів представлена зернами поліедричної форми (рис. 1.6), розмір яких залежно від складу сплаву і умов відпалу може бути дуже різним: від десятка до декількох сотень мікронів. У псевдо- β -сплавах (VT15) в разі відпалу нижче температури $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ -перетворення внутрішньозеренна структура характеризується наявністю виділилися частинок α -фази.

Відповідно до форми α -фази структуру відносять зазвичай до одного з двох типів пластинчастої або глобулярної структури. Пластинчаста структура характеризується, як правило, наявністю порівняно великих вихідних β -зерен, обрамлених по межах α -оторочкою.

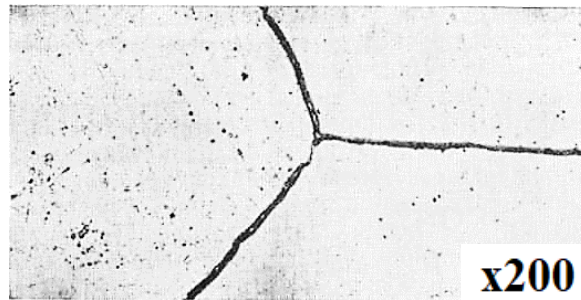


Рис. 1.6 – Мікроструктура сплаву 4201 в відпаленому стані

Внутрішній об'єм β -зерен розчленований α -пластинами (рис. 1.5, а, 1.7), зібраними в пачки (їх називають також α -колонії).

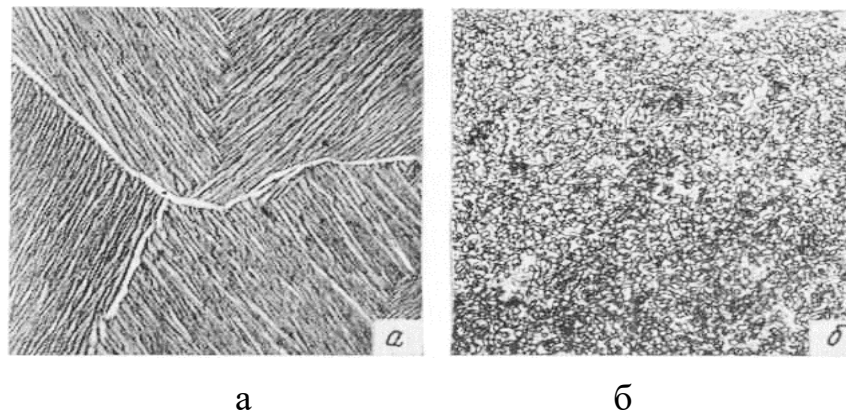


Рисунок 1.7 – Мікроструктура сплаву VT3-1 пластинчастого (а) і глобулярного (б) типу

У межах однієї пачки α -пластини паралельні і мають однакове кристалографічне орієнтування, α -пластини розділені прошарками β -фази, що мають кристалографічне орієнтування, загальне в межах всього вихідного β -зерна. Решітки α і β -фаз пов'язані в пластинчастої структурі орієнтаційним співвідношенням:

$$\begin{aligned} (110) \beta &\parallel (001)_{\alpha} \\ <111> \beta &\parallel <100>_{\alpha} \end{aligned}$$

Це співвідношення визначає можливість існування 12 незалежних орієнтувань α -фази в одному β -зерні, які далеко не завжди реалізуються всі

відразу. Пластинчасту структуру в титанових сплавах нерідко називають також голчастою. Найбільш широко застосовуваний на практиці термін «голчата структура» виникає в зв'язку з тим, що за зовнішнім виглядом пластинчастої структура нерідко нагадує розсип голок, оскільки в площині шліфа пластини α -фази, як правило, потрапляють своїм тонким перетином; збіг довільній площині шліфа з площиною α -пластини - явище виключно рідкісне. Фактично α -фаза в такій структурі не є голчастою, так як інакше в ній неодмінно спостерігалися б круглі частинки, які є поперечним перерізом голок.

Термін « β -перетворення структура» був введений для того, щоб підкреслити, що виникнення пластинчастої структури відбувається в результаті поліморфного перетворення β -фази в процесі охолодження. Як правило, його застосовують для опису пластинчастої структури з великим β -зерном. Дрібнозернисту пластинчасту структуру зазвичай так не називають, хоча цей термін має більш загальний сенс і відноситься до будь-якої α -фази, що утворюється з β -фази в процесі охолодження, незалежно від температурної області, з якої це охолодження відбувається (β або $\alpha + \beta$), і від будь-яких кількісних параметрів структури.

Те ж саме відноситься і до терміну «перекристалізованої структура», який часто застосовують при описі структур, отриманих обробкою з нагріванням до температур однофазного β -стану сплавів, хоча перекристалізація відбувається вже при температурах $\alpha + \beta$ -стану.

Термінами «відманштеттової» і «мартенситна» структури зазвичай підкреслюють наявність витягнутих структурних складових з певним орієнтуванням, подібно відманштеттової структурі перегрітої сталі, і геометрична подібність такої структури мартенситу.

Головним чином, ці терміни використовують тільки стосовно пластинчастої структури з тонкими і довгими пластинами. Однак часто їх застосовують більш вільно, особливо в тих випадках, коли пластинчата структура характеризується значною величиною β -зерна. Такі твердження

нерідко є помилковими, так як тільки кристалогеометрична схожість не є достатнім для того, щоб пластинчасту структуру називати мартенситною.

Таким чином, фізично найбільш обґрунтованою назвою структури розглянутого типу є «пластинчаста структура». Саме такий термін знайшов широке застосування в металознавстві сталей стосовно до структури перліту [38].

Автори робіт для опису різних різновидів пластинчастої структури часто використовують терміни, засновані на чисто зовнішніх особливостях структур і певних кількісних відмінностях. Наприклад, широко відомий термін «структура кошикові плетіння», що відноситься до структури з великим β -зерно і дрібними α -колоніями. Ніякого переплетення β -пластини в такій структурі немає, тим більше переплетення кошикові типу, так як при зустрічі різні пластини припиняють своє зростання.

Іншими поширеними в літературі назвами пластинчастих структур є такі, як «крупно- і тонкопластинчата або голчата, пластинчаста структура з орієнтованою або разорієнтованою внутрізеренною будовою», «пластинчата частково пророблена» (мається на увазі структура сплаву деформованого при температурах $\alpha + \beta$ -області) і ін. Вельми численні також різновиди структур з α -фаза глобулярного типу. Найбільш часто для опису таких структур використовують терміни: « $\alpha + \beta$ і α -структура» і «рівноосна структура».

Поява терміну « $\alpha + \beta$, α -структура» пояснюється тим, що глобулярна структура, утворюється в результаті деформації при температурах $\alpha + \beta$ - або α -області. Таке розуміння термінів $\alpha + \beta$, α -структура невірно, так як в них закладений фазовий склад сплавів, а не розміри і форми зерен α і β -фаз.

Термін «рівноосна структура» дуже умовний. Насправді, частки α -фази в структурі глобулярного типу мають нерівноосну форму. Вона може бути сфероїдальною, дископодібною, черв'ячнообразною, майже прямокутною і т. ін.

У волокнистих структурах α -частинки можуть бути сильно витягнуті, розташування їх має яскраво виражену спрямованість.

Нерідкі випадки утворення змішаних глобулярно-волокнистих або глобулярно-пластинчастих структур.

Якісно наведені вище терміни дозволяють представити основні особливості різних типів і видів різноманітної структури титанових сплавів, проте їх істотним недоліком є суб'єктивність такої оцінки.

Нерідко при порівнянні структур використовують кількісну оцінку одного або декількох параметрів структури, що трохи підвищує об'єктивність судження про структуру. Перераховані вище різновиди структур характерні для широкої гами подвійних і багатокомпонентних титанових сплавів - від технічного титану до високолегованих двофазних сплавів типу ВТ 22.

Структура сплавів, легованих α і β стабілізаторами, а також нейтральними зміцнювачами, принципово не відрізняється від структури технічного титану. Легування вносить лише кількісне зміна в співвідношення частки α і β -фаз, не наводячи, як правило, до формування нових фаз.

У порівнянні з технічним титаном легування α -стабілізатори (Al, N, O₂) підвищує температуру $\alpha \rightarrow \beta$ -переходу і мало змінює кількісне співвідношення параметрів утворюється з неї α фази: розмірів α -колонії і товщини α -пластини. Додавання β -стабілізаторів знижує температури $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення і збільшує кількість β -фази в сплаві. Обидва ці чинники сприяють подрібненню всіх параметрів структури і в тим більшою мірою, чим більше зміст елементів, що стабілізують β -фазу. Нейтральні зміцнювачі мало змінюють кількісні характеристики структури [19].

1.4. Кристалографічні особливості будови та пластичної деформації сплавів титану

Гранецентровані щільно упаковані метали і сплави привертають у останній час велику увагу, однак природа пластичної деформації металів з низкою симетрією решітки на відміну від добре вивчених ОЦК та ГЦК - матеріалів залишається до кінця не зрозумілою. Це пов'язано з різкою нерівноправністю систем ковзання і залежністю активності ковзання і

двійникування від багатьох факторів: ступеня і швидкості деформації, температури, орієнтації зерна відносно осі навантаження і сусідніх зерен, ступеня текстурованості та інш. До таких металів відноситься титан та його сплави, які мають велике значення як конструкційний матеріал.

Титановий сплав типу $Ti-3Al-2,5V$, як було відзначено раніше, складається переважно з гексагональної альфа-фази [14, 41]. Розташування цих гексагональних щільно упакованих кристалів в матеріалі даних гідравлічних труб створює кристалографічну текстуру. Текстура грає важливу роль в таких властивостях матеріалу гідравлічних труб, як межа плинності, відносне видовження при розтягуванні, опір розриву, характеристики формуємості, а також властивості опору втоми. Така ситуація виникає в силу унікального характеру елементарної комірки гексагональної щільно упакованої структури.

Як показано на рисунку 1.8, гексагональна щільно упакована кристалічна структура має всього лише дві системи ковзання в порівнянні з кубічними системами, які мають їх декілька. Система ковзання є поєднанням однієї площини ковзання і напрямку ковзання, за якими відбувається звичайна пластична деформація. Метали з гексагональною щільноупакованою структурою мають тільки один напрямок, в якому може відбуватися ковзання.

Для того, щоб в цій ситуації могла відбуватися пластична деформація, гексагональний щільноупакований кристал повертається завдяки двійникуванню до тих пір, поки системи ковзань не шикуються в сприятливому напрямку.

Чим більше метал деформується при обробці тиском, тим більше самі кристали вибудовуються з розрахунком на подальшу деформацію, створюючи тим самим сильну переважну орієнтацію або текстуру. Оскільки необхідна енергія активації для того, щоб відбувалося двійникування, виявляється приблизно вдвічі більшою, ніж та енергія активації, яка потрібна для ковзання, а сильні кращі орієнтації обумовлюють в кінцевому підсумку сильну анізотропію властивостей. Тобто, властивості даного матеріалу виявляються різними в залежності від того напрямку в якому вони вимірюються [42, 43].

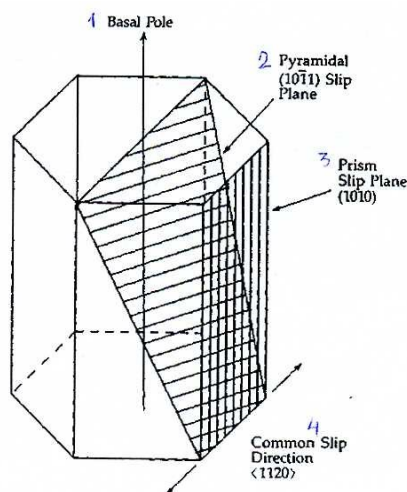


Рисунок 1.8 – Орієнтація площин кристалу в гексагональній щільноупакованій решітці: 1 – базисний полюс, 2 – пірамідальна площина ковзання, 3 – призматична площина ковзання, 4 – загальний напрямок ковзання

У титані співвідношення c/a рівне 1,587, що на 2.9 % менше, ніж у ідеальної решітки. Зближення площин базису в щільноупакованій структурі може бути досягнуто лише збільшенням міжатомних відстаней в цих площинах. З цієї причини щільність упаковки атомів в площині базису титану менше теоретичної, і вона вже не є єдиною площиною ковзання. Ковзання в титані протікає переважно по призматичним площинам $\{10\bar{1}0\}$ і в меншій мірі по пірамідальним площинам $\{10\bar{1}1\}$ і площинам базису (0001) [40]. Ковзання у всіх випадках відбувається в напрямку найбільшої щільності упаковки атомів $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Крім цього пластична деформація в титані здійснюється шляхом двійникування по площинах $\{10\bar{1}2\}$; $\{11\bar{2}1\}$; $\{11\bar{2}2\}$; $\{11\bar{2}3\}$ і $\{11\bar{2}4\}$. На відміну від інших металів з гексагональною структурою в титані може відбуватися поперечне ковзання по тим же самим площинам, що і первинне ковзання $\{10\bar{1}0\}$. У β -титані механізм ковзання такий же, як і в інших металах з об'ємно-центрованою решіткою. Ковзання протікає по площинах $\{110\}$ і $\{112\}$ в напрямку найбільшої щільності упаковки $\langle 111 \rangle$ [27, 45, 46].

Вплив легування Al і V на механізми пластичної деформації α -сплавів титану при прокатці детально досліджені у роботі Т. С. Соскової [47]. У роботі показано, що легування титану алюмінієм істотно змінює співвідношення між величиною критичних зсувних напружень при ковзанні по системах $\{10\bar{1}0\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ і (0001) $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. При малій кількості Al (до 1%) це відношення збільшується до 7, а при вмісту Al до 2.5...4% воно зменшується до двох. По схемі Т. С. Соскової ванадій зменшує схильність сплавів до ковзання, при збільшенні величини критичних зсувних напружень по всіх системах ковзання.

Двійникування у орієнтаційних процесах під впливом деформації може грати істотну роль, ніж ковзання, що повинно позначатися на характеристиках текстури полікристалів.

1.4.1. Кристалографічна текстура сплавів титану та методи її дослідження

Металургами використовується кілька різних методів для вимірювання і визначення кристалографічної текстури або переважної орієнтації. У випадку з одним з найбільш поширених методів орієнтації кристалів визначаються за допомогою дифракції рентгенівських променів. Як еталон для порівняння використовується нормаль до базисної площини гексагонального кристала. Ця нормаль або перпендикуляр до базисної площини називається базисним полюсом і проілюстрована на рис 1.8. Місцезнаходження базисних полюсів визначається шляхом їх зв'язки з тривимірною діаграмою з використанням радіального напрямку, окружного напрямку (вздовж кола) і поздовжнього напрямку в якості осей даної діаграми. Щільність цих полюсів при перетинанні ними півсфери, що викреслюються навколо цієї діаграми, представляє собою фізичну картину того, як шикуються кристали. Якщо дивитися вниз на півсферу в радіальному напрямку, то можна побачити двомірну діаграму щільності полюсів, звану полюсною стереофігурою. Радіальною текстурою буде текстура, у випадку з якої контури вказують на те, що більшість базисних полюсів

розташовуються поблизу центру даної полюсною фігури, і, навпаки, про окружну текстуру буде свідчити контури, які розташовуються поблизу зовнішньої сторони кола в окружному напрямку [48, 49].

У випадках з гідравлічними трубами, виготовленими за допомогою процесу холодної прокатки на пілігрімовому стані, немає ніяких базисних полюсів, орієнтованих в подовжньому напрямі [50]. Для обчислення таких числових індексів, як «ефективна частка» базисних полюсів в кожному напрямку, можуть використовуватися також дані, отримані за допомогою методу дифракції рентгенівських променів. Ці коефіцієнти виявляються корисними, тому що є числовими значеннями, які можна піддавати статистичній кореляції з властивостями. Найбільш широко використовуваним індексом такого роду є параметр Кернса (Kearns) "f" [51]. За допомогою нижніх індексів позначається напрямок базисних полюсів щодо самої труби. Найбільш часто використовуваними нижніми індексами є індекси "r" для радіального напрямку, "с" для окружного напрямку і "l" для подовжнього або осьового напрямку. Сума цих трьох коефіцієнтів завжди дорівнює одиниці (1,0) [42, 52, 53]. Ставлення пластичної деформації в окружному напрямку і в радіальному напрямку в умовах деформації розтягування може бути перетворено в якийсь показник або індекс кристалографічної текстури. Цей числовий показник або індекс для титанових труб називається «коефіцієнтом деформації стиснення» або скорочено КВС в зарубіжній літературі CSR. При цьому випробуванні використовуються невеликі за величиною деформації з тим, щоб така деформація відображала початкову текстуру матеріалу труби, а не ту текстуру, яка виходить в результаті великих деформацій розтягування, що відбуваються при випробуванні на розтяг. Цей коефіцієнт деформації стиснення дорівнює 1,0 у випадку з ізотропним матеріалом або в разі з анізотропним матеріалом з неупорядкованою текстурою (тобто, з відсутньою текстурою). Значення коефіцієнта CSR збільшується в міру збільшення частки кристалів, орієнтованих в радіальному напрямку. Його значення в районі 2,0 або вище

свідчать про радіальну текстуру, а його значення менше 1,0 свідчать про окружну текстуру.

Числове значення коефіцієнта CSR може бути пов'язане з параметрами Кернса за допомогою наступного рівняння: $CSR = fr / (0.95 - fr)$ [54] і це рівняння забезпечує результати, які добре корелюють з експериментальними даними. Коефіцієнт CSR представляє собою дуже недорогий спосіб вимірювання та оцінки текстури, оскільки в цьому випадку рентгенівське обладнання не потрібно, і таке випробування може проводитися приблизно за одну годину за часом. Для проведення даного випробування не потрібне точне вимірювальне обладнання.

Текстуру таких труб в радіально-кільцевій площині можна змінювати в значній мірі за допомогою зміни числа циклів холодного обтиску на прокатному стані, як це показано на рисунку 1.9. Якщо здійснюється велика ступінь зменшення товщини стінок труб, то такі труби будуть мати більшу кількість кристалів, орієнтованих своїми засадничими полюсами ближче до радіального напрямку. Якщо ж обтиснення відбувається в основному за діаметром гідравлічної труби, то в такому випадку кристали прагнуть бути орієнтованими по колу труби. Ставлення ступеня обтиску стінок гідравлічної труби по товщині до ступеня обтиску такої труби по діаметру називається коефіцієнтом "Q". Принцип, що лежить в основі цієї залежності виявляється простим, але розрахунки числа циклів обтиску на прокатному стані для того, щоб домагатися конкретних потрібних варіантів текстури, виявляються досить складними, як це пояснюється в [55]. Це питання є дискусійним.

З огляду на дуже спрямовану мікроструктуру і сильну кристалографічну текстуру гідравлічних труб з титанових сплавів, їх можна виготовляти таким чином, щоб вони могли демонструвати широкий діапазон властивостей, що представляє інтерес для інженера, який проектує гідравлічні системи. Більшість інших видів трубної продукції можуть забезпечувати якусь єдину комбінацію властивостей або ж досить спрощений діапазон властивостей труб, що досягаються за допомогою термічної обробки.

Гідравлічні труби з титанового сплаву типу Ti-3Al-2,5V забезпечують не тільки широкий діапазон властивостей міцності і пластичності, що досягаються за допомогою обробки тиском в холодному стані і подальшої термічної обробки, але також і інші корисні свої властивості, які можна покращувати шляхом маніпуляцій з їх кристалографічною текстурою [54, 55]. Основний ефект впливу, який текстура надає на властивості гідравлічних труб, може бути пов'язаний з різницею в механізмах деформації, яка існує між різними текстурами кристалів.

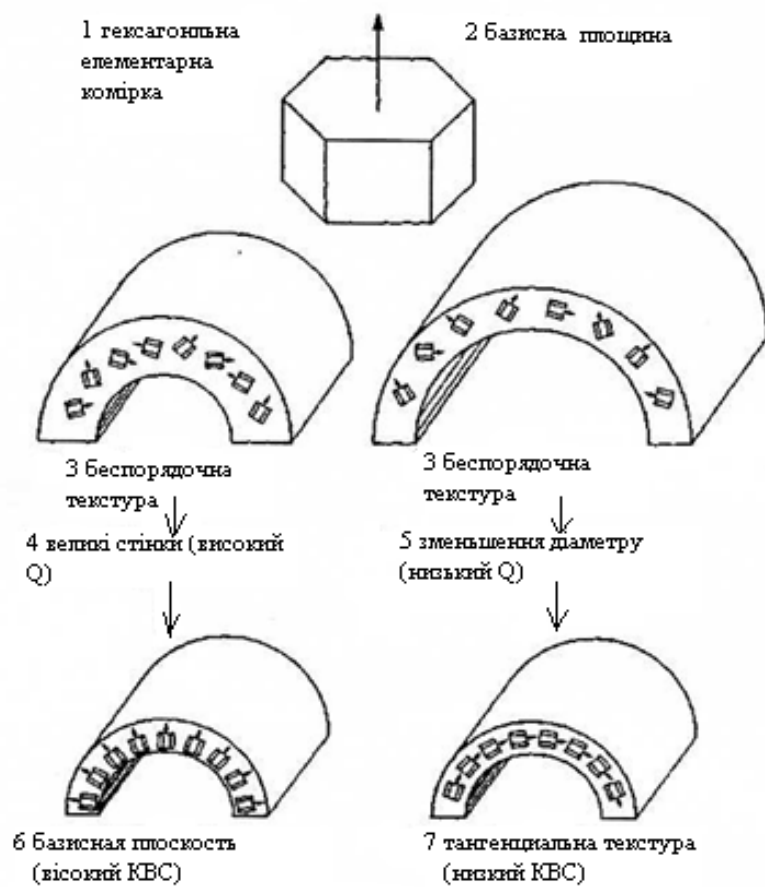


Рисунок 1.9 – Вплив числа проходів з обтисненням труб на їх текстуру:

1 - Гексагональна одинична комірка; 2 - Базовий полюс; 3 - Відсутність текстури; 4 - Велике зменшення товщини стінок (високе значення "Q"); 5 - Велике зменшення діаметра (низьке значення "Q"); 6 - Радіальна текстура (високе значення коефіцієнта CSR); 7 - Окружна текстура (низький коефіцієнт CSR).

1.4.2. Опір втомному руйнуванню титану і його сплавів

Гідравлічні труби зі сплавів титану у процесі експлуатації піддаються циклічним навантаженням і це важливе щодо якості труб з точки зору їх поведінки у таких умовах. Відомо, що механічні властивості і текстура труб впливають на їх поведінку при дії циклічних навантажень [12]. Процес поступового накопичення пошкоджень матеріалу під дією повторних або повторно змінних напружень, призводить до зародження і поширення тріщин і в кінцевому підсумку до втомного руйнування. Втомне руйнування може відбуватися при напрузі менших меж міцності і плинності і тому особливо небезпечно. Результати випробувань при циклічному навантаженні представляють в координатах максимальне напруження циклу $\sigma_{\max}$ - число циклів до руйнування N (рис. 1.10). При зменшенні максимальної напруги циклу число циклів до руйнування зростає.

На кривій втоми виділяють два основних ділянки: область малоциклової втоми, для якої характерно квазістатичне руйнування, і область чистої або багатоциклової втоми. Область малоциклової втоми простягається до $\sim 5 \cdot 10^4$ циклів.

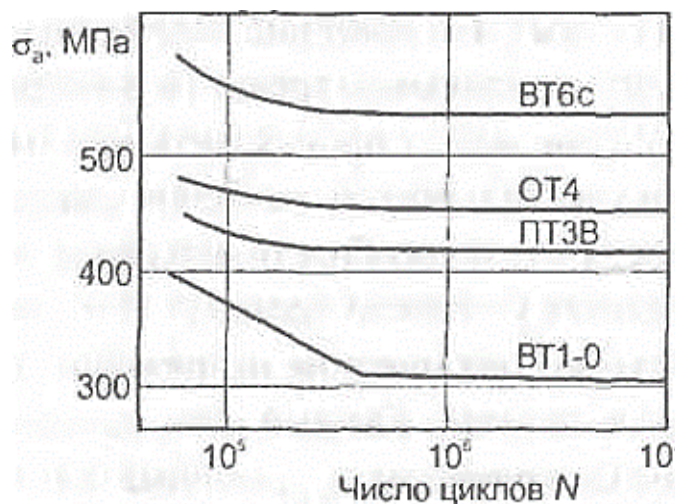


Рисунок 1.10 – Типові діаграми витривалості титану BT1-0 і його сплавів PT3B, OT4 і BT6C (гладкі зразки, $R = -1$) [57].

Ще в 1987 р Б.Б. Чечулин і Ю.Д. Хесин відзначали відмінність у зародженні тріщин при числі циклів менш і більш 10^7 . При числі навантажень до 10^7 тріщини зароджуються в самому поверхневому шарі, а при більш 10^8 циклів - в підповерхневому (підкірковому) шарі [58].

До теперішнього часу неясно, чи розвивається «багатоциклова» втома у всіх титанових сплавах або це окреме явище, що виявляється лише в деяких умовах.

Характеристики опору втоми залежать від багатьох факторів, які поділяють на зовнішні і внутрішні (металургійні). До зовнішніх факторів, що визначають опір втоми титанових сплавів, слід віднести асиметрію циклу, схему навантаження, частоту навантаження, концентратори напружень, масштабний фактор, склад зовнішнього середовища. До внутрішніх факторів можна віднести склад сплаву, тип і параметри мікроструктури, склад і морфологію структурних складових, що створюються термічним впливом, текстуру деформації, стан поверхні і будови поверхневих шарів [59].

Межа витривалості титану залежить від вмісту домішок впровадження, але відношення межі витривалості до межі плинності залишається постійним і рівним $\sim 0,65$. Величина цього співвідношення мало залежить від величини зерна, по крайній мірі в межах від 2 до 300 мкм, і практично не змінюється з температурою. При кімнатній температурі межа витривалості титана марок Grade 3 и Grade 4 (відпалені прутки) складає 290 и 470 МПа при базі 10^6 и 282 и 427 МПа при базі 10^7 циклів відповідно при проведенні випробувань на гладких зразках.

Підвищення змісту кисню (у межах 0,02-0,3 %) приводить до підвищення опору втоми титанових сплавів [56].

Водень в малих концентраціях (до 0,015-0,03 % для сплаву ВТ-6) також викликає підвищення опору втоми. Водень в малих концентраціях знаходиться в пересиченому твердому розчині. Під дією циклічних напружень з пересичені воднем розчинів виділяються когерентні по відношенню до матриці дисперсні

гідриди, які і впливають на опір втоми. Первинні гідриди і вторинні некогерентні гідриди знижують опір втоми. На відміну від кисню водень навіть в малих концентраціях не можна розглядати як корисну добавку, так як він викликає уповільнене руйнування при досить малих концентраціях [58, 59].

Раціональне легування створює можливості ефективного управління опором втоми методами термічної обробки. Термічною обробкою можна забезпечити заданий рівень характеристик міцності, що призводить до відповідного опору втоми [60].

Втомне руйнування складається з двох складових: зародження тріщини і її поширення. Втомна тріщина легше зароджується на поверхні зразка з пластинчастої структурою, ніж з зернистою, але швидкість поширення тріщини в пластинчастій структурі в кілька разів менше, ніж в дрібнозернистій. У сплавах типу ВТ-6 тріщина в пластинчастій структурі поширюється приблизно в 10 разів повільніше, ніж в глобулярній структурі. При гострому надрізі тріщина зароджується приблизно однаково легко в обох структурах, так що довговічність зразків визначає стадія поширення тріщин [60].

Величезний вплив на циклічну витривалість титанових сплавів надає стан поверхні. Цей фактор також можна вважати внутрішньою, а не зовнішнім, принаймні, умовно, так як поверхневі шари належать самому матеріалу, а не визначаються впливом зовнішніх умов. Важливість впливу якості і стану поверхні на втому металу обумовлена тією обставиною, що утомлюючи руйнування при числі циклів менше 10^7 починається з формування мікродефектів, саме в поверхневих шарах. Під якістю поверхні зазвичай розуміють її шорсткість, тобто макро- і мікрогеометрична нерівність поверхні, а під станом поверхні - структуру і фізико-механічні властивості поверхневих шарів. Стан поверхні титанових сплавів багато в чому визначається видом і режимами механічної обробки. Найменший вплив на межу витривалості надає обережна кінцева механічна обробка зі зняттям тонкої стружки (товщиною до 0,1 мм) при невеликих подачах і швидкостях різання з подальшою ручною

поліруванням дрібною шкіркою до приблизно 8-9 класу шорсткості [56]. Найбільш низький опір втоми спостерігається після абразивного шліфування на форсованих режимах. Низький опір втоми після абразивного шліфування пояснюють, принаймні, двома причинами: а) формуванням високих напружень, що розтягують; б) виникненням дефектів в поверхневому шарі, в тому числі і тріщин. Абразивна шліфування призводить до зменшення межі витривалості в 2-3 рази.

Опір втоми є одним з найважливіших властивостей гідравлічних труб. Результати цілого ряду досліджень, що датуються ще початком 1970-х років, показали те, що гідравлічні труби з радіальною текстурою перевершують гідравлічні труби з дотичній текстурою при проведенні випробувань на втому [61, 62]. Це призвело до того, що Товариством SAE було встановлено вимогу про мінімально допустимому значенні коефіцієнта CSR величиною 1,3 в стандарті на гідравлічні труби AMS 4945. Для того, щоб можна було краще зрозуміти взаємозв'язок між текстурою труб і їх опором втоми, компанією «Сандвік» була зроблена широкомасштабна програма випробувань на втому в умовах навантажень в її науково-дослідній установі в Швеції. Результати даних досліджень, які проводилися на зразках гідравлічних труб з текстурою, змінюються в широких межах, свідчать про те, що по всій видимості існує якийсь оптимальний діапазон варіантів текстури труб для того, щоб забезпечувалися хороші властивості опору втоми [62].

На рисунку 1.11 представлені результати даної роботи у формі графіка залежності між межею втомної довговічності і значенням коефіцієнта CSR. Цей графік показує те, що гідравлічні труби або з дуже низькими значеннями коефіцієнта CSR ($<1,0$), або з дуже високими значеннями коефіцієнта CSR ($>3,0$) дають погані результати при випробуваннях на втому в умовах навантажень, що виникають при вигині. Неопубліковані результати інших досліджень, що проводилися в Європі, також говорили про те, що у випадку з випробуваннями на втому в умовах імпульсних навантажень також виходить крива подібного типу.

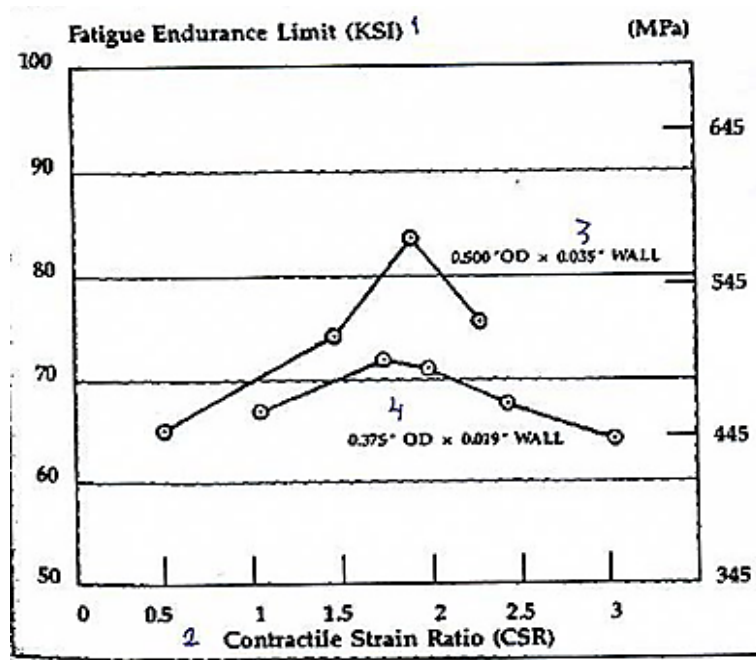


Рисунок 1.11 – Вплив текстури на опір втомленості [62]

1.5. Технологічні процеси виготовлення труб зі сплавів титану

Перші роботи з розробки технології виробництва безшовних труб з сплаву Ti-3Al-2,5V були опубліковані компанією “Sandvik Special Metals” у 70-х роках минулого століття. Впродовж подальших років аж до теперішнього часу ведеться подальша науково-дослідницька робота та конструкторські розробки. Технологія виробництва труб з сплавів титану продовжує удосконалюватися і розвиватися тому, що даний сплав знаходить все більше використання як конструкційний матеріал у ряді інших галузей промисловості.

