

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

МАТЕМАТИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ  
Кафедра загальної та прикладної фізики

## КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА МАГІСТРА

на тему: «СТРУКТУРА ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ПІСЛЯ  
ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ»

Виконав: студент 2 курсу, групи 8.1040  
спеціальності 104 фізика та астрономія  
(шифр і назва спеціальності)

Д.С. Шалатов

(ініціали та прізвище)

Керівник професор, д-р фіз.-мат. наук Гіржон В. В.  
(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

Завідувач кафедри обладнання та технології  
зварювального виробництва НУ «Запорізька  
політехніка», професор, д-р техн. наук

Рецензент Овчинников О. В.  
(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ**  
**ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ**

Факультет математичний

Кафедра загальної та прикладної фізики

Рівень вищої освіти магістр

Спеціальність 104 фізика та астрономія

(шифр і назва)

**ЗАТВЕРДЖУЮ**

Завідувач кафедри  
загальної та прикладної фізики,  
д-р пед. наук, доцент

Андреев А.М.

(підпис)

«      »      2021 р.

**З А В Д А Н Н Я**  
**НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ СТУДЕНТОВІ**

Шалатову Денису Сергійовичу

(прізвище, ім'я та по батькові)

1. Тема роботи Структура титанових сплавів після лазерної обробки

керівник роботи Гіржон Василь Васильович, д-р фіз.-мат. наук, професор

(прізвище, ім'я та по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом ЗНУ від « 9 » червня 2021 року № 851-С

2. Строк подання студентом роботи 19.11.2021

3. Вихідні дані до роботи Об'єкт дослідження – титановий сплав ВТ20 після лазерної обробки в атмосферах аргону, азоту та повітря.

методи дослідження – рентгенівський фазовий, металографічний та дюрOMETричний

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити)

1. Літературний огляд.

2. Матеріали та методи дослідження.

3. Результати та їх обговорення

4. Висновки

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)                     

Мікроструктура досліджуваних зразків, дифрактограми від поверхні зразків після лазерної обробки

## 6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
1	Гіржон В. В., д-р фіз.-мат.наук, професор	08.02.2021	30.04.2021
2	Гіржон В. В., д-р фіз.-мат.наук, професор	05.05.2021	28.05.2021
3	Гіржон В. В., д-р фіз.-мат.наук, професор	01.09.2021	16.11.2021

7. Дата видачі завдання 05.11.2020

## КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№	Назва етапів кваліфікаційної роботи	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1.	Літературний пошук.	08.03.21 – 27.03.21	виконано
2.	Оформлення літературного огляду.	27.03.21 – 30.04.21	виконано
3.	Оформлення другого розділу.	05.05.21 – 28.05.21	виконано
4.	Підготовка зразків для лазерної обробки.	31.05.21 – 04.06.21	виконано
5.	Лазерна обробка зразків.	07.06.21 – 11.06.21	виконано
6.	Рентгенографічний аналіз зразків	14.06.21 – 25.06.21	виконано
7.	Металографічний аналіз зразків	06.09.21 – 17.09.21	виконано
8.	Вимірювання мікротвердості	20.09.21 – 04.10.21	виконано
9.	Розробка третього розділу.	05.10.21 – 27.10.21	виконано
10.	Оформлення дипломної роботи	28.10.21 – 03.11.21	виконано
11.	Корегування дипломної роботи згідно вимогам ГОСТів.	04.11.21 – 19.11.21	виконано

Студент

\_\_\_\_\_

(підпис)

Д.С. Шалатов

\_\_\_\_\_

(ініціали та прізвище)

Керівник роботи

\_\_\_\_\_

(підпис)

В.В. Гіржон

\_\_\_\_\_

(ініціали та прізвище)

## Нормоконтроль пройдено

Нормоконтролер

\_\_\_\_\_

(підпис)

О.В. Смоляков

\_\_\_\_\_

(ініціали та прізвище)

## РЕФЕРАТ

Кваліфікаційна робота магістра «структура титанових сплавів після лазерної обробки»: 69 с., 10 рис., 3 табл., 43 джерел.

ЗОНА ОБРОБКИ, ЗОНА ТЕРМІЧНОГО ВПЛИВУ, МАРТЕНСИТНЕ ПЕРЕТВОРЕННЯ, МІКРОСТРУКТУРА, МІКРОТВЕРДІСТЬ, ПЕРЕСИЧЕНІ ТВЕРДІ РОЗЧИНИ, ФАЗОВЕ ПЕРЕТВОРЕННЯ, ЛАЗЕРНА ОБРОБКА

Об'єкт дослідження – титановий сплав ВТ20 після лазерної обробки.

Мета роботи – дослідження структури титанового сплаву ВТ20 після лазерної обробки в атмосферах аргону, азоту та повітря.

Методи дослідження – якісний рентгенівський фазовий, металографічний та дюрOMETричний. За допомогою наведених методів було досліджено структурно-фазовий склад зразків та зміни мікротвердості у вихідному стані та після лазерних обробок у різних газових середовищах.

Встановлено, що лазерна обробка титанового сплаву ВТ20 в атмосферах аргону, азоту та повітря викликає суттєві структурні зміни в поверхневих шарах сплавів, що призводить до зміни їх механічних властивостей, зокрема мікротвердості. Показано, що змінюючи атмосферу обробки, можна регулювати ступінь зміни мікротвердості поверхні. Проаналізовано причини змін мікротвердості з точки зору структурно-фазового стану поверхні лазерної обробки.

## SUMMARY

Master's qualifying paper «Structure of titanium alloys after laser treatment»: 69 pages, 10 figures, 3 tables, 43 references.

TREATMENT ZONE, THERMAL INFLUENCE ZONE, MARTENSITIC TRANSFORMATION, MICROSTRUCTURE, MICROHARDNESS, CROSS SOLID SOLUTIONS, PHASE PHASE TRANSFER

The objects of the study is a titanium alloy VT20 after laser treatment.

The aim of the study is researching the structure of titanium alloy VT20 after laser treatment in an atmospheres of argon, nitrogen and air.

The methods of research are qualitative X-ray phase, metallographic and durometric. With the help of the above methods, the structure of the samples in the initial state and after laser treatment under the modes of melting and pre-melting in different gas environments was investigated.

It was established that the laser treatment of titanium alloy VT20 in atmospheres of argon, nitrogen and air leads to significant structural changes in the surface layers of alloys, which leads to changes in their mechanical properties, in particular microhardness. It is shown that by changing the atmosphere of processing, it is possible to adjust the degree of change in the microhardness of the surface. The reasons for changes in microhardness from the point of view of the structural-phase state of the laser treatment surface are analyzed.

## ЗМІСТ

Завдання на кваліфікаційну роботу.....	2
Реферат.....	4
Summary.....	5
Скорочення та умовні позначення.....	7
Вступ.....	8
1 Літературний огляд.....	9
1.1 Титан і його виробництво.....	9
1.2 Хімічні, фізичні та механічні властивості титану.....	12
1.3 Класифікація і маркування сплавів титану.....	16
1.3.1 Технічний титан та $\alpha$ -титанові сплави.....	19
1.3.2 Титанові псевдо $\alpha$ - і $\alpha+\beta$ -сплави.....	21
1.3.3 Псевдо $\beta$ - та $\beta$ -сплави титану.....	27
1.4 Методи підвищення механічних властивостей сплавів на основі титану.....	28
1.4.1 Термічна та хіміко-термічна обробка титанових сплавів.....	29
1.4.2 Застосування концентрованих джерел енергії.....	34
1.4.3 Лазерне зміцнення титанових сплавів.....	37
1.5 Характеристика і застосування титанового сплаву VT20.....	40
2 Матеріали та методи дослідження.....	43
2.1 Рентгенівський якісний фазовий аналіз.....	43
2.2 Металографічний аналіз.....	48
2.3 Вимірювання мікротвердості.....	51
3. Результати та їх обговорення.....	54
Висновки.....	65
Список використаних джерел.....	66

**СКОРОЧЕННЯ ТА УМОВНІ ПОЗНАЧЕННЯ**

ЛО	лазерна обробка
ГЩУ-ґратка	гексагональна щільно упакована ґратка
ОЦК-ґратка	об'ємноцентрована кубічна ґратка
ТО	термічна обробка
ХТО	хіміко-термічна обробка
КДЕ	концентровані джерела енергії
ЗЛД	зона лазерної дії
ЗО	зона оплавлення
ЗТВ	зона термічного впливу
РФА	рентгенівський фазовий аналіз
$H_\mu$	мікротвердість
$q$	густина потужності лазерного випромінювання

## ВСТУП

Отриманий майже століття тому, титан, як і сплави на його основі, у наш час застосовується у різних галузях, таких як хімічній та ракетно-космічній промисловості, авіації, суднобудуванні, медицині, тощо. Це обумовлено, насамперед, унікальним поєднанням невисокої густини, пластичності, високої жароміцності та корозійної стійкості. Недоліками титану можна вважати низькі механічні властивості, зокрема його твердість та зносостійкість, що поступаються традиційним конструкційним сплавам.

Застосування термічної обробки та легування не дозволяють досить суттєво покращити дані характеристики титанових сплавів, а в деяких випадках навіть призводить до їх погіршення. Дуже часто ефективним є зміцнення не всього об'єму деталей, а лише їх поверхневих шарів. Так, у результаті хіміко-термічної обробки вдається дещо підвищити механічні властивості поверхні титану, однак при цьому товщина зміцненого шару є досить незначною.

Більш перспективним методом підвищення твердості поверхонь титанових сплавів є лазерна обробка (ЛО), що характеризується високими ( $\sim 10^4 \dots 10^6$  К/с) швидкостями нагрівання та охолодження у локальній зоні дії лазерного променя. Перевагами такого впливу є мінімальна деформація деталей, незалежно від конфігурації та розміру, та суттєве покращення їх механічних властивостей, зокрема твердості та зносостійкості.

Незважаючи на значну кількість публікацій щодо зміни структури та властивостей титанових сплавів, було виконано досить мало досліджень процесів модифікації їх поверхні під впливом ЛО, проведеної у різних газових середовищах. Тому метою роботи є вивчення структурного стану, фазових перетворень і властивостей поверхневих шарів титанового сплаву VT20 після імпульсної лазерної обробки в середовищах аргону, азоту та повітря в режимах предоплавлення та оплавлення поверхонь.



# 1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

## 1.1 Титан і його виробництво

Титан є досить поширеним елементом – згідно з останніми даними він стоїть на дев'ятому місці за розповсюдженістю у земній корі – 0,625% за масовою часткою. Серед металів, що використовуються у якості конструкційних матеріалів, цей елемент поступається лише алюмінію, залізу та магнію. Титан входить до складу більшості магматичних порід і понад 70 мінералів, однак майже не трапляється у природі у чистому вигляді [1].

Сполуку кисню з титаном (діоксид титану) вперше було виявлено незалежно одним від одного у 1791 році англійським священиком і мінералогом Вільямом Грегором при дослідженні корнвалійського менахаліту (титанового магнітного залізняка) та у 1795 році німецьким хіміком Мартином Генріхом Клапротом при дослідженні рутилу [2]. Останній назвав новий елемент, орієнтуючись не на його властивості, а згідно з міфологією – на честь древніх мешканців землі.

Ученим знадобилося більше ста років для виділення металічного титану і визначення його властивостей. Труднощі в отриманні достатньо чистого металу полягали в тому, що титан є вельми активним елементом при високих температурах і взаємодіє практично з усіма матеріалами, з яких склалися реактори для його отримання [3]. Найпершим виділив титан шведський хімік Йєнс Якоб Берцеліус у 1825 році шляхом відновлення фтортитаната калія металічним натрієм, але цей продукт не містив достатньої кількості металевого титану. Потім була велика кількість спроб і невдач його отримання. Лише у 1887 році значного успіху досягли Л. Ф. Нільсон та С. О. Петтерсон, отримавши продукт із вмістом близько 95% металічного титану [2].

Вважається, що вперше досить чистий (близько 99%) титан був виділений у 1910 році американським хіміком М. Хантером. Згодом, у 1925 році голландські вчені А. ван Аркел та І. де Бур отримали ще більш чистий титан шляхом термічного розкладання парів йодиду титану  $TiI_4$ . Попри це, титан не застосовувався у промисловості, допоки у 1940 році люксембуржець Вільям Джастін Кролл не запатентував магнієтермічний спосіб (спосіб Кролла) відновлення очищеного чотирехлористого титану магнієм в атмосфері чистого аргону у реакторі з молібденовою внутрішньою поверхнею [3]. Початком промислового освоєння титану вважається 1948 рік, коли в США було виготовлена перша партія титану магнієтермічним способом. Усього тоді було отримано 15 тонн титанової губки [4].

Як уже зазначалося, виробництво металевого титану, що включає підготування, плавлення і його обробку, ускладнюється дуже високою хімічною активністю титану при високих температурах і особливо у розплавленому стані [2]. Він утворює хімічні сполуки і тверді розчини з багатьма елементами, тому у виробництві потрібно створювати особливі умови, що забезпечують достатню чистоту вихідного металу. Початковими продуктами для виготовлення металічного титану зазвичай є галоїдні сполуки, діоксид титану та фтортитану [5].

У наш час відомо декілька способів виробництва металічного титану, які відрізняються продуктивністю, чистотою отриманого матеріалу, технологічною складністю, а тому мають не однакове значення для промисловості. Основними з них є:

- 1) Відновлення діоксиду титану ( $TiO_2$ ). Зазвичай у якості відновника застосовують вуглець, але вихідний продукт містить при цьому до 5% С у вигляді вуглецю титану. Існують також методи відновлення за допомогою натрію, магнію чи кальцію, але в усіх способах у вихідному металі залишаються нижчі окисли, які неможливо повністю видалити.

Одним з кращих методів відновлення  $TiO_2$  є гідридний метод, заснований на взаємодії двооксиду титана з гідридом кальцію – у результаті

виділяється гідрид титану і окисли кальцію, які вимиваються розбавленою кислотою, а гідрид титану, що залишився, розкладається при нагріві, виділяючи водень і звільнюючи титан, але при цьому він буде містити незначні домішки  $TiO_2$ .

2) Відновлення фтортитанатів. Було багато спроб відновлення фтортитанату калію ( $K_2TiF_6$ ) за допомогою натрію, а також фтортитана та натрію ( $Na_2TiF_6$ ) за допомогою калію, але ні один з цих способів не застосовується у промисловості через неможливість отримання відносно чистого металу [2].

3) Термічна дисоціація йодиду титану ( $TiI_4$ ) є одним із способом отримання металічного титану надвисокої чистоти у вигляді компактного прутика, який не потребує подальшого ущільнення плавкою чи іншим способом. Рекордними є отримані прутики діаметром 30 мм і вагою 15 кг. Але даний спосіб є дуже невигідним для промислового використання через дуже малу продуктивність та високу вартість.

4) Відновлення чотирибромистого титану ( $TiBr_4$ ) воднем. Осаджений на вольфрамовому дроті металічний титан має дуже високу частоту, але спосіб є не економічним і не має ніяких переваг над термічною дисоціацією йодиду титану, тому у промисловості не застосовується.

5) Відновлення чотирхлористого титану ( $TiCl_4$ ) є основним промисловим методом отримання ковкого металічного титану у наш час. У якості відновлювача використовується Mg або Na, а застосування Ca, H, B, Hg та Fe не дозволяє отримати достатньо чистий Ti [2].

Магнієтермічний спосіб включає наступні операції:

- отримання титанових концентратів;
- виробництво титанового шлаку;
- виробництво чотирхлористого титану;
- відновлення чотирхлористого титану магнієм;
- вакуумна сепарація реакційної маси;
- плавка титанової губки в вакуумних печах [5].

б) Електролітичне отримання та очистка титану – основними проблемами виступають добування електролітичного титану із катодного осаду, що складається з металу і солей, та видалення залишкових окислів [2]. Цей метод і досі не знайшов широкого застосування у промисловості.

Електронно-променева плавка губчастого титану була досліджена у [6]. Визначено оптимальні технологічні параметри плавки циліндричних злитків діаметром 1,2...0,85 м. Перевагою методу є відсутність структурних неоднорідностей, включень, пор та усадкових раковин.

## 1.2 Хімічні, фізичні та механічні властивості титану

Більшість властивостей титану досить сильно змінюються при зміні фазового складу і особливо при наявності різних домішок, тому при описанні його характеристик обов'язково потрібно вказувати ступінь його чистоти. Хімічні властивості будь-якого елемента безпосередньо визначаються за його положенням у періодичній системі [2].

Титан має порядковий номер 22 і відноситься до перехідних елементів, що мають недобудовану 3d-електронну оболонку, а отже і по два валентні електрони знаходяться на 3s- та 3d-підрівнях. Згідно з рентгеноструктурним аналізом атомний радіус дорівнює  $1,45 \cdot 10^{-10}$  м [3]. Молярний об'єм, розрахований за пікнометричними вимірами, складає  $10,6 \cdot 10^{-9}$  м<sup>3</sup>/моль. Середня атомна маса Ті становить 47,8891 а.о.м., а п'ять стійких природних ізотопів з масовими числами 46, 47, 48, 49 та 50 зустрічаються у масових частках вище 5% від вмісту титана у земній корі.

У відповідності до будови електронної оболонки, у хімічних сполуках атом титану найчастіше буває чотирьохвалентним, хоча іноді може бути трьохвалентним і набагато рідше – двовалентним. Валентність у металевих сполуках є різноманітною і досить сильно змінюється зі зміною тиску, а також у залежності від додавання домішкових елементів [7].

Титан існує у двох кристалічних модифікаціях:  $\alpha$  та  $\beta$ . У  $\alpha$ -модифікації метал має ГЦУ-ґратку, яка є стабільною при температурах нижче 1155 К, а при збільшенні температури він переходить у  $\beta$ -модифікацію, що має ОЦК-ґратку. Фазовий перехід титану  $\alpha \rightarrow \beta$  супроводжується зменшенням об'єму кристалічної ґратки приблизно на 5,5%, а також зміною фізичних властивостей металу. Вказана температура фазового переходу змінюється при легуванні титану [3].

