

**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ
імені ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»**

**Навчально-науковий інститут матеріалознавства
та зварювання ім. Є.О. Патона**

Кафедра фізичного матеріалознавства та термічної обробки

До захисту допущено:

Завідувач кафедри

_____ Мирослав КАРПЕЦЬ

«__» _____ 2024 р.

Дипломна робота

на здобуття ступеня бакалавра

**за освітньо-професійною програмою «Інжиніринг та комп'ютерне
моделювання в матеріалознавстві»
спеціальності 132 «Матеріалознавство»**

на тему: «Вплив вуглецю на структуру та жаростійкість ніобієвих сплавів»

Виконав:

студент IV курсу, групи ФМ-01
Маляренко Ілля Володимирович

Керівник:

доцент, к.ф.-м.н, Рокицька Олена Анатоліївна

Консультант з розділу охорони праці:

зав. каф., д.т.н., професор Левченко О. Г.

Консультант з економічно-організаційного розділу

доцент, к.е.н., доцент Нараєвський С. В.

Консультант з питань нормконтролю:

ст. викладач Шаповалова Н.А.

Рецензент:

д.т.н., проф. Зауличний Я.В.

Засвідчую, що у цій дипломній роботі
немає запозичень з праць інших авторів
без відповідних посилань.

Студент _____

Київ – 2024 року

**Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Навчально-науковий інститут матеріалознавства
та зварювання ім. Є.О. Патона
Кафедра фізичного матеріалознавства та термічної обробки**

Рівень вищої освіти – перший (бакалаврський)

Спеціальність – 132 «Матеріалознавство»

Освітньо-професійна програма «Інжиніринг та комп'ютерне моделювання в матеріалознавстві»

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

_____ Мирослав КАРПЕЦЬ

«___» _____ 2024 р.

ЗАВДАННЯ

на дипломну роботу студенту

Маляренку Іллі Володимировичу

1. Тема роботи «Вплив вуглецю на структуру та жаростійкість ніобієвих сплавів», науковий керівник практики від кафедри Рокицька Олена Анатоліївна, к.ф.-м.н, затверджені наказом по університету від «30» травня 2024 р. №__ 2210-с__
2. Термін подання студентом роботи _____
3. Вихідні дані до роботи: сплави ніобію з карбідним зміцненням; результати переддипломної практики.
4. Зміст роботи: літературний огляд; матеріали та методика досліджень; результати та їх обговорення; економічна частина; охорона праці.
5. Перелік ілюстративного матеріалу (із зазначенням плакатів, презентацій тощо): 67 сторінок, 12 таблиць; 46 рисунка; 1 презентація.

6. Консультанти розділів роботи*

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Організаційно економічна частина	Нараєвський С.В. доцент		
Охорона праці	Левченко О.Г. зав. каф., професор		
Нормоконтроль	Шаповалова Н.А. ас.		

7. Дата видачі завдання _____

Календарний план

№ з/п	Назва етапів переддипломної практики	Термін виконання етапів переддипломної практики	Примітка
1	Видача завдання	15.04.2024	
2	Літературний огляд	22.04.2024 – 26.04.2024	
3	Ознайомлення з методикою виплавки сплавів та порізки зразків	15.04.2024 – 19.04.2024	
4	Металографічні дослідження	24.04.2024 – 01.04.2024	
5	Проведення окиснення сплавів	25.04.2024 – 01.04.2024	
6	Рентгеноструктурний аналіз	29.04.2024 – 03.05.2024	
7	Вимірювання мікроструктури	06.05.2024 – 10.05.2024	
8	Написання звіту	07.05.2024 – 10.05.2024	
9	Захист на засідання ЕК	17.06.2024	

Студент

Ілля МАЛЯРЕНКО

Керівник

Олена РОКИЦЬКА

РЕФЕРАТ

Дипломна робота: 67 сторінки, 12 таблиць, 46 рисунків, 9 формул, 35 літературних джерел.

ЖАРОСТІЙКІСТЬ, КАРБІДНЕ ЗМІЦНЕННЯ, МІКРОСТРУКТУРА, Nb, ОКИСНЕННЯ, СТІЙКІСТЬ, ФАЗОВИЙ СКЛАД.

Об'єкт дослідження: сплави ніобію системи Nb-Ti-Cr-Mo-Zr, додатково леговані вуглецем.

Мета роботи: вивчення властивостей та характеристик Nb сплавів з карбідним зміцненням, включаючи мікроструктуру, фазовий склад та стійкість до окиснення при високих температурах.

Методи дослідження: методика виплавки сплавів та порізки зразків, металографічні дослідження, дослідження стійкості сплавів до окиснення при температурі 1000 °C, рентгеноструктурний аналіз, вимір мікротвердості.

Результати дослідження та їх новизна: вплив легування вуглецем на механічні властивості легованих сплавів на основі ніобію в широкому інтервалі температур, стійкість до окиснення при 1000°C та можливість зменшення питомої ваги до рівня $<7 \text{ г/см}^3$. Отримані результати показують, що всі досліджені сплави представляють собою однофазний ОЦК твердий розчин на основі ніобію. Виявлено, що в залежності від вмісту та природи легуючих елементів, при введенні до сплавів 0, 8 % ат С, відбувається виділення карбідних фаз типу TiC або ZrC, як в ОЦК твердому розчині на основі Nb, так і вздовж границь зерен, що сприяє підвищенню міцності сплавів при високих температурах.

Сфера застосування: деталі газотурбінних двигунів в аерокосмічній та ракетній техніці.

ABSTRACT

Thesis: 67 pages, 12 tables, 46 figures, 9 formulas, 35 references.

HEAT RESISTANCE, CARBIDE STRENGTHENING, MICROSTRUCTURE, Nb, OXIDATION, RESISTANCE, PHASE COMPOSITION.

Object of study: Niobium alloys of the Nb-Ti-Cr-Mo-Zr system, additionally alloyed with carbon.

Objective: To study the properties and characteristics of Nb alloys with carbide strengthening, including microstructure, phase composition, and high-temperature oxidation resistance.

Research methods: Literature review, alloy melting and sample cutting methodology, metallographic studies, oxidation resistance studies at 1000°C, X-ray diffraction analysis, microhardness measurements.

Results and their novelty: The effect of carbon alloying on the mechanical properties of niobium-based alloyed alloys over a wide temperature range, oxidation resistance at 1000°C, and the possibility of reducing the specific weight to $<7 \text{ g/cm}^3$. The obtained results show that all the studied alloys represent a single-phase BCC solid solution based on niobium. It was found that, depending on the content and nature of the alloying elements, upon the addition of 0.8 at.% C to the alloys, the precipitation of carbide phases such as TiC or ZrC occurs both in the BCC solid solution based on Nb and along the grain boundaries, contributing to an increase in the strength of the alloys at high temperatures.

Application area: Components of gas turbine engines in aerospace and rocket technology.

ВСТУП

В останні роки відбувається активний пошук рішень щодо вдосконалення конструкційних матеріалів для застосування при температурах, які перевищують максимальні робочі температури високотемпературних суперсплавів на основі Ni. Крім того, з точки зору екології, проблема підвищення робочої температури генераторів електроенергії або реактивних турбін може призвести до підвищення енергоефективності, тим самим зменшуючи викиди шкідливих газів, таких як CO_2 і NO_x .

Незважаючи на те, що чистий ніобій має низьку стійкість до окиснення, тугоплавкі сплави на основі Nb з високою температурою плавлення і відносно низькою густиною можуть бути запропоновані як кандидати для використання при надвисоких температурах (≥ 1200 °C).

Проте міцність Nb істотно знижується при температурах вище 1000 °C. В цілому міцність Nb при підвищених температурах покращується різними підходами, включаючи зміцнення твердого розчину за допомогою легування такими елементами, як Mo, Hf, Ta і W, а також дисперсійного або композитного зміцнення за допомогою інтерметалічних сполук, таких як Nb_3Al та Nb_5Si_3 , а також карбідами.

Основними проблемами у розвитку суперсплавів на основі Nb є їх низька пластичність при кімнатній температурі та низька жаростійкість.

Тому метою роботи є вивчення впливу хімічного складу сплавів на основі системи Nb-Ti-Cr-Mo-Zr-C на різноманітні важливі властивості конструкційних сплавів: механічні властивості, жаростійкість, а також зниження питомої ваги до рівня < 7 г/см³.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

Використання високотемпературних металів, таких як вольфрам (W), молібден (Mo), тантал (Ta), ніобій (Nb), хром (Cr) та інші, дозволяє отримати сплави, які зберігають високу міцність при температурах понад 1000 °С. Однак при використанні цих металів для створення жароміцних сплавів виникають проблеми з їхньою жаростійкістю та високою питомою вагою. Перспективними є ніобій і хром, на основі яких можна створити сплави з питомою вагою, яка не перевищує 7 г/см³. Проте суттєвим недоліком хрому є його низька пластичність.

1.1 Жароміцні сплави на основі ніобію

Завдяки відмінним механічним властивостям при температурі вище 1200 °С, тугоплавкі сплави на основі Nb є ідеальними кандидатами в якості високотемпературних суперсплавів для використання в ракетній та аерокосмічній техніці. Протягом останніх десятиліть багато дослідників зосереджувалися на покращенні механічних властивостей сплаву Nb-Si. Дотепер досліджено ізотермічні розрізи при 1000 °С потрійних систем Nb-Si- Ti [1,2], Nb-Si-Al [3] і Nb-Si-Cr [4]. Крім того, було досліджено вплив додавання таких елементів, як Ti, Cr, Si, Al, Ta, Hf і Sn на мікроструктуру та механічні властивості сплаву Nb-Si [5–8]. Виявлено, що розчинність Al в Nb велика і змінюється зі зниженням температури, що робить сплави системи Nb-Al перспективними для твердорозчинного зміцнення і старіння, оскільки алюмінід ніобію Nb₃Al демонструє межу текучості понад 900 МПа при 1200 °С [9]. Для поліпшення механічних властивостей сплавів системи Nb-Al при високій температурі вводять такі елементи, як вольфрам, молібден і тантал [9]. Для підвищення в'язкості руйнування сплаву Nb-Al при кімнатній температурі необхідно збільшувати долю пластичного ОЦК твердого розчину ніобію [10,11]. Леонард та ін. [12] досліджували фазові рівноваги при 1100 °С у системі Nb-Ti-Al, що допомагає спрогнозувати фазовий склад при розробці сплавів для

збалансування високотемпературної міцності та низькотемпературної пластичності.

В роботі [13] були досліджені сплави Nb-15Al-10(25, 40)Ti з різним вмістом титану і експериментальні результати показали, що при 900 °C зміну мікроструктури та міцності пояснювали варіюванням вмісту Ti та умовами старіння. Для забезпечення твердорозчинного зміцнення та, відповідно, для підвищення високотемпературної міцності, до сплавів на основі ніобію завжди вводили тугоплавкі елементи, такі як Mo і W, [14–16]. Проте тугоплавкі елементи суттєво збільшують густину сплавів. Для зменшення питомої маси сплавів використовують легування легкими елементами, такими як бор і вуглець.

Крім того, ці легкі елементи також можуть покращити механічні властивості сплавів. Ма та ін. [14] повідомили, що сплав Nb-16Si-10Mo-15W може зміцнюватись додаванням В за рахунок його розчинення у фазах зміцнення (боридах). Враховуючи, що радіус атома С менший, ніж атом В, ефект зміцнення твердого розчину вуглецем буде, ймовірно, кращим, ніж бором. Останнім часом багато уваги приділено покращенню мікроструктури та механічних властивостей ряду потрійних сплавів системи Nb-Ti-C [17–20]. Однак лише поодинокі роботи присвячені дослідженням впливу легування вуглецем на властивості сплавів ніобію були знайдені у відкритій літературі.

