

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

МАТЕМАТИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ
Кафедра загальної та прикладної фізики

КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА МАГІСТРА

на тему: «СТРУКТУРА ПОВЕРХНІ ЛИТОГО ТИТАНОВОГО
СПЛАВУ VT-8 ПІСЛЯ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ У РІЗНИХ
СЕРЕДОВИЩАХ»

Виконала: студентка 2 курсу, групи 8.1049
спеціальності 104 фізика та астрономія
(шифр і назва спеціальності)

К.О. Мимрик

(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)

« ____ » _____ 2020 р.

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

Мимрик Катерині Олексіївні

(прізвище, ім'я та по батькові)

1. Тема роботи Структура поверхні литого титанового сплаву VT-8 після лазерної обробки у різних середовищах

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 « 20 » травня 2020 року № 576-С

2. Строк подання студентом роботи 02.12.2020

3. Вихідні дані до роботи Об'єкт дослідження – титановий сплав VT-8 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	01.10.2019	14.12.2019
2	Гіржон В. В., д-р фіз.-мат. наук, професор	16.03.2020	09.04.2020
3	Гіржон В. В., д-р фіз.-мат. наук, професор	01.09.2020	30.10.2020

7. Дата видачі завдання 01.10.2019

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№	Назва етапів кваліфікаційної роботи	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1.	Літературний пошук.	07.10.19 – 18.10.19	виконано
2.	Оформлення літературного огляду.	21.10.19 – 14.12.19	виконано
3.	Оформлення другого розділу.	16.03.20 – 08.04.20	виконано
4.	Підготовка зразків для лазерної обробки.	16.06.20 – 22.06.20	виконано
5.	Лазерна обробка зразків.	23.06.20 – 30.06.20	виконано
6.	Рентгенографічний аналіз зразків	01.07.20 – 10.07.20	виконано
7.	Металографічний аналіз зразків	03.09.20 – 14.09.20	виконано
8.	Вимірювання мікротвердості	15.09.20 – 29.09.20	виконано
9.	Розробка третього розділу.	30.09.20 – 15.10.20	виконано
10.	Оформлення дипломної роботи	16.10.20 – 30.10.20	виконано
11.	Корегування дипломної роботи згідно вимогам ГОСТів.	02.11.20 – 06.11.20	виконано

Студент

_____ (підпис)

К.О. Мимрик

_____ (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 поверхні литого титанового сплаву ВТ-8 після лазерної обробки у різних середовищах»: 58 с., 12 рис., 7 табл., 47 джерел.

МАРТЕНСИТНЕ ПЕРЕТВОРЕННЯ, МІКРОСТРУКТУРА, МІКРОТВЕРДІСТЬ, ПЕРЕСИЧЕНІ ТВЕРДІ РОЗЧИНИ, ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ, ЛАЗЕРНА ОБРОБКА

Об'єкт дослідження – титановий сплав ВТ-8 після лазерної обробки.

Мета роботи – дослідження структури титанового сплаву ВТ-8 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 ВТ-8 в атмосферах аргону, азоту та повітря викликає суттєві структурні зміни в поверхневих шарах сплавів, що, в свою чергу, приводить до зміни їх мікротвердості. Показано, що змінюючи оточуючу атмосферу та режими обробки, можна регулювати ступінь зростання мікротвердості поверхні. Проаналізовано причини зростання мікротвердості з точки зору структурно-фазового стану поверхні лазерної обробки.

SUMMARY

Master's qualifying paper « Surface structure of cast titanium alloy VT-8 after laser treatment in different environment»: 58 pages, 12 figures, 7 tables, 47 references.

MARTENSITIC TRANSFORMATION, MICROSTRUCTURE, MICROHARDNESS, SATURATED SOLIDS, PHASE COMPOSITION, LASER TREATMENT.

The objects of the study is a titanium alloy VT-8 after laser treatment.

The aim of the study is researching the structure of titanium alloy VT-8 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 VT-8 in atmospheres of argon, nitrogen and air leads to significant structural changes in the surface layers, which in turn leads to a change in their microhardness. Depending on the selected atmosphere and processing modes, the degree of microhardness of the surface can be adjusted.

ЗМІСТ

Завдання на кваліфікаційну роботу.....	2
Реферат.....	4
Summary.....	5
Скорочення та умовні позначки.....	8
Вступ.....	9
1 Літературний огляд.....	11
1.1 Загальні властивості титану та його сплавів.....	11
1.2 Вплив легуючих компонентів на поліморфні $\beta \leftrightarrow \alpha$ - перетворення в титанових сплавах.....	13
1.3 Титанові $\alpha + \beta$ -сплави мартенситного класу.....	16
1.3.1 Особливості мартенситного перетворення в титанових сплавах.....	16
1.3.2 Вплив мартенситного перетворення на структуру та властивості.....	18
1.4 Особливості будови та властивості сплаву ВТ-8.....	23
1.5 Методи підвищення фізико-механічних властивостей сплаву ВТ-8.....	26
1.5.1 Азотування.....	27
1.5.2 Борування.....	28
1.5.3 Оксидування.....	29
1.5.4 Цементация.....	29
1.5.5 Лазерна обробка.....	30
2 Матеріали та методи дослідження.....	34
2.1 Якісний рентгенівський фазовий аналіз.....	34
2.2 Металографічний аналіз.....	40
2.3 Вимірювання мікротвердості.....	41
3 Результати та їх обговорення.....	44

Висновки.....	53
Список використаних джерел.....	54

СКОРОЧЕННЯ ТА УМОВНІ ПОЗНАКИ

ЛО	лазерна обробка
ГЩУ	гексагональна щільно упакована ґратка
ОЦК	об'ємноцентрована кубічна ґратка
δ	пластичність
σ_B	межа міцності
$\sigma_{0,2}$	межа плинності
ψ	відносне звуження
ВТМО	високотемпературна термомеханічна обробка
q	густина потужності лазерного випромінювання
τ	тривалість імпульсу лазерного випромінювання
λ	довжина хвилі рентгенівських променів
U	напруга на рентгенівській трубці
I	сила струму на рентгенівській трубці
d	відстань між однорідними площинами кристала
θ	кут відбиття рентгенівських променів даною системою площин кристала
H_μ	мікротвердість

ВСТУП

Дослідження та розробка титанових сплавів для потреб авіаційної техніки, зокрема авіаційні газотурбінні двигуни, тривають протягом більше 50-ти років. Сьогодні титанові сплави є одними з основних конструкційних матеріалів, що застосовуються в даний час у різних галузях промисловості. Широкий спектр їх використання пов'язаний з притаманними титану і його сплавам комплексу властивостей – висока питома міцність, корозійна стійкість в багатьох агресивних середовищах, висока жароміцність. Разом з позитивними характеристиками титанові сплави мають властивості, які обмежують їх застосування в якості конструкційних матеріалів: низькі значення твердості та зносостійкості.

Аналіз сучасної літератури показав, що легуванням і термічною обробкою не вдається істотно підвищити антифрикційні властивості титанових сплавів. Були зроблені спроби усунути цей недолік за допомогою хіміко-термічної обробки. Найбільші успіхи були досягнуті при азотуванні, і цей процес, хоча і обмежено, але застосовується в промисловому масштабі. Основними недоліками такої обробки є низька продуктивність, висока енергозатратність та недостатня глибина зміцненого шару.

Одним з найбільш перспективних способів поліпшення механічних властивостей поверхневих шарів титанових сплавів є лазерна обробка. У порівнянні з традиційними способами обробки поверхні (гартування, цементація, азотування, нітроцементація, різні наплавлення твердими сплавами) модифікація поверхні за допомогою лазера має низку переваг для забезпечення працездатності поверхонь деталей, що труться. Незаперечними перевагами лазерного оплавлення поверхні є можливість обробки локальної зони та швидкий нагрів та охолодження зони, яка піддається обробці.

На сьогодні кількість досліджень процесів структуроутворення при таких обробках виконано ще недостатньо, зокрема залишається не до кінця

висвітленим питання щодо впливу лазерної обробки у різних газових середовищах на структуру поверхневих шарів титанових сплавів. Тому метою роботи є вивчення структурного стану, фазових перетворень і властивостей поверхневих шарів титанового сплаву ВТ-8 після лазерної в атмосферах аргону, азоту та кисню.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Загальні властивості титану та його сплавів

Титан – перехідний метал четвертої групи періодичної системи Д.І. Менделєєва з порядковим номером 22 і атомною вагою 47,9. Електронна структура титану ($1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6 3d^2 4s^2$) представлена недобудованою d-оболонкою, що сприяє утворенню з'єднань нижчих валентностей Ti^{2+} і Ti^{3+} [1, 2]. Природний титан складається із суміші п'яти стабільних ізотопів: ^{46}Ti (7,95 %), ^{47}Ti (7,75 %), ^{48}Ti (73,45 %), ^{49}Ti (5,51 %), ^{50}Ti (5,34 %). Зі штучних радіоактивних ізотопів найбільш важливими є ^{45}Ti з періодом напіврозпаду 3,09 годин та ізотоп ^{51}Ti з періодом напіврозпаду 5,79 хвилин [3].

Густина титану за температури 300 К становить 4510 кг/м³. Цей метал плавиться при температурі 1938 К, температура кипіння 3560 К [4]. Модуль пружності залежить від орієнтування кристалів і знаходиться в межах 102-145 ГПа. Йодидний титан має високу пластичність ($\delta = 50\text{...}70\%$; $\psi = 60 \text{...} 90\%$) і низьке значення межі міцності ($\sigma_b = 220 \text{...} 260$ МПа) [5, 6].

Титан має високу корозійну стійкість в багатьох агресивних середовищах, яка перевершує більшість нержавіючих сталей і сплавів. Пов'язано це з тим, що на щойно утвореній поверхні чистого титану швидко з'являється інертна, добре зрощена з металом тонка (десятки нанометрів) плівка диоксиду титану, що захищає його від подальшого окислення. Навіть якщо цю плівку зняти, то в будь-якому середовищі, що містить кисень або інші сильні окислювачі (наприклад, в азотній або хромовій кислотах), ця плівка утворюється знову, і метал захищає сам себе від подальшого руйнування [1, 7].

В азотній кислоті, що є сильним окислювачем, у якому швидко розчиняються різноманітні метали, титан виключно стійкий. У соляній

кислоті титан стійкий лише в її розбавлених розчинах. У сірчаній кислоті слабкої концентрації (до 0,5...1%) титан є стійким навіть при температурі розчину до 323...368 К. Дуже слабо кородує титан в більшості органічних кислот (оцтовій, молочній, винній), в розведених лугах, в розчинах багатьох хлористих солей, в фізіологічному розчині. А ось з розплавами хлоридів при температурі вище 648 К титан взаємодіє дуже бурхливо [8...10].

Фосфорна кислота, навіть слабкої концентрації, сухі хлор і бром, розплавлений цинк визивають сильну корозію титану [3].

Фізичні властивості титана у порівнянні з іншими елементами наведено в таблиці 1.1.

Таблиця 1.1 – Фізичні властивості титану та інших металів [11]

Властивість	Ti	Mg	Al	Fe	Cu
Температура плавлення, К	1938	923	933	1808	1356
Густина, кг/м ³	4510	1740	2700	7860	8940
Теплопровідність при 293 К, Вт/(м·К)	17,04	146,54	238,65	71,17	385,18
Електроопір при 293 К, мкОм·см	55,4	4,4	2,68	10	1,72
Теплоємність (273...373 К), Дж/(кг·К)	527,54	1025,77	883,41	456,36	389,37
Коефіцієнт лінійного розширення (273...373 К) · 10 ⁶ , К ⁻¹	8,9	25,7	24	11,9	16,4
Модуль нормальної пружності, Е, ГПа	109,8	44,6	71,1	196,1	120,1

Титан є поліморфним металом, який має дві алотропічні модифікації: α і β [12]. Низькотемпературна α -модифікація титану представлена ГЦУ граткою стабільною при кімнатній температурі, високотемпературна β -модифікація має кристалічну гратку ОЦК [13...15]. Параметри α і β -фази титану рівні $a = 0,295$ нм; $c = 0,468$ нм і $a = 0,328$ нм відповідно [11; 16...18].

Температура поліморфного $\alpha \leftrightarrow \beta$ перетворення становить 1155,6 К. Перехід α -модифікації титану в β супроводжується збільшенням об'єму кристалічної ґратки приблизно на 5,5% , а також незначним зменшенням густини металу до 4320кг/м³ [18].

Таким чином у порівнянні з конструкційними матеріалами титан має свої переваги: невелика густина, висока механічна міцність при підвищених температурах, висока корозійна стійкість, висока питома міцність.

До недоліків відносять: погані антифрикційні властивості, обумовлені налипанням титану на матеріали, активна взаємодія з усіма газами атмосфери при високих температурах, схильність до зростання зерна при високій температурі, висока схильність титану до сольової корозії, погана оброблюваність різанням, висока вартість виробництва.

1.2 Вплив легуючих компонентів на поліморфні $\beta \leftrightarrow \alpha$ - перетворення в титанових сплавах

Всі елементи, що входять до складу титанових сплавів, впливають на температуру поліморфного перетворення. Найбільш поширена класифікація легуючих елементів і домішок в титанових сплавах представлена трьома групами [19...21].