Більшістю авіабудівних фірм і компаній виробників двигунів за кордоном розроблені стандарти на безшовну трубну продукцію з сплавів титану, у яких визначені унікальні вимоги, що пред’являються до даної продукції. У багатьох нових стандартах на продукцію цивільного і військового призначення зараз вказуються вимоги до «коефіцієнту деформування стисненням» (CSR), призначеним для визначення кристалографічної текстури труб, нові вимоги щодо допуску по зовнішньому та внутрішньому діаметрам, а також мінімально допустимому товщині стінок по всій довжині і т.д.

У зв'язку з цим важливо проаналізувати існуючу технологію виготовлення труб і визначити нові підходи до її вдосконалення. На теперішній час в Україні труби з сплавів титану відповідального призначення виготовляють одиничні підприємства, які відчують труднощі при забезпеченні якості труб. Вихідним продуктом для виробництва титану є поширення типу руд - рутила, ільменіту. Руди хлорують за допомогою газоподібного хлору в присутності вуглецевого матеріалу з метою отримання тетрахлориду титану $TiCl_4$. Потім тетрахлорид титану відновлюється до стану металу за допомогою реакції з металевим натрієм або магнієм або за допомогою електролізу розчину тетрахлориду в розплавленій солі. Процес відновлення магнієм, який винайдений доктором Ульямом Кролем, є найбільш широко використовуваним процесом відновлення тетрахлориду [62].

Далі слідує вакуумна очищення, продування інертним газом. Відновлена маса називається "титановою губкою", тому що має пористість. Після дроблення "титанової губки" здійснюється металургійний переділ.

Основним способом плавки є спосіб вакуумно-дугової плавки з електродом, що витрачається. Існує і інші процеси плавки титану - електронно-променевого, індукційна плавка та ін.

Для легування "титанова губка" механічним способом змішується з легуючими компонентами, суміш пресується у вигляді брикетів і komponується у стержневий електрод. Можливі кілька переплавок.

Наступним етапом є перетворення злитка в пресовану порожнисту заготовку для холодної прокатки. Для цього злиток кують. У процесі кування необхідно отримати злиток з однорідною мікроструктурою і рівномірним розподілом фаз [63].

1.5.1. Пресування труб

Ковану заготовку свердлять і потім пресують. Різні виробники в залежності від розмірів кінцевої трубної продукції виробляють різні розміри

пресованих трубних заготовок від 65 мм до 90 мм. При цьому в залежності від потужності преса застосовують коефіцієнт екструзії від 5 до 10 і температуру деформації 700- 1000 °С.

Критичну роль в процесі пресування грає швидкість екструзії, мастило, покриття труб. Важливим є отримання однорідної дрібнозернистої структури по довжині пресованого виробу і гарна якість поверхні [64]. Внутрішні поверхні пресованої труби піддаються іноді хонінгуванню для того, щоб гарантувати відсутність поверхневих дефектів. Для зовнішньої поверхні іноді використовують дробеструйну обробку для видалення мастильної плівки залишкових оксидів [65]. Після цього порожниста трубна заготовка піддається травленню в розчині азотної і плавикової кислот. Завершується підготовка трубної заготовки відпалом у вакуумі, і контролем [66].

Для побудови технологічного процесу потрібні знання впливу температурно-деформаційних параметрів пресування на структуру, властивості і текстуру труб на всіх стадіях і зокрема на стадії пресування.

Для успішного ведення технологічних процесів, традиційно застосовуваних у виготовленні безшовних труб, потрібні досить високі якісні характеристики поверхні вихідної заготовки [67].

Щоб виробляти всебічний сортамент гарячекатаних труб за допомогою різних методів, використовують різні види вихідного матеріалу (заготовок), як наприклад, катану заготовку (з круглим, квадратним, поперечним профілем), злитки з круглим, багатогранним перетином, ковану заготовку, заготовки, розлиті безперервно литим і центробіжнолитим способом. Основним способом гарячої деформації при виробництві титанових труб є пресування [68].

Заготовка діаметром 90-270 мм (кругла) є на сьогодні переважним видом заготовки. При надходженні в трубний цех вона може піддаватися вибірковому контролю в разі появи випадів за якістю труб; що пов'язано зі сталеплавильними дефектами або дефектом прокатного плану. Залежно від

намірів використання, сорти матеріалу, що йде на труби, виконується додатково структурний аналіз, перевіряють мікро- і макроструктуру. [69,70].

Пресування здійснюють на горизонтальних гідравлічних пресах. Заготовкою для пресування служить в основному злиток, одержаний методом вакуумно-дугової плавки. Пресування з контейнерів малих розмірів ведуть з проміжної заготовки. Титанові заготовки нагрівають в тих же нагрівальних пристроях, що і стали. Внаслідок невисокої теплопровідності титану при прискореному нагріванні в заготовки утворюється перепад температур, який може бути причиною збільшення нерівномірності структури і властивостей. Тому переважно слід пресувати метал при більш низьких температурах нагріву заготовок, однак зниження температури нагріву заготовок супроводжується зростанням опору деформації. Швидкості витікання в зв'язку з необхідністю зменшення часу контакту пресованого металу з інструментом складають не менше 250 м/хв. Як мастили при пресуванні титану і його сплавів найбільш часто застосовують різні скла. Витяжки, в залежності від виду прес-виробів, потужності застосовуваного обладнання та ряду інших умов можуть досягати 100, але частіше складають 20-50 [70]. Важливим є правильний вибір температурно-деформаційних режимів пресування.

1.5.2. Холодна прокатка труб

Завершальним етапом виробництва труб зі сплавів титану для гідросистем є холодна прокатка з проміжними відпалами.

Обтиснення проводять на станах холодної прокатки труб типу ХПТ і ХПТР різних типорозмірів або на станах КРВ [71].

Обтиснення труб для зменшення їх розмірів є одним з найбільш критично важливих етапів в технологічному циклі, оскільки на думку ряду авторів [72,74.] саме на цьому етапі формується кристалографічна текстура, визначається розмір зерен, механічні та технологічні властивості труб. Титан є важкооброблюваним матеріалом, в процесі деформації найчастіше відбувається налипання металу на інструмент. Для запобігання цьому явищу використовують різні мастила та емульсії, а також різні покриття у вигляді плівок [73].

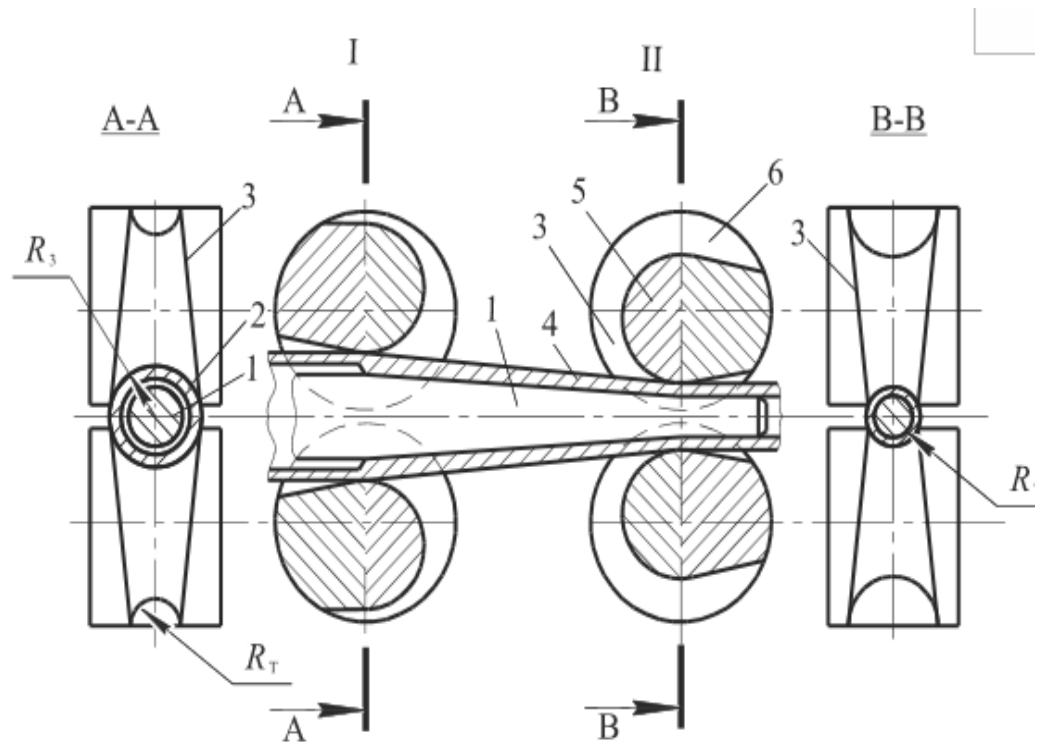


Рисунок 1.12 – Схема холодної прокатки труб на станах ХПТ [117]:

1 – конічна оправка, 2 – кільцевий зазор, 3 – струмок калібрів, 4 – труба, 5 – калібр, 6 – робочі валки (А – А – переднє та В – В – заднє положення кліті)

Прокатку труб з титанових сплавів, як правило, проводять з пресованої або гарячекатаної трубної заготовки. На поверхні заготовки є дефекти, що утворилися в процесі попередньої обробки. Ці дефекти і газонасичений шар, що з'являється при нагріванні заготовки під пресування або прокатку, а також при подальшому відпалі, залягають на глибину до 1 мм з внутрішньої поверхні заготовок і до 0,3 мм - з зовнішньої поверхні.

Дефекти на внутрішньої поверхні заготовки усувають шляхом розточування зі зніманням по внутрішньому діаметру до 2,0 мм. У зв'язку з цим внутрішній діаметр трубної заготовки зазвичай приймають не менше 35 мм. Зовнішню поверхню заготовок після пресування зазвичай механічно не обробляють. Це пояснюється тим, що дефекти на зовнішній поверхні в процесі прокатки розтягуються і частково згладжуються, глибина їх залягання зменшується. Після першої прокатки труби шліфують на центрошліфувальних

верстатах зі зніманням шару заготовки 0,1-0,15 мм, піддають травленню, відпалу, а потім знову подають на стани ХПТ або ХПТР для подальшої прокатки до готових розмірів [75, 76].

Маршрути холодної прокатки труб для станів ХПТ зазвичай розраховують за методикою, запропонованою Трубним Інститутом та МІСіС [74].

Відповідно до цієї методики більшу частину розмірів труб незалежно від марки сплаву виготовляють при однакових деформаціях за прохід. Загальна величина деформацій за прохід становить 40-50 %. Завдяки такій уніфікації маршрутів було різко скорочено кількість типорозмірів інструменту, а, отже, збільшена тривалість його експлуатації. Однак, для прокатки титанових труб треба переглянути розподіл ступеню деформування по проходах. Крім того, важливим при будові технологічного процесу є калібровки робочого інструменту у яких слід передбачити розподіл деформацій по товщині стінки та діаметру, визначити так званий коефіцієнт Q .

Висока інтенсивність зміцнення титанових сплавів в процесі холодної пластичної деформації супроводжується значною втратою пластичності, а в деяких випадках виключає можливість виготовлення труб на станах ХПТ без нагріву заготовки перед прокаткою. Падіння пластичності в процесі деформації можна простежити по зміні механічних властивостей по довжині робочих конусів, отриманих під час прокатки заготовок без підігріву і з підігрівом.

Зменшити кількість поверхневих дефектів і глибину їх залягання можна шляхом збільшення числа прокаток в поєднанні з багаторазовим глибоким травленням. Однак це веде до різкого зниження продуктивності і збільшення собівартості.

Залежно від типу труб і їх призначення до якості їх поверхні пред'являють різні вимоги. Так, вимоги до поверхні гарячепресованих або гарячекатаних труб, які є готовою продукцією або заготівкою для подальшої прокатки на станах ХПТ, менш жорсткі, ніж до поверхні холоднодеформованих труб, особливо підвищеної якості. Загальною вимогою до поверхні труб і трубних заготовок є

відсутність тріщин, розшарувань, металевих і неметалевих включень. На поверхні пресованих і гарячекатаних труб допускаються окремі дефекти у вигляді дрібних полон, забоїн, рисок, задирів, відбитків на зовнішній і внутрішній поверхнях, глибина залягання яких, визнається контрольною зачисткою, не повинна перевищувати для готових труб меж допуску на діаметр, а для трубної заготовки - меж допуску на різностінність.

Незважаючи на те, що титан володіє значно більший здатністю до холодної пластичної деформації ніж інші метали з гексагональною щільно упакованою решіткою, наприклад магній, кадмій, цинк, проведення холодної пластичної деформації при таких технологічних процесах як прокатка, правка, штамповка пов'язані з багатьма труднощами. Для титанових сплавів характерно підвищені значення відношення межі плинності до модуля пружності і як слідство, велика пружна віддача (пружність) деформованого металу. Знизити опір деформуванню можливо при підігріві до 200...300 °С, що на 40...50 % підвищує плинність. Іншим способом підвищення деформуємості титанових сплавів є використання ефекту водородної пластифікації, заснованої на введенні водовода, який стабілізує β -фазу, яка має кращу деформуємось ніж α -фаза [82].

1.6. Висновки по розділу 1

1. Проаналізовано галузі застосування титану та його сплавів, сучасного стану виробництва, та вимог зарубіжних стандартів на труби та методи дослідження.

2. Розглянуто процеси структуроутворення в титанових сплавах, особливо у псевдо- α -титанових сплавах.

3. Проаналізовано особливості пластичної деформації титану та можливості їх використання для створення певних типів текстур з метою покращення технологічних та експлуатаційних властивостей при виготовленні труб.

4. Розглянуто альтернативні методи оцінки текстур металів.

5. Проаналізовано схеми технологічних процесів виготовлення титанових труб та визначені параметри, які впливають на якість труб з титану.

Аналіз літературних джерел показав, що існують резервні можливості досягнення властивостей труб з титану, що потрібні для виготовлення гідравлічних труб для літакобудування високої якості за рахунок вдосконалення технологічних схем і температурно-деформаційних режимів їх обробки.

На підставі проведеного інформаційно-аналітичного огляду і сучасних тенденцій розвитку в Україні підприємств, що виробляють труби з титану обґрунтована сутність науково-прикладної задачі, актуальність, мета та завдання досліджень дисертаційної роботи.

1.7. Список використаних джерел в розділі 1

У розділі 1 використані джерела [1-81]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1. Загальна характеристика досліджень

Дослідження проводились у промислових умовах на ПО «ОСКАР». Були використані промислові партії прокату, що виготовляли по різним деформаційно-термічним режимам. Труби із сплаву титану виробляли з пресованої заготовки різних постачальників. В умовах виробництва труби прокатували на станах холодної прокатки труб ХПТ та на роликівих станах ХПТР. Термічна обробка проводилась у вакуумних печах типу ОКБ – 1371. Теоретичні та промислові розробки у дисертаційній роботі базуються на фундаментальних положеннях сучасного матеріалознавства, фізика твердого тіла та обробки металів тиском.

У роботі досліджено особливості структури, текстури та властивостей на кожному етапі виготовлення труб. Виконанні дослідження дозволили впливати на процеси зміцнення металу, структуроутворення та формування певних типів кристалографічної текстури титанових труб.

Труби, які досліджуються у роботі, з титанового сплаву Ti–3Al–2,5V використовуються для гідросистем літаків та постачаються закордон для провідних літакобудівних фірм “Boeing” та “Airbus” до них пред’являються комплекс вимог: точність геометричних розмірів, рівень механічних та технологічних властивостей, структури, текстури труб, яка оцінюється коефіцієнтом відносного стиснення та технологічні випробування на загин, сплющування та роздачу, а також оцінка суцільності ультразвукової та дефектоскопією. Труби виготовлялися згідно стандартам AMS 4943, AMS 4944, ASM 4945, ASM 4946, та ASTM E-8 [83-85, 88]. Порівняльні вимоги до труб зі сплаву Ti–3Al–2,5V згідно вищезазначеними стандартами представлені у таблиці 2.1. Сплав ПТ–1М, який досліджується у роботі є також конструкційним матеріалом. Труби з даного сплаву виготовляли згідно ГОСТ 19807-91 [87].

Таблиця 2.1 – Порівняльні вимоги різних стандартів до труб зі сплаву Ti-3Al-2,5V

		Стандарти		
		AMS 4943	AMS 4944	ASM 4945
Марка		70	105	105
Межа міцності на розтяг	МПа, min	621	862	862
	МПа, max	-	-	-
Межа плинності МПа, min		517	724	724
Відносне видовження (%; min)		15	-	-
При товщині стінки $\leq 0,41$ мм		-	8	8
При товщині стінки $\geq 0,41$ мм		-	10	10
При зовнішньому діаметрі $< 12,7$		-	-	-
При зовнішньому діаметрі від 12,7 до 25,4 мм		-	-	-
Випробування на роздачу. Коефіцієнт збільшення номінального зовнішнього діаметру		1,3	1,2	1,2
Випробування тиском. Внутрішній тиск при пластичній деформації величиною 0,002 дюйма		75	105	105
Випробування за загин		На 180 градусів навколо оправки з радіусом, який дорівнює трьохкратному номінальному зовнішньому діаметру		
Випробування на сплющування, між паралельними плитами до наступної відстані, що вимірюється товщиною стінок (t), в залежності від розміру		0,5	12-17t	12-17t
Ультразвукова дефектоскопія		100%	100%	100%
Мікроструктура		Зерна переважно витягнутої форми, структура деформованого металу		
Коефіцієнт деформації стиснення (CSR)		-	-	1,3 – 3,5

2.2. Матеріали дослідження

В роботі дослідження проводилися на трубах зі сплав титану Ti-3Al-2,5V (Grade 9) [86], та сплав ПТ-1М згідно стандарту ГОСТ 19807-91 [87], хімічний склад яких наведено у таблиці 2.2. Сплав Ti-3Al-2,5V вакуумної виплавки. Вакуумна плавка металів і сплавів дозволяє значно знизити вміст газів і кількість неметалевих включень, забезпечити високу однорідність і

щільність за рахунок спрямованої кристалізації рідкого металу, значно поліпшити фізико-механічні властивості металу.

Сплав ПТ–1М є конструкційним сплавом, який також використовується в літакобудуванні для менш відповідальних деталей.

Таблиця 2.2 – Хімічний склад сплавів Ti–3Al–2,5V та ПТ–1М

	Масова частка елементів, %											
Досліджувані сплави	C	H	Fe	O	Al	V	N	Ti	Si	Zr	Інші домішки (кожний)	Інші домішки (всього)
Grade9	0,08	0,015	0,25	0,15	2,5 – 3,5	2,0 – 3,0	0,03	осн.	-	-	0,1	0,4
ПТ-1М	0,07	0,006	0,2	0,12	0,2 – 0,7	-	0,04	осн.	0,1	0,3	0,1	0,3

2.3. Методи дослідження

Хімічний склад досліджених сплавів визначали спектральним аналізом на установці SPECTROMAX – X.

Мікроструктуру металу досліджували на протравлених шліфах з використанням оптичного мікроскопа «Neophot-21» і «Axiovert-40 MAT», які призначені для металографічних досліджень мікроструктури матеріалів у відбитому світлі, якісного і кількісного фазового аналізу з фіксуванням результатів на комп'ютері. Збільшення x100, x200, x500, x1000.

Для виявлення мікроструктури зразків сплаву було використано травник: 10 мл плавикової кислоти HF, 10 мл азотної кислоти HNO₃, 50 мл спирту етилового.

Дослідження мікроструктури при великих збільшеннях проводили на растровому електронному мікроскопі FEIQuanta 3DFEG при прискореному напруженні 5KV, дослідження проведено у контрасті зворотних розсіяних електронів. Контраст на знімках в зворотних розсіяних електронах формується

за рахунок рельєфу поверхні, різниці в щільності (Z-контраст). Дослідження проводилось на травлених мікрошліфах.

Для дослідження текстури труб та побудови зворотних полюсних фігур використовували метод рентгеноструктурного аналізу. Зйомки проводили на рентгенівському дифрактометрі ДРОН 4-07 з пропорційним лічильником, в мідному випромінюванні $\text{CuK}\alpha$, за схемою Бреґга-Брентано з розбіжним первинним пучком, з парою щілин Соллера. Записували повнопрофільну діаграму 2θ умовних змін інтенсивності рентгенівського відбиття від зовнішньої поверхні труб по хорді (R) і від площини поздовжнього перерізу (T).

Для кожної зйомки визначали щільності полюсів за методом Харріса-Морріса, розраховували текстурні коефіцієнти Кернса (f) [89-91]. Параметри Кернса визначали по формулі 2.1.

$$f = \sum A P_{ij} \cos^2 \alpha_i, \quad (2.1)$$

Для опису і аналізу текстури сплаву використовували метод зворотних полюсних фігур [92, 93].

Зворотна полюсна фігура дає можливість кількісно визначити долі різних компонентів текстури, а також оцінити їх розсіювання [94].

Для прогнозування експлуатаційної поведінки труб зі сплаву титану їх текстурний стан кількісно можуть характеризувати текстурні коефіцієнти Кернса. Коефіцієнти Кернса являють собою середні квадрати проекцій нормалей (0001) на тангенціальні, радіальні і осьові напрямки (f_T f_R f_O).

Зворотні полюсні фігури (ЗПФ) побудовані з використанням комп'ютерних програм. Для рентгенівської зйомки вирізали сегменти, з яких виготовляли зразки. Підготовка зразків включала: виготовлення склепаних зразків, шліфування, полірування, травлення поверхневого шару рисунку 1.

Зйомку вели у двох напрямках T (тангенціальний) і R (радіальний) по 6 зйомок кожного зразка.

Вихідною процедурою для кожної зйомки було повнопрофільне відділення рентгенівського фону з використанням функції, пропорційних LPG –

фактору відбиття від плоского зразка з поправкою, пов'язаної з реальною площею опроміненої поверхні зразків (з ефектом обмеженості розмірів зразків при малих кутах віддзеркалення). При роботі з кожною рентгенівською лінією точність виділення фону контролювалася.

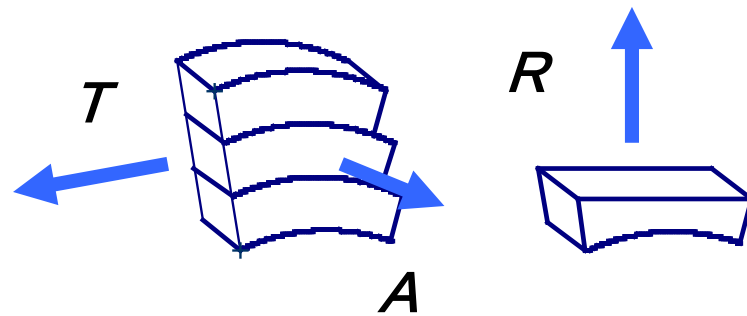


Рисунок 2.1 – Ілюстрація проекцій зйомок

Після виділення фону проводилося вимірювання інтегральних інтенсивностей I_i , з веденням такої ж поправки. Далі для кожної лінії розраховувалася щільність полюсів P_i :

$$P_i = I_i / R \cdot I_{oi} \quad \{ R = \sum A_i \cdot I_i / I_{oi} \}, \quad (2.2)$$

де I_{oi} – інтенсивність відбитків від безтекстурованого зразка того ж матеріалу, A_i – статистична вага відповідних рефлексів на сферичній проекції ($\sum A_i = 1$).

Інтенсивність I_{oi} попередньо розраховувалися в рамках безтекстурної моделі дифракції від полікристалів і кристалічних порошків (таблиця 2.3).

За набором P_i будувалися зворотні полюсні фігури (ЗПФ) – їх розподіл по кристалографічним орієнтаціям, представлено в стереографічних проекціях.

Для кожного напрямку зйомки також розраховували параметр Кернса:

$$f = \sum A_i \cdot P_i \cos^2 \alpha_i, \quad (2.3)$$

де α – кут між віссю $[00.1]$ кристалітів матеріалу і нормаллю до поверхні зйомки.

Сума таких параметрів за трьома основними геометричними напрямками для зразка (напрямом зйомки) дорівнює одиниці.

Таким чином, цей параметр може бути деякою частковою (відсотковою) мірою орієнтацій кристалографічних площин щодо даної поверхні, тобто характеризує радіальну і тангенціальну текстури.

Таблиця 2.3 – Розрахункові значення статистичної ваги й інтенсивностей CuK α - відбиття від титану

(hkl)	A_i	I_o	(hkl)	A_i	I_o	(hkl)	A_i	I_o
(10.0)	0,0415	25,2	(11.2)	0,0465	16,2	(11.4)	0,0985	8,4
(00.2)	-	25,7	-	-	-	-	-	4,2
(10.1)	0,017	100	(20.1)	0,053	11,5	(21.2)	0,1035	6,6
(10.2) (11.0)	0,0465	13,5	(10.4)	0,037	2,5	(10.5)	0,0655	
(10.3)	0,0545	15,0	(20.3)	0,049	6,5	(21.3)	0,1035	17,0
	0,026	15,5	(21.0)	0,050	2,1	(30.2)	0,0345	14,3
	0,0475		(21.1)	0,123	12,4			

Термічну обробку труб проводили в вакуумній печі типу ОКБ 1371. Механічні властивості визначали на зразках різних типів: круглих відповідно з ГОСТ 1497 [95] і сегментах від труб і на трубах відповідно з ГОСТ 10006 – 80 [96], ДСТУ ISO 6892-1:2019 [97] також стандартів ASTM E8 [84]. Випробування виконували на зразках у вигляді сегментів і патрубках. Ширину і товщину вимірювали не менше ніж в трьох місцях (в середині і по краях робочої частини зразка). За початкову площу поперечного перерізу приймають найменше з отриманих значень на підставі проведених вимірювань.

Твердість по товщині стінки зразків заміряли по Брінелю і Роквеллу в поздовжньому і поперечному напрямку. [98].

Для оцінки текстури використовується декілька методів вимірювання. Основним є рентгеноструктурний аналіз, а також оцінка орієнтації гідридів цирконієвих труб та вимірювання коефіцієнта відносного стиснення (КВС, CSR) титанових труб після холодної обробки та відпалу для зняття напружень, згідно стандарту AS 4076 “Випробування титанових гідравлічних труб на відносне стиснення” [99]. Коефіцієнт відносного стиснення (КВС, CSR)

характеризує відношення діаметральної деформації до радіальної деформації при розтягуванні.

На рисунку 2.2 наведено комплекс обладнання для оцінки коефіцієнту відносного стиснення: електромеханічна розривна машина типу CD10/90 та великий інструментальний мікроскоп типу УІМ 23. На зразок, що випробується наноситься масштабні лінії, після навантаження розтягом, згідно ASTM E8 вимірюється величина деформації. Коефіцієнт відносного стиснення визначається по формулі (2.1):

$$CSR = E_c/E_r, \quad (2.4)$$

де E_c – окружна деформація, E_r – осьова деформація.

Величину залишкових напружень визначали методом розрізання кілець від труб готового розміру, згідно методом Давиденкова [100].

Технологічні випробування на сплющування, роздачу, загин проводили згідно стандарту ASTM A370 [101].

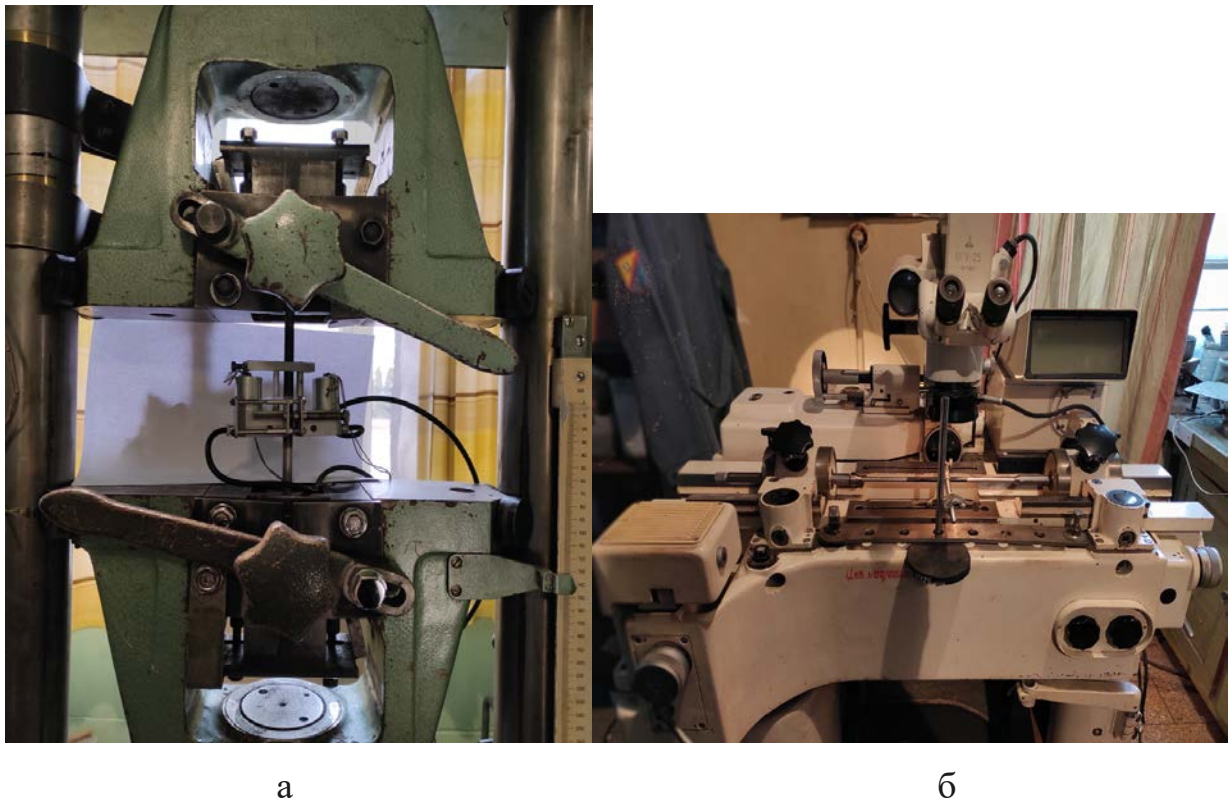


Рисунок 2.2. – Комплекс обладнання для оцінки коефіцієнту відносного стиснення: а – розривна машина, б – великий інструментальний мікроскоп

2.4. Висновки по розділу 2

1. Обґрунтовано вибір матеріалу і наведено хімічний склад титанових сплавів, а також методи і методики дослідження.

2. Використано металографічний аналіз, растрову електронну мікроскопію, рентгеноструктурний аналіз, визначення коефіцієнтів Кернсу, оцінку механічних властивостей, оцінку залишкових напружень, коефіцієнтів відносного стиснення, технологічних випробувань.

3. Розглянуто нові оцінки кристалографічної текстури в умовах виробництва шляхом визначення коефіцієнту відносного стиснення (КВС, CSR).

2.5. Список використаних джерел у розділі 2

В розділі 2 використані джерела [83-101]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 3

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ, ВЛАСТИВОСТЕЙ ТА ТЕКСТУРИ В ТРУБАХ З ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ НА СТАДІЇ ГАРЯЧОГО ПРЕСУВАННЯ

Труби із сплаву титана Ti–3Al–2,5V (Grade 9) в силу поєднання комплексу властивостей знайшли застосування в сучасному літакобудуванні, зокрема в гідросистемах літаків провідних світових фірм, які займаються літакобудуванням «Boeing», «Airbus» та інші, а також в системах реактивних двигунів. Труби експлуатуються в складних умовах і тому вимоги до якості труб дуже жорсткі [83, 85], а саме підвищена міцність, висока втомна міцність, високі технологічні властивості та інше. У зв'язку з цим, особлива увага приділяється технологічному процесу їх виготовлення і отримання необхідних властивостей.