Перший напрямок у розробці сплавів на основі ніобію з дисперсійним зміцненням полягав у зміцненні матриці сплаву шляхом легування тугоплавкими металами, такими як молібден та вольфрам, а також дисперсійним зміцненням карбідом цирконію. Такими були розроблені сплави General Electric типу F48 та сплави ВІАМ типу ВНЗ. Ці сплави мали вищу жароміцність, ніж сплави нікелю, високу пластичність, порівняну з ними питому вагу, на рівні 8,6 г/см³, але значно меншу жаростійкість. Вирішення проблеми зниження питомої маси та підвищення жаростійкості сплавів ніобію останнім часом шукають у створенні високолегованих сплавів на основі системи Nb-Al-Ti-Cr. Такі сплави мають питому вагу на рівні 7 г/см³ та високу жароміцність.

1.2 Вплив вуглецю на структуру та властивості сплавів Nb-Ti-Al та Nb-Ti-Al-Cr-V

Вуглець утворює з ніобієм твердий розчин втілення та декілька карбідних фаз. На рис.1.1 наведено частину діаграми стану Nb-C в області сплавів, багатих ніобієм.

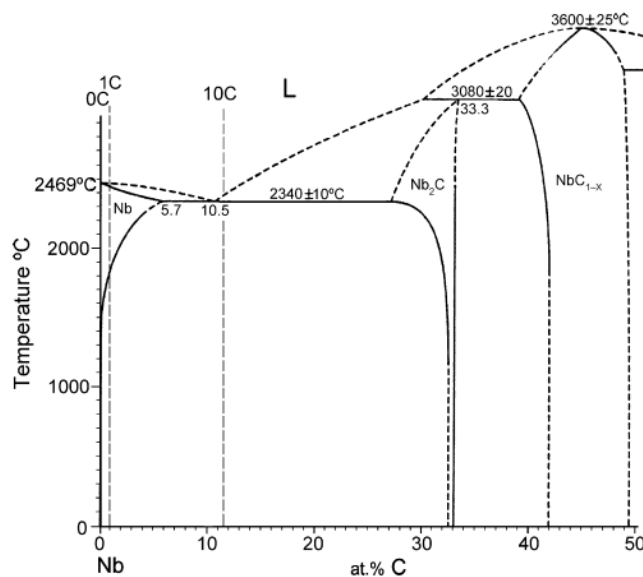


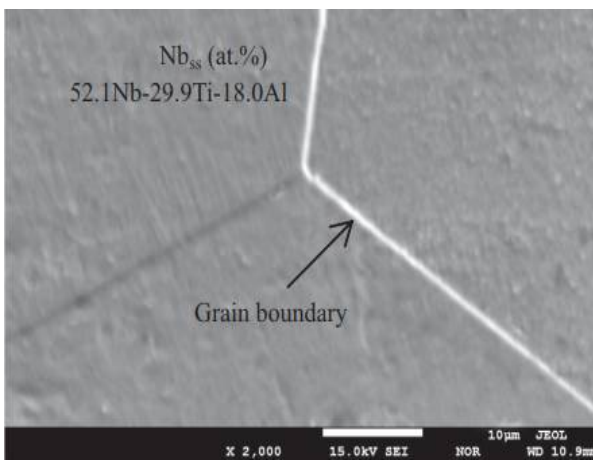
Рисунок 1.1 – Збагачена ніобієм частина діаграми системи Nb-C [21]

Розчинність вуглецю в ніобію при евтектичній температурі ~ 2340 °C складає 5,7 %ат. Зі зниженням температури розчинність вуглецю в ніобії зменшується і при кімнатній температурі складає $<0,01$ %. Також в системі встановлено існування кількох фаз - α , β та ϵ .

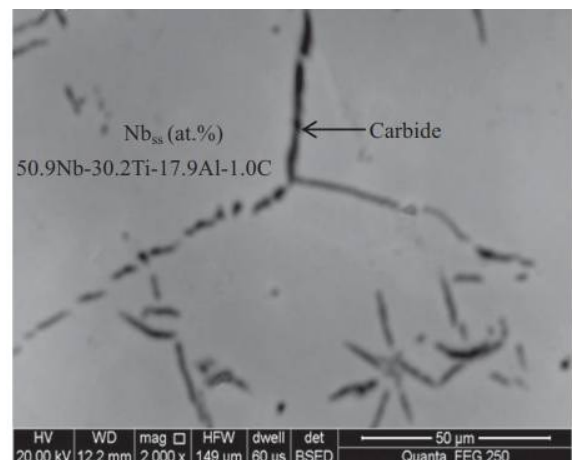
α -фаза являє собою твердий розчин Nb_2C в ніобії, область існування простягається від чистого Nb до 5,7 % ат C та має ОЦК кристалічну ґратку з періодом $a=0,3301$ нм. β -фаза має ГЦУ структуру та область гомогенності від 26,5 % до 33,3 % ат та відповідає карбиду Nb_2C . Існування ϵ -фази (NbC_{1-x}) встановлено в інтервалі концентрацій 42-49,0 ат %.

В роботі [22] було досліджено вплив легування вуглецем на мікроструктуру та механічні властивості сплаву Nb-30Ti-18Al.

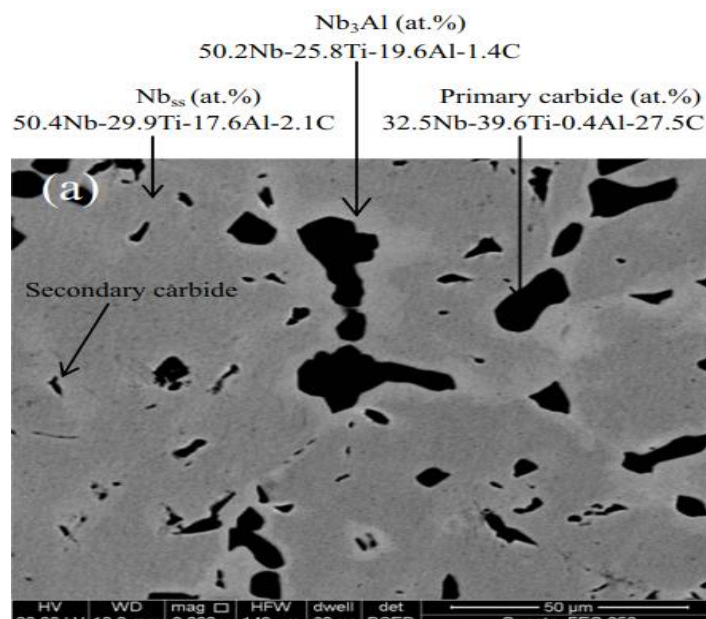
Кількість введеного вуглецю становила 1 % та 5 % ат С. У сплаві без вуглецю встановлено формування однофазного ОЦК твердого розчину на основі Nb (рис.1.2, а). При введенні 1 % ат С на границях та всередині зерен ОЦК твердого розчину спостерігається виділення карбідів (Nb,Ti)C (рис.1.2, б). З підвищенням вмісту вуглецю до 5 % ат С відбувається утворення трьох фаз – ОЦК, (Nb,Ti)C та інтерметаліду Nb₃Al (рис.1.2, в)



а



б



в

а – 0 % ат; б – 1 % ат; в – 5 % ат

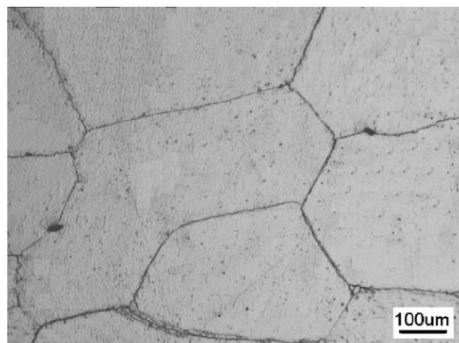
Рисунок 1.2 – СЕМ мікроструктури сплавів Nb-30Ti-18Al із різним вмістом вуглецю [21]

Авторами [22] також було встановлено, що зі збільшенням вмісту вуглецю міцність сплавів на стиск при 1200 °С значно зростала як за рахунок підвищення міцності твердого розчину вуглецю в ніобії, так і за рахунок виділень зміцнювальних фаз (табл.1.1).

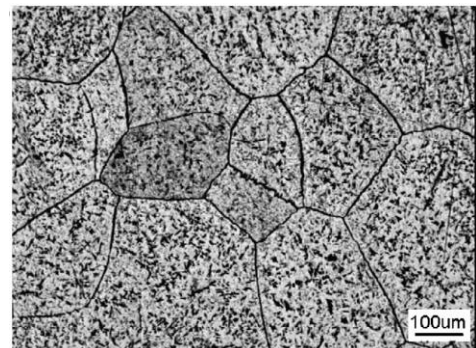
Таблиця 1.1 – Механічні властивості сплаву Nb-30Ti-18Al із різним вмістом вуглецю при 1200 °С

Сплав	Відсоток ОЦК фази	Міцність на стиск при 1200 °С/МПа
NA0	46,4	56,0 \pm 2,4
NA1	41,5	70,1 \pm 4,2
NA5	2,5	90,3 \pm 4,6

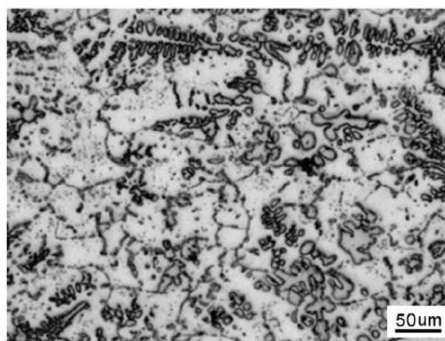
На рис.1.3 показано вплив вуглецю (1 % та 10 % ат С) на мікроструктуру



а



б



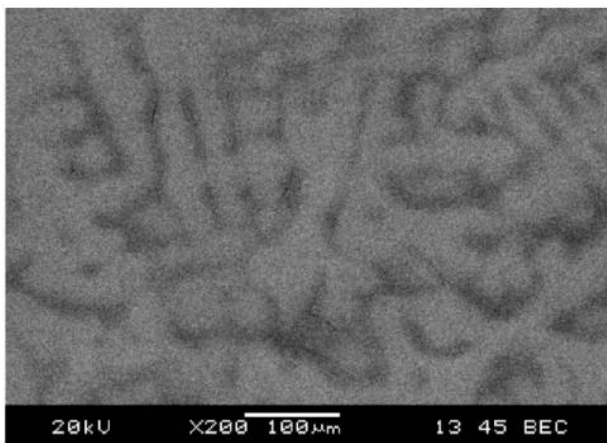
в

(a) - 0% C, (b) - 1% C і (c) - 10% C

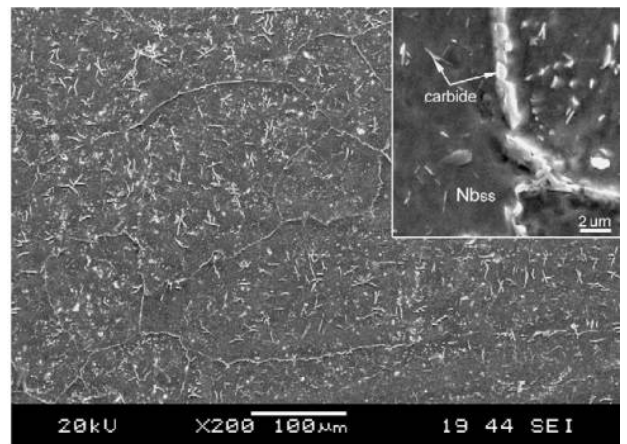
Рисунок 1.3 – Оптичні мікрофотографії сплавів, що показують подрібнення зерна в вуглецевмісних сплавах Nb35Ti6Al5Cr8V від вмісту вуглецю [23]

Механічні властивості сплаву Nb35Ti6Al5Cr8V : було встановлено, що збільшення кількості вуглецю у сплаві сприяє суттєвому зменшенню розмірів зерен.