1. Перша група – α -стабілізатори. До них відносяться елементи: Al, Ga, O, C, N, що підвищують температуру поліморфного перетворення і розширюють область існування α -модифікації титану [20].

У свою чергу їх можна ще підрозділити на 2 підгрупи: α -стабілізатори, які утворюють з α -фазою титана тверді розчини заміщення та впровадження.

Зі збільшенням вмісту α -стабілізатору зростає температура $\alpha \leftrightarrow \beta$ перетворення, при цьому переохолодити β -фазу до температур, що лежать нижче границі $\beta + \alpha \rightarrow \alpha$ переходу, неможливо навіть при значних швидкостях охолодження.

Всі α -стабілізатори мають обмежену розчинність титана в обох модифікаціях. В сплавах, які мають α -стабілізатори в кількості, яка більша за межу розчинності, в α -фазі буде спостерігатися перитектоїдне перетворення β -твердого розчину з утворенням фаз (системи Ti – Al, Ti – Ga), або оксидних і карбонітридних сполук (системи Ti – O, Ti – C, Ti – N) (рис. 1.2, а).

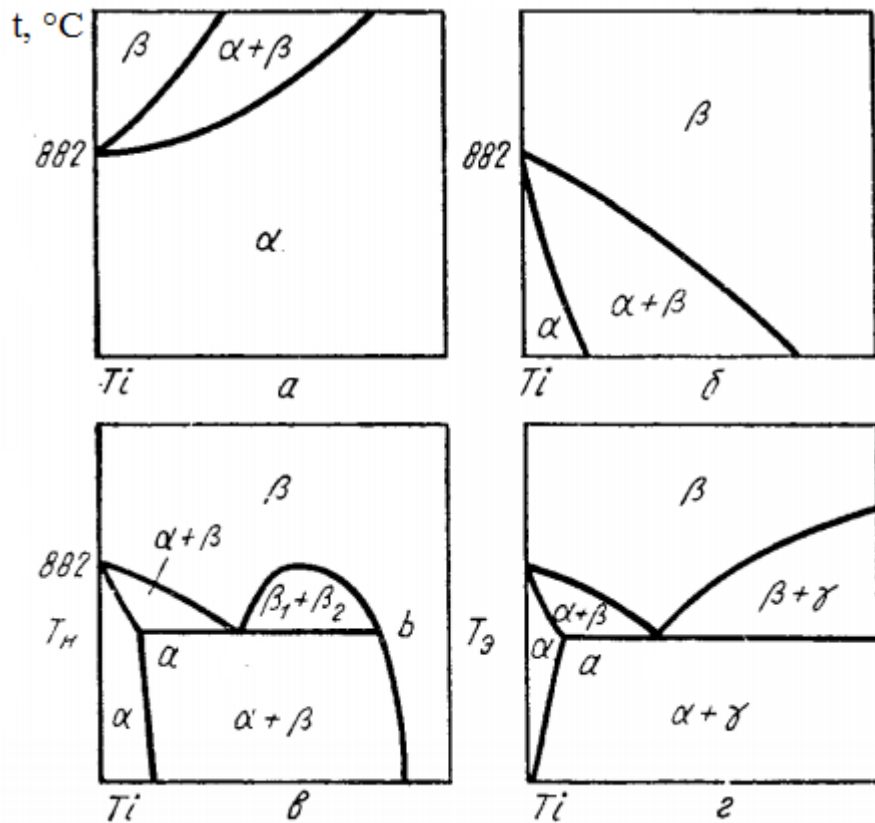


Рисунок 1.2 – Вплив легуючих елементів на температуру поліморфного перетворення титана [19]: а – Ti- α -стабілізатори; б – Ti-ізоморфні β -стабілізатори; в – Ti-евтектоїдоутворюючі β -стабілізатори; г – Ti-нейтральні елементи.

2. Другу групу складають елементи, що знижують температуру поліморфного перетворення $\alpha \leftrightarrow \beta$ і є β -стабілізаторами. Дану групу поділяють на 3 підгрупи (рис. 1.2, б – г):

а) в першу підгрупу входять елементи: Fe, Co, Mn, Ni, Cr, W, що утворюють з титаном евтектоїд при розпаді β -фази $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ (γ -проміжна фаза

змінного або постійного складу, яка утворена титаном та легуючим елементом). В цих сплавах β -фаза доволі стійка і зберігається довгий час при температурі нижче евтектоїдної.

б) друга підгрупа характеризується елементами, що є необмежено розчинними в β -фазі титану – β -ізоморфні стабілізатори. До них відноситься Mo, V, Nb, Ta. В цій системі α -фаза при всіх температурах знаходиться у рівновазі з β -фазою.

в) третя підгрупа складається з металів, що утворюють тверді розчини з обмеженою областю існування β -фази, оскільки при великому вмісті легуючого компонента порушується принцип ізоморфності елементів. Металами цієї підгрупи є Ru, Re, Os, R і вони називаються квазі β -ізоморфними елементами. Слід зазначити, що легування титану β -евтектоїдними елементами сприяє стабілізації високотемпературної модифікації при невеликих концентраціях (табл. 1.2). У той час, як для фіксування β -титану при кімнатній температурі β -стабілізаторами другої і третьої підгрупи потрібна значна концентрація легуючих компонентів.

Таблиця 1.2 – Критична концентрація β -стабілізаторів, що необхідна для стабілізації β -фази при кімнатній температурі [16]

Підгрупа β -стабілізатора	Легуючий елемент	Критична стабілізуюча концентрація	
		Масова, %	Атомна, %
β -евтектоїдні	Залізо	4,0-5,7	4,5-4,9
	Кобальт	5,7	4,9
	Марганець	5,5	5,0
	Нікель	6,9-8,2	5,8-6,8
	Хром	7,8	8,4
β -ізоморфні	Молибден	11,0	5,8
	Ванадій	17,0	18,4
	Тантал	50,0	21,0
	Ніобій	36,0	23,0
Квазі β -ізоморфні	Реній	20,0	6,0

3. Третя група складається з елементів, що слабо впливають на температуру поліморфного перетворення. У неї входять Sn, Ge, Th, а також елементи, які є аналогами титану – Zr і Hf. В сплавах, у яких вміст цирконію і

гафнію приблизно 40-50%, температура поліморфного перетворення знижується до 823 К. Але зафіксувати β -фазу у сплавах системи Ti-Zr або Ti-Hf при кімнатній температурі неможливо, навіть при значних швидкостях охолодження [19...20].

1.3 Титанові $\alpha + \beta$ -сплави мартенситного класу

1.3.1 Особливості мартенситного перетворення в титанових сплавах

На відміну від мартенситу вуглецевих сталей, що є розчином впровадження та характеризується високою міцністю і крихкістю, титановий мартенсит є розчином заміщення, і гартування титанових сплавів на мартенсит α' призводить до незначного зміцнення і не супроводжується різким зниженням пластичності.

Якщо концентрація β -стабілізаторів не надто висока, то при гартуванні титанових сплавів з температур, відповідних β -області, починається мартенситне перетворення. Це перетворення відбувається в інтервалі температур M_H-M_K , які знижуються зі зростанням вмісту легуючих компонентів. При концентраціях $C_{кр}'$ і $C_{кр}''$ ці температури досягають кімнатної (рис. 1.3) [7, 20].

У сплавах титану з β -евтектоїдними стабілізаторами при гартуванні утворюється мартенситна фаза з трохи спотвореною гексагональною щільно впакованою граткою. Це фаза α' . При концентрації легуючих елементів від $C_{кр}'$ до $C_{кр}''$, мартенситне перетворення не доходить до кінця і тому структура сплавів представлена α'' - і β -фазами [22...25]. Крім звичайного мартенситного перетворення $\beta \rightarrow \alpha'$ та $\beta \rightarrow \alpha''$ в титанових сплавах відбувається мартенситне перетворення особливого роду $\beta \rightarrow \omega$. При вмісті β -стабілізаторів, близькому до другої критичної концентрації, у сплавах

всередині β -твердого розчину утворюється особливий стан, який називають ω -фазою. Ця фаза утворюється при гартуванні сплавів з концентрацією легуючих елементів менше третьої критичної $C_{кр}'''$.

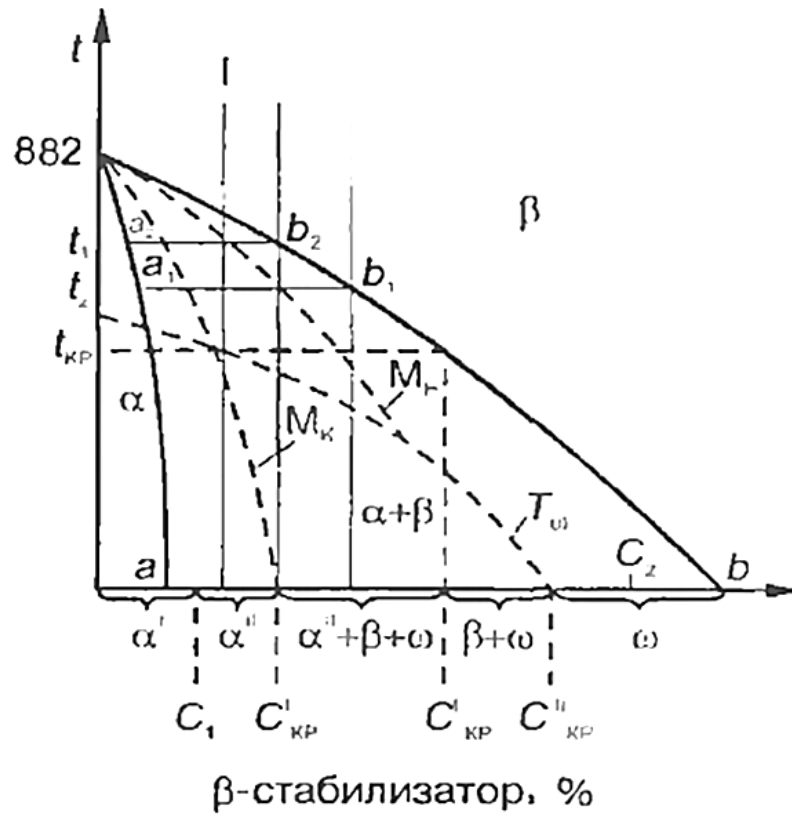


Рисунок 1.3 – Схема зміни фазового складу титанових сплавів з β -ізоморфним стабілізатором гартування [20]

Є підстави вважати [26], що нижче лінії T_{ω} , (рис. 1.3) звичайне мартенситних перетворення $\beta \rightarrow \alpha'$ та $\beta \rightarrow \alpha''$ стає неможливим.

Критичною концентрацією називають вміст даного елемента в подвійному сплаві з титаном, при якій пригнічується мартенситне перетворення і в результаті гартування з β -області фіксується однофазна β -структура і ω -стан всередині неї.

1.3.2 Вплив мартенситного перетворення на структуру та властивості

До титанових сплавів мартенситного класу відноситься значна група сплавів на основі α - і β -твердих розчинів, у яких в стабільному стані міститься від 5 до 25% (ат.) β -фази. В результаті швидкого охолодження ($\alpha + \beta$)-сплавів з β -області може відбуватися бездифузійне мартенситне перетворення або $\beta \rightarrow \alpha'$ (з ГЦУ-граткою), або $\beta \rightarrow \alpha''$ (з орторомбічною граткою).

При збільшенні вмісту β -стабілізаторів у сплаві зростає ступінь пересичення мартенситу і тоді стає можлива часткова фіксація β -фази. В залежності від температури гартування і вмісту β -стабілізаторів фіксується або тільки мартенсит, або α -фаза плюс мартенсит, або мартенсит плюс β -фаза і т.д. Таким чином, ($\alpha + \beta$)-сплави можуть бути в різних станах: від рівноважних твердих розчинів до максимально пересичених і нерівноважних. В β -сплавах титану, з вмістом β -стабілізаторів рівним або вищим від критичної концентрації, мартенситне перетворення відсутнє, а роль швидкості охолодження зводиться до пригнічення процесів дифузійного розпаду β -фази. Сплави з вмістом β -стабілізаторів рівним критичній концентрації, є механічно нестабільними (β -фаза розпадається при пластичній деформації), а розпад β -твердого розчину при нагріванні протікає досить швидко. До таких сплавів відноситься сплав Ti-2,5Al-16V. Більш стабільними є сплави VT-15 (3Al-8Mo-11Cr), B120-VCA (3Al-10V-11Cr), TC6 (Al-5Mo-6V-11Cr). Ці сплави називають псевдо- β -сплавами, тому що вони гартуються в β -фазу, але після старіння мають $\alpha + \beta$ -склад.

Утворення мартенситної структури супроводжується неоднозначним впливом на механічні властивості. Так, за рахунок легування, можна отримати міцність титанового сплаву 1078,73 – 1176,8 при достатньо високій пластичності ($\delta = 8...15\%$). Збільшення β -стабілізатора приводить до істотного зростання міцності титану, але при цьому зменшується величина

відносного видовження. Найбільш сильними зміцнювачами є залізо і марганець, потім, по мірі спадання, слідує хром, молібден, ванадій, ніобій і тантал. Підвищення вмісту алюмінію (до 8%) приводить до значного зниження характеристик пластичності та в'язкості, особливо при значному вмісті β -стабілізатора.