Параметри кристалічної ґратки  $\alpha$ -титану варіюються наступним чином:  $c$  – від 4,67 до  $4,73 \cdot 10^{-10}$  м,  $a$  – від 2,94 до  $2,95 \cdot 10^{-10}$  м, але наявність N, O і C, як правило, значно збільшують параметр  $c$ , при цьому параметр  $a$  змінюється набагато менше [2]. Параметр кристалічної ґратки  $\beta$ -титану при 1173 К складає  $3,30 \cdot 10^{-10}$  м. За допомогою екстраполяції було визначено, що при 293 К цей параметр буде складати  $3,28 \cdot 10^{-10}$  м. Також при легуванні титану елементами з меншим атомним радіусом параметр  $\beta$ -ґратки буде зменшуватися, а при легуванні елементами з більшим атомним радіусом навпаки – дещо збільшуватися [3].

Титан характеризується досить високою корозійною стійкістю на повітрі при температурах аж до 773...833 К, але при нагріванні вище 873 К вкривається окисдно-нітридною плівкою. Остання, через подібність її структури до титану, тримається на його поверхні дуже міцно. Крім того швидкість дифузії кисню через окисну плівку при кімнатних температурах є досить малою, тому вона добре захищає метал від подальшого руйнування. Однак при підвищенні температури титан стає надто активним, тому взаємодіє не лише з киснем, але й з галоїдами, сіркою, нітрогеном, вуглецем, а також з іншими елементами. Навіть титановий пил, що знаходиться у зваженому стані у повітрі, є дуже вибухонебезпечним [2].

Зазвичай корозійна стійкість будь-якого металу визначається величиною його електродного потенціалу, тобто різницею електричних потенціалів між металом і розчином електроліту. Зокрема, для щойно очищеної поверхні титану виміряні значення електродного потенціалу у воді,

у водних розчинах, а також у багатьох кислотах і лугах коливаються від  $-0,27$  до  $-0,355$  В – метал, здавалося б, повинен швидко розчинятися. Однак у більшості водних розчинів електродний потенціал титану дуже швидко зростає від негативних до позитивних значень, приблизно до  $+0,5$  В, і корозія практично миттєво припиняється: титан стає пасивним і надзвичайно стійким до корозії [7].

Питомий електричний опір  $\rho$  титану становить від  $4,2$  до  $7,0 \cdot 10^{-10}$  Ом·м при  $293$  К, що вище в 4 рази ніж у заліза і в 25 разів ніж у міді. Підвищення температури аж до  $673$  К призводить до збільшення  $\rho$  за лінійним законом. Фазовий перехід  $\alpha \rightarrow \beta$  характеризується спадом електроопору, при подальшому збільшенні температури  $\rho$  продовжує зростати, але не так швидко, як у  $\alpha$ -модифікації. Близько  $0$  К титан переходить у надпровідний стан. Температуру цього переходу можна підвищити за допомогою легування елементами, які або утворюють інтерметалідні сполуки, або які стабілізують  $\beta$ -фазу. Також нижче  $73$  К титан стає парамагнетиком, а при  $293$  К він володіє слабо вираженою магнітною сприйнятливістю [3].

Теплопровідність, як і електропровідність, у Ті є невисокою у порівнянні з іншими металами і ще більше знижується при наявності легуючих домішок. Так при  $293 \dots 298$  К теплопровідність досить чистого титану була виміряна у межах  $21,90 \dots 22,04$  Вт/(м·К) [7], що є у 15 разів нижче ніж у алюмінію та його сплавів, а також у 3...5 разів менше ніж у сталях різних марок. Низьке значення даної характеристики визначає специфічні особливості ТО злитків і заготовок титану та його сплавів, адже при їх нагріванні за перетином виникають досить значні температурні перепади, що призводить до значних місцевих напружень, які у свою чергу викликають утворення тріщин у металі.

Коефіцієнт лінійного термічного розширення титану також набагато нижчий, ніж у алюмінію і сталі [1]. Так, за розрахунками Кролла, Ті високої чистоти (99,9%) має середній коефіцієнт лінійного розширення  $8,79 \cdot 10^{-6}$  в інтервалі температур від  $273$  до  $1073$  К.

Густина  $\alpha$ -титану за різними вимірюваннями при  $293 \pm 2$  К становить приблизно  $(4,50...4,54) \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup>, а для  $\beta$ -Ті при 1173 К, згідно з рентгенографічними вимірюваннями, вона рівна  $4,319 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup>. Враховуючи параметр ґратки  $\beta$ -титану, була розрахована його густина для 293 К –  $4,471 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup> [2].

Визначення температури плавлення титану є досить неточним через його високу хімічну активність у розплавленому стані. За різними даними вона складає  $(1933...1945) \pm 10$  К, а наявність у металі кисню призводить до її підвищення. Вказана причина також утруднює експериментальне визначення прихованої теплоти плавлення і температури кипіння титану, тому ці параметри визначені розрахунковим шляхом за ентропією титану: теплота плавлення  $1,88 \cdot 10^3$  Дж/моль і температура кипіння 3560 К. Також титан і більшість його сплавів добре зварюються, але зварні шви необхідно піддавати термічній обробці, зокрема вакуумному відпалу, для зняття внутрішніх напружень для запобігання холодних тріщин [3].

Значення модуля пружності  $E$  титану при 293 К у залежності від вмісту домішок і переважній орієнтації кристалітів знаходиться у межах  $(1,02...1,45) \cdot 10^{11}$  Па, а модуль стиснення у напрямку осі  $c$  зі значенням  $1,36 \cdot 10^{11}$  Па є вищим, ніж у напрямку осі  $a$ . Модуль зсуву нелегованого титана дорівнює  $3,97 \cdot 10^{10}$  Па – згідно нього був розрахований коефіцієнт Пуассона, рівний 0,34 при модулі  $E = 1,06 \cdot 10^{11}$  Па, а елементи впровадження – О і Н підвищують величину модуля  $E$ , а з підвищенням температури він падає [7].

Титан, рафінований за допомогою йодидного процесу, володіє механічними властивостями, які наведено в таблиці 1.1. При подальшому збільшенню чистоти Ті його міцність стає ще нижчою. Отже, домішки у металі можуть мати як негативний так і позитивний вплив, але сам по собі технічно чистий титан не представляє собою особливий інтерес у якості конструкційного матеріалу через низькі механічні властивості [8], які, навпаки, є досить високими у різноманітних титанових сплавах.

Таблиця 1.1 – Механічні властивості йодидного титану [8]

Властивість	Значення
Межа міцності, Па	$2,45 \cdot 10^8$
Межа плинності, Па	$1,63 \cdot 10^8$
Відносне видовження, %	72
Поперечне звуження, %	86,2
Твердість за Вікерсом, Па	$8,67 \cdot 10^8$

### 1.3 Класифікація і маркування сплавів титану

Титан і його сплави у порівнянні з іншими конструкційними матеріалами мають набагато краще поєднання високих механічних властивостей, питомої міцності та жароміцності, корозійної стійкості та порівняно невисокої питомої ваги [8]. Крім того вони добре зварюються, є парамагнітними, мають високу корозійну стійкість у природних і агресивних середовищах, володіють особливими теплофізичними властивостями, що мають важливе значення в різних, іноді у досить специфічних галузях техніки.

Ефективність використання титану в багатьох напрямках значно підвищується за допомогою легування та застосування методів ТО. Зокрема, за впливом на поліморфне  $\alpha \leftrightarrow \beta$  перетворення титану, згідно з [4], легуючі елементи було поділено усі на три групи.

Перша група включає стабілізатори  $\alpha$ -фази – елементи, що підвищують температуру поліморфного  $\alpha \leftrightarrow \beta$  перетворення титану. Із металів до їх числа  $\alpha$ -стабілізаторів відносяться Al, Ga та In, а із неметалів – C, N та O.

Друга група представлена  $\beta$ -стабілізаторами – елементами, які знижують температуру поліморфного  $\alpha \leftrightarrow \beta$  перетворення Ti, які у свою чергу можна також поділити на три підгрупи. У сплавах титану з елементами першої підгрупи при досить низькій температурі відбувається евтектоїдний



розпад  $\beta$ -фази за схемою  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ . До числа таких елементів відносяться так звані  $\beta$ -евтектоїдні стабілізатори титану: Si, Cr, Mn, Fe, Cu, Ni, Pb, Be, Co. У таких сплавах з перехідними елементами  $\beta$ -фаза доволі стійка і зберігається тривалий час при температурах, нижчих за евтектоїдні, натомість у сплавах з неперехідними елементами  $\beta$ -фаза навпаки менш стійка і її неможливо зафіксувати навіть гартуванням з температурами, вищими за евтектоїдні [4].

У сплавах титану з елементами другої підгрупи при їх досить високій концентрації  $\beta$ -розчин зберігається аж до кімнатної температури, не зазнаючи евтектоїдного розпаду. Через те, що вони утворюють неперервні розчини з  $\beta$ -Ti, такі елементи назвали ізоморфними  $\beta$ -стабілізаторами. До їх числа входять: Ta, V, Mo, Nb.

Елементи третьої підгрупи (Re, Ru, Rh, Os та Ir) утворюють в багатій титаном області сплави, діаграма стану яких схожа на діаграму  $\beta$ -ізоморфних стабілізаторів. І хоч у сплавах третьої підгрупи рівноважна  $\beta$ -фаза теж стабілізується при кімнатній температурі, але все ж неперервних  $\beta$ -твердих розчинів не утворюється, так як принцип ізоморфізму взаємодіючих елементів не виконується. Елементи цієї підгрупи ще називають квазіізоморфними  $\beta$ -стабілізаторами.

До третьої групи входять легуючі елементи, що майже зовсім не впливають на температуру поліморфного  $\alpha \leftrightarrow \beta$  перетворення титану. До числа таких елементів відносять Sn, Ge, Zr, Ga та Th – ці елементи називають нейтральними зміцнювачами [4].

Згідно з цією класифікацією усі легуючі елементи та домішки титану можна розділити на декілька різних груп, як це показано на рис. 1.1. Елементи також розбиті на дві групи за типом розчинів з титаном: елементи заміщення та впровадження.

За призначенням титанові сплави доцільно розділити на три великі групи:

– Конструкційні та високоміцні титанові сплави – володіють оптимальним співвідношенням характеристик міцності і пластичності,

завдяки чому їх застосовують при виготовленні деталей, на які діє змінне навантаження.

– Жароміцні титанові сплави – відрізняються підвищеною жароміцністю при мінімально зниженій пластичності. Міцність таких сплавів варіюється у досить великому діапазоні, що залежить від конкретного хімічного складу. Дані сплави застосовуються як більш дешева альтернатива жароміцним нікелевим сплавам з урахуванням робочого температурного інтервалу.

– Титанові сплави на основі інтерметалідів – представляють інтерес як жароміцні матеріали з низькою густиною та високою пластичністю, що дозволяє використовувати їх для виготовлення авіаційних та космічних апаратів [9].

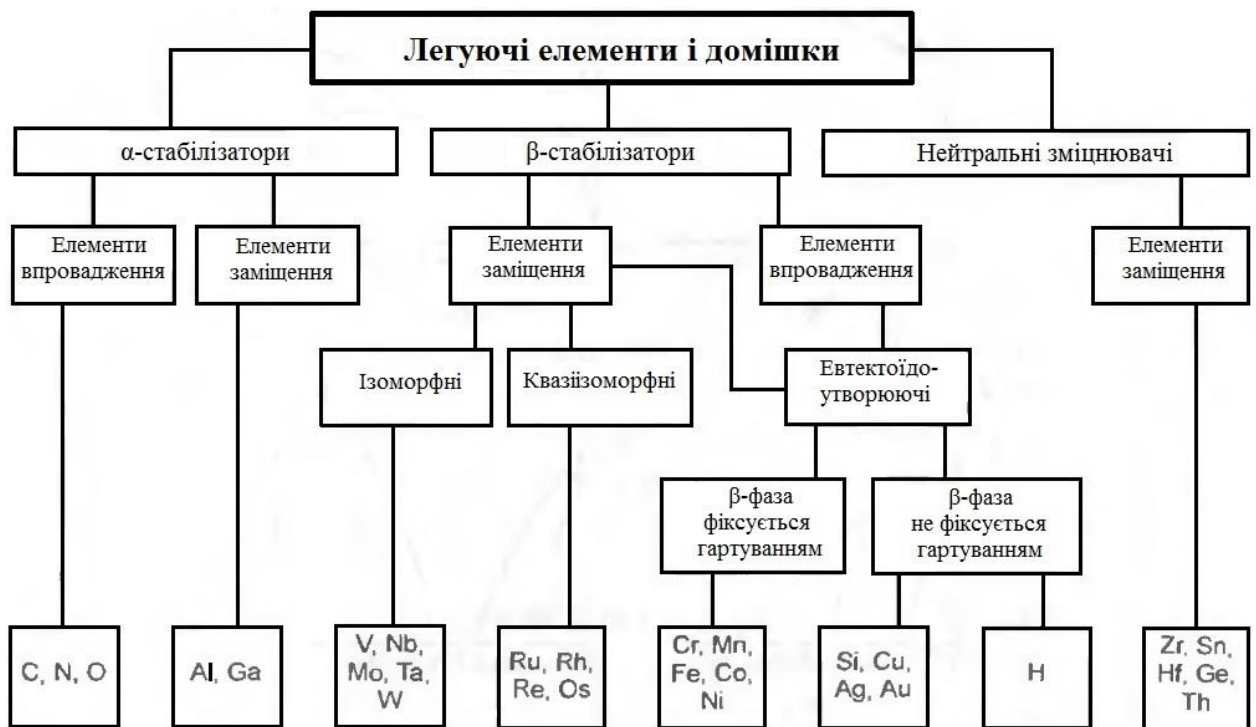


Рисунок 1.1 – Блок-схема класифікації домішок та легуючих елементів у титані [4]

За структурою, що формується у титанових сплавах під дією прийнятої у промисловості ТО, потрібно розрізняти: α-сплави, псевдо-α-сплави

(кількість  $\beta$ -фази не перевищує 5%),  $(\alpha + \beta)$ -сплави, псевдо- $\beta$ -сплави (із невеликою кількістю  $\alpha$ -фази),  $\beta$ -сплави, а також сплави на основі інтерметалідів титану. Виділяють також сплави титану перехідного класу, що займають проміжне місце між  $(\alpha + \beta)$ - та псевдо- $\beta$ -сплавами.

За технологією виробництва титанові сплави поділяються на деформовані і ливарні; за рівнем механічних властивостей – на сплави з невисокою міцністю і підвищеною пластичністю, середньою та високою міцністю; за умовами застосування – на холодостійкі, жароміцні й корозійностійкі. За здатністю до зміцнення при старінні вони діляться на термічно незміцнювані й зміцнювані за рахунок дисперсійного старіння [10].

Україномовне маркування титану зазвичай містить букву "Т", що вказує на основний елемент і може містити наступні скорочення: буква "Л" вказує на належність металу до ливарної групи, "Г" – матеріал спеціального призначення, "В" – містить ванадій як основний легуючий елемент. Технічний титан може маркуватися однією буквою "Т" з подальшою вказівкою чистоти сплаву в цифрах, причому менше за величиною число вказує на більш очищений сплав. Наприклад, одним з найбільш якісних сплавів вважається титан ВТ1-00, кількість домішок в якому не перевищує 0,1%, а чистого титану міститься 99,9%.

Однак, в інших випадках цифри в маркуванні титанових сплавів не відображають кількісних пропорцій легуючих елементів або чистоти сплаву, як це прийнято в переважній більшості ідентифікації складнолегованих кольорових металів. Тому існують спеціальні таблиці, що вказують на вміст того чи іншого елемента в титановому сплаві певного маркування [11].

### **1.3.1 Технічний титан та $\alpha$ -титанові сплави**

ВТ1-00 і ВТ1-0 – марки технічного титану, що відрізняються вмістом домішок (кисню, азоту, вуглецю, заліза, кремнію, тощо) і є матеріалами малої

міцності. Титан VT1-00 містить менше домішок, тому є менш міцним і більш пластичним. Основна перевага технічного титану – висока технологічна пластичність, що дозволяє отримувати з нього навіть фольгу.

Міцність титану може бути підвищена гартуванням але при цьому сильно знижуються пластичні властивості. Зниження характеристик пластичності виражено сильніше, ніж підвищення характеристик міцності, тому гартування не є найкращим способом поліпшення комплексу властивостей титану. До недоліків титану слід віднести високу схильність до водневої крихкості, тому вміст Н не повинен перевищувати 0,008% у титані марки VT1-00 та 0,01% у VT1-0 [12].

Сплав VT5 (VT5Л) легований тільки Al, який належить до найбільш поширених легуючих елементів для титанових сплавів. Це обумовлено наступними перевагами алюмінію перед іншими легуючими компонентами:

- а) Al широко поширений у природі, доступний і порівняно дешевий;
- б) густина Al значно менше ніж у титану, тому введення алюмінію підвищує їх питому міцність;
- в) зі збільшенням вмісту Al підвищується жароміцність та опір повзучості сплавів титану;
- г) введення Al призводить до підвищення модулю пружності;
- д) зі збільшенням вмісту Al зменшується схильність до водневої крихкості Ti.

Сплав VT5 відрізняється від технічного титану більшою міцністю та жароміцністю. Однак, алюміній значно зменшує технологічну пластичність титану. Сплав VT5 деформується в гарячому стані: кується, прокатується, штампується. З нього виготовляють прутки, профілі, поковки, штампування. Проте, його вважають за краще застосовувати не в деформованому стані, а у вигляді фасонного лиття (в цьому випадку йому присвоюють марку VT5Л). Сплав призначений для виготовлення деталей систем управління, внутрішнього набору фюзеляжу, зварних деталей і вузлів, які тривалий час працюють (до  $10^4$  годин) при температурах до 673 K [9].