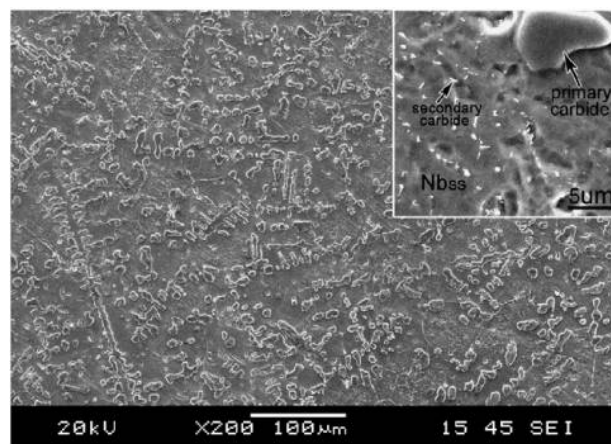
Дослідження мікроструктури сплавів методом скануючої електронної мікроскопії показало [23], що зображення у зворотньо розсіяних електронах сплаву без вуглецю (рис. 1.4, а) вказує на сегрегацію більш легких елементів (тобто Ti та Al) у міждендритних областях. У сплаві з 1 % ат С спостерігається утворення дрібних карбідів всередині зерен, а великі карбіди майже безперервно розподілені на границях зерен (рис. 1.4, б).



а



б



в

а – без вуглецю; б - 1 % ат; в - 10 % ат

Рисунок 1.4 – СЕМ мікроструктури сплавів Nb35Ti6Al5Cr8V із різним вмістом вуглецю [23]

Дендритна структура спостерігається і в сплаві з 10 % ат. С (рис. 1.4, в), яка складається з двофазної суміші карбиду та ОЦК твердого розчину ніобію. Це вказує на те, що карбід кристалізується з рідини, а ОЦК фаза знаходиться у міждендритному просторі. Також було встановлено, що твердість та міцність сплавів зростає з підвищенням вмісту вуглецю у сплавах (таб.1.2) [23]

Таблиця 1.2 – Залежність зміни твердості та міцності сплавів з підвищенням вмісту вуглецю у сплавах [23]

Механічні властивості	Властивості при вмісті вуглецю в сплавах, % ат		
	0	1	10
Твердість(HV)	294	313	376
$\sigma_{0,2}$ при 293К (МПа)	740	875	990
$\sigma_{0,2}$ при 1073К (МПа)	480	490	567
$\sigma_{0,2}$ при 1273К (МПа)	129	137	161
$\sigma_{0,2}$ при 1473К (МПа)	37	40	51

1.3 Жаростійкість ніобієвих сплавів різних систем легування

На сьогоднішній день досліджено велику кількість ніобієвих сплавів різних систем легування. Подвійні сплави Nb хоча і мають високу жароміцність, проте їм властиві низькі значення жаростійкості. Тому для її підвищення використовують комплексне легування. Так, з точки зору підвищення жаростійкості перспективними є системи Nb-Cr-Al, Nb-W-Ti, Nb-Ti-Zr, Nb-Mo-Al, Nb-Ti-Al, Nb-W-Mo-Zr, Nb-Ta-Ti-Al, Nb-Ti-Si, Nb-Ti-Si-Al, Nb-Cr-Ti-Si-Al та багато інших, оскільки на їх поверхні під час окиснення можуть формуватися стійкі оксиди на основі TiO_2 (ZrO_2), Al_2O_3 , Cr_2O_3 та SiO_2 , які характеризуються високими захисними властивостями.

В роботах [5,6] було досліджено вплив процесів окиснення на тривалу міцність та руйнування сплавів системи Nb-Ti-Al та Nb-Ti-Al-Cr. Окиснення сплавів даних систем проводили в температурному інтервалі (600 – 900) °C і витримкою до 100 годин. Було встановлено, що на поверхні сплавів формується двофазна окалина, яка містить α -TiO₂ з кристалічною структурою рутилу та періодом ґратки $a=0,25$ нм а також складну оксидну фазу $m\text{Nb}_2\text{O}_5 \cdot n\text{TiO}_2$ (так звану K-фазу), що має складну кристалічну ґратку з періодом $a=0,373$ нм. При чому α -TiO₂ є легованим оксидом та містить Al, який підвищує густину фаз зі структурою рутилу [7], а також сприяє формуванню складних оксидів з кристалічними структурами низької симетрії [8], що сприяє подальшому підвищенню захисних властивостей окалини.

Авторами [9] було встановлено, що Cr ефективно знижує швидкість окиснення сплавів при (700 – 900) °C, що пов'язано з утворенням в них фази Лавеса NbCr₂, яка має вищу стійкість до окиснення у порівнянні з твердими розчинами на основі Nb. Також присутність хрому в сплавах знижує в окалині кількість K-фази, і як наслідок, підвищує кількість α -TiO₂.

Для забезпечення високої жаростійкості ніобієвих сплавів були розроблені сплави на основі інтерметалідних фаз. В роботах [10,11] було досліджено особливості високотемпературного окиснення двофазних сплавів на основі інтерметалідів σ (Nb,Ti,V,Cr)₂Al та γ (Ti,V,Nb,Cr)Al, які містять у своєму складі у мас %: 47Nb23,9Ti21Al4,4V та 4,1Cr. Встановлено, що окалина на даному сплаві містить дві фази – легований α -TiO₂ (рутил) та α -Al₂O₃ (корунд) з високими захисними властивостями. З підвищенням температури з 800 °C до 1200 °C фазовий склад окалини залишається незмінним, змінюється лише кількісне співвідношення фаз в сторону підвищення кількості α -TiO₂. Відпал при 1400 °C призводить до значного зниження швидкості окиснення за рахунок різкого зростання в окалині кількості α -Al₂O₃.

Також широко досліджуються сплави ніобію леговані цирконієм. Так, в роботі [27] авторами було досліджено механізм окиснення сплавів системи Nb-Ti-Al-V-Zr при температурах від 700 °C до 1200 °C.

Встановлено, що в залежності від температури відпалення у зовнішньому шарі окалини рентгенівським фазовим аналізом відбувається формування TiO_2 та Nb_2O_5 при (700–800) °C, $TiNb_2O_7$ при 1100°C та $TiNb_2O_7$ і TiO_2 при 1200 °C.

Досі залишається невизначеним, чи може додавання вуглецю покращити механічні властивості та жаростійкість сплавів ніобію інших систем легування. Таким чином, метою цієї роботи було вивчити вплив вуглецю на мікроструктуру, механічні властивості та стійкість до окиснення сплавів ніобію різних систем легування із вмістом Cr, Al, Mo, Zr та Ti.

1.4 Висновки до розділу 1

У цьому розділі розглянуто відомі жароміцні сплави на основі ніобію, їх системи легування та вплив додавання вуглецю на структуру, властивості та жаростійкість цих сплавів.

Додавання вуглецю до сплавів Nb-Ti-Al та Nb-Ti-Al-Cr-V призводить до утворення карбідів, які діють як зміцнювальні фази, підвищуючи міцність сплавів при високих температурах. Легування вуглецем також сприяє подрібненню зеренної структури.

Жаростійкість ніобієвих сплавів залежить від системи легування та фазового складу оксидів, що формуються. Сплави з вмістом Cr, Al, Ti, Zr здатні утворювати стійкі оксиди Al_2O_3 , Cr_2O_3 , TiO_2 , ZrO_2 з високими захисними властивостями.

Таким чином, додавання вуглецю є перспективним способом карбідного зміцнення та зменшення питомої ваги жароміцних ніобієвих сплавів при збереженні або покращенні їх жаростійкості в залежності від системи легування.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Отримання сплавів

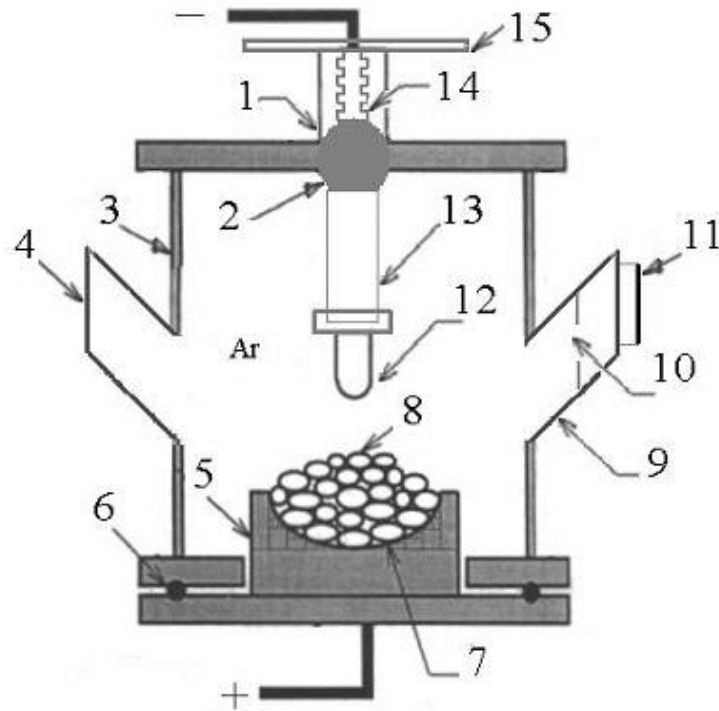
Для виготовлення ніобієвих сплавів використовували такі матеріали: штабики ніобію у вигляді стрижнів квадратного перерізу (16 мм x 16 мм) із чистотою 99,9 %; електролітичний хром ЕРХ у вигляді пластівців діаметром (10 – 20) мм та товщиною (1–2) мм, чистотою 99,98 %; алюміній у формі сплюснутих кульок діаметром (5–7) мм з чистотою 99,9 %; йодидні титан і цирконій у формі стрижнів діаметром 20 мм з чистотою 99,98 %. Компоненти шихти зважували з точністю до 0,01 г відповідно до заданого складу сплавів.

Плавку сплавів проводили в аргонно-дуговій установці МІФІ-9-3 із невитрачаємим вольфрамовим електродом на мідній подині із водяним охолодженням в атмосфері аргону (див. рис. 2.1). Чистоту аргону забезпечували попереднім переплавом геттера – сплаву Ti-Zr, який поглинав з повітря печі кисень, азот, водяні пари та вуглецеві сполуки.

Методика плавки передбачала послідовне додавання компонентів з урахуванням їх температур плавлення для отримання зливка готового сплаву вагою 120 грамів. Спочатку в плавильну лунку поміщали два найлегшоплавкі компоненти, а решту розташовували поруч з лункою. За допомогою маніпулятора наступні компоненти поступово зсувалися в лунку по мірі плавлення попередніх, забезпечуючи таким чином однорідність сплаву. Після сплавлення всіх компонентів зливок переплавляли і перевертали 6-8 разів для досягнення однорідності складу.

Видалення усадкових раковин на поверхні зливка проводили за

допомогою дуги низької потужності. Час підігріву верхньої частини зливка регулювали таким чином, щоб забезпечити живлення фронту кристалізації рідким металом, одночасно мінімізуючи швидкість його просування. Такий метод кристалізації забезпечував швидкість охолодження зливка приблизно (20



– 50) °C/сек.

Рисунок 2.1 – Плавильна аргонно-дугова установка МІФІ-9-3

Карбід ніобію (NbC) був використаний як джерело вуглецю при виготовленні ніобієвих сплавів і вводився на початковому етапі плавки разом із першою парою компонентів. Дозування NbC розраховувалося таким чином, щоб забезпечити потрібний вміст вуглецю в сплаві, враховуючи при цьому його вплив на загальний вміст ніобію в кінцевому продукті.

2.2 Методи дослідження складу, структури та властивостей сплавів

Мікροструктурні дослідження проводилися за допомогою оптичної та

електронної скануючої мікроскопії. Оптична металографія виконувалася на мікроскопі МІМ-9 з застосуванням цифрової обробки зображень. Для виявлення структури застосовувалось хімічне травлення реактивом складу – 20 % HNO_3 , 10 % HF , 70 % H_2O .