Традиційно, технологія виготовлення труб передбачає вакуумну виплавку сплаву, кування, пресування та серію холодних прокаток з проміжними вакуумними відпалами або іншими видами термічної обробки. Принципова схема технології виготовлення труб представлена на рисунку 3.1.

Важливим етапом технологічного процесу є пресування, тому що структура, властивості і текстура, сформована на цій стадії технологічного процесу, успадковується на наступних стадіях деформації. У зв'язку з цим встановлення особливостей формування текстури, структури і механічних властивостей труб зі сплаву Ti–3Al–2,5V (Grade 9) на стадії пресування і спадковість на наступних стадіях виготовленні є важливим завданням цього дослідження.

3.1. Порівняльні дослідження структури і властивостей пресованої трубої заготовки з титанових сплавів різних виробників

Досліджуваний сплав Ti–3Al–2,5V є псевдо- α сплавом. Структура сплаву складається в основному з α -фази і невеликої (до 5 %) кількості β -фази. Кристалічна решітка сплаву – гексагональна щільно упакована (ГЩУ). Як відомо, титан має поліморфні перетворення. Високотемпературна β -модифікація стійка від 882 °C, має об'ємноцентровану кубічну решітку [37].

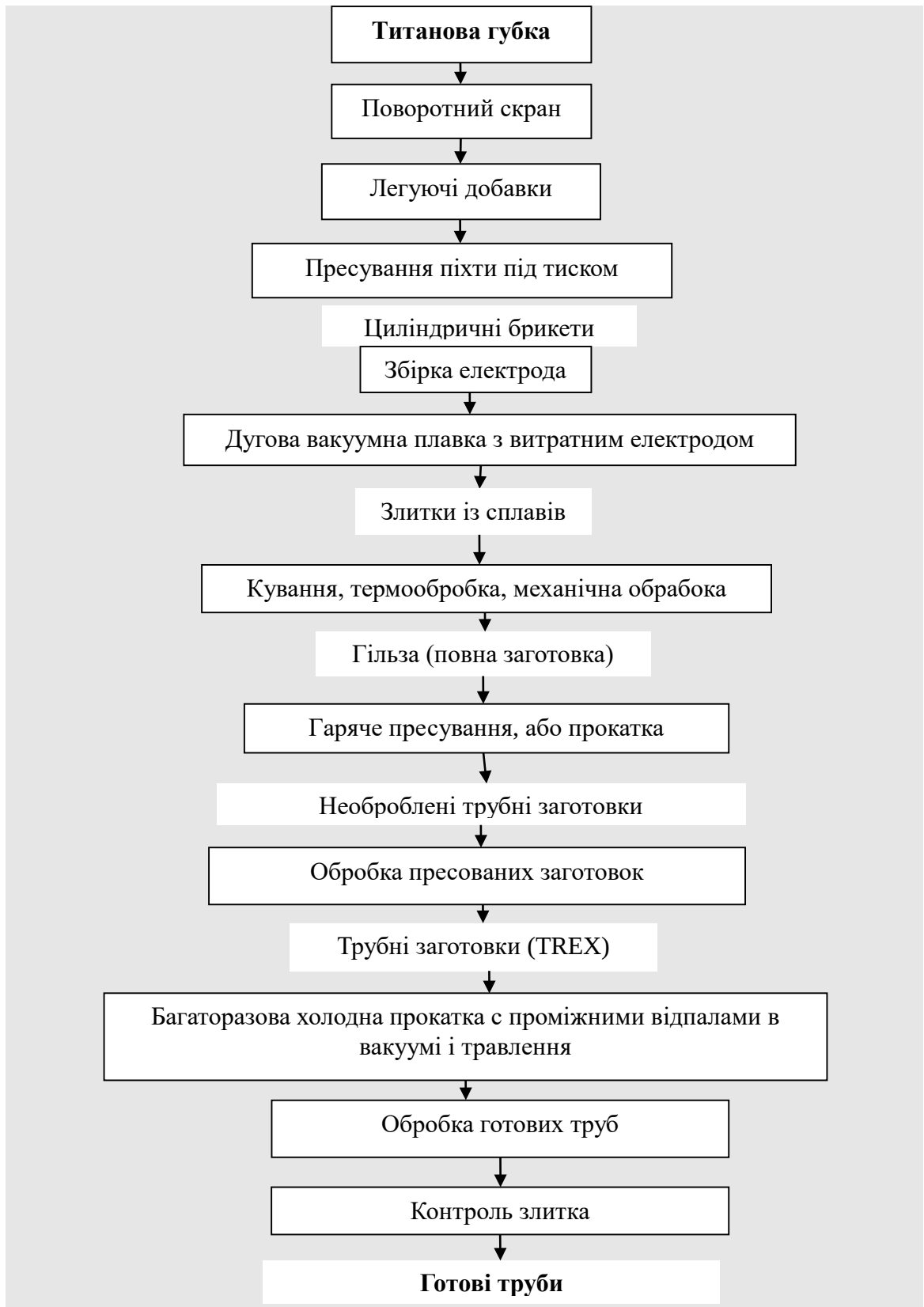


Рисунок 3.1. – Принципова схема технології виготовлення труб

Ковзання в титані протікає переважно по призматичним площинам $\{10\bar{1}0\}$

1010 і в меншій мірі в пірамідальних $\{10\bar{1}0\}$ і площині базису (0001). Ковзання у всіх випадках відбувається в напрямку найбільшої щільної упаковки атомів $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Крім цього, пластична деформація в титані здійснюється шляхом двійникування по площинах $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$; $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}\bar{2} \rangle$, $\{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$, $\{11\bar{2}1\} \langle 11\bar{2}\bar{6} \rangle$. На відміну від інших металів з ГЦУ решітками в титані може відбуватися поперечне ковзання по тим же самим площинам, що і первинне ковзання [102, 103].

У β -титані механізм ковзання такий же, як і в інших металах з ОЦК решітками. Ковзання протікає по площинах $\{110\}$ і $\{112\}$ в напрямку найбільшої щільності упаковки $\langle 111 \rangle$.

Особливості ковзання в металах з ГЦУ решітками часто призводять до створення сильної переважної орієнтації кристалів або формують текстуру, що в свою чергу впливає на рівень механічних властивостей металу в різних напрямках, тобто виникає анізотропія властивостей [10].

У даній роботі досліджували структуру і властивості труб на всіх переділах при виготовленні труб зі сплаву титану. У розділі розглянуто межа гарячого пресування із заготовок двох різних виробників.

Пресування, як правило, застосовують для отримання труб для подальшого холодного переділу. Пресування здійснюється на горизонтальних пресах різної потужності. Виробники пресованих заготовок використовують різні режими температурно-деформаційної обробки сплаву. Важливими параметрами пресування є температура, швидкість деформації, ступінь обтиску. Пресування проводять в β -області або $\alpha + \beta$ при температурі 700-1000 °С в залежності від планованої ступені обтиску і потужності преса. При більш низьких швидкостях формується більш рівномірна структура по всій довжині пресованої труби.

Відомо, що титан має низьку теплопровідність при нагріванні. Внаслідок цього, в заготовці утворюється перепад температур, який може бути причиною збільшення нерівномірностей течії металу. Низка теплопровідність чинить негативний вплив в процесі гарячої деформації. Наявність зон найбільш інтенсивної деформації при малій теплопровідності призводить до значного

перегріву металу цих зон внаслідок теплових ефектів деформації і як наслідок погіршення структури і властивостей. У зв'язку з цим потрібен ретельний вибір схеми і режимів деформації.

В роботі досліджували технологічний процес пресування безпосередньо в виробничих умовах при виготовленні труб зі сплаву Ti–3Al–2,5V.

Пресовані труби розмірами $\varnothing 80 \dots 86 \times 20 \dots 27$ мм (діаметр-стінка), виготовлені різними виробниками. На рис. 3.1 представлені фотографії мікроструктури труб в зразку від виробника №1 (а, б, в) і виробника №2 (г, д, ж).

Мікроструктура труб заготовки №2-1 (постачальник №2) деформована з зернами витягнутими в напрямку деформації, в той час як мікроструктура зразка постачальника №1 свідчить про розвиток процесів рекристалізації при деформації в більшій мірі, що може пов'язано з більш високою температурою деформації. Механічні властивості заготовки постачальника №1 також підтверджують описане вище.

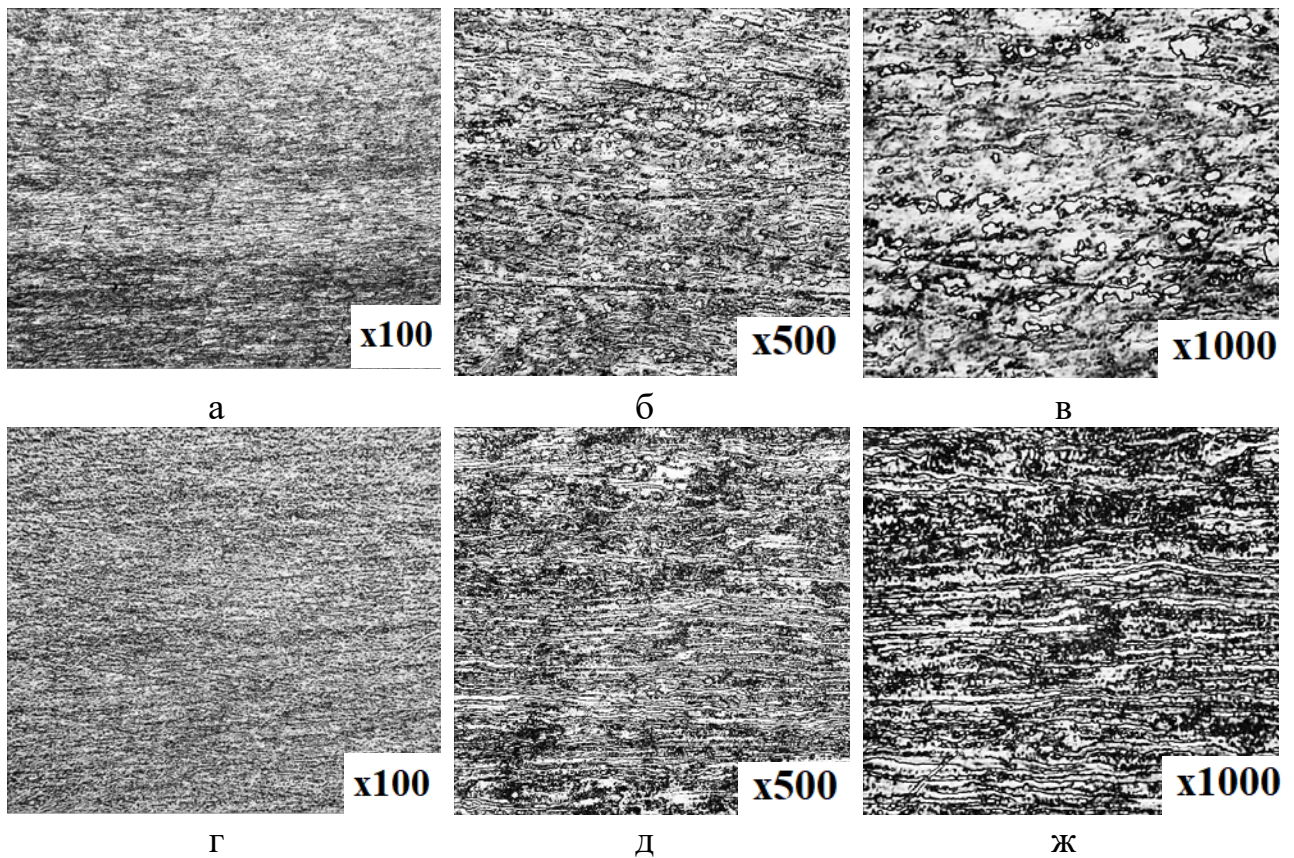


Рисунок 3.2 – Мікроструктура труби заготовки розміром $\varnothing 85 \times 20$ мм постачальник № 1 (а, б, в) і труби $\varnothing 86.36 \times 20.07$ мм постачальник № 2 (г, д, ж)

Механічні властивості заготовки постачальника №1:

$$\sigma_B = 751 \dots 758 \text{ МПа,}$$

$$\sigma_{0,2} = 608 \dots 61 \text{ МПа}$$

$$\delta = 20 \dots 21 \%$$

Механічні властивості заготовки постачальника №2:

$$\sigma_B = 760 \dots 770 \text{ МПа}$$

$$\sigma_{0,2} = 654 \dots 662 \text{ МПа}$$

$$\delta = 18 \dots 19 \%$$

Можна зробити висновок, що метал заготовки постачальника №1 знеміцнюється більшою мірою і має кілька більший вміст областей, де розвиваються процеси рекристалізації при гарячому деформуванні.

Як видно структура труб дрібнозерниста, зерно 10-11 номера згідно стандарту ASTM E-8. Спостерігається смугастість по товщині стінки. У зразку від першого виробника структура більш неоднорідна, різнозерниста. Дослідження структури і властивостей показало, що пресування проходило при більш високих температурах, що сприяє розвитку процесів динамічної рекристалізації. У структурі окремі рекристалізовані зерна α -фази мають розміри до 20 мкм.

При певних температурно-швидкісних умовах деформації починається динамічна рекристалізація β -фази – в структурі з'являється дрібні (10-30 мкм) рівноосні β -зерна, місцями пріоритетного утворення яких є стінки і кордони деформованих зерен і смуги деформації. Збільшення кількості рівноосних зерен свідчить про збільшення ступеня рекристалізації. У той же час у другого виробника структура пресованих труб має витягнуті зерна α -фази, рекристалізація протікає в меншій мірі.

Дослідження з використанням растрової електронної мікроскопії в контрасті зворотно розсіяних електронів (ЗРЕ) (рис. 3.3), показало, що мікроструктура центральних областей труби представлена переважно деформованими зернами α -фази, про що свідчить плавна зміна контрасту зворотно розсіяних електронів в тілі зерна. У більшості зерен α -фази проглядаються ділянки з дрібною субзереною структурою, з розмірами субзерен

близько 2-5 мкм (рис. 3.3), крім того, в структурі присутні великі рекристалізовані зерна, розмірами до 20 мкм (рис. 3.3).

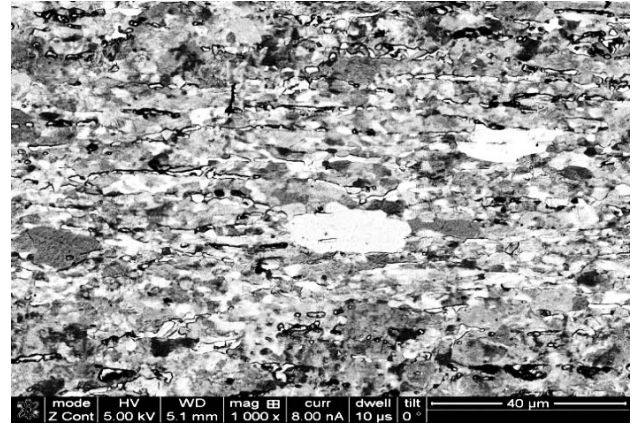
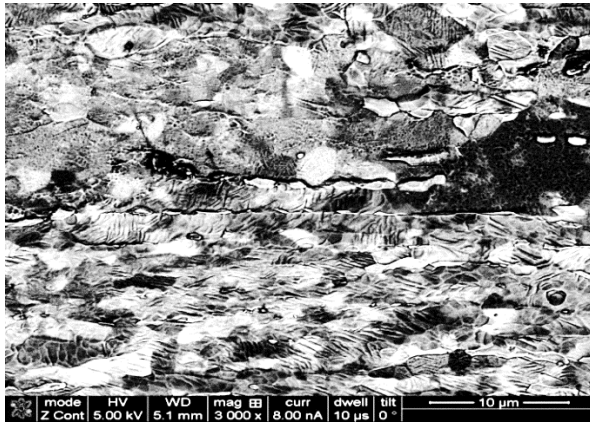


Рисунок 3.3 – Мікроструктура от труби Ø80x25 мм першого виробника (в контрасті зворотно розсіяних електронів)

Дрібні субзерна і рекристалізоване зерна α -фази мають однорідний контраст в тілі. зерна. Деформовані зерна α -фази витягнуті уздовж напрямку прокатки. Прошарки β -фази розташовуються у вигляді роздроблених рядків уздовж зерен α -фази (рис. 3.4).

Структура ближче до внутрішніх шарів труби має меншу кількість ділянок з великими рекристалізованими β -зернами, мають однорідний контраст по перетину, і більше деформованих α -зерен з плавним контрастом (рис. 3.4).

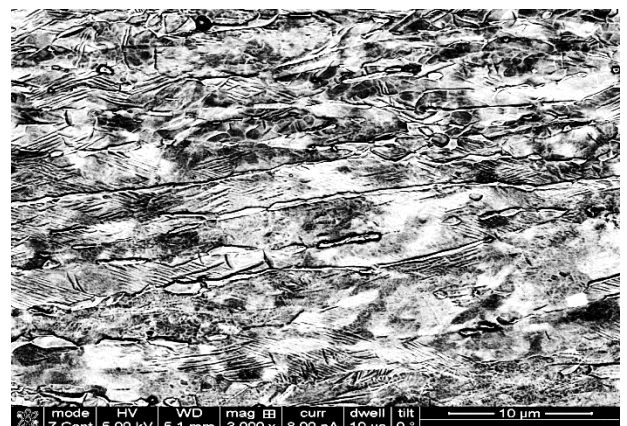


Рисунок 3.4 – Мікроструктура в периферійних областях зразка від труби Ø80x25 мм. першого виробника (у контрасті зворотно розсіяних електронів)

Відомо, що комплекс механічних і фізичних властивостей титанових псевдо α -сплавів залежить від їх структурно-текстурного стану, що формується, головним чином, при гарячій пластичній деформації [19].

Як впливає з представлених фотографій мікроструктури, структура неоднорідна і складається з фрагментів паралельних грубих пластин α -фази роздільних прошарками частково β -фази, яка розпалась.

При деформації труб в інтервалі температур 700...850 °C в структурі сплаву виникає велика кількість двійників, котрі перетинають як α -пластини, так і цілі фрагменти. Кількість двійників тим більше, чим вище швидкість деформації. Крім того, спостерігається дроблення α -пластин з утворенням нових полідрічних α -зерен.

Чим вище температура деформації, тим менше утворюється двійників і відбувається сфероїдізація пластин α -фази.

У зв'язку з високою чутливістю структури титанових сплавів до температурно-швидкісних умов деформації для пресованих труб характерна значна дрібнозерниста структура по перерізу і довжині виробів. Ступінь неоднорідності може бути дуже різною і визначається не стільки абсолютною величиною температури, швидкістю і ступенем деформації скільки параметром температур цих характеристик по перетину і довжині труб.

Дослідження механічних властивостей гарячепресованих труб обох виробників в поздовжньому і поперечному напрямках показало, що є анізотропія властивостей. Результати представлені в таблиці.

Більш високий рівень механічних властивостей мають труби постачальника №2, що підтверджується і дослідженнями мікроструктури. Вельми спрямована структура вносить свій внесок в спостережувану анізотропію механічних властивостей труб. Анізотропія властивостей багато в чому обумовлена особливостями пластичної деформації металів з ГЩУ решітками.

Таблиця 3.1 – Механічні властивості гарячепресованих труб різних виробників

	Повздовжній напрямок			Поперечний напрямок		
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Гарячепресовані труби розміри 80x20мм (перший виробник)	750-752	608-610	20	740-742	590-600	21
Гарячепресовані труби Розмір 86x21 мм (другий виробник)	760-770	654-660	18	750-760	650	18.5

Як слідує з представлених даних, більш високі значення міцності спостерігається в поздовжньому напрямку.

Вимірювання твердості по товщині стінки в поздовжньому напрямку показало, що у поверхні з внутрішньої сторони труби твердість вище HB = 243, середина HB = 230. Це узгоджується з даними дослідження мікроструктури металу першого виробника заготовки. У другого виробника процес пресування проходив при більш низькій температурі в $\alpha + \beta$ області і більш низькій швидкості деформації. При цьому механічні властивості і твердість вище: для першого виробника 24 HRC, а для другого 28 HRC.

Технологічний процес виготовлення заготовки способом пресування передбачає формування більш однорідної дрібнозернистої структури.

Таким чином, дослідження структури і властивостей гарячепресованих труб зі сплаву Ti-3Al-2,5V двох різних виробників, показало, що в процесі гарячого пресування формується дрібнозерниста структура (10-11 номера), що представляє α -зерна і прошарки β -фази. Структура різнозерниста, зустрічаються зерна до 20 мкм, в основному в середині стінки труб, в металі першого виробника труб, що свідчить про розвиток процесів динамічної рекристалізації. при більш високих температурах пресування.

Структура неоднорідна по перетину труби. У пресованих трубах присутня неоднорідність в структурі і властивостях по товщині стінки. У внутрішній поверхні твердість вище. Більш розвинені процеси рекристалізації, а, отже, вище температура в центральній частині труби. Внутрішня поверхня, судячи зі структури, має більш низьку температуру, тому що зерна, в основному, деформовані. Для отримання більш однорідної структури при пресуванні труб бажано зниження температури і швидкості деформації. Головна особливість процесу гарячої деформації складається у тому, що деформування проходить при великих швидкостях деформації і високих температурах вище $0,6 T_{пл}$. Та обставина, що великі деформації, які досягнені в умовах гарячої деформації не супроводжуються помітним деформаційним зміцненням свідчить об інтенсивному розвитку процесів динамічного знеміцнення під час гарячої деформації. Гаряча деформація супроводжується інтенсивною перебудовою дислокаційної структури і збереженням тільки стійких дислокаційних структур, а також міграцією границь, пов'язаних з рекристалізаційними процесами. У практиці промислового виробництва гарячу деформацію проводять у $\alpha + \beta$ -області, чи у β -області. Нагрів до температур β -області супроводжується значним підвищенням пластичності і зниженням опору деформації. Однак у більшості випадків деформація у β -області не дає можливість отримати структуру з високими експлуатаційними властивостями із-за інтенсивного росту зерна та грубої внутрізеренної будови. Певна структура може бути отримана при деформації у $\alpha + \beta$ - області.

Достовірність аналітичних і технологічних розрахунків енергосилових параметрів процесу гарячого деформування у значному ступеню обумовлена точністю визначення величини опору деформування, що дозволяє визначити границі стійкого протікання процесу, а саме: мінімальну товщину стінки для заданого зовнішнього діаметру труби, гранично допустиму величину деформації, оптимальну температуру та швидкість. Наприклад, при пресуванні труб з сплаву Ti-3Al-2,5V на одному з заводів використовують наступні параметри: розмір

заготовки після кування – 189 мм.; розмір труб 90x20...23.5 мм.; коефіцієнт витягу 5.68...6.08; температура заготовки 800...840 °C; швидкість 180...200 мм/с; швидкість прес - штемпелю 300 мм/с [104, 105].

На стадії гарячого пресування виникла анізотропія властивостей і структурна неоднорідність може успадковуватися при подальших технологічних переділах. Оскільки готові труби, відповідно до вимог нормативної документації, повинні мати певну структуру, текстуру, що забезпечують механічні, технологічні властивості, коефіцієнт відносного стиснення та ін., то важливим є знання структурно-текстурного стану на стадії пресування, і його трансформація на наступних стадіях технологічного переділу.

3.2. Дослідження текстури гарячепресованих труб

Відомо, що від кристалографічної текстури багато залежать експлуатаційні характеристики матеріалів зі зниженою симетрією кристалічної решітки [106]. Важливою проблемою при виробництві труб з титану є проблема створення наукових основ для управління текстурою безпосередньо в виробничих умовах на різних стадіях технологічного процесу для отримання якісних труб готового розміру, які відповідають вимогам технічних стандартів.

Для прогнозування експлуатаційної поведінки труб з титанових сплавів важливо знати їх текстурний стан, а також розгляд питання успадкування текстури гарячепресованих труб.

Традиційним і найбільш ефективним методом визначення і дослідження кристалографічної текстури є рентгеноструктурний аналіз. Однією з форм уявлення текстури є статистичний розподіл основних кристалографічних орієнтацій у полікристалічному матеріалі. По кутам та інтенсивностям відображень рентгенівського пучка від досліджуваного зразка і по змінам кутових положень зразків можливо визначити напрямки основних кристалографічних осей фрагментів (зерен) полікристалічного матеріалу і щільність цих напрямків, у цілому розподіл кристалографічних орієнтацій.

З анізотропією фізичних властивостей металів і сплавів та низькою

симетрію кристалічної решітки зв'язав один з інтегральних параметрів розподілу текстури – текстурний параметр Кернса [51]. Це є вектор у заданому геометричному напрямку зразку, який виражає загальний напрямок головних кристалографічних осей фрагментів матеріалу у цьому напрямку, що формально виражається у наступному виді:

$$f_j = \langle \cos^2 \alpha_{ij} \rangle \quad (3.1)$$

де α_{ij} – кут між i -й орієнтацією кристалографічної вісі фрагменту і заданого напрямку j (усереднено по i) [107].

Для оцінки текстурного стану гарячепресованих труб використано метод рентгеноструктурного аналізу. Кількісно характеризують текстуру труб зворотні полюсні фігури (ЗПФ), а також текстурні коефіцієнти Кернса (f - параметри). Рентгеноструктурний аналіз інтегральної інтенсивності рентгенівських ліній проведено для двох напрямків - тангенціального (Т) і радіального (R). На підставі отриманих даних розраховані щільності полюсів і параметри Кернса. Кращою є орієнтування осей «с» в радіальному напрямку. Ось «с» - це перпендикуляр до базисної площини кристала [107, 108].

Задача, на розв'язання якої спрямована дана робота, полягає у визначенні кристалографічної текстури в залежності від технологічних параметрів виробництва і пошуку оптимальної технології механіко-термічної обробки труб з метою отримання максимальної кількості орієнтації зерен в радіальному напрямку, а також мінімізувати орієнтування в тангенціальному (азимутному) напрямку. Інакше кажучи, отримати трубу з максимально можливою текстурою (0002) - це орієнтування базисних площин в напрямку зйомки - в даному випадку в радіальному напрямку. В рамках передбачених підходів це завдання отримати для радіального напрямку труб максимальний текстурний параметр Кернса f_R , який характеризує кількісний вміст радіальної текстури. Рентгеноструктурний аналіз інтегральної інтенсивності рентгенівських ліній проведено для двох напрямків - тангенціального (Т) і радіального (R). На підставі отриманих даних розраховані щільності полюсів і параметри Кернса. Для дослідження текстури труб виконана рентгенівська зйомка всіх підготовлених зразків в радіальному і тангенціальному напрямках. Приклад рентгенівських дифрактограм зразка

пресованої заготовки в радіальному і тангенціальному напрямках представлені на рисунку 3.5.

Після зняття рентгенівських дифрактограм розраховували значення щільності полюсів (P_{ji}), досліджуваних зразків в радіальному і тангенціальному напрямках труби.

У таблиці № 3.2 представлені значення щільності полюсів (P_{ji}), досліджених зразків в радіальному і тангенціальному напрямках труби.

На підставі цих досліджень з використанням спеціальних програм Харківського Фізико–технічного Інституту [109, 110] побудовані зворотні полюсні фігури (ЗПФ) представлених зразків для двох напрямків зйомок. Використана скорочена символіка позначення кристалографічних площин (hki_l) $\rightarrow$ ($hk.l$). Числами позначень окремі значення полюсів.

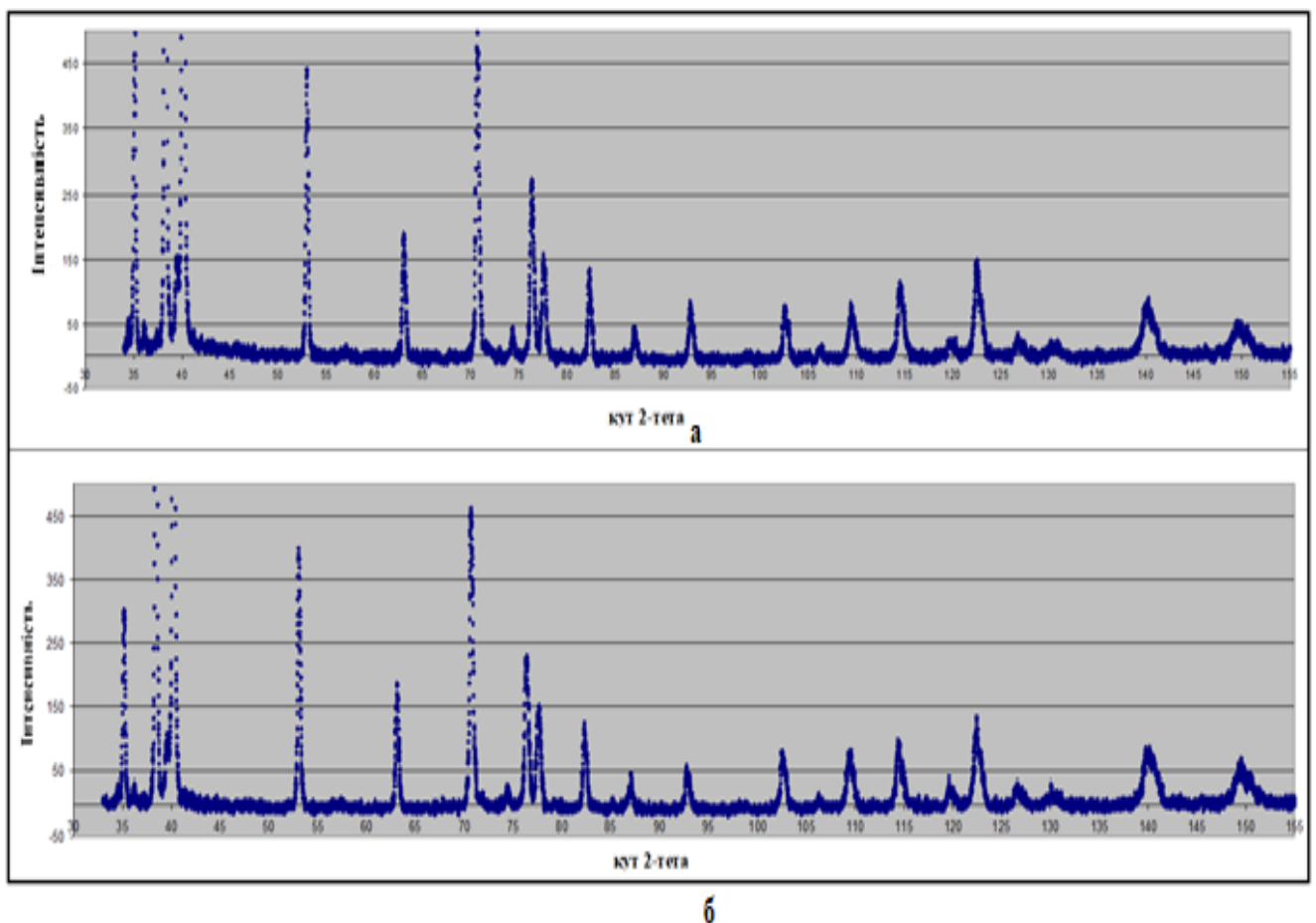


Рисунок 3.5 – Рентгенівські дифрактограми зйомки зразка пресованої труби в а – радіальному напрямку (верхній рисунок) і б – в тангенціальному напрямку (нижній рисунок)

Таблиця 3.2 – Показники щільності полюсів, відповідних віддзеркалень (hk.l) ((hkil)) при зйомці зразків пресованих труб в радіальному (R) і тангенціальному напрямку (T), текстурні коефіцієнти Кернса і залишок нормалей (hk.0) в напрямку зйомки (ост. P)

<i>(hkl)</i>	<i>N1-1R</i>	<i>N1-1T</i>	<i>N2-1R</i>	<i>N2-1T</i>	<i>N1-2R</i>	<i>N1-2T</i>	<i>N2-2R</i>	<i>2-2T</i>
(10.0)	0,31	0,18	0,20	0,28	0,71	0,73	0,39	0,43
(00.2)	2,26	6,93	4,35	11,99	3,36	3,41	5,34	4,65
(10.1)	0,30	0,29	0,22	0,25	1,04	1,19	0,57	0,56
(10.2)	0,60	0,57	0,48	0,33	1,15	1,46	0,59	0,79
(11.0)	1,45	2,03	2,14	1,89	0,57	0,57	1,03	2,03
(10.3)	1,30	0,99	0,95	0,54	1,64	1,59	1,40	1,16
(11.2)	1,60	1,89	2,69	2,04	0,86	0,88	1,23	1,54
(20.1)	0,24	0,21	0,24	0,23	0,75	0,83	0,45	0,29
(10.4)	2,14	1,48	1,08	1,00	1,84	1,53	1,71	1,36
(20.3)	0,39	0,34	0,29	0,21	0,84	0,99	0,52	0,50
(21.0)	1,00	0,72	0,62	0,16	0,55	0,47	0,48	0,68
(21.1)	0,78	0,61	0,63	0,36	0,60	0,67	0,68	0,84
(11.4)	1,55	1,83	2,42	2,53	1,24	1,07	1,39	1,47
(21.2)	0,90	0,58	0,64	0,52	0,61	0,46	0,70	0,77
(10.5)	2,33	1,67	1,47	1,33	2,00	1,85	2,37	1,50
(21.3)	0,63	0,90	0,69	0,73	0,77	0,86	0,85	0,73
(30.2)	0,24	0,21	0,22	0,23	0,72	0,80	0,28	0,82
<i>f</i> =	0,463	0,493	0,462	0,558	0,472	0,458	0,503	0,436
ост. <i>P</i>	21%	18%	20%	14%	19%	20%	18%	22%

На рисунку 3.6 представлені зворотно полюсні фігури і діаграма відповідних значень текстурного параметра для зразків заготовки Ø85x20мм (№1-1) і Ø86x20мм (№2-1).