Сплав VT5-1 відноситься до системи Ti-Al-Sn. Олово покращує технологічні властивості сплавів титану з алюмінієм, уповільнює їх окислення, підвищує опір повзучості. Цей сплав, по міцності відноситься до матеріалів середньої міцності, мало чутливий до надрізу, має задовільний межа витривалості, зберігає значну жароміцність до 723 К. Сплав VT5-1 більш технологічний, ніж VT5, і з нього виготовляють всі види напівфабрикатів, одержуваних обробкою тиском, в тому числі: листи, плити, поковки, штампування, профілі, труби і дріт. Сплав зварюється усіма видами зварювання, причому зварні з'єднання і основний метал майже рівні за міцністю. VT5-1 термічно не зміцнюється. При його застосуванні для роботи при криогенних температурах вміст домішок має бути зведений до мінімуму, так як вони викликають холодноламкість. Сплав зі зниженим вмістом домішок позначають VT5-1кт.

Сплав ПТ-7М відноситься до малолегованих, маломіцних і високопластичних сплавів системи Ti-Al-Zr. Він досить легко деформується не тільки при підвищених, а й кімнатній температурі, що обумовлено невеликим вмістом в ньому алюмінію. Сплав проводиться в основному в формі гарячепресованих, гарячекатаних і холоднодеформованих труб. Висока пластичність сплаву дозволяє отримувати з нього особливо тонкостінні труби. Сплав ПТ-7М застосовують в основному для виготовлення різного роду трубопроводів, що працюють при кімнатній і підвищених температурах в агресивних середовищах [12].

### **1.3.2 Титанові псевдо $\alpha$ - і $\alpha + \beta$ -сплави**

Сплав OT4-0 має невелику міцність і високу технологічність, яку підвищує Mn при гарячій обробці тиском. Сплав псевдо- $\alpha$ -класу з невеликою кількістю  $\beta$ -фази термічно не зміцнюються. Основними напівфабрикатами є: листи, стрічки, смуги, прутки, поковки, штампування. Добре зварюється і деформується в гарячому і холодному станах, є можливим штампування при

кімнатній температурі, тому і використовується в деталях, для виготовлення яких потрібна висока технологічність при холодному штампуванні.

Сплав OT4-1 відноситься до числа найбільш технологічних титанових сплавів; є маломіцним, малолегованим псевдо- $\alpha$ -сплавом системи Ti-Al-Mn. Він добре деформується в гарячому і холодному станах і призначений в основному для виготовлення листів, стрічок, смуг, плит, поковок, прутків, труб та профілів. Листове штампування деталей простої форми може проводитися в холодному стані; при штампуванні деталей складної форми необхідний підігрів до 773 К. Сплав добре зварюється усіма видами зварювання, причому міцність і пластичність зварного з'єднання практично однакові з основним металом. У відпаленому стані OT4-1 застосовується для виготовлення деталей типу обшивок крила, закрилків, внутрішньої частини крила. Недоліками є порівняно невисока міцність і дуже велика схильність до водневої крихкості (вміст Н не повинен перевищувати 0,005%) [4].

Псевдо  $\alpha$ -сплав OT4 відноситься до тієї ж системи Ti-Al-Mn, що і OT4-1, але відрізняється від нього великим вмістом алюмінію. У зв'язку з цим він міцніше сплаву OT4-1. Цей сплав середньої міцності. Разом з тим сплав OT4 менш пластичний і технологічний, ніж сплав OT4-1. Сплав добре деформується в гарячому і обмежено холодному станах. Його постачають у вигляді листів, плит, профілів, труб, прутків. Основні операції листового штампування (витяжка, згинання, відбортовка) здійснюються в холодному стані. При штампуванні складних по конфігурації деталей потрібен підігрів. Сплав OT4 добре зварюється аргоно-дуговим, контактним (точковим, роликовим, стиковим) і електронно-променевим зварюванням. Термічно не зміцнюється, єдиним видом термічної обробки, якому його піддають є повний або неповний (для зняття залишкових напруг) відпал.

Сплави OT4-1 та OT4 мають гарну термічну стабільність і призначені для виготовлення деталей, що працюють при температурах до 623 К протягом  $2 \cdot 10^3$  годин і до 573 К протягом  $3 \cdot 10^4$  годин і виготовляються з застосуванням зварювання, штампування та згинання. Повний відпал

проводять при 913...963 К (листові напівфабрикати і деталі з них) і при 1013...1063 К (прутки, поковки, штампування і деталі з них); неповний відпал – при 793...833 К.

Сплав VT18 (VT18У) системи Ti-Al-Zr-Mo-Nb-Si відноситься до високоміцних псевдо  $\alpha$ -сплавів. Великий вміст алюмінію і цирконію забезпечує високий опір повзучості і високу тривалу міцність до температур 823...873 К. Це один з найбільш жароміцних титанових сплавів. Пластичні властивості і технологічність при обробці тиском у сплаву VT18 нижче, ніж у сплавів типу OT4. Тому він призначений в основному для виробництва прутків, поковок і штамповок.

Оптимальне поєднання властивостей сплаву забезпечує відпал при температурах 1173...1223 К, витримка 1...4 години, охолодження на повітрі. Крім цього застосовують подвійний відпал: при 1173...1253 К – 1...4 години та при 823...953 К – 2...8 години, що дозволяє отримати більш високий опір розриву сплаву при 873 К ( $7,7 \cdot 10^5$  Па замість  $6,7 \cdot 10^5$  Па). Сплав VT18 рекомендується для деталей, що працюють тривалий час (до 500 годин) при 823...873 К і короткочасно (деталі разової дії) – до 1073 К [12].

Псевдо  $\alpha$ -сплав VT18У відрізняється від VT18 більш низьким вмістом алюмінію і цирконію, а також додатковим легуванням оловом. У зв'язку з цим він кілька більш технологічні VT18. Тому з нього отримують не тільки ті, що були поковки і штампування, а й листи, хоча і з великими труднощами. Термічна обробка напівфабрикатів із сплаву VT18У проводиться за режимами, прийнятим для сплаву VT18. За жароміцним властивостям сплав VT18У не поступається сплаву VT18 і рекомендується для тих же умов експлуатації, що і сплав VT18.

Псевдо  $\alpha$ -сплав VT20 належить до системи Ti-Al-Zr-Mo-V. Досить високий вміст алюмінію забезпечує значну міцність і жароміцність цього сплаву. Його пластичність і технологічність при обробці тиском нижче, ніж у сплавів типу OT4. Проте він добре деформується в гарячому стані і поставляється у вигляді поковок і штамповок товщиною до 0,25 м, профілів,

прутків, плит та листа. У листовому варіанті цей сплав по жароміцним характеристикам поступається тільки сплаву VT18У. Сплав VT20 може зварюватись з титановими сплавами VT3-1, OT4, OT4-1, VT5-1, VT6, VT14, VT5Л, VT21Л. Більш детально характеристику та застосування титанового сплаву VT20 описано у розділі 1.5.

Сплави типу VT6 (Ti-6Al-4V) відносяться до числа найбільш поширених за кордоном титанових сплавів. Сплав Ti-6Al-4V використовується для виготовлення великогабаритних зварних і збірних конструкцій літальних апаратів, для виготовлення балонів, що працюють під внутрішнім тиском в широкому інтервалі температур від 469 до 723 К, і цілого ряду інших конструктивних елементів, близько 50% використовуваного в авіакосмічній промисловості титану припадає на сплав Ti-6Al-4V, аналогом якого є вітчизняні сплави типу VT6.

Таке широке поширення цього сплаву пояснюється вдалим його легуванням. Алюміній в сплавах системи Ti-Al-V підвищує міцність і жароміцні властивості, а ванадій відноситься до числа тих небагатьох легуючих елементів в титані, які підвищують не тільки міцність, але й пластичність.

Поряд з високою питомою міцністю сплави цього типу мають меншою чутливістю до вмісту Н у порівнянні зі сплавами OT4 і OT4-1, низькою схильністю до сольовий корозії і хорошою технологічністю [12].

Сплав VT14 відноситься до високоміцних термічно зміцнених титановим ( $\alpha + \beta$ )-сплавам мартенситного типу системи Ti-Al-Mo-V. Цей сплав добре деформується в гарячому стані і з нього отримують прутки, труби, профілі, листи, плити, поковки, штампування. Листове штампування сплаву в відпаленого або загартованому стані з невеликими деформаціями можна проводити в холодному стані, але основні операції штампування вдається успішно провести лише при підвищених температурах.

Сплав задовільно зварюється усіма видами зварювання, що застосовуються для титану. Для відновлення пластичності зварного з'єднання



після зварювання необхідно проводити відпал. Сплав застосовують в відпаленому і термічно зміцненому станах. Відпал листів, прутків, поковок, штампвок і деталей з них здійснюють при температурах 1013...1083 К. Термічне зміцнення складається з гарту з температури 1143...1183 К і старіння при 1026...1106 К протягом 8...16 годин. Сплав рекомендований для виготовлення штампозварних конструкцій, які тривалий час працюють при температурах до 673 К [9].

Сплав ВТ16 відноситься до високоміцних ( $\alpha + \beta$ )-сплавом тієї ж системи Ti-Al-Mo-V, що і ВТ14, але відрізняється від останнього меншим вмістом алюмінію і великим вмістом  $\beta$ -стабілізаторів. У зв'язку з цим сплав ВТ16 у порівнянні зі сплавом ВТ 14 містить більше  $\beta$ -фази в відпаленого стані (10% у ВТ14, 25...30% – у ВТ16). Завдяки високому вмісту  $\beta$ -фази сплав ВТ 16 відрізняється високою технологічністю. Він добре деформується не тільки в гарячому, але і в холодному стані, що обумовлено не тільки ( $\alpha + \beta$ )-структурою, але і невисоким вмістом Al. Хоча, зі сплаву ВТ16 можна виготовляти майже всі види напівфабрикатів, основна частина продукції з нього – дріт і прутки діаметром від 4 до 20 мм, отримані прокаткою або волочінням. Це пов'язано з тим, що сплав ВТ16 призначений в основному для виготовлення деталей кріплення: болтів, гвинтів, заклепок, тощо. Склад цього сплаву підбирається спеціально до умов роботи цих деталей.

Сплав ВТЗ-1 системи Ti-Al-Mo-Cr-Fe-Si відноситься до високоміцних ( $\alpha + \beta$ )-сплавів мартенситного класу. Алюміній в сплаві ВТЗ-1 зміцнює  $\alpha$ - і  $\beta$ -фази і зменшує густину сплаву. Евтектоїдо-утворюючі  $\beta$ -стабілізатори хром, залізо і кремній стабілізують  $\alpha$ - і  $\beta$ -фази і підвищують міцність і жароміцні властивості при помірних температурах. Молібден не тільки збільшує міцність і жароміцні властивості сплаву, а й ускладнює евтектоїдний розпад  $\beta$ -фази, підвищуючи термічну стабільність [4].

Сплав добре деформується в гарячому стані; з нього отримують катані, пресовані та ковани прутки, катані і пресовані профілі, різні поковки і штампування, смуги, плити, розкатні кільця, в дослідному порядку – труби.

Сплав задовільно зварюється усіма видами зварювання, що застосовуються для титану. Після зварювання необхідно проводити відпал для відновлення пластичності зварного з'єднання.

Сплав ВТЗ-1 використовується при виготовленні деталей двигунів, що працюють тривалий час (до  $6 \cdot 10^3$  годин і більше) при температурах до 673 К; деталей типу арматури, ушкових болтів; деталей системи управління. Останнім часом намітилася тенденція до заміни сплаву ВТЗ-1 сплавом ВТ6, мабуть, в основному у зв'язку з тим, що сплав Ti-6Al-4V успішно використовується багато років в зарубіжній практиці для виготовлення найвідповідальніших конструкцій. Додатковим легуванням вдається підвищити міцність сплаву Ti-6Al-4V при збереженні задовільної пластичності, механічні властивості зварних з'єднань при цьому значно погіршуються, так що при зварюваності, зокрема, електронно-променевої зварюванням, сплави типу ВТЗ-1 не мають собі рівних, окрім сплаву ВТ20.

Сплав ВТ22 ( $\alpha + \beta$ )-класу відноситься до сильнолегованих високоміцних сплавів системи Ti-Al-Mo-V-Fe-Cr. За змістом  $\beta$ -стабілізуючих елементів сплав ВТ22 близький до критичної концентрації. Структура і властивості сплаву ВТ22 сильно залежать від коливання хімічного складу в межах, встановлених технічними умовами. Залежно від змісту легуючих елементів його структура після гарту з  $\beta$ -області може бути представлена або однією  $\beta$ -фазою, або  $\beta$ -фазою і мартенситом. Таким чином, за структурою в загартованому стані – це сплав перехідного класу.

Сплав має гарну технологічної пластичністю при гарячій обробці тиском. З нього отримують прутки, профілі, труби, поковки, штампування, плити. Сплав задовільно зварюється плавленням, аргоно-дуговим зварюванням, зварюванням під флюсом, роликового і точковим зварюванням. Після зварювання необхідно проводити відпал для підвищення комплексу механічних властивостей зварного з'єднання [9].

Сплав застосовують у відпаленому і термічно зміцненому станах. Структура відпаленого сплаву ВТ22 представлена приблизно рівними

кількостями  $\alpha$ - і  $\beta$ -фаз, і тому він відноситься до найміцнішим титанових сплавів в відпаленого стані. Його властивості міцності в відпаленого стані такі ж, як у сплавів VT6, VT3-1, VT 14 після гартування і старіння. Це відкриває нові можливості використання титанових сплавів в великогабаритних виробках, коли зміцнення термічною обробкою майже неможливе. Зі сплаву VT22 можуть бути виготовлені поковки і штампування масою декілька тонн.

Для забезпечення найкращого поєднання міцності і пластичних характеристик сплав VT22 піддають відпалу за досить складного режиму: нагрів при 1093...1123 К протягом 1...3 годин, охолодження з піччю до 1013...1033 К, витримка 1...3 години, далі охолодження на повітрі і подальший нагрів до 773...923 К протягом 2...4 годин. Додаткове зміцнення сплаву VT22 може бути досягнуто гартуванням з температур 993...1053 К і старінням при 753...873 К протягом 4...10 годин. Тимчасовий опір розриву загартованого сплаву становить  $(1,0...1,1) \cdot 10^9$  Па при відносному видовженні 10...15%, а після старіння складає  $(1,3...1,6) \cdot 10^9$  Па при видовженні 5...10%. Сплав призначений для виготовлення деталей і конструкцій, які тривалий час працюють під високим навантаженням до температур 323..673 К. З нього виготовляють силові деталі фюзеляжу, крила, штампування, деталі системи управління та закріплюючі деталі [12].

### **1.3.3 Псевдо $\beta$ - та $\beta$ -сплави титану**

Сплав VT9 забезпечує більш високі характеристики міцності і жароміцні властивості в порівнянні зі сплавом VT6 за рахунок високого вмісту алюмінію і легуванням кремнію. Призначений для роботи при 673...773 К. Подвійний відпал забезпечує оптимальне поєднання механічних властивостей; зміст  $\beta$ -фази після відпалу приблизно 10%. Сплав термічно зміцнюється шляхом загартування і старіння. Основними виду напівфабрикату є прутки, поковки, штампування і плити. Задовільно

деформується в гарячому стані. Технологічні властивості при обробці тиском гірше, ніж у сплав ВТ6. В основному застосовується в газотурбінних двигунах (дисках, лопатках) і інших деталях компресора.

Сплав ВТ8, як і ВТ9 має кращі характеристики у порівнянні зі сплавом ВТ6 через високий вміст алюмінію і кремнію. Максимальна робоча температура 753 К. Сплави ВТ8-1 і ВТ8-1М перевершують сплави ВТ3-1 і ВТ9 за термічною стабільністю, пластичністю, технологічністю і за характеристикам тріщиностійкості. Подвійний і ізотермічний відпал забезпечують оптимальне поєднання властивостей; зміст  $\beta$ -фази в відпаленому сплаві приблизно 10%. Сплав термічно зміцнюється. Основними видами напівфабрикату є прутки, поковки, штампування і плити. Задовільно деформується в гарячому стані. Технологічні властивості при обробці тиском гірше, ніж у сплав ВТ6. Зварювання не рекомендується. В основному застосовується в деталях двигунів літаків (дисках, лопатках компресора низького тиску, деталях кріплення вентилятора).

Сплав ВТ35 високолегований псевдо- $\beta$ -сплав з  $\beta$ -фазою, легко зберігається при охолодженні; сплав ВТ35Л зберігає  $\beta$ -фазу в процесі повільного охолодження. Має велику гартуємість. У загартованому стані сплав має високу пластичність і здатний до холодної деформації. Старіння призводить до істотного зміцнення ( $\sigma_b > 1,2 \cdot 10^9$  Па;  $\delta = 6\%$ ) при високій в'язкості руйнування. Застосовується для виготовлення листів, фольги, фасонних виливків. Задовільно обробляється тиском у гарячому стані; після гартування здатний до холодної деформації [9].

#### **1.4 Методи підвищення механічних властивостей сплавів на основі титану**

Покращення механічних характеристик титанових сплавів досягається створенням функціональних покриттів, поверхневим легуванням, термічною,

хіміко-термічною та термомеханічною обробкою, їх комбінуванням, а також обробкою концентрованими джерелами енергії (КДЕ), зокрема лазерним випромінюванням, у різних середовищах.

#### 1.4.1 Термічна та хіміко-термічна обробка титанових сплавів

Найпоширенішим видом термічної обробки (ТО) титану і його сплавів є відпал різного призначення. Натомість, гартування і старіння застосовують рідше, залежно від складу, вихідного стану та вимог до експлуатації титанових матеріалів.

До відпалу титанових сплавів відноситься:

– Рекристалізаційний відпал. Застосовується для  $\alpha$ -сплавів титану з метою зняття напружень, створених попередньою деформацією. Температура рекристалізаційного відпалу вище температури рекристалізації, але нижче температури алотропічного перетворення  $\alpha \leftrightarrow \beta$ , так як в  $\beta$ -області відбувається дуже швидке зростання зерна. Зазвичай це температури 793...1123 К в залежності від хімічного складу сплаву і виду напівфабрикату.

– Відпал з фазовою перекристалізацією. Застосовується для  $(\alpha + \beta)$ -сплавів, щоб досягти зниження твердості, підвищення пластичності, подрібнення зерна, усунення структурної неоднорідності. Виокремлюють простий, ізотермічний та подвійний відпал; температура нагріву складає 1023...1223 К(в залежності від складу сплаву) [13].