Досліджувалися як травлені, так і не травлені шліфи. Морфологію поверхні зразків після окиснення вивчали за допомогою скануючого електронного мікроскопа Jeol Superprobe-733, елементний склад оксидних шарів визначали за допомогою енергодисперсійного рентгенфлуорисцентного аналізатора фірми Bruker – приставки до Tescan Vega 3.

Механічні випробування на одновісний розтяг та стиск проводилися на установках виробництва НИКИМП з гідромеханічним приводом. Температурний інтервал випробувань складав (20 – 1200) °С. Швидкість деформації змінювалась в інтервалі (10^{-1} – 10^{-4}) с^{-1} . Випробування до температури 300 °С проводилися на універсальній машині 1231У-10, а вище 300 °С – у вакуумі $2 \cdot 10^{-3}$ Па на машині типу 1246 (рис. 2.2).



Зліва 1231У-10, середовище - повітря; праворуч 1246, середовище - вакуум

Рисунок 2.2 – Машини для механічних випробувань

Машини модернізовані і мають комп'ютерну систему для реєстрації результатів механічних випробувань. Обидві установки забезпечують необхідний набір швидкостей деформування.

Для випробувань на розтягування використовувалися зразки з перетином робочої частини (2×3) мм та довжиною 12 мм. Для випробувань на стискання зразки мали висоту 6 мм і перетин (4×4) мм². Зразки вирізалися за допомогою іскрової різки (рис. 2.3).



Рисунок 2.3 – Станок для іскрової різки

Розрахунок кривих деформації. Отримані після механічних випробувань криві деформації перебудовувались в істинні координати напруження – деформація [24]. Для цього дані з експерименту навантаження зразка та зміна довжини зразка ($P_i - \Delta L_i$) перераховувались в ($\sigma_i - \epsilon_i$). Перерахунок проводився за формулами (2.1):

$$\sigma_i = \frac{P_i}{F_i}; \quad F_i = \frac{(F_0 \cdot L_0)}{L_i}; \quad L_i = L_0 + \Delta L_i; \quad \epsilon_i = \ln\left(\frac{L_i}{L_0}\right),$$

(2.1)

де L_0 та F_0 – вихідні розміри довжини та площі перетину зразку, відповідно;

P_i та ΔL_i – отриманні з експерименту поточні значення навантаження та подовження (скорочення) зразку;

σ_i , F_i , e_i – поточні значення істинних напруження, перетину зразку та ступеню деформації (розраховуються для аналізу процесу пластичного деформування).

При побудові кривих деформації при стиску в істинних координатах використовувались всі значення точок у координатах ($P_i - \Delta L_i$). При розтягу для розрахунків використовувались значення з кривої ($P_i - \Delta L_i$) до початку створення шийки та остання точка, для якої площа перетину вимірювалась на зразку після руйнування.

Визначення коефіцієнту чутливості напруження плинності. За даними випробувань з різною швидкістю деформування визначався коефіцієнт чутливості напруження плинності (m) до швидкості деформування ($\dot{\epsilon}$), з використанням рівняння (2.2)

$$\sigma = K \cdot \dot{\epsilon}^m, \quad (2.2)$$

де σ - напруження течії;

$\dot{\epsilon}$ - швидкість деформації;

K - стала.

Для проведення розрахунків бралися напруження текучості зразків, випробуваних при однаковій температурі з різними швидкостями деформації.

2.3 Дослідження жаростійкості

Дослідження стійкості до окиснення зразків сплавів ніобію було проведено в електричній печі опору (рис. 2.4) в середовищі спокійного повітря при температурі 1000 °С з періодичним зважуванням зразків через 1, 3, 5, 7 та 10 годин.



Рисунок 2.4 – Піч для нагріву на повітрі

Оцінку жаростійкості сплавів проводили за зміною питомої маси зразків q (мг/см²) та швидкості окиснення V_q (мг/см²×год).

2.4 Визначення мікротвердості

Вимірювання мікротвердості проводили на приладі ПМТ-3 відповідно до стандарту ДСТУ ISO 14577-1:2005 «Вимірювання мікротвердості вдавлюванням алмазних наконечників» [24].

В основу визначення твердості за Віккерсом покладено вдавлювання в поверхню (шліфовану чи поліровану), що підлягає випробуванню, чотиригранної алмазної піраміди з кутом при вершині $\alpha = 136^\circ$ (рис. 2.5). Метод використовують для визначення твердості деталей малої товщини і тонких поверхневих шарів, які мають високу твердість. При вимірюванні твердості застосовують навантаження від 10 до 500 Н.

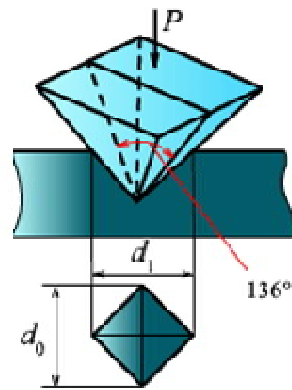


Рисунок 2.5 – Схема визначення твердості за Віккерсом

Значення твердості за Віккерсом визначають за спеціальними таблицями по діагоналі відбитка d (за формулою):

$$HV = 1,854 \frac{P}{d^2} 10^{-6}, \text{ МПа}, \quad (2.3)$$

де P – навантаження на пірамідку;

d – середнє арифметичне двох діагоналей відбитка, виміряних після зняття навантаження, мкм.

Прилад для вимірювання мікротвердості – це механізм вдавлювання алмазної піраміди та металографічний мікроскоп. Зразки для вимірювань мають бути підготовані так само ретельно, як мікрошліфи.

ДюрOMETричні дослідження проводили на приладі ПМТ-3 (рис. 2.6) не менш, ніж в 10-15 полях зору при навантаженні 0,49-0,98 Н. В якості індентора використовували стандартну алмазну пірамідку з квадратною основою і двограним кутом при вершині 136°. Точність вимірювання мікротвердості складала ± 250 МПа.

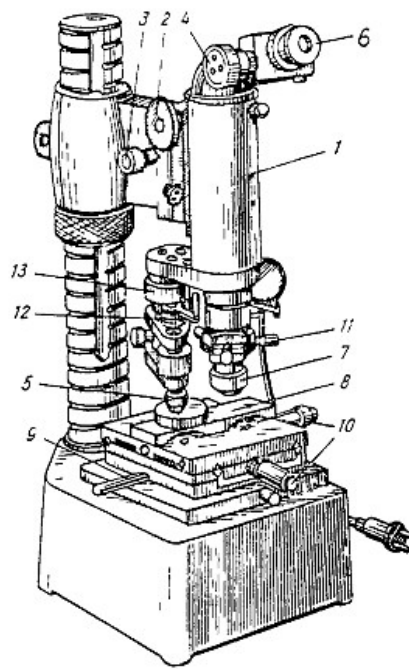


Рисунок 2.6 – Прилад для вимірювання мікротвердості ПМТ-3 [25]

Прилад для вимірювання мікротвердості ПМТ-3 (рис. 2.6) має стояк, яким може пересуватися кронштейн з мікроскопом 1. Гвинти 2 і 3 призначені для грубого і точного налаштування мікроскопа шляхом його пересування над предметним столиком 8 із зразком. До тубуса мікроскопа прикріплено механізм навантаження, до якого входять вантаж 12 і шток 5 з алмазною пірамідкою. Предметний столик можна пересувати горизонтально за допомогою гвинтів 10 у взаємно перпендикулярних напрямках, а за допомогою рукоятки 9 – обертати навколо осі на 90° . На зразку, дивлячись в окуляр 6 мікроскопа, вибирають місце дослідження. Обертанням столика на 90° за допомогою рукоятки 9 підводять зразок під механізм навантаження, на якому попередньо розташували вантаж 12. Здійснюють навантаження вручну за допомогою ручки навантаження 13 або автоматично, опускаючи шток з алмазною пірамідкою. Навантаження триває 5-10 с, після чого шток підіймається вручну або автоматично. Столик обертають у початкову позицію, підводячи зразок під

об'єктив 7 мікроскопа; за необхідності коригують за допомогою регулюючих гвинтів 11 розташування відбитку відносно відміток, що є на окулярі. Вимірюють діагональ відбитка, обертаючи окулярний мікрометр 4, після чого по довжині діагоналі відбитку за спеціальною таблицею знаходять значення твердості.

2.5 Рентгеноструктурний аналіз

Рентгеноструктурний аналіз дозволяє визначати фазовий склад матеріалів, склад твердих розчинів, розміри і форму кристалів, внутрішні напруження та інші параметри. Дослідження фазового складу зразків сплавів у литому стані та після окиснення проводили за допомогою дифрактометра Rigaku Ultima IV. Це сучасний θ - 2θ дифрактометр, в якому фокусування за Брегом-Брентано здійснюється шляхом одночасного зв'язаного обертання трубки та лічильника навколо нерухомого зразку.

Фазовий рентгеноструктурний аналіз базується на тому, що кожна фаза має свою специфічну кристалічну ґратку з певними періодами, якій на дифрактограмі відповідає певний набір ліній. Провівши ідентифікацію ліній, можна отримати точні дані по якісному та кількісному фазовому складу досліджуваного матеріалу. Інтенсивність ліній різноманітних фаз залежить від багатьох факторів, в тому ж числі і від кількості фази.

Відбиття рентгенівських променів від сімейства паралельних кристалографічних площин відбувається тільки при певному значенні кута падіння, який зв'язаний з довжиною хвилі і міжплощинною відстанню законом Вульфа-Брега :

$$n\lambda = 2d \sin \theta, \quad (2.4)$$

де λ – довжина хвилі рентгенівського випромінювання, нм;

d – відстань між площинами ґратки, нм;

n – порядок відбиття;

θ - кут Брега.

Рівняння (2.10) пов'язує довжину хвилі λ та кут 2θ відносно падаючого променя, під яким буде спостерігатись дифракційний максимум від сімейства площин з міжплощинною відстанню d .

Дифрактограми від поверхні зразків знімали з використанням $\text{Cu}_{\text{K}\alpha}$ випромінювання при напрузі на рентгенівській трубці 30 кВ та силі струму 30 мА, використовуючи метод покрокового сканування, при кроці сканування $0,05^\circ$ і часі експозиції в точці від 2 с.

Обробку дифрактограм виконували за допомогою програми для повнопрофільного аналізу рентгенівських спектрів від суміші полікристалічних складових PowderCell 2.4. Суть обробки полягала в розрахунку дифракційного спектру по заданій моделі структури і заданій формі профілів дифракційних ліній. Потім параметри моделі уточнювалися шляхом порівняння інтенсивностей безпосередньо в кожній точці 2θ -простору дифрактограми, яке здійснюється варіюванням структурних параметрів моделі методом найменших квадратів.

2.6 Висновки до розділу 2

У цьому розділі описано методику експериментального дослідження, включаючи виплавку сплавів, приготування зразків, а також використані методи аналізу їх складу, структури, властивостей та жаростійкості.

Мікроструктуру сплавів вивчали за допомогою оптичної та сканувальної електронної мікроскопії. Фазовий склад досліджувався рентгеноструктурним аналізом. Механічні властивості оцінювалися за допомогою випробування на стиснення та вимірювання мікротвердості.

Для оцінки жаростійкості сплави піддавалися ізотермічному окисненню при 1000°C протягом 10 годин з періодичним зважуванням зразків. Морфологія та фазовий склад окалини аналізувалися за допомогою скануючої мікроскопії та рентгенівської дифрактометрії.

Використана методика дозволила комплексно охарактеризувати властивості досліджуваних сплавів та вплив легування вуглецем на їх структуру, механічні характеристики та стійкість до окиснення при високих температурах.

3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

3.1. Одержання сплавів

Сплави для досліджень було одержано методом аргано-дугової плавки з невитратним вольфрамовим електродом. Хімічний склад сплавів наведено у таблиці 3.1. Вміст вуглецю у всіх сплавах був однаковий і становив 0,8 % ат. Для порівняння також було виплавлено серійний малолегований ніобієвий сплав (ВНЗ), також для порівняння використовували і чистий ніобій.