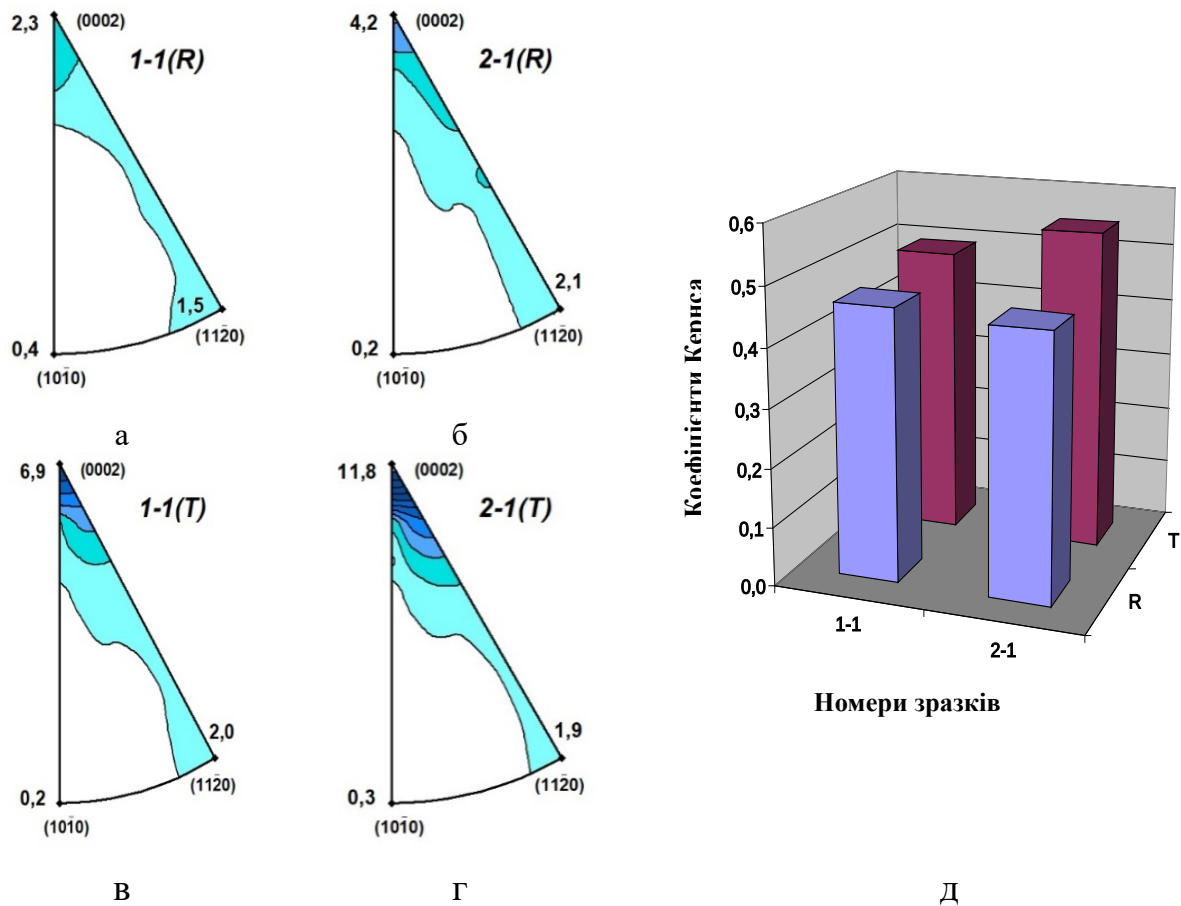


Рисунок 3.6 – Зворотні полюсні фігури зразків заготовки: а, в – виробник №1, б, г – виробник №2, д – діаграма відповідних значень текстурного параметру для двох виробників

Як видно з представлених результатів текстуровані обидва зразки, радіальна і тангенціальна текстура присутній в обох зразках. У зразку №1 радіальної складової трохи більше, ніж у зразку №2. Тангенціальна складова в зразку №2 більш виражена.

Таким чином, дослідження текстури трубної заготовки, виготовленої способом пресування по різних режимам показало наявність текстурованої вихідної трубної заготовки. Показано, наявність як радіальної, так і тангенціальної текстури в трубної заготовці. Дослідження показали, що текстура формується на стадії гарячої деформації і на наступні технологічні переділи подається з вже сформованою радіально-тангенціальною текстурою. Являє як науковий, так і практичний інтерес наскільки текстура гарячепресованих труб

стійка і успадковується при подальшій холодній прокатці і термічній обробці.

3.3. Висновки по розділу 3

Розглянуто технологічний переділ при виробництві титанових труб – стадія пресування.

Проведений порівняльні дослідження якості пресованих труб від різних виробників. Встановлено, що в процесі гарячого пресування формується дрібнозерниста структура α -зерна і прошарки β -фази. Структура неоднорідна по перетину труб. Труби мають анізотропію механічних властивостей.

Встановлено, що пресування слід проводити в α -області та при низькій швидкості, що забезпечить більш однорідну структуру пресованих труб.

Дослідження структури показали присутність в трубах радіальної і тангенціальної текстури у співвідношеннях: 35...45 % радіальної, 55...65 % тангенціальної. Таким чином, після пресування труби Ti–3Al–2,5V текстуровані.

Експлуатаційні властивості труб з титану залежить від присутності більшого ступеню радіальної текстури.

3.4. Список використаних джерел у розділі 3

У розділі 3 використані джерела [19, 51, 98-110]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 4

ВПЛИВ ХОЛОДНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ, ВЛАСТИВОСТЕЙ І ТЕКСТУРИ В ТРУБАХ ЗІ СПЛАВУ ТИТАНУ Ti-3Al-2,5V

Розвиток сучасної технології виробництва труб з титанових сплавів дозволяє отримати бажані фізичні та механічні властивості, які необхідні конструкторам гідравлічних систем.

За останні роки з'явилися нові вимоги до труб зі сплавів титану, які увійшли в специфікацію стандартів ASM [83, 85]. Так для збільшення втомного ресурсу труб та одночасно пластичності і міцності матеріалу потрібно мати виражену радіальну текстуру. При цьому змінюється ряд властивостей, у зв'язку з цим потрібно знайти їх оптимальне поєднання.

Зміна властивостей металу труб при холодній пластичній деформації має складну залежність від багатьох факторів, у тому числі від схеми напруженого стану, параметрів процесу деформування (ступінь, швидкість), конструкції інструменту (калібру, валків), співвідношення деформації по товщині стінки і діаметру, структурного стану металу і багатьох інших.

У практиці виробництва холоднодеформованих труб зі сплавів титану прийнято використовувати разові деформації за один цикл прокатки на рівні 40...60%. Однак, закономірності, які отримані у результаті комплексу досліджень по визначенню залежності зміни пластичних, міцнісних властивостей і деформуємість металу труб від основних технологічних, деформаційних та конструктивних параметрів показали, що є великі можливості керування структурою, а значить і властивостями, за умови зміни напруженого стану в осередку деформування і використання більш високих ступенів деформації [111-114]. Холодна пластична деформація при виготовленні труб істотно впливає на робочі характеристики готових труб. Текстура

матеріалу труби може змінюватися радикально при операціях обтиску. Схема обтиску є інструментом для отримання різних сполучень механічних і фізичних властивостей [74, 78, 79]. Залежно від розмірів заготовки потрібно 4–6 проходів для виготовлення труб готового розміру. Між проходами включають проміжні рекристалізаційні відпали у вакуумі. При побудові технологічного процесу потрібно ретельне опрацювання режимів деформації за кількістю проходів і обтиснень. Важливу роль відіграє такий показник як Q – відношення деформації по стінці і діаметру.

У ряді робіт встановлена залежність між деформацією труби та її текстурою. Ці дослідження проведені як на титані, так і на його аналогу цирконії [47, 50, 54, 114–116]. Показано, що для отримання певної текстури (радіальної) деформація по товщині стінки повинна бути більшою, ніж по діаметру, при цьому α -зерна орієнтовані так, щоб нормаль площини базису була близька до радіального напрямку, або складала з ним кут $10\text{--}15^\circ$. Виконаними раніше дослідженнями встановлено, що для цирконію для благоприємної орієнтації, значення Q повинно бути не менше трьох одиниць [74, 114]. Текстура у трубах залежить не тільки від значення коефіцієнту Q , але і від розподілу обтиску по осередку деформації, що визначається калібруванням інструмента. Схема обтиску визначає не тільки розміри, але і кристалографічну текстуру, розмір зерна, механічні властивості.

У процесі холодної деформації титану, як вже відзначалось, функціонують дві системи ковзання. Деформація переважно відбувається в загальному напрямку для позначених площин ковзання $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, тому що в інших напрямках вона йде за механізмом двійникування, що вимагає більш великого напруження, ніж для ковзання. В роботі одним із завдань є дослідження комплексу властивостей, в тому числі і текстури в залежності від ступеня деформації на проходах, від обтиску по стінці і діаметру.

Для дослідження кристалографічної текстури можливо використовувати ряд методів. Як зазначалося вище, це рентгеноструктурний аналіз з побудовою

зворотних полюсних фігур. Це трудомісткий метод, але більш точний. Для труб з титану зручніше використовувати інший метод оцінки текстури, це метод визначається коефіцієнтом деформації стиснення KBC – коефіцієнт відносного стиснення (в стандартах ASM це коефіцієнт CSR) [99].

4.1. Дослідження структури, властивостей та текстури TREX-труб.

Традиційно, технологічна схема виготовлення труб зі сплавів титану і цирконію після гарячої деформації пресуванням включає в себе один або два холодних переділи гарячепресованих труб в так звану TPEX (Tube Rolling Extrusion) – трубу, яка є заготовкою для виготовлення титанових труб малих розмірів. Труби після пресування і холодної деформації піддають термічній обробці у виді рекристалізаційного відпалу. Для того, щоб не виростити зерно, термічну обробку проводять в межах температур нижче температури поліморфного перетворення. Згідно з матеріалами авторів [6, 117] температура поліморфного перетворення для сплаву Ti-3Al-2,5V складає 935 ± 15 °C. Температура рекристалізаційного відпалу згідно з нашими дослідженнями складає 650–800 °C в залежності від попереднього ступеня деформації (матеріали розділу 5).

У роботі досліджено один з розмірів TPEX-труб розміром $\varnothing 38,1 \times 5,36$ мм зі сплаву Ti-3Al-2,5V. Механічні властивості труб після холодної прокатки і термічної обробки при температурі 720 °C 90 хв. у вакуумі наведено у таблиці 4.1.

Рівень механічних властивостей TPEX-труб дозволяє продовжити подальшу деформацію.

Дослідження структури TPEX-труб розміром $\varnothing 38,1 \times 5,36$ мм показало, що структура являє собою, поліедричну, дрібнодисперсну структуру α -фази титану з зернами 9 – 10 номерів згідно стандарту ASTM E – 8. Зустрічаються окремі зерна 7 – 8 номерів та прошарки β -фази вздовж границь зерен α -фази (рисунок 4.1).

Таблиця 4.1 – Механічні властивості ТРЕХ-труб, розміром Ø38,1x5,36 мм зі сплаву Ti–3Al–2,5V.

№ пакета	Механічні властивості		
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
0928	675 - 680	533 – 539	18.6 – 18.8
0929	658 – 661	537 – 542	19.2 – 20.1
0930	670 – 674	560 – 563	22 – 23.3
Вимоги НД	862 – 979	≥ 724	≥ 14.0

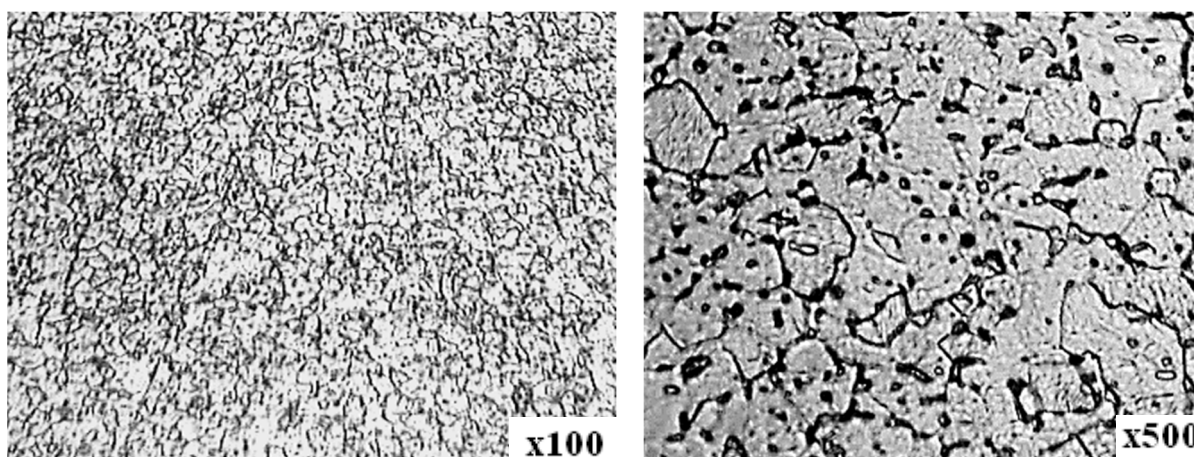


Рисунок 4.1 – Мікроструктура ТРЕХ-труб зі сплаву Ti–3Al–2,5V на розмірі Ø38,1x5,36 мм

Досліджена текстура ТРЕХ-труб зі сплаву Ti–3Al–2,5V на розмірі Ø38,1x5,36 мм. від трьох різних пакетів труб. Дослідження зразків труб розміром Ø38,1x5,36 мм від пакетів 0928, 0929, 0930 (пакет 0928 – зразок 1, пакет 0929 – зразок 2, пакет 0930 – зразок 3) представлені в таблиці 4.2 - це інтенсивності рентгенівських ліній в проекціях R і T, а в таблиці 4.3 розрахункові значення щільності полюсів і параметрів Кернса.

Таблиця 4.2 – Інтегральні інтенсивності відбиття від зразків №№1...3 в проекціях R і T

(hkl)	1R	1T	2R	2T	3R	3T
10.0	7760	9280	5850	9440	6290	9940
0.02	29450	27890	35690	22700	26610	23350
10.1	34560	35300	28550	44650	26980	42670

Продовження таблиці 4.2						
10.2	6110	6560	6360	6030	5990	6860
11.0	4020	5340	3470	4210	3500	4540
10.3	10280	9140	9650	8410	8890	7690
20.0	720	820	1000	820	560	900
11.2	4890	5040	4790	6240	5010	5910
20.1	3280	3930	3090	4700	3380	3850
00.4	2610	2380	3110	1930	2440	2020
20.2	740	1000	800	1260	760	1180
10.4	1560	1550	1630	1320	1660	1380
20.3	2570	2400	2560	2380	2490	2400
21.0	580	570	490	490	520	530
21.1	2870	3170	2610	3650	2890	4330
11.4	3850	3310	4350	3450	4000	3200
21.2	1460	1180	1470	1350	1410	1320
10.5	5580	5180	5980	4230	6160	3800
20.4	1310	1160	1450	1310	1270	1120
30.0	1360	1790	1180	1790	1300	1800
21.3	4500	5860	4410	6450	5550	6030
30.2	5100	4940	3710	4630	4170	5170

Таблиця 4.3 – Показники щільності полюсів і параметрів Кернса для зразків №1...№3

Зразок №	1		2		3	
проекція	R	T	R	T	R	T
(10.0)	0,75	0,95	0,60	0,95	0,65	1,00
(00.2)	2,95	2,70	3,50	2,20	2,70	2,30
(10.1)	0,75	0,90	0,70	1,10	0,65	1,05
(10.2) (11.0)	1,15	1,20	1,20	1,10	1,10	1,25
(10.3) (11.2)	0,65	0,90	0,60	0,70	0,60	0,75
(20.1)	1,65	1,50	1,55	1,35	1,54	1,25
(10.4)	0,75	0,80	0,75	0,95	0,75	0,90
(20.3)	0,70	0,85	0,65	1,00	0,75	0,85
(21.0)	1,60	1,55	1,65	1,35	0,65	1,40
(21.1) (11.4)	1,00	0,95	1,00	0,90	0,95	0,95
(21.2)	0,70	0,70	0,60	0,60	0,60	0,80
(10.5)	0,60	0,65	0,55	0,75	0,60	0,90
(21.3)	1,15	1,00	1,30	1,05	1,20	0,95

Продовження таблиці 4.3						
(30.2)	0,85	0,70	0,85	0,80	0,85	0,80
	2,10	1,95	2,25	1,60	2,30	1,45
	0,65	0,85	0,65	0,95	0,80	0,90
	0,90	0,85	0,65	0,80	0,75	0,90
$f =$	0,46	0,44	0,48	0,40	0,47	0,39

Як видно з представлених результатів дослідження, коефіцієнти Кернса, які характеризують процентний вміст орієнтації кристалографічних напрямків – радіального (f_R) і тангенціального (f_T), для зразків №1 (пакет 0928), №2 (пакет 0929), №3 (пакет 0930) ТРЕХ–труб становлять:

Для зразка №1

$$f_R = 0,46, f_T = 0,44.$$

Для зразка №2

$$f_R = 0,48, f_T = 0,40.$$

Для зразка №3

$$f_R = 0,47, f_T = 0,39.$$

Таким чином, у ТРЕХ–трубах, що є вихідною заготовкою для подальшої прокатки труб на малі розміри присутня текстура як радіальна, так і тангенціальна в співвідношенні: 46...48 % радіальної і 39...44 % тангенціальної.

Всі три зразки заготовки мають приблизно однакову текстуру. Кількість радіальної текстури в ТРЕХ–трубах збільшується.

Зворотні полюсні фігури для всіх зразків ТРЕХ–труб в радіальному і тангенціальному напрямках представлені на рис 4.2 (а, б, в).

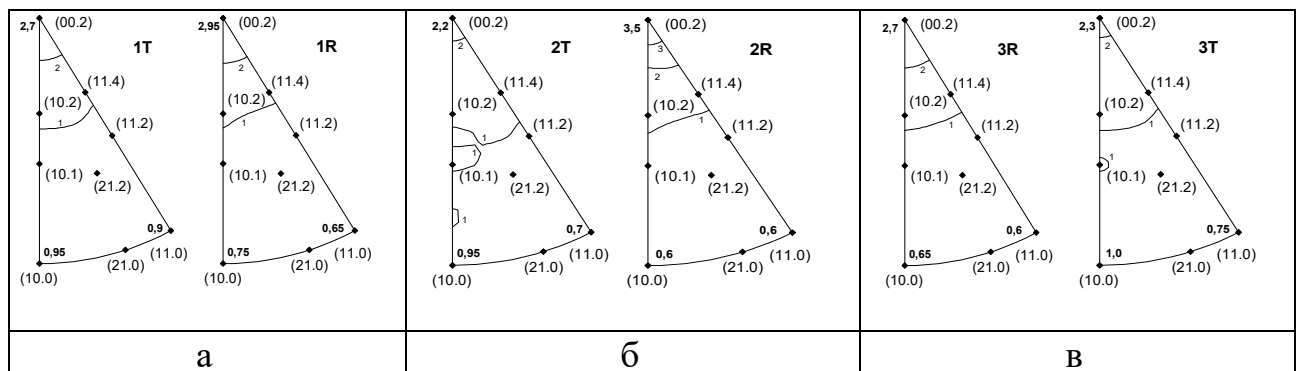


Рисунок 4.2 – Зворотні полюсні фігури зразків ТРЕХ-труб: а – пакет 0928(1), б – пакет 0929(2), в – пакет 0930(3)

Порівнюючи механічні властивості ТРЕХ – труб, які представлені в таблиці 4.1, слід зазначити, що заготовка пакета 0930 (зразок 3) має більш високе відносне видовження, проте, рівень межі міцності і плинності нижче, ніж у зразку №2 (пакет 0929), що підтверджується дещо вищим вмістом радіальної текстури в зразках 47... 48 %. Це узгоджується з думкою авторів статті [6], що чим вище пластичність труб з титану, тим більший відсоток радіальної текстури присутній в трубах.

Таким чином ТРЕХ – труба розміром $\varnothing 38 \times 5,36$ мм є текстурованою. Зміст радіальної і тангенціальної текстури, практично однаковий. Як слідує з отриманих результатів дослідження, текстура в титані в основному формується на стадії гарячої деформації і успадковується на наступній стадії холодної деформації.

4.2. Дослідження холоднокатаних труб на проміжному і готовому розмірах

На проміжних розмірах холодної прокатки труб $\varnothing 25 \times 3,2$ мм і $\varnothing 17,5 \times 1,7$ мм досліджені структура, властивості і текстура, труб від трьох пакетів. Структура труб обох розмірів представлена на рисунку 4.3 а, б відповідно.

Мікроструктура труб представляє зерна α -фази, дрібнозернисті, які зберігають напрямок деформування та прошарки β -фази. Структура труб значно не змінюється.

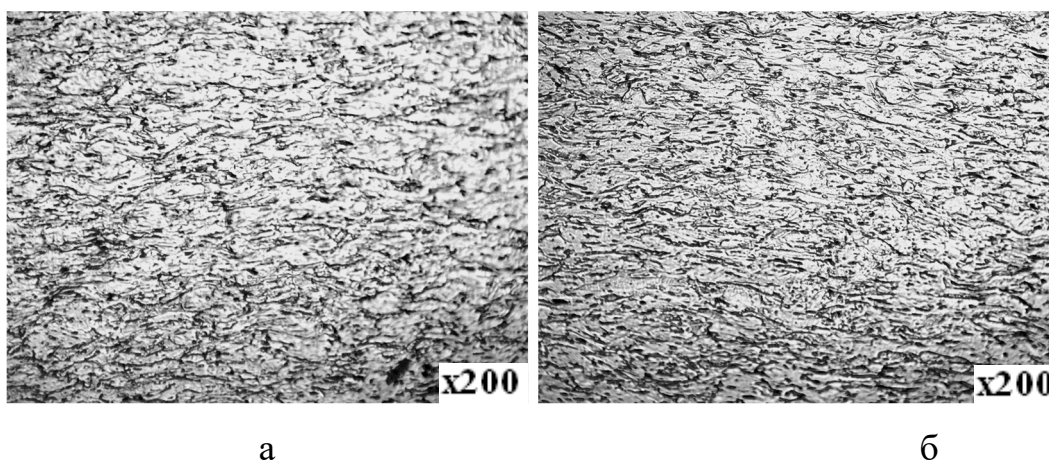


Рисунок 4.3 – Мікроструктура труб після прокатки на розміри: а – $\varnothing 25 \times 3,2$ мм. і б – $\varnothing 17,5 \times 1,7$ мм.

Дослідження кристалографічної текстури труб на проміжних розмірах проведено на зразках труб також на двох розмірах. Ø25x3,2 мм. і Ø17,5x1,7 мм.

Інтегральні інтенсивності рентгенівських ліній та щільності полюсів і параметри Кернса, які розраховані для труб розміром Ø25x3,2 мм представлені в таблицях 4.5 та 4.6 (зразки № 4 - пакет 0928, №5 - пакет 0929).

Таблиця 4.4 – Інтегральні інтенсивності відбиття від зразків №№4...5 в проєкціях *R* и *T*

(hkl)	4R	4T	5R	5T
100	6360	3830	3120	3730
002	28270	43280	32910	37780
101	29160	21900	17650	21950
102	3220	5210	3940	4870
110	5530	5470	7740	6000
103	6480	9240	7950	9430
200	900	750	710	-
112	7840	6670	9430	6620
201	2300	1950	1540	1540
004	1860	3430	2610	3010
202	760	-	-	-
104	1220	1650	1380	1720
203	1230	1480	920	1340
210	750	830	600	500
211	4630	2830	3710	3030
114	4440	4600	5070	5060
212	2030	1360	1900	1700
105	4180	6400	5120	6130
204	-	-	-	-
300	-	-	-	-
213	7000	5830	6210	4970
302	2540	3050	1760	1820

Таблиця 4.5 – Показники щільності полюсів і параметрів Кернса для зразків №№4...5

(hkl)	4R	4T	5R	5T
100	0,63	0,38	0,31	0,37
002	2,44	4,07	3,09	3,56
101	0,73	0,55	0,44	0,55
102	0,60	0,96	0,73	0,90

У таблиці 4.6 наведені інтенсивності рентгенівських ліній зразків №6 (пакет 0928), №7 (пакет 0929), №8 (пакет 0930) на розмірі $\varnothing 17,5 \times 1,7$ мм, а в таблиці 4.8 розраховані щільності полюсів відображень від різних площин.

Таблиця 4.6 – Інтегральні інтенсивності відбиття від зразків №№6...8 в проекціях R і T

(hkl)	6R	6T	7R	7T	8R	8T
100	4390	4410	3000	3750	4030	3510
0,02	26070	32830	26290	36130	26540	46310
101	15030	25690	10550	23590	24760	19580
102	3630	5670	3760	4510	3590	4780
110	10940	5630	9270	6980	4250	5070
103	8200	8360	8230	7660	7650	9620
200	-	750	810	-	760	540
112	11160	6310	11100	7690	8100	6970
201	1430	1830	1530	2370	2000	1570
0,04	1950	2430	1770	2990	2200	3520
202	-	-	-	-	720	-
104	1470	1580	1370	1220	1400	1880
203	1030	1950	900	1500	1330	1400
210	890	970	600	620	600	520
211	3630	3450	3580	3850	4060	2980
114	4700	4060	4770	4660	5160	4710
212	1450	1570	2000	1480	1600	1260
105	5050	5340	5230	4960	5330	6630
204	-	-	-	-	-	-
300	-	-	-	-	-	-
213	6590	5570	6500	6820	6820	5280
302	1740	2460	1500	3280	2800	2100

Таблиця 4.7 – Показники щільності полюсів і параметрів Кернса для зразків №№6...8

(hkl)	6R	6T	7R	7T	8R	8T
100	0,44	0,44	0,30	0,37	0,40	0,35
002	2,39	3,10	2,56	3,47	2,55	4,51
101	0,38	0,64	0,26	0,59	0,62	0,49
102	0,67	1,05	0,70	0,84	0,67	0,89
110	1,82	0,94	1,54	1,16	0,71	0,84

Продовження таблиці 4.7						
103	1,32	1,35	1,33	1,24	1,24	1,55
112	1,73	0,98	1,72	1,19	1,25	1,08
201	0,31	0,40	0,33	0,51	0,43	0,34
104	1,47	1,59	1,38	1,23	1,41	1,90
203	0,40	0,76	0,35	0,58	0,52	0,54
210	1,06	1,17	0,72	0,74	0,72	0,62
211	0,73	0,70	0,73	0,78	0,82	0,60
114	1,41	1,21	1,43	1,39	1,54	1,41
212	0,86	0,93	1,18	0,88	0,95	0,74
105	1,91	2,01	1,97	1,87	2,01	2,50
213	0,97	0,82	0,96	1,00	1,00	0,78
302	0,30	0,43	0,26	0,57	0,49	0,37
<i>f</i> =	0,43	0,45	0,43	0,44	0,44	-

На підставі представлених даних побудовані зворотно-полюсні фігури, представлені на рисунку 4.5 (а, б, в).

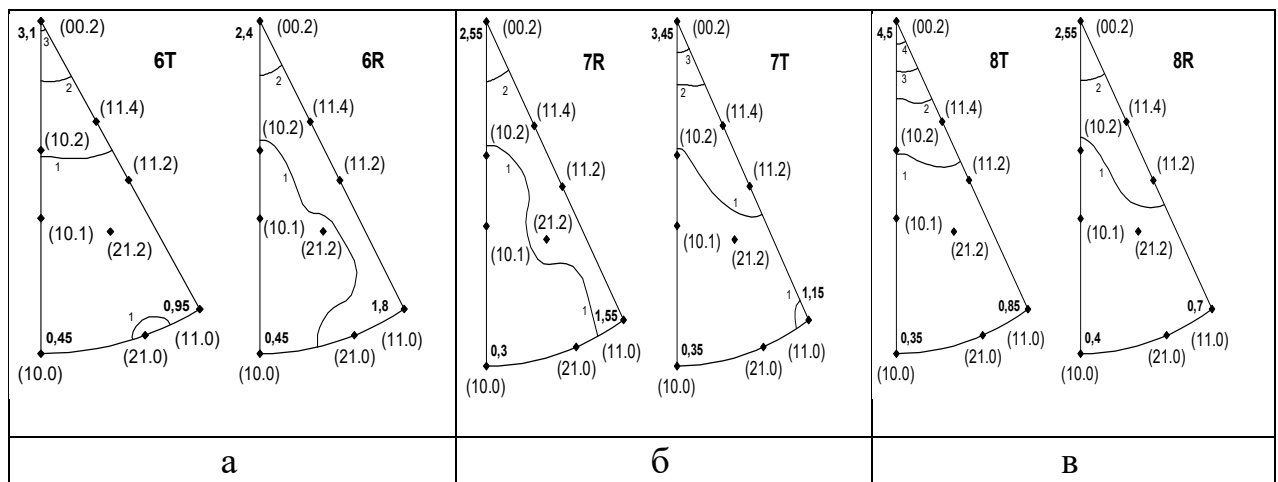


Рисунок 4.5 – Зворотні полюсні фігури труб розміром Ø17.5x1.7 мм: а – пакет 0928, б – пакет 0929 в – пакет 0930

Подальша деформація по маршруту Ø25 x 3,2 мм → Ø17,5 x 1,7 мм в стані після холодної деформації призводить до деякого незначного збільшення радіальної складової до 43...44 %, однак частка тангенціальної складової все також збільшена 44...51 %. У всіх зразках частка радіальної складової зменшується після деформації на першому і другому проході. Це свідчить про необхідність збільшення ступеню деформації і підвищення напруження для

включення у деформацію процесів двійникування. Для цього потрібно коригування маршрутів деформації і калібрування робочого інструменту [118].

Цей висновок підтверджується дослідженнями механічних властивостей і коефіцієнта відносного стиснення. Результати досліджень представлені в таблиці 4.8.

Таблиця 4.8 – Механічні властивості і коефіцієнт відносного стиснення (КВС) труб зі сплаву Ti–3Al–2,5V на розмірі Ø17,5x1,7 мм

№ пакетів	Механічні властивості			
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	КВС (CSR)
0928	957	858	12	1.2
0929	963	856	14.4	
0930	907	794	14.4	

Окремо слід зазначити, що виконане дослідження впливу термічної обробки труб на розмірі Ø17,5x17 мм на формування текстури в трубах (зразки 9...10). Термічну обробку труб проводили по режиму 650 °C 30 хв. у вакуумі. Результати дослідження текстури труб після термічної обробки представлені в таблицях 4.9 та 4.10.