– Звичайний відпал. Передбачає нагрів  $(\alpha + \beta)$ -сплавів до температури відпалу, витримку і повільне охолодження. Утворюється при нагріванні  $\beta$ -фаза (іноді із залишковою  $\alpha$ -фазою) при повільному охолодженні розпадається і виділяє  $\alpha$ -фазу, в результаті чого фіксується двофазна структура  $(\alpha + \beta)$ -сплавів, близька до рівноважної.

– Ізотермічний відпал. Дозволяє отримати термічно стабільніші властивості титанових сплавів. Процес може бути розбитий на чотири етапи:

- 1) нагрівання до температури вище температури рекристалізації, (зазвичай 1073...1223 K) для зняття наклепу (I ступінь);
- 2) охолодження до 773...923 K у залежності від складу сплаву;
- 3) витримка при даних температурах для стабілізації  $\beta$ -фази (II ступінь);
- 4) охолодження на повітрі. Ізотермічним відпалом досягаються висока міцність і жароміцність в поєднанні з хорошою пластичністю сплаву.

– Подвійний відпал. Відрізняється від ізотермічного тим, що після витримки при високій температурі (1073...1223 K) сплав охолоджують до 293 K і потім повторно нагрівають до температури II ступеня. У процесі охолодження від I ступеня до кімнатної температури в сплаві фіксується нестійка  $\beta$ -фаза, що розпадається на II ступені відпалу. Фактично II ступінь при подвійному відпалі є старінням: утворюються дрібнодисперсні продукти розпаду зміцнюють сплав. Подвійний відпал сприяє збільшенню опору повзучості [13].

– Відпал для зняття напружень. Застосовується для усунення внутрішніх напружень, що виникають при обробці тиском, механічній обробці й зварюванню, для запобігання хімічної ерозії і зменшення деформації в деяких агресивних середовищах. Температура відпалу від напружень вибирається нижче температури рекристалізації і, як правило, становить 723...923 K, а час витримки відповідно 0,25...4 години для промислового чистого титану, 0,5...2 години для механічних деталей і 2...12 годин для зварювання деталей, які потім охолоджують на повітрі.

– Процес дегідрування, також відомий як вакуумний відпал. Спрямований на усунення водневої крихкості та проводиться у вакуумній печі, де при нагріванні сплавів титану відбувається виділення з них водню. Температура відпалу становить 813...1033 K, час витримки 2...4 години після охолодження на повітрі, ступінь вакууму у печі не перевищує 1,33 Па.

Гартування застосовується тільки для двофазних сплавів. Залежно від хімічного складу, в першу чергу від сумарного вмісту легуючих

$\beta$ -стабілізаторів, у титанових сплавах при гартуванні може відбуватися мартенситне перетворення або зафіксуватися високотемпературний стан  $\beta$ -фази при кімнатній температурі, тобто утворитися нестабільна  $\beta_{\text{нест}}$ -фаза.

Вплив термічної обробки на механічні властивості титанового сплаву ВТ-20 було досліджено у [14]. Міцність зразку сплаву ВТ20 змінювалась в залежності від режиму ТО в межах від  $1,13 \cdot 10^9$  до  $1,295 \cdot 10^9$  Па при 293 К та від 0,78 до  $1,02 \cdot 10^9$  Па при 773 К. Це пояснюється високою дисперсністю вторинної  $\alpha$ -фази після обробки.

Легуванням і ТО не вдається істотно підвищити антифрикційні властивості титанових сплавів. Найкраще цей недолік усувається хіміко-термічною обробкою (ХТО) при азотуванні і оксидуванні. Ці процеси, хоча і обмежено, але застосовуються в промисловому масштабі.

Для хіміко-термічної обробки титану і його сплавів неможливо застосовувати ті середовища, які зазвичай використовують при обробці сталей, особливо водневмісні гази та їх суміші, через значну гідратацію металу до рівня достатнього для розвитку водневої крихкості. Так, зокрема азотування проводять не в аміаку, а в чистому азоті ретельно очищеному від кисню і вологи [15]. Для зниження крихкості азотованого шару і підвищення його зчеплення зі сплавом виробу піддають вакуумному відпалу при 1073...1173 К.

У процесі азотування титану при температурах нижче 1155 К на поверхні утворюється тонкий шар нітриду титану, а нижче його збагачений азотом шар  $\alpha$ -твердого розчину. Нітрідний шар має сіруватий колір, його товщина становить  $(4...20) \cdot 10^{-6}$  м, а мікротвердість дорівнює  $(12...16) \cdot 10^9$  Па. Збагачений азотом шар – білого кольору, його мікротвердість плавно зменшується при віддаленні від поверхні углиб металу, поки не досягається мікротвердість, характерна для основного металу.

За глибину азотування приймають товщину шару з підвищеною мікротвердістю. У ряді випадків між нітрідним шаром і металом спостерігається темна смуга, структура якої представлена фазами  $\alpha+\epsilon$  і  $\epsilon+\delta$ .

Цей прошарок утворюється при охолодженні титану після азотування через розпад  $\alpha$ - і  $\delta$ -розчинів граничних складів, відповідних температурі азотування [16].

При азотуванні ( $\alpha + \beta$ )-сплавів під нітрідним шаром знаходиться альфований шар, який змінюється структурою, представленою  $\alpha$ - і  $\beta$ -фазами. У міру віддалення від альфованого шару кількість  $\alpha$ -фази зменшується від 100% до значень, типових для даного сплаву. Ці структурні зміни обумовлені  $\alpha$ -стабілізуючою дією азоту.

Якщо азотування титану проводять при температурах вище 1155 К, то утворюються три характерних шари: а) нітрідний; б) шар, відповідний  $\alpha$ -фазі при температурі азотування; концентрація азоту різко зменшується при віддаленні від поверхні металу; при охолодженні після азотування цей шар не зазнає поліморфного перетворення; в) шар, відповідний  $\beta$ -фазі при температурі азотування; концентрація азоту невелика і повільно знижується при віддаленні від поверхні; при охолодженні після азотування цей шар, як і серцевина зразка, зазнає ( $\beta \rightarrow \alpha$ )-перетворення.

Товщину нітрідного шару можна зменшити азотуванням титану і його сплавів в азоті при зниженому тиску або в суміші азоту з аргоном. Ще один спосіб усунення крихкого нітрідного шару – вакуумний відпал після азотування або відпал в аргоні [15].

Азотування в десятки разів підвищує зносостійкість і жаростійкість титанових виробів. Разом з тим, суттєво, в декілька разів знижуються такі характеристики пластичності, як відносне подовження і, особливо, поперечне звуження; межа витривалості на базі  $10^7$  циклів зменшується на 10-25%. До того ж азотований шар тонкий і тому доведення азотованих деталей до потрібних розмірів зустрічає істотні труднощі. У зв'язку з цим азотування титану і його сплавів, хоча і є найбільш поширеним видом ХТО, застосовується в обмежених масштабах.

У [16] представлено результати серії експериментів плазмового азотування біомедичного титанового сплаву Ti6-Al4-V в газовому



середовищі з вмістом 80% N<sub>2</sub> та 20% H<sub>2</sub> при температурах 973...1273 К і часі обробки від 2 до 15 годин. Показано, що мікротвердість зростає у 3...4 рази, проте характер і ефективність модифікації поверхні залежить від умов проведення процесу.

Поверхневого зміцнення титану і його сплавів досягають також оксидуванням, у процесі якого утворюються сполуки TiO, Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> і TiO<sub>2</sub>. І хоча оксидні шари великої товщини, що утворюються в результаті окислення при температурах вище 1123...1173 К, негативно впливають на механічні і трибологічні властивості сплавів титану, все ж при невеликій товщині оксидованого шару, який утворився при температурі нижче за 1123 К, вдається підвищити зносостійкість деталей з титанових сплавів без істотного зниження властивостей титану і його сплавів.

У наш час у промисловості застосовуються три технологічні схеми оксидування [15]:

- а) на повітрі при 973...1073 К з подальшим повільним охолодженням разом із піччю;
- б) на повітрі при 1123 К з наступним охолодженням у воді для видалення шару окалини;
- в) при засипуванні графітом або піском при 973...1123 К з подальшим охолодженням разом із засипкою на повітрі.

При виборі режимів оксидування сплавів для їх конкретного використання враховують, що з пониженням температури зменшується шкідливий вплив дифузійного шару на циклічну міцність сплаву, але в той же час зменшується товщина оксидованого шару.

У дослідженні [17] поверхню чистого титану CP-Ti (аналогом якого є вітчизняний сплав типу VT1-0) піддавали термічному окисленню при температурі 923 К протягом 14 годин та при 1123 К протягом 6 годин з подальшим охолодженням у різних умовах: разом із піччю, на повітрі та у воді. Згідно з РФА в усіх випадках на поверхні зразків відбулося утворення шару рутилу TiO<sub>2</sub>, товщина якого була незмінною незалежно від умов

охолодження у першій серії експериментів (після термічного окислення при 923 К протягом 14 годин), а зразки при цьому показували кращу корозійну стійкість у 0,9% розчині NaCl аніж необроблений сплав. Натомість у другому випадку (термічне окислення при 1123 К протягом 6 годин) при охолодженні на повітрі та у воді спостерігалось розтріскування і збільшення товщини шару окалини через дифузію електролітів крізь пори рутилу, що призводить до зменшення корозійної стійкості.

#### **1.4.2 Застосування концентрованих джерел енергії**

Поряд із традиційним об'ємним термічним та хіміко-термічним зміцненням металевих матеріалів існує можливість застосування більш перспективних сучасних методів обробки поверхні титанових сплавів за допомогою концентрованих джерел енергії (від  $10^3$  до  $10^5$  Вт/см<sup>2</sup>) [18]. До останніх можна віднести електронні та йонні пучки, лазерне випромінювання, потоки плазми, тощо.

Особливістю застосування КДЕ є одночасний радіаційний, тепловий і ударно-механічний вплив на матеріал частинками і випромінюванням різних видів і потужності. Це дозволяє вибірково, на рівні окремих атомів, точно і дозовано впливати на формування необхідних характеристик в приповерхневих шарах матеріалу. При цьому процеси перебудови структури відбуваються в умовах, далеких від термодинамічно рівноважних, і дозволяють ефективно проводити зміцнення як за допомогою легування матеріалу з утворенням вторинних фаз у поверхневих шарах із заданими механічними властивостями, так і за допомогою збільшення концентрації дефектів кристалічної ґратки, зміни їх розподілу та морфології поверхні, що в кінцевому результаті поліпшує фізико-механічні й інші важливі властивості титанових сплавів. Натомість хімічний склад і фазова структура матеріалу в об'ємі матриці не змінюються [19].

Прикладні дослідження модифікації властивостей матеріалів іонними пучками ведуться в двох напрямках: імплантація в матеріали і вплив на матеріали концентрованими потоками енергії. В основі обробки іонними пучками лежать два процеси, які визначають нові властивості зразку: легування поверхневого шару матеріалу і зміна його структурно-фазового стану (утворення виділень і метастабільних фаз, аморфізація і поява радіаційних дефектів). При високодозовій іонній імплантації у поверхневому шарі формується потужна дислокаційна структура, виникає велика кількість дислокаційних петель [20].

Застосування іонного опромінення для обробки сплавів на основі титану призводить до структурно-фазових перетворень у поверхневих шарах товщиною в сотні нанометрів, що впливає на фізико-хімічні та механічні властивості виробів: тертя і зношування, жаростійкість, міцність від втоми, а також стійкість до корозії і ерозії [21].

Вплив іонної імплантації на знос залежить не тільки від типу іонів і параметрів експерименту, а й від режиму зношування. При низьких контактних напруженнях механізм зношування носить переважно абразивний характер. Впровадження азоту в сплави не тільки зменшує швидкість зношування майже на два порядки, а й викликає зміну механізму зношування: з абразивного (для вихідних зразків) на окислювальний (для імплантованих).

Іонна імплантація також позитивно впливає на міцність сплавів при підвищених температурах, а також призводять до суттєвих структурно-фазових змін у приповерхневих шарах титану і його сплавів, що в свою чергу, впливає на хімічні і фізико-механічні властивості оброблюваних матеріалів.

Разом з перевагами, перераховані методи зміцнення поверхні мають ряд недоліків, до яких можна віднести високу вартість обладнання і, як наслідок, збільшення вартості обробки. Для зниження собівартості обробки металевих поверхонь можна використовувати стиснуту електричну дугу, яка

за густиною потужності схожа на плазмовий струмінь [22]. При її переміщенні в атмосфері азоту по оброблюваній поверхні з заданою швидкістю здійснюється практично миттєвий локальний нагрів верхнього шару виробу. Одночасно з нагріванням відбувається насичення поверхневого шару азотом через його високу швидкість дифузії у поверхню титану. В результаті надшвидкого нагріву і охолодження за рахунок кондуктивного теплообміну, а також поверхневого азотування на виробі утворюється багатошарова структура у вигляді доріжки з високою мікротвердістю і корозійною стійкістю, що складається з шару нітриду титану, шару дифузійного насичення і шару термічного впливу, що плавно переходить в основний об'єм матеріалу. Поверхневий шар, що має характерний золотистий колір, містить поряд з нітридом титану включення оксидної і гідридної фаз. Мікротвердість збільшується приблизно в 2...3 рази.

Обробку електронним пучком використовують для отримання необхідного рельєфу, модифікації поверхневих шарів і підготовки поверхні для осадження покриттів. При цьому на стадіях опромінення та високошвидкісного охолодження зразків можуть протікати наступні процеси:

- плавлення матеріалу поверхневого шару;
- нагрівання зразків за рахунок теплопровідності;
- утворення газоплазмової хмари;
- формування та поширення ударних хвиль;
- утворення кратерів в поверхневих шарах мішеней;
- видалення з поверхні легколетких адсорбованих домішок на основі вуглеводнів;
- перерозподіл елементів в перекристалізованій зоні;
- фазоутворення в умовах високошвидкісної кристалізації;
- збільшення густини дислокацій [19].

Сукупність цих процесів і визначає стан поверхні після електронно-променевої обробки і дозволяє істотно поліпшити механічні властивості титанових сплавів.

### 1.4.3 Лазерне зміцнення титанових сплавів

ЛО являється найбільш зручним і перспективним методом з усіх КДЕ завдяки високій якості обробки виробів, значній продуктивності та технологічності процесів, екологічності та чистоти виробництва, економії людських та матеріальних ресурсів. На сьогодні у промисловості застосовуються майже всі види лазерних технологій: термозміцнення і легування, зварювання і різання, наплавка і розмірна обробка, маркування і гравіювання, тощо. Зокрема, методи поверхневої ЛО можна класифікувати таким чином (рис. 1.2).

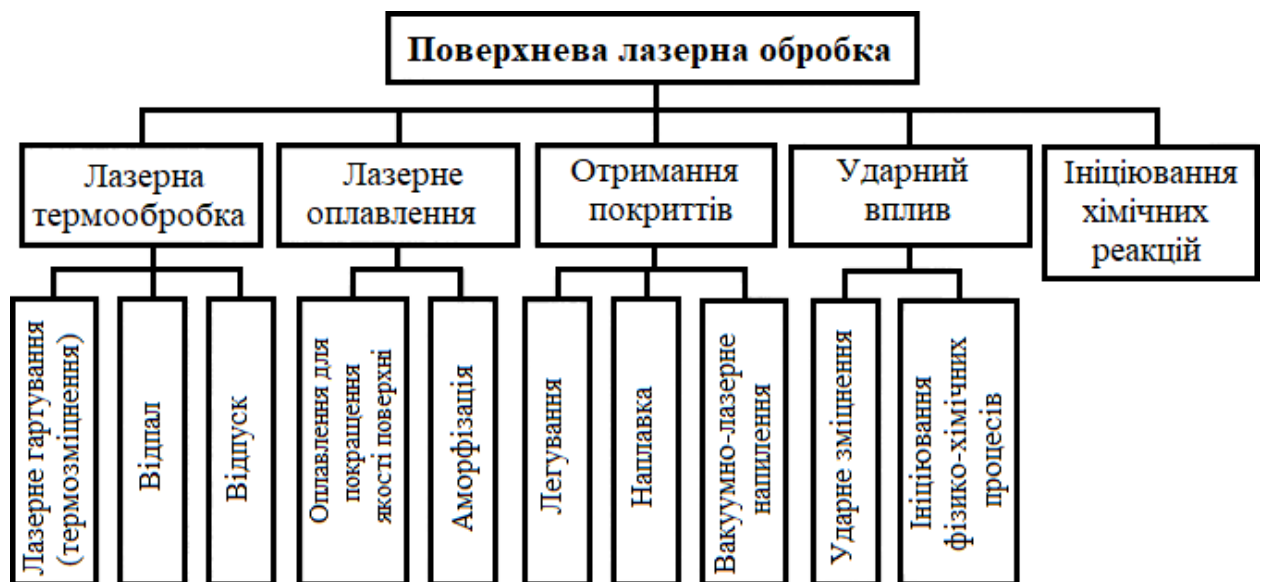


Рисунок 1.2 – Класифікація методів поверхневої лазерної обробки [23]

Основними механізмами збільшення опору корозії, підвищення твердості і зносостійкості поверхонь деталей при обробці лазерним випромінюванням є наступні:

1) лазерне гартування – зміцнення шляхом нагрівання поверхневого шару до температур, що перевищують температуру плавлення, з наступною прискореною кристалізацією, при якій досягається утворення дрібнодисперсної кристалічної структури, аморфного стану речовини або

інших метастабільних станів у закристалізованій поверхні. У цьому випадку при досягненні надвисоких швидкостей нагрівання і охолодження ( $\sim 10^4 \dots 10^6$  K/c) відбувається фазовий перехід між двома алотропічними модифікаціями титану: низькотемпературної  $\alpha$ -фазою з ГЦУ-граткою і високотемпературної  $\beta$ -фазою з ОЦК-граткою;

2) зміцнення за допомогою лазерного легування поверхні виробу на основі протікання мікрOMETалургійних процесів і дифузійної взаємодії легуючого компонента в розплавленому поверхневому шарі з основою сплаву.