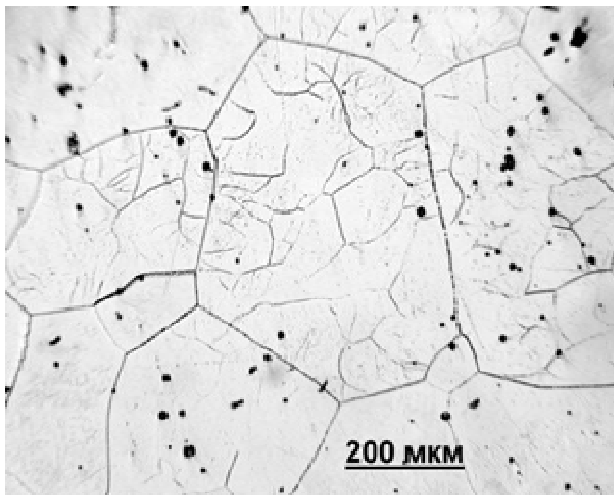
Таблиця 3.1 – Хімічний склад сплавів ніобію [25]

№ сплавів	Хімічний склад сплавів, ат. %							ρ , г/см ³
	Nb	Cr	Mo	Ti	Zr	Al	C	
1	100	0	0	0	0	0	0	8.57
2 (ВНЗ)	90.7	0	7	0	1.5	0	0.8	8.64
3	70.2	10	7	12	0	0	0.8	8.08
4	58.7	10	7	22	1.5	0	0.8	6.98
5	64.3	0	7	0.5	16	11.4	0.8	7.47

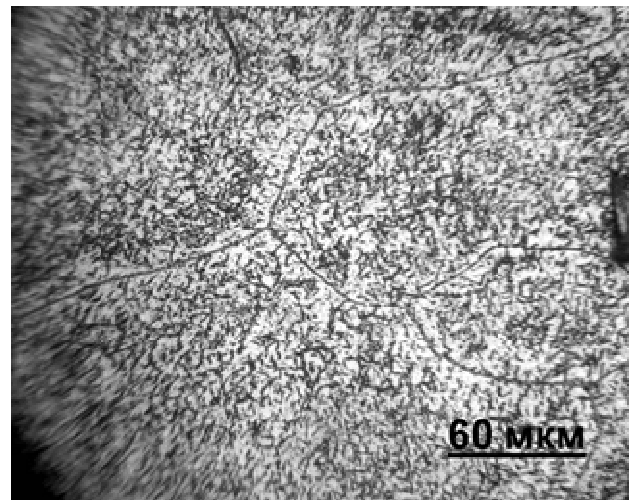
3.2 Мікроструктурні дослідження

Дослідження мікроструктури сплавів у литому стані проводилось методами як оптичної, так і скануючої електронної мікроскопії.

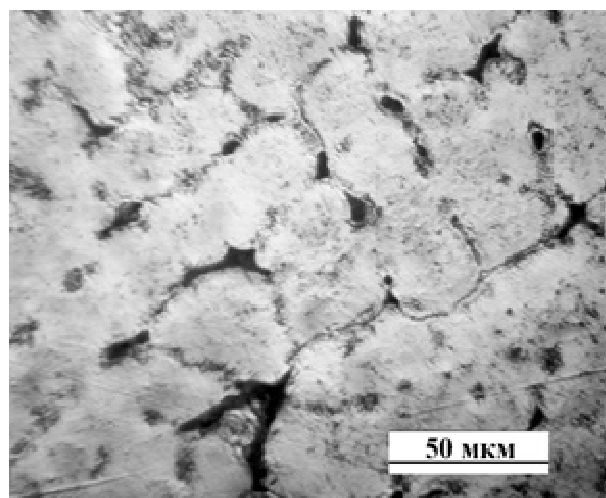
Структура чистого ніобію в литому стані наведено на рис. 3.1, а. Чорні цятки – це розсіяна поруватість литва .



а



б



в

а- нелегований Nb; б - Nb-7Mo-1,5Zr-0,8C; в - Nb-10Cr-7Mo-12Ti-0,8C;

Рисунок 3.1 – Мікроструктура сплавів у литому стані (оптична мікроскопія)

Мікроструктура сплаву Nb-7Mo-1,5Zr-0,8 (сплав 2, табл. 3.1) представлена на рис. 3.1, б. Доданий молібден розчиняється у ніобії, з яким має необмежену розчинність (рис.3.2).

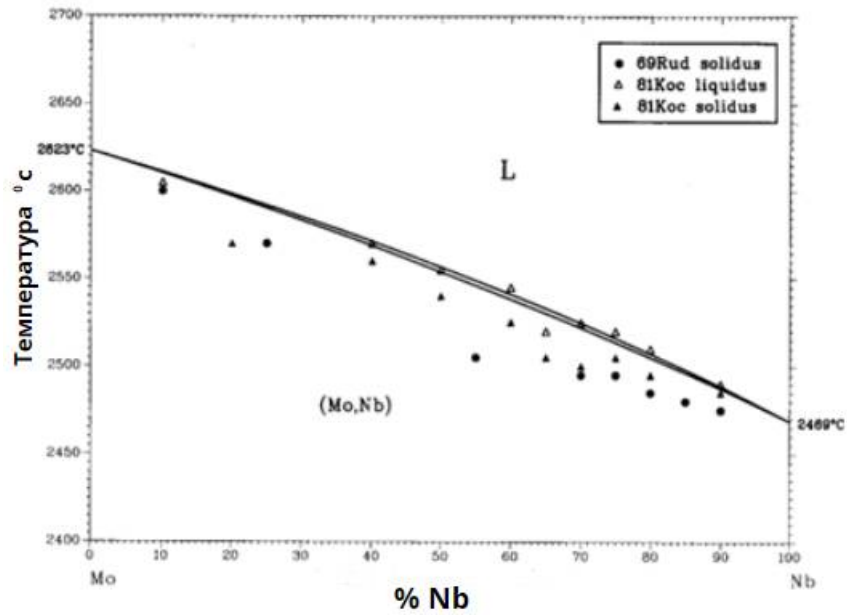


Рисунок 3.2 – Діаграма стану системи Nb-Mo [30]

Згідно діаграми стану Zr-C кристалізація сплаву при застосованому співвідношенні Zr та C у даному сплаві починається з виділення частинок карбиду ZrC (рис.3.3).

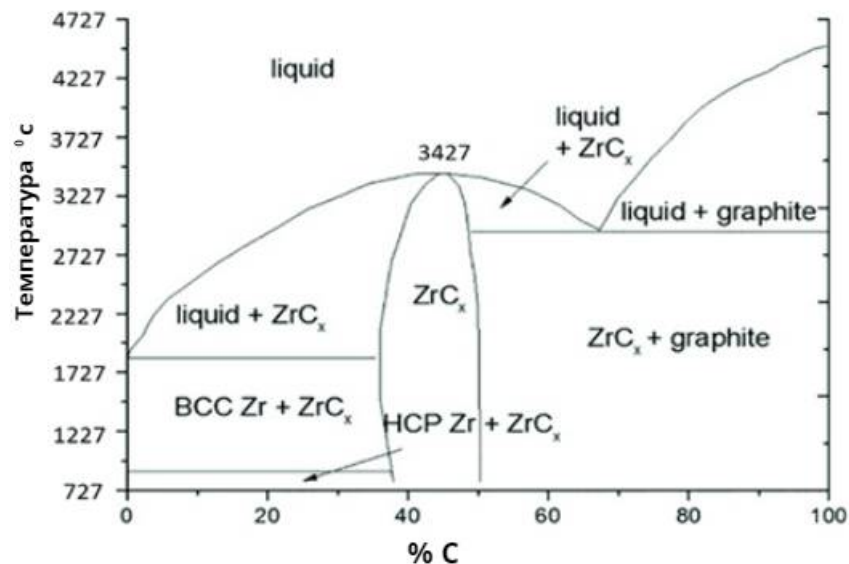
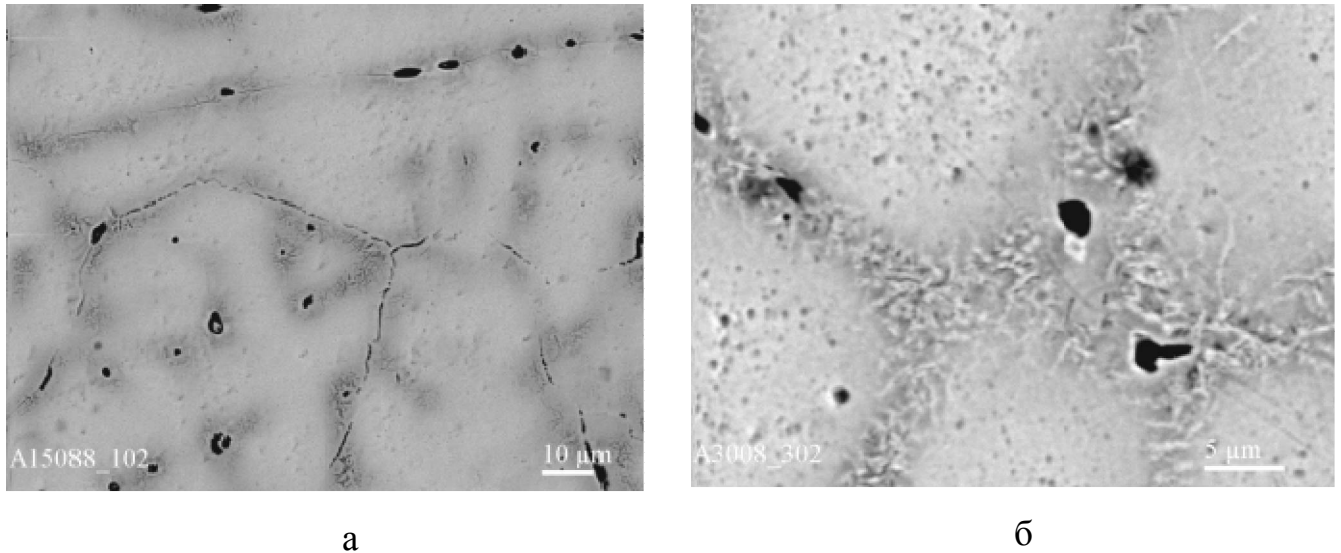


Рисунок 3.3 – Діаграма стану системи Nb-Zr [31]

На відміну від чистого ніобію, в зернах литого сплаву Nb-7Mo-1,5Zr-0,8C видно густо розташовані дисперсні виділення карбиду цирконію ZrC (рис 3.1, б).