З підвищенням вмісту β -стабілізаторів у сплаві з крупнозернистою структурою, на відміну від дрібнозернистої, відбувається зниження граничної пластичності сплаву (табл. 1.3). При цьому ступінь зменшення межі плинності і граничної пластичності при переході від дрібнозернистої структури до крупнозернистої, як правило, зростає зі збільшенням вмісту β -стабілізатора (посилюється схильність до « β -крижкості»).

Таблиця 1.3 – Механічні властивості сплавів Ti–Al–V з різною структурою [16]

Склад сплаву	Характер структури											
	Дрібнозерниста				Крупнозерниста				Мартенситна			
	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
	МПа		%		МПа		%		МПа		%	
Ti – 6 Al	706,08	608,01	18,4	36,9	706,08	591,34	14,3	29,3	706,08	611,94	15,9	29,9
Ti – 6 Al – 4 V	910,06	811,01	16,5	38,2	790,42	723,73	9,0	15,8	998,32	890,44	5,8	14,3
Ti – 6 Al – 6 V	923,79	842,39	17,5	43,8	847,29	776,69	6,6	9,3	1076,77	982,63	–	–

Розглянемо деякі особливості будови, умов утворення і властивості цих фаз, що відіграють основну роль в будові термічно оброблюваних титанових сплавів.

α' -фаза - пересичений твердий розчин легуючих елементів в α -Ті, що має гексагональну гратку з такими ж параметрами, як відповідна до неї за складом рівноважна α -фаза. Лінії рентгенограми α' -фази розмиті внаслідок напружень. (Перебудова $\beta \rightarrow \alpha'$ показана на рис. 1.4). α' -фаза має голчасту мікроструктуру, що нагадує мартенсит.

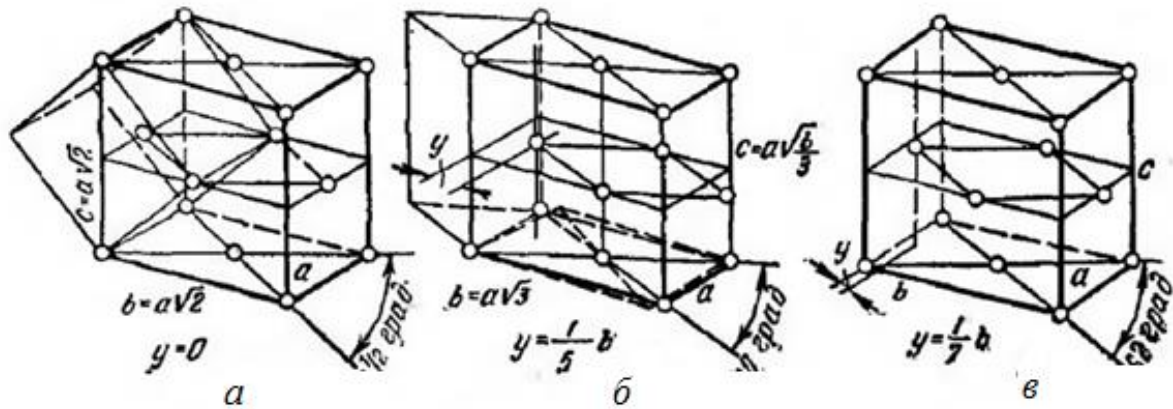


Рисунок 1.4 – Схема перебудови β -фази в α' - та α'' -фази [24]:

а – β -фаза; б – α' -фаза; в – α'' -фаза

Зазвичай α' -фаза утворюється в низьколегованих сплавах титану. При цьому перехід $\beta \rightarrow \alpha'$ може здійснюватися як в процесі швидкого охолодження β -фази, так і в результаті пластичної деформації метастабільного β -розчину. У титані високої чистоти різниця між α - і α' -фазами пов'язана зазвичай лише з формою зерен і їх розмірами [16].

В [24] було встановлено, що утворення α' -фази істотно збільшує твердість сплавів (α' -фаза є більш твердою і міцнішою від α -фази).

Подібно до α' -фази, α'' -фаза також являє собою пересичений твердий розчин легуючих елементів у гратці α -Ті і є типовою мартенситною фазою; проте вона утворюється в більш легованих сплавах титану і має більший ступінь пересичення. Слід зазначити, що α'' -фаза утворюється в сплавах титану тільки з тими перехідними елементами (V, Nb, Ta, W, Mo, Re), атомні

радіуси яких є близькими до атомного радіусу титану. Ця фаза має ромбічну кристалічну ґратку з базисом $000; 1/2, 1/2, 0; y/2, 1/2; 0, 1/2 + y/2$.

Значення параметра y , а також величини періодів ромбічної комірки α'' -фази дещо змінюються в залежності від складу фази. Зниження симетрії (в порівнянні з гексагональною ґраткою α -Ті) пов'язане з високим пересиченням α -розчину легуючими елементами. Розташування атомів, у порівнянні з α -ґраткою, в α'' -фазі дещо змінено (рис. 1.4, в).

Подібно α' -фазі, α'' -фаза має голчасту будову. Твердість α'' -фази значно менша твердості сплавів, що мають α' -структуру [22...24].

Механізм утворення розглянутих вище різновидів α' - і α'' -фаз, що виникають в результаті перетворення β -розчину, було встановлено для багатьох титанових сплавів шляхом проведення ряду кристалографічних досліджень.

Однією з найважливіших метастабільних фаз є ω -фаза. Перехід $\beta \rightarrow \omega$ -фазу може виникати при гартуванні та при відпуску загартованої метастабільною β -фази (перебудова $\beta \rightarrow \omega$ -фазу показана на рис. 1.5).

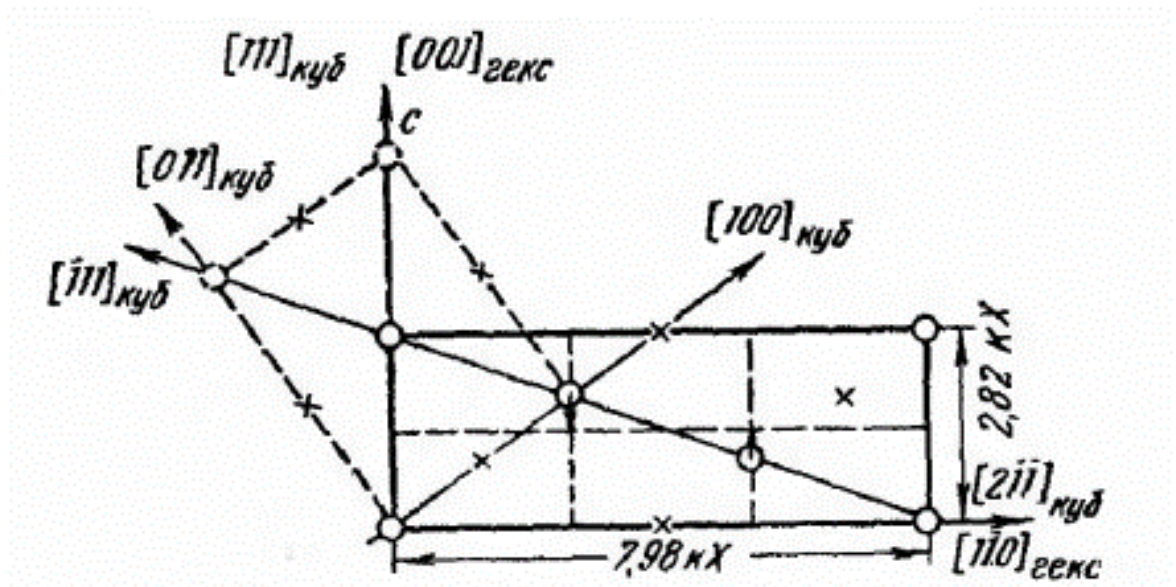


Рисунок 1.5 – Схема перебудови β -фази в ω -фазу [25]

Ця фаза часто утворюється при різних видах термічної обробки титанових сплавів, які містять перехідні елементи. Вона впливає на властивості сплавів, головною з яких є різке зниження в'язкості і пластичності сплавів. Характеристики міцності і пружних властивостей титанових сплавів при наявності в структурі ω -фази різко зростають [23].

Температурний інтервал утворення ω -фази становить 473–773 К. Можливе утворення ω -фази також при ізотермічному перетворенні і при пластичній деформації механічно нестабільної β -фази. Утворення ω -фази відбувається лише в сплавах, що мають певну «критичну» концентрацію легуючих елементів, якій відповідає постійна електронна концентрація [26].

За своєю фізичною природою ω -фазу слід віднести до фаз мартенситного типу, подібно α' - і α'' - фазами.

Особливості ω -фази:

1. ω -фаза є гексагональною фазою мартенситного типу, так як вона являє пересичений твердий розчин, що утворюється бездифузійним шляхом за зсувним механізмом, характерним для типових мартенситних перетворень. Особливістю є те, що вона не має голчастої будови.

2. ω -фазу отримують при гартуванні, при ізотермічному перетворенні β -фази і при відпуску (старінні) загартованої метастабільною β -фази. Температура її утворення та параметри кристалічної ґратки для даного сплаву практично однакові. Параметри ω -фази (0,325-0,326 нм) залишаються незмінними навіть для сплавів різного складу, а це свідчить про однаковий вплив легуючих елементів на формування ω -фази.

3. Утворення ω -фази ніколи не доходить до кінця, тобто вона завжди співіснує з β -фазою і когерентно з нею пов'язана.

4. ω -фаза утворюється в сплавах, що мають певну «критичну» концентрацію легуючого елемента, що відповідає постійній електронній концентрації, що дає підставу віднести її до фаз електронного типу.

5. Утворення ω -фази супроводжується зменшенням об'єму, тобто збільшенням густини сплаву.

б. ω -фаза викликає різке збільшення крихкості титанових сплавів, підвищує їх твердість [24...26].

1.4 Особливості будови та властивості сплаву VT-8

Сплав VT-8 є деформованим жароміцним титановим сплавом системи Ti-Al-Mo-Si і відноситься до двофазних ($\alpha+\beta$)-сплавів мартенситного класу.

Жароміцні титанові сплави по структурі діляться на α (псевдо- α), ($\alpha+\beta$), $\alpha+\beta$ +металід. При створенні жароміцних титанових сплавів у якості легуючих елементів використовуються, головним чином, елементи, які стабілізують α -фазу, а саме: алюміній, галій (аналог алюмінію), цирконій і олово [1]. З β -стабілізаторів використовують молібден і ніобій (ізоморфні β -стабілізатори), а також хром, кремній - евтектоїдоутворюючі елементи. Ванадій і марганець менше підвищують жароміцні властивості титана, ніж вказані вище β -стабілізуючі елементи; тому вони не використовуються при легуванні жароміцних сплавів. Останнім часом з'явилися сплави, леговані вольфрамом і вісмутом.

Перевагою сплавів з переважанням α -фази є здатність зберігати міцність до більш високих температур у порівнянні з ($\alpha+\beta$)-сплавами. Характеристики міцності і жароміцні властивості α -сплавів забезпечуються зміцненням твердого розчину на основі α -фази, а також дисперсними частинками другої фази в результаті виділення впорядкованої α -фази (Ti_3Al) при вмісті алюмінію понад 7% (по масі). Ці сплави не зміцнюються термічною обробкою. Для помірно високих температур найбільш вигідними є двофазні ($\alpha + \beta$)-сплави, а при високих - сплави на основі α -фази.

У розвитку цих сплавів намітилися два шляхи. По-перше, за основу жароміцних сплавів беруться високолеговані сплави системи Ti-Al (Приблизно до 8% Al). По-друге, за основу беруть сплави системи Ti-Al, що містять 2,25-6% Al, але піддають їх додатковому комплексному легуванню.

Хімічний склад сплаву ВТ-8: 5,8...7,0% Al; 2,8...3,8% Mo; 0,2...0,35% Si [27].

Напівфабрикати зі сплаву ВТ-8 можуть піддаватися термічній обробці наступних видів:

1. Подвійний відпал: нагрів при 1190 К, витримка 1-4 год., охолодження на повітрі, потім нагрівання при 860 К та подальша витримка 1 год. з охолодженням на повітрі. Це основний режим, що застосовується для деталей, які тривалий час працюють при температурах до 773 К .

2. Обробка, яка сприяє зміцненню, складається з гартування в воду з 1198 К і подальшого старіння при 843 К протягом 1-6 год. і охолодження на повітрі.

3. Високотемпературна термомеханічна обробка (ВТМО) - гартування в воду після високо температурної деформації (час розриву між закінченням деформації і гартуванням не повинно перевищувати 30-45 с) і подальше старіння при 843 К протягом 2 год., охолодження на повітрі [22].

Фазовий склад сплаву ВТ-8 змінюється в залежності від температури нагріву та швидкості охолодження (див. табл. 1.4).

Таблиця 1.4 – Зміна фазового складу сплаву ВТ-8 і кількості β -фази в залежності від температури гартування [22]

Температура гартування, К	Фазовий склад	Кількість β -фази, %	Температура гартування, К	Фазовий склад	Кількість β -фази, %
Після гартування	$\alpha + \beta$	9	1153	$\alpha + \alpha'' + (\beta)$	—
773	$\alpha + \beta$	—	1173	$\alpha + \alpha''$	—
873	$\alpha + \beta$	—	1223	$\alpha (\alpha'') + \alpha$	0
973	$\alpha + \beta$	—	1323	α'	0
1123	$\alpha + \beta$	18			

При зниженій швидкості охолодження в процесі гартування з 1273 К поряд з α' -фазою фіксується β -фаза, а після гартування з 1173 фіксуються α'' -, α - і β -фази.