Лазерну обробку титанових сплавів зазвичай проводять у середовищі повітря або під струменем азоту чи аргону. У результаті оплавлення лазерним променем поверхні матеріалу утворюються зона оплавлення (ЗО) і зона термічного впливу (ЗТВ).

При ЛО на повітрі або в азоті мікроструктура ЗО має дендритну будову, іноді утворюються зерна  $\beta$ -фази. У процесі такої обробки поверхня титанових сплавів насичується газами, в першу чергу азотом. При цьому через утворення оксидів та нітридів титану, мартенситних  $\alpha'$ - та  $\alpha''$ -фаз твердість підвищується. Однак, зі збільшенням кількості легуючих елементів, твердість, при однакових режимах обробки, зменшується.

У результаті ЛО у захисному середовищі аргону насичення поверхні  $N_{\text{тО}}$  майже не відбувається, тому знижується кількість оксидів та нітридів. ЗО складається із  $\alpha$ -пластин, витягнутих у напрямку тепловідводу, і невеликих зерен  $\beta$ -фази. Інтервал зміни мікротвердості, як і її абсолютні значення, в цьому випадку значно менші, ніж при обробці на повітрі [23].

Механізм та мікроструктурні процеси лазерного азотування титану у [24] розглядаються з двох точок зору. Згідно першої, азот дифундує в розплавлений лазерний басейн, а потім реагує з  $Ti$  з утворенням  $TiN$ , який розчиняється в рідкій фазі та під час її затвердіння випадає в осад. Згідно іншої –  $TiN$  утворюється при охолодженні, коли  $N$  розчиняється в розплаві до максимальної межі розчинності.

Вибір режиму обробки вибирається індивідуально для кожного сплаву в залежності від вихідного структурного стану матеріалу, його хімічного складу та багатьох інших параметрів. У роботах сучасних дослідників встановлено зв'язок між умовами опромінення та структурами і властивостями оброблюваних матеріалів, що формуються при цьому. Зокрема, у [25] були проведені дослідження по лазерному зміцненню ( $\alpha + \beta$ )-сплава ВТ6 за допомогою волоконного лазера при різних швидкостях руху променя лазера за двома механізмами: з опалюванням поверхні і без оплавлення за рахунок поліморфного перетворення. В обох випадках спостерігалось збільшення мікротвердості в 1,5 разів, порівняно з вихідною.

У роботі [26] встановлено, що за допомогою лазерного оплавлення поверхневих шарів титанового сплаву ВТ1-0, отриманого методом порошкової металургії, можна майже на порядок знизити пористість. Окрім того спостерігалось значне підвищення мікротвердості зони лазерного оплавлення, що пояснюється підвищенням ступеня дисперсності структури.

У [27] було досліджено структурний та фазовий стани поверхневих шарів технічно чистого титану ВТ1-0 та промислового титанового стопу ВТ6 після лазерної обробки в різних газоподібних середовищах в режимах оплавлення. Лазерне оплавлення ВТ1-0 в усіх випадках приводить до структурних змін в поверхневих шарах оброблених зразків, внаслідок чого мікротвердість оплавлених поверхонь зростає в 1,3...1,4 рази (в атмосфері аргону), в 3,0...3,1 рази (в атмосфері повітря) та в 4,4...4,5 рази (в атмосфері азоту). Натомість у результаті лазерного оплавлення легованого титанового стопу ВТ6 в атмосфері аргону спостерігається зниження значень мікротвердості внаслідок утворення мартенситної фази, незважаючи на вплив альтернативного фактору, а саме, підвищення ступеня дисперсності структури. Під час лазерного оплавлення титанового стопу ВТ6 в атмосферах повітря та азоту спостерігалось утворення високоміцного кубічного нітриду титану типу  $TiN$ , формування пересиченого твердого розчину втілення N та O в  $\alpha-Ti$ , підвищення ступеня дисперсності структури.

## 1.5 Характеристика і застосування титанового сплаву VT20

Титановий сплав VT20 разом з OT4-0, OT4-1, OT4-2 та VT18 відноситься до псевдо- $\alpha$ -сплавів. Він був розроблений у якості більш міцного сплаву у порівнянні з VT5-1, і при практично однаковому видовженні та поперечному звуженні майже у 1,5 рази міцніший за нього [10].

VT20 належить до системи Ti-Al-Zr-Mo-V. Досить високий вміст алюмінію забезпечує значну міцність і жароміцність сплаву, а у листовому варіанті він є одним із найбільш жароміцних і за цією характеристикою поступається лише сплаву VT18У. Пластичність і технологічність VT20 при обробці тиском нижче, ніж у сплавів типу OT4 (OT4B) через значний вміст алюмінію. У залежності від вмісту легуючих елементів кількість  $\beta$ -фази у сплаві VT20 у відпаленому стані складає 5...7%. Температура фазового переходу  $\beta \rightarrow \alpha$  (точка  $A_{c3}$ ) при різному вмісті легуючих елементів і домішок, особливо впровадження, може змінюватися в інтервалі від 1253 до 1293 К.

VT20 добре деформується при температурах 1073...1173 К і виготовляється у вигляді поковок і штамповок товщиною до 0,250 м, профілів, прутів, плит та листів, а також у вигляді фасонного лиття під маркою VT20Л [12]. З VT20 виготовляють зварні кільця з гарячекатаних та пресованих профілів, а також суцільнокатані кільця. Сплав добре зварюється за допомогою усіх видів зварювання, які застосовуються для титанових сплавів і може зварюватись з такими титановими сплавами, як VT3-1, OT4, OT4-1, VT5-1, VT6, VT14, VT5Л, VT21Л [10]. Міцність зварного шву майже не відрізняється від міцності основного металу [28].

У залежності від умов отримання, лінійних розмірів виробу та наступної ТО сплав VT20 може мати досить різну мікроструктуру (рис. 1.3), характер якої визначає службові характеристики сплаву. Отримання заданої структури досягається шляхом регулювання температури, ступеня деформації, швидкості охолодження після остаточної деформації і підбором відповідного режиму термічної обробки.



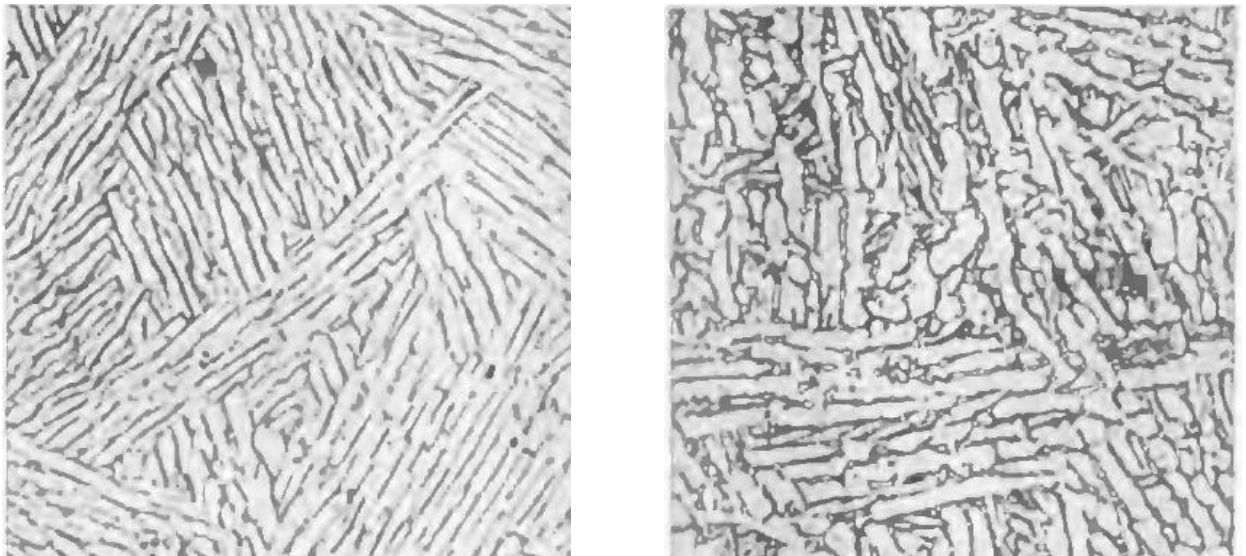


Рисунок 1.3 – Типова мікроструктура напівфабрикатів зі сплаву VT20 [12]

Головним видом ТО для сплаву VT20 є відпал. Повний відпал проводять при температурах 973...1073 К для зняття наклепу від попередніх операцій обробки тиском. Неповний відпал листів і прутків для зняття залишкових напруг проводять при 873...923 К. Зварні з'єднання відпалюють при 923...1023 К. Сплав VT20 застосовують для виготовлення обшивок крила, деталей і зварних вузлів, які тривалий час працюють при температурах від 203 до 723 К (до  $6 \cdot 10^3$  годин) або до 773 К (до  $3 \cdot 10^3$  годин).

У роботі [29] проведено дослідження для вибору оптимального режиму ТО сплаву VT20. У результаті обробки при температурно-часовому інтервалі 1073 К і 5 годин на повітрі було отримано підвищені значення в'язко-пластичних і службових властивостей при високій міцності виробу.

Згідно з дослідженнями, проведеними у роботі [30], короткочасна міцність сплаву VT20 підвищується до  $1,08...1,16 \cdot 10^9$  Па при одноступінчастому і до  $1,14...2,22 \cdot 10^9$  Па при подвійному відпалі. Це зумовлено збільшенням кількості та товщини пластин третинної  $\alpha$ -фази. При цьому зміцнення сплаву супроводжується зниженням ударної в'язкості з 60 до 30 Дж/см<sup>2</sup>.

Таким чином, проведений аналіз наукової літератури показав наявність детальних досліджень структури, характеристик і методів отримання титану, роль легуючих елементів у поліморфних перетвореннях і зміні властивостей титанових сплавів. Досить багато робіт присвячено термічній та хіміко-термічній обробці сплавів на основі титану, наприклад, відпалу та гартуванню, азотуванню та оксидуванню. Менш детально досліджено методи підвищення механічних характеристик з використанням лазерного випромінювання, зокрема недостатньо робіт, присвячених впливу ЛО у різних газових середовищах на зміну фазової структури та комплексу фізико-хімічних властивостей поверхонь титанових сплавів. Тому метою даної роботи є вивчення процесів структуроутворення, аналіз структурно-фазового стану та дослідження зміни властивостей поверхневих шарів титанового сплаву VT20 після лазерної обробки у різних газових середовищах.

## 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

У якості об'єкта для дослідження було обрано зразок литого сплаву титану марки VT20, хімічний склад якого наведений у табл. 2.1. Із виливки діаметром  $\sim 0,08$  м було виготовлено прямокутні зразки з розмірами  $8 \times 7 \times 10$  мм, після чого їх поверхня була підготовлена до проведення лазерної обробки.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад титанового сплаву VT20 [11]

Масова частка хімічних елементів, %											
Ti	Al	V	Mo	Zr	Si	Fe	O	H	N	C	інших домішок
Основа	5,5	0,8	0,5	1,5							
	-	-	-	-	0,15	0,25	0,15	0,015	0,05	0,10	0,30
	7,0	2,5	2,0	2,5							

Лазерна обробка зразків виконувалась за допомогою імпульсного YAG-лазера КВАНТ-12 ( $\lambda = 1,069 \cdot 10^{-6}$  м) у захисній атмосфері аргону, в повітряній атмосфері та в атмосфері азоту з густиною потужності  $q = 1,2 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup>, тривалістю імпульсів  $\tau = 2 \cdot 10^{-3}$  с та частотою слідування імпульсів  $\nu = 3$  Гц у режимі оплавлення поверхні.

### 2.1 Рентгенівський якісний фазовий аналіз

В основі РФА лежить явище дифракції рентгенівських променів на атомних площинах ґратки кристалу, викликане співрозмірністю довжин хвиль рентгенівського випромінювання та лінійних параметрів кристалічної

гратки. Така дифракція буде відбуватись при дотриманні умови Вульфа-Бреггів (рис. 2.1), яку можна записати рівнянням:

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta \quad (1.1)$$

де  $\lambda$  – довжина хвилі рентгенівських променів;

$d_{hkl}$  – відстань між однорідними площинами кристала;

$\theta$  – кут відбиття рентгенівських променів даною системою площин кристала;

$n$  – ціле число [31].

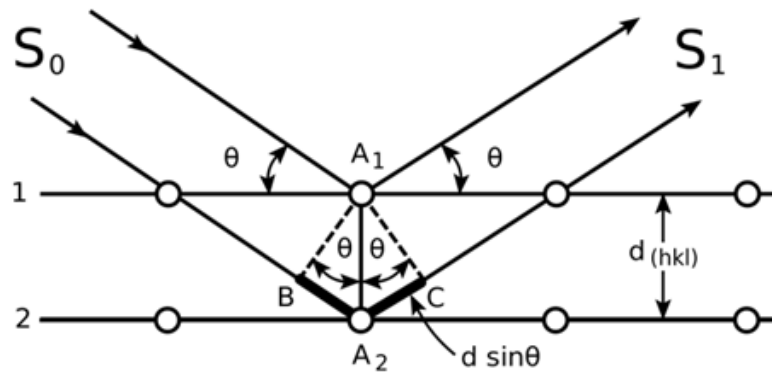


Рисунок 2.1 – Бреггівське відбиття від визначеного сімейства атомних площин, відстань між якими  $d_{hkl}$  (вказані падаючий  $S_0$  і відбитий  $S_1$  промені з довжиною хвилі  $\lambda$  для двох сусідніх атомних площин 1 і 2) [32]

Для виконання якісного фазового аналізу використовують рентгенівські дифрактометри, за допомогою яких фіксується залежність інтенсивності розсіювання рентгенівських променів від кута дифракції, яку називають дифрактограмою. Якщо система складається з декількох фаз, то дифрактограма буде представляти собою результат накладення дифракційних картин окремих фаз, інтенсивності ліній яких пропорційні кількості кожної з наявних фаз в зразку. Тому фаза, з невеликим вмістом у зразку, буде представлена на дифрактограмі лише обмеженим числом найбільш інтенсивних ліній [31].

Рентгенівський якісний фазовий аналіз включає визначення міжплощинних відстаней ( $d_{hkl}$ ) і порівняння відповідних відносних експериментальних і теоретичних інтенсивностей дифракційних максимумів на дифрактограмі досліджуваного зразка. Потім проводиться встановлення наявності однієї найбільш вірогідної фази, при цьому зіставляються довідкові дані з експериментальними значеннями з дифрактограми. Зіставлення починають з найінтенсивніших рефлексів у довідкових даних з урахуванням можливої похибки як експериментальних, так і довідкових значень. Далі визначають наявність наступних за інтенсивністю передбачуваних фаз. У більшості випадків для надійного визначення фази достатньо трьох або чотирьох її найінтенсивніших максимумів. Проведення індиціювання багатофазного зразка ускладнюється тим, що рефлекси різних фаз можуть накладатися. У цьому випадку один і той же рефлекс на дифрактограмі може належати одночасно кільком фазам [33].

Наявність фази вважається повністю встановленою при умові відповідності кожному дифракційному максимуму стандартного спектра певного відображення в спектрі зразку. При цьому допускається відсутність на експериментальній дифрактограмі відбиттів, які в табличному спектрі мають малу інтенсивність. Але при відсутності в спектрі зразку хоча б однієї сильної лінії даної фази, ідентифікацію вважають незадовільною. Виняток можуть складати зразки з явно вираженою текстурою.

Достовірність РФА зразків залежить від точності вимірювання міжплощинних відстаней. Тому для проведення рентгенівського якісного фазового аналізу необхідно визначати кутове положення дифракційного максимуму з найменшою можливою похибкою. Для більш точного визначення  $2\theta$  і досягнення високої роздільної здатності дифракційних максимумів при високій швидкості сканування на дифрактометрі використовують вузькі щілини та малі значення постійних часу [34].

Метод індиціювання отриманих на дифрактограмі ліній полягає у визначенні індексів інтерференції ( $HKL$ ) для кожної лінії дифрактограми.

Індекси інтерференції дорівнюють добутку індексів сімейства площин ( $hkl$ ) (відбиття від яких дає дану лінію), на порядок відбиття  $n$ :  $H=nh$ ;  $K=nk$ ;  $L=nL$ .

З формули Вульфа-Бреггів (2.1) випливає, що:

$$\frac{d}{n} = d_{hkl} = \frac{\lambda}{2 \sin \theta} \quad (2.2)$$

Таким чином, кожному значенню  $\sin \theta$ , а значить і  $d_{hkl}$ , відповідають певні значення індексів інтерференції  $HKL$ . Для випадку складних ґраток деякі лінії з відповідними індексами  $HKL$  на дифрактограмі відсутні через закономірності згасання інтенсивності хвиль, що інтерферують.

Відносну похибку при визначенні міжплощинних відстаней в кристалічних фазах знаходять із співвідношення:

$$\frac{\Delta d}{d} = \operatorname{ctg} \theta \cdot \Delta \theta \quad (2.3)$$

де  $d$  – період ґратки,

$\theta$  – кут дифракції,

$\Delta \theta$  – абсолютна похибка вимірювання кута.

Як видно з формули (1.3) похибка у визначенні міжплощинної відстані пропорційна абсолютній похибці у визначенні кута дифракції  $\theta$ , тому вона зменшується зі збільшенням кута  $\theta$ . Найсприятливішими для вимірювання періоду ґратки є область кутів  $60^\circ < \theta < 84^\circ$  [31].

За допомогою обчислених міжплощинних відстаней  $d_{hkl}$  визначають параметри кристалічної ґратки речовини. Для цього використовують квадратичні форми, що є характерними для певної сингонії.

Ґратка фази  $\alpha$ -Ті належить до гексагональної сингонії, тому квадратична форма для неї має наступний вигляд:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{4}{3} \frac{(H^2 + HK + K^2)}{a^2} + \frac{L^2}{c^2}, \quad (2.4)$$

де  $d_{hkl}$  – відстань між атомними площинами,

$H, K, L$  – індекси інтерференції.