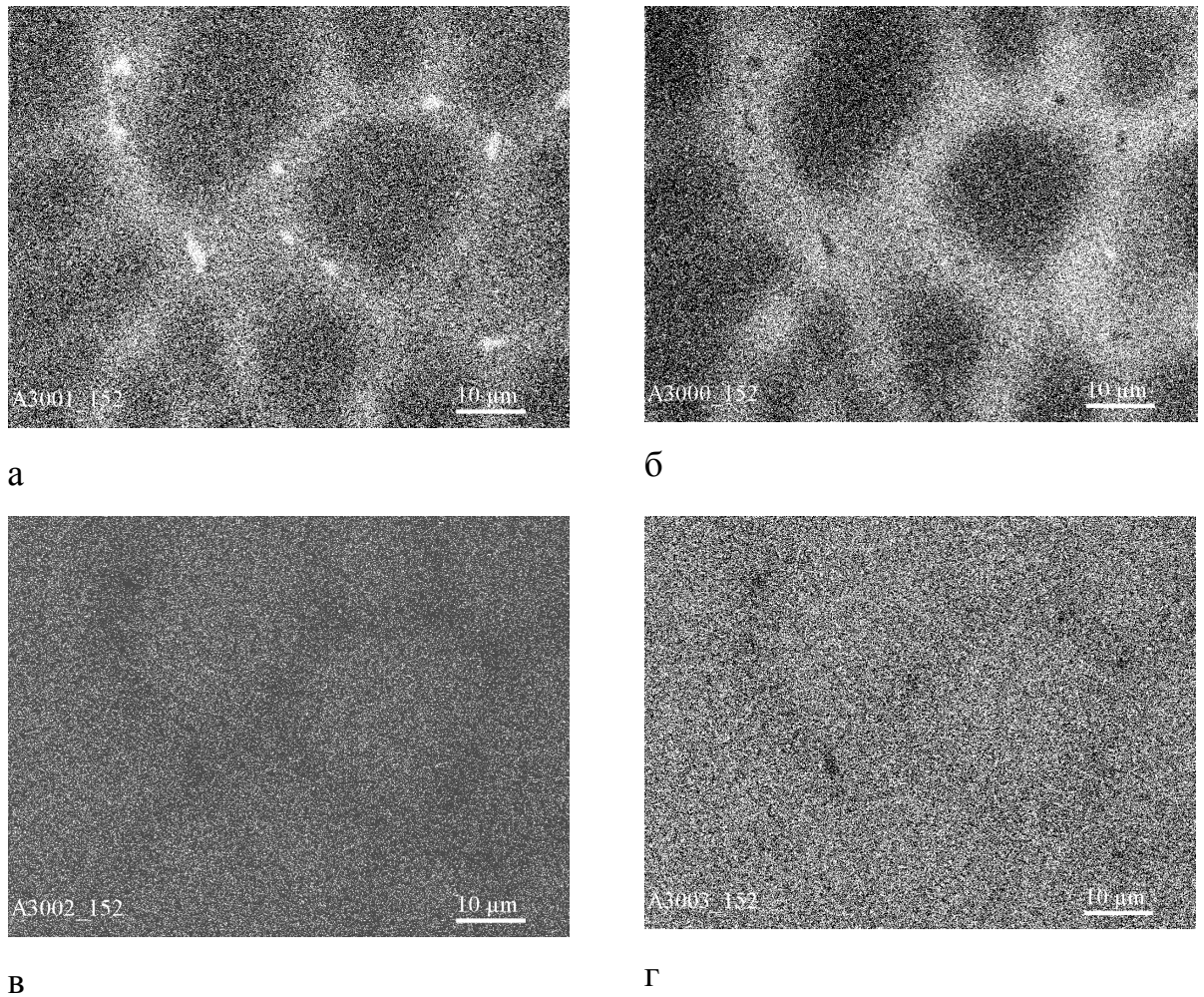
Сплав Nb-10Cr-7Mo-12Ti-0,8C має дендритну структуру (рис 3.1, в). Дослідження мікроструктури даного сплаву методом скануючої електронної мікроскопії (СЕМ) показало, що в міждендритному просторі спостерігається виділення евтектики (рис. 3.4).



а- $\times 1000$; б - $\times 3000$

Рисунок 3.4 – СЕМ структура сплаву Nb-10Cr-7Mo-12Ti-0,8C при різних збільшеннях

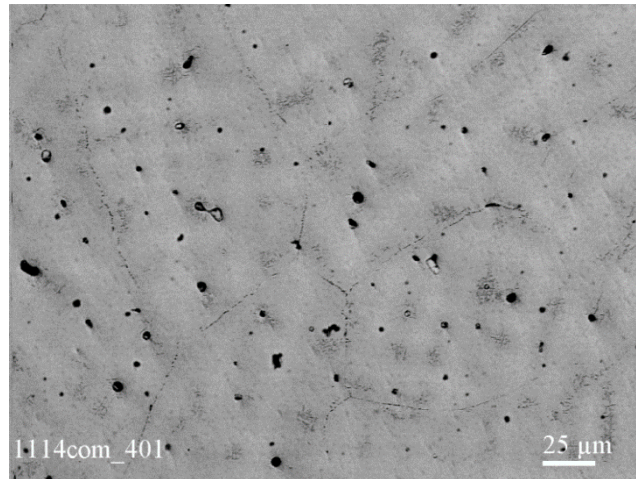
Зйомка в характеристичних променях елементів ділянки сплаву, наведеної на рис. 3.4, б показала, що міждендритний простір збагачений титаном та хромом, але збіднений ніобієм та молібденом, що може свідчити про формування фази $TiCr_2$, також спостерігаються ділянки, які значно збагачені титаном, але збіднені хромом, що може бути пов'язано з виділенням карбіду TiC (рис 3.5).



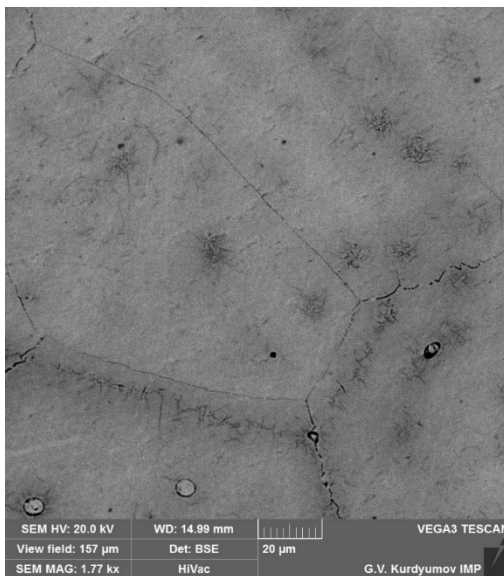
а—Ti- K_{α} ; б - Cr- K_{α} ; в –Mo- L_{α} ; г- Nb- L_{α}

Рисунок 3.5 – Мікроструктура сплаву Nb-10Cr-7Mo-12Ti-0,8C в
характеристичних променях компонентів

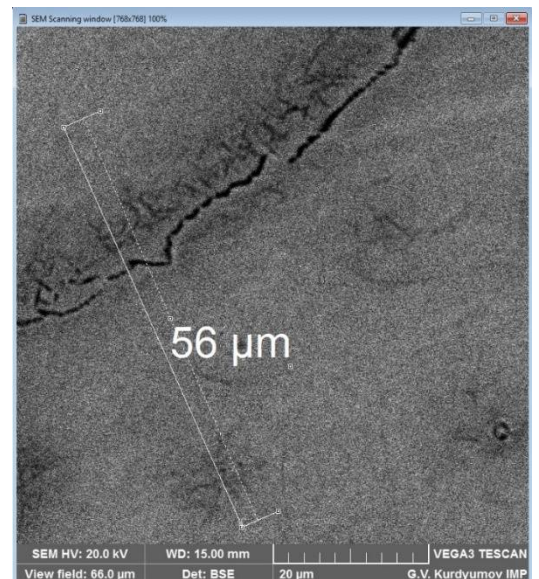
В сплаві Nb-10Cr-7Mo-22Ti-1,5Zr-0,8C спостерігаються дрібні виділення другої фази всередині зерен (рис. 3.5). Це, ймовірно, карбід цирконію, на формування якого пішов весь вуглець, оскільки він кристалізується при вищій температурі, ніж карбід титану. Виділення, схожі на колонії евтектики (система Zr-Cr) чи евтектоїду (у системі Ti-Cr), у даному сплаві мають місце не тільки по границям зерен, як у сплаві Nb-10Cr-7Mo-12Ti-0,8C, але і всередині них (рис. 3.6).



а



б



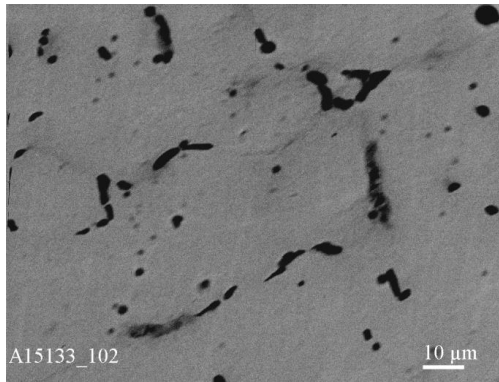
в

а - $\times 400$; б - $\times 1700$; в - $\times 3000$

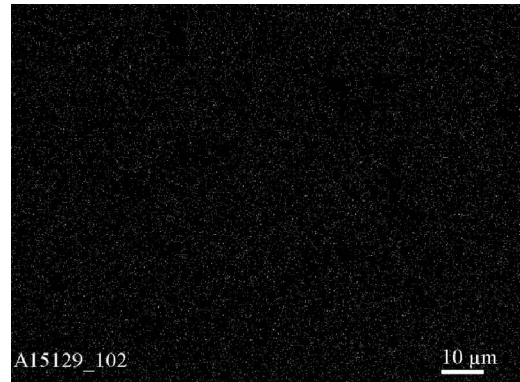
Рисунок 3.6 – Мікроструктура сплаву Nb-10Cr-7Mo-12Ti-0,8C при різних збільшеннях (SEM)

Ідея дослідження сплаву Nb-7Mo-0,5Ti-16Zr-11,4Al-0,8C полягає у застосуванні алюмінію для підвищення жаростійкості сплаву та використання цирконію для подрібнення зерен. Мікроструктура сплаву, одержана методом SEM наведена на рис 3.7. Частині темних виділень (рис. 3.7, а) відповідає підвищений вміст як цирконію (рис. 3.7, г) так і алюмінію (рис. 3.7, д). Дані по системі Zr-Al показують, що у цирконії при низьких температурах

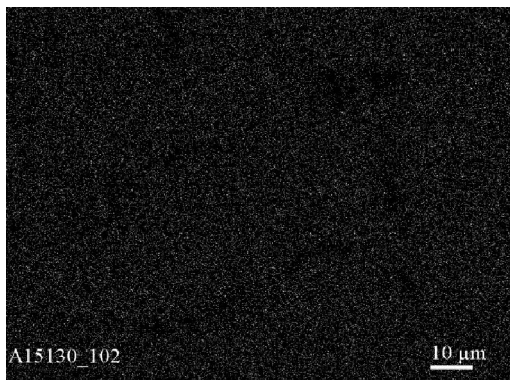
розчиняється до (2-3)% алюмінію (рис 3.8). Але те, що присутність алюмінію фіксується тільки в частині темних виділень свідчить, що це виділення інтерметалідів системи Zr-Al, а не розчинення алюмінію в продуктах евтектики системи Zr-C.