Після нагріву до 923–1123 К швидкість охолодження не вплине на тимчасовий опір розриву. Пластичність деформованого сплаву ВТ-8 підвищується, а міцність зменшується після нагрівання при 1123–1173 К незалежно від швидкості охолодження. Після нагріву до 1223–1273 К, зі збільшенням швидкості охолодження, тимчасовий опір розриву зростає, а пластичність падає.

Якщо підвищувати температуру нагріву під гартування з 1173 К до 1248 К, то тимчасовий опір розриву сплаву підвищується. Найкраще поєднання властивостей досягає після гарту з 1223 К ($\sigma_{\text{в}} = 1220$ МПа; $\delta = 16,5\%$; $\psi = 50,5\%$). Межа текучості сплаву з підвищенням температури гартування знижується і досягає мінімального значення (на 300 МПа нижче тимчасового опору розриву) після гартування з 1123 К, а потім зростає з подальшим підвищенням температури до 1223–1273 К. Після гартування з 1273–1473 К різко падають пластичні властивості, знижується і тимчасовий опір розриву.

Після відпалу при температурах до 1073 К особливих змін мікроструктури не спостерігається в порівнянні зі структурою після кування. Після гартування з 1173 до 1223 К спостерігається зменшення кількості α -фази в порівнянні зі структурою деформованого металу.

Після гартування з 1248 К в структурі сплаву спостерігаються зерна первинної α -фази на тлі перетвореної β -фази. При швидкому охолодженні з 1273 К мікроструктура являє α' -мартенсит.

Якщо охолоджувати на повітрі з 1223–1248 К, то будуть спостерігатися дві структурних складових: α -фаза (світла) і перетворена β -фаза (темна). При підвищенні температури нагріву під загартування з 1223 до 1248 К кількість α -фази зменшується, а кількість α' -мартенситу зростає. У структурі сплаву ВТ-8 після відпалу і охолодження на повітрі α -фази буде значно менше, ніж

після відпалу і охолодження з піччю. Чим повільніше охолодження, тим грубіше структура перетвореної β -фази, кількість виділень α -фази більше і їх розміри теж більші. Фаза α розташовується в обсязі вихідних β -зерен і по кордонах зерен.

Старіння сплаву VT-8 призводить до підвищення його міцнісних властивостей і падіння пластичних через розпад нестабільних фаз. Найбільш висока міцність досягається після старіння при 673 і 773 К протягом 1 год. Помітне погіршення міцності спостерігається при температурі старіння 873 К протягом 25 год. Підвищення температури старіння до 973К викликає повне погіршення міцності сплаву. Зниження температури нагріву під гартування з 1248 до 1223 К майже не впливає на властивості після старіння.

Після старіння при 673–773 К мікроструктура сплаву мало відрізняється від мікроструктури після гартування. Після старіння при 873–973 К відзначається високе травління шліфа, що, очевидно, пов'язано з розпадом α '-фази. Зниження міцності властивостей сплаву, загартованого від 1248 К, зі збільшенням часу старіння при 873–973 К пов'язано з коагуляцією продуктів розпаду метастабільних фаз [22...23].

1.5 Методи підвищення фізико-механічних властивостей сплаву VT-8

В [28] велику увагу приділяють питанням дифузійного насичення титану такими елементами, як азот, бор, вуглець, кисень, кремній, алюміній, мідь, молібден, хром тощо.

Одним з видів хіміко-термічної обробки титану і його сплавів є азотування. Воно дозволило значно підвищити поверхневу твердість і зносостійкість деталей. Розроблені методи азотування в азоті високої чистоти, розрідженому азоті, суміші азоту з аргоном та інші. Широко

ведуться роботи по вивченню впливу легуючих елементів на процес і результати азотування.

Дуже висока поверхнева твердість титанових деталей може бути досягнута боруванням, проте утворений тонкий боридний шар є дуже крихким і має низьку адгезію.

Менш перспективним методом поверхневого зміцнення титанових сплавів є їх цементация. Головним недоліком цементованого шару є його крихкість і низька адгезія; до того ж товщина цементованого шару, що отримується при застосуванні розроблених режимів, є незначною.

Перспективними є дослідження по насиченню поверхневого шару титанових деталей кремнієм і деякими іншими елементами [24].

1.5.1 Азотування

Одним з найбільш перспективних методів хіміко-термічної обробки (ХТО) є азотування. Застосовують його для поліпшення твердості поверхневого шару, що має високу зносостійкість при роботі в умовах тертя. Азотування може служити також засобом підвищення втомної міцності та корозійної стійкості деталей.

Азот здатний розчинятися в β -Ті та в значних кількостях в α -Ті. При цьому температура поліморфного перетворення α -Ті \rightarrow β -Ті підвищується за рахунок азоту і α - область розширюється.

При вмісті 30% (ат.) азоту утворюється δ -фаза на основі нітриду титану TiN. У деяких умовах виникає ϵ -фаза, яка містить до 26% N та утворюється в результаті перитектоїдного перетворення $\alpha + \delta \rightarrow \epsilon$ при температурах 1273...1373 К. Наявність азоту приводить різке зростання твердості титану. Разом з тим він сильно знижує пластичність, і вже при 0,2...0,3% (мас.) азоту сплав стає крихким.

З підвищенням температури спостерігається значне зниження міцності сплавів титану з азотом, пластичність при цьому різко зростає починаючи приблизно з 773 К [24].

В роботі [29] розглядається вплив іонного азотування та азотування в тліючому розряді з порожнистим катодом на мікроструктуру, фазовий склад, мікротвердість і зносостійкість поверхневого шару зразків з титанових сплавів VT-6 і VT3-1. Було встановлено, що азотування цих титанових сплавів приводить до утворення на поверхні нітриду титану та зростання вмісту α -фази в порівнянні з кількістю, що формується після іонного азотування. Якщо іонне азотування титанових сплавів VT-6, VT3-1 в тліючому розряді з порожнистим катодом витримувати протягом 8 годин при температурі 1073 К, то це приведе до збільшення мікротвердості поверхні на 100-150 HV та товщини зміцненого шару в 2-3 рази у порівнянні з відповідними величинами після іонного азотування.

1.5.2 Борування

Зміцнення при боруванні відбувається за рахунок утворення на поверхні титану шару боридів. У ряді випадків внутрішню зону боридів утворює борид TiB, а зовнішню – TiB₂. Борид TiB має високу температуру утворення (2333 К), високу твердість (26,5...27,4 ГПа) і хімічну стійкість. Борид TiB₂ має мікротвердість 32,4...36,3 ГПа.

Борування титану здійснюється у вакуумних печах в порошок бору або карбиду бору, або у ванні з розплавом бури (електролізне борування). Мікроструктура борованих шарів буде залежати від умов борування та складу оброблюваного сплаву. Між шаром боридів і серцевиною виявляється темна проміжна зона тієї чи іншої ширини. Можливо, що проміжною зоною є суміш фаз α +TiB, що утворилася при охолодженні з β - і α -твердих розчинів внаслідок зменшення розчинності бору зі зниженням температури [24, 30].

1.5.3 Оксидування

Оксидування – це процес отримання на поверхні титану захисної окисної плівки. Він полягає в насиченні поверхні титану киснем на повітрі в інтервалі температур від 973 К майже до температури $\alpha \rightarrow \beta$ -перетворення. Якщо окиснення відбувається за меншої температури, то товщина окисленого шару незначна і мало залежить від тривалості процесу. При температурі вище 1173 К супроводжується значним падінням механічних властивостей серцевини. Це пов'язано з тим, що в результаті термічного оксидування досягається дуже мала глибина дифузійних шарів (десятки мікрон), причому дифузійні шари характеризуються різким падінням твердості і антифрикційних властивостей за глибиною шару. Тому операція оксидування зазвичай є кінцевою [28].

Титан утворює кілька оксидів, з яких в структурі окисленого шару титану зазвичай присутні TiO , Ti_2O_3 і TiO_2 . Два перших утворюють дуже тонкі внутрішні шари, окисна плівка практично складається тільки з TiO_2 . Дифузійний шар може містити сполуки Ti_6O і Ti_3O . В β -Ti розчинність кисню менше, ніж в α -Ti.

Перевагами методу оксидування є простота виконання, низька температура процесу і невеликі витримки, завдяки чому властивості титану та його сплавів майже не змінюються. Недоліками методу є мала товщина зміцненого шару, недостатнє підвищення зносостійкості і немає можливості отримати високу чистоту поверхні [24].

1.5.4 Цементация

Цементацияю називають хіміко-термічну обробку, що полягає в насиченні металевих сплавів вуглецем.

При дифузійному насиченні титану вуглецем використовуються тверді, рідкі та газові середовища. В якості газових середовищ використовуються

суміші аргону з 5% CO, а також суміші аргону з пропаном або з метаном. Температури процесу в різних випадках становлять 1123...1473 К, процес триває від 2 до 48 годин. Розчинність вуглецю в α - і β -титані невисока, тому поверхнєве зміцнення титану вуглецем можливе лише шляхом створення шару карбїду титану. В системі TiC утворюється кубічний δ -карбїд, який має широку область гомогенності. Тому в залежності від складу цементуючого середовища і температури процесу утворюється шар карбїду титану з тим чи іншим вмістом титану, а отже і з різною мікротвердістю [28].

Розчинність вуглецю в α -Ti змінюється від 0,2% (вага.) при 673 К до 0,48% при перитектоїдній температурі (1193 К). В β -Ti розчинність вуглецю збільшується від 0,15% при 1193 К до 0,8% при евтектичній температурі (2023 К).

Зі збільшенням вмісту вуглецю показники міцності титанових сплавів зростають, а їх пластичність падає. Крихкість особливо збільшується з появою структурно вільного TiC. Спостерігається велика схожість з впливом азоту на титан [24, 28].

1.5.5 Лазерна обробка

Перспективним напрямком у сучасному розвитку нових технологічних процесів термічної обробки титанових сплавів є використання надвисоких швидкостей нагрівання та охолодження, яких можна досягти під час поверхневої лазерної обробки (ЛО). Методи зміцнення з використанням лазерного нагрівання ефективні під час обробки поверхні виробів малих розмірів чи складної конфігурації, деформація яких повинна бути мінімально [31].

Перевагою використання ЛО є економія електроенергії, підвищення продуктивності праці й покращання фізико-хімічних властивостей поверхні шарів виробів. Методи зміцнення з використанням лазерного нагрівання

ефективні під час обробки поверхні виробів малих розмірів чи складної конфігурації, деформація яких повинна бути мінімальною.

Лазерна обробка заснована на застосуванні сфокусованого світлового потоку, що викликає плавлення або випаровування оброблюваного матеріалу. Сфокусоване лазерне випромінювання, потрапляючи на непрозорі матеріали (метали та їх сплави), викликає їх локальний нагрів, плавлення або інтенсивне випаровування. Процеси, в яких густина потужності імпульсу лазерного випромінювання така, що за час його дії речовина істотно не плавиться, відносяться до лазерної термообробки [32].

Лазерна обробка відрізняється від інших видів термічного впливу рядом особливостей: можливістю проведення обробки в місцях, недоступних для іншого інструменту; здатністю променя проникати через будь-яке прозоре середовище практично не знижуючи свою інтенсивність; відсутністю механічного контакту між заготовкою та інструментом-променем, що полегшує кріплення заготовки і усуває можливість виникнення небажаних деформацій; можливістю проведення обробки при атмосферному тиску і порівняною простотою обладнання для реалізації процесу обробки. До недоліків цієї технології слід віднести можливість обробки матеріалів на обмеженій глибині, а також порівняно низький коефіцієнт корисної дії лазерів і досить високу вартість лазерних установок і комплексів.

Структурно-фазовий стан поверхневих шарів титанового сплаву ВТ1-0 після лазерного легування порошками заліза, кобальту та нікелю було досліджено в [33]. Показано, що фазовий склад зони лазерного легування буде залежати від розчинності легуючого компонента в β -титані. Зростання мікротвердості поверхневих шарів титану після лазерного легування перехідними металами групи заліза обумовлюється одночасною дією декількох факторів: диспергізація структури внаслідок високих швидкостей охолодження розплаву, твердорозчинним зміцненням, формуванням карбїду титану і відповідних інтерметалічних фаз.

Дослідженню впливу лазерної обробки на структуру і властивості поверхні титану VT1-0, отриманого методами порошкової металургії, в середовищі аргону присвячено роботу [34]. Встановлено, що лазерне оплавлення приводить до різкого зменшення пористості в зоні оплавлення. Однією з причин підвищення мікротвердості в поверхневих шарах досліджуваного сплаву після лазерного оплавлення є підвищення дисперсності структурних складових зони оплавлення, а це приводить до значного збільшення дефектів структури – сумарної протяжності границь зерен.

В [35] було розглянуто структурний та фазовий стан поверхневих шарів технічно чистого титану VT1-0 та промислового титанового сплаву VT-6 після лазерної обробки в різних газоподібних середовищах в режимах оплавлення. Доведено, що лазерне оплавлення технічно чистого титану VT1-0 в усіх випадках викликає зміну структури поверхневих шарів оброблених зразків.