Таблиця 4.9 – Показники інтенсивностей рентгенівських ліній для зразків №№9...10, розмір Ø17,5x1,7 мм.

<i>hkl</i>	<i>9R</i>	<i>9T</i>	<i>10R</i>	<i>10T</i>
10.0	6537	8220	4345	6710
00.2	29079	29384	30759	26890
10.1	30299	37452	27890	34975
10.2	6559	6148	6843	6344
11.0	4637	4486	5286	4483
10.3	9102	7975	10003	9516
20.0	655	864	357	1018
11.2	6601	5500	6693	5949

Продовження таблиці 4.9				
20.1	2974	3366	1887	3219
00.4	2353	2316	2554	2228
20.2	949	921	866	847
10.4	1721	1600	2350	1559
20.3	2234	2413	1909	2684
21.0	629	526	459	600
21.1	2720	2685	2912	3606
11.4	4373	3786	4948	4271
21.2	1323	1310	1384	1332
10.5	4959	4979	6334	4738
20.4	1203	1350	1274	1800
30.0	1470	1810	1010	1390
21.3	5914	5072	5590	5985
30.2	3340	3846	2674	3840

Таблиця 4.10 – Таблиця розподілу щільності полюсів P_{hkl} та показників текстурного параметру Кернса (f) при зйомці зразків №№ 9...10 в радіальній (R) і тангенціальній (T) проекції

<i>(hkl)</i>	<i>9R</i>	<i>9T</i>	<i>10R</i>	<i>10T</i>
100	0,69	0,91	0,43	0,67
002	2,78	2,90	2,83	2,55
101	0,76	0,95	0,67	0,84
102	1,24	1,27	1,24	1,15
110	0,77	0,77	0,83	0,73
103	1,46	1,33	1,53	1,50
112	1,02	0,88	0,98	0,90
201	0,64	0,75	0,39	0,68
104	1,72	1,66	2,24	1,54
203	0,86	0,96	0,70	1,02
210	0,75	0,65	0,52	0,71
211	0,55	0,56	0,56	0,71
114	1,30	1,17	1,40	1,25
212	0,78	0,80	0,77	0,77
105	1,86	1,93	2,26	1,75
213	0,87	0,77	0,78	0,86
302	0,58	0,69	0,44	0,66
$f=$	0,45	0,45	0,49	0,44

Нижче на рисунку 4.6 наведені зворотні полюсні фігури для зразків №№9...10.

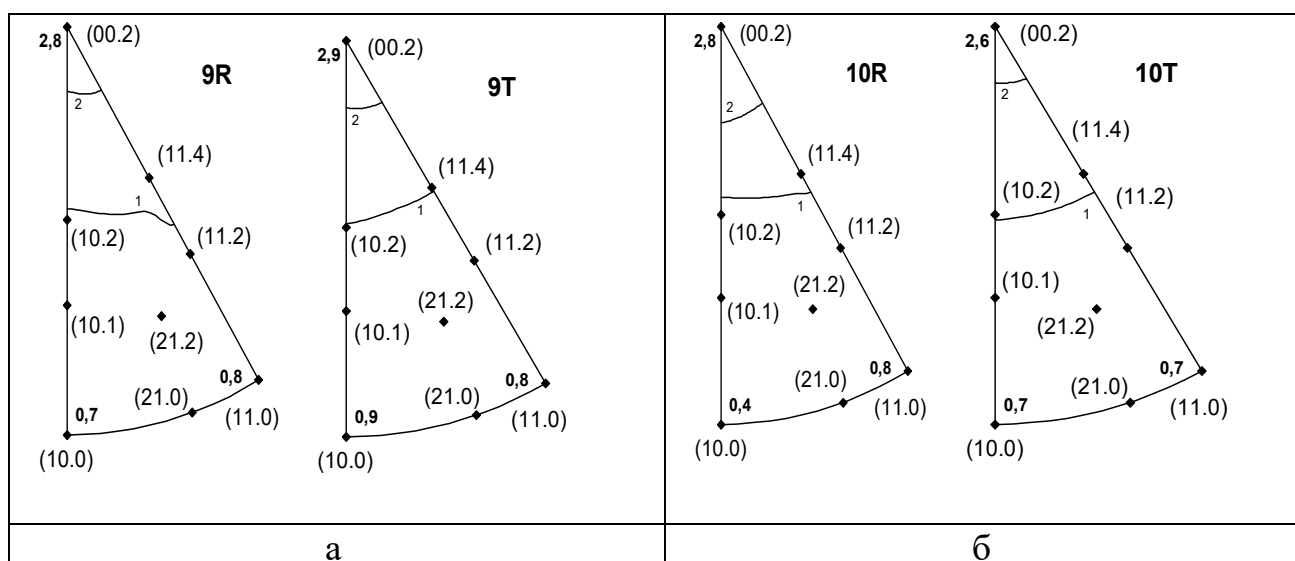


Рисунок 4.6 – Зворотні полюсні фігури труб розміром Ø17,5x1,7 мм (після термічної обробки 650° С 30 хв): а – пакет 0928; б – пакет 0929

Після деформації на розмірі Ø17,5x1,7 мм текстура труб була наступною: радіальна 43...44 %, а тангенціальна 45...51 %, а після термічної обробки радіальна текстура склала 45...49 %, а тангенціальна 44...45 %, незначно збільшилася радіальна текстура і зменшилася тангенціальна складова. Отримані результати свідчать про те, що термічна обробка кардинально не змінює текстури прокатки, лише робить її більш гострою, розсіювання текстури зменшується.

Дослідження структури труб (рис. 4.7) показало, що структура після термічної обробки дрібнозерниста. Номер зерна – 8-9. Процеси рекристалізації пройшли не в повній мірі. Структура складається з зерен α - фази при невеликій кількості β -фази. Спостерігається спадкова орієнтація нових зерен в напрямку прокатки. Для збільшення деформації на наступному проході слід скорегувати умови і режим нагріву – дати можливість більш повно пройти процесам рекристалізації.

Це питання вимагає окремого експерименту щодо збільшення часу витримки в печі або температури нагріву, що багато в чому визначається ступенем деформації на попередньому переділі і можливості здійснення підвищеної деформації на наступному [119]. Показники коефіцієнта відносного стиснення після термічної обробки низькі 0.9...1.2, що також підтверджує отримані результати досліджень.

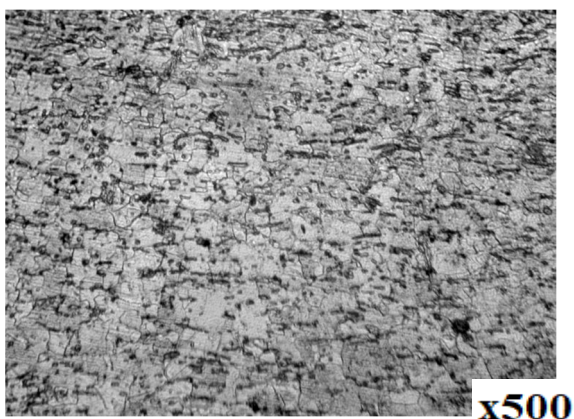


Рисунок 4.7 – Мікроструктура труб розміру $\varnothing 17,5 \times 1.7$ мм після термічної обробки

4.3. Дослідження структури, властивостей та текстури труб зі сплаву Ті – 3Al – 2,5V готових розмірів.

Згідно стандартів розміри готових труб наступні: $\varnothing 12,7 \times 0,889$ мм; $\varnothing 9,53 \times 0,483$ мм, $\varnothing 8 \times 1.2$ мм і $\varnothing 6,0 \times 0,508$ мм. У роботі досліджено структуру, властивості і текстуру на усіх розмірах готових труб. На рисунку 4.8 представлена структура готових труб у стані CWSR –після холодної прокатки і відпалу для зняття напружень.

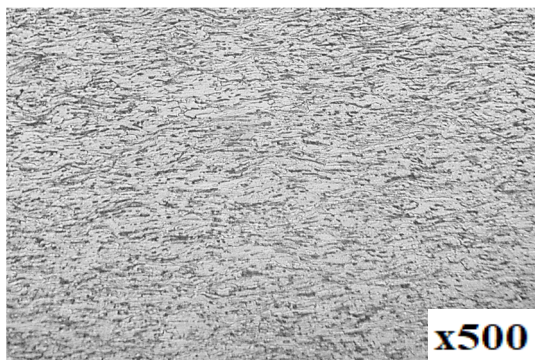


Рисунок 4.8 – Мікроструктура труб готового розміру $\varnothing 12,7 \times 0,889$ мм після зняття напружень

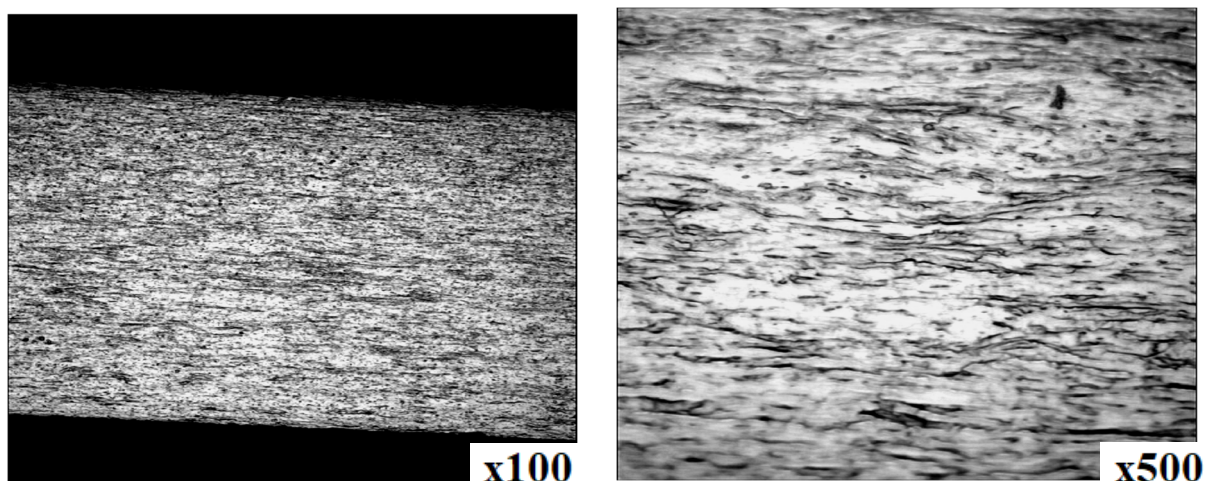


Рисунок 4.9 – Мікроструктура готових труб розміром 9,53x0,483 мм

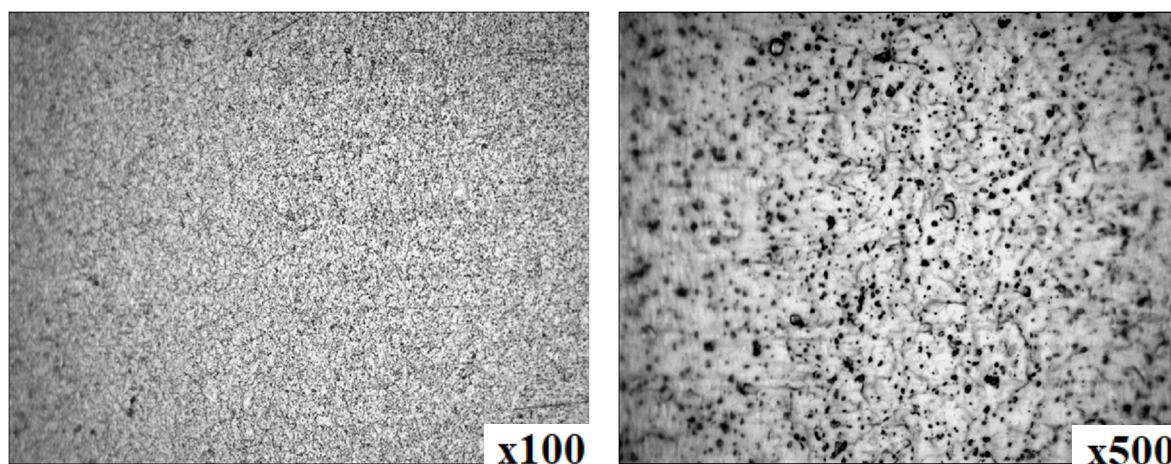


Рисунок 4.10 – Мікроструктура труб розміром 8x1,2 мм після термічної обробки

Як видно з представлених фотографій мікроструктури, структура двофазна, яка складається переважно з зерен α -фази титану та незначній кількості β -фази як в основі сплаву, так і на границях зерен.

Механічні властивості, коефіцієнти відносного стиснення (КВС), результати сплющування і роздачі труб в стані поставки зі зняттям напружень наведені в таблиці 4.11. З приведеної таблиці 4.12 результатів здавальних випробувань показники КВС в зразках труб 1-3, 2-3 знаходяться на рівні 1,7 – 1,8,

що відповідає вимогам стандарту. Результати сплющування та роздачі задовільні.

Таблиця 4.11 – Механічні властивості труб готового розміру Ø12,7x0.889 мм

№№ пакетів	Стан	Механічні властивості			КВС (CSR)	Показники текстурної складової	
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %		F_R	F_T
0928	Зняття напружень 390°C 30 хв	948–967	842–880	14.2–15.4	1,3	0,38	0,42
0929		952–958	875–879	14.0–14.8	1,4	0,39	0,40
0930		944–949	842–867	14.6–15.2	1,3; 1,4	0,41	0,40
Требования НД		862–979	≥724	≥14	1,3-3,5		

Досліджено текстуру труб готових розмірів, а саме інтенсивності рентгенівських ліній, а також розраховано розподіл щільності полюсів P_{hkl} і значень текстурного параметра Кернса (f) в готових трубах розміром Ø12,7x0,889 мм (зразки №12 – пакет 0928, №13 – пакет 0929, №14 – пакет 0930).

У таблицях 4.15 та 4.16 представлені результати рентгеноструктурних досліджень.

Таблиця 4.12 – Результати здавальних випробувань готових труб

№ зразків	№ пакета	Розмір труб, мм	Стан	Механічні властивості			Сплющування / роздача	КВС (CSR)
				σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %		
1-3	0610	19.05x0,991	здав.	958-960	871-878	16,8-19,6	Задов/задов.	1,7 1,7 1,8

Продовження таблиці 4.12								
2-3	0689	19.05x0,991	здав.	914-920	809-811	18,4-19,0	Задов/задов.	1,8 1,7 1,7
4-3	0687	15.88x0,813	здав.	956-962	849-851	18,0-18,4	Задов/задов.	1,5 1,4 1,4
74732	-	11,5x1,1	до т/о	930	860	12,2	-	0,98
	-		після т/о: 650 °C+60 хв.	765	653	20	-	1,4
	-	9,53x0,483	до т/о	1008	864	15,2	-	1,99
	-		після т/о: 540 °C+90 хв.	981	863	18,8	-	2,3
74875	-	8x1,2	до т/о	902	848	8,2	-	0,42
	-		після т/о: 650 °C+60 хв.	743	640	12,6	-	0,4
	-	6x0,5	до т/о	1144	989	7	-	1,47
	-		після т/о: 540 °C+90 хв.	988	828	12,6	-	1,12

Таблиця 4.13 – Таблиця інтенсивностей рентгенівських ліній для зразків №№12...14

<i>hkl</i>	<i>12R</i>	<i>12T</i>	<i>13R</i>	<i>13T</i>	<i>14R</i>	<i>14T</i>
10.0	10947	2850	10646	2495	10758	3006
00.2	25980	37560	22000	28920	31404	24773
10.1	20077	18154	18500	16980	23334	18160
10.2	4061	3776	3962	3427	4380	4200
11.0	9060	10797	7200	12110	8170	11965
10.3	6990	6644	6983	6659	7092	6540
20.0	-	978	625	-	-	390
11.2	13842	9700	12978	10467	13500	10547
20.1	2024	1730	1740	1312	1756	1790
00.4	1648	2888	1417	2638	1814	2190
20.2	-	650	-	445	-	453

Продовження таблиці 4.13						
10.4	1386	1486	1505	1347	1507	1405
20.3	1160	933	1266	1334	1100	1413
21.0	900	733	980	1000	812	800
21.1	4338	4449	4664	4347	4172	4388
11.4	4482	4180	4984	4677	5425	4706
21.2	1703	1690	1903	2050	1700	1485

На підставі отриманих даних побудовані зворотно полюсні фігури, які представлені на рисунку 4.11.

Таблиця 4.14 – Розподіл щільності полюсів P_{hkl} и показників текстурного параметру Кернса (f) при зйомці зразків №№ 12...14 в радіальній (R) та тангенціальній (T) проекції

<i>(hkl)</i>	<i>12R</i>	<i>12T</i>	<i>13R</i>	<i>13T</i>	<i>14R</i>	<i>14T</i>
100	1,03	0,29	0,91	0,24	0,99	0,34
002	2,25	3,63	1,87	2,74	2,64	2,47
101	0,47	0,48	0,43	0,40	0,54	0,45
102	0,71	0,71	0,68	0,61	0,75	0,79
110	1,43	1,82	1,11	1,93	1,26	2,02
103	1,07	1,09	1,04	1,03	1,07	1,07
112	2,02	1,52	1,86	1,55	1,94	1,66
201	0,41	0,38	0,35	0,27	0,35	0,39
104	1,32	1,52	1,40	1,30	1,41	1,44
203	0,43	0,37	0,45	0,49	0,40	0,56
210	1,02	0,89	1,09	1,15	0,91	0,98
211	0,83	0,91	0,87	0,84	0,79	0,90
114	1,27	1,27	1,38	1,34	1,51	1,43
212	0,95	1,01	1,04	1,16	0,93	0,89
105	1,39	1,64	1,57	1,63	1,51	1,51
213	1,06	0,91	0,97	1,02	0,89	0,94
302	0,21	0,36	0,23	0,27	0,17	0,26
<i>f</i> =	0,38	0,42	0,39	0,40	0,41	0,40

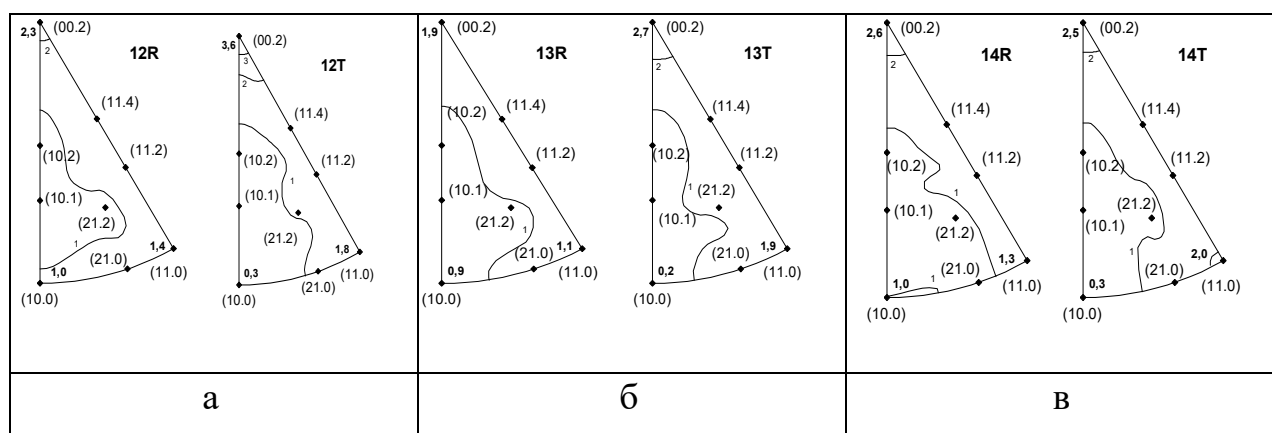


Рисунок 4.11 – Зворотні полюсні фігури готових труб розміром $\varnothing 12,7 \times 0,889$ мм: а – зразки пакету 0928 (№12); б – зразки пакету 0929 (№13); в – зразки пакету 0930 (№14).

Дослідження показали, що останній прохід деформування з деформацією 62 % і коефіцієнтом $Q = 2$ знизив частку радіальної текстури $f_r \sim 38...41$ % і тангенціальної $f_t \sim 40...42$ %. При цьому коефіцієнт КВС також показує мінімальні значення 1,3...1,4. Це свідчить про неправильно обраний маршрут деформації на останньому проході і низький фактор Q . На останньому проході він повинен бути не нижче 3 при більш високому ступені деформування.

З метою перевірки цих висновків у роботі проведено експеримент по прокатці труб з великими ступенями деформації і високим коефіцієнтом Q . Прокатані труби з високими ступенями деформації до 85 % і коефіцієнтом $Q = 4-5$ на останньому проході. Для цього було виготовлено прокатний інструмент і використано стани КРВ. Досліджено структуру, властивості та текстуру цих труб. Для дослідження текстури виконана рентгенівська зйомка повної дифрактограми зразків у двох напрямків: радіальному і тангенціальному. Підраховано розподіл щільності полюсів P_{hkl} і параметрів Кернса (f), які характеризують наявність радіальної та тангенціальної текстури.

Дослідження зразків від труб на яких отримані збільшені показники коефіцієнту відносного стиснення №№18...19 пакети 0843 (4) та 0843 (21) відповідно. Як і в попередніх зразках проведені рентгенівські зйомки та визначені інтенсивності рентгенівських ліній, підраховані щільності полюсів

P_{hkl} та показники текстурного параметру Кернса, які характеризують наявність радіальної і тангенціальної складової (таблиця 4.15 и таблиця 4.16).

Таблиця 4.15 – Таблиця інтенсивностей рентгенівських ліній для зразків №№18...19 в радіальній (R) та тангенціальній (T) проекції.

(hkl)	18R	18T	19R	19T
100	492	16563	290	16727
002	64290	12165	63956	9507
101	8208	49243	8230	50562
102	5061	5973	5540	6056
110	2394	11403	2338	12715
103	17416	5690	17516	5627
200	-	1249	-	1253
112	5078	9045	4866	9668
201	296	5980	334	5888
004	4996	993	4667	761
202	-	1426	-	1377
104	4241	1023	4142	715
203	836	2509	926	2558
210	105	1278	175	1750
211	828	6905	1210	8692
114	6964	3364	7214	4138
212	783	2076	401	2098
105	15349	2117	15620	2419
204	-	906	487	-
300	-	2690	-	2535
213	4130	8546	3440	8688
302	1150	5660	710	5932

Таблиця 4.16 – Розподіл щільності полюсів P_{hkl} і показників текстурного параметру Кернса (f) при зйомці зразків №№ 18...19 в радіальній (R) та тангенціальній (T) проекції

(hkl)	18R	18T	19R	19T
100	0,04	1,29	0,02	1,18
002	4,90	0,97	4,88	0,70
101	0,16	1,03	0,17	0,96
102	0,75	0,89	0,71	0,86
110	0,32	1,58	0,32	1,62
103	2,25	0,76	2,29	0,69
112	0,63	1,16	0,61	1,14

Продовження таблиці 4.16				
201	0,05	1,08	0,06	0,97
104	3,41	0,85	3,37	0,55
203	0,26	0,81	0,29	0,76
210	0,10	1,28	0,17	1,61
211	0,13	1,16	0,20	1,34
114	1,66	0,84	1,75	0,95
212	0,37	1,02	0,19	0,95
105	4,62	0,66	4,77	0,70
213	0,49	1,04	0,41	0,98
302	0,16	0,82	0,10	0,79
$f =$	0,689	0,284	0,697	0,270

На підставі отриманих результатів побудовані зворотні полюсні фігури, які представлені на рисунку 4.12.

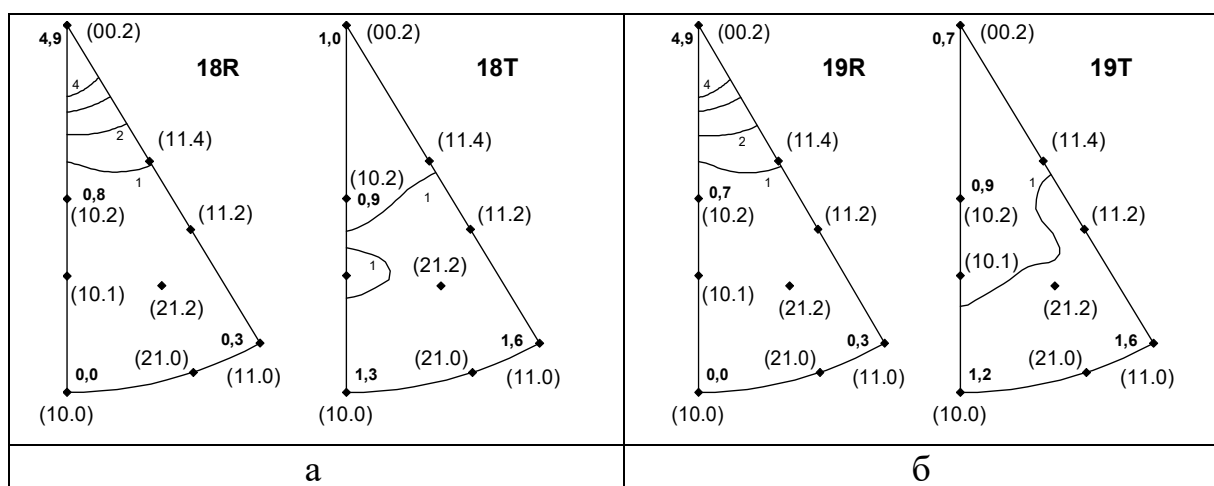


Рисунок 4.12 – Зворотні полюсні фігури зразків труб, які прокатані з деформацією 85 % на останньому проході: а – №18 пакет 0843 (4), б – №9 пакет 0843 (21)

Як слідує з наведених результатів у зразках, які прокатані з високим ступенем деформації спостерігається сильно виражена текстура (00.2) у радіальному напрямку. Параметри Кернса f_2 у даному випадку означають 69 – 70 % нахилу базисних площин нормалі до поверхні зйомки.

У літературних джерелах є дані, наприклад, для цирконію і гафнія, металів з ГЦУ решітками, в яких описується, що прокатками труб можливо

максимально досягти 75 % радіальної складової текстури [122].

Дослідження текстури, які виконані раніше, при прокатці труб з деформацією 40...60 % на останньому проході показали, що рівень радіальної текстури не перевищує 45...49 % [123], при цьому найчастіше не виконувались вимоги до коефіцієнту відносного стиснення (КВС, CSR). Його рівень складав 1...1,2 (вимоги 1,3...3,5). Крім того, деякі труби не витримували випробування на роздачу та загин.

Збільшення загального ступеню деформації і деформації по стінці сприятливо позначається на показниках CSR, що пов'язано з формуванням більшої кількості радіальної складової текстури у трубах.

Визначення коефіцієнта відносного стиснення (CSR) при прокатці труб з великими ступенями деформаціями показало оптимальне значення 1,8...2,4. При цьому усі труби витримали технологічні випробування на роздачу, загин, сплющування.

4.4. Вплив текстури на механічні властивості труб

Однією із задач даного дослідження є встановлення впливу текстури, яка формується при виготовленні труб, на механічні властивості та визначення оптимальних показників механічних властивостей, що забезпечують коефіцієнт відносного стиснення, згідно з вимогами стандарту на труби.

До вимог стандартів включені вимоги до механічних властивостей, текстури, структури, ряду технологічних випробувань та інших параметрів.

Текстура в трубах оцінюється коефіцієнтом відносного стиснення (CSR). У аерокосмічних стандартах для труб з титанового сплаву Ti-3Al-2,5V ASM 4945 цей показник введено для труб після холодної прокатки і відпалу для зняття напружень [83, 99]. Коефіцієнт відносного стиснення визначається як відношення істинної осьової деформації E_c до істинної радіальної деформації E_r :

$$CSR = E_c / E_r \quad (4.1)$$

Жорсткі вимоги передбачають одноразово наявний інтервал по рівню механічних властивостей, текстури і технологічним випробуванням. При цьому потрібно щоб властивості були стабільні. Виробникам труб часто складно виконати всі ці вимоги одноразово. Треба знати як впливає текстура на механічні властивості для правильної побудови технологічного процесу виготовлення труб.

Кристалографічна текстура в металах з гексагональною щільноупакованою решіткою є важливою характеристикою, яка впливає на зміцнення металу, на анізотропію ряду його властивостей. Перспективне використання матеріалу з певною об'ємною анізотропією механічних властивостей, яка може привести як до текстурного зміцнення, так і навпаки [60, 120, 121]. Текстура може бути як шкідливою (фестоно–утворення при штамповці і витяжці), так і може бути додатковим резервом поліпшення властивостей металопродукції по основним параметрам, у тому числі пластичним і міцністним.

При виготовленні труб з титану можливо отримання різних текстур за рахунок варіювання пропорцій деформацій по стінці та діаметру. Показником цих деформацій є фактор Q , який відображає відношення деформації по стінці до деформації по діаметру [74, 116, 118, 119]. Крім того значну роль відіграє загальний ступінь деформації особливо на останніх проходах при виготовленні труб [119].

У роботі досліджено вплив коефіцієнту Q на текстуру труб, яка характеризується коефіцієнтом відносного стиснення. На рисунку 4.13 представлений взаємозв'язок КВС та коефіцієнту Q . Дослідженням доказано, що коефіцієнт повинен бути не менше 3.

Текстура труб з титану багато в чому визначає властивості матеріалу, його експлуатаційні властивості, такі як опір втоми, ряд технологічних характеристик таких як сплющування, загин, роздача та інше.

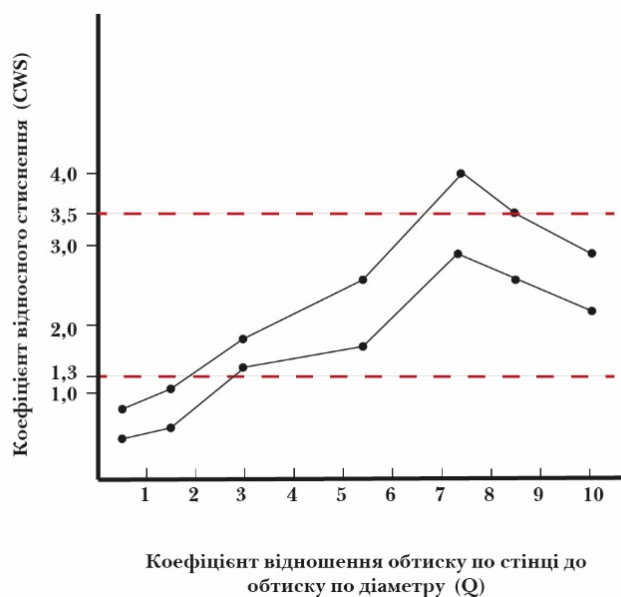


Рисунок 4.13 – Взаємозв'язок коефіцієнту відношення обтиску по стінці до обтиску по діаметру з коефіцієнтом відносного стиснення

Дослідження, які виконані у роботі показали, що в трубах на всіх стадіях деформування при гарячій і холодній прокатці формується двох компонентна радіальна і тангенціальна текстура. Співвідношення цих двох типів текстури багато в чому визначають властивості труб. Ряд дослідників вважають, що переважання радіальної текстури у трубах з титану збільшують експлуатаційні властивості [50, 61].

Аналіз результатів досить великого статистичного набору досліджень, виконаних у роботі, по оцінці механічних властивостей і коефіцієнту відносного стиснення (KBC, CSR) дозволив оцінити вплив текстури на механічні властивості і визначити наявні значення поєднання CSR і механічних властивостей. Стандарти ASM, які розроблені для трубної продукції, зокрема для труб у стані CWSR після холодної деформації і подальшої термічної обробки для зняття напружень встановлюють допустимі границі механічних властивостей: σ_b min = 621...862 МПа, max = 828...980 МПа; $\sigma_{0,2}$ min = 517 МПа, max = 730 МПа, δ для стінок <0,41 мм – 8%, а для стінок > 0,41 мм – 10%.

Дослідження показали, що розмір труб впливає на механічні властивості труб, особливо на відносне видовження. Зі зменшенням розміру труб зменшується і відносне видовження (рисунок 4.18). Вірогідно, зі збільшенням кількості проходів і ступеня деформації формується більш гостра текстура (в основному радіальна), а текстурне зміцнення позначається на відносному видовженні.