Звідки періоди ґратки  $a$  та  $c$  розраховують для останніх максимумів дифрактограми за допомогою формул:

$$a^2 = \frac{4}{3} \cdot \frac{\frac{A_1 B_2 - A_2 B_1}{B_2} - \frac{A_1 B_2 - A_2 B_1}{B_1}}{\frac{d_{H_1 K_1 L_1}^2}{d_{H_2 K_2 L_2}^2}}, \quad (2.5)$$

$$c^2 = \frac{\frac{A_1 B_2 - A_2 B_1}{A_1} - \frac{A_1 B_2 - A_2 B_1}{A_2}}{\frac{d_{H_2 K_2 L_2}^2}{d_{H_1 K_1 L_1}^2}}, \quad (2.6)$$

де  $A_1 = H_1^2 + H_1 K_1 + K_1^2$ ,  $B_1 = L_1^2$  і  $A_2 = H_2^2 + H_2 K_2 + K_2^2$ ,  $B_2 = L_2^2$ .

Похибку параметрів ґратки  $a$  і  $c$  визначають за наступними формулами:

$$\frac{\Delta a}{a} = \left( \frac{\Delta d_1}{d_1} + \frac{\Delta d_2}{d_2} \right) + \frac{B_1 d_1 \Delta d_1 + B_2 d_2 \Delta d_2}{B_2 d_2^2 - B_1 d_1^2}, \quad (2.7)$$

$$\frac{\Delta c}{c} = \frac{c_1^2}{B_1} \left( \frac{\Delta d_1}{d_1^3} + \frac{3\Delta a}{4L^3} A_1 \right), \quad (2.8)$$

Відносна похибка  $\frac{\Delta d}{d}$  визначається за формулою (2.3).

Визначення періодів ґратки для досліджуваних зразків проводили за допомогою прецизійної зйомки. Для знаходження центра тяжіння

дифракційного максимуму, область під ним розбивали на окремі підобласті з кроком  $2\theta_i$ . Після цього центр його ваги розраховували за формулою:

$$2\theta_{ц.в.} = 2\theta_0 + \frac{\sum (2\theta_i) \cdot I(2\theta_i)}{\sum I(2\theta_i)}, \quad (2.9)$$

де  $I(2\theta_i)$  – функція, що описує профіль дифракційного максимуму,

$2\theta_0$  – початкове значення кута дифракції [31].

Дослідження фазового складу зразків титанового сплаву VT20 у вихідному стані та після проведення лазерної обробки у різних газових середовищах проводилось на дифрактометрі ДРОН-3 у фільтрованому  $Cu-K\alpha$ -випромінюванні ( $\lambda = 0,154178$  нм). Зразки досліджувались в інтервалі кутів  $20^\circ \dots 120^\circ$  без обертання за режимами:  $U = 25$  кВ,  $I = 16$  мА, крок сканування складав  $0,5^\circ$ , експозиція – 2 с.

## 2.2 Металографічний аналіз

Металографічний метод умовно можна поділити на макро- та мікроаналіз. Під макроскопічним методом розуміють дослідження структури металів та сплавів неозброєним оком, чи за допомогою бінокулярного мікроскопа з невеликим збільшенням (до  $30 \dots 50$  разів). Такий аналіз дозволяє спостерігати відносно велику площу поверхні зразку або заготовки і одержувати при цьому загальні відомості про матеріал, про характер його первинної кристалізації, про величини та направленості зерен або дендритів, про ступінь розвиненості ліквацій, про характер розташування усадкових раковин, а також вибрати ділянки для наступного мікроскопічного аналізу.

Мікроскопічний аналіз полягає у вивченні структури металів та сплавів за допомогою металографічного мікроскопу при значному збільшенні –



в 50...2000 разів. Його проводять з метою визначення фазового складу та мікроструктури, оцінки форми, розмірів, кількості та розподілу наявних фаз і неметалевих включень та мікропор у перерізі зразків, що дозволяє встановити зв'язок між хімічним складом, обробкою і умовами виробництва сплаву та його мікроструктурою, яка в свою чергу визначає властивості матеріалу [35].

Металографічний аналіз проводиться на спеціально підготовленій поверхні зразка, яка називається шліфом. Спочатку спеціально підібрані зразки готують за допомогою механічного (рубка, різка, фрезерування) або анодно-механічного способу. Далі на вирізаному зразку вирівнюють поверхню, яка призначена для виготовлення шліфу для проведення подальшого мікроаналізу. При цьому для надійного закріплення зразків малих розмірів використовують спеціальні струбцини.

Найбільш важливою операцією при виготовленні зразків є шліфування. Цей процес проводять за допомогою шліфувального паперу з поступовим зменшенням розмірів часток. Одночасно при кожному переході до паперу з меншими розмірами зерна проводять зміну напрямку шліфування на кут  $90^\circ$  для вирівнювання поверхні після попередньої обробки. Далі проводиться шліфування на ватмані за допомогою алмазних паст [36].

Для усунення нерівностей, що залишилися після шліфування на поверхні зразку, виконується його полірування механічним методом на спеціальній установці. Під час обробки в якості полірувальної рідини часто використовують суспензії з полірувального порошку і органічних рідин (спирту, гліцерину, гасу). Процес полірування триває 5...10 хв. Завершують полірування після того, як поверхня мікрошліфа набуває дзеркального вигляду. Критерієм високої якості поверхні мікрошліфа є відсутність на ній дефектів (наприклад, подряпин, раковин тощо) [37].

Перед травленням відполірований зразок досліджують під металографічним мікроскопом для визначення наявності дефектів – пор, тріщин та неметалічних включень. Для виявлення мікроструктури і границь

між фазами, а також для отримання рельєфу на поверхні зерен і виявлення фаз або структурних складових на металографічному шліфі найчастіше використовують хімічне або електролітичне травлення. Воно може бути загальним (для виявлення усієї наявної мікроструктури) і вибіркоvim (для виявлення окремих деталей мікроструктури).

Хімічне травлення є основним способом виявлення мікроструктури. Зазвичай ця операція проводиться за допомогою протравлювачів: розчинів кислот, солей або лугів. Для кожної марки металу чи сплаву хімічна сполука та її концентрація підбирається індивідуально дослідним шляхом. Хімічне травлення можна виконувати трьома способами:

- 1) зануренням зразку в розчин з протравлювачем;
- 2) втиранням протравлювача у зразок;
- 3) змочуванням поверхні шліфа протравлювачем.

Час травлення залежить від збільшення, при якому далі досліджуватиметься поверхня зразку: чим більшим повинно бути збільшення, тим менше часу треба травити зразок. Після травлення поверхню зразку промивають проточною водою та висушують ватою, фільтрувальним папером або струменем гарячого повітря [36].

У даній роботі для металографічних досліджень шліфування зразків проводилося на наждачному папері з розміром абразивних часток від 600 мкм до 1200 мкм. При поступовому зменшенні фракції арбазиву напрямок шліфування змінювали на кут  $90^\circ$ . Після шліфування здійснювалося полірування на ватмані з використанням алмазних паст різної зернистості (розмір фракції поступово змінювали від 28/20 до 5/3). Фінішне полірування зразків проводилося механічним методом на полірувальній установці NERIS на сукні з використанням алмазної пасті № 0/1.

Травники підбиралися згідно з довідниковою літературою [38...39]. Хімічне травлення проводилося у травниках складу: 9 мл  $H_2O$  + 0,5 мл  $HNO_3$  + 0,5 мл  $HF$  та 48,0 мл  $H_2O$  + 3,5 мл  $H_2SO_4$  + 1,0 мл  $HF$  з витримкою 2 секунди і подальшим промиванням водою та висушуванням теплим повітрям.

Дослідження мікроструктури шліфа після травлення проводилося при різних збільшеннях на металографічному мікроскопі EPIQUANT. Фіксування мікроструктур було здійснено за допомогою цифрової камери «Olympus».

### 2.3 Вимірювання мікротвердості

Використання методу вимірювання мікротвердості металів і сплавів за Віккерсом дозволяє здійснювати швидкий і точний контроль якості виробів і матеріалів. Це зумовлено простотою необхідних розрахунків і можливістю його застосування для всіх матеріалів, незалежно від їх твердості.

Вимірювання мікротвердості за Віккерсом полягає у вдавненні в поверхню зразку індентора, яким у даному методі є алмазний наконечник, що має форму правильної чотиригранної піраміди з кутом  $136^\circ$  між її протилежними гранями. Одночасно до індентора прикладається статичне навантаження від  $2 \cdot 10^{-3}$  до  $2 \cdot 10^{-1}$  кг протягом 10...15 с, у результаті чого на поверхні зразку утворюється відбиток, довжину діагоналі якого вимірюють після зняття навантаження (рис. 2.1) [40].

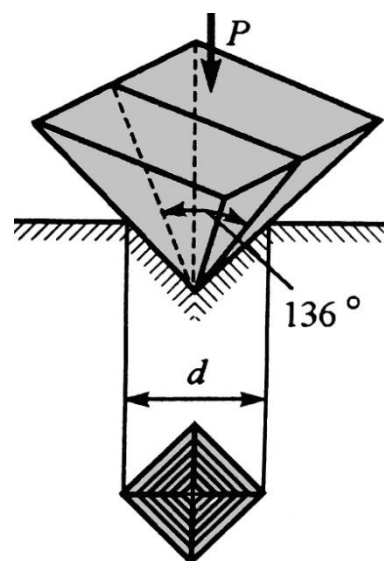


Рисунок 2.2 – Схема визначення мікротвердості [40]

Мікротвердість зразку  $H_\mu$  вимірювали за допомогою приладу ПМТ-3. Поверхню готували металографічним методом. Робоче навантаження визначалося експериментально. Для досліджуваних зразків сплаву VT20 складало  $5 \cdot 10^{-2}$  кг і прикладалося протягом 10 с. Вимірювання проводилося з різних ділянок ЗЛД та матриці титану.

Щоб зробити відбиток зразок поміщали на предметному столику і під мікроскопом вибирали відповідне місце для нанесення відбитку. Потім повертали столик на кут  $180^\circ$  навколо своєї осі за допомогою рукоятки, щоб підвести обране місце на поверхні об'єкту під вістря алмазної пірамідки. Після цього проводили вдавнення. Врешті, столик зі зразком приводили у вихідне положення і вимірювали довжину діагоналі відбитку.

Після вимірювання діагоналі відбитку пірамідки в зразку мікротвердість розраховували за формулою [41]:

$$H_\mu = \frac{P}{S} = \frac{2P \cdot \left( \sin \frac{\alpha}{2} \right)}{d^2} \approx \frac{1,854P}{d^2}, \quad (2.10)$$

де  $H_\mu$  – мікротвердість зразку,  $10^9$  Па;

$\alpha$  – просторовий кут при вершині ( $136^\circ$ );

$d$  – діагональ відбитку,  $10^{-6}$  м;

$P$  – нормальне навантаження, прикладене до пірамідки,  $10^{-3}$  Н.

Середнє значення мікротвердості для кожного зразка розраховувалося за формулою:

$$H_\mu^{cp} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n H_\mu^i \quad (2.11)$$

де  $H_\mu^i$  – результати окремих вимірювань;

$n$  – число проведених вимірювань.

Після виконаних розрахунків проводилася статистична обробка результатів вимірювань та визначалося середнє квадратичне відхилення за формулою [41]:

$$\Delta H_{\mu} = \sqrt{\frac{1}{n(n-1)} \sum_{i=1}^n (H_{\mu}^i - H_{\mu}^{cp})^2} \quad (2.12)$$

### 3 РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Лазерне оплавлення зразків здійснювалося з 30% перекриттям лазерних плям з метою отримання рівномірного за глибиною шару ЗЛД (рис. 3.1).

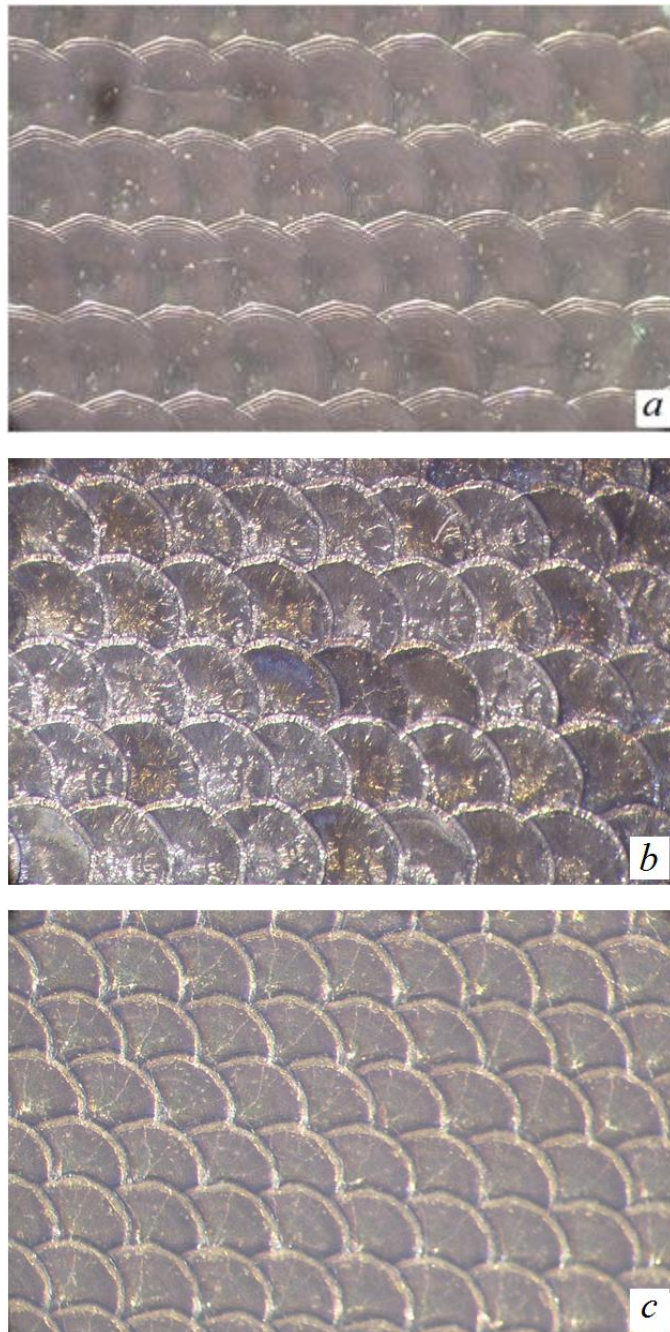


Рисунок 3.1 – Зовнішній вигляд зразків сплаву VT20 після лазерної обробки в атмосфері аргону (a), азоту (b) та повітря (c)

Згідно з результатами якісного рентгенівського фазового аналізу зразок у вихідному стані мав двофазну структуру – на дифрактограмах фіксувалися відбиття від ГЩУ-гратки  $\alpha$ -титану та ОЦК-гратки  $\beta$ -титану (рис.3.2, *a*), що не суперечить [12].

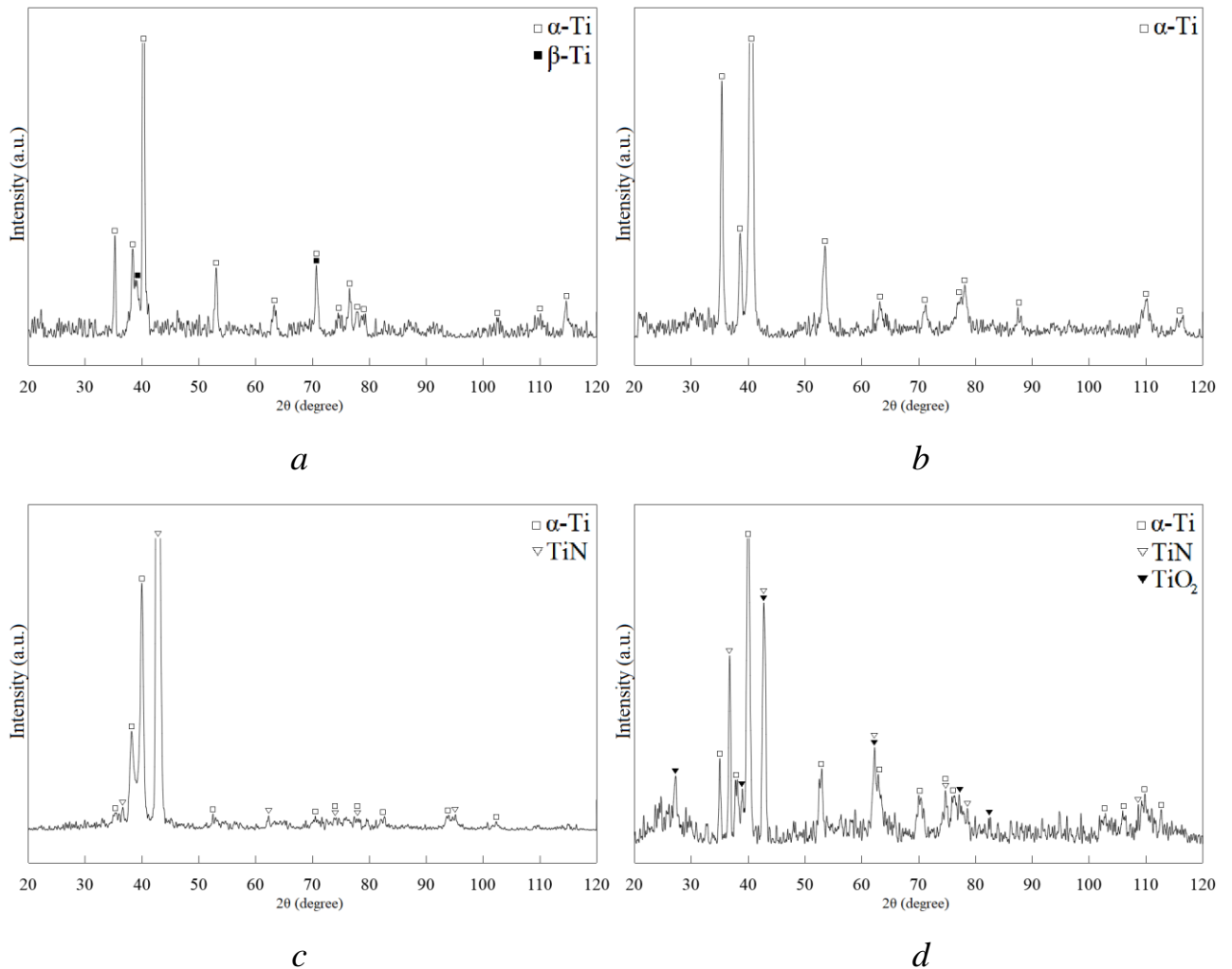


Рисунок 3.2 – Дифрактограми від поверхневих шарів зразків сплаву BT20 у вихідному стані (*a*) та після лазерного оплавлення в атмосферах аргону (*b*), азоту (*c*) та повітря (*d*)

Металографічне дослідження зразків підтвердило, що у вихідному стані лита структура сплаву BT20 була двофазною: між пластинками  $\alpha$ -фази титану розташовувались прошарки  $\beta$  Ti (рис. 3.3). При цьому мікротвердість поверхні зразку складала близько 3,02 ГПа (табл. 3.1).