В результаті лазерного оплавлення технічно чистого титану VT1-0 в атмосфері аргону, за рахунок підвищення ступеня дисперсності структури, зростає мікротвердість у зоні лазерної обробки (з 1,8 ГПа до 2,4 ГПа). В результаті лазерного оплавлення легovanого титанового сплаву VT-6 в атмосфері аргону спостерігається зниження значень мікротвердості (з 3,6 ГПа до 3,4 ГПа) внаслідок утворення мартенситної фази. Встановлено, що у випадку лазерного оплавлення сплаву VT-6 в атмосфері повітря та азоту спостерігається утворення високоміцного кубічного нітриду титану типу TiN, формування пересиченого твердого розчину втілення азоту та кисню в α -Ti, підвищення ступеня дисперсності структури. Всі перераховані вище фактори приводять до підвищення значень мікротвердості в 1,3...1,4 рази та 1,4...1,5 разів при лазерному оплавленні в атмосфері повітря та азоту, відповідно.

Робота [36] присвячена лазерному легуванню поверхні титану хромом і міддю. Було встановлено, що легування хромом і міддю приводить до

утворення в поверхневих шарах титану інтерметалідів CuTi_2 , CuTi_3 , CuTi та TiCr_2 .

Показано, що насичення поверхні титану хромом і міддю приводить до суттєвого підвищення мікротвердості у порівнянні зі зміцненням поверхні, коли легування здійснюється окремо кожним елементом.

Таким чином, аналіз літературних даних показав, що на сьогодні досить детально вивчено властивості чистого титану та вплив легуючих елементів на поліморфні перетворення та властивості титанових сплавів. Детально досліджено різні методи хіміко-термічної обробки поверхні титанових сплавів з метою їх зміцнення: оксидування, борування, азотування, цементация. Менша увага приділена застосуванню методів з використанням лазерного випромінювання, зокрема майже відсутні роботи, присвячені впливу лазерної обробки у різних газових середовищах. Тому метою даної роботи є вивчення процесів структуроутворення та аналіз структурно-фазового стану поверхневих шарів титанового сплаву ВТ-8 після лазерної обробки у різних газових середовищах.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

В якості вихідного матеріалу для проведення досліджень було обрано зразок титанового сплаву ВТ-8. Хімічний склад сплаву наведено в табл. 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад титанового сплаву ВТ-8 [37]

Марка	Домішки, %										
	Fe	O	H	N	C	Si	Ti	Al	Mo	Zr	інших домішок
ВТ-8	0,3	0,15	0,015	0,05	0,1	0,2... 0,4	87,6... 90,9	5,8... 7,0	2,8... 3,8	0,5	0,3

Лазерна обробка зразка виконувалась на імпульсному YAG-лазері ($\lambda = 1,06$ мкм) у захисній атмосфері аргону, в повітряній атмосфері та в атмосфері азоту при різних густинах потужності випромінювання, тривалості імпульсу та частоті.

2.1 Якісний рентгенівський фазовий аналіз

Технічні метали та сплави є кристалічними тілами. У металах найбільш поширеними є кубічна, тетрагональна, гексагональна та ромбічна кристалічні ґратки.

Рентгенівський метод фазового аналізу заснований на тому, що для рентгенівських променів кристалічна ґратка є дифракційною, тобто заснований на здатності атомних площин кристалів відбивати рентгенівські промені.

Умовою дифракції рентгенівських променів на кристалічній ґратці є умова Вульфа-Брегга:

$$n\lambda = 2d \sin \theta, \quad (2.1)$$

де λ - довжина хвилі рентгенівських променів;

d - відстань між однорідними площинами кристала;

θ - кут відбиття рентгенівських променів даною системою площин кристала;

n - ціле число [38].

Для виконання якісного фазового аналізу використовують спеціальні прилади - рентгенівські дифрактометри. У рентгенівському дифрактометрі реєстрація дифракційної картини здійснюється за допомогою різних лічильників рентгенівського випромінювання. Зафіксовану таким чином залежність інтенсивності розсіювання від кута дифракції називають дифрактограмою.

Якщо зразок складається з декількох фаз, то кожній фазі буде відповідати своя власна дифракційна картина. В цьому випадку дифрактограма являє собою накладення дифрактограм від усіх наявних в досліджуваному зразку фаз. Інтенсивність піків кожної фази буде залежати від її кількості в зразку [39].

Порядок аналізу багатофазної системи включає в себе такі операції:

1. Отримання рентгенограми зразка та вимірювання кутів дифракції та інтенсивності для всіх дифракційних максимумів рентгенограми.
2. Обчислення значення міжплощинних відстаней для кожного дифракційного максимуму.
3. Порівняння ряду отриманих міжплощинних відстаней з табличними даними різних фаз.
4. Порівняння відносних інтенсивностей дифракційних максимумів при співпаданні міжплощинних відстаней з табличного ряду з окремими максимумами із експериментального ряду; при цьому слід враховувати, що інтенсивності дифракційних максимумів можуть змінюватися в залежності від обраного випромінювання та стану об'єкта.

5. Виключення із подальшого розгляду тих дифракційних максимумів, порівняння табличних та експериментальних даних яких дає можливість визначити окрему фазу, для інших максимумів – повторення попередніх дій.

Наявність фази вважають повністю встановленою, якщо кожному максимуму табличного спектра можливо поставити у відповідність певне відображення в спектрі зразка. Але при цьому допускається відсутність у спектрі зразка дифракційних максимумів, які в стандартному спектрі мають малу інтенсивність. При відсутності в експериментальному спектрі хоча б однієї сильної лінії даної фази, ідентифікацію вважають незадовільною. Виняток можуть інколи складати зразки з явно вираженою текстурою.

Достовірність якісного фазового аналізу зразків визначається точністю вимірювання міжплощинних відстаней. Тому для проведення якісного фазового аналізу необхідно визначити кутове положення дифракційного максимуму з найменшою похибкою. Для точного визначення 2θ та досягнення значної роздільної здатності дифракційних максимумів при високих значеннях швидкостей сканування використовують вузькі щілини на дифрактометрі та малі значення постійних часу. Оптимальна напруга на рентгенівській трубці повинна складати 3-4 потенціала іонізації, що дозволяє зменшити лінію фону на дифрактограмі.

Важливим параметром якісного фазового аналізу є чутливість, тобто мінімальна кількість фази у зразку, при якій лінії цієї фази ще спостерігаються на рентгенограмі. Чутливість визначається відношенням інтенсивності найбільш сильної лінії фази до лінії фону.

Основні фактори, що впливають на чутливість фазового аналізу є:

1. Розсіювальна здатність компонентів; оскільки амплітуди розсіювання атомів пропорційні порядковому номеру елементів, більш важкі елементи та їх сполуки спостерігаються при незначному вмісті компонентів у зразку в порівнянні з легкими.

2. Симетрія ґратки фази; низькосиметричні фази, як правило, мають спектри з дифракційними максимумами малої інтенсивності, тому на рентгенограмах легше виявити фази з кубічною ґраткою.

3. Дисперсність фаз може викликати розмиття дифракційних максимумів, внаслідок чого при малому вмісті фази в зразку розмиті максимуми можуть зливатися з фоном, що веде до зниження чутливості по відношенню до даної фази.

В залежності від хімічного складу, кристалічної ґратки та стану матеріалу, чутливість якісного фазового аналізу може складати $0,1 \div 5$ мас. % фази, що присутня в досліджуваному об'єкті [40].

Детальний порядок аналізу багатофазної системи. При проведенні якісного рентгенівського фазового аналізу, в першу чергу, за допомогою дифрактограми досліджуваного зразка визначають міжплощинні відстані (d_{hkl}) і відносні інтенсивності всіх дифракційних максимумів. Після цього встановлюють присутність однієї найбільш вірогідної фази. Для цього довідкові дані зіставляють з експериментальними значеннями, отриманими з дифрактограми. Зіставлення починають з найінтенсивніших рефлексів (за довідковими даними) з урахуванням можливої похибки як експериментальних значень, так і довідкових. Далі тим же способом визначають наявність наступних передбачуваних фаз. У більшості випадків для надійної ідентифікації фази достатньо трьох або чотирьох її найбільш сильних піків. Проведення фазового аналізу зразка, що містить декілька фаз, ускладняється тим, що рефлекси різних фаз можуть накладатися, тобто один і той же рефлекс на дифрактограмі може належати одночасно кільком фазам [41].

Визначення міжплощинних відстаней d_{hkl} дає можливість також визначити параметри кристалічної ґратки речовини за допомогою квадратичних форм, характерних для певної сингонії.

Так для квадратичної сингонії:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{H^2 + HK + K^2}{a^2}, \quad (2.2)$$

Для тетрагональної сингонії:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{H^2 + K^2}{a^2} + \frac{L^2}{c^2}, \quad (2.3)$$

Для ромбічної сингонії:

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

Для ромбоедричної сингонії:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{(H^2 + HK + K^2)\sin^2\alpha + 2(HK + KL + HL)(\cos^2\alpha - \cos\alpha)}{a^2(1 - 3\cos^2\alpha + 2\cos^3\alpha)}, \quad (2.5)$$

Для гексагональної сингонії:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{4(H^2 + HK + K^2)}{3a^2} + \frac{L^2}{c^2}, \quad (2.6)$$

Для моноклінної сингонії:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{H^2}{a^2\sin^2\beta} + \frac{K^2}{b^2} + \frac{L^2}{c^2\sin^2\beta} - \frac{2HLC\cos\beta}{ac\sin^2\beta}, \quad (2.7)$$

де d_{hkl} - відстань між атомними площинами,

H, K, L - індекси інтерференції, що дорівнюють добутку відповідних індексів площини (hkl) на порядок дифракції n [40].

Оскільки ґратка фази α -Ті належить до гексагональної сингонії, то використовують формулу (2.6)

Звідки параметри ґратки a і c визначалися за формулами (2.8) та (2.9):

$$a^2 = \frac{4}{3} \cdot \frac{A_1 B_2 - A_2 B_1}{\frac{B_2}{d_{h_1 k_1 l_1}^2} - \frac{B_1}{d_{h_2 k_2 l_2}^2}}, \quad (2.8)$$

$$c^2 = \frac{A_1 B_2 - A_2 B_1}{\frac{A_1}{d_{h_2 k_2 l_2}^2} - \frac{A_2}{d_{h_1 k_1 l_1}^2}}, \quad (2.9)$$

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

Відносна похибка при визначенні міжплощинних відстаней знаходиться із співвідношення:

$$\frac{\Delta d}{d} = \operatorname{ctg} \theta \Delta \theta, \quad (2.10)$$

де d – період ґратки,

θ - кут дифракції,

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

Похибка у визначенні міжплощинної відстані пропорційна абсолютній похибці у визначенні кута Вульфа – Брегга і вона тим менша, чим більший кут дифракції θ . Найбільш сприятливою для вимірювання періодів вважається область кутів $60^\circ < \theta < 84^\circ$ [39].

Дослідження фазового складу зразків титанового сплаву ВТ-8 у вихідному стані та після проведення лазерної обробки у різних газових середовищах виконувались на дифрактометрі ДРОН-3 у Си- K_α -випромінюванні ($\lambda=0,154178$ нм). Зразки досліджувались в інтервалі кутів $20^\circ \div 120^\circ$ без обертання за режимами: $U=25$ кВ, $I=16$ мА, крок сканування складав $0,05$ град., експозиція - 2с.

2.2 Металографічний аналіз

Метою металографічного аналізу є вивчення будови сплавів для оцінки їх якості і правильності їх термічної обробки. Об'єктом дослідження металографії є металографічна структура, тобто структура твердого тіла, доступна для спостереження неозброєним оком або за допомогою мікроскопа.

За мікроструктурою можна судити: про форму та розмір кристалічних зерен металів та сплавів; про наявність неметалічних включень та мікропор; про величину зерна після відпалу, нормалізації, гартування і про перепад, перегрів і недогрівання при термообробці; про повноту гартування та ступень відпуску деяких сплавів; про глибину цементованого та азотованого шарів; про глибину та характер знеуглецювання сталі при ковці та термообробці; про якість та режим гарячої механічної обробки; про ступінь деформації зерен в результаті холодної обробки або експлуатації; про деталі будови мікрозерна і про видозміни в мікрозерні під дією термообробки та наклепу (при спостереженні за допомогою електронного мікроскопа) [42].

Мікроаналіз включає в себе такі операції: відбір та підготовку зразків для досліджень, шліфування, полірування та травлення шліфів, їх перегляд та мікрозйомку.

Для мікроскопічного дослідження з деталі вирізають шліф і проводять спостереження структури металу при значних збільшеннях - від 30 до декількох тисяч разів.

Оскільки внаслідок різних видів обробки зразки мали неоднорідну структуру по перетину, виготовляли поперечні шліфи. Шліфування – найбільш важлива операція в технології виготовлення зразків. Для шліфування використовували шліфувальний папір з розміром зерна від 600 мкм до 1200 мкм. При поступовій зміні шліфувального паперу на папір із все меншим розміром зерна, змінювали напрям шліфування на кут 90° , для того, щоб вирівняти поверхню після попередніх обробок. Після вирівнювання

поверхні зразків на наждаковому папері переходили до шліфування на ватмані з використанням алмазних паст різної зернистості (розмір фракції змінювали від 28/20 до 0/1). Полірування проводять механічним методом на полірувальній установці за допомогою пасти, яку наносять на папір або сукно. Для проміжного промивання часто використовують гас або спирт.