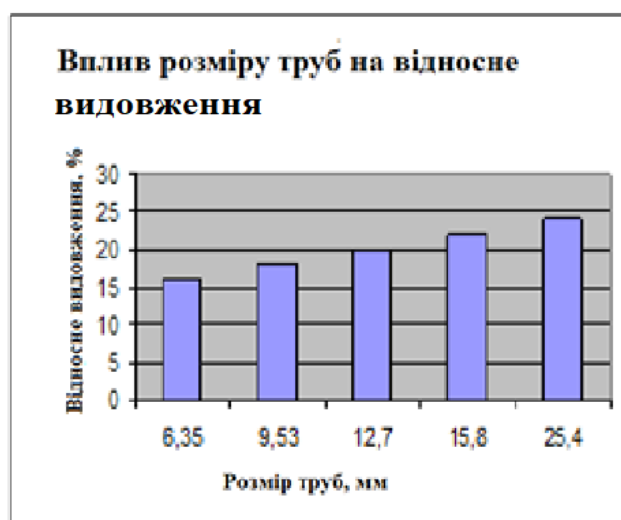


Рисунок 4.14 – Вплив розміру труб на відносне видовження

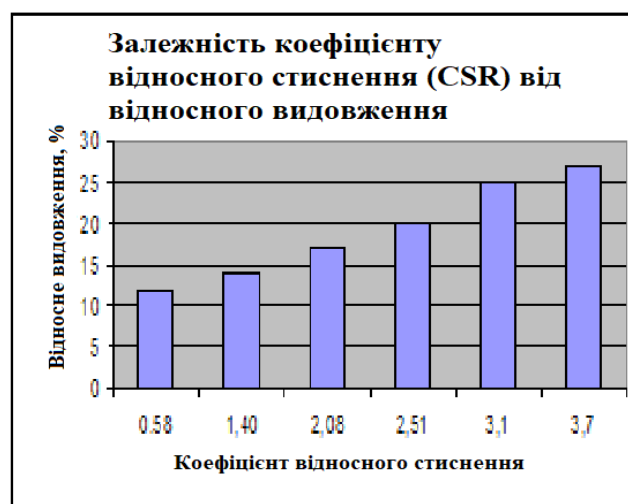


Рисунок 4.15 – Залежність коефіцієнта відносного стиснення (CSR) від відносного видовження

Як слідує з рисунку 4.14, чим менше відносне видовження, тим нижчий коефіцієнт відносного стиснення.

Основним стандартом за яким виготовляються титанові труби для гідравлічних систем літаків в Україні є стандарт ASM 4946 [83]. Вимоги даного стандарту по механічним властивостям наступні: межі міцності $\sigma_b = 862...979$ МПа; межі плинності $\sigma_{0,2} \geq 724$ МПа; відносне видовження $\delta \geq 14,0$ %. Коефіцієнт відносного стиснення CSR 1,3...3,5. У виробничих умовах досить складно одноразово отримати в трубах комплекс вказаних механічних

властивостей, коефіцієнту CSR з урахуванням технологічних випробувань на сплюсчування, роздачу, загин.

Дослідження залежності зміни коефіцієнта CSR від значень границі міцності труб із сплаву Ti-3Al-2,5V наведено на рисунку 4.20. Ділянка оптимальних показників коефіцієнта CSR відповідає показникам межі міцності – 875...925 МПа; для межі плинності це значення – 750...780 МПа рисунок 4.16, а для відносного видовження 17,5...27,5 % рисунок 4.16. При низьких значеннях границі плинності і відносного видовження коефіцієнти CSR низькі і не укладаються у вимоги стандарту 1.3...3.5.

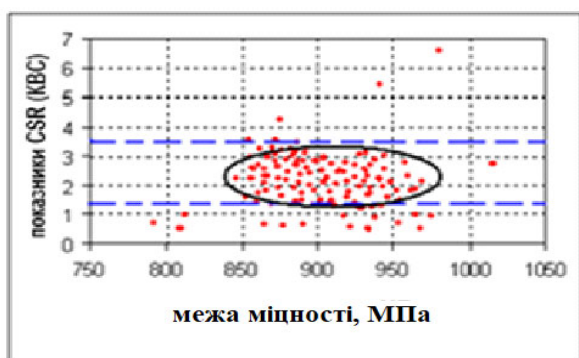


Рисунок 4.16 – Вплив межі міцності на показники CSR



Рисунок 4.17 – Вплив межі плинності на показники CSR



Рисунок 4.18 – Вплив відносного видовження на показники CSR

Встановлено, що при високих показниках коефіцієнтів CSR (3,0 – 3,5) труби, найчастіше, не витримують технологічні випробування. Це ймовірно пов'язано з формуванням такої текстури деформації, яка приводить до більшого

зміцнення, як наслідок розтріскування та руйнування металу, обумовленого поворотом зерен у положення, яке ускладнює подальшу деформацію у тому ж напрямку. У зв'язку з цим слідє, що потрібна оптимізація текстури гідравлічних труб з метою забезпечення найкращого поєднання властивостей.

Як показали дослідження коефіцієнт CSR слід зменшити і замість 3,5 слід вказати значення 2...2,5. При цьому зменшується відсоток радіальної текстури, але вказати який відсоток радіальної текстури повинен бути у теперішній час не можливо тому що треба провести дослідження і набрати статистичний матеріал.

Визначення коефіцієнта відносного стиснення CSR при прокатці труб з великими деформаціями показало оптимальне значення 1,8...2,4. При цьому усі труби витримали технологічні випробування на роздачу, загин, сплющування.

4.5. Висновки по розділу 4

1. Досліджено процеси формування структури, властивостей та текстури при холодній пластичній деформації труб на різних стадіях технологічного процесу: стадії виготовлення ТРЕХ-труби; проміжних прокаток та на готових трубах.

2. Встановлено, що ТРЕХ-труби, які виготовлені із пресованої заготовки придатні для подальшої деформації труб малих розмірів. Механічні властивості ТРЕХ-труб мають показники високого видовження δ на рівні 19 – 24 %, міцності $\sigma_B = 623...656$ МПа та плинності $\sigma_{0,2} 522...531$ МПа. Структура труб дрібнозерниста складається з α -фази і β -фази в невеликій кількості.

3. Дослідження текстури труб на різних стадіях холодного переділу показали, що титанові труби мають радіальну та тангенціальну складову на рівні 46 ...49 % та 39...44 % відповідно. Радіальна складова кристалографічної текстури при існуючих технологічних процесах не збільшується.

4. Дослідження холоднокатаних труб на проміжних та готовому розмірах показали, що технологічні процеси, які існують на виробництві не забезпечують властивості труб відповідно вимогам зарубіжних стандартів по деяким показникам: низький коефіцієнт відносного стиснення та технологічним випробуванням (загин, роздача та сплющування).

5. Встановлено вплив ступеня деформації при холодній прокатці труб із сплаву титану на формування текстури і властивостей. Удосконалення технологічного процесу потребує збільшення ступеня деформації, особливо на останніх одно-двох проходах холодної деформації до 85...90 %.

6. Встановлено залежність зміни коефіцієнта CSR від значень границь міцності, плинності і відносного видовження труб із сплаву Ti-3Al-2,5V. Область оптимальних показників коефіцієнту CSR відповідає показникам межі міцності 875...925 МПа; для межі плинності це показники 750...780 МПа, а для відносного видовження 17,5...27,5 %. При низьких значеннях межі плинності і відносного видовження коефіцієнти CSR низькі і не укладаються у вимоги стандарту 1,3...3,5.

7. Доказано, що збільшення пластичності труб збільшує і показники CSR.

8. Встановлено, що при високих значеннях коефіцієнтів CSR (3,0...3,5) найчастіше труби не витримують технологічні випробування. Це ймовірно пов'язано з формуванням такої текстури деформації, яка приводить до більшого зміцнення, і, як наслідок, руйнування металу труб. Коефіцієнт CSR слід зменшити і замість 3,5 слід встановити значення 2...2,5. Але при цьому зменшується відсоток радіальної текстури, але вказати відсоток радіальної текстури у теперішній час не можливо тому що треба провести дослідження і набрати статистичний матеріал.

9. Проведено експеримент у промислових умовах по збільшенню деформації на останньому проході до 85 % і показано, що збільшується радіальна складова текстури до 69...70 %.

10. Фактор Q , що характеризує відношення деформацію по стінці і діаметру повинен бути не менше 3.

4.6. Список використаних джерел в розділі 4

У розділі 4 використані джерела [6, 47, 50, 54, 61, 74, 78, 79, 83 – 122]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 5

ВИБІР РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ТРУБ ЗІ СПЛАВІВ ТИТАНУ НА РІЗНИХ ЕТАПАХ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ. ВПРОВАДЖЕННЯ РЕКОМЕНДАЦІЙ У ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ПРОЦЕС ВИГОТОВЛЕННЯ ТРУБ

5.1. Вибір температурних режимів термічної обробки при виготовленні труб зі сплавів титану

Організація виробництва труб з титанових сплавів для гідравлічних систем літаків потребує розробки різних видів та режимів термічної обробки у технологічному процесі їх виготовлення. З аналітичного огляду відомо, що основними видами термічної обробки титанових сплавів є відпал, гартування, старіння та відпал для зняття напружень. У роботі досліджені усі види термічної обробки для труб зі сплаву титану Ti–3Al–2,5V (Grade 9) та гартування труб зі сплаву ПТ–1М

5.1.1. Вибір температури відпалу сплаву Ti–3Al–2,5V

Рекристалізаційний відпал титанових сплавів, як правило, полягає у проведенні процесів рекристалізації з метою завершення формування рівноважної структури, вирівнювання структурної і концентраційної неоднорідності, а також для досягнення потрібного рівня механічних властивостей.

Температура відпалу повинна бути така, що буде забезпечувати розвиток процесів рекристалізації, але вона має бути нижче температури переходу у β -стан. Використовують декілька видів відпалу: звичайний відпал, подвійний та ізотермічний (для стабілізації структури та властивостей), неповний (для зняття внутрішніх напружень). Слід відмітити, що дослідження по термічній обробці сплавів титану не систематизовані і стосуються в основному прутків, листів та конструкцій [127, 128]. Дослідження на трубах з титану деякі питання розглядаються у роботах зарубіжних авторів [129, 130].

Для визначення температури відпалу, що супроводжує проходження процесів рекристалізації у трубах, в роботі було проведено нагрів зразків від труб до температур 200, 400, 450, 500, 550, 600, 650 °С та 700 °С. з витримкою 30 хвилин та визначені механічні характеристики. На рисунку 5.1 представлено графік залежності механічних властивостей від температури відпалу. Як слідє з графіку знеміцнення металу починається з 300 °С і далі розвиваються процеси рекристалізації. Температура рекристалізації становить 650...800 °С.

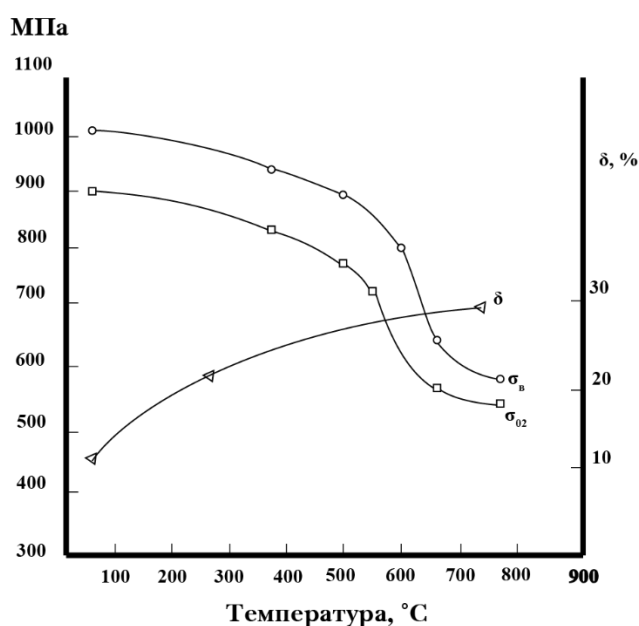


Рисунок 5.1 – Залежність механічних властивостей від температури відпалу

Відпал для знеміцнення труб для подальшої деформації використовується на проміжних розмірах при прокатці труб. Однією з умов при цьому є створення дрібнозернистої структури. Дослідження структури труб після проміжного рекристалізаційного відпалу при обраній температурі 650-700 °С показало, що структура складається з двох фаз, переважно зерен α -фази титану і незначної кількості β -фази титану, яка знаходиться в основі сплаву та вздовж границь α -фази. При вивченні перетворень було встановлено, що при охолодженні β -фази

титану від високих температур в ізотермічному режимі при безперервному охолодженні β -фаза розпадається як на стабільну, так і на метастабільну β -фазу [124, 125]. Типи присутніх фаз залежать від швидкості охолодження або від часу та температури будь-якого ізотермічного перетворення. У тому випадку коли обробка в ізотермічному режимі відбувається при температурах вище 790°C у β -основі формуються зерна α -фази титана. Альфа фаза титану утворюється у формі структури пластинчатого типу, звісною як відманштеттова структура. Чим вище температура перетворення, тим крупніше пластинки, що утворюються.

Структура гідравлічних труб після обробки тиском у холодному стані і термічної обробці виявляється дуже спрямованою у напрямку прокатки. Така вельми направлена мікроструктура вносить свій вклад в анізотропію механічних властивостей гідравлічних труб. Структура після термічної обробки дрібнозерниста, зерна 8-9 номеру. Мікроструктура труб проміжного розміру після термічної обробки представлена на рисунку 5.2.

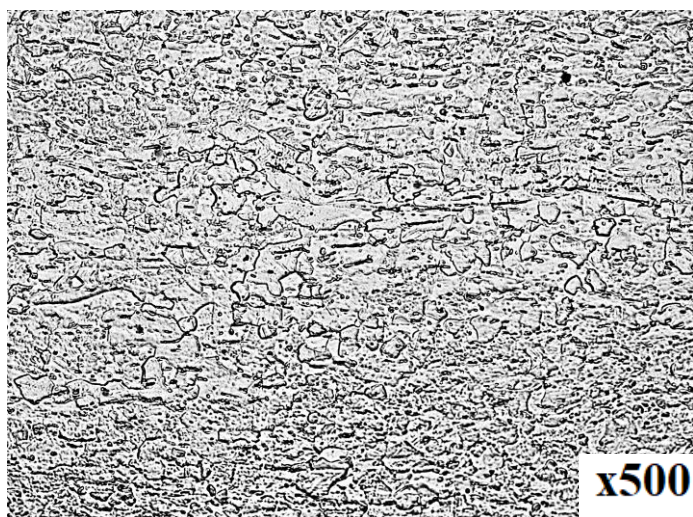


Рисунок 5.2 – Мікроструктура труб проміжного розміру після термічної обробки по режиму: 650°C 1 година у вакуумі

Таким чином, температура рекристалізаційного відпалу на проміжних розмірах прокату складає $600\ldots 700^{\circ}\text{C}$ залежно від ступеня деформування.

5.2. Оцінка можливості гартування труб зі сплаву титану після пресування

Після гарячого пресування при охолодженні на повітрі труби мають низьку якість поверхні, на поверхні створюється окалина, яку треба вилучити механічною обробкою або травленням. Введення додаткової операції призведе до збільшення витратного коефіцієнту металу. Тому можливість використовувати гартування з охолодженням у воді пресованих труб – представляє як науковий, так і практичний інтерес.

Сплав титану ПТ-1М. Після пресування труб при температурі 950 °С в β -області їх охолоджували на повітрі і гартували у воді. Після чого проводили порівняльні дослідження.

В результаті гартування із β - області в сплавах титану, в залежності від вмісту легуючих елементів і домішок, можуть утворюватися наступні метастабільні фази: α' , α'' , ω , β_n [18, 19, 22].

Дослідження структури виконано на зразках труб у поздовжньому напрямку по товщині стінки: на зовнішній поверхні, у середині та на внутрішній поверхні. Структура зразків після охолодження на повітрі представлена на рисунку 5.3 (а, б, в).

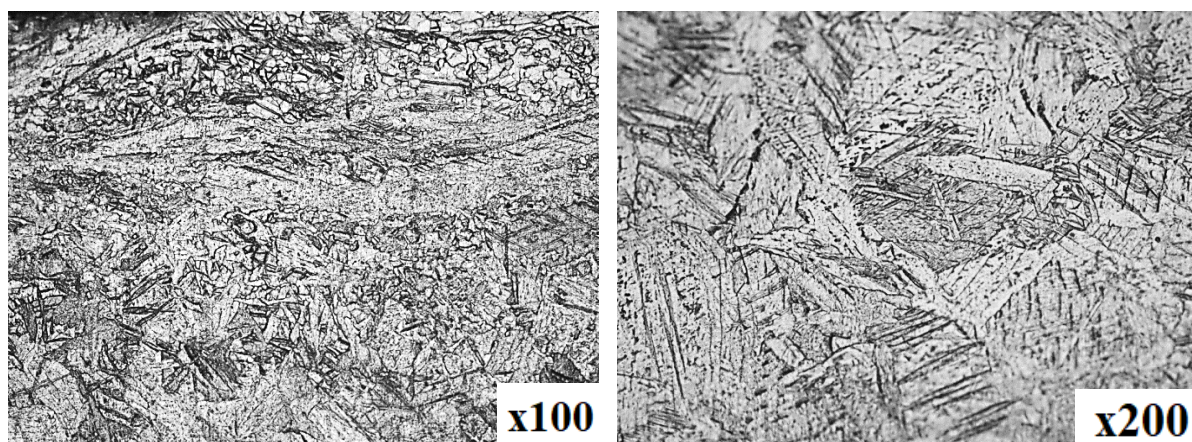


Рисунок 5.3 а – Мікроструктура сплаву ПТ–1М після пресування і охолодження на повітрі (зовнішня поверхня)

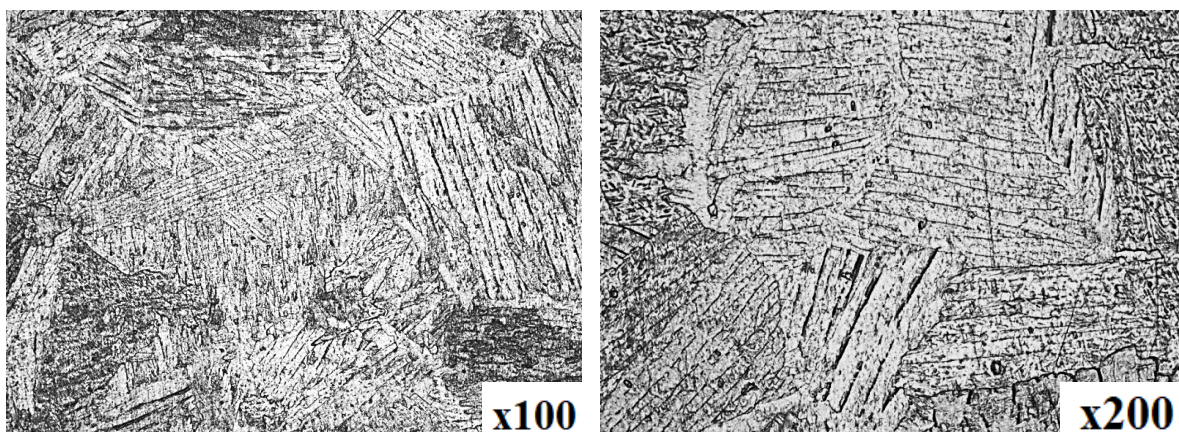


Рисунок 5.3 б – Мікроструктура сплаву ПТ–1М після пресування та охолодження на повітрі (середина стінки)

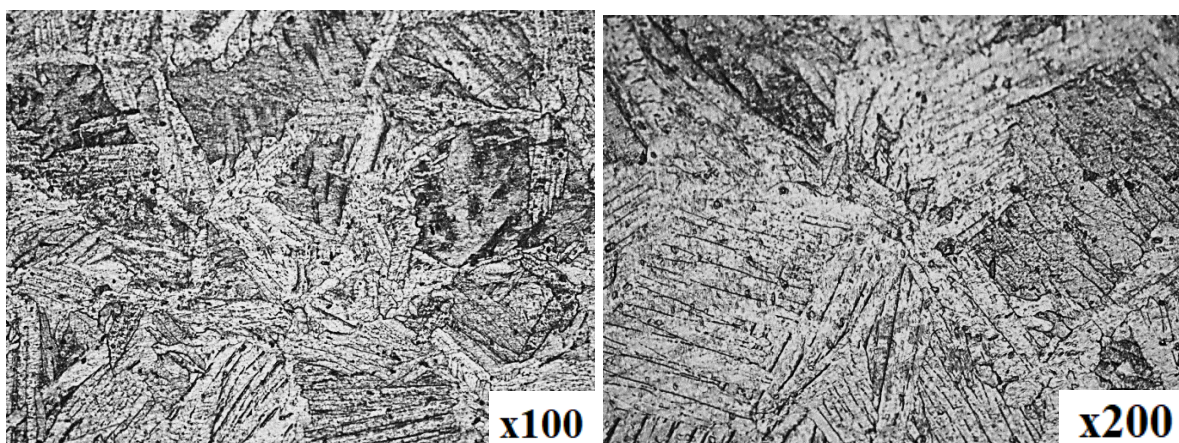


Рисунок 5.3 в – Мікроструктура сплаву ПТ–1М після пресування та охолодження на повітрі (внутрішня поверхня)

Структура грубозерниста з крупними β -зернами з пластинами α -фази у середині. Структура неоднорідна по товщині стінки. У зовнішній поверхні зерно більш дрібне, частково зустрічаються ділянки деформованої, орієнтованої вздовж напрямку прокатки та частково рекристалізованої структури. Низька швидкість охолодження, висока температура і достатня ступень деформації приводе до розвитку процесів рекристалізації.

У середині товщини стінки пластини β -фази більш грубі, спостерігаються оторочка зерен прошарками α -фази (рис. 5.3 б). Середина стінки деформується у меншому ступені ніж зовнішня. Спостерігаються лінії ковзання. Зерна також

крупні. У середині пластини α -фази (рис. 5.3 в). На внутрішній поверхні труби структура також крупнозерниста після перекристалізації і деформації.

Сплав ПТ-1М після гартування. Після гартування у структурі сплаву виникли нерівноважні мартенситні фази. Найбільша кількість α' -фази, яка сформувалася з β -фази в результаті бездифузійного мартенситного перетворення [4]. Оскільки сплав ПТ-1М мало легований β -стабілізаторами, то вірогідність створення інших фаз- α'' , ω досить низька. α' -фаза представляє собою пересичений твердий розчин легуючих елементів у α -титану. Вона, як і α -фаза, має гексагональну решітку по аналогії з мартенситом у сталях. Мікроструктура труб голчата відображена на рисунку 5.4 (а, б, в). У порівнянні зі структурою після охолодження на повітрі вона більш дрібнозерниста та більш тонкопластинчата. Спостерігається також неоднорідність по товщині стінки.

Низьколеговані сплави титану практично не зміцнюються при термічній обробці [126, 127]. У досліджених зразках виникла крупнозерниста пластинчаста структура після охолодження у воді пресованих у β -області труб. Для подальшої холодної деформації слід перетворити структуру у дрібнозернисту глобулярну шляхом рекристалізації. Орієнтовний режим термічної обробки: 650 – 700 °С 1 година.

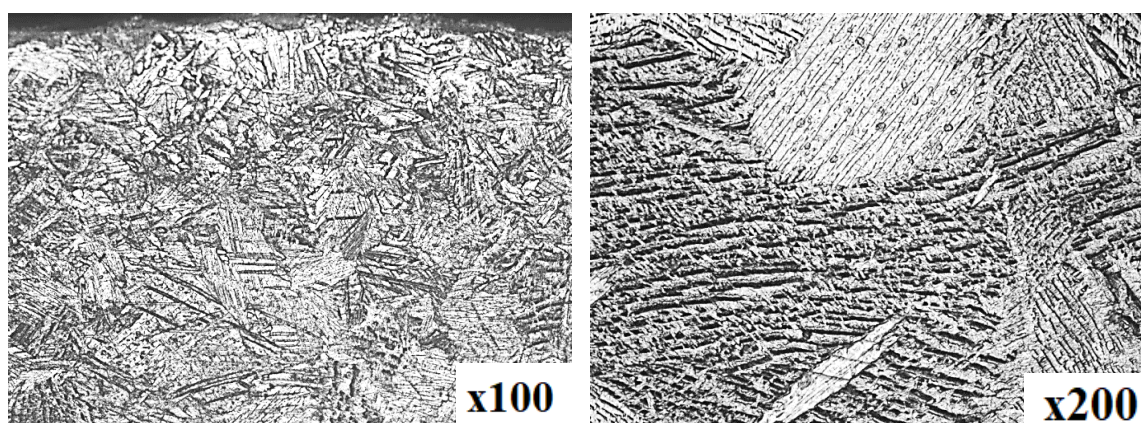


Рисунок 5.4 а – Мікроструктура труб зі сплаву ПТ-1М після пресування і охолодження у воді (зовнішня поверхня)

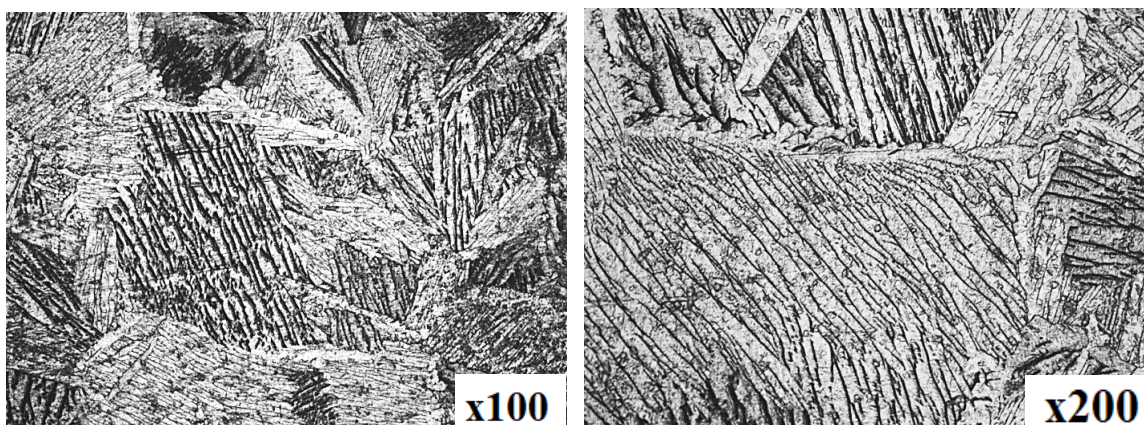


Рисунок 5.4 б – Мікроструктура труби зі сплаву ПТ–1М після пресування і охолодження у воді (середина стінки)

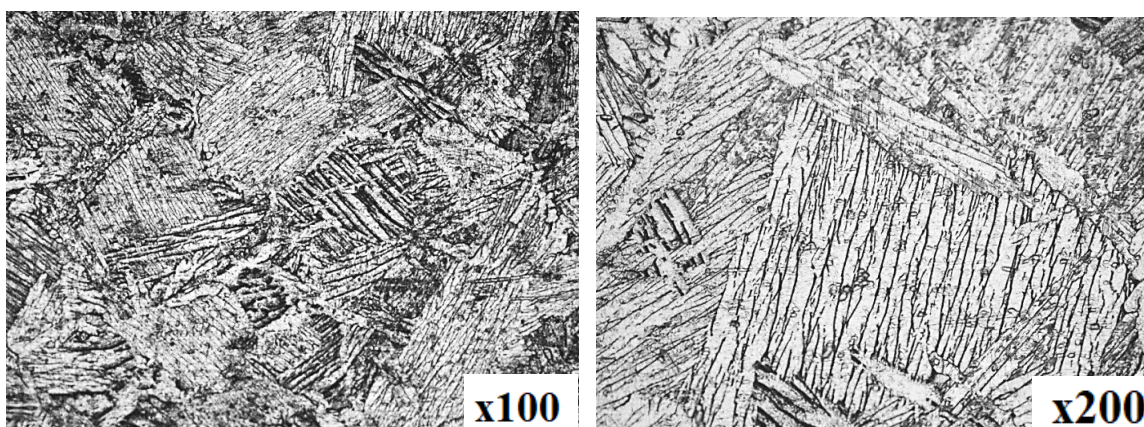


Рисунок 5.4 в – Мікроструктура труби зі сплаву ПТ–1М після пресування і охолодження у воді (внутрішня поверхня)

Дослідження рівня зміцнення показало, що після гартування метал зміцнився незначно. Твердість HRB у зразку охолодженому на повітрі складає 67...68 HRB (114...115 HB). При охолодженні у воді 71...72 HRB (120...121 HB). Механічні властивості після гартування та термічної обробки складають $\sigma_b = 480...500$ МПа; $\sigma_{0,2} = 420...460$ МПа; $\delta = 22...28$ %.

Низьколеговані сплави титану практично не зміцнюються при термічній обробці.

Сплав Grade 9. Охолодження на повітрі. Після охолодження на повітрі структура труб із сплаву Grade 9 складається з α -пластин і β -фази. Вздовж напрямку деформації знаходяться крупні ділянки β -фази.