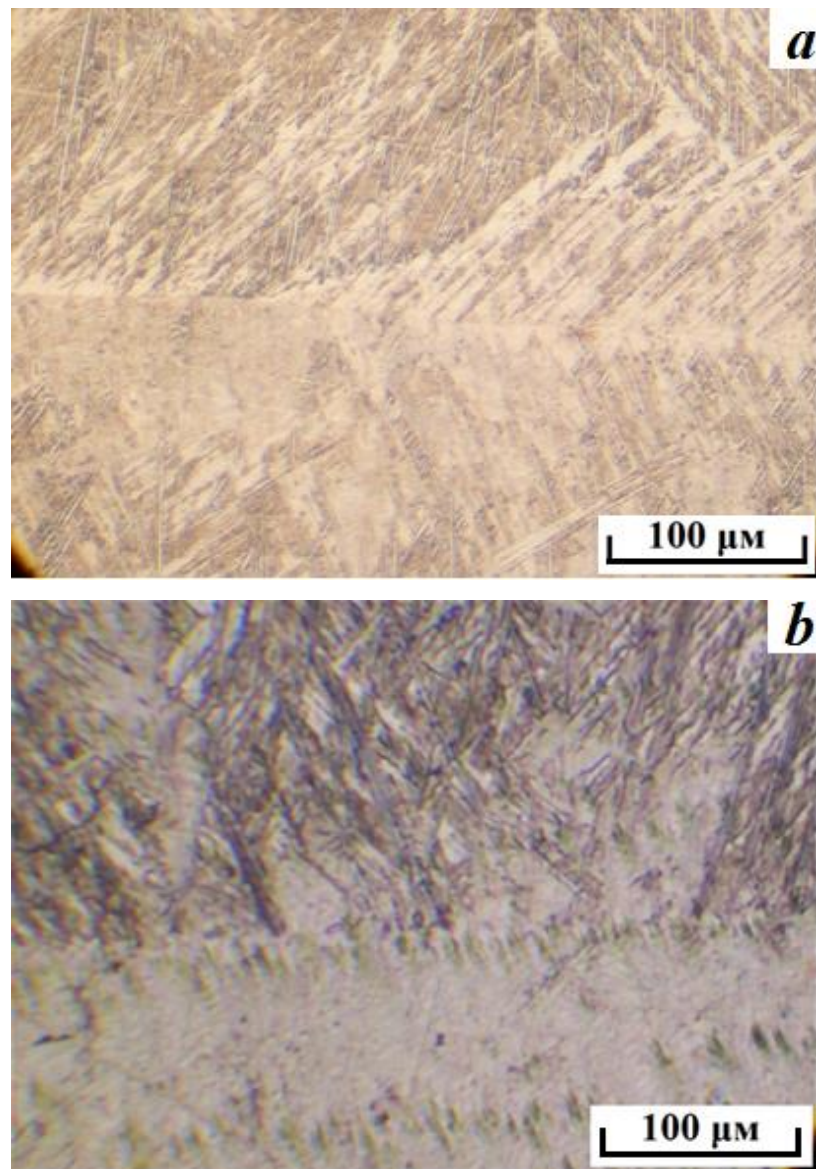


Рисунок 3.3 – Вихідна мікроструктура (а) та поперечний переріз (b) зразку титанового сплаву VT20

Зазначимо, що однією з особливостей макроструктури після ЛО у середовищі аргону було формування на поверхнях зон оплавлення незначних пагорбів у вигляді концентричних кіл (рис. 3.1, а), виникнення яких згідно з [42] можна пояснити фіксацією стоячих хвиль, що виникають у ванні розплаву під дією імпульсу віддачі, та швидким застиганням розплаву завдяки високим ( $\sim 10^4$  К/с) швидкостям охолодження при ЛО.

Після ЛО в атмосфері аргону на дифрактограмах спостерігалося відображення лише від ґратки  $\alpha$ -Ті (рис. 3.2, b). При цьому відбулося деяке



розширення дифракційних максимумів у порівнянні з вихідним станом, що могло бути обумовлено як збільшенням ступеня дисперсності поверхні зразку, так і виникненням внутрішніх напружень у ґратці. Відсутність відображень від ґратки  $\beta$ -фази титану могла свідчити те про, що поліморфне ( $\beta \rightarrow \alpha$ )-перетворення в процесі швидкого охолодження розплаву відбулося не дифузійно, а за мартенситним ( $\beta \rightarrow \alpha'$ )-механізмом. Це у подальшому було підтверджено металографічно (рис 3.4), де морфологія ЗЛД мала голчасту форму, характерну для мартенситної  $\alpha'$ -фази.

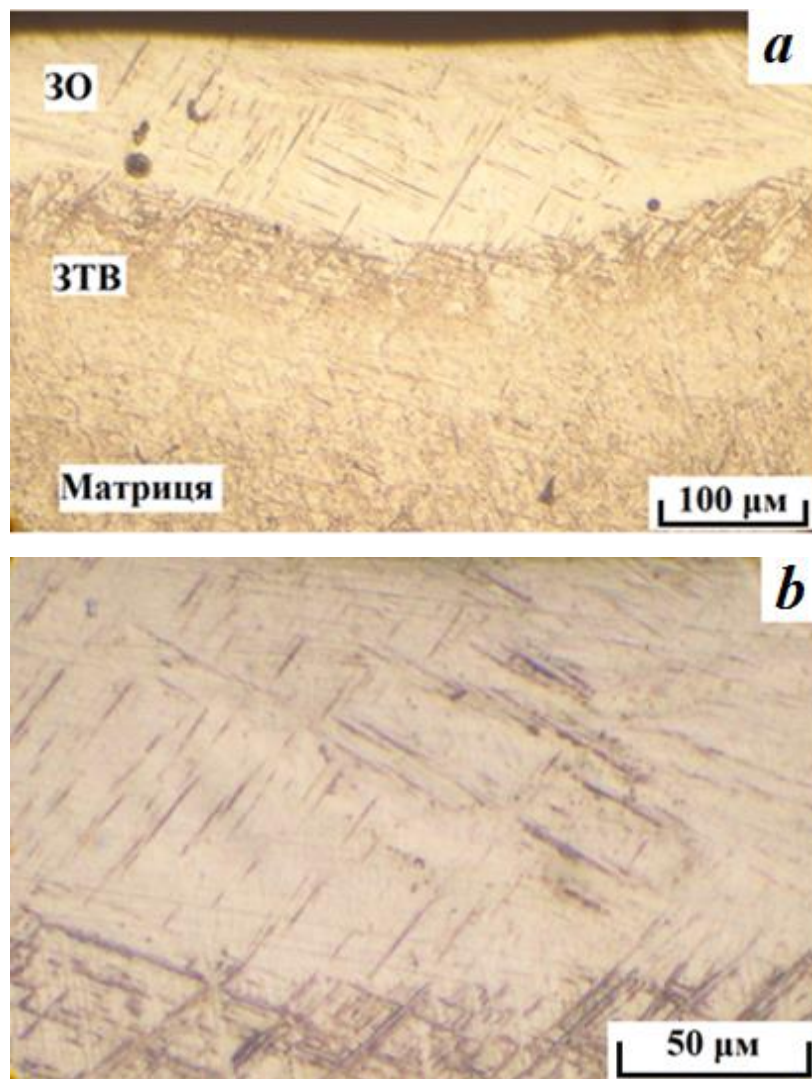


Рисунок 3.4 – Поперечний переріз (a) та мікроструктура ЗО (b) зразку сплаву VT20 після обробки в аргоні

Зменшення параметра ґратки  $\alpha$ -Ті після ЛО в атмосфері аргону (див. табл. 3.1) може бути пояснено формуванням твердого розчину заміщення алюмінію, ванадію та молібдену в ґратці  $\alpha$ -фази титану внаслідок мартенситного ( $\beta \rightarrow \alpha'$ )-перетворення, при якому відбувався кооперативний зсув атомів на відстані, менші від міжатомних, у певних кристалографічних напрямках. Окрім того, оскільки розчинність легуючих елементів в ОЦК фазі титану могла перевищувати розчинність у ГЦУ фазі, кількість атомів легуючих елементів у ґратці  $\alpha'$ -фази могла дещо зрости. Атомні радіуси алюмінію ( $R_{Al} = 143$  пм), ванадію ( $R_V = 134$  пм) та молібдену ( $R_{Mo} = 139$  пм) є меншими за атомний радіус титану ( $R_{Ti} = 147$  пм), тому могло відбутися деяке зменшення параметрів ґратки  $\alpha$ -фази. Проте такий ефект не міг бути значним внаслідок малої кількості (близько 5 %) ГЦУ фази у вихідному сплаві.

Аналіз поперечного перерізу зразку після ЛО в атмосфері аргону дозволив чітко виділити в зоні лазерної дії (ЗЛД) дві підзони (рис. 3.4): оплавлення (ЗО) та термічного впливу (ЗТВ). При цьому глибина ЗО складала приблизно 100...150  $\mu\text{m}$ , а ЗТВ – 90...110  $\mu\text{m}$ .

Зазначимо, що мікротвердість поверхні зразку після ЛО в атмосфері аргону дещо знизилась у порівнянні з вихідним станом (табл. 3.1). Вірогідно, що на зміну  $H_\mu$  впливали два фактори: мартенситне ( $\beta \rightarrow \alpha'$ )-перетворення, що приводило до знеміцнення [14], та зміцнення через зростання дисперсності структури. Оскільки мікротвердість дещо зменшилася, то можна вважати, що вплив мартенситного перетворення виявився більш суттєвим.

Залежність  $H_\mu(h)$  мала немонотонний характер (рис. 3.7): у зоні оплавлення мікротвердість зменшувалась від 2,90 ГПа до 2,20 ГПа. Натомість у ЗТВ поступово збільшувалась, практично досягаючи значень 3,02 ГПа у зоні матриці. Немонотонність ходу кривої за отриманими даними пояснити складно. Можливо, причиною цього були різні швидкості

охолодження розплаву в центральних і придонних областях ЗО і пов'язані з цим структурні зміни.

Після лазерного оплавлення поверхні зразку в атмосфері азоту на дифрактограмах фіксувалися відображення від двох ґраток:  $\alpha$ -фази титану та кубічного нітриду TiN (рис. 3.1, с). Висока інтенсивність дифракційних максимумів від ґратки нітриду титану свідчила про наявність значної кількості цієї фази в зоні оплавлення (ЗО).

Таблиця 3.1 – Результати прецизійних вимірювань параметрів ґратки  $\alpha$ -Ti, фазовий склад зразків та мікротвердість поверхні

Вид обробки	Фазовий склад	Параметри ґратки, нм	Мікротвердість поверхні, ГПа
Вихідний стан	$\alpha$ -Ti + $\beta$ -Ti	$a = 0,2942 \pm 0,0008$ $c = 0,4682 \pm 0,0018$	$H_{\mu} = 3,022$ $\Delta H_{\mu} = 0,079$
ЛО в атмосфері аргону	$\alpha$ -Ti	$a = 0,2933 \pm 0,0008$ $c = 0,4639 \pm 0,0018$	$H_{\mu} = 2,901$ $\Delta H_{\mu} = 0,077$
ЛО в атмосфері азоту	$\alpha$ -Ti + TiN	$a = 0,2941 \pm 0,0008$ $c = 0,4693 \pm 0,0019$	$H_{\mu} = 4,849$ $\Delta H_{\mu} = 0,075$
ЛО в атмосфері повітря	$\alpha$ -Ti + TiN + TiO <sub>2</sub>	$a = 0,2946 \pm 0,0008$ $c = 0,4712 \pm 0,0019$	$H_{\mu} = 3,782$ $\Delta H_{\mu} = 0,072$

Відсутність  $\beta$ -фази можна пояснити як розглянутим вище мартенситним характером прямого поліморфного перетворення, так і підвищеною кількістю розчиненого внаслідок високих швидкостей охолодження розплаву азоту в ґратці  $\alpha$ -Ti, що згідно з діаграмою стану Ti-N [12, 43], призводить до підвищення температури поліморфного ( $\beta \rightarrow \alpha$ )-перетворення і, як наслідок, – до стабілізації  $\alpha$ -фази.

Прецизійне вимірювання параметрів ґратки  $\alpha$ -фази титану після лазерної обробки в атмосфері азоту показало незначне зменшення параметра  $a$  разом зі збільшенням параметра  $c$  (табл. 3.1), що можна пояснити наступним чином. Згідно з [7, 43] розчинність азоту при кімнатній

температурі в  $\alpha$ -титані складає 3 ат.%, а при високих температурах вона досягає 22 ат.%. Високі швидкості охолодження розплаву при ЛО дають можливість зафіксувати високотемпературний стан при кімнатній температурі. При цьому, очевидно, більш значна частина атомів азоту потрапляла в октаедричні пори гексагональної ґратки  $\alpha$ -Ті, що й призвело до зростання параметра  $c$ .

Металографічний аналіз зразка після ЛО в атмосфері азоту (рис. 3.5) показав значне підвищення ступеня дисперсності структури у порівнянні з вихідною.

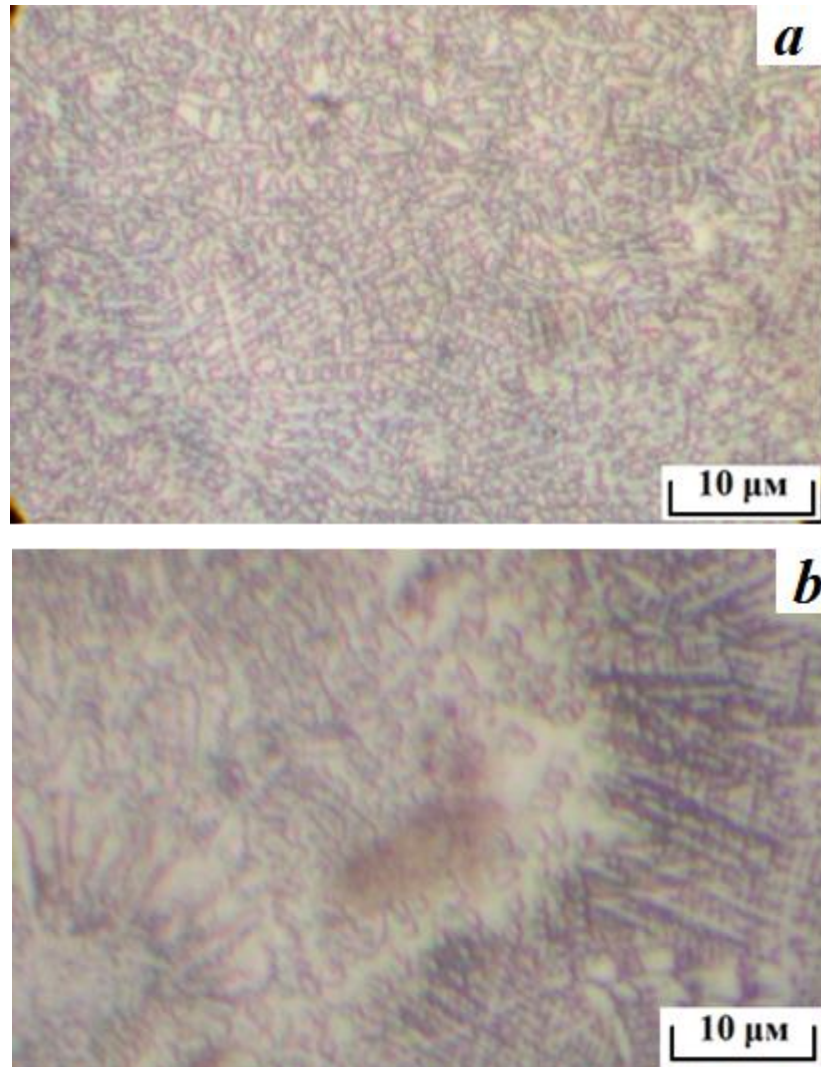


Рисунок 3.5 – Поперечний переріз (a) та мікроструктура ЗО (b) зразку титанового сплаву BT20 після обробки в середовищі азоту

Спостерігалась неоднорідність ЗЛД: крім зерен  $\alpha$ -Ti, що були направлені вздовж тепловідводу, фіксувалась наявність включень нітридів. Середні розміри  $\alpha$ -фази становили близько 1,2...3  $\mu\text{m}$ , а зерен TiN – 3  $\mu\text{m}$ .

Інтегральна мікротвердість ЗО після лазерного оплавлення в середовищі азоту значно підвищилась (табл. 3.1). Таке зростання  $H_u$  може бути обумовлено трьома факторами: підвищенням ступеня дисперсності структури, утворенням пересиченого твердого розчину азоту в ґратці  $\alpha$ -Ti та формуванням дисперсного мононітриду титана.

Немонотонний хід кривої  $H_u(h)$  (рис. 3.7), пов'язаний, очевидно, з поступовим зменшенням кількості високоміцних нітридів за глибиною в зоні оплавлення.