Для виявлення мікроструктури на металографічному шліфі найчастіше використовують хімічне або електролітичне травлення.

При хімічному травленні на поверхні шліфа протікають хімічні реакції протягом певного часу при певній температурі.

Травлення може бути загальним (виявляється вся мікроструктура) і вибіркоvim (виявляються деталі мікроструктури).

До протравлювачів звичайно входять кислоти (азотна, пікринова, сірчана, хромована, соляна та ін.), луки (їдкі калій та натрій), солі (окислювачі та відтворювачі).

Операцію хімічного травлення можна проводити трьома способами:

- а) зануренням зразка в протравлювач;
- б) втиранням протравлювача;
- в) змочуванням поверхні шліфа протравлювачем.

Після травлення мікрошліфи промивають та сушать ваткою, фільтрувальним папером або струменем теплого повітря. Операції промивання та просушки шліфів повинні забезпечувати швидке припинення дії реактиву, видалення його залишків без пошкодження поверхні [42... 43].

Металографічний аналіз зразків титанового сплаву ВТ-8 після лазерної обробки проводили на мікрошліфах поперечного перетину. Поліровану поверхню зразків травили (методом змочування поверхні шліфа) обраним травником (1,5 мл HCl + 2,5 мл HNO₃ + 0,5 мл HF) з витримкою декілька секунд та промивали водою та висушували теплим повітрям.

2.3 Вимірювання мікротвердості

Вимірювання мікротвердості різних матеріалів є одним із найбільш легких та швидких методів механічних випробувань. Використовуючи цей метод, можна здійснювати швидкий і точний контроль якості виробів і матеріалів, а також проводити численні дослідження. Метод вимірювання мікротвердості металів та сплавів полягає у втискуванні алмазного наконечника у формі правильної чотиригранної піраміди в зразок під дією навантаження, прикладеного протягом певного періоду часу, і вимірюванні довжини діагоналі відбитку, що залишився на поверхні зразка після зняття навантаження (рис. 2.1) [44].

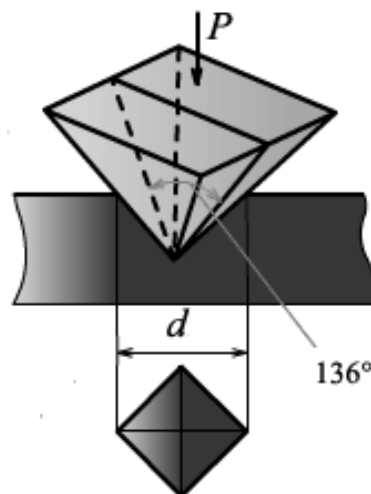


Рисунок 2.1 – Схема визначення мікротвердості [44]

Мікротвердість зразка вимірювалася за допомогою приладу ПМТ-3. В якості індентора при цьому виступала алмазна пірамідка з квадратною основою та кутом при вершині між протилежними гранями 136° . Для вимірювання мікротвердості зразків титанового сплаву ВТ-8 після лазерної обробки була підібране навантаження 50 г.

Після визначення діагоналі відбитку чотиригранної алмазної пірамідки мікротвердість розраховували за формулою [44...45]:

$$H_{\mu} = \frac{P}{S} = \frac{2P(\sin \alpha/2)}{d^2} \approx \frac{1854 P}{d^2} \cdot 10, \quad (2.11)$$

де d – діагональ відбитку, мм;

α – просторовий кут при вершині (136°);

P – нормальне навантаження, прикладене до алмазного наконечника, Н.

Середнє значення мікротвердості розраховувалося за формулою:

$$H_{\mu}^{cp} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n H_{\mu}^i, \quad (2.12)$$

де n – число вимірів;

H_{μ}^i – результати окремих вимірів.

Після проведених розрахунків проводилася статистична обробка результатів та визначалося середнє квадратичне відхилення за формулою:

$$\Delta H_{\mu} = \sqrt{\frac{1}{n(n-1)} \sum_{i=1}^n \left(H_{\mu}^i - H_{\mu}^{cp} \right)^2}. \quad (2.13)$$

3 РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Для дослідження сплаву ВТ-8 з прутка діаметром 9 мм були виготовлені зразки товщиною 3 мм. Поверхня зразків була підготовлена для лазерної обробки (ЛО).

ЛО здійснювалася з густиною потужності $q = 1100 \text{ МВт/м}^2$, тривалістю імпульсів $\tau = 2,00 \text{ мс}$ та частотою слідування імпульсів $\nu = 3 \text{ Гц}$.

Згідно з даними рентгенівського фазового аналізу зразок у вихідному стані був двофазним – на дифрактограмах фіксувалися відображення від ГЩУ-гратки α -титану та кубічної гратки β -титану (див. рис.3.1).

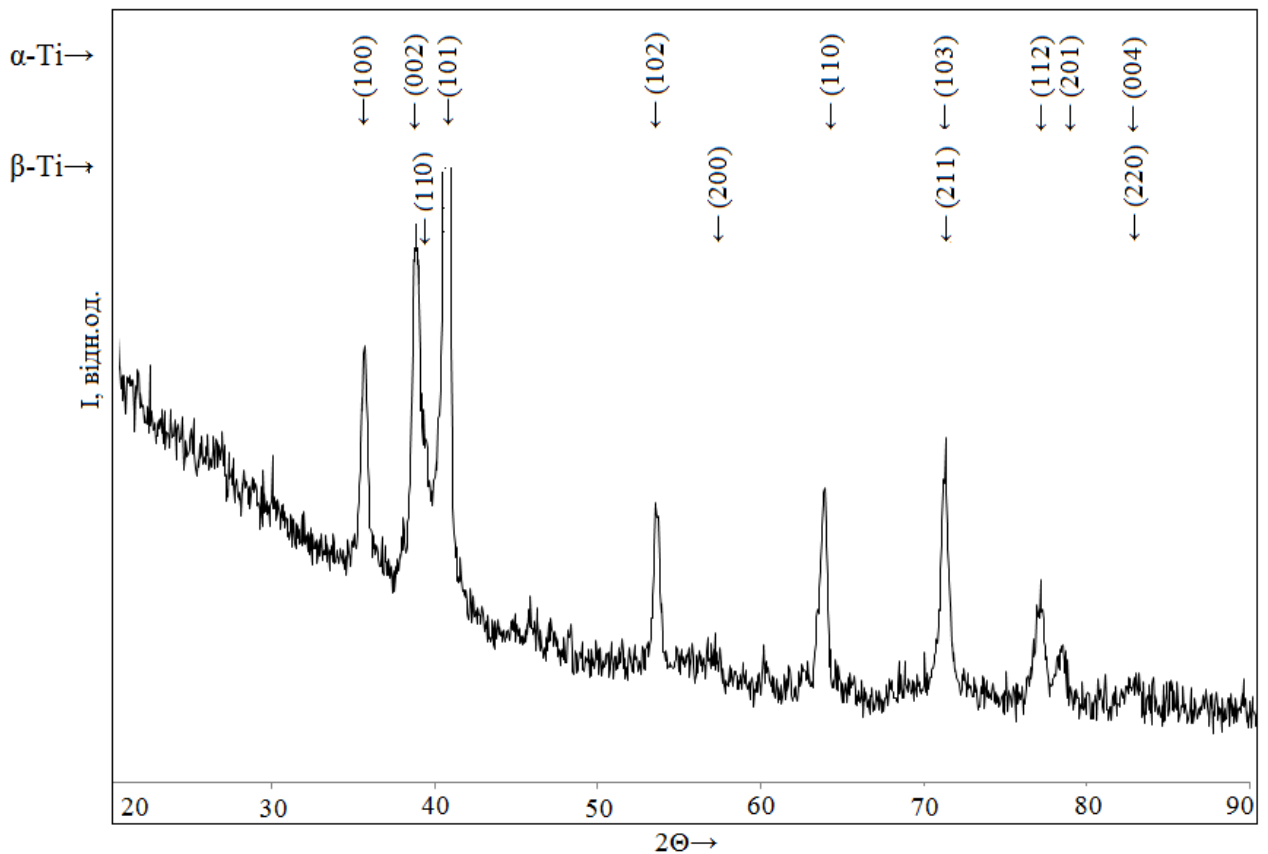


Рисунок 3.1 – Дифрактограма від поверхневого шару зразка сплаву ВТ-8 у вихідному стані

ЛО в атмосфері аргону привела до зміни фазового складу – на дифрактограмах фіксувалися лише відбиття від ґратки α -фази (див. рис.3.2). Відсутність β -фази у поверхневих шарах обумовлена тим, що в результаті швидкого охолодження сплаву з β -області могло відбуватися бездифузійне мартенситне $\beta \rightarrow \alpha'$ -перетворення, а розчинені в ґратці α -Ті легуючі елементи стабілізували α -фазу [16, 22]. Відомо [16], що α' -фаза, яка утворюється в низьколегованих титанових сплавах в результаті мартенситного перетворення, являє собою пересичений твердий розчин легуючих елементів в α -титані. Вона має гексагональну ґратку і характерну для мартенситу голчасту будову.

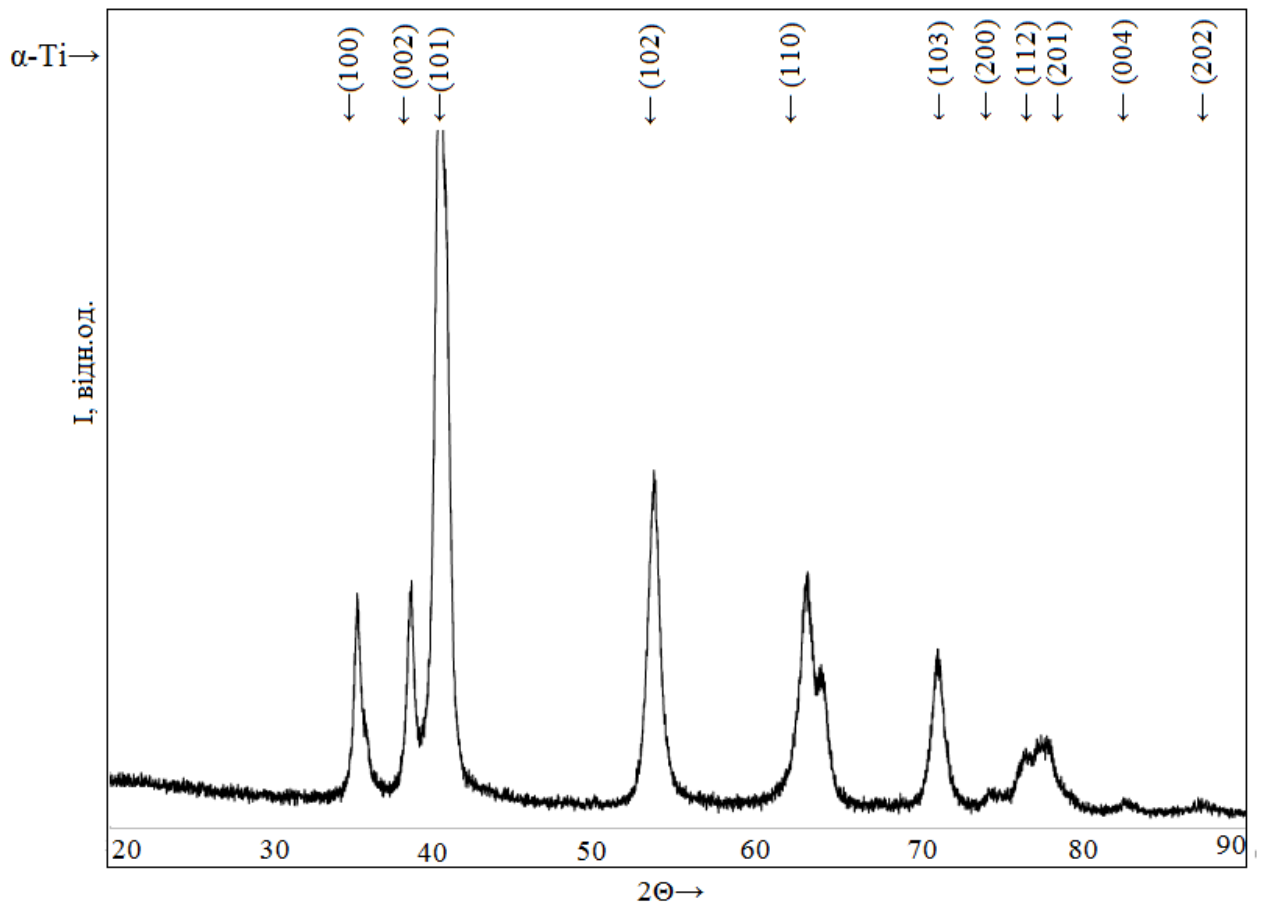


Рисунок 3.2 – Дифрактограма від поверхневого шару зразка сплаву ВТ-8 після лазерної обробки в атмосфері аргону

Прецизійні вимірювання параметрів ґратки α -фази титану після лазерної обробки в атмосфері аргону зафіксували їх зменшення у порівнянні з вихідними (табл. 3.1). Це можна пояснити тим, що в результаті $\beta \rightarrow \alpha'$ -перетворення формується пересичений твердий розчин заміщення молібдену, алюмінію та цинку у ґратці α -Ti. Оскільки атомні радіуси молібдену ($R_{Mo}=0,139$ нм), алюмінію ($R_{Al}=0,143$ нм) та цинку ($R_{Zn}=0,138$ нм) є меншими, ніж атомний радіус титану ($R_{Ti}=147$ нм), то й логічно припустити, що параметри ґратки α -фази після такої обробки будуть зменшуватися.