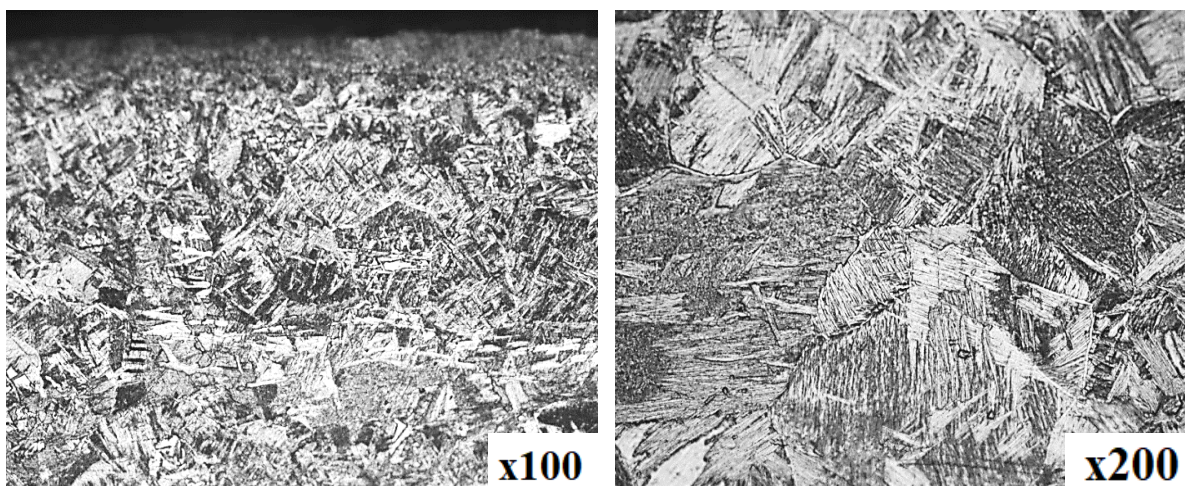


Рисунок 5.5 а – Мікроструктура сплаву Grade 9 після пресування і охолодження на повітрі (зовнішня поверхня)

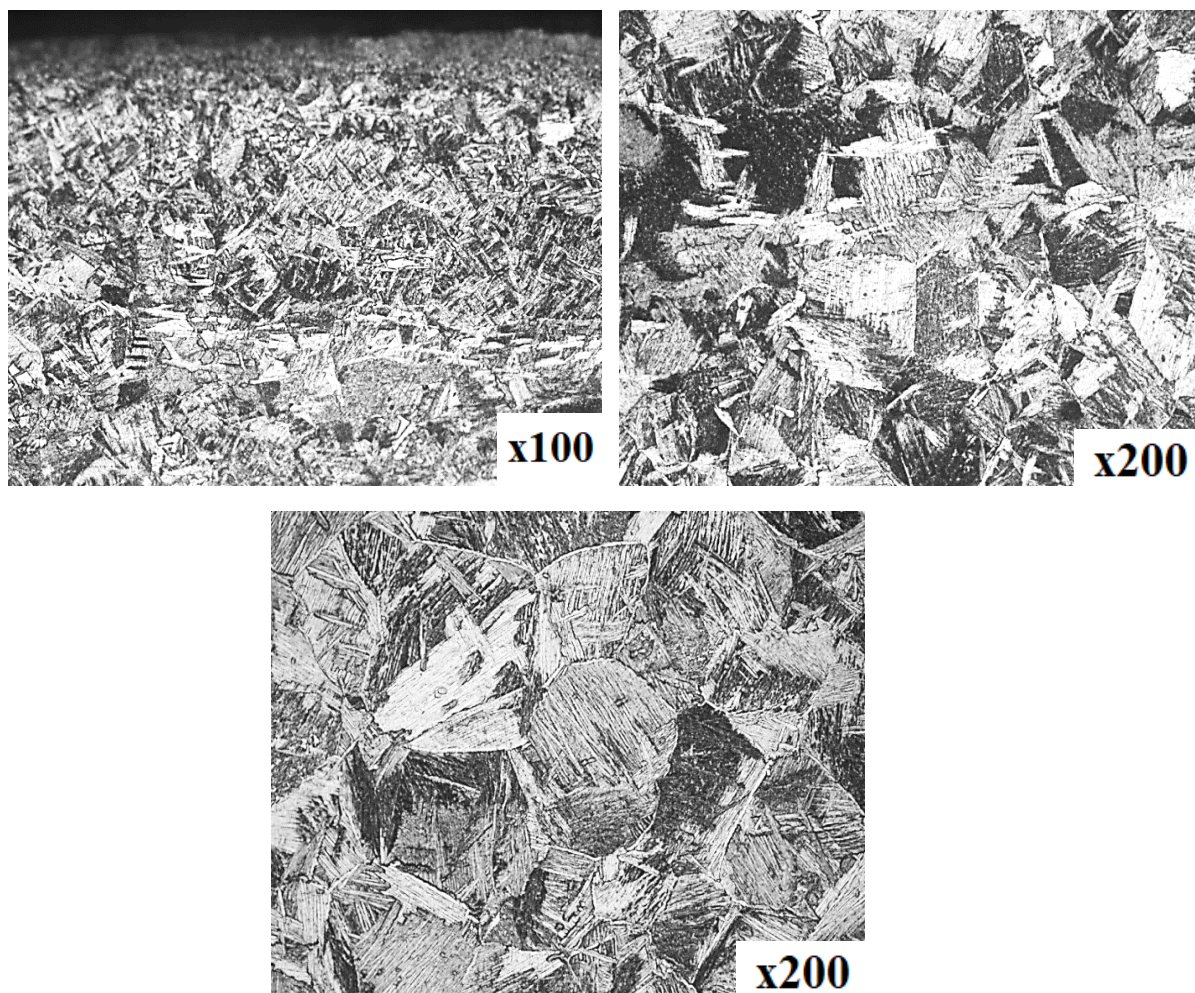


Рисунок 5.5 б – Мікроструктура сплаву Grade 9 після пресування і охолодження на повітрі (середина стінки)

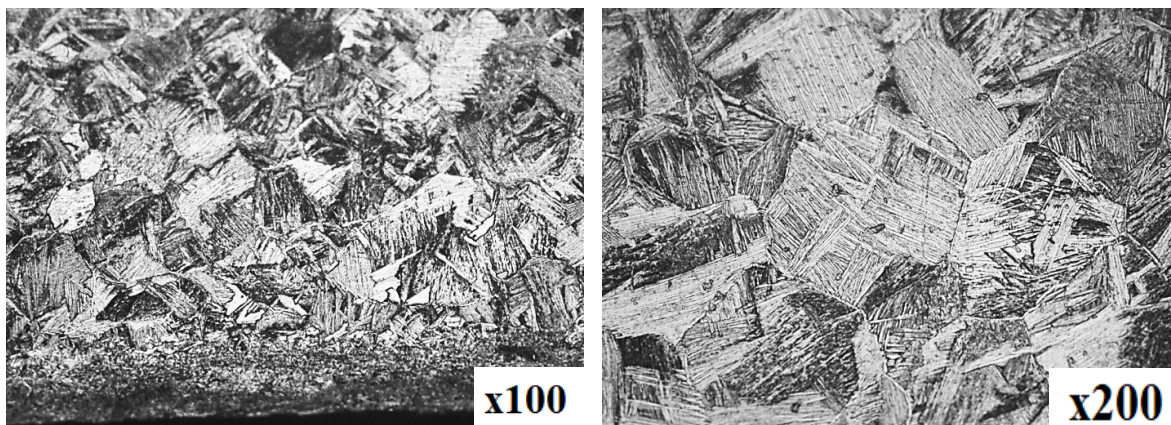


Рисунок 5.5 в – Мікроструктура сплаву Grade 9 після пресування і охолодження на повітрі (внутрішня поверхня)

Гартування пресованих труб зі сплаву титану Grade 9. Після гартування в структурі присутні мартенситні фази α' , α'' і ω , що представляють собою пересичений твердий розчин легуючих елементів в α -титані з гексагональною α' чи ромбічною α'' решіткою. Поряд з утвореними фазами, що мають голчасту структуру, зберігається β -фаза, що залишається. В середині її формується ω -фаза мартенситного типу, яка когерентно зв'язана з матричною β -фазою і має гексагональну спотворену решітку. Присутність ω -фази збільшує твердість і різко знижує пластичність. Її кількість незначна, тому не спостерігається різке зниження пластичності.

Гартування приводить до формування більш тонкої дисперсної полосчастої структури. На рисунок 5.6 (а, б, в) приведено мікроструктуру труб зі сплаву Grade 9 після пресування і охолодження у воді.

У деяких трубах на зовнішній поверхні зустрічається альфований шар (рис. 3 а), який нерівномірно протягується вздовж поверхні. Його величина складає 0,15...0,30 мм і він потребує видалення. По товщині стінки структура зберігається неоднорідною.

Твердість збільшується з 212 НВ при охолодженні на повітрі до 223 - 230 НВ після гартування у воді.

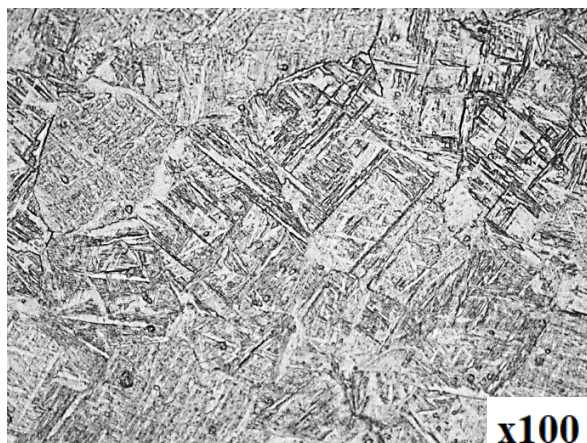


Рисунок 5.6 а – Мікроструктура сплаву Grade 9 після пресування і охолодження у воді (внутрішня поверхня)

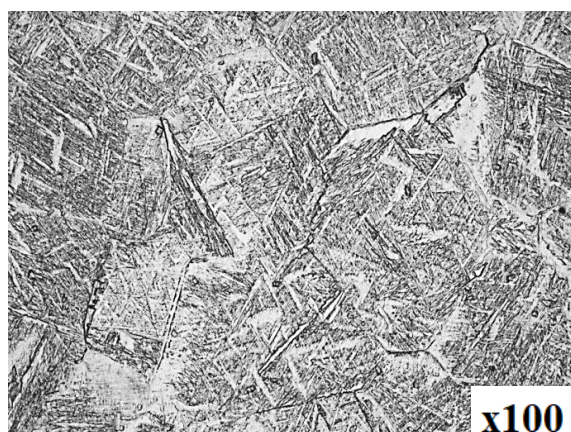


Рисунок 5.6 б – Мікроструктура сплаву Grade 9 після пресування і охолодження у воді (середина стінки)

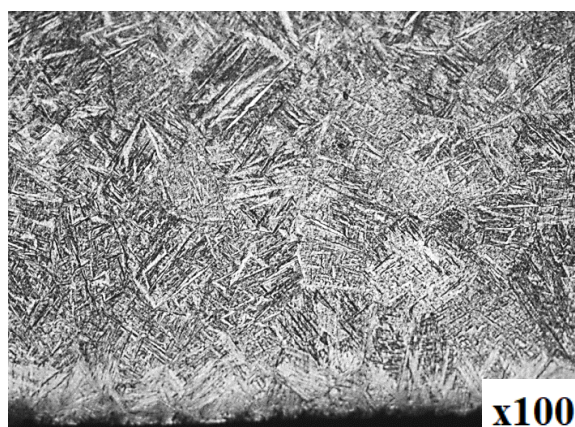


Рисунок 5.6 в – Мікроструктура сплаву Grade 9 після пресування і охолодження у воді (внутрішня поверхня)

Після гартування проведена термічна обробка у вигляді рекристалізаційного відпалу при температурі 660...650 °C. При цьому механічні властивості труб складають: $\sigma_b = 560...600$ МПа; $\sigma_{0,2} = 500...530$ МПа; $\delta = 20...25$ %.

Рівень властивостей і структура труб після гартування і послідуєчого рекристалізаційного відпалу дозволяє проводити послідуєчу холодну деформацію.

У промислових умовах труби зі сплавів титану пройшли гартування, послідуєчу термічну обробку та подальшу холодну деформацію з проміжними термічними обробками. Рівень властивостей готових труб відповідає вимогам технічної документації. Всі труби пройшли здавальний контроль і показали відповідність вимогам нормативної документації.

Таким чином, встановлена можливість гартування у воду труб зі сплавів титану після пресування. Це можливо включати до технологічних інструкцій при виготовленні пресованих труб. Однак, перед холодною прокаткою при подальшому виготовленні труб обов'язково треба проводити термічну обробку у вигляді рекристалізаційного відпалу [134].

5.3. Дослідження структури та властивостей готових труб з сплаву Ti-3Al-2,5V після термообробки для зняття напружень

Нові стандарти на труби для аерокосмічної техніки включають і нові вимоги для властивостей труб зі сплавів титану. При виготовленні труб використовують як проміжний рекристалізаційний відпал, так і відпал для зняття напружень, які виникають у процесі деформації. У стандарті ASM 4946 введено вимоги до поставки готових труб у стані CWCR, що означає після холодної обробки тиском і термічної обробки для зняття напружень. Такий вид термообробки потрібен конструкторам для можливості використовувати труби як полуфабрикати для виготовлення деталей літаків.

У роботі досліджено структуру та властивості труб після термообробки для зняття напружень (CWCR). Термообробка повинна проходити при температурі

нижче температури рекристалізації металу, при якій проходять процеси повернення.

Дослідження властивостей труб після холодної деформації показало наступний рівень механічних властивостей: $\sigma_b = 1030 \dots 1050$ МПа; $\sigma_{0.2} = 890 \dots 900$ МПа; $\delta = 7 \dots 11\%$.

Труби після прокатки на готовий розмір піддавали термічній обробці, яка проходила в інтервалі температур $380 \dots 450$ °С з витримкою 1 година в вакуумній печі ОКБ 1371А з охолодженням в печі. Відбір зразків для дослідження проводили від труб готових розмірів.

На рисунку 5.6 представлено графік зміни залишкових напружень після термічної обробки в залежності від температури термічної обробки. Згідно з вимогами стандарту, по якому виготовляються труби для гідравлічних систем літаків AMS 4946. Показники механічних властивостей цих труб повинні бути наступними: $\sigma_b = 862 \dots 979$ МПа; $\sigma_{0.2} = \geq 724$ МПа; $\delta = \geq 14 \%$.

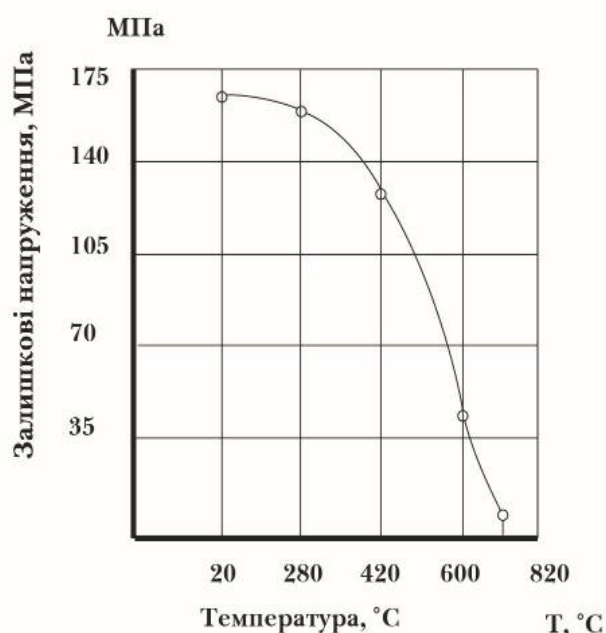


Рисунок 5.7 – Залежність залишкових напружень від температури відпалу

Як видно з представлених даних оптимальною температурою для зняття напружень є температура $430 \dots 580$ °С при якій виконуються вимоги до рівня властивостей згідно із стандартом [135].

5.4. Вплив термічної обробки на текстуру титанових труб

Термічна обробка труб в технологічному процесі виготовлення використовується, як вже відмічалось, різних видів в залежності від стадії процесу: рекристалізаційній відпал, відпал для зняття напружень (CWCR) та гартування.

Після кожного проходу холодної деформації труби піддаються рекристалізаційному відпалу, а на готовому розмірі відпалу для зняття напружень. Одним з питань, яке поставлено у задачах дослідження, це визначення як різні режими термічної обробки впливають на зміну текстури і властивостей. Дослідження показали, що збільшення ступеня деформації в проходах на проміжних розмірах вимагає деякого збільшення температури рекристалізаційного відпалу на 30...50 °C в залежності від ступеня деформації. Це обумовлено тим, що необхідно зберегти з одного боку дрібне зерно, а з іншого боку сформувати властивості для подальшого переділу труб зі збільшеним ступенем деформації. На готовому розмірі режими термічної обробки також можуть коригуватися для отримання необхідного рівня механічних властивостей і коефіцієнту відносного стиснення.

У роботі досліджено вплив термічної обробки у виді рекристалізаційного відпалу труб після холодної деформації труб на розмірі Ø17,5x1,7 мм. на текстуру труб. Термічну обробку проводили по режиму 650 °C 30 хв. у вакуумі. Результати досліджень текстури труб після термічної обробки представлені у таблицях наведених нижче.

Таблиця 5.1 – Показники інтенсивностей рентгеновських ліній для зразків після відпалу (№№9...10)

<i>hkl</i>	<i>9R</i>	<i>9T</i>	<i>10R</i>	<i>10T</i>
10.0	6537	8220	4345	6710
00.2	29079	29384	30759	26890
10.1	30299	37452	27890	34975
10.2	6559	6148	6843	6344

Продовження таблиці 5.1				
11.0	4637	4486	5286	4483
10.3	9102	7975	10003	9516
20.0	655	864	357	1018
11.2	6601	5500	6693	5949
20.1	2974	3366	1887	3219
00.4	2353	2316	2554	2228
20.2	949	921	866	847
10.4	1721	1600	2350	1559
20.3	2234	2413	1909	2684
21.0	629	526	459	600
21.1	2720	2685	2912	3606
11.4	4373	3786	4948	4271
21.2	1323	1310	1384	1332
10.5	4959	4979	6334	4738
20.4	1203	1350	1274	1800
30.0	1470	1810	1010	1390
21.3	5914	5072	5590	5985
30.2	3340	3846	2674	3840

Таблиця 5.2 – Розподіл щільності полюсів P_{hkl} і показники текстурного параметру Кернса (f) при зйомці зразків після термічної обробки (№№ 9...10) в радіальній (R) і тангенціальній (T) проекції

(hkl)	9R	9T	10R	10T
100	0,69	0,91	0,43	0,67
002	2,78	2,90	2,83	2,55
101	0,76	0,95	0,67	0,84
102	1,24	1,27	1,24	1,15
110	0,77	0,77	0,83	0,73
103	1,46	1,33	1,53	1,50
112	1,02	0,88	0,98	0,90
201	0,64	0,75	0,39	0,68
104	1,72	1,66	2,24	1,54
203	0,86	0,96	0,70	1,02
210	0,75	0,65	0,52	0,71
211	0,55	0,56	0,56	0,71
114	1,30	1,17	1,40	1,25
212	0,78	0,80	0,77	0,77

Продовження таблиці 5.2				
105	1,86	1,93	2,26	1,75
213	0,87	0,77	0,78	0,86
302	0,58	0,69	0,44	0,66
$f =$	0,45	0,45	0,49	0,44

Побудовані зворотні полюсні фігури даних труб, які представлені на рисунку 5.7.

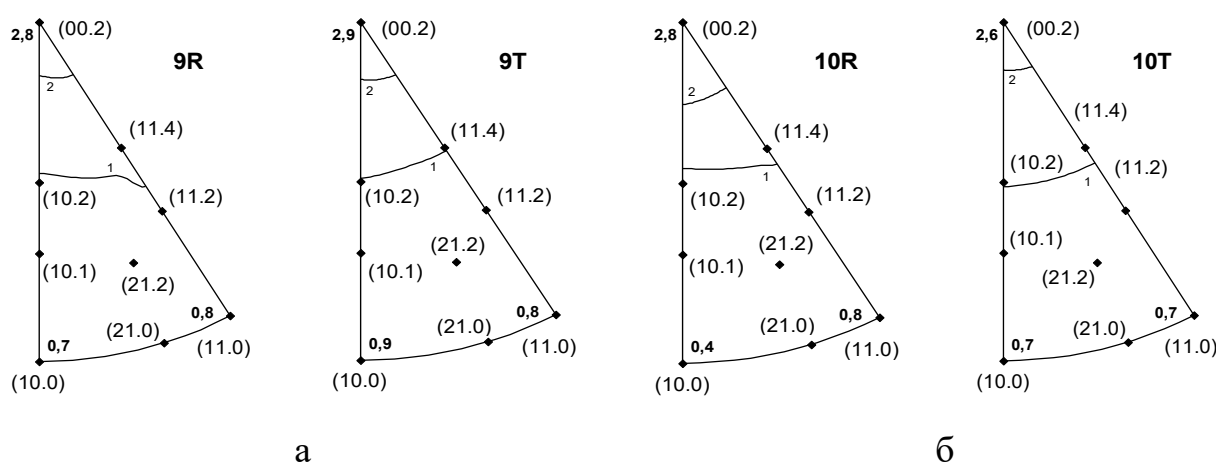


Рисунок 5.8 – Зворотні полюсні фігури труб розміром $\varnothing 17,5 \times 1,7$ мм (після термічної обробки 650°C 30 хв): а – пакет 0928; б – пакет 0929

Якщо після деформації на розмірі $\varnothing 17,5 \times 1,7$ мм текстура труб була наступною: радіальна 43...44 %, а тангенціальна 45...51 %, то після термічної обробки радіальна складала 45...49 %, а тангенціальна 44...45 %, незначно збільшилася радіальна текстура і зменшилася тангенціальна складова. Отримані результати свідчать про те, що термічна обробка кардинально не змінює текстури прокатки.

Показники коефіцієнта відносного стиснення після термічної обробки низькі 0,9...1,2, що також підтверджує отримані результати досліджень.

Важливим результатом дослідження є те, що проведена після деформації термічна обробка для зняття напружень при температурі нижче температури рекристалізації практично не змінює текстури деформації, зберігаючи переважно радіальну текстуру.

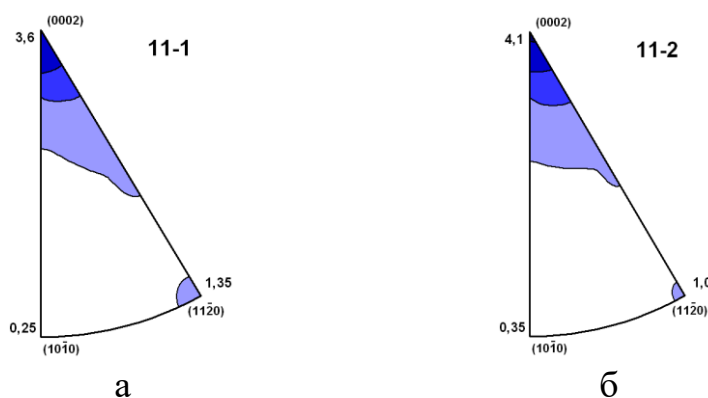


Рисунок 5.9 – Зворотні полюсні фігури зразків труб до термічної обробки (а) та після термічної обробки труб (б)

Параметр Кернса в готових трубах після термічної обробки для зняття залишкових напружень змінюється в межах не більше $\pm 0,02$.

5.5. Рекомендації для удосконалення технології виготовлення труб у промислових умовах

Виконані у роботі дослідження дозволили розробити рекомендації по вдосконаленню технологічного процесу виготовлення труб зі сплаву титану Ti–3Al–2,5V.

По-перше, що стосується процесу пресування. Виконані порівняльні дослідження пресованої заготовки двох виробників показало: щоб досягти більш однорідної, дрібнозернистої структури як по перетину, так і по довжині труб потрібно пресування проводити в α -області при низькій швидкості. Температура пресування повинна бути 790...850 °C. Швидкість порядку 150 мм/с. Потужність пресу впливає на параметри процесу пресування. Бажано мати преса більш великої потужності, щоб збільшувати ступені гарячого деформування.

Встановлено, що на стадії пресування формується двокомпонентна текстура: радіальна та тангенціальна текстури у співвідношеннях: 35...45 % радіальної, 55...65 % тангенціальної. Сформована на стадії пресування текстура стійка і спадкується при подальших переділах. На стадії холодної прокатки титанові труби мають радіальну та тангенціальну складову на рівні 46...49 % та

39...44 % відповідно. Радіальна складова кристалографічної текстури при існуючих технологічних процесах збільшується незначно або зовсім не змінюється. Дослідження холоднокатаних труб на проміжних та готовому розмірах показали, що технологічні процеси, які існують на виробництві не забезпечують властивості труб, які відповідають вимогам зарубіжних стандартів по деяким показникам (низький коефіцієнт відносного стиснення (KBC, CSR), низький рівень межі плинності та ряд труб не витримують технологічні випробування (загин, роздача та сплющування).

Встановлено вплив ступеня деформації при холодній прокатці труб із сплаву титану на формування текстури і властивостей. Удосконалення технологічного процесу потребує збільшення ступеня деформації, особливо на останніх одно-двох проходах холодної деформації до 85...90 %, що забезпечить підвищену кількість радіальної текстури. Підвищена компонента радіальної текстури в трубах сприяє поліпшенню експлуатаційних характеристик, наприклад, таких як питома міцність. Доказано, що збільшення пластичності труб збільшує і показники коефіцієнта відносного стиснення.

При високих значеннях коефіцієнтів відносного стиснення (3,0...3,5) найчастіше труби не витримують технологічні випробування. Це ймовірно пов'язано з формуванням такої текстури деформації, яка призведе до більшого зміцнення, і, як наслідок, руйнування металу труб. Коефіцієнт відносного стиснення слід зменшити і замість 3,5 слід встановити значення 2...2,5. При цьому зменшується відсоток радіальної текстури, але вказати відсоток радіальної текстури у теперішній час не можливо тому що треба провести додаткові дослідження і набрати статистичний матеріал.

Проведено експеримент у промислових умовах по збільшенню деформації на останньому проході до 80...85 %, який показав, що збільшується радіальна складова текстури до 69...70 %.

При деформації по товщині стінки слід збільшити фактор Q , що характеризує відношення деформацію по стінки і діаметру, він повинен бути не

менш 3. В зв'язку з цим, рекомендовано на останніх проходах деформування використовувати стани KPW замість станів ХПТР.

Температура рекристалізаційного відпалу для труб проміжних розмірів складає 650...800 °С. Температура рекристалізаційного відпалу для зняття напружень складає 430...580 °С в залежності від ступеня деформації на останньому проході. У роботі показана можливість гартування труб після пресування (гартування з пресу).

З урахуванням усіх висновків і рекомендацій прокатані труби у промислових умовах і здані згідно з вимогами нормативної документації до призначених для гідравлічних систем літаків, а саме стандарту ASM 4945.

5.6. Висновки по розділу 5

1. Основними видами термічної обробки при виготовленні труб зі сплаву титану Ti-3Al-2,5V є рекристалізаційний відпал, відпал для зняття напружень після холодної пластичної деформації CWSR та гартування.

2. Визначено, що температура рекристалізаційного відпалу для труб проміжних розмірів складає 650...800 °С.

3. Досліджено, що температура рекристалізаційного відпалу для зняття напружень складає 430 – 580 °С в залежності від ступеня деформації на останньому проході.

4. Виконано порівняльне дослідження структури та властивостей пресованих труб із сплавів титану Ti-3Al-2,5V та ПТ-1М після охолодження на повітрі та гартування у воду.

5. Доведено можливість гартування у воду труб зі сплавів титану Ti-3Al-2,5V та ПТ-1М після пресування.

6. Визначено, що після пресування труби повинні пройти термічну обробку. Термічна обробка – рекристалізаційний відпал при температурі 600 – 650 °С, 1 год. у вакуумі.

7. Прокатані промислові партії труб з використанням гартування. Рівень якості труб відповідає вимогам нормативної документації. Проведення гартування пресованих труб покращує якість поверхні, виключає механічну обробку поверхні (обточування), знижає витратний коефіцієнт металу.

8. Доведено, що термічна обробка у вигляді рекристалізаційного відпалу та відпалу для зняття напружень практично не змінює текстури труб.

5.7. Список використаних джерел по розділу 5

У розділі 5 використані джерела [4, 18, 19, 22, 123 – 135]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі зроблено теоретичне узагальнення та запропоновано нове вирішення науково-практичної задачі, яка полягає у вдосконаленні технологічного процесу виготовлення труб зі сплаву титану Ti–3Al–2,5V для гідросистем літаків, що дозволяє сформувати належні структурні, механічні, технологічні та текстурні властивості, які забезпечують експлуатаційні характеристики труб. На підставі проведених теоретичних та експериментальних досліджень зроблено наукові та практичні висновки:

1. На основі вітчизняних та закордонних літературних даних проаналізовано умови експлуатації труб з титану для гідравлічних систем літаків та узагальненні основні вимоги до труб, що пов'язані зі створенням поєднання механічних, технологічних, структурних та текстурних властивостей, які забезпечуються технологією виготовлення труб. Узагальненні матеріали провідних фірм виробників труб з титану для авіації.

2. Комплексно оцінено формування мікроструктури, механічних та технологічних властивостей, текстури та коефіцієнту відносного стиснення на всіх технологічних етапах при виробництві труб зі сплаву Ti–3Al–2,5V: гарячого пресування; виготовлення TREX-труб; холодних прокаток; термічної обробки різних видів (рекристалізаційний відпал, відпал для зняття напружень, гартування).

3. Вперше з використанням рентгеноструктурного аналізу, шляхом побудови зворотних полюсних фігур та розрахунку коефіцієнтів Кернса простежено формування і спадковість текстури труб на всіх технологічних етапах виготовлення труб. Встановлено, що при прокатці труб формується двохкомпонентна текстура – радіальна та тангенціальна. Основні текстурні складові, як радіальна, так і тангенціальна формуються на стадії гарячої деформації пресуванням. У подальшому текстура труб змінюється незначно, крім труб спеціально прокатаних з високими ступенями деформації.

Текстурний стан усіх досліджених готових труб характеризується поєднанням текстури (0002) і (10.0) з переважанням текстури (0002). Прокатка труб на готовому розмірі збільшує текстуру, що виражається у підвищенні щільності полюсів (0002).

4. Досліджено комплекс властивостей гарячопресованих труб зі сплаву Ti-3Al-2,5V двох виробників (№1 і №2). Встановлено, що у виробника №1 пресовані труби мають більшу кількість радіальної складової (до $f_r = 0,43$) при цьому трапляється неоднорідність по товщині стінки та різнозернистість. У виробника №2 структура дрібнозерниста, більш однорідна, хоча має меншу радіальну складову ($f_r = 0,39$), що пов'язано з різними режимами пресування. Для забезпечення формування більш однорідної структури труб першому виробнику рекомендовано знизити температуру та швидкість пресування і використовувати більш потужні преси.

5. Виготовлення ТРЕХ-труб, практично не змінює текстуру труб. Розроблено та випробувано нові режими деформаційно-термічної обробки на стадії холодної деформації готових труб. Збільшено: ступінь деформації на останніх проходах до 80...85 %; коефіцієнт обтиснення по стінці і діаметру до $Q = 3,5...5$, що дозволило підвищити відсоток радіальної текстури в трубах (до 65 %) та забезпечити поєднання високих вимог механічних і технологічних властивостей, а також коефіцієнту відносного стиснення. Всі ці заходи сприяють підвищенню експлуатаційних властивостей труб з титанових сплавів відповідального призначення.

6. Показано, що чим менший розмір готових труб, тим нижче відносне видовження, це пов'язано зі збільшенням текстурного зміцнення при збільшенні кількості проходів.

7. Встановлено взаємозв'язок між рівнем механічних властивостей труб і коефіцієнтом відносного стиснення. Дослідження показали, що оптимальними коефіцієнтами, які забезпечують вимоги стандартів на труби, є коефіцієнти 1,3...2,5 (у технічних вимогах 1,3...3,5). При високих показниках коефіцієнту

відносного труби не витримують технологічних випробувань на роздачу, сплюсчування та загин.

8. Встановлено, що термічні обробки такі, як рекристалізаційний відпал, відпал для зняття напружень (CWSR) кардинально не змінюють текстури труб. Параметр Кернса в готових трубах після термічної обробки для зняття залишкових напружень змінюється в межах не більше $\pm 0,02$.

9. На основі результатів, отриманих у дисертаційній роботі, розроблено рекомендації щодо удосконалення технологічного процесу виготовлення труб зі сплавів титану. Проведено промислове виготовлення труб за розробленими режимами. Отримані труби відповідають вимогам нормативної документації. У роботі є акт впровадження результатів роботи у технологічний процес на ТОВ «ВО Оскар». Теоретичні і технологічні розробки дисертаційної роботи мають універсальні значення, можуть бути використані при виготовленні труб з титану і його сплавів.

10. Результати досліджень дисертаційної роботи впроваджено у навчальний процес кафедри матеріалознавства та обробки матеріалів ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури».

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства : справочник. Москва : ВИЛС–МАТИ, 2009. 520 с.
2. Колачев Б. А., Елисеев Ю. С., Братухин А. Г., Талалаев В. Д. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической технике / под ред. А. Г. Братухина. Москва : Изд-во МАИ, 2001. 416 с.
3. Братухин А. Г., Колачев, Б. А., Садков В. В. Технология производства титановых самолетных конструкций. Москва : Машиностроение, 1995. 448 с.
4. Jaffee R. I., Promisel N. F. The Science, Technology and Application of Titanium. Oxford : Pergamon Press, 1970. 1201 p.
5. Jaffee R. I., Burke H. M. Titanium : Science and Technology. New York : Proc. 2-nd. Conf., 1972. 920 p.
6. Boyer R., Welsch G., Collings E. W. Materials Properties Handbook. Titanium Alloys. ASM International : The Material Information Society, 1994. 1176 p.
7. Горынин И. В., Чечулин Б. Б. Титановые сплавы в машиностроении. Ленинград : Машиностроение, 1990. 400 с.
8. Моисеев В. Н. Основные направления развития титановых сплавов для современного машиностроения. *MuTOM*. 1997. № 7. С. 30–34.
9. Колачев Б. А., Ливанов В. А. Елагин В. И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов : 3-е изд., 1986. 584 с.
10. Александров В. К., Аношкин Н. Ф., Бочвар Г. А. Полуфабрикаты из титановых сплавов. Москва : Металлургия, 1979. 512 с.
11. Аношкин Н. Ф. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов. Москва : Металлургия, 1980. 464 с.
12. Чечулин Б. Б., Ушков С. С., Разуваева И. Н., Гольдфайн В. Н. Титановые сплавы в машиностроении. Ленинград : Машиностроение, 1977. 248 с.