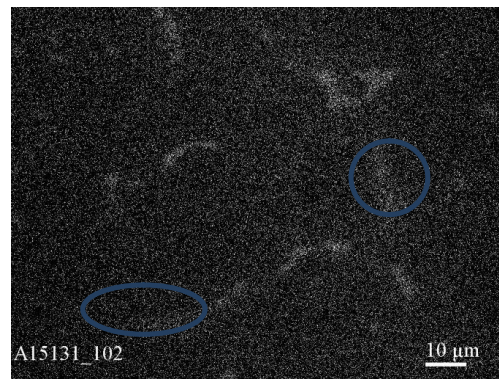
а



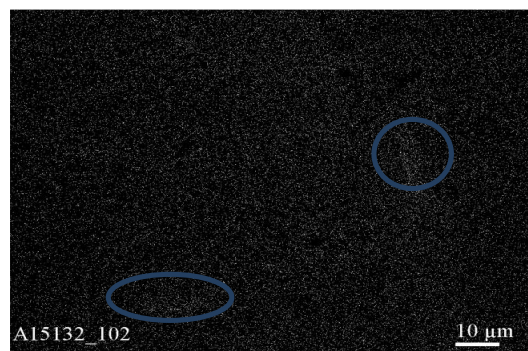
б



в



г



д

а – структура; б - Мо, в- Nb; г – Zr; д - Al

Рисунок 3.7 – Мікроструктура сплаву Nb-7Mo-0,5Ti-16Zr-11,4Al-0,8C в характеристичних променях компонентів

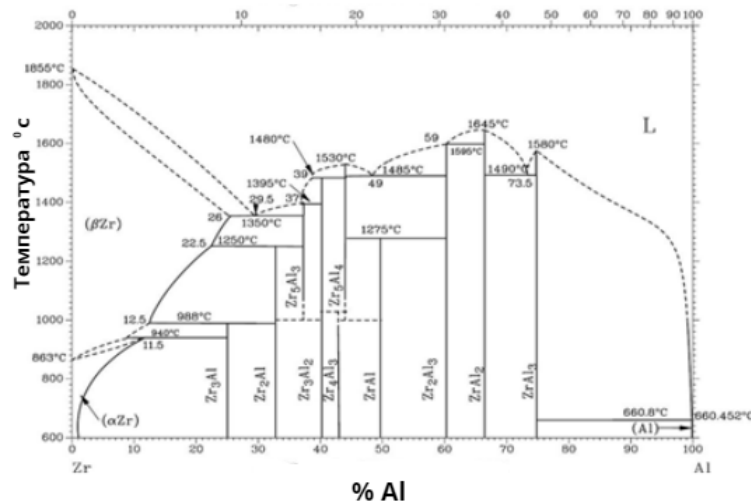


Рисунок 3.8 – Діаграма стану Zr-Al [30]

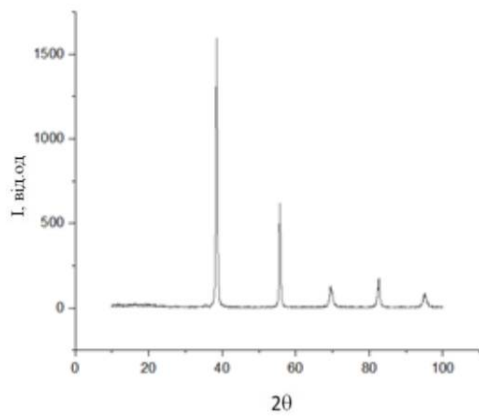
3.3 Рентгеноструктурний аналіз сплавів

Проведене дифрактометричне дослідження показало, що всі досліджені сплави кристалізуються із формуванням однофазного твердого розчину на основі ОЦК кристалічної структури, інших фаз виявлено не було, що свідчить про їх дрібнодисперсність. Параметри ґраток фаз наведено в таблиці 3.2.

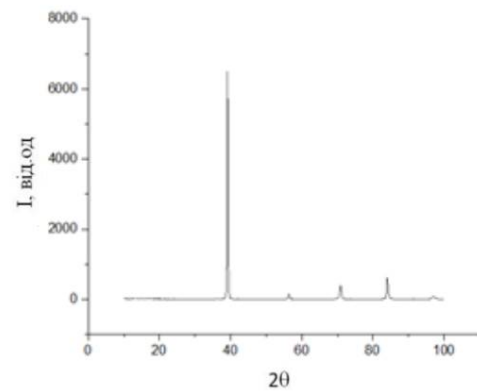
Таблиця 3.2 – Фазовий склад та параметри ґратки

	Склад сплаву, % ат	Фазовий склад	Кількість фази	Параметр ґратки, a , нм
1	Nb – 6,7Mo – 1,5Zr- 0,8C	ОЦК	100%	0,3303
2	Nb - 10Cr - 12Ti - 7 Mo - 0,8 C	ОЦК	100%	0,3264
3	Nb - 10Al - 22 Ti - 7 Mo - 1,5Zr - 0,8C	ОЦК	100%	0,3279
4	Nb-7Mo-0,5Ti-16Zr-11,4Al-0,8C	ОЦК	100%	0, 3301

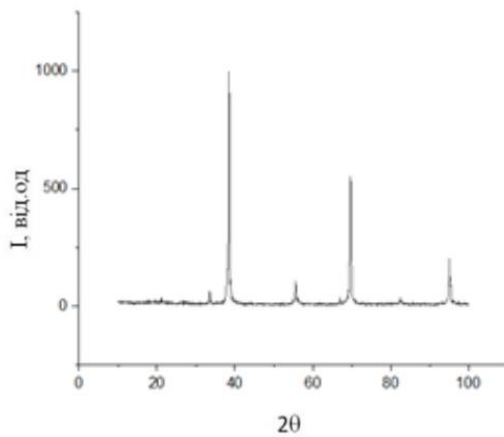
Дифрактограми досліджених зразків приведено на рисунку 3.9.



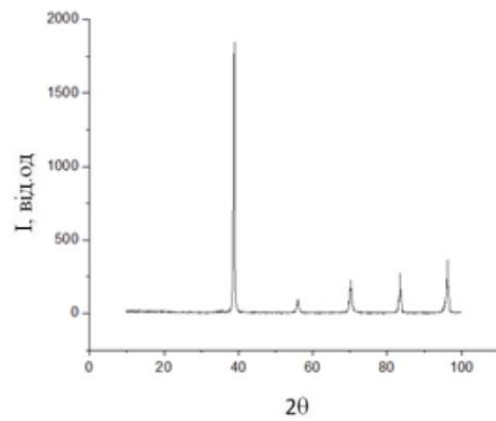
а



б



в



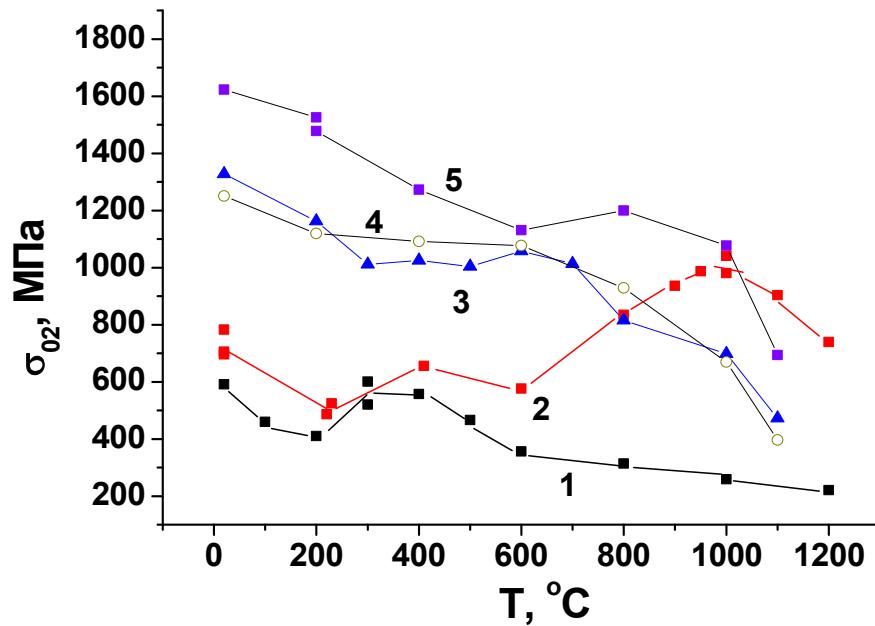
г

а - Nb - 6,7Mo - 1,5Zr - 0,8C; б - Nb - 10Cr - 12Ti - 7 Mo - 0,8 C;
 в - Nb - 10Al - 22Ti - 7Mo - 1,5Zr - 0,8C; г - Nb-7Mo-0,5Ti-16Zr-11,4Al-0,8C

Рисунок 3.9 – Результати дифрактометричного дослідження сплавів

3.4 Механічні властивості

Температурна залежність величини умовної межі плину σ_{02} досліджених сплавів при випробуванні на стиск в широкому інтервалі температур наведено на рис. 3.10.



- 1- Nb; 2- 91Nb - 6,7Mo - 1,5Zr - 0,8C; 3 - 70,92 Nb - 10Cr - 12Ti - 7 Mo - 0,8 C;
 4 - 58,7Nb - 10Al - 22 Ti - 7 Mo - 1,5Zr - 0,8C;
 5 - 64,3Nb - 0,5 Ti - 7 Mo - 16Zr - 11,4 Al - 0,8C

Рисунок 3.10 – Температурна залежність величини умовної межі плину σ_{02} досліджених сплавів при випробуванні на стиск в широкому інтервалі температур

Як бачимо, найвищу міцність до температури 1000 °C має сплав 5 - Nb - 0,5Ti - 7Mo - 16Zr - 11,4Al - 0,8C, проте з підвищенням температури до 1100 °C спостерігається її падіння, проте міцність є близькою до міцності серійного сплаву ВНЗ при 1200°C.

3.5 Стійкість до окиснення

Було проведено дослідження стійкості до окиснення серійного малолегованого сплаву Nb-7Mo-1,5Zr-0,8C та сплаву Nb-10Cr-7Mo-12Ti-0,8C при 1000 °C протягом 10 годин.

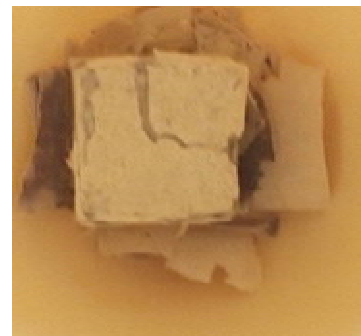
Найвища швидкість окиснення спостерігається у сплаву Nb-7Mo-1,5Zr-0,8C, який містить найбільше ніобію, хоча у сплаві присутній Zr, який є елементом, що суттєво знижує розчинність кисню у бінарних сплавах на основі

Nb, проте в даному випадку він не має помітного впливу на жаростійкість сплаву даного складу, оскільки його кількість є недостатньою для суттєвого покращення жаростійкості. В результаті окиснення серійний сплав показав катастрофічне окиснення, яке супроводжувалось повним руйнуванням зразка (рис 3.11, а). Проте, у порівнянні з нелегованим ніобієм його швидкість окиснення майже у 4 рази нижча.

На сплаві Nb-10Cr-7Mo-12Ti-0,8C спостерігалось формування крихкої окалини з низькою адгезією та частковим сколом та відшаруванням з поверхні зразка (рис. 3.11,б).



а



б

Рисунок 3.11 – Зовнішній вигляд окалин сплавів після окиснення при 1000 °С

Порівняння значень зміни питомої маси зразків досліджених сплавів наведено в табл. 3.3.

Таблиця 3.3 – Питома зміна маси зразків сплавів після окиснення при 1000 °С протягом 10 годин

Склад сплаву	Питома зміна маси, мг/см ²		
	q ₃	q ₅	q ₁₀
Nb (нелегований)	182,5	-	
Nb-7Mo-1,5Zr-0,8C	49,4	-	
Nb-10Cr-7Mo-12Ti-0,8C	9,22	16,28	27,44

Як бачимо, сумісне легування хромом, молібденом та титаном сприяє ефективному зниженню окиснення сплаву Nb-10Cr-7Mo-12Ti-0,8C при температурі 1000°C.

3.6 Висновки до розділу 3

У розділах 3.1-3.5 представлено результати експериментальних досліджень сплавів системи Nb-Ti-Cr-Mo-Zr, легованих вуглецем.

Металографічні дослідження виявили, що структура більшості сплавів є однофазною на основі ОЦК твердого розчину ніобію. При концентрації 0,8 % ат. вуглецю спостерігалось виділення карбідних фаз (TiC, ZrC) як в матриці, так і по границях зерен.

Рентгеноструктурний аналіз підтвердив наявність лише ОЦК фази на основі ніобію у всіх досліджених сплавах.

Визначення механічних властивостей показало, що додавання вуглецю сприяє зміцненню сплавів, особливо при високих температурах, завдяки виділенню карбідних фаз.

Дослідження жаростійкості виявило, що сплав Nb-10Cr-7Mo-12Ti-0,8C, має кращу стійкість до окиснення при 1000°C у порівнянні з відомим промисловим сплавом завдяки формуванню більш щільного оксидного шару.

Таким чином, отримані результати демонструють позитивний вплив легування вуглецем на механічні властивості та жаростійкість сплавів системи Nb-Ti-Cr-Mo-Zr при високих температурах.

ВИСНОВКИ

Досліджено вплив легування вуглецем на механічні властивості легованих сплавів на основі ніобію в широкому інтервалі температур, стійкість до окиснення при 1000°C та можливість зменшення питомої ваги до рівня <7 г/см³.

Отримані результати показують, що всі досліджені сплави представляють собою однофазний ОЦК твердий розчин на основі ніобію.

Виявлено, що в залежності від вмісту та природи легуючих елементів, при введенні до сплавів 0,8 % ат С, відбувається виділення карбідних фаз типу TiC або ZrC, як в ОЦК твердому розчині на основі Nb, так і вздовж границь зерен, що сприяє підвищенню міцності сплавів при високих температурах.

Встановлено, що найвищу жароміцність має сплав Nb – 0,5 Ti - 7 Мо - 16Zr-11,4 Al - 0,8C, яка є близькою до відомого сплаву ВНЗ, але при цьому він має значно меншу питому масу – 7,47 проти 8,64 г/см³ відповідно.

В результаті проведених досліджень кінетики окиснення, морфології окалини та визначення фазового складу оксидної плівки встановлено, що на відміну від серійного сплаву Nb-7Мо-1,5Zr-0,8C, який за 3 години при 1000 °C повністю окислився та зруйнувався, на сплаві Nb-10Cr-7Мо-12Ti-0,8C сформувалась більш щільна окалина, при цьому зразки повністю зберегли свою геометрію.

Досліджені в роботі сплави можуть бути рекомендовані для застосування в якості деталей газотурбінних двигунів в ракетній та космічній техніці.

CONCLUSIONS

The study investigated the effect of carbon alloying on the mechanical properties of niobium-based alloys over a wide temperature range, oxidation resistance at 1000°C, and the potential to reduce specific weight to $<7 \text{ g/cm}^3$. Results show that all investigated alloys represent a single-phase FCC solid solution based on niobium.

It was found that depending on the content and nature of alloying elements, the introduction of 0.8% C into the alloys leads to the precipitation of carbide phases such as TiC or ZrC, both within the FCC solid solution based on Nb and along grain boundaries, contributing to increased strength at high temperatures.

The alloy Nb-0.5Ti-7Mo-16Zr-11.4Al-0.8C exhibits the highest creep resistance, comparable to the well-known VN3 alloy, but with significantly lower specific weight – 7.47 versus 8.64 g/cm^3 respectively.

Investigations into oxidation kinetics, scale morphology, and determination of the oxide film phase composition revealed that unlike the commercial Nb-7Mo-1.5Zr-0.8C alloy, which completely oxidized and failed within 3 hours at 1000°C, the Nb-10Cr-7Mo-12Ti-0.8C alloy developed a denser scale, preserving sample geometry.

Calculations indicated a coefficient of conditionally economic efficiency of 7.41 for the research work, demonstrating its feasibility. Total expenses for labor costs, unified social contribution, overhead, and other direct expenses amounted to 54,837.34 UAH.

The facility provides sufficient natural lighting meeting requirements for comfortable working conditions, employing a combined lighting system integrating natural and artificial sources. The microclimate, noise and vibration levels, and organization of workstations comply with sanitary norms, ensuring comfortable conditions for scientific research.

Risk analysis during scientific research in the thermal processing laboratory identified the need for preparation, requisite skills, and adherence to safety guidelines to prevent potential emergencies and their consequences.

The alloys studied in this research are recommended for application in components of gas turbine engines in aerospace technology and rocketry.

ПЕРЕЛІК ЛІТЕРАТУРНИХ ПОСИЛАНЬ

1. Isothermal section at 1000°C of the Nb–Ti–Si system / Honghui Xu [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2005. – Vol. 394, no. 1-2. – P. 235–239.
2. Zhao J. C. Mapping of the Nb–Ti–Si phase diagram using diffusion multiples / J. C. Zhao, M. R. Jackson, L. A. Peluso // *Materials Science and Engineering: A*. – 2004. – Vol. 372, no. 1-2. – P. 21–27.
3. Phase diagram of the Nb–Al–Si ternary system / J. C. Zhao [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2003. – Vol. 360, no. 1-2. – P. 183–188.
4. Zhao J. C. Determination of the Nb–Cr–Si phase diagram using diffusion multiples / J. C. Zhao, M. R. Jackson, L. A. Peluso // *Acta Materialia*. – 2003. – Vol. 51, no. 20. – P. 6395–6405.
5. Qu S. Effects of alloying elements on phase stability in Nb–Si system intermetallics materials / Shiyu Qu, Yafang Han, Liguang Song // *Intermetallics*. – 2007. – Vol. 15, no. 5-6. – P. 810–813.
6. Zelenitsas K. Study of the role of Al and Cr additions in the microstructure of Nb–Ti–Si in situ composites / K. Zelenitsas, P. Tsakiroopoulos // *Intermetallics*. – 2005. – Vol. 13, no. 10. – P. 1079–1095.
7. Zelenitsas K. Study of the role of Ta and Cr additions in the microstructure of Nb–Ti–Si–Al in situ composites / K. Zelenitsas, P. Tsakiroopoulos // *Intermetallics*. – 2006. – Vol. 14, no. 6. – P. 639–659.
8. Geng J. A study of the effects of Hf and Sn additions on the microstructure of Nbss/Nb₅Si₃ based in situ composites / Jie Geng, Panos Tsakiroopoulos, Guosheng Shao // *Intermetallics*. – 2007. – Vol. 15, no. 1. – P. 69–76.
9. Murayama Y. Solid solution hardening of Nb₃Al alloys containing tungsten, molybdenum and tantalum / Y. Murayama, S. Hanada // *Scripta Materialia*. – 1997. – Vol. 37, no. 7. – P. 949–953.
10. Muruges L. Crack Growth in a ductile-phase-toughened in situ intermetallic composite under monotonic and cyclic loading / L. Muruges, K. T. Venkateswara Rao, R. O. Ritchie // *Scripta Metallurgica et Materialia*. – 1993. – Vol. 29, no. 8. – P. 1107–1112.
11. Gnanamoorthy R. Ductile-phase toughening and fatigue crack growth in Nb₃Al base alloys / R. Gnanamoorthy, S. Hanada, K. Kamata // *Scripta Materialia*. – 1996. – Vol. 34, no. 6. – P. 999–1003.
12. Leonard K. J. Phase equilibria at 1100°C in the Nb–Ti–Al system /

- Keith J. Leonard, Joseph C. Mishurda, Vijay K. Vasudevan // *Materials Science and Engineering: A.* – 2002. – Vol. 329-331. – P. 282–288.
13. Guan D.-L. Microstructure and mechanical properties of as-cast and aged Nb–15 at.% Al–10 at.% Ti, –25 at.% Ti and –40 at.% Ti alloys / Dah-Liang Guan, Charlie R. Brooks, Peter K. Liaw // *Intermetallics.* – 2002. – Vol. 10, no. 5. – P. 441–458.
14. Effect of B addition on the microstructures and mechanical properties of Nb–16Si–10Mo–15W alloy / C. MA [et al.] // *Materials Science and Engineering A.* – 2004. – Vol. 384, no. 1-2. – P. 377–384.
15. High temperature strength and room temperature fracture toughness of Nb–Mo–W refractory alloys with and without carbide dispersoids / Won-Yong Kim [et al.] // *Materials Science and Engineering: A.* – 2003. – Vol. 346, no. 1-2. – P. 65–74.
16. Kim W.-Y. Microstructure and high temperature strength at 1773 K of Nbss/Nb₅Si₃ composites alloyed with molybdenum / Won-Yong Kim, Hisao Tanaka, Shuji Hanada // *Intermetallics.* – 2002. – Vol. 10, no. 6. – P. 625–634.
17. Jiao H. Microstructures and mechanical properties of Nb–Ti–C alloys / Huisheng Jiao, Ian P. Jones, Mark Aindow // *Materials Science and Engineering: A.* – 2008. – Vol. 485, no. 1-2. – P. 359–366.
18. Ding R. Effect of carbon on the microstructures and mechanical properties of as cast Nb-base alloy / Rengen Ding, Ian P. Jones, Huisheng Jiao // *Materials Science and Engineering: A.* – 2008. – Vol. 485, no. 1-2. – P. 92–98.
19. Ding R. Effect of Mo and Hf on the mechanical properties and microstructure of Nb–Ti–C alloys / Rengen Ding, Ian P. Jones, Huisheng Jiao // *Materials Science and Engineering: A.* – 2007. – Vol. 458, no. 1-2. – P. 126–135.
20. Ding R. Effect of Mo on mechanical properties and microstructure of Nb–Ti–C alloys / Rengen Ding, Huisheng Jiao, Ian P. Jones // *Materials Science and Engineering: A.* – 2008. – Vol. 483-484. – P. 199–202.
21. Massalski T. B. *Binary Alloy Phase Diagrams.* - ASM International. - 1990.
22. Effect of carbon addition on the microstructure and mechanical properties of Nb-30Ti-18Al alloy / C. X. Yu [et al.] // *Materials Science and Engineering: A.* – 2016. – Vol. 666. – P. 199–206.
23. Ding R. Effect of carbon on the microstructures and mechanical properties of as cast Nb-base alloy / Rengen Ding, Ian P. Jones, Huisheng Jiao // *Materials Science and Engineering: A.* – 2008. – Vol. 485, no. 1-2. – P. 92–98.

24. Банних О. А. Влияние хрома на жаростойкость сплавов системы Nb-Ti-Al-Cr / О. А. Банних, Е. Н. Шефтель, Г. Ш. Усманова, А. А. Шарапов, Д. Е. Капуткин // *Металлы*. - 1993. - №2. - С. 121-126.
25. Банних О. А. Исследование структуры и фазового состава поверхностных слоев, образующихся при окислении сплавов Nb-Ti-Al-Cr / О. А. Банних, Е. Н. Шефтель, Г. Ш. Усманова, А. А. Шарапов, Д. Е. Капуткин // *Металлы*. - 1993. - №5. - С. 198-204.
26. Chaze A. M. Influence of aluminium on the oxidation of titanium between 550 and 750 °C / A. M. Chaze, C. Coddet // *Journal of the Less Common Metals*. - 1990. - Vol. 157, no. 1. - P. 55-70.
27. Perkins R. A. Formation of alumina on NbAl alloys / R. A. Perkins, K. T. Chiang, G. H. Meier // *Scripta Metallurgica*. - 1988. - Vol. 22, no. 3. - P. 419-424.
28. Perkins R. A. The oxidation behavior and protection of niobium / Roger A. Perkins, Gerald H. Meier // *JOM*. - 1990. - Vol. 42, no. 8. - P. 17-21.
29. Isothermal oxidation mechanism of Nb-Ti-V-Al-Zr alloy at 700-1200°C: Diffusion and interface reaction / Jianshu Zheng [et al.] // *Corrosion Science*. - 2015. - Vol. 96. - P. 186-195.
30. Okamoto H. Mo-Nb (Molybdenum-Niobium) / H. Okamoto // *Journal of Phase Equilibria*. - 1991. - Vol. 12, no. 5. - P. 616-617.
31. Harrison R. W. Processing and properties of ZrC, ZrN and ZrCN ceramics: a review / R. W. Harrison, W. E. Lee // *Advances in Applied Ceramics*. - 2016. - Vol. 115, no. 5. - P. 294-307.
32. ДСН 3.3.6.042-99. Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень. - [Чинний від 1999-01-01]. - Київ: МОЗ України, 1999. - 42 с. - (Замість СН 245-71).
33. ДБН В.2.5.28-2006. Природне та штучне освітлення. - [Чинний від 2006-07-01]. - К. : Мінрегіонбуд України, 2006. - 64 с.
34. ДСН 3.3.6.037-99. Санітарні норми виробничого шуму, ультразвуку та інфразвуку. - [Чинний від 1999-01-01]. - Київ: МОЗ України, 1999. - 48 с. - (Замість СН 3223-85).
35. ДСТУ Б В.1.1-36:2016. Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухо-пожежною та пожежною небезпекою. -

[Чинний від 2016-07-01]. – Київ: Мінрегіонбуд України, 2016. – 56 с. – (Замість ДСТУ Б В.1.1-36:2008).