Таблиця 3.1 – Параметри ґратки α -Ti сплаву VT-8 після лазерної обробки поверхні в різних атмосферах

Параметри ґратки, нм			
Вихідний стан	ЛО в атмосфері аргону	ЛО в атмосфері азоту	ЛО в атмосфері повітря
$a=0,29323 \pm 0,00001$ $c=0,46807 \pm 0,00009$	$a=0,29313 \pm 0,00008$ $c=0,46738 \pm 0,00009$	$a=0,29501 \pm 0,00008$ $c=0,47179 \pm 0,00019$	$a=0,29501 \pm 0,00008$ $c=0,47394 \pm 0,00019$

Після ЛО зразка в атмосфері азоту на дифрактограмах були зафіксовані відбиття від трьох ґраток: α -титану, кубічного нітриду TiN та слабкі відображення від ґратки β -титану (див. рис. 3.3). Наявність незначної кількості β -фази могла свідчити про неповне мартенситне перетворення, причиною якого може бути підвищена кількість розчиненого в ґратці азоту, що згідно з [46], призводить до зростання температури поліморфного $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення, а значить і до стабілізації α -фази.

Прецизійні вимірювання параметрів ґратки після ЛО в атмосфері азоту показали, що лазерна обробка привела до зростання параметрів ґратки α -фази титану (табл. 3.1), що можна пояснити з наступних міркувань. Відомо [26, 46], що розчинність азоту при кімнатній температурі в α -титані складає

3 ат.%, а при високих температурах вона є значно вищою і може досягати 22 ат.%. При лазерному оплавленні швидкість охолодження розплаву складає близько 10^4 К/с, що дає можливість зафіксувати високотемпературний стан при кімнатній температурі, який являє собою пересичений твердий розчин втілення азоту в ґратці α -Ti.

Зазначимо, що при ЛО в середовищі азоту могли відбуватися два конкуруючих процеси – атоми молібдену, алюмінію та цинку могли заміщувати атоми титану, що приводило б до зниження параметрів кристалічної ґратки; з іншого боку, деяка частина атомів азоту могла втілюватися в октаедричні пори гексагональної ґратки, що приводило б до зростання її параметрів. Очевидно, що формування твердого розчину втілення більш ефективно впливало на зміни параметрів ґратки, що й привело до деякого їх зростання порівняно з вихідними.

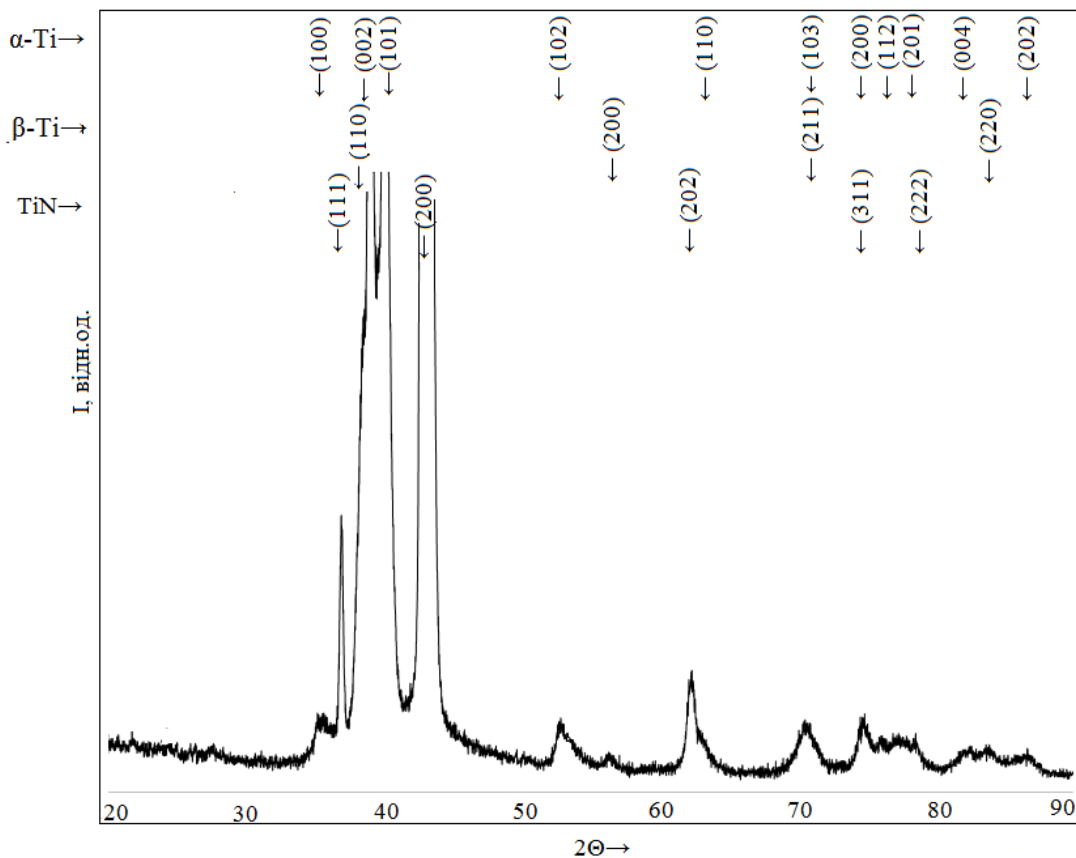


Рисунок 3.3 – Дифрактограма від поверхневого шару зразка сплаву VT-8 після лазерної обробки в атмосфері азоту

При лазерному оплавленні поверхні зразка в атмосфері повітря в структурі сплаву було зафіксовано чотири фази: α -Ti, β -Ti, тетрагональний оксид TiO_2 та кубічний нітрид TiN (див. рис.3.4). Утворення нітриду та діоксиду титану у поверхневих шарах зразка після ЛО в атмосфері повітря пояснюється збагаченням поверхневих шарів сплаву атомами атмосферного кисню та азоту.

У випадку ЛО в атмосфері повітря на дифрактограмах також фіксувалися слабкі відбивання від ґратки β -фази. Причини наявності незначної кількості даної фази, у поверхневих шарах в результаті обробки, є аналогічними причинам її присутності після обробки в атмосфері азоту.

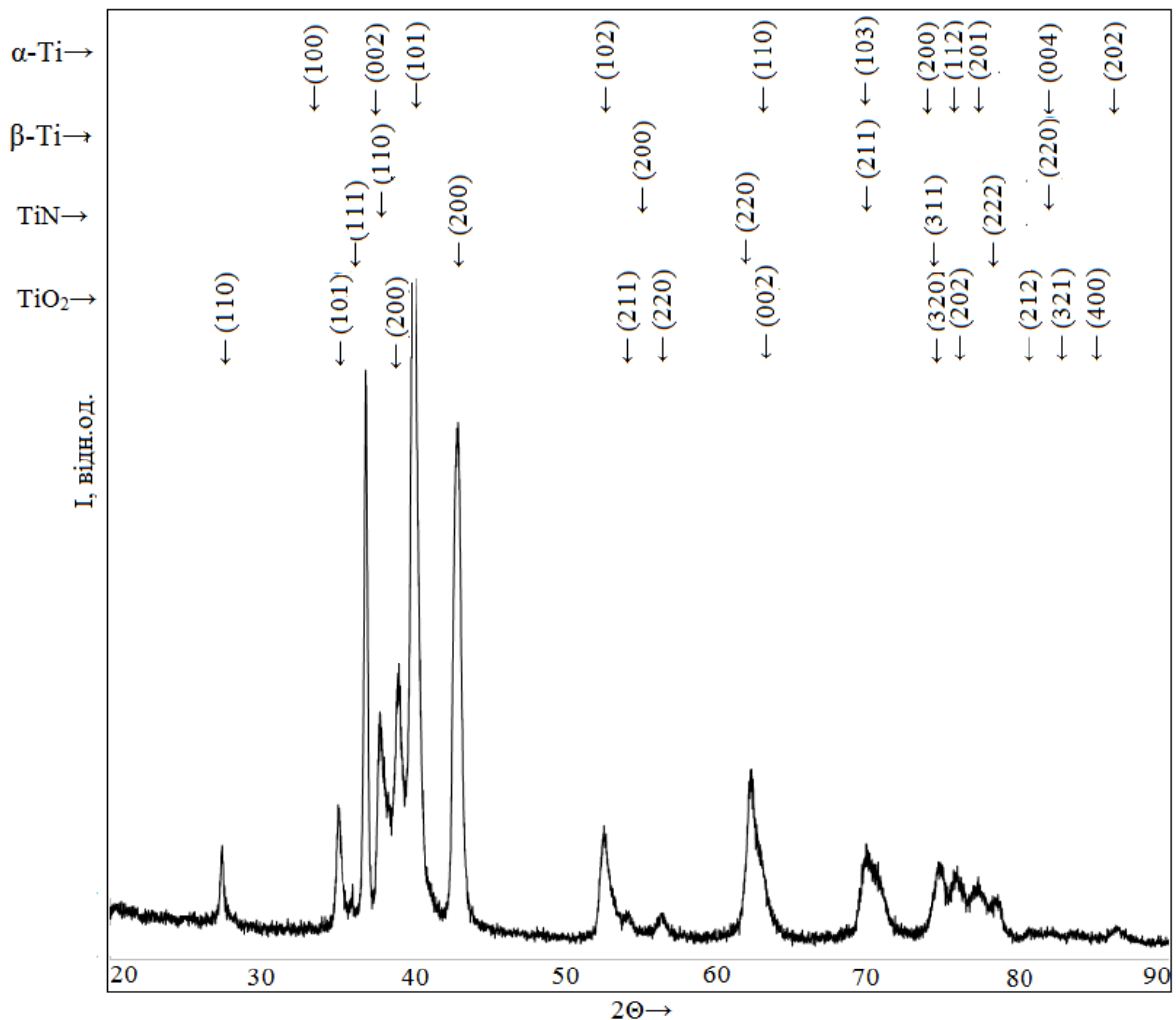


Рисунок 3.4 – Дифрактограма від поверхневого шару зразка сплаву VT-8 після лазерної обробки в атмосфері повітря

Після ЛО в атмосфері повітря також спостерігалось зростання параметрів гратки α -Ti (табл.3.1). Згідно з [26, 46] в системі Ti-O розчинність кисню при кімнатній температурі в α -титані складає 10 ат.%, а при високих температурах - до 35 ат.%. Оскільки повітря складається не лише з молекул кисню, а ще й з молекул азоту, то при кімнатній температурі може утворюватися пересичений твердий розчин атмосферних газів у гратці титану, що й спричиняє подальше зростання параметрів гратки α -фази.

Результати вимірювання мікротвердості поверхні зразків у вихідному стані та після ЛО в різних атмосферах показали, що мікротвердість поверхні зразків зростає у всіх випадках (табл. 3.2).

Таблиця 3.2 – Фазовий склад досліджених зразків та мікротвердість поверхні сплаву ВТ-8 після ЛО у різних газових атмосферах

Вид обробки	Фазовий склад	Мікротвердість поверхні, ГПа
Вихідний стан	α -Ti, β -Ti	$H_{\mu} = 3,30 \pm 0,02$
ЛО в атмосфері аргону	α -Ti	$H_{\mu} = 3,93 \pm 0,04$
ЛО в атмосфері азоту	α -Ti, β -Ti, TiN	$H_{\mu} = 5,23 \pm 0,18$
ЛО в атмосфері повітря	α -Ti, β -Ti, TiN, TiO ₂	$H_{\mu} = 4,49 \pm 0,09$

Зміна значень мікротвердості після ЛО в атмосфері аргону пов'язана з комплексною дією двох факторів: мартенситним $\beta \rightarrow \alpha'$ -перетворенням (α' -фаза має більші значення мікротвердості у порівнянні з α -фазою [24]) та зростанням ступеня дисперсності структури.

Підвищення мікротвердості після ЛО в атмосфері азоту та повітря пояснюється комплексним впливом декількох факторів: мартенситним характером $\beta \rightarrow \alpha'$ -перетворення, підвищенням ступеня дисперсності структури, твердорозчинним зміцненням внаслідок втілення атомів кисню та азоту в ГЩУ-гратку титану та утворенням дисперсного кубічного нітриду

титану. Необхідно зазначити, що значення мікротвердості сплаву після ЛО в атмосфері повітря були дещо нижчими порівняно зі значеннями після лазерного оплавлення в атмосфері азоту. Це пов'язано з тим [47], що фаза TiN є високоміцною, тому її значна кількість в структурі й приводила до підвищення інтегральної мікротвердості зразків.