13. Орыщенко А. С. и др. Современное состояние производства и применения труб из титановых сплавов в атомной энергетике и судостроении. *Титан*. 2018. № 3. С. 21–32.
14. Russo P. A., Seagle S. R. Properties of Titanium for Industrial Application with Emphasis on Ti 3Al 2.5V RMI Compani. 1983.
15. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Конструкционные титановые сплавы. Москва : Металлургия, 1972. 369 с.
16. Цвиккер У., Елютин О. П., Глазунов С. Г. Титан и его сплавы. Москва : Металлургия, 1979. 511 с.
17. Коллинз Е. В. Физическое материаловедение титановых сплавов. Москва : Металлургия, 1988. 224 с.
18. Колачев Б. А. Физическое металловедение титана. Москва : Металлургия, 1974. 184 с.
19. Колачев Б. А., Ливанов В. А., Буханова А. А. Механические свойства титана и его сплавов. Москва : Металлургия, 1974. 544 с.
20. ГОСТ 19807-91. Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки [действующий от 01.07.1992]. Изд. Минавиапром СССР (Министерство авиационной промышленности СССР).
21. Володин В. А. Состав, структура и свойства титановых сплавов. Нижний Новгород, 1999. 144 с.
22. Носова Г. И. Фазовые превращения в сплавах титана. Москва : Металлургия, 1968. 181 с.
23. Солонина О. П., Глазунов С. Г. Жаропрочные титановые сплавы. Москва : Металлургия, 1976. 448 с.
24. Сериков С. В. Коэффициент динамической вязкости металлов из титановых сплавов. *Титан*. 2018. № 3. 326 с.
25. Старцев В. И., Ильичев В. Я., Пустовалов В. В. Пластичность и прочность металлов при низких температурах. Москва : Металлургия, 1975. 328 с.

26. Бецофен С. Я., Ильин А. А., Скворцова С. В. Закономерности формирования текстуры и анизотропии механических свойств в листах из титановых сплавов. *Металлы*. 2005. № 2. С. 54–63.
27. Рубина Е. Б., Бецофен С. Я. Механизм пластической деформации титанового альфа-сплава титан-алюминий-ванадий. *Физика металлов и металловедение*. 1990. № 4. С. 191–198.
28. Проходцева Л. В., Дроздовский Б. А., Юрушкина Н. В. Анизотропия характеристик разрушения листов из сплавов ОТ4 и ОТ4-1. *Цветные металлы*. 1972. № 3. С. 72–73.
29. Tenckhoff E. A review of deformation mechanism, texture and mechanical anisotropy in zirconium and zirconium-base alloys. *Journal of ASTM International*. 2005. V. 2. P. 1.
30. Tenckhoff E. A review of texture and texture formation in zircaloy tubing. *Zirconium in the Nuclear Industry : Fifth Conference*. ASTM STP 754. 1982. P. 5.
31. Патент США № 5226981. Method of manufacturing corrosion resistant tubing from welded stock of titanium or titanium base alloy. Apl. Sandvik Special Metals Corporation. Steven E. Meredith, James F. Benjamin. Заявл. 28.01.1992. Оpubл. 13.07.1993. МКИ5 C22C 14/00.
32. Патент США № 5332454. Titanium or titanium base alloy corrosion resistant tubing from welded stock. Apl. Sandvik Special Metals Corporation. Steven E. Meredith, James F. Benjamin. Заявл. 09.03.1993. Оpubл. 26.07.1994. МКИ5 C22.
33. Materials properties handbook: Titanium Alloys / edited by R. Boyer, E.W. Collins, G. Welsch. Washington : ASM International, 1994. 1169 p.
34. Моисеев В. Н., Знаменская Е. В., Поваров Н. А. Формирование структуры и свойств конструкционных титановых сплавов при изотермической штамповке. *Технология легких сплавов*. 1975. № 6. С. 61–66.
35. Моисеев В. Н., Е. В. Знаменская. Влияние тонкой структуры на механические свойства высокопрочного титанового сплава ВТ14. *Технология легких сплавов*. 1971. № 2. С. 58–62.

36. Корнилов И. И., Ю. М. Виноградов. Титан и его сплавы для большой химии. *Новые исследования титановых сплавов*. Москва : Наука, 1965. С. 102–109.
37. Корнилов И. И. Состояние и перспективы исследований в области металлохимии титана. *Титановые сплавы для новой техники*. Москва : Наука, 1968. С. 24–34.
38. Ильин А. А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. Москва : Наука, 1994. 304 с.
39. Вильямс Дж. К. Исследование фазовых превращений в титановых сплавах. *Титан: Металловедение и технология: Труды III Международной конференции по титану*, т. 2. Москва : ВИЛС, 1978. С. 513–524.
40. Борисова Е. А., Бочвар Г. А., Брун М. Я., Глазунов С. Г. Металлография титановых сплавов / под ред. С. Г. Глазунова, Б. А. Колачева. Москва : Металлургия, 1980. 446 с.
41. Белов С. П., Брун М. Я., Глазунов С. Г. Металловедение титана и его сплавов / под ред. С. Г. Глазунова и Б. А. Колачева. Москва : Металлургия, 1992. 352 с.
42. Caplan L.L. Ti-3Al-2.5V for Seawater Piping Application. Industrial Application of Titanium and Zirconium : Fourth volume, ASTM, 1986.
43. Moredith S.E., Shemel J. H. Effect of Crystallographic Texture on Elexure Fatigue Properties of Ti-3Al-2.5V Hydraulic Tubing. *Journal of Testing and Evaluation JTEVA*. March 1990. Vol. 18. No.2. P. 98–145.
44. Forney C. E., Shemel N. S. Ti-3Al-2,5V Semless tubing engineering quide. Washington, 1987. P. 115.
45. Логинов Ю. Н., Котов В. В., Смирнов В. Т. Исследование свойств титанового сплава Ti-3Al-2.5V с оценкой склонности к текстурообразованию. *Современные достижения в теории и технологии пластической обработки металлов* : сб. тр. межд. конф. СПб, 2005. С. 281–284.

46. Колачев Б. А., Бецофен С. Я., Бунин З. А., Володин В. А. Физико-механические свойства легких конструкционных сплавов. Москва : Металлургия, 1995. 442 с.
47. Рубина Е. Б., Бецофен С. Я. Механизм пластической деформации титанового альфа-сплава титан-алюминий-ванадий. *Физика металлов и металловедение*. Наука, 1990. Апрель № 4. С. 191–198.
48. Соскова Т. С. Физические основы текстурообразования и развитие анизотропии свойств при деформации сплавов на основе титана : автореферат канд. дисерт. Т. С. Сосковой. Киев : ИПМ АН УССР, 1990. 26 с.
49. Бородкина М. М., Спектор Э. Н. Рентгенографический анализ текстуры металлов и сплавов. Москва : Металлургия, 1981. 272 с.
50. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ : учебное пособие для вузов. Москва : МИСИС, 2002. 306 с.
51. Rees T.W. The Development and Control of Crystallographik Texture in Ti-3Al-2.5V Titanium Alloy Tubing, Criteria for Current and Advanced Aircraft Hydraulic Tubing., ASTM STP-551. 1978. P. 39–45.
52. Kearns J. J. On the relationship among «f» texture factors for the principal planes of zirconium, hafnium and titanium alloys. *J. Nucl. Mater.* 2001. Vol. 299. No. 2. P. 171–174.
53. Forney C. E., Shemel N. S. Ti-3Al-2.5V Semless tubing engineering guide. Washington, 1987. 115 p.
54. Harris G.B. Quantitative measurement of preferred orientation in rolled uranium bars. *Phil. Mag.* 1952. V. 43. No 336. P. 113–123.
55. Wilson A. Relationship Between Contractile Strain Ratio R and Kearns Texture Factors. Sandvik Steel Technical Report. 1988.
56. Schemel Y. H., McKenzie R.W. Pilger Tooling Design for Texture Control, Zirconium in Nuclear Applications, ASTM STP-551. American Society for Testing and Materials. 1978. P. 169–178.

57. Илларионов А. Г., Попов А. А. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов : учебное пособие. Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2014. 137 с.
58. Чечулин Б. Б., Хесин Ю. Д. Циклическая и коррозионная прочность титановых сплавов. Москва : Металлургия, 1987. 208 с.
59. Ботвина Л. Р., Ярема С. Я., Гречко В. В. Кинетика усталостного разрушения титанового сплава ВТЗ-1. *ФХММ*. 1981. № 6. С. 39–45.
60. Дерягин Г. А., Штовба Ю. К., Петинати А. К. Влияние качества поверхностного слоя после различной поверхностной обработки на усталостные свойства титанового сплава ВТ9. *Технология легких сплавов*. 1975. № 2. С. 39–44.
61. Колачев Б. А., Мальков А. В. Физические основы разрушения титана. Москва : Металлургия, 1983. 160 с.
62. Spurr W. E., Quist W. E. The Effects of Crystallographic Texture on the Mechanical and Fracture Properties of Ti-3Al-2.5V Hydraulic Tubing. ASTM STP American Society for Testing and Materials. 1978. P. 46–54.
63. Белов А. Ф., Добаткин В. И., Дриц М. Е. Развитие производства легких сплавов. *Известия Академии наук СССР. Металлы*. 1967. № 5. С. 85–99.
64. Эвиадзе Г. Н. Вакуумные процессы цветной металлургии. *Цветная металлургия : научные поиски, перспективы*. Москва : Наука, 1976. С. 255.
65. Третьяков А. В., Зюзин В. И. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением. Москва : Металлургия, 1973. 330 с.
66. Сидельников С. Б., Сырямкина Е. Ю., Кульбанова Е. А. Изучение деформированного состояния пластической области при прокатке-прессовании. *Технология легких сплавов*. 2001. № 1. С. 32–36.
67. Степанский Л. Г. Расчеты процессов обработки металлов давлением. Москва : Машиностроение, 1979. 124 с.
68. Розов Н. В. Производство труб : справочник. Москва : Металлургия, 1974. 600 с.

69. Сокурено В. П., Правосудович В. В. Основные требования, предъявляемые к деформированной круглой заготовке для производства горячедеформированных труб. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 1987. № 2. С. 34–35.

70. Правосудович В. В., Сокурено В. П., Данченко В. Н. Дефекты стальных слитков и проката : справочник. Москва : Интермет Инжиниринг, 2006. 384 с.

71. Потапов И. Н., Коликов А. П., Друян В. М. Теория трубного производства. Москва : Металлургия, 1991. 424 с.

72. Осадчий В. Я., Вавилин А. С., Зимовец В. Г., Коликов А. П. Технология и оборудование трубного производства. Москва : Интермет Инжиниринг, 2007. С. 208–211.

73. Космацкий Я. И. Оценка влияния степени холодной деформации и термической обработки на формирование и изменение механических свойств в титановом сплаве Ti-3Al-2.5V. *Титан*. 2016. № 4 (52). С. 39–44.

74. Потапов И. Н., Коликов А. П., Друян В. М. Теория трубного производства. Москва : Металлургия, 1991. 424 с.

75. Решетников Н. Г., Кудряшов Ю. Н., Пантелеев Л. Д. Исследование влияния некоторых технологических параметров (величин Q) при изготовлении труб из сплава циркония с 1 % Nb на текстуру и распределение гидридов. Москва : Наука, 1987. 384 с.

76. Попов М. В., Кофф З. А. О влиянии соотношения деформации по толщине стенки и диаметру на свойства металла в условиях холодной периодической прокатки. *Производство труб* : сб. научн. тр. ВНИТИ. Москва : Металлургия, 1971. № 26. С. 68–72. 71.

77. Полухин П. И., Горелин С. С., Воронцов В. К. Физические основы пластической деформации. Москва : Металлургия, 1982.

78. Абрамов В. Я., Головачев М. Г., Калашников В. Е., Родченков Б. С. Радиационный рост циркония. *Радиационное материаловедение* : труды

Международной конференции по радиационному материаловедению, Алушта, 22–25 мая 1990 г. Харьков, 1991. Т. 8. С. 35–40.

79. Книжников Ю. Т., Коломыткин В. В. Влияние текстуры призматических плоскостей на анизотропию деформации облучаемых циркониевых сплавов. *Атомная энергия*. 1984. Т. 57. Вып. 2. С. 95.

80. Кобылянский Г. П., Шамардин В. К., Островский З. Е. Радиационное формоизменение оболочечных и канальных труб из сплавов циркония при высоких флюенсах нейтронов. *Радиационное материаловедение* : труды Международной конференции по радиационному материаловедению. Алушта, 22–25 мая 1990 г. Харьков, Т. 4. С. 64–72.

81. Kallstrom K. Texture and anisotropy of zirconium in relation to plastic deformation. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 1982. № 11. P. 185.

82. Фролов Я. В. Учет упрочнения металла при проектировании режима деформации на стане ХПТ. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2002. № 8–9. С. 423–427.

83. Ильин А.А., Колачев Б. А., Носов В. К., Мамонов А. М. Водородная технология титановых сплавов. Москва : МИСИС, 2002. 392 с.

84. AMS 4946. Titanium alloy tubing, seamless, hydraulic 3A1 2.5V, texture controlled cold worked, stress relieved. SAE International. 2006.

85. ASTM E8-04. Standard test methods for tension testing of metallic materials.

86. AMS 4945 C Titanium alloy tubing, seamless, hydraulic 3A1-2,5V, controlled contractile strain ratio, cold worked, stress relieved. SAE International. 2006. ASTM International. 2004.

87. Стандарт ASTM B861 – 95a. Standard Specification for Titanium and Titanium Alloy Seamless Pipe.

88. Стандарты на трубы из титана – ASTM B338/ASME SB338. ASTM B338 (ASME SB 338) - Стандартные спецификации для бесшовных и сварных

труб для конденсаторов и теплообменников из титана и титановых сплавов Дата введения 1992-07-01. 3 с.

89. Harris G.B. Quantitative measurement of preferred orientation in rolled uranium bars. *Phil. Mag.* 1952. V.43, No 336. P.113–123.

90. Morris P. R. Reducing the effects of non-uniform pole distribution in inverse pole figure studies. *J. Appl. Physics.* 1959. V. 30, № 4. P.595–596.

91. Kearns J. Thermal expansion and preferred orientation in Zircaloy. USAEC WAPD-TM-472. Nov. 1965. 40 p.

92. Агеев Н. В., Бабарэко А. А., Бецофен С. Я. Метод обратных полюсных фигур. *Известия АН СССР. Серия: Металлы.* 1974. № 1. С. 94-103.

93. Гинье А. Рентгенография кристаллов. Перевод 2-го французского издания / под ред. ак. Н. В. Белова. Москва : Гос. изд. физ.-мат. Литературы, 1961. 604 с., илл.

94. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов / пер. с нем., 2-е изд. Москва, 1969. 564 с.

95. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение (с Изменениями № 1, 2, 3) Москва : ФГУП «СТАНДАРТИНФОРМ», 2008. 26 с.

96. ГОСТ 10006-80. Труби металеві. Метод випробування на розтягнення. Москва : ФГУП «СТАНДАРТИНФОРМ», 2005. 12 с.

97. ДСТУ ISO 6892-1:2019 (ISO 6892-1:2016, IDT). Металеві матеріали. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури. Київ : ДЕРЖСПОЖИВСТАНДАРТ України. 75 с.

98. ДСТУ ГОСТ 8.335:2009 Метрологія. Мери твердості еталонні. Методика поверки (ГОСТ 8.335-2004, IDT) [дійсуючий с 01.07.2009]. Київ : ДЕРЖСПОЖИВСТАНДАРТ України, 2009. 14 с.

99. Стандарт AS 4076 Испытание гидравлических титановых труб на относительное сжатие Стандарт AS 4076. Contractile strain ratio testing of titanium hydraulic tubing. SAE International. 1987.

100. Вишняков Я. Д., Пискарев В. Д., Управление остаточными напряжениями в металлах и сплавах. Москва : Металлургия. 1987. 253с.
101. Стандарт ASTM A370. Стандартные методы испытаний и определения для механических испытаний стальных конструкций.
102. Sakai T., Fine N.E. Basal slip of Ti-Al single crystals. *Scripts Met.* 1974, 8, № 5. P. 545–547.
103. Sakai T., Fine N.E. Failure of Schmid's law in Ti-Al alloys for prismatic slip.- single crystals. *Scripts Met.* 1974. 8. №5. P. 541–544.
104. Баричко Б. В., Космацкий Я. И., Панова К. Ю. Технология процессов прессования : учеб. пособие. Челябинск : Изд-во ЮУрГУ, 2011. 70 с. 23.
105. Баричко Б. В., Медведев М. И., Космацкий Я. И. Сравнительный анализ двух методик определения силовых параметров прессования труб из нержавеющей сталей и сплавов. *Металлург.* 2010. № 4. С. 52–54.
106. Ушков С. С., Копылов В. Н., Разуваева И. Н. Научные аспекты выбора регламентированного структурно-текстурного состояния «морских» сплавов титана. *Металловедение и термическая обработка металлов.* 1999. № 9. С. 38–51.
107. Миркин Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов / под ред. проф. Я. С. Уманского. Москва : Гос. изд. физ.-мат. Литературы, 1961. 864 с.
108. Вахрушева В. С., Грузин Н. В. Дослідження впливу початкової текстури заготовки на текстуру готових труб зі сплавом титану Ti-3Al-2.5V. *Металознавство та термічна обробка металів.* 2015. № 3. С. 16–20.
109. Grytsyna V., Stukalov A., Chernyayeva T. et al. Destruction of crystallographic texture in zirconium alloy tubes // Fourteenth International Symposium: *Zirconium in Nuclear Industry*. Stockholm, Sweden, June 13-17, 2005. ASTM Stock. Number : STP1467. Bridgeport, NJ. 2006. P. 305–329.
110. Ажажа В. М., Вахрушева В. С., Дергач Т. А., Ковтун К. В., Малыхин Д. Г., Петельгузов И. А., Соколенко В. И. Технология изготовления

изделий из циркониевых сплавов для атомной энергетики и некоторые свойства сплавов циркония: Обзор. Харьков: ИФТТ МТ ННЦ ХФТИ, 1999. 115 с.

111. Вахрушева В. С. Металловедческие аспекты интенсификации процесса производства холоднодеформированных труб. *Проблемы развития технологии и прогрессивного оборудования для производства стальных, чугуновых труб и баллонов* : тез. докл. Всес. отрасл. совещ. Днепропетровск, 1990. С. 89–90.

112. Вахрушева В. С. Структурообразование и повреждаемость металла в процессе прокатки труб с большими степенями деформации. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2001. № 4 (т. 23). С. 517–524.

113. Вахрушева В. С., Дергач Т. А., Сухомлин Г. Д., Замощиков В. Я., Медведев М.И. Разработка принципиальной технологической схемы промышленного производства труб-оболочек твэл из сплава Zr1Nb в Украине. *ВАНТ. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*. 2002. № 6. С. 84–87

114. Мацегорин И. В., Евстюхин А. И., Никишов О. А., Осипов В. В. Влияние текстуры на анизотропию физических и механических свойств канальных и оболочечных труб из сплава на основе циркония. Москва : Препринт МИФИ, 1984. 31 с.

115. Займовский А. С., Никулина А. В., Решетников Н. Г. Циркониевые сплавы в атомной энергетике. Москва : Энергоиздат, 1981. 232 с.

116. Илларионов А. Г., Космацкий Я. И., Горностаева Е. А., Водолазский В. Ф. Деформация и термическая обработка труб из титановых сплавов : учебное пособие. УрФУ, 2019. 144 с.

117. Грузин Н. В., Вахрушева В. С. Влияние степени деформации при холодной прокатке труб из сплава титана на формирование текстуры и свойств. *Metallophysics and Advanced Technologies*. 2019. Vol. 41, No. 10 (2019). P. 1303–1314.

118. Hruzin N. V., Vakhrusheva V. S., Malykhin D. G. Features of formation of crystallographic texture and properties in Ti-3Al-2.5V Titanium alloy during tubes manufacture. *Вопросы атомной науки и техники, серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. Харьков, 2019. Выпуск 115, № 5 (123). С. 105–112.

119. Силькова У. Ф. Сопротивление деформации текстурованного металла. Труды Ленингр. Политех.инст. 1981. № 378. С. 36–42.

120. Green J. A., Latanision R. M. Factors controlling corrosium behave of titanium and titanium-nicel solid solutions. *Corrosion (USA)*, 1973. 29. № 10. P. 386–392.

121. Ковтун К. В., Ковтун Г. П., Малыхин Д. Г. и др. Эволюция микроструктуры и текстуры при холодной деформации гафния GPE-1. Труды XIX Международной конференции. Алушта. Крым. 2010. С. 174–175.

122. Грузин Н. В., Вахрушева В. С., Тютєрев І. А., Малиш О. Д. Вплив текстури на механічні властивості труб із сплаву титану. *Металознавство та термічна обробка металів: наук. та інформ. журнал*. Дніпро, 2019. Вип. № 4 (87). С.16–21.

123. Andersson T. Isothermal and Continuous Cooling Transformation of Beta Phase in the Titanium Alloy Ti-3Al-2.5V. *Scandavian journal of Mettallurgy*. Vol. 2. No. 5 (1973). P.251–256.

124. Andersson T., Lundguist B. Properties and Structure of Welded Joints in Ti-3Al-2.5V Hydraulic Tubing, Welding Research Supplement. *Welding jornal*. Vol. 7 (July 1974). P.314–320.

125. Грузин Н. В., Вахрушева В. С. Влияние термической обработки на изменение текстуры холоднокатанных труб из сплава титана. *Стратегия качества в промышленности и образовании. Том 2: тезисы доп. XIII межд. конф.*, г. Варна, Болгария, 5-8 июня 2017 г., Технический университет г. Варна, Болгария. С. 53–57.

126. Колачев Б. А., Садков В. В., Талалаев В. Д. Вакуумный отжиг титановых конструкций. Москва : Машиностроение, 1991. 224 с.
127. Колачев Б. А., Габидулин Р. И., Пигузов Ю. В. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов. Москва : Металлургия, 1992. С. 180–255.
128. Yang Yingli, Guo Dizi, Zhao Hengzhang, Su Hangbiao, Luo Yuanyuan, Lu Yafeng. Effect of oxygen content on the properties of commercial pure titanium tubes. *Ti 2011 : Proceedings of the 12 conference on titanium*. 2012. Vol. 2. P. 1161–1164.
129. Jinhui Xi. Effect of heat treatment on microstructure and properties of Ti-3Al-2,5V titanium alloy tubes. *Ti 2011 : Proceedings of the 12 World conference on titanium*. 2012. Vol. 2. P. 1079–1082.
130. Qiang Liao. Effect of deformation rate on microstructure and tensile properties of cold rolled Ti-3Al-2,5V alloy tube. *Ti 2011 : Proceedings of the 12th World Conference on Titanium*. 2012. Vol. 1. P. 278–281.
131. Колачев Б. А. Структура и свойства сплавов ОТ4 и ОТ4–1 после вакуумного отжига. *Металлургия*. 1972. № 5. С. 6–10.
132. Колачев Б. А. Водородная хрупкость цветных металлов. Москва : Металлургия, 1966. 272 с.
133. Пигузов Ю. В. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов. Москва : Металлургия, 1992. С. 180–255.
134. Грузін Н. В. Оцінка можливості гартування труб із сплаву титана після пресування. *Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету : збірник наук. праць*. Харків : ХНАДУ, 2020. Вип. 91. С.160–164.
135. Hruzin N.V., Vakhrusheva V. S., Tiutieriev I.A., Malysh O.D. Influence of texture on mechanical properties of titanium alloy tubes. *Key Engineering Materials*. Switzerland, 2020. Vol. 844. Pp. 182–187.

ДОДАТКИ

ДОДАТОК А

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА

Наукові праці, у яких опубліковані основні результати дисертації

1. Грузин Н. В., Вахрушева В. С. Дослідження впливу початкової текстури заготовки на текстуру готових труб зі сплаву титану Ti-3Al-2.5V. *Матеріалознавство та термічна обробка металів: Наук. та інформ. журн.* Дніпропетровськ, 2015. Вип. №3 (70). С. 16–20.

2. Грузин Н. В., Джуган А. А. Формирование структуры и свойств титановой проволоки из сплава BT1-0 для медицины при термической обработке. *Інформаційні системи, механіка та керування*. Київ, 2016. №14. С. 82–87.

3. Грузин Н. В., Вахрушева В. С., Лихопек П. А. Формирование структуры и свойств при прессовании труб из сплава титана Ti-3Al-2.5V. *Будівництво, матеріалознавство, Машинобудування. Серія «Стародубовські читання»*. Зб. наук. праць. Дніпро, 2017. Вип. 95. С. 45–50.

4. Грузин Н. В., Вахрушева В. С. Оценка текстуры и свойств труб из сплава Ti-3Al-2.5V после горячей деформации прессованием. *Інформаційні системи, механіка та керування. Наук.-техн. збірник*. 2017. Вип. №17. С. 67–75.

5. Hruzin N. V., Vakhrusheva V. S., Malykhin D. G. Features of formation of crystallographic texture and properties in Ti-3Al-2.5V titanium alloy during tubes manufacture. *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. г. Харьков, 2019. Вып. 115, № 5 (123). С. 105–112.

6. Грузин Н. В., Вахрушева В. С. Влияние степени деформации при холодной прокатке труб из сплава титана на формирование текстуры и свойств. *Metallophysics and Advanced Technologies*. 2019. Vol. 41, No. 10 (2019). Pp. 1303–1314.

7. Грузин Н. В., Вахрушева В. С., Тютєєв І. А., Малиш О. Д. Вплив текстури на механічні властивості труб із сплаву титану. *Металознавство та термічна обробка металів*. Наук. та інформ. журнал. Дніпро, 2019. Вип. №4 (87). С. 16–21.

8. Hruzin N.V., Vakhrusheva V. S., Tiutieriev I.A., Malysh O.D. Influence of texture on mechanical properties of titanium alloy tubes. *Key Engineering Materials*. Switzerland, 2020. Vol. 844. Pp. 182–187.

9. Грузин Н.В. Оцінка можливості гартування труб із сплаву титана після пресування. *Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету*. Збірник наук. праць. 2020, Вип. 91. С. 160–164.

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

10. Грузин Н. В., Коленкова О. А. Особенности структуры слитков и сплава циркония Zr1Nb полученных различными способами выплавками. «*Людина і космос. Випереджаючи час*» : тези доп. 12 міжн. молод. наук.-практ. конф., м. Дніпропетровськ, 2010 р. 429 с.

11. Грузин Н. В., Вахрушева В. С., Лопушина К. Ю., Белявцева А. В., Малыхин Д. Г. Формирование текстуры при производстве труб из сплавов титана. *Стратегия качества в промышленности и образовании Том 1* : тези доп. 11 межд. конф. Варна, Болгария, 1-5 июн. 2015 р. С. 40–44.

12. Грузин Н. В., Джуган О. О. Формирование структуры и свойств титановой проволоки из сплава ВТ1-0 для медицины при термической обработке. «*Людина і космос*» : тези доп. 18 міжн. молод. наук.-практ. конф., м. Дніпропетровськ, 2016 р. 285 с.

13. Грузин Н. В., Вахрушева В. С. Текстура в трубах из сплава Ti–3Al–2,5V и ее влияние на свойства. *ТИТАН 2016: виробництво та використання в авіабудуванні* : доклад на IV міжн. наук.-практ. конф., м. Запоріжжя, 3-4 лист. 2016 р.

14. Грузин Н. В., Вахрушева В. С. Влияние термической обработки на изменение текстуры холоднокатанных труб из сплава титана. *Стратегия*

качества в промышленности и образовании. Том 2 : тези доп. XIII межд. конф., 5-8 июня 2017 г. Варна, Болгария : Технический університет. С. 53-57.

15. Грузин Н. В., Вахрушева В. С. Оценка текстуры и свойств труб из сплава Ti–3Al–2,5V после горячей деформации прессованием. *«Людина і космос. Випереджаючи час»* : тези доп. 19 міжн. молод. наук.-практ. конф., м Дніпро, 2017. 260 с.

ВІДОМОСТІ ПРО АПРОБАЦІЮ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЇ

- Міжнародна молодіжна наукова-практична конференція Людина і космос. Випереджаючи час (Дніпропетровськ, 2010 р.);
- Международная конференция Стратегия качества в промышленности и образовании (Варна, Болгария, 2015 р.);
- Міжнародна молодіжна наукова-практична конференція Людина і космос (Дніпропетровськ, 2016 р.);
- IV міжнародна наукова-практична конференція ТИТАН 2016: виробництво та використання в авіабудуванні (Запоріжжя, 2016 р.);
- XIII международная конференция Стратегия качества в промышленности и образовании (Варна, Болгария, 2017 г);
- 19 міжнародна молодіжна наукова-практична конференція Людина і космос. Випереджаючи час (Дніпро, 2017 р.).

ДОДАТОК Б
АКТИ ВПРОВАДЖЕННЯ

ЗАТВЕРДЖУЮ

Директор виконавчий
ТОВ «ВО ОСКАР»
Науменко С.Г.



ЗАТВЕРДЖУЮ

Ректор
Придніпровської державної
академії будівництва та
архітектури д.т.н., проф.



АКТ

використання результатів дисертаційної роботи Грузін Наталії Вячеславівни
«Формування структури, текстури та властивостей у сплавах титана при
виготовленні труб»

Ми, що нижче підписалися: завідувач кафедри д.т.н., проф. Лаухін Д.В., керівник роботи д.т.н., проф. Вахрушева В.С., відповідальний виконавець Грузін Н.В., начальник технічного відділу Новосьолов С.В., начальник відділу з розробки технологій Кацапов К.М. склали цей акт про те, що на основі проведеної роботи видані рекомендації для розробки технологічного процесу виготовлення труб з сплавів титану марок Gr 9 і Gr 2 у частині можливості охопдження сплавів (гартування) після пресування, а також побудови маршрутів холодної прокатки та термічної обробки труб. Оцінено важливий показник якості труб - текстуру труб, її радіальну та тангенціальну складову, яка визначає важливу характеристику титанових труб для авіації - показник коефіцієнту відносного стиснення КОС (CRS) стандарт AS 4076. Видані рекомендації дозволять поліпшити здавальні показники титанових труб.

Від ТОВ «ВО ОСКАР»

Начальник технічного відділу
Новосьолов С.В.

Начальник відділу з розробки
технологій
Кацапов К.М.

Від ПДАБА

Завідувач кафедри, д.т.н., проф.
Лаухін Д.В.

Професор кафедри, д.т.н., проф.
Вахрушева В.С.

Відповідальний виконавець
Грузін Н.В.

ЗАТВЕРДЖУЮ:

Проректор з науково-педагогічної
та навчальної роботиДВНЗ «Північнопродвіська державна
академія будівництва та архітектури»

Григорій ПАПІРНИК

2021 р.

АКТ

впровадження результатів дисертаційної роботи Грузін Н. В. «Формування структури, текстури та властивостей труб у сплавах титана на різних стадіях виробництва» в навчальний процес кафедри Матеріалознавства та обробки матеріалів ДВНЗ «Північнопродвіська державна академія будівництва та архітектури»

В навчальний процес кафедри Матеріалознавства та обробки матеріалів ДВНЗ «Північнопродвіська державна академія будівництва та архітектури» було впроваджено результати дисертаційної роботи Грузін Н. В. «Формування структури, текстури та властивостей труб у сплавах титана на різних стадіях виробництва» до вивчення програмного матеріалу з дисциплін: «Кольорові метали та сплави», «Недовосконалість кристалічних решіток та фізика міцності» і «Фізичні властивості і методи дослідження матеріалів». Розширені уявлення про формування текстур у металах та сплавах у технологічному процесі виготовлення виробів.

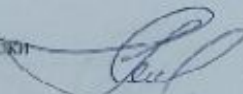
Методичні вказівки до лабораторних робіт «Кольорові метали та сплави» з дисципліни «Кольорові метали та сплави» призначені для ознайомлення здобувачів вищої освіти з методиками аналізу даних, щодо структури металів і сплавів, механічних та технологічних властивостей, а також знань по зміні їх основних властивостей, вмінню обирати необхідні сплави з урахуванням умов їх роботи в сучасній техніці. Методичні вказівки написані в обсязі 28 сторінок. Автор дисертаційної роботи Грузін Н.В. є розробником зазначених вище вказівок.

Завідувач кафедри
матеріалознавства та обробки
матеріалів, д.т.н.



Володимир ВОЛЧУК

Професор кафедри
матеріалознавства та обробки
матеріалів, д.т.н., проф.



Дмитро ЛАУХ