Після лазерної обробки зразка в атмосфері повітря в структурі поверхневих шарів (ЗЛО) сплаву було зафіксовано три фази:  $\alpha$ -титан, тетрагональний оксид  $\text{TiO}_2$  та кубічний нітрид TiN (рис. 3.1, *d*). Утворення діоксиду та нітриду титану спричинено збагаченням розплаву атмосферним киснем та азотом. Необхідно зазначити, що інтенсивність дифракційних максимумів від ґратки TiN була вищою, ніж від ґратки  $\text{TiO}_2$ , що обумовлено більшим вмістом азоту в атмосферному повітрі у порівнянні з вмістом кисню. Причини відсутності  $\beta$ -фази в поверхневих шарах в результаті даної обробки є аналогічними причинам її відсутності після обробки в атмосфері азоту.

При ЛО в атмосфері повітря спостерігалось зростання параметрів ґратки  $\alpha$ -Ti (табл. 3.1). Це зумовлено насамперед тим, що не всі атоми азоту та кисню брали участь в утворенні нітридів та оксидів, деяка частина цих атомів могла потрапити до міжвузловин ґратки  $\alpha$ -титану. Згідно з [7, 43] в системі Ti-O розчинність кисню при кімнатній температурі в  $\alpha$ -Ti складає 10 ат.%, а при високих температурах досягає 35 ат.%. Для азоту ці показники, як уже зазначалось вище, становлять 3 ат.% та 22 ат.% відповідно. Таким чином, висока швидкість охолодження розплаву призвела до утворення при кімнатній температурі пересиченого твердого розчину атмосферних газів



(кисню та азоту) у ґратці титану, що й спричинило зростання параметра  $c$  та незначне збільшення параметра  $a$  ґратки  $\alpha$ -Ті. Така деформація ґратки призвела до деякого зростання ширини дифракційних максимумів, що й спостерігалось експериментально (рис. 3.1,  $d$ ).

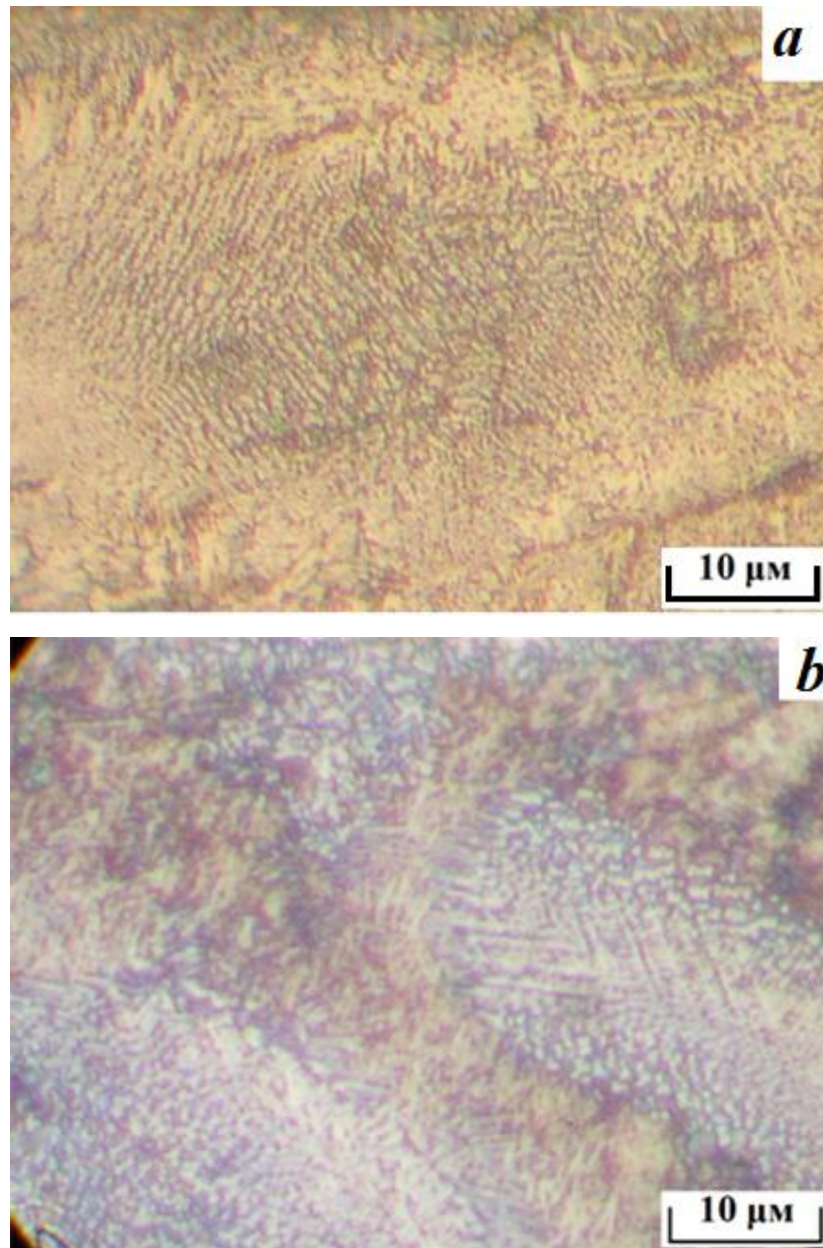


Рисунок 3.6 – Поперечний переріз ( $a$ ) та мікроструктура ЗО ( $b$ ) зразку сплаву VT20 після обробки в середовищі повітря

Дослідження мікроструктури поперечного перерізу зони оплавлення зразків після ЛО в атмосфері повітря також показали збільшення ступеня дисперсності структури в ЗО порівняно з вихідною (рис. 3.6, *a*). Значна неоднорідність структури, очевидно, була спричинена капілярним ефектом Марані-Гіббса (рис. 3.6, *b*).

Зауважимо, що мікротвердість у зоні оплавлення зразку після обробки в атмосфері повітря становила 3,78 ГПа і була меншою, ніж після ЛО у середовищі азоту. Це зумовлено насамперед хімічним складом повітря, в якому крім азоту присутній кисень. Відомо [12], що мікротвердість діоксиду титану є меншою, ніж мононітриду. Розподіл  $H_{\mu}(h)$  в цьому випадку мав такий же характер, як і для лазерної обробки в атмосфері азоту через аналогічні причини зменшення кількості нітридів та оксидів з глибиною ЗО.

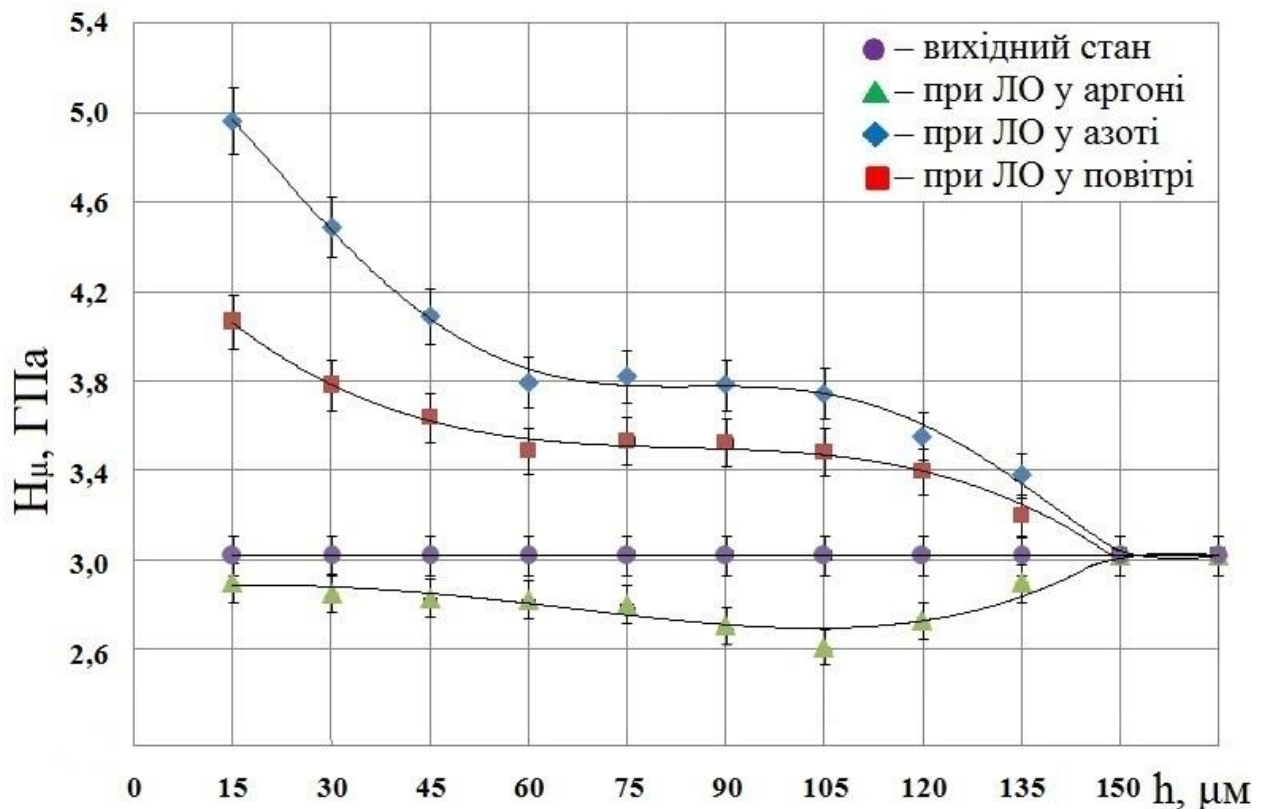


Рисунок 3.7 – Розподіл мікротвердості за глибиною зони лазерної дії в сплаві VT20 після лазерного оплавлення в різних середовищах

Зазначимо, що поверхні зон ЛО в атмосфері азоту та повітря (рис. 3.3, *b, c*) відрізнялися від поверхонь після обробки в аргоні. Характерною особливістю цих макроструктур була наявність світлих кілець у периферійних місцях лазерних плям. Судячи з характерного для нітридів кольору травлення можна припустити, що у цих місцях формувалася значна кількість високотемпературного мононітриду.

Таким чином, високі швидкості охолодження розплаву, що виникають в процесі лазерної обробки титанового сплаву ВТ20, викликають значні зміни структурного стану зони оплавлення, що призводить до зміни механічних властивостей, зокрема мікротвердості.



## ВИСНОВКИ

1. При лазерному оплавленні поверхні титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву VT20 в середовищі аргону внаслідок високих швидкостей охолодження розплаву ( $\beta \rightarrow \alpha$ )-перетворення відбувається за мартенситним ( $\beta \rightarrow \alpha'$ )-механізмом.
2. Лазерна обробка сплаву VT20 в атмосферах азоту та повітря призводить до зростання мікротвердості поверхневих шарів зони лазерного оплавлення до значень 4,96 ГПа та 4,06 ГПа відповідно, що спричинено одночасним підвищенням ступеня дисперсності структури, утворенням високоміцних кубічних нітридів титану та формуванням пересичених твердих розчинів впровадження атомів азоту та кисню в ґратку  $\alpha$ -титану.

**СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ**

1. Горощенко Я. Г. Химия титана. Киев : Наукова думка, 1970. 416 с.
2. Еременко В. Н. Титан и его сплавы. Киев : Издательство Академии наук украинской ССР, 1960. 450 с.
3. Титан. / В. А. Гармата и др. Москва : Металлургия, 1983. 559 с.
4. Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства : справочник. Москва : ВИЛС-МАТИ, 2009. 520 с.
5. Производство цветных металлов. Производство титана. URL : <https://metalspace.ru/education-career/osnovy-metallurgii/proizvodstvo-tsvetnykh-metallov/542-proizvodstvo-titana.html>(дата звернення : 21.12.2020).
6. Развитие электронно-лучевой плавки титана / Б. Е. Патон и др. *Современная электрометаллургия*. 2008. № 3 (92). С. 22-24.
7. Цвиккер У. Титан и его сплавы / под ред. О. П. Елютина, С. Г. Глазунова. Москва : Металлургия, 1979. 512 с.
8. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Конструкционные титановые сплавы. Москва : Металлургия, 1974. 350 с.
9. Справочник по цветным металлам. Титановые сплавы. Основные характеристики. URL : <https://libmetal.ru/titan/titan%20osnprop.htm> (дата звернення: 21.12.2020).
10. Колачев Б. А., Ливанов В. А., Елагин В. И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Москва : Металлургия, 1972. 430 с.
11. ГОСТ 19807-91. Титан и сплавы титановые деформируемые. [Действительный от 1991-07-17]. Москва : 1991. 3 с.
12. Аношкин Н. Ф. Металлография титановых сплавов : учеб. пос. Москва : Металлургия, 1980. 464 с.
13. Власов В. С. Металловедение : учеб. пос. Москва : Альфа-М, 2009. 336 с.

14. Кашапов О. С., Павлова Т. В., Истракова А. Р., Калашников В. С. Повышение прочностных характеристик жаропрочных псевдо- $\alpha$ -титановых сплавов. *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № 5. С. 73-80.
15. Гаркунов Д. Н., Поляков А. А. Повышение износостойкости деталей конструкций самолетов. Москва : Машиностроение, 1973. 200 с.
16. Koyuncu E., Kahraman F., Karadeniz Ö. Investigation of surface properties of high temperature nitrided titanium alloys. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2009. Vol. 37. № 2. P. 434-441.
17. Jamesh M., Sankara N., Paul K. Thermal oxidation of titanium : Evaluation of corrosion resistance as a function of cooling rate. *Materials Chemistry and Physics*. 2013. Vol. 138. № 2-3. P. 565-572.
18. Поут Дж. М., Фоти Г., Римини Е. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками. Москва : Машиностроение, 1987. 423 с.
19. Братушка С. Н., Маликов Л. В. Ионно-плазменная модификация титановых сплавов. *Вопросы атомной науки и техники*. 2011. №6 (19), С. 126-140.
20. Погребняк А. Д., Базилев Е. А., Свириденко Н. В., Вплив опромінення електронними та іонними пучками на фізико-механічні властивості титанових сплавів, *УФМ*. 2004. Т. 5. С. 257-281.
21. Петрунько А. Н., Олексюв Ю. Г., Дрозденко В. А. Титан в новой технике. Москва : Металлургия. 1979. 160 с.
22. Михеев А. Е., Гирн А. В., Ивасев С. С., Кудымов В. И. Электродуговое упрочнение титановых сплавов. *Технологические процессы и материалы*. 2011. № 3. С. 138-140.
23. Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Мисюров А. И. Технологические процессы лазерной обработки : учеб. пос. Москва : изд-во МГТУ. 2006. 664 с.

24. DAI J. J., HOU S. Q. Laser gas nitriding of titanium and titanium alloys. *Surface Review and Letters*. 2009. Vol. 16. №6. P. 789–796.
25. Горунев А. И., Гильмутдинов А. Х. Упрочнение и наплавление волоконным лазером как способы целенаправленного формирования структуры и свойств титанового сплава ВТ6. *Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2015. № 4. С. 40–44.
26. Гайворонский И. В., Гиржон В. В., Скребцов А. А., Овчинников А. В. Структура и свойства поверхностных слоев спеченного порошкового титана ВТ1-0 после лазерной обработки. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 1 (703). С. 53-55.
27. Гиржон В. В., Ємельянченко В. В., Куц О. В., Биков І. О. Лазерне азотування титанових стопів. *Металофізика. Новітні технології*. 2020. № 4 (42). С. 553-563.
28. Malikov A. G., Orishicha A. M., Vitoshkina I. E. Laser welding of dissimilar materials based on VT20 titanium and V-1461 aluminum alloys. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. 2020. Vol. 61, № 2, P. 307–317.
29. Миронова Е. В. Выбор оптимального режима термообработки титанового сплава ВТ20 с применением количественной металлографии и анализа химического состава фаз. *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета*. 2013. № 4-1 (183). С. 226-230.
30. Кашапов О. С., Павлова Т. В., Калашников В. С., Заводов А. В. Явление образования и низкотемпературного распада метастабильных твердых растворов с выделением дисперсных частиц третичной  $\alpha$ -фазы в жаропрочных титановых сплавах. *Труды ВИАМ*. 2018. № 8 (68) С. 3-22.
31. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Москва : МИСИС, 1994. 328 с.
32. Ашкрофт Н., Мермин Н. Физика твердого тела: в 2-х томах Москва : Мир, 1979. Т.1. 399 с.

33. Штольц А. К., Медведев А. И., Курбатов Л. В. Рентгеновский фазовый анализ. Екатеринбург : ГОУ-ВПО УГТУ-УПИ, 2005. 24 с.
34. Панова Т. В. Рентгеноструктурный анализ: краткий курс лекций / Омск : Изд-во Ом. гос. ун-та, 2012. 124 с.
35. Самоходский А. И., Кунявский М. Н. Лабораторные работы по металлосведению и термической обработке металлов. Москва : Машиностроение, 1981. 174 с.
36. Вашуль Х. Практическая металлография. Методы изготовления образцов. Москва : Металлургия, 1988. 320 с.
37. Литовченко С. В., Кириченко В. Г., Доценко Е. А., Кочетова С. Ю. Приготовление образцов для металлографического исследования микроструктуры : Методические материалы к выполнению лабораторных работ по металлографии. Харьков : ХНУ имени В. Н. Каразина, 2012. 18 с.
38. Беккерт М., Клемм Х. Способы металлографического травления Справочник. 2-е изд., перераб. и доп. Москва : Металлургия, 1988. 400 с.
39. Коваленко В. С. Металлографические реактивы. Справочник. 3-е изд. Москва : Металлургия, 1981. 120 с.
40. ГОСТ 9450-76. Измерение микротвёрдости вдавливанием алмазных наконечников. [Действительный от 1977-01-01]. Москва : Издательство стандартов, 1977. 27 с.
41. Глазов В. М., Вигдорович В. Н. Микротвёрдость металлов и полупроводников. 2-е изд. Москва : Металлургия, 1969. 248 с.
42. Данильченко В. Е., Польшук Б. Б. Лазерное упрочнение технического железа. *Физика металлов и металлосведение*. 1998. Т. 86. № 2 4. С. 124–128.
43. Молчанова Е. К. Атлас диаграмм состояния титановых сплавов / Е. К. Молчанова. Москва : Машиностроение, 1964. 392 с.