Металографічний аналіз зразків підтвердив, що у вихідному стані структура сплаву VT-8 була двофазною (див. рис. 3.5).

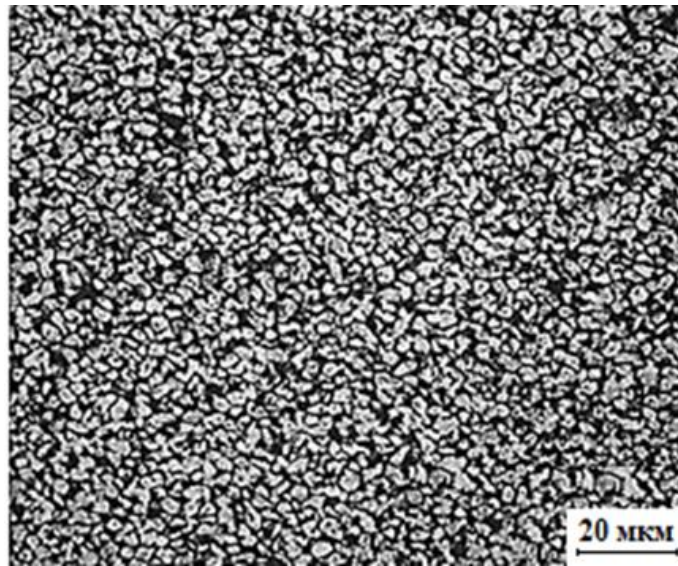


Рисунок 3.5 – Вихідна структура титанового сплаву VT-8

Зерна первинної α -фази мали сферичну форму, β -фаза пластинчастої будови розташовувалась між зернами первинної α -фази. Розмір зерен α -Ti складав близько 3 мкм, β -Ti – 1,5 мкм.

ЛО в атмосфері аргону (див. рис. 3.6) привела до зміни структури – в зоні лазерної дії фіксувалися лише зерна α -фази. Наявність структурних складових голчастої будови підтверджувала існування α' -фази, тобто мартенситний характер $\beta \rightarrow \alpha'$ -перетворення.

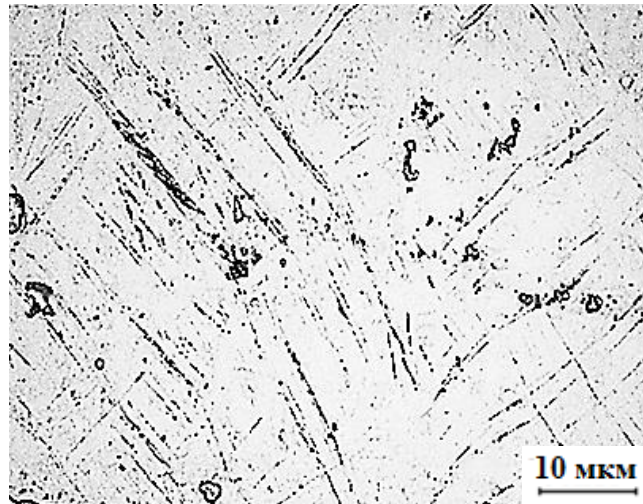


Рисунок 3.6 – Структура сплаву VT-8 після лазерної обробки в середовищі аргону

Металографічні дослідження зразка після ЛО в атмосфері азоту (див. рис. 3.7.) дали змогу спостерігати підвищення ступеня дисперсності структури у порівнянні з вихідною. Виявити включення нітридів за допомогою оптичного металографічного аналізу виявилось неможливо внаслідок неоднорідності зони лазерного оплавлення за хімічним складом та недостатньої роздільної здатності мікроскопа.

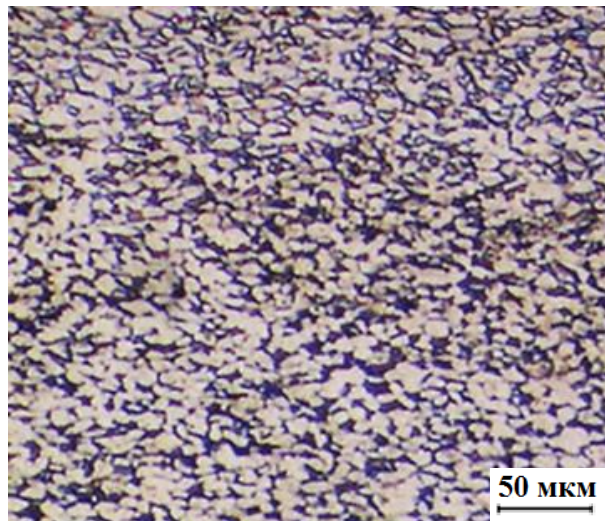


Рисунок 3.7 – Структура титанового сплаву VT-8 після лазерної обробки в середовищі азоту

Таким чином, ЛО сплаву ВТ-8 внаслідок високих швидкостей охолодження розплаву призводить до значних структурних змін в зоні лазерного оплавлення, що, в свою чергу, впливає на зростання мікротвердості поверхневих шарів зразків.

ВИСНОВКИ

1. Внаслідок високих швидкостей охолодження розплаву при лазерній обробці поверхні двофазного сплаву ВТ-8 в середовищі аргону відбувається повне поліморфне $\beta \rightarrow \alpha'$ -перетворення за мартенситним механізмом, що разом зі зростанням ступеня дисперсності структури приводить до підвищення значень мікротвердості з 3,30 ГПа до 3,93 ГПа.
2. Лазерна обробка титанового сплаву ВТ-8 в атмосферах азоту та повітря викликає зростання мікротвердості поверхневих шарів зони лазерного оплавлення до 5,23 ГПа та 4,49 ГПа, відповідно, завдяки одночасній дії декількох факторів: підвищення ступеня дисперсності структури, утворення високоміцних кубічних нітридів титану типу TiN та формування пересичених твердих розчинів втілення азоту та кисню у ґратці α -титану.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Петрунько А. Н., Олексюв Ю. Г., Дрозденко В. А. Титан в новой технике. Москва: Металлургия, 1979. 160 с.
2. Еременко В. Н. Титан и его сплавы. Киев: Издательство Академии наук украинской ССР, 1960. 499 с.
3. Зубков Л. Б. Космический металл: Все о титане. Москва: Наука, 1987. 128 с.
4. Donachie M. J. Titanium: A Technical Guide. 2 ed. Ohio: ASM International, 2000. 381 p.
5. Галицкий Б. А., Абелев М. М., Шварц Г. Л., Шевелкин Б. Н. Титан и его сплавы в химическом машиностроении. Москва: Машиностроение, 1968. 340 с.
6. Гармата В. А., Петрунько А. Н., Галицкий Н. В., Олесов Ю. Г., Сяндлер Р. А. Титан. Москва: Металлургия, 1983. 559 с.
7. Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учеб. для вузов. Москва: МИСИС, 1999. 416 с.
8. Кац Н. Г., Стариков В. П., Парфенов С. Н. Химическое сопротивление материалов и защита оборудования нефтегазопереработки от коррозии: учеб. пособие. Москва: Машиностроение, 2011. 436 с.
9. Малахов А. И., Жуков А. П. Основы металловедения и теории коррозии: учебник для машиностроительных техникумов. Москва: Высшая школа, 1978. 192 с.
10. Семенова И. В., Флорианович Г. М., Хорошилов А. В. Коррозия и защита от коррозии / под. ред. И. В. Семеновой. Москва: ФИЗМАТЛИТ, 2002. 336 с.
11. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Титановые сплавы. Конструкционные титановые сплавы. Москва: Металлургия, 1974. 368 с.

12. Анциферова И. В. Порошковые титановые материалы, *Вестник Оренбургского государственного университета*. 2004. № 2. С. 198-202.
13. Коллингз Е. В. Физическое металловедение титановых сплавов: пер. с англ. / под. ред. Веркина Б. И., Москаленко В. А. Москва: Металлургия, 1988. 224 с.
14. Гордиенко А. И., Шипко А. А. Структурные и фазовые превращения в титановых сплавах при быстром нагреве. Минск: Наука и техника, 1983. 336 с.
15. Макквиллэн М. К. Фазовые превращения в титане и его сплавах: пер. с англ. Борзцовская К. М., Каспарова О. В. / под. ред. Аношкина Н. Ф. Москва: Металлургия, 1967. 75 с.
16. Чечулин Б. Б., Ушаков С. С., Разуваева И. Н., Гольдфайн В. Н. Титановые сплавы в машиностроении / под. ред. Капырина Г. И. Ленинград: Машиностроение, 1977. 248 с.
17. Leyens C., Peters M. Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications / C. Leyens– Weineheim : WILEY – VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003. 514 p.
18. Глазунов С. Г., Важенин С. Ф., Зюков-Батырев Г. Д., Ратнер Я. Л. Применение титан в народном хозяйстве. Киев: Техника, 1975. 200 с.
19. Колачев Б. А., Ливанов В. А., Буханова А. А. Механические свойства титана и его сплавов. Москва: Металлургия, 1974. 544 с.
20. Ильин А. А., Колачев Б. А., Польшкин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. Москва: ВИЛСМАТИ, 2009. 520 с.
21. Капырин Г. И. Титановые сплавы в машиностроении. Ленинград: Машиностроение, 1977. 248 с.
22. Аношкин Н. Ф., Бочвар Г. А., Глазунов С. Г. и др. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов. Москва: Металлургия, 1980. 464 с.
23. Борисов Е. А., Бочвар Г. А., Брун М. Я и др. Металлография титановых сплавов. Москва: Металлургия, 1980. 464 с.

24. Вульф Б. К. Термическая обработка титановых сплавов. Москва: Металлургия, 1969. 376 с.
25. Попов Л. Е., Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справочник термиста. Москва: Металлургия, 1991. 503 с.
26. Цвиккер У. Титан и его сплавы: пер. с нем. / под ред. Елютина О. П., Глазунова С. Г. Москва: Металлургия, 1979. 512 с.
27. Илларионов А. Г., Попов А. А. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов. Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2014. 137 с.
28. Минкевич А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Москва: Машиностроение, 1965. 494 с.
29. Золотов И. В., Рамазанов К. Н. Влияние азотирования в тлеющем разряде с полым катодом на структуру и свойства поверхности титановых сплавов ВТ6 и ВТ3-1. *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*. 2016. № 2. С. 23–28.
30. Kilic A., Kartal G., Urgen M., Timur S. Effects of electrochemical boriding process parameters on the formation of titanium borides. *Электронная обработка материалов*. 2013. № 49 (2). С. 80-86.
31. Панченко В. Я., Голубев В. С., Васильцов В. В., Галушкин М. Г. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок. Москва: Физматлит, 2009. 663 с.
32. Григорьянц А. Г. Основы лазерной обработки материалов. Москва: Машиностроение, 1989. 304 с.
33. Гиржон В. В., Смоляков А. В., Здоровец А. Ф. Лазерное легирование титана переходными металлами группы железа. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2017. № 4. С. 507-515.

34. Гайворонский И. В., Гиржон В. В., Скребцов А. А., Овчинников А. В. Структура и свойства поверхностных слоев спеченного порошкового титана VT1-0 после лазерной обработки. *Научно-технический и производственный журнал металлургия и термическая обработка металлов*. 2014. № 1 (703). С. 53-55.
35. Гиржон В. В., Смелянченко В. В., Куц О. В., Биков І. О. Лазерне азотування титанових стопів. *Металофізика та новітні технології*. 2020. Т. 42, № 4. С. 553–563.
36. Морозова Е. А., Муратов В. С. Лазерное легирование поверхности титана хромом и медью. *Успехи современного естествознания*. 2009. № 11. С. 71.
37. ГОСТ 19807-91. Титан и сплавы титановые деформируемые. [Действительный от 1991-07-17]. Министерство авиационной промышленности СССР, 1991. 3 с.
38. Методы и приборы для рентгеноструктурного анализа функциональных наноматериалов: [учебно-методический комплекс / науч. ред. Ягодкин Ю. Д.]. Москва: РХТУ им. Д. И. Менделеева, 2010. 104 с.
39. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Москва: МИСИС, 1994. 328 с.
40. Панова Т. В. Рентгеноструктурный анализ: краткий курс лекций / Т. В. Панова. Омск: Изд-во Ом. гос. ун-та, 2012. 124 с.
41. Штольц А. К., Медведев А. И., Курбатов Л. В. Рентгеновский фазовый анализ. Екатеринбург: ГОУ-ВПО УГТУ-УПИ, 2005. 24 с.
42. Самсонов Г. В., Винницкий И. М. Тугоплавкие соединения: 2-е изд. Москва: Металлургия, 1976. 493 с.
43. Вашуль Х. Практическая металлография. Методы изготовления образцов. Москва: Металлургия, 1998. 320 с.

44. ГОСТ 9450-76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. [Действительный от 1977-01-01]. Москва: Издательство стандартов, 1977. 27 с.
45. Глазов В. М., Вигдорович В. Н. Микротвёрдость металлов и полупроводников: [2-е изд.]. Москва: Металлургия, 1969. 248 с.
46. Молчанова Е. К. Атлас диаграмм состояния титановых сплавов / Е. К. Молчанова. Москва: Машиностроение, 1964. 392 с.
47. Вульф Б. К., Ромадин К. П. Авиационное материаловедение: учеб. пос. Москва: Машиностроение, 1967. 394